



AUTARQUIA ASSOCIADA À UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

**UMA ABORDAGEM DA VIDA EM FADIGA EM BARRA
ESTABILIZADORA AUTOMOTIVA CONSIDERANDO
DEFEITO SUPERFICIAL FÍSICAMENTE PEQUENO**

MARCO ANTONIO COLOSIO

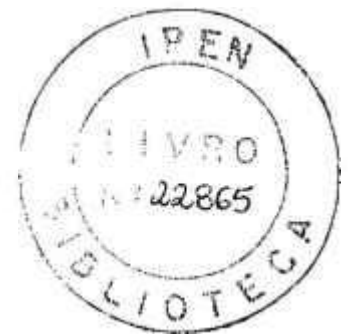
**Tese apresentada como parte dos
requisitos para obtenção do Grau de
Doutor em Ciências na Área de
Tecnologia Nuclear - Materiais.**

**Orientador:
Prof. Dr. Arnaldo H. Paes de Andrade**

**São Paulo
2003**

**UMA ABORDAGEM DA VIDA EM FADIGA EM BARRA
ESTABILIZADORA AUTOMOTIVA CONSIDERANDO DEFEITO
SUPERFICIAL FISICAMENTE PEQUENO**

MARCO ANTONIO COLOSIO



**Tese apresentada como parte dos
requisitos para obtenção do Grau de
Doutor em Ciências na Área de
Tecnologia Nuclear - Materiais**

**Orientador:
Prof. Dr. Arnaldo H. Paes de Andrade**

**São Paulo
2003**

INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES
Autarquia associada à Universidade de São Paulo

**Uma abordagem da vida em fadiga em barra
estabilizadora automotiva considerando defeito
superficial fisicamente pequeno**

MARCO ANTONIO COLOSIO

**Tese apresentada como parte dos
requisitos para obtenção do Grau de
Doutor em Ciências na Área de
Tecnologia Nuclear - Materiais**

**Orientador:
Prof. Dr. Arnaldo H. Paes de Andrade**

**São Paulo
2003**

A Luciana, Cacilda e Antônio, fonte
de inspiração e perseverança

AGRADECIMENTOS

Ao Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares (IPEN) pela oportunidade profissional de realizar este estudo.

Ao orientador Prof. Dr. Arnaldo H. Paes de Andrade não somente pelas diretrizes seguras durante a execução desse trabalho mas, também pela amizade criada ao longo do tempo ao qual tenho em muita consideração.

Um agradecimento ao Prof. Dr. Carlos Baptista e Francisco Paiva pela ajuda e opiniões dadas para realização dos ensaios de fadiga.

Aos engenheiros Gilberto Ballarini, Fábio Maffei e Fabrício Lessa da empresa Thyssenkrupp que me ajudaram na obtenção de amostras e ensaios cíclicos.

Aos meus amigos da GM e da Politécnica-USP, Roberto R. Ramos, Daniel Vilela, Gabriel Gueler e Miguel Calle pela ajuda nos cálculos numéricos e Vitório Arduino, Roberto Windt, Sidnei Nascimento, Yoshio Zetchaku, Áureo Sibuya, Hertz e Ailton Garcia pelas preparações de amostras e ensaios cíclicos de bancada.

Pelos amigos do IPEN nas áreas de Materiais e Química pelo companheirismo mostrado durante o tempo deste curso, em especial para o Prof Dr. Alcídio Abrão e Mari Estela de Vasconcello, Dr Nelson B. Lima e Marilene.

Aos Doutores, Jan Vatauvuk e Carlos Augusto Couto, que participaram do Exame de Qualificação e muito contribuíram para fechamento deste estudo.

E com muita consideração ao Dr José Barboza, Conrado Herrmann Filho e José Carlos dos Santos que em nome da General Motors do Brasil me apoiaram e ajudaram na realização deste trabalho.

A todos aqueles que de forma direta ou indireta ajudaram na conclusão desse estudo e compartilho com eles a minha satisfação pela conclusão do mesmo.

Uma abordagem da vida em fadiga em barra estabilizadora automotiva considerando defeito superficial fisicamente pequeno

Marco Antonio Colosio

RESUMO

Para a nucleação e crescimento de uma trinca de fadiga em um sólido são necessários um carregamento externo e condições favoráveis em sua superfície ou núcleo; todavia, o aumento da resistência à fadiga de um componente feito com um determinado material pode ser obtido por tratamentos térmicos que aumentam a dureza superficial e / ou tratamentos superficiais que introduzem tensões residuais compressivas. O presente estudo avalia a resistência à fadiga de matrizes martensítica e perlítica de um aço SAE 5160 e a influência do processo de jateamento por granalha de aço no desempenho na sua vida em fadiga. Também, um micro-defeito da ordem de 0,3 mm de profundidade, criado por eletro-erosão, foi utilizado para separar os mecanismos de nucleação e crescimento da trinca de fadiga e sua importância relativa na vida em fadiga de componentes e corpos-de-prova.

Barras estabilizadoras automotivas, confeccionadas nas condições normal de produção e adaptada para os propósitos deste trabalho, foram avaliadas de acordo com os parâmetros acima, por meio da obtenção de curvas S-N e $da/dN-\Delta K$ do material e também pela utilização de recursos de modelagem numérica, cálculos analíticos, ensaios de durabilidade em bancada e no veículo e monitoramento de tensões/deformações por extensômetros elétricos.

Os ensaios de carregamento cíclico em função do seu tipo e nível de tensão mostram a redução de vida em fadiga de barras estabilizadoras e corpos-de-prova quando presente um pequeno defeito físico, melhora quando acrescentado um jateamento sobre a superfície com um micro-defeito e diferenças comportamentais entre as microestruturas perlítica e martensítica com e sem os efeitos do jateamento e do micro-defeito.

A proposta deste estudo é fornecer uma visão integrada e profunda da vida em fadiga de um componente de segurança (barra estabilizadora) e / ou corpos-de-prova e mostrar que os recursos experimentais adotados podem ser confiáveis e eficientes para utilização direta na fase de projeto desse componente.

An approach to the fatigue life of an automotive stabilizer bar containing small physical defect

Marco Antonio Colosio

ABSTRACT

To nucleate and grow a fatigue crack in a solid, an external load and a core or surface favorable conditions are required; however, improvements in the fatigue resistance of components made of a given material can be obtained by heat treatments that increase the hardness and / or surface treatments which introduce compressive residual stresses. This current study evaluates the fatigue resistance of martensitic and pearlitic microstructures of a SAE 5160 steel, and the influence of shot peening on fatigue performance. A small surface defect, about 0,3 mm deep, and created by electro discharge machining was also used to separate the fatigue crack nucleation and fatigue crack growth so that their relative importance on the fatigue life of components and specimens could be evaluated.

Automotive stabilizer bars, in the as-manufactured condition and adapted to the objectives of this investigation were tested to determine the influence of the above-mentioned parameters. The following techniques were used: S-N and $da/dN-\Delta K$ curves, finite elements analysis, analytical calculations, stress-analysis by strain gages as well as cyclic and durability tests in vehicle.

The cyclic load tests show: (a) reduced fatigue life of the stabilizer bars and specimens when a small physical defect was present, (b) increased fatigue life when shot penning was introduced as part of the manufacturing process and (c) behavioral differences between perlitic and martensitic microstructures with and without shot peening and small physical defect.

The proposal of this study was to provide an integrated and in-depth vision of the fatigue life of mechanical components, such as the stabilizer bar and / or specimens, and to show that the experimental procedures used here are reliable and efficient for using in the design of automotive component.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	v
LISTA DE TABELAS	xi
LISTA DE SIGLAS E UNIDADES	xii
LISTA DE SÍMBOLOS	xiii
1. INTRODUÇÃO	1
2. OBJETIVOS GERAIS	2
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
3.1. Considerações sobre fadiga	3
3.2. Curva S-N	3
3.3. Mecanismo de fadiga	6
3.3.1. Nucleação da trinca de fadiga	7
3.3.2. Crescimento da trinca de fadiga	10
3.3.3. Taxa de propagação de uma trinca por fadiga	14
3.3.4. Crescimento de trinca pequena	17
3.3.5. Efeito da microestrutura na trinca pequena	22
3.3.6. Fator de concentração de tensão	23
3.3.7. Propagação de uma trinca pequena em um entalhe	27
3.4. Modelos para controle de fadiga: trinca pequena	30
3.4.1. Razões para criação dos modelos	32
3.4.2. Modelos	32
3.4.3. Desempenho e escolha do modelo	36
3.4.4. Equacionamento da fadiga em pequenos defeitos ou trincas	37
3.5. Processo de jateamento	42
3.5.1. Jateamento	42
3.5.2. Técnicas de medição	46
3.5.3. Comportamento em fadiga de materiais jateados	48
3.5.4. Cálculos de tensão residual	51
3.5.5. Campo de tensão residual	51
3.5.6. Trincas curtas e o jateamento	53
3.6. Estrias de fadiga na história de carregamento	54
3.7. Acúmulo de dano de fadiga	57
4. OBJETIVO DO ESTUDO	60
5. MATERIAIS E MÉTODOS	61
5.1. Introdução	61
5.2. Descrição do material estudado	62
5.3. Matéria prima utilizada	64
5.4. Obtenção das amostras: S-N, da/dN e barras estabilizadoras	64
5.5. Jateamento de granalha de aço	66
5.6. Introdução de microdefeito EE (Eletro-Erosão) na superfície	67
5.7. Rugosidade	69
5.8. Dureza Vickers	70
5.9. Tensão residual - Difratomia de Raios-X	71
5.10. Metalografia	71
5.11. Fractografia	72
5.12. Levantamento das curvas S-N	73
5.13. Levantamento das curvas da/dN- ΔK	73

5.14. Modelagem numérica por Elementos Finitos (MEF)	75
5.14.1. Modelagem da barra estabilizadora	75
5.14.2. Avaliação do K_t na barra estabilizadora e CP S-N	76
5.15. Ensaio de ciclagem da barra estabilizadora	76
5.16. Ensaio de durabilidade em veículo	80
6. RESULTADOS E DISCUSSÃO	84
6.1. Monitoramento das variáveis que influem no mecanismo de fadiga	84
6.1.1. Tensão residual	84
6.1.2. Medição do tamanho do defeito EE	86
6.1.3. Rugosidade	87
6.1.4. Perfil de dureza Vickers	88
6.1.5. Microestrutura	89
6.2. Amostras S-N	92
6.2.1. Curvas de fadiga S-N	92
6.2.2. Análise do dano de fadiga nos CPs S-N	99
6.2.2.1. CPs S-N: Lixa 2000 ou polido	99
6.2.2.2. CPs S-N: defeito EE	102
6.2.2.3. CPs S-N: jateado	105
6.2.2.4. CPs S-N: defeito EE + jateamento	108
6.2.3. Avaliação do K_t do defeito EE no CP S-N	110
6.3. Curvas da/dN- ΔK	111
6.3.1. Curva de fadiga da/dN- ΔK	111
6.3.2. Medidas de estrias de fadiga	117
6.4. Barra Estabilizadora	120
6.4.1. Modelagem numérica por Elementos Finitos (MEF)	120
6.4.2. Cálculos analíticos de esforços.	122
6.4.3. Aquisição de dados por extensometria elétrica	125
6.4.4. Ensaio cíclico de bancada (Rig Test)	129
6.4.5. Análise de fadiga após ensaio cíclico	131
6.4.5.1. Barra estabilizadora: bruta de trefila (desl.: 50 mm)	133
6.4.5.2. Barra estabilizadora: com defeito EE (desl.27,7 e 50mm)	135
6.4.5.3. Barra estabilizadora: defeito EE+jateamento (desl.50 mm)	138
6.4.5.4. Barra estabilizadora: jateamento (desl.: 27,7 e 50 mm)	139
6.4.6. Ensaio de durabilidade e acúmulo de dano	141
6.4.7. Avaliação do K_t do defeito EE na barra estabilizadora	146
6.5. Discussão Final	147
6.5.1. Efeitos do defeito EE e jateamento na vida em fadiga	147
6.5.2. Crescimento da trinca pelo mecanismo de fadiga	158
6. CONCLUSÕES	169
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	170
APÊNDICE A - Controle de ensaios experimentais	171
APÊNDICE B - Tabelas de Resultados dos Ensaios S-N	173
APÊNDICE C - Resultados dos ensaios da/dN-ΔK da amostra da classe N	176
APÊNDICE D - Resultados dos ensaios da/dN-ΔK da amostra da classe TR	178
APÊNDICE E - Medição de Estrias por M.E.V.	180
APÊNDICE F - Cálculos empíricos das tensões na barra estabilizadora	183
APÊNDICE G - Resumo de cálculos dos números de ciclos para a falha	187
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	196

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.2.1: Espectro senoidal do carregamento de tensão versus tempo [16].....	4
Figura 3.3.1: Esquemática da somatória de eventos de nucleação e crescimento de uma trinca de fadiga na vida de componente e de corpo-de-prova [24].....	7
Figura 3.3.1.1: Bandas de deslizamento [25].	9
Figura 3.3.1.2: Mecanismo de formação de intrusão e extrusão [24].....	10
Figura 3.3.2.1: Carregamento nos Modos I, II e III [32].....	11
Figura 3.3.2.2: Esquema dos modos de crescimento de uma trinca de fadiga [36].....	13
Figura 3.3.2.3: Crescimento da trinca de fadiga no modo de cisalhamento [36].....	13
Figura 3.3.2.4: Modelo de crescimento da trinca no Estágio II [36].....	13
Figura 3.3.3.1: Esquemática do carregamento no Modo I e as equações das componentes de tensão [24].....	14
Figura 3.3.3.2: Diagrama de Paris. Três regimes que indentificam a variação da razão do crescimento de trincas em função do fator de intensidade de tensão, ΔK [24].....	17
Figura 3.3.4.1: Etapas do comportamento da trinca pequena e função da tensão de carregamento [60].....	21
Figura 3.3.4.2: Comparativo entre o crescimento de trincas grande e pequena, para baixos valores de ΔK [57].....	21
Figura 3.3.4.3: Tipos de fechamentos da trinca [32].....	22
Figura 3.3.6.1: Sensibilidade do K_f e K_t em função do gradiente de tensão [67].....	25
Figura 3.3.6.2: Influência do raio do entalhe e da constante α no valor de K_f [67].....	26
Figura 3.3.6.3: Influência do entalhe em função do nível de carregamento [67].....	27
Figura 3.3.7.1: Esquemática do campo de tensões elásticas na raiz do entalhe [24]....	28
Figura 3.3.7.2: Esquemática do campo de tensões elasto-plástico [24].....	29
Figura 3.3.7.3: Crescimento de trinca pequena dentro do campo de tensões [71].....	30
Figura 3.4.4.1: Limite de fadiga de aços em função da dureza da sua matriz [62].....	38
Figura 3.4.4.2: Projeção da área do defeito na direção da tensão principal [81].....	38
Figura 3.4.4.3: Fator de correção F para o FIT de trincas nucleadas em um furo [81]..	39
Figura 3.4.4.4: Curvas S-N para diferentes tipos de defeito [81].....	40
Figura 3.4.4.5: Localização do defeito [84].....	40
Figura 3.4.4.6: Dependência do limite de fadiga com o tamanho de furo para dois tipos de carregamento: torção e tração [81].....	41
Figura 3.4.4.7: Esquemática de duas regiões com trinca de fadiga iniciada em furos com dimensões diferentes [85].	42
Figura 3.5.1.1: Esquemática das deformações plásticas e elásticas causadas por uma esfera contra a superfície de um material [94].....	43
Figura 3.5.1.2: Correlação entre o diâmetro e dureza da esfera em função ao aumento do limite de fadiga de um aço 1MnCr5 carbonitretado [104].....	45
Figura 3.5.2.1: Esquemática do dispositivo de medição Almen [106].....	47
Figura 3.5.3.1: Bloqueio do crescimento de trincas de fadiga através do efeito da tensão residual compressiva superficial [106].....	49
Figura 3.5.3.2: FIT para uma trinca crescendo dentro do campo de tensões residuais [24].....	49

Figura 3.5.3.3: Esquematização da nucleação e propagação de trinca de fadiga em um corpo-de-prova cilíndrico [118].....	50
Figura 3.5.5.1: Intensidade do jateamento versus profundidade da camada residual compressiva para vários materiais [93].....	52
Figura 3.5.6.1: População de trincas pequenas em função da razão de ciclos em amostras com ou sem jateamento [132].....	54
Figura 3.6.1: Relação da altura e largura da estria em função [138].....	56
Figura 3.7.1: Contagem de ciclos pelo método <i>Rain Flow</i> [24].....	59
Figura 3.7.2: Histograma de tensões [146].....	59
Figura 5.1: Esquematização dos ensaios experimentais.....	62
Figura 5.2.1: Montagem da barra estabilizadora na suspensão dianteira do veículo...	63
Figura 5.2.2: Orientação cristalográfica do CP C(T) em relação ao plano da trinca.....	63
Figura 5.4.1: Amostras utilizadas no estudo experimental.	65
Figura 5.4.2: Curva de revenimento do aço SAE5160.	66
Figura 5.5.1: Esquema para avaliação da tensão residual em uma barra protótipo introduzida no processo de jateamento industrial da ThyssenKrupp.	67
Figura 5.6.1: Introdução de defeito EE pela máquina de eletro-erosão.	67
Figura 5.6.2: Simulação da reprodutibilidade dimensional do processo EE.....	68
Figura 5.6.3: Secção preparada metalograficamente para medição de micro-dureza Vickers nas vizinhas no defeito EE (classe TR).	68
Figura 5.6.4: Técnicas de introdução de defeito superficial.	69
Figura 5.7.1: Gráfico de rugosidade medida em Ra.	70
Figura 5.7.2: Gráfico do perfil de rugosidade superficial.	70
Figura 5.15.1: Esquematização do ensaio de ciclagem da barra estabilizadora.	77
Figura 5.15.2: Extensômetro elétrico roseta e esquema da colagem do extensômetro elétrico na barra estabilizadora.	77
Figura 5.15.3: Equipamentos de ensaio cíclico da barra estabilizadora.	78
Figura 5.15.4: Fixação do extensômetro elétrico tipo roseta sobre a superfície da barra estabilizadora.	79
Figura 5.15.5: Esquema dos sinais de deformações colhidos a partir dos extensômetros elétricos.	80
Figura 5.16.1: Fixação do extensômetro elétrico roseta sobre a superfície da barra estabilizadora.	81
Figura 5.16.2: Equipamento de aquisição de dados MEGADC 3407DC acoplado a um microcomputador.	82
Figura 6.1.1.1: Tensão residual de CPs S-N jateados, antes e após ensaio cíclico. ...	84
Figura 6.1.1.2: Gráfico comparativo do perfil de tensão residual da condição TR entre a referência [120] e o presente estudo.	85
Figura 6.1.2.1. Cálculo da área do defeito após sua projeção no plano X e Y.	87
Figura 6.1.2.2. Medição do tamanho do defeito EE por M.E.V. após ensaio de fadiga em CPs S-N classe N.	87
Figura 6.1.4.1: Comparat. de perfil de dureza Vickers: CPs N e TR. Carga 2.942 N.	88
Figura 6.1.4.2: Comparativo de perfil de dureza Vickers em barras estabilizadoras classes N e TR.	88
Figura 6.1.4.3: Perfis de dureza Vickers em amostras da/dN.	89

Figura 6.1.4.4: Perfis comparativos de dureza Vickers nas amostras da/dN, S-N e barras estabilizadoras.	89
Figura 6.1.5.1: Barra estabilizadora classe N. Barra estabilizadora classe TR. Amostra da/dN classe N LT. Amostra da/dN classe TR TL. Amostra S-N classe N. Amostra S-N classe TR.	90
Figura 6.1.5.2: Imagem das lamelas de perlita efetuada pelo M.E.V da classe N. Superfície típica de uma barra estabilizadora classe TR sem jateamento.	91
Figura 6.1.5.3: Inclusões de sulfetos de manganês na matriz de CP S-N. Espectro de micro análise por energia dispersiva de Raios-X	91
Figura 6.2.1.1: Curva de fadiga: CP classe N polido.	93
Figura 6.2.1.2: Curva de fadiga: CP classe N + defeito EE.	93
Figura 6.2.1.3: Curva de fadiga: CP classe N + jateamento.	94
Figura 6.2.1.4: Curva de fadiga: CP classe N + defeito EE+jateamento.	94
Figura 6.2.1.5: Curva de fadiga: CP classe TR polido.	95
Figura 6.2.1.6: Curva de fadiga: CP classe TR + defeito EE.	95
Figura 6.2.1.7: Curva de fadiga: CP classe TR + jateamento.	96
Figura 6.2.1.8: Curva de fadiga: CP classe TR + defeito EE+jateamento.	96
Figura 6.2.1.9: Comparativos das curvas S-N.	98
Figura 6.2.2.1.1: Face de fratura da amostra C13 N, testada com 830 MPa e falhada com 219.613 ciclos.....	99
Figura 6.2.2.1.2: CP A47 TR, testado com 1250 MPa e falhado com 196.759 ciclos. ...	100
Figura 6.2.2.1.3: Estrias de fadiga.	100
Figura 6.2.2.1.4: Face de fratura da amostra C5 N, ensaiada com 940 MPa e falhada com 10.937 ciclos.	101
Figura 6.2.2.1.5: Mecanismo de quebra por sobrecarga.	102
Figura 6.2.2.2.1: Duas faces de fratura da amostra C11 N, ensaiada com 550 MPa e falhada com 85.359 ciclos no defeito EE.	102
Figura 6.2.2.2.2: Duas faces de fratura da amostra A31 TR, ensaiada com 690 MPa e falhada com 43.849 ciclos no defeito EE.	103
Figura 6.2.2.2.3: Indicação do crescimento da trinca de fadiga em amostras N, com e sem defeito EE.	103
Figura 6.2.2.2.4: Indicação do crescimento da trinca de fadiga em amostras TR... ..	104
Figura 6.2.2.2.5: Metalografia da trinca próxima ao fundo do defeito EE.	104
Figura 6.2.2.3.1: Nucleação de fadiga na amostra C43 N jateada, testada com 670 MPa e falhada com 524.495 ciclos.	106
Figura 6.2.2.3.2: Nucleação de fadiga na amostra A42 TR, testada com 1380 MPa e falhada com 22.393 ciclos.	106
Figura 6.2.2.3.3: Nucleações de trincas de fadiga em uma amostra A50 TR, testada com 1380 MPa e falhada com 26.665 ciclos.	107
Figura 6.2.2.3.4: Metalografia da superfície do CP C48 N jateado, testado com 670 MPa e falhado com 331.387 ciclos.	107
Figura 6.2.2.3.5: Nucleação da trinca de fadiga em defeitos superficiais causados pelo processo de jateamento. Amostra C48, testada com 670 MPa e falhada com 331.387 ciclos.	107
Figura 6.2.2.3.6: Metalografia do CP A36 TR, testado com 1040 MPa e falhado com 232.153 ciclos.	108

Figura 6.2.2.4.1: Nucleação da trinca de fadiga no def. EE em amostras jateadas....	109
Figura 6.2.2.4.2: Metalografia da trinca de fadiga no fundo do defeito EE em CPs jateadas.	109
Figura 6.2.2.4.3: Fractografia da trinca de fadiga no defeito EE na amostra S-N classe TR A23 e jateada, testada com 830 MPa e falhada com 59.089 ciclos.	110
Figura 6.2.3.1: Modelo completo efetuado para o CP S-N.	110
Figura 6.2.3.2.: Modelo da região do defeito EE efetuado para o CP S-N.	111
Figura 6.3.1.1: Curva da/dN- ΔK para amostra N do tipo LT (CP 01).	112
Figura 6.3.1.2: Curva da/dN- ΔK para amostra N do tipo LT (CP 02).	112
Figura 6.3.1.3: Curva da/dN- ΔK para amostra N do tipo TL (CP 01).	113
Figura 6.3.1.4: Curva da/dN- ΔK para amostra N do tipo TL (CP 02).	113
Figura 6.3.1.5: Curva da/dN- ΔK para amostra TR do tipo LT (CP 01B).	114
Figura 6.3.1.6: Curva da/dN- ΔK para amostra TR do tipo LT (CP 03).	114
Figura 6.3.1.7: Curva da/dN- ΔK para amostra TR do tipo TL (CP 01).	115
Figura 6.3.1.8: Curva da/dN- ΔK para amostra TR do tipo TL (CP 02).	115
Figura 6.3.1.9: Gráfico comparativo das amostras da/dN.	116
Figura 6.3.2.1: Face de fratura da amostra classe N tipo LT CP02.	117
Figura 6.3.2.2: Duas regiões de medições de estrias de fadiga da amostra da/dN classe N TL 02.	118
Figura 6.3.2.3: Espaçamento de estrias em relação ao tamanho da trinca para a amostra da/dN classe N TL CP 02.	118
Figura 6.3.2.4: Gráfico exp. da amostra da/dN classe N TL CP02, construído durante ensaio da/dN- ΔK para ΔK aplicado em função do tamanho da trinca (σ constante)... ..	119
Figura 6.3.2.5: Comparativo do gráfico experimental da amostra da/dN N TL02 construído durante o ensaio da/dN- ΔK , para ΔK em função do tamanho da trinca construída e pelas medições dos espaçamentos das estrias.	119
Figura 6.4.1.1: Modelagem numérica da barra estabilizadora: deslocamento de 50 mm.	120
Figura 6.4.1.2: Modelagem numérica na barra estabilizadora: deslocamento de 27,5mm.	121
Figura 6.4.1.3: Modelagem numérica da bucha de borracha.	121
Figura 6.4.1.4: Identificação do sentido de nucleação da trinca de fadiga através da modelagem da secção transversal da barra.	122
Figura 6.4.2.1: Vista simplificada da barra estabilizadora no plano 2D.	122
Figura 6.4.2.2: Circulo de Mohr para as tensões compostas dos cálculos analíticos, deslocamento de 27,5 mm.	124
Figura 6.4.3.1: Onda senoidal de aquisição dos dados dos extensômetros elétricos acoplados na barra estabilizadora classe N.	125
Figura 6.4.3.2: Onda senoidal de aquisição dos dados dos extensômetros elétricos acoplados na barra estabilizadora classe TR.	126
Figura 6.4.3.3: Barra estabilizadora, classe N+ defeito EE, testada com deslocamento de 27,5mm, com monitoramento de extensômetro elétrico.	126
Figura 6.4.3.4: Barra estabilizadora, classe TR+ defeito EE, testada com deslocamento de 27,5 mm e com monitoramento de extensômetro elétrico.	127

Figura 6.4.3.5: Circulo de Mohr com a decomposição das tensões dos esforços monitorados pelos extensômetros elétricos da barra classe N Tipo H.	128
Figura 6.4.3.6: Circulo de Mohr com a decomposição das tensões dos esforços monitorados pelos extensômetros elétricos da barra classe TR Tipo A.	129
Figura 6.4.1: Esquemática do ensaio cíclico na barra estabilizadora e a direção de crescimento da trinca de fadiga (deslocamentos de 27,5 ou 50 mm).	131
Figura 6.4.5.1: Esquemática do início e crescimento da trinca de fadiga para todas as barras estabilizadoras testadas.	132
Figura 6.4.5.2: Barras estabilizadoras classe N Tipo E falhadas após ensaio cíclico com deslocamento de 50 mm.	132
Figura 6.4.5.1.1.: Fractografia da trinca de fadiga nucleada em defeitos superficiais em barras estabilizadoras.	133
Figura 6.4.5.1.2: Metalografia da trinca de fadiga em barras estabilizadoras.	134
Figura 6.4.5.1.3: Fractografia do mecanismo de fadiga da barra estabilizadora classe TR Tipo A, falhada com 20.148 ciclos.	134
Figura 6.4.5.1.4: Fractografia do mecanismo de fadiga da barra estabilizadora classe N Tipo E, falhada com 6.440 ciclos.	135
Figura 6.4.5.2.1: Fractografia da nucleação da trinca de fadiga em barras estabilizadoras cicladas com deslocamento de 50 mm.	136
Figura 6.4.5.2.2: Nucleação de trincas secundárias na superfície das barras estabilizadoras testadas com deslocamento de 50 mm.	137
Figura 6.4.5.2.3: Fractografia da nucleação da trinca de fadiga em barras estabilizadoras cicladas com deslocamento de 27,7 mm.	137
Figura 6.4.5.2.4: Nucleação da trinca de fadiga no fundo do defeito EE em barras estabilizadoras testadas com deslocamento de 27,5mm.	137
Figura 6.4.5.2.5: Fractografia da nucleação da trinca de fadiga em um risco superficial, barra classe N Tipo H, testada com deslocamento de 27,7 mm e falhada com 13.421 ciclos.	138
Figura 6.4.5.2.6: Quebra final por sobrecarga caracterizada por mecanismo de clivagem. Amostra classe N Tipo H, testada com deslocamento de 27,5 mm e falhada com 45.531 ciclos.	138
Figura 6.4.5.3.1: Fractografia da face de fratura da barra TR Tipo C, testada com 50 mm de deslocamento e falhada com 16.075 ciclos.	139
Figura 6.4.5.3.2: Metalografia da barra TR Tipo C, deslocamento de 50mm e falhada com 16.075 ciclos.	139
Figura 6.4.5.4.1: Amostra classe TR Tipo B, falhada com 93.070 ciclos em deslocamento de 50 mm.	140
Figura 6.4.5.4.2: Amostra classe N Tipo F, falhada com 6780 ciclos com deslocamento de 50 mm.	140
Figura 6.4.5.4.3: Metalografia da amostra classe N Tipo F, falhada com 6780 ciclos com deslocamento de 50 mm.	141
Figura 6.4.5.4.4: Duas secções metalográficas da barra classe TR Tipo B sem falha no deslocamento de 27,5mm.	141
Figura 6.4.6.1: Gráfico de dados obtidos em micro-deformação para cada gage do extensômetro elétrico, colados no lado esquerdo da barra estabilizadora.	142

Figura 6.4.6.2: Gráfico de dados obtidos em micro-deformação para cada gage do extensômetro elétrico, colados no lado direito da barra estabilizadora.	143
Figura 6.4.6.3: Gráficos compostos de dados em micro-deformação para cada extensômetro elétrico, dos lados direito e esquerdo da barra estabilizadora.	144
Figura 6.4.7.1: Modelo da região com def. EE efetuado para a barra estabilizadora.	146
Figura 6.4.7.2: Modelo da região sem def. EE efetuado para a barra estabilizadora.	146
Figura 6.5.1.1: Curvas S-N para todas as amostras S-N avaliadas.	147
Figura 6.5.1.2: Secções superficiais de CPs S-N após o jateamento.	148
Figura 6.5.1.3: Perfil de dureza Knoop na superfície jateada, classe N.	149
Figura 6.5.1.4: Perfil de dureza Knoop na superfície jateada, classe TR.	150
Figura 6.5.1.5: Esquemática da profundidade do defeito EE em relação ao perfil de tensão residual (classe TR).	150
Figura 6.5.1.6: Esquemática da profundidade do defeito EE em relação ao perfil de tensão residual (classe N).	151
Figura 6.5.1.7: Geometria utilizada por Murakami ($R/h=0,6$).	153
Figura 6.5.2.1: CP S-N classe N mais jateamento, testado em 670 MPa e falhado com 524.495 ciclos.	159
Figura 6.5.2.2: CP da/dN classe N Tipo LT. Mecanismo de fratura por clivagem com pequenas regiões de alvéolos.	160
Figura 6.5.2.3: CP S-N classe N mais jateamento, testado em 670 MPa e falhado com 331.387 ciclos.	160
Figura 6.5.2.4: Medição do crescimento da trinca de fadiga em amostras N, com defeito EE e polido.....	161
Figura 6.5.2.5: Medição do crescimento da trinca de fadiga em CPs S-N classe TR.	162
Figura 6.5.2.6: Representação esquemática da secção do CP cilíndrico com uma frente de fadiga do tipo circular [156].	163
Figura 6.5.2.7: Dimensões da zona de fadiga em CPs S-N classe N com defeito EE.....	165
Figura 6.5.2.8: Medição do crescimento da trinca de fadiga em CPs S-N classe TR com defeito EE.....	166
Figura 6.5.2.9: Face de fratura da barra estabilizadora classe N+defeito EE, Tipo H, ensaiada com deslocamento de 27,5mm.....	167
Figura 6.5.2.10: Face de fratura da barra estabilizadora classe TR+defeito EE, Tipo D, ensaiada com deslocamento de 27,5mm.....	168

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.4.2.1: Os modelos de fadiga para trincas pequenas [73].	33
Tabela 3.5.2.1: Relação das técnicas utilizadas para medição de tensão residual [109].	47
Tabela 5.2.1: Ensaios e quantidade de amostras válidas para o estudo experimental.	63
Tabela 5.3.1: Propriedades mecânicas e análise química da matéria-prima utilizada.	64
Tabela 6.1.2.1: Medição do tamanho do defeito EE introduzido em amostras S-N.	86
Tabela 6.1.3.1: Resultados de rugosidade encontrados nas amostras.	88
Tabela 6.2.1.1: Valores A, B, número de pontos empregados no cálculo e o coeficiente de correlação para cada amostra.	92
Tabela 6.3.1.1: Resultados das constantes encontradas nos ensaios da/dN- ΔK	111
Tabela 6.4.2.1: Comparação dos cálculos analíticos contra os obtidos pelo MEF e por extensometria elétrica.	125
Tabela 6.4.3.1: Valores de tensão Von Mises a partir da medição dos extensômetros.	128
Tabela 6.4.4.1: Resultados dos ensaios cíclicos das barras estabilizadoras.	130
Tabela 6.5.1.1: Efeito do defeito EE nas amostras S-N.	148
Tabela 6.5.1.2: Benefício do jateamento sobre as amostras com defeito EE.	149
Tabela 6.5.1.3: Resultados experimentais e calculados: CP+defeito.	152
Tabela 6.5.1.4: Valores de tensões residuais compressivas: Exper. e calculado.....	155
Tabela 6.5.1.5: Valores de resistência à fadiga em CP S-N jateados.	155
Tabela 6.5.1.6: Tensão residual no fundo do defeito, resistências à fadiga e tensão de carregamento na raiz do defeito EE.	157
Tabela 6.5.1.7: Valores de resistência à fadiga em CP S-N com defeito EE.	158
Tabela 6.5.1.8: Número de ciclos para a falha de amostras. Valores experimentais e de cálculos por integração numérica.....	168

LISTA DE SIGLAS E UNIDADES

ASTM	American Society for Testing and Materials
A	espessura da tira Almen
BDP	bandas de deslizamento persistentes
C	espessura da tira Almen
classe N	tratamento de térmico: normalização
classe TR	tratamento de térmico: temperado e revenimento
°C	graus Celsius
CP	corpo-de-prova
CPs	corpos-de-prova
CTRC	campo de tensões residuais compressivas
C(T)	tipo do corpo-de-prova do ensaio da/dN-ΔK
da/dN	velocidade de crescimento da trinca de fadiga
E	módulo de elasticidade
EE	defeito criado pela técnica de Eletro-Erosão
F	força
FIT	fator de intensidade de tensão
G	módulo de elasticidade transversal
GMB	General Motors do Brasil
HRC	dureza Rockwell C
HV	dureza Vickers
I	momento de inércia
J	momento de inércia polar
jpeg	formato de arquivo eletrônico
kgf	quilograma-força
LE	limite de escoamento
LCL	limite inferior de confiança
K	rigidez da bucha de borracha
m	metro
min	minuto
mm	10 ⁻³ metros
MEF	modelagem numérica por elementos finitos
M.E.V.	microscopia eletrônica de varredura
MFEP	Mecânica da Fratura Elástico-Plástico
MFEL	Mecânica da Fratura Elástica-Linear
MPa	Megapascal (10 ⁶ Pascal)
N	espessura da tira Almen
s	tempo em segundo
SAE	Society of Automotive Engineers
S-N	representação da curva de tensão versus número de ciclos
t	tempo em horas
TMP	trinca microestruturalmente pequena
TFP	trinca fisicamente pequena
TPEF	trinca pequena efetiva de fadiga
TPDF	trinca pequena dominante de fadiga
Rig Test	Laboratório que realiza ensaio cíclico em componentes
Tipo LT	orientação cristalográfica longitudinal da amostra em relação do teste
Tipo TL	orientação cristalográfica transversal da amostra em relação do teste
UCL	limite superior de confiança
θ	ângulo de Bragg
μm	10 ⁻⁶ metros
ψ	ângulo em relação à linha normal da amostra
ν	razão de Poisson

LISTA SÍMBOLOS

$a ; a_o , a_c$	comprimentos: trinca qualquer, trinca pequena experimental, trinca crítica
A	constante da abertura total da trinca (ΔK_{eff})
A	parâmetro de ajuste da curva S-N
A_{dano}	Acúmulo de dano
b	expoente da curva S-N do material
b	dimensão da frente da fadiga
b	dimensão da micro-trinca
B	espessura da amostra
B	parâmetro de ajuste da curva S-N
C	constante de material
c	constante da reta de crescimento da trinca na curva $da/dN-\Delta K$
C_1	porcentagem de cobertura de jateamento após 1 passe
C_n	porcentagem de cobertura de jateamento após n passes
C_{SR}	função do método <i>Success Run</i>
D	dimensão do círculo preenchendo um defeito.
D	diâmetro da barra ou do corpo-de-prova S-N
D	profundidade do entalhe
D_1	fração de dano de fadiga
e	flexibilidade
e	contribuição do entalhe na trinca de fadiga
e	profundidade do campo elástico-plástico
$ep; eq$	deformações principais
e_{total}	flexibilidade total
f_a	intensidade do jateamento
F	fator de forma usado para levar em conta o tipo de trinca
$F(t)$	distribuição de dano acumulativo (curvas S-N)
h	altura
i	incremento de aumento da trinca
h_p	zona plástica
H_c	fechamento da trinca
H	altura das estrias
k	constante das barreiras microestruturais
k'	parâmetro determinado por elementos finitos
K	fator de intensidade de tensão
K	constante do material
k	número de peças danificadas (<i>Success Run</i>)
$K_{i,cisalh}$	fator de intensidade de tensão de cisalhamento
$K_{i,traç}$	fator de intensidade de tensão de tração
K_f	fator de redução da vida em fadiga
k_i	fator de intensidade de tensão no Modo I
K_{min}	fator mínimo de intensidade de tensão
K_{max}	fator máximo de intensidade de tensão
K_{res}	fator de intensidade de tensão no campo de tensões residuais
K_o	limiar do fator de intensidade de tensão
K_t	fator de concentração de tensão
K_τ	fator de concentração de tensão inelástica de cisalhamento.
K_γ	fator de concentração de deformação inelástica.
K_σ	fator de concentração de tensão inelástica de tração.
K_g	constante de material
K_e	fator de concentração de deformação inelástica.
ΔK	variação de fator de intensidade de tensão
ΔK_{i_o}	variação de fator de intensidade de tensão intrínseco
ΔK_{eff}	variação de fator de intensidade de tensão efetiva

$\Delta K_{o,eff}$	variação de fator de intensidade de tensão limiar efetiva
ΔK_o	variação de fator de intensidade limiar de tensão (<i>threshold</i>)
$\Delta K_{o,lc}$	variação de fator de intensidade de tensão limiar para uma trinca longa
l	comprimento da trinca
I	momento de inércia
l_a	comprimento de uma trinca ao redor de um poro
l_o	comprimento da trinca fictícia.
L_1 e c	comprimentos de secções da barra
L	vida de referência
L	comprimento de uma trinca equivalente
n	número de peças testadas (<i>Success Run</i>)
n	constante de abertura total da trinca
n	número de ciclos do jateamento
n	parâmetro da equação de Paris
n_1	número inicial de ciclos
N_1	determinado número de ciclos
N	vida da amostra em ciclos
N_f	número de ciclos final para a falha
P	função de probabilidade
q	sensitividade do entalhe
q	constante de material
r	raio do entalhe na região de maior tensão
r_p	zona plástica na ponta da trinca
r_{pc}	tamanho da zona plástica cíclica
$r_{pc(w)}$	constante de material
R	razão de tensão
R	confiabilidade
R	raio do furo
R_a	parâmetro de rugosidade
$R(t)$	função de confiabilidade (curvas S-N)
R_t	parâmetro de rugosidade
RT	limite de resistência a ruptura
Rz	parâmetro de rugosidade
s	espaçamento de estrias de fadiga
s_e	coeficiente de segurança
S	tensão máxima de carregamento no ciclo
S_{nom}	tensão nominal
W	largura da amostra
w_o	metade do tamanho de grão
$\varepsilon_1, \varepsilon_2$ e ε_3	relações derivadas de deformação linear
$\varepsilon\theta$	deformação a um determinado ângulo
ε	deformação
σ_a	amplitude de tensão
σ_{ab}	limite de resistência da chapa Almen
σ_{a1}	tensão alternada de cada evento
σ_c	profundidade efetiva do campo de tensões elásticas
σ_{fr}	tensão de fricção ou força de deslocamento
$\sigma_{(e\ local)}$	limite de fadiga local
$\sigma_{(r\ local)}$	tensão residual local
σ_{entalh}	tensão na raiz do entalhe
σ_{cisalh}	tensão de cisalhamento
σ_{m1}	tensão média de cada evento
σ_m	tensão média
σ_{max}	tensão máxima.
σ_{min}	tensão mínima

σ_s^{rc}	tensão residual compressiva superficial
σ_{max}^{rc}	máxima tensão residual compressiva sub-superficial
σ_{UH}	limite de resistência do material
$\sigma_{VonMises}$	tensão de Von Mises
σ_y	tensão elástica em y
$\sigma_{0,2}$	limite de escoamento do material
σ_x	tensão elástica em x
σ_{yc}	tensão de escoamento cíclico
σ_w	limite de fadiga de amostra com defeito
$\sigma_{w,jat}$	limite de fadiga de amostra com defeito e jateada
σ_{wo}	limite de fadiga na amostra sem defeito e sem tensões residuais
σ_{ult}	limite de resistência do material
σ_r	tensão residual
$\Delta\sigma$	variação de tensões
$\Delta\sigma_o$	intervalo de tensão nominal limiar (<i>threshold</i>)
$\Delta\sigma_w$	variação de limite de fadiga de uma amostra com entalhe
$\Delta\sigma_{wo}$	variação de limite de fadiga de uma amostra sem entalhe
β	parâmetro de forma ou coeficiente de inclinação da reta
η	parâmetro de escala ou vida característica
δ	parâmetro de localização da vida mínima
δ_a	valor da vida mínima
τ_{wo}	tensão proporcional de torção
τ_{xy}	tensões elásticas de cisalhamento em x e y
τ_{entalh}	tensão no entalhe
τ_{nom}	tensão nominal na raiz do entalhe
γ_{nom}	deformação de cisalhamento nominal na raiz do entalhe
γ_{entalh}	deformação de cisalhamento no entalhe
ϵ_{nom}	deformação nominal na raiz do entalhe
ϵ_{entalh}	deformação na raiz do entalhe
ϵ_o	constante do material
α	constante de Peterson
ρ	raio da ponta do entalhe
l	profundidade da trinca
l_m	metade do comprimento da trinca
l_a	comprimento da trinca curta
l_{ao}	comprimento da trinca longa
l_o	trinca fictícia
$l_1; l_2$	tamanhos de trinca crítica
L_o	maior tamanho de trinca não-propagada
K_c^m	fator crítico de intensidade de tensão microscópica
$Q\epsilon$	deformação superficial
$\Delta\epsilon$	variação de deformação nominal
α	fator do estado de tensão
α	fator de contagem para os escorregamentos de planos
$\Delta\epsilon$	variação de deformação local na profundidade da trinca "a"
ρ	raio de um defeito ou trinca
$u'; \beta'$	parâmetros do fechamento da trinca.
u	razão de abertura da trinca
u'	parâmetro determinado por elementos finitos
z	endentação causada pela esfera de jateamento
Z_o	profundidade da tensão residual compressiva

1 INTRODUÇÃO

Constantemente, projetistas e engenheiros estão sendo desafiados em projetarem componentes que atingem alto desempenho, baixo peso e longa vida a um custo razoável em um curto período de tempo e ainda, relacionar estes itens com o problema de projetos resistentes à fadiga. Este problema pode ser sumarizado de acordo com os seguintes itens [1; 2]:

- Cálculos da vida em fadiga são usualmente menos precisos do que cálculos de resistência mecânica;
- Propriedades de fadiga não podem ser adequadamente deduzidas a partir de propriedades mecânicas, precisam ser medidas diretamente em ensaios práticos;
- Ensaio de protótipos em escala real são necessários para validar o projeto;
- Resultados de ensaios em laboratórios conduzidos sobre idênticas condições podem diferir de interpretações estatísticas.
- Materiais e geometrias de projeto precisam ser selecionadas para prover um crescimento lento de trincas e, se possível, detectar estas trincas antes de se tornarem instáveis;
- Conceitos de projetos que abordam "falha com segurança" precisam ser implementados para encontrar uma confiança aceitável. Caso haja falha de um elemento estrutural, a estrutura precisa ainda estar funcional e capaz de suportar cargas em um curto período de tempo.

Algumas categorias de previsão da falha em fadiga podem ser indicadas, como [3]:

- *Trincas de fadiga não podem ocorrer*: Nucleação de trincas não é permitida e crescimento de trincas em defeitos não deve ocorrer.
- *Trincas poderão ocorrer*: Falhas por fadiga devem ocorrer no final da vida prevista para um componente; trincas podem ocorrer, mas não levar o componente à falha ao longo de sua vida e trincas ocorrem e devem ter seu crescimento monitorado até a substituição do componente, antes de atingir uma condição instável.

Recentemente, modernos avanços na previsão da vida em fadiga têm se tornado comum, com aplicação de técnicas de cálculos estruturais [4]. Porém, estas técnicas de projetos e de fadiga efetuados na indústria automobilística, para determinar o tempo de vida de um componente mecânico ou estruturá-lo para atender determinada função, não têm levado em consideração os pequenos defeitos existentes nos materiais [5- 11]. Então, a fim de se estabelecer uma condição segura para seu uso, tem-se indiretamente superestimado a vida útil do componente na fase de projeto. Por outro

lado, o uso de curvas de fadiga S-N pode ser adequado até um nível de projeto, mas é inadequado para prever a vida de uma componente em serviço uma vez que a história de carregamento é geralmente desconhecida [2].

A dificuldade de estabelecer formulações matemáticas que relacionem os defeitos existentes com a tendência de causar ou não uma falha prematura tem levado a uma prática muito utilizada nos meios automotivos, a qual estabelece a substituição de um componente mecânico logo após a detecção da presença de um defeito. Um total de 4% das falhas ocorridas em componentes automotivos é de responsabilidade de engenharia [12], todavia, segundo Kaynak [13], 90% deste montante é causado por projetos ruins.

Materiais comuns apresentam defeitos microscópicos internos distribuídos aleatoriamente, sejam estes provenientes do processo de fabricação ou defeitos originados durante o uso do componente, como trincas pequenas [14].

A mecânica da fratura tem correlacionado com clareza os defeitos referentes ao mecanismo de fadiga de trincas grandes [4], entretanto, estudos correlacionados a trincas pequenas têm sido pouco aceitos; atualmente vários modelos matemáticos foram desenvolvidos na tentativa da resolução deste problema.

Assim, para um projeto seguro e robusto de um componente, é importante conhecer e quantificar os fatores que influenciam a resistência à fadiga de um material.

2 OBJETIVOS GERAIS

O presente estudo pretende avaliar a resistência à fadiga de matrizes martensítica e perlítica de um aço SAE 5160 e a influência do processo de jateamento por granalha de aço no desempenho na sua vida em fadiga. Também um micro-defeito da ordem de 0,3 mm de profundidade, criado por eletro-erosão, foi utilizado para abordar os mecanismos de nucleação e crescimento da trinca de fadiga e a importância relativa na vida em fadiga de componentes e corpos-de-prova.

Através da utilização de curvas S-N e $da/dN-\Delta K$ do material e utilização de recursos de modelagem numérica, cálculos analíticos, ensaios de durabilidade em bancada e no veículo e monitoramento de tensões/deformações por extensômetros elétricos, além do uso dos conceitos da mecânica da fratura, pretende-se avaliar a vida em regime cíclico de uma barra estabilizadora e corpos-de-prova com e sem pequenos defeitos e tensões residuais compressivas superficiais e monitorar a taxa de crescimento de uma trinca nas duas condições microestruturais: perlítica e martensítica.

Como meta geral, deseja-se adquirir uma visão integrada e profunda da vida em fadiga de barra estabilizadora e/ou corpos-de-prova e mostrar que os conceitos teóricos e os recursos experimentais podem ser confiáveis e eficientes para utilização direta na fase de projeto de barras estabilizadoras.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Considerações sobre fadiga

Fadiga é o fenômeno conhecido há séculos que resulta na falha de um componente após a aplicação de cargas e deformações cíclicas em um período de tempo, a qual provoca a sua separação em partes. A falha é precedida pela iniciação e propagação de uma trinca até uma condição instável, que a leva a uma quebra instantânea. A fadiga pode ser considerada de alto número de ciclos, normalmente maiores de 50.000 com influência principal da tensão e baixo número de ciclos. Para valores abaixo de 50.000 prevalecem as deformações plásticas e elásticas [15].

A importância do estudo de fadiga avançou consideravelmente no século passado devido ao enorme número de fatores envolvidos neste processo, que necessitavam ser estudados, como: fatores relacionados ao componente, intrínsecos e alheios ao material e ao meio, e as interações em que está presente o componente.

As técnicas diretas e convencionais da avaliação da vida em fadiga são as curvas S-N, ϵ -N, tensão-deformação cíclica, sendo estas aplicadas ao carregamento axial, flexão rotativa e torção. Dentre estas técnicas, será descrita apenas a curva S-N utilizada no estudo experimental.

3.2 Curva S-N

As curvas S-N foram desenvolvidas inicialmente por Wöhler, por isso também recebem o nome de curvas de Wöhler. Trata-se do mais simples espectro senoidal de tensão cíclica a que um componente pode estar sujeito. Estas curvas são representadas pelas tensões constantes (σ_a , σ_{\max} ou σ_{\min}) localizadas na ordenada e na abscissa, o valor N, (número de ciclos) expressa a vida cíclica do componente. A onda senoidal, conceituada por diversos parâmetros mostrados na Figura 3.2.1, fornece a tensão constante e escolhida para o ensaio. Por volta de 1900, Basquin observou que estes pontos, num gráfico em coordenadas bi-logarítmicas, geravam um trecho definido por uma reta horizontal localizada entre 10^6 a 10^7 ciclos. Com esta reta,

foi definida uma amplitude de tensão alternada abaixo da qual nenhuma falha por fadiga ocorreria, isto é, o limite de fadiga do material [16].

Para alguns materiais, este limite não é bem definido, ou seja, mesmo que a amplitude da tensão alternada diminua consecutivamente, o número de ciclos continua aumentando indefinidamente. Neste caso, a tensão alternada limite é conhecida como resistência à fadiga do material.

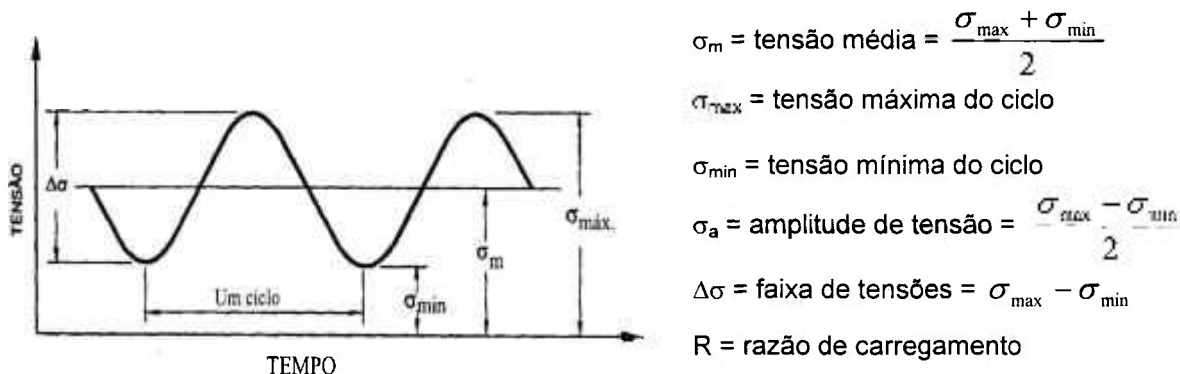


Figura 3.2.1: Espectro senoidal do carregamento de tensão versus tempo [16].

Considerando um dado material, não existe somente uma curva S-N, mas um conjunto de curvas S-N com uma probabilidade "P" de falha. Isso se deve ao fato de existir uma dispersão do número de ciclos de vida para um mesmo nível de tensão. Portanto, por meio de técnicas estatísticas, pode-se obter famílias de curvas S-N com uma certa probabilidade de falha ou confiabilidade.

Uma das técnicas mais utilizadas para análise estatística na determinação das famílias de curvas S-N de confiabilidade constante é a Distribuição de Weibull [17]. A função confiabilidade $R(t)$ é definida como o complemento da função probabilidade acumulativa de falha, $F(t)$, que representa a distribuição de dano acumulativo [18].

$$F(t) = 1 - R(t) \quad \text{onde } t = \text{caracteriza a vida (tempo em ciclos)} \quad (3.2.1)$$

A expressão analítica de 3 parâmetros da função de probabilidade acumulativa de dano $F(t)$ é representada pela equação:

$$F(t) = 1 - e^{-\left(\frac{t - \delta}{\eta}\right)^\beta} \quad \text{onde } \begin{array}{l} \beta = \text{parâmetro de forma ou coeficiente de} \\ \text{inclinação da reta} \\ \eta = \text{parâmetro de escala ou vida característica:} \\ F(t=\eta) = 1 - e^{-1} = 63,2\% \text{ para toda distribuição} \\ \text{de Weibull} \\ \delta = \text{parâmetro de localização da vida mínima} \end{array} \quad (3.2.2)$$

com $t \geq 0$ e $\beta > 0, \eta > 0, \delta > 0$

Estes parâmetros são importantes para definir a distribuição da função probabilidade acumulativa de dano $F(t)$. Se o valor da vida mínima é zero ($\delta=0$), tem-se uma distribuição de Weibull de 2 parâmetros.

$$F(t) = 1 - e^{-\left(\frac{t}{\eta}\right)^\beta} \quad \text{com } t \geq 0 \quad (3.2.3)$$

Com uma translação de ordenadas ou uma transformação linear, uma distribuição de 3 parâmetros pode ser reduzida a uma de 2 parâmetros. Para se fazer uma translação linear, o valor da vida mínima δ é inicialmente assumido ser igual a zero. Se os dados traçados em um gráfico Weibull (escala logarítmica em ambos os eixos), probabilidade de falha versus número de ciclos de vida não apresentarem em forma de uma reta, a vida mínima é maior que zero, então ajustamentos devem ser feitos para linearização da curva obtida. Assim, deve ser adotado um novo valor para a vida mínima, sendo esse (δ_a) extraído do valor de tendência da curva assintótica obtida.

Posteriormente, deve-se traçar uma nova curva Weibull, número de ciclos menos o novo valor da vida mínima ($N - \delta_a$) versus a mesma probabilidade utilizada para os dados iniciais. Então, o processo deve ser repetido por tentativa e erro até se obter uma melhor estimativa da vida mínima (δ), até a curva Weibull apresentar uma forma linear. Para obter o valor de uma vida qualquer para uma determinada probabilidade de falha, basta ler a vida diretamente no gráfico linearizado e somar esse valor com o valor da vida mínima obtida.

Para se fazer uma análise de Weibull, é necessário que pelo menos cinco peças cheguem à falha.

Caso não se tenha este número de falhas, um dos métodos utilizados para determinar a probabilidade de falha em função de um nível de confiança é o "Success Run" (provas conduzidas com sucesso). Esse método tem a limitação de não determinar a forma da distribuição. Nele, utilizam-se no máximo 0, 1, 2 ou 3 peças com falha. De acordo com a duração do ensaio, têm-se dois tipos de "Success Run":

-*Success Run* não estendido: Requer um número relativamente grande de amostras, porém é um método paramétrico com a duração da prova pré-determinada.

-*Success Run* estendido: Requer menos amostras. O fator de prolongamento pode ser variado, porém tem que ser conhecido o fator de forma Weibull (β).

A equação geral do método de *Success Run* é a seguinte:

$$C_{SR} = 1 - \sum_{i=0}^k \binom{n^*}{i} (1-R)^i R^{n^*-i} \quad (3.2.4)$$

C_{SR} = nível de confiança
 k = número de peças danificadas
 R = confiabilidade
 $n^* = \sum n.L^\beta$
 n = número de peças testadas
 L = vida de referência
 β = fator de forma Weibull

3.3 Mecanismo de fadiga

Um material metálico apresenta um comportamento característico quando submetido a um determinado carregamento cíclico: nele poderão ser nucleadas trincas de fadiga e estas se propagarem até o colapso do componente. Mas, para ocorrer este fenômeno, diversas variáveis do material e das condições externas estarão interagindo favoravelmente ou não.

A fadiga é um fenômeno relacionado ao meio de carregamento e ao material [19- 21]. O seu entendimento pode ajudar na escolha do melhor material indicado para uma determinada condição de trabalho. Durante a fase de projeto, as propriedades: resistência mecânica e ductilidade do aço devem ser sempre verificadas e avaliadas em função da sua aplicação. Por exemplo, em carregamentos controlados por deformação, materiais com elevadas resistências mecânicas apresentam-se maiores resistências à fadiga em vidas longas; todavia, materiais dúcteis, comportam-se melhores em vidas curtas.

Muitas teorias elaboradas sobre a resistência à fadiga de um material ou componente em carregamentos torsional ou biaxial foram definidas em função do limite de tensão máxima para um material considerado sem defeitos. Todavia, esta prática não considerava o tipo de carregamento e presença de defeitos no material, por exemplo: a razão proporcional de torção e flexão (τ_{wo}/σ_{wo}) em aços doces é aproximadamente 0,58, entretanto, na presença de defeitos esta razão pode ser alterada para $\sim 0,75$ [22].

O carregamento cíclico, ao qual é submetido um componente, pode causar uma série de alterações internas e externas no material; normalmente ocorrem mudanças das propriedades mecânicas, do tipo endurecimento e ou amolecimento cíclicos. Estas modificações estão condicionadas à deformação plástica cíclica, a qual é resultado da natureza e estabilidade de movimentação e interação de discordâncias [23]. O endurecimento cíclico é típico de materiais recozidos com baixa densidade de discordância, enquanto que o amolecimento cíclico ocorre em materiais endurecidos com alta densidade de discordâncias. Estes eventos tendem a ocorrer até uma certa parcela do carregamento cíclico total, onde é atingida a condição de saturação.

Os eventos principais e de interesse causados pelo carregamento cíclico estão relacionados ao mecanismo de fadiga, normalmente ocorrido na superfície de um componente e dependente das condições locais para a iniciação e internas para

propagação e ruptura final de uma trinca de fadiga. Estes eventos são fundamentados pelas seguintes razões [3]:

- Razões práticas: concentração de tensão localizada causada por defeitos, rugosidades ou imperfeições superficiais.
- Razões fundamentais: Baixa resistência do material ao carregamento cíclico e efeitos ao meio ambiente.

A definição destes eventos abrange as etapas de nucleação, propagação e quebra final, ou mais precisamente definidas como nucleação, crescimento por cisalhamento no Estágio I, crescimento no Estágio II e propagação sem controle. A Figura 3.3.1 exemplifica a somatória dos eventos de nucleação e crescimento da trinca de fadiga na participação da vida de um componente [24]. A seguir, estas etapas serão discutidas separadamente.

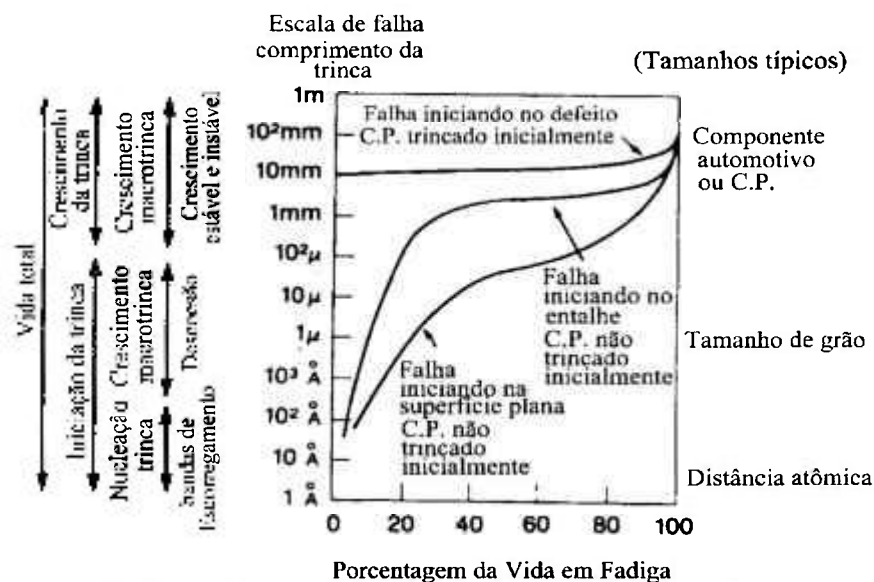


Figura 3.3.1: Esquemática da somatória de eventos de nucleação e crescimento de uma trinca de fadiga na vida de componente e de corpos-de-prova [24].

3.3.1 Nucleação da trinca de fadiga

O início do processo de fadiga é controlado pela facilidade de nuclear uma trinca superficial ou sub-superficial em um material. A superfície do material normalmente é a região onde ocorre a iniciação da trinca de fadiga, porque é onde apresentam as condições ideais para as deformações plásticas cíclicas e presença de micro e macro entalhes originados na manufatura do material e componente. A presença desses entalhes serve como concentradores de tensão que resultam em diferentes gradientes

de tensão na superfície do material, sendo que o valor de tensão máxima sempre ocorrerá no fundo destes concentradores. Os micro-entalhes podem ser provenientes de uma heterogeneidade microestrutural, como por exemplo: um ponto triplo, contorno de um grão e defeitos sub-superficiais como: poros, partículas intermetálicas e inclusões com tamanho variando entre 2 até 30 μm . Os eventos que conduzem a nucleação da trinca são:

- Desenvolvimento de estruturas de células (endurecimento) [25].
- Aumento da amplitude de tensão.
- Colapso das estruturas de células para formação da BDP (bandas de deslizamento persistentes).
- Localização dos escorregamentos nas BDP.

A nucleação da trinca de fadiga na superfície pode ocorrer com baixos valores de tensão quando comparados ao limite de escoamento do material, devido à baixa restrição ao mecanismo de escorregamento de planos, causada pela ausência de grãos circundados por grãos vizinhos; quando nucleadas internamente, dependerá de um ponto concentrador de tensão ou pelas diferenças de propriedades microestruturais e mecânicas.

Em um material considerado sem defeitos críticos, o contorno de grão é a região mais favorável para nucleação de uma trinca de fadiga, independente dela crescer na forma inter ou transgranular. Nestas regiões ocorrem as interseções de bandas de escorregamentos e conseqüentemente acúmulo de micro-fissuras, as quais têm um papel importante nesta etapa [26, 27]. O tamanho da trinca nucleada também varia com o nível de tensão-deformação aplicado, ou seja, para tensões próximas ao limite de fadiga, uma trinca pode ter tamanhos de 2 a 3 μm e para níveis elevados de deformação, o seu tamanho pode variar de 0,1 a 1 mm [28].

Após encontrar um ponto ou região favorável para ocorrência de uma trinca de fadiga, a nucleação dependerá dos seguintes fatores: mecanismo de escorregamentos cruzados caracterizado pela energia de falha de empilhamento, limite de escoamento e amplitude de tensão ou deformação. Ocorrendo estes fenômenos, darão origem às intrusões e extrusões (Figura 3.3.1.1), formando a BDP [25].

Vários modelos foram desenvolvidos para abordar a nucleação da trinca em um metal, sendo todos eles relacionados às seguintes abordagens:

- Bandas de escorregamento,
- Desbalanço de energia no interior do metal,
- Interação entre as vacâncias e as bandas de escorregamentos,
- Interação das estruturas celulares no interior e na superfície com as discordâncias.

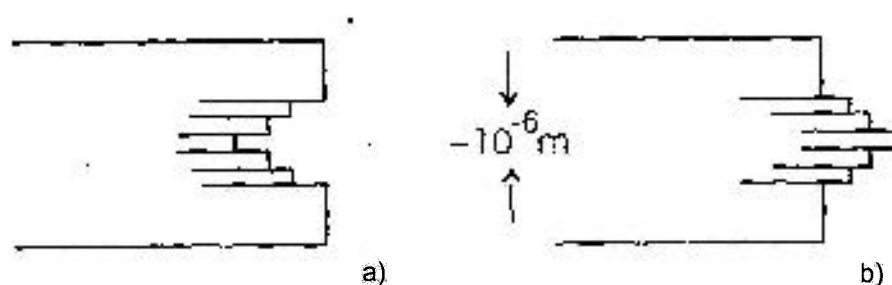


Figura 3.3.1.1: Bandas de deslizamento. (a) intrusão. (b) extrusão [25].

Destes conceitos, o mecanismo de nucleação de trincas pode ser dividido em três tipos:

- Modelos que não distinguem intrusões e micro-trincas;
- Nucleação de micro-trincas do tipo frágil;
- Nucleação de trincas em contornos de grão.

Os modelos mais tradicionais que explicam o mecanismo de formação das intrusões e extrusões foram elaborados por Wood e Cottrell e Hull. Foi sugerido que o deslizamento das discordâncias causa mudanças nos contornos superficiais e formam micro-trincas, devido ao fato de que, duas bandas de escorregamento com desvio operam seqüencialmente a cada quarto de ciclo de carregamento. Em alguns materiais, lâminas de até $2 \mu\text{m}$ são extrudadas pelas bandas de deslizamento resultantes da somatória de pequenos movimentos de deslizamento da ordem de 10^{-8} mm [25].

As intrusões e extrusões formam-se aos pares durante a ativação de dois planos de deslizamento em períodos de um quarto de ciclo, conforme exemplificados pelas etapas de A a E da Figura 3.3.1.2. A tensão normal aplicada faz com que o escorregamento se condicione diretamente com a tensão de separação dos planos e a cada ciclo completo tem-se a formação de um sulco e um vale superficial [24].

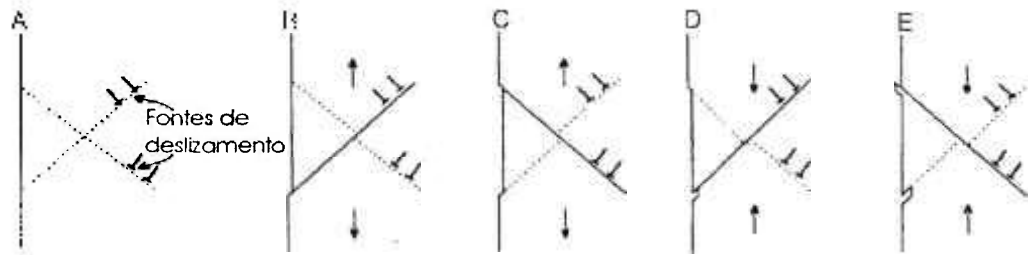


Figura 3.3.1.2: Mecanismo de formação de intrusão e extrusão [24].

Outro modelo proposto para explicar a nucleação da trinca de fadiga é baseado em observações da interação de várias discordâncias e vacâncias durante o carregamento cíclico [29].

A nucleação da trinca de fadiga no material pode ser vista em termos de deformação plástica local causada pelo cisalhamento de planos, isto é, a quantidade de bandas de escorregamento de planos atômicos, formados por um dado número de ciclos, está relacionada à deformação imposta no material e também é responsável pelo crescimento de trincas [30].

Metais policristalinos têm um mecanismo complexo de nucleação de trinca de fadiga devido ao efeito da presença de contornos de grãos, precipitados, impurezas e inclusões. Pequenos grãos dificultam o movimento de discordância, enquanto que os grãos grandes facilitam este processo e ainda apresentam uma força de coesão menor devido à maior concentração de impureza por unidade de área em seu contorno [30].

3.3.2 Crescimento da trinca de fadiga

Em componentes mecânicos submetidos a carregamentos cíclicos, uma parcela considerada no tempo de uma trinca de fadiga é gasta para a nucleação da trinca e o restante no seu crescimento até a fratura final, porém na maioria dos componentes automotivos, trincas não são desejadas; portanto, neste caso, a abordagem da nucleação da trinca é muito importante e pode determinar a homologação de um produto. Por outro lado, em componentes robustos e de alto custo, o projeto deve prever a ocorrência de uma trinca controlada ao longo de sua vida, por exemplos, pontes, caldeiras, reservatórios, peças aeronáuticas e marítimas; nestes casos, o entendimento dos mecanismos de crescimento de uma trinca se torna importante e vantajoso economicamente.

A fronteira entre o final da nucleação e o início de crescimento de uma trinca não é bem definida, podendo gerar muitas controvérsias, sendo ainda, dependente do material, das condições ambientais e principalmente da amplitude e razão de carregamento.

O crescimento de uma trinca depende do limite de resistência do material, orientação de grão, espessura do componente e das variáveis do meio, como defeito inicial, heterogeneidade microestrutural, variação de tensão no componente, tensão residual, tensão estrutural de conjunto, condição superficial, variação de carregamento externo ou térmico [31]

Porém, uma vez nucleada a trinca, é importante conhecer os tipos de carregamento, para entender o seu modo de crescimento. Existem três tipos de carregamento, Modo I, II e III, conforme ilustrado na Figura 3.3.2.1. O Modo I, normalmente é encontrado em tração, Modos II e III em torção e o Modo III para carregamentos em cisalhamentos [32].

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 até comprimentos da ordem de tamanhos de grãos, a qual é caracterizada como Estágio I; em seguida se inicia o Estágio II, com crescimento da trinca na direção perpendicular à máxima tensão de tração até atingir um tamanho crítico. A Figura 3.3.2.2 ilustra estas características [33].



Figura 3.3.2.1: Carregamento nos Modos I, II e III [32].

Apesar de a trinca no Estágio II apresentar um crescimento perpendicular à máxima tensão de carregamento, microscopicamente a trinca é governada pela tensão de cisalhamento local na sua ponta (Figura 3.3.2.3). Este mecanismo resulta na formação de estrias, as quais serão discutidas mais à frente.

Em condições de cisalhamento presentes em carregamento torsional, o crescimento da trinca é influenciado pelo contato das superfícies da trinca, ou seja, a taxa de propagação da trinca no Modo III é maior do que ao Modo I. Estudos feitos por Socie [33] em aço SAE4340 sob carregamento torsional, com e sem aplicação de tração e com aplicação de compressão, observaram o modo de crescimento da trinca e a sua velocidade de propagação. Neste estudo, para o carregamento por torção com compressão estática, a velocidade de crescimento foi reduzida quando comparada ao mesmo ensaio, mas com carregamento estático de tensão.

Na frente da ponta da trinca é observada uma região plástica cíclica onde ocorrem as bandas de escorregamento, a qual é em função da microestrutura e por isso tem uma influência determinante no comportamento da trinca de fadiga nos Estágios I ou II [34]. O tamanho da zona plástica depende das propriedades de plasticidade do material e é proporcional ao $(K_i/\sigma_y)^2$, onde K_i representa o FIT (fator de intensidade de tensão) no Modo I e $\sigma_{0,2}$ representa o limite de escoamento do material.

À medida que cresce a trinca de fadiga, o componente vai produzindo duas superfícies de fratura. Microscopicamente, esta superfície é plana e na maioria dos casos apresenta estrias de fadiga associadas à evolução da trinca. Macroscopicamente, a face de fratura é lisa e normalmente em materiais dúcteis, são visíveis marcas de praia resultantes de variações da história de carregamento, tipo e intensidade de solitação e forma do crescimento da trinca de fadiga. As marcas de praia representam períodos de milhares de ciclos de carregamento, podendo conter milhares de estrias dentro delas [35].

As estrias são formadas a partir de degraus originados na frente da trinca durante o ciclo de carregamento e estão relacionadas com as componentes de tração e cisalhamento atuantes localmente. Dependendo do carregamento, os degraus podem apresentar espaçamentos e formas características, conforme definido pelo modelo de C. Laird, como "processo de arredondamento plástico". A Figura 3.3.2.4 mostra o arredondamento e afinamento repetitivo da ponta da trinca no Estágio II em diferentes momentos do ciclo de carregamento. Durante o evento de tração no ciclo, deformações plásticas na ponta da trinca causam deslizamento e arredondamento da trinca e na reversão do carregamento, as faces da trinca são forçadas uma contra a outra e uma nova superfície, criada durante a tração, é dobrada parcialmente na ponta da trinca, formando um novo par de "orelhas". Após completar o período compressivo do ciclo de

carregamento, a ponta da trinca se afia novamente e o processo se reinicia com uma nova carga de tração [36].

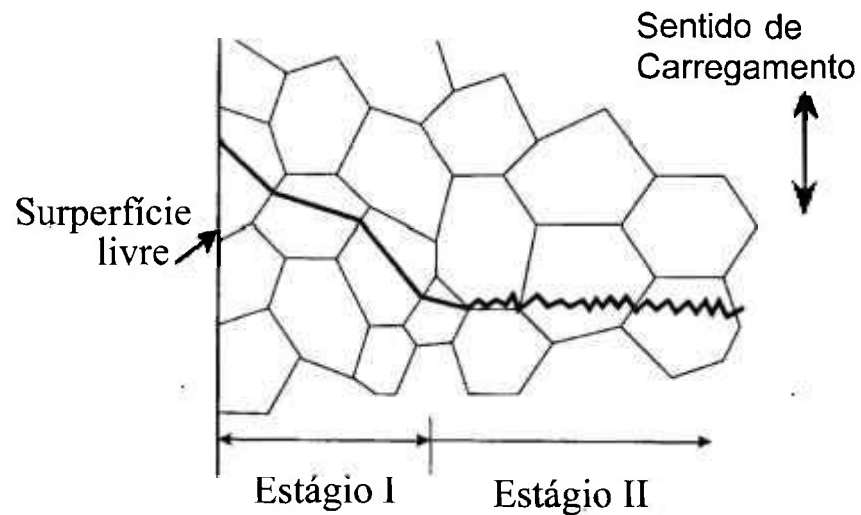


Figura 3.3.2.2: Esquema dos modos de crescimento de uma trinca de fadiga [36].

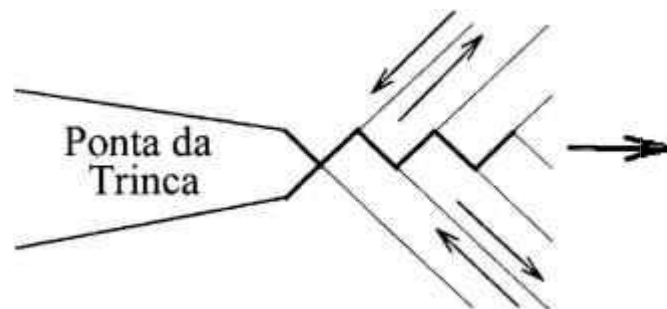


Figura 3.3.2.3: Crescimento da trinca de fadiga no modo de cisalhamento [36].

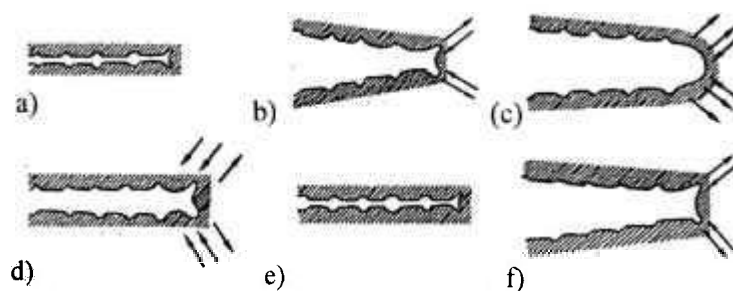


Figura 3.3.2.4: Modelo de crescimento da trinca no Estágio II [36].

Em tensões próximas ao limite de fadiga, apenas uma trinca vai crescer, porém com tensões acima do limite de fadiga, várias trincas se juntam para fazer parte da trinca final, a qual eventualmente se torne dominante em relação às outras [37].

3.3.3 Taxa de propagação de uma trinca por fadiga

A taxa de propagação de uma trinca no Estágio II pode ser expressa em função da variação do fator de intensidade de tensão (FIT ou K) no ciclo de carregamento, a qual é estabelecido por um ΔK ($K_{\max} - K_{\min}$), isto é, o crescimento de uma trinca em número de ciclos pode ser correspondente ao valor de FIT.

Na MFEL (Mecânica da Fratura Elástica-Linear), a resistência à fratura e o crescimento de uma trinca são caracterizados em termos de FIT, o qual mede a magnitude do campo de concentração de tensão na vizinhança da ponta de trinca, isto é, quando uma determinada região contendo uma trinca é carregada pela tensão de tração normal ao plano da trinca, criam-se componentes de tensões elásticas na sua ponta, σ_x , σ_y e τ_{xy} , conforme mostradas na Figura 3.3.3.1. Este campo de tensões depende do tamanho da trinca, tensão aplicada e do tamanho do componente. A forma geral de abordagem deste conceito é dada pela seguinte equação [24]:

$$K = F\sigma\sqrt{\pi a} \quad \text{onde} \quad \begin{array}{l} \sigma = \text{tensão nominal aplicada} \\ a = \text{comprimento da trinca} \\ F = \text{fator adimensional que quantifica o tipo de} \\ \quad \text{carregamento e dimensões do componente.} \end{array} \quad (3.3.2.1)$$

Tensão Nominal

Ponta da trinca

$$\begin{aligned} \sigma_x &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right] \\ \sigma_y &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right] \\ \tau_{xy} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \end{aligned} \quad (3.3.2.2)$$

Figura 3.3.3.1: Esquematização do carregamento no Modo I e as equações das componentes de tensão [24].

A técnica para avaliar o crescimento de uma trinca utilizando o FIT foi introduzida na década de 60 pelo *diagrama de Paris-Erdogan* e até hoje tem sido aceita para trincas grandes. Este diagrama está dividido em três regimes, conforme mostrados na Figura 3.3.3.2. Durante a realização do ensaio de fadiga, vários métodos foram propostos para medir o crescimento da trinca e são citados como: técnicas

microscópicas, métodos mecânicos, métodos acústicos, técnicas elétricas, Correntes de Eddy, medição de potencial de resistência elétrica e ultrassom [36].

O **Regime I** está localizado nas proximidades do comportamento de crescimento limiar (*threshold*, ΔK_0) e por isto, é sensível à microestrutura do material, meio ambiente e razão de tensão [38]. Nesta região, as taxas de crescimento são inferiores a 10^{-6} mm/ciclo e a propagação da trinca é caracterizada por mecanismos de falhas não contínuas com perfil facetado ou serrilhado. A condição de crescimento limiar pode ser definida com uma taxa de aproximadamente 10^{-10} a 10^{-8} mm por ciclos e pode apresentar grande dispersão de valores para diversas condições de carregamento e meio ambiente [39], porém, a menor taxa de crescimento pode ser comparada com os parâmetros cristalográficos [40].

À medida que a razão de carregamento (R) aumenta, diminui o valor do ΔK_0 . Explicações aproximadas para este fato residem em modelos de fechamento da trinca. Portanto, se o fechamento da trinca estiver ocorrendo e causando uma retardação efetiva no crescimento da trinca de fadiga, ocorrerá uma redução finita no comprimento da trinca durante o tempo da carga aplicada [41]. Os estudos, normalmente feitos para avaliar o fechamento da trinca, utilizaram os carregamentos de compressão, apesar de que, Elber [42] demonstrou a ocorrência deste fenômeno para razões de carregamento mínimos em tensão, onde, quando presente escoamento plástico localizado na ponta trinca, pode ocorrer um fechamento completo da trinca.

Na região do crescimento limiar (ΔK_0), o tamanho e a geometria da trinca têm um papel importante. Quando a trinca tem um tamanho pequeno, ela apresenta um comportamento totalmente diferenciado ao tamanho grande, a qual será discutido mais à frente. Para o caso da sua geometria, comparações foram feitas ao meio no qual a trinca está localizada e submetida, ou seja, tipo de carregamento e a facilidade de crescimento por cisalhamento dos planos; nestes casos, os meios corrosivos facilitam o fechamento da trinca por formação química de partículas estranhas; já a forma dos planos cristalográficos pode favorecer o crescimento pelo Modo I. Embora os aços normalmente estejam associados ao crescimento por cisalhamento reverso, o tipo de carregamento pode produzir um contato nas duas faces da trinca, reduzindo assim a formação típica facetada encontrada para valores de FIT próximos ao limiar, em uma face de fratura mais lisa [39, 43].

Vários métodos podem ser usados para medição do fechamento da trinca, sendo eles divididos em observações direta ou indireta do fechamento de trinca na ponta da trinca e medições de variação da flexibilidade [44]. Métodos baseados na medição dos espaçamentos das “estrias” de fadiga por M.E.V. (microscopia eletrônica de varredura) são largamente utilizados para trincas grandes e podem estimar as intensidades de tensão de fechamento e abertura da trinca em casos de decréscimo ou aumento das condições de carregamento. Outros procedimentos experimentais para medição do deslocamento e abertura da trinca podem ser utilizados para co-relacionamento ao fechamento da trinca, como, utilização de método de polimento de secções, uso de extensômetros elétricos, laser, métodos por difratometria e transmissão ultra-sônica, imagem estereográfica em M.E.V. [45].

Os estudos relacionados ao Regime I são de grande interesse na comunidade científica, visto que, é nas proximidades do ΔK_0 que ocorrem os primeiros estágios de formação e propagação de uma trinca, sendo então, possível introduzir métodos de recuperação do material. Porém, ainda existe uma grande dificuldade de relacionar mecanismos plásticos com os baixos valores de ΔK , porque a plasticidade destas trincas provoca um comportamento peculiar que não pode ser explicado pelas teorias correntes das micro e macro plasticidades [46].

O **Regime II**, caracterizado por uma reta de equação $da/dN = C\Delta K^n$ descrita por Paris-Erdogan, apresenta normalmente taxas de crescimento da ordem de 10^{-5} a 10^{-3} mm/ciclo. As constantes C e n são obtidas experimentalmente e o mecanismo de crescimento da trinca não é influenciado pela microestrutura, razão de tensão, meio ambiente e espessura do corpo-de-prova. Os estudos fractográficos baseiam-se nesta região, onde é possível observar as estrias de fadiga normalmente alinhadas perpendicularmente à direção de crescimento macroscópico da trinca.

A curva sigmoidal, de crescimento da trinca, é tipicamente linear neste regime e é expressa de acordo com a equação abaixo, quando graficada em escala bi-log.

$$\log\left(\frac{da}{dN}\right) = n \log(\Delta K) + \log C \quad (3.3.2.3)$$

É nesta região onde a maioria das teorias de crescimento das trincas foi elaborada para relacionamento das variáveis atuantes no mecanismo de fadiga, como tamanho e geometria da amostra, tipo e razão de carregamento [47 , 48].

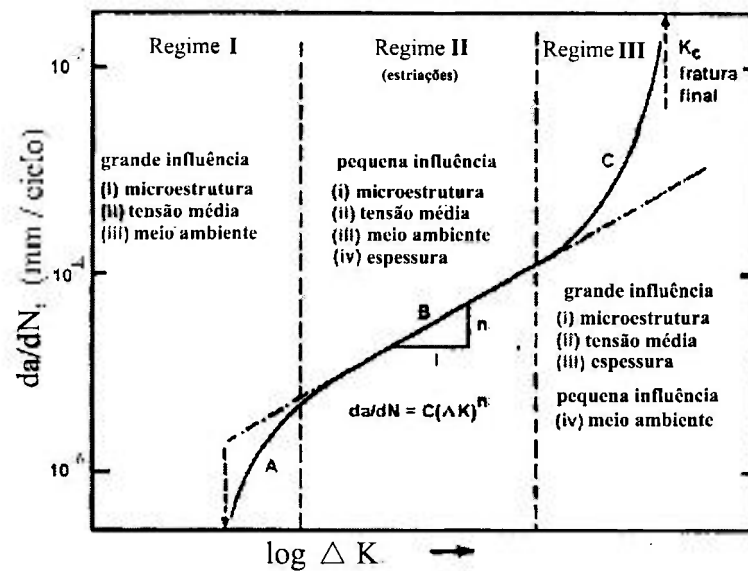


Figura 3.3.3.2: Diagrama de Paris. Três regimes que indentificam a variação da razão do crescimento de trinca em função do fator de intensidade de tensão, ΔK [24].

O **Regime III**, onde as regras de crescimento de trinca respeitam as condições estáticas [24], também recebe influência da microestrutura, razão de tensão e espessura, porém pouca influência do meio ambiente. Neste campo, o crescimento da trinca de fadiga é rápido e instável e se assemelha com os mecanismos de tenacidade à fratura do material. O ponto de transição do Regime II para o Regime III depende da tensão limite de escoamento do material.

Na tentativa de resolver o problema da propagação da trinca de fadiga, numerosas abordagens têm sido pospostas ao longo dos anos, sendo que, a maioria delas tenta relacionar a razão de crescimento da/dN com o comprimento da trinca, tamanho da zona plástica na ponta da trinca, constantes de material, tensão e dimensões do corpo-de-prova [47].

3.3.4 Crescimento de trinca pequena

A necessidade da introdução de estudos diferenciados para as trinca pequenas surgiu devido a vários comportamentos peculiares presentes apenas nestas trinca, os quais não poderiam ser usados para descrever comportamentos de trinca grandes.

Enquanto uma trinca grande apresenta um comportamento de crescimento limiar (ΔK_0) para um determinado valor de FIT, uma trinca pequena, para o mesmo valor de FIT, pode ainda apresentar um comportamento compatível ao Regime II do diagrama de Paris. Estas variações de crescimento das trinca pequenas foram atribuídas por Kurath [49] pela diferença de cinética em relação às grandes.

O comportamento diferenciado entre o crescimento e nucleação de trincas, pequena e grande, é altamente dependente das circunstâncias locais e portanto, está relacionado com as características de fechamento da trinca, tensões microestruturais, tamanho da zona plástica na ponta da trinca [50], valores reduzidos de ΔK e de tensão, microestrutura, propriedades mecânicas, meio ambiente e razão de intensidade de tensão "R" (K_{min}/K_{max}).

Os valores de K obtidos na condição limiar (K_o) para as trincas pequenas são inversamente proporcionais ao aumento do limite de escoamento do material e podem ser obtidos para razões maiores de R. Praticamente, em níveis iguais de ΔK e ainda, com maior intensidade na região do ΔK_o , as trincas pequenas crescem muito mais rapidamente do que as grandes [51, 52].

Estas taxas variadas de crescimento são esperadas quando [53- 55]:

- O tamanho da trinca é equivalente à dimensão da zona plástica formada na sua frente;
- O tamanho da trinca "a" é menor que seus parâmetros microestruturais "d", ($a \sim d$), onde "d" depende da composição química e microestrutura;

O crescimento irregular das trincas pequenas pode ser descrito como [26]:

- Grande dispersão nas condições de crescimentos;
- O seu crescimento ocorre em faixas de intensidade de tensão abaixo do limiar de crescimento de trincas grandes;
- Alta taxa de crescimento ocorrendo para valores baixos de ΔK ;
- Redução da taxa de crescimento com o aumento da força motriz aplicada, violando os princípios da mecânica da fratura;
- Forte interação com a microestrutura.

Por outro lado, o problema da trinca pequena pode ser considerado sob diferentes pontos de vista [26]:

- A teoria de deslocamento da plasticidade, aplicada na ponta da trinca, não poderia explicar o fechamento da trinca;
- Não existe um único valor de fechamento da trinca pequena que pode ser associado ao de trinca grande;
- Trincas pequenas não têm um único valor de ΔK_o para uma dada razão de R;
- Em uma única amostra, existem dispersões de valores de fechamento da trinca.

- Oscilação da taxa de crescimento da/dN .
- O fechamento da trinca reduz a faixa efetiva do fator de intensidade de tensão (FIT), promovendo a elevação da força motriz para seu crescimento [53].

Fechamento da trinca é freqüentemente utilizado para explicar o comportamento complexo de trincas pequenas, assim como, analogamente, as variações da razão de crescimento. Estas considerações levam a assumir a existência de uma função da/dN em relação ao ΔK_{eff} (fator de intensidade de tensão efetivo), na qual, segundo os modelos propostos por MacDowell [55] e Cislino [37] equivalem à curva ΔK_J , a qual é baseada na eliminação empírica dos efeitos de fechamento. Nestes modelos, o ΔK_{eff} é relacionado com a tensão aplicada ($\Delta\sigma$) e é dado pela equação $\frac{da}{dN} = A(\Delta K_{eff})^n$, onde A e n são constantes pertencentes à abertura total da trinca. Uma vez que a trinca é incapaz de se propagar enquanto permanece fechada, é assumido um valor de ΔK_{eff} no lugar de ΔK aplicado.

Na frente da trinca ocorre um campo de deformações plásticas, a qual deve apresentar um estado plano de deformação caso o carregamento não for muito elevado, porém, próxima à superfície, a condição plana de tensão prevalece. Estas considerações são mostradas pela equação abaixo e podem explicar a ocorrência de um maior fechamento da trinca, caso o tamanho da zona plástica na ponta da trinca seja mais elevado [45].

$$r_p = \frac{1}{2\alpha\pi} \left(\frac{K}{\sigma_{0,2}} \right)^2 \quad (3.3.4.1)$$

$K = FIT$
 $\alpha =$ Fator que depende do estado de tensão
 (3 para deformação plana e 1 para tensão plana)
 $\sigma_{0,2} =$ Limite de escoamento do material
 $r_p =$ campo de deformações plásticas na ponta da trinca

O valor de α em relação aos estados de tensão e deformação na ponta da trinca é em função da espessura do corpo-de-prova, isto é, para amostras tipo C(T) [56], é válida a equação de espessura $B=2,5(K_i/\sigma_{0,2})^2$. Portanto, se a espessura B é maior que a $2,5(K_i/\sigma_y)^2$, ocorrerá um estado de deformação plana na ponta trinca ($\alpha=3$), porém se for menor, ocorrerá um estado plano de tensão ($\alpha=1$).

O fechamento da trinca pode ser intensificado quando presentes razões menores de tensão, tipo $R = -1$ e é dependente do tamanho e forma da trinca, contorno de grão e endurecimento cíclico do material [52]. A confirmação experimental do fechamento da

trinca pequena e a sua correlação com o comportamento de fadiga são muito difíceis, pelo fato do fechamento da trinca ocorrer em escalas nanométricas.

Os comportamentos das trincas pequenas estão relacionados a três etapas [55, 57]:

- Etapa I, para trinca microestruturalmente pequena, TMP. Quando a trinca aproximadamente apresenta tamanho da ordem de tamanho de grão;
- Etapa II, para transição da sensibilidade microestrutural para insensibilidade relativa;
- Etapa III, para pequena trinca física superficial, TFP. A trinca é maior que a da Etapa I, entretanto, pelas leis da mecânica da fratura, não é suficientemente grande para ser considerada uma trinca grande (ex: 100 μm até 1mm).

Zhao [58], para explicar as interações das trincas pequenas no mecanismo de fadiga, introduziu três conceitos para abordar a questão dos diferentes tamanhos e localizações das trincas pequenas, os quais são: Trinca pequena efetiva de fadiga (TPEF), trinca pequena dominante de fadiga (TPDF) e densidade das TPEF. Segundo seus conceitos, a densidade das TPEF reflete o crescimento microestrutural localizado a frente das TPDF e contribui para a falha por fadiga. Estes conceitos são uma outra forma de abordar as etapas TMP e TFP, porém com a aplicação de uma metodologia de densidade de trincas pequenas localizadas. Estes estudos foram inicialmente realizados por Beretta [59], a qual sugeria um parâmetro de densidade para abordar a grande quantidade de micro-trincas formadas durante mecanismo de fadiga, que eventualmente podiam ou não tomar parte da trinca principal responsável pela falha.

Os estudos de fadiga realizados para abordar o mecanismo de crescimento de trincas pequenas estão relacionados às Etapas I e III. A Figura 3.3.4.1 identifica estas etapas em função do parâmetro do comprimento da trinca.

Na região do limiar do fator de intensidade de tensão (ΔK_0), trincas pequenas podem ser iniciadas em entalhes cegos ou regiões sem defeitos e crescem exibindo um tamanho finito bem abaixo daquele correspondente ao ΔK_0 de trincas longas e a relação da/dN não é correspondente ao seu crescimento, isto é, a taxa de crescimento da trinca pode aumentar com a redução do ΔK , fazendo com que a tensão varie para outros níveis, não respeitando as regras da curva $da/dN-\Delta K$, conforme apresentado na Figura 3.3.4.2 [60].

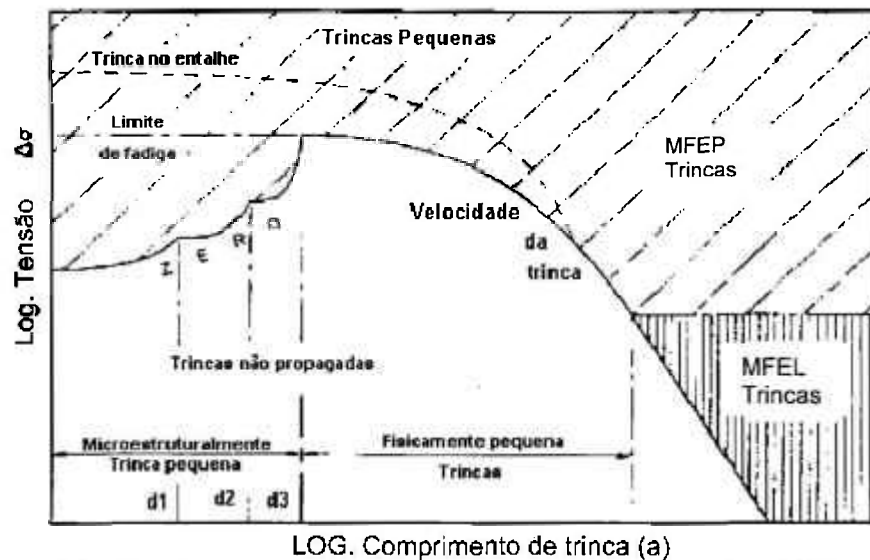


Figura 3.3.4.1 : Etapas do comportamento da trinca pequena e função da tensão de carregamento [60].

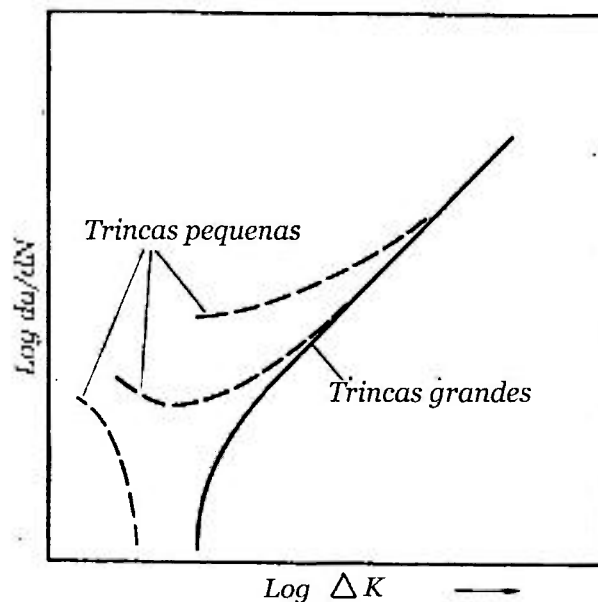


Figura 3.3.4.2: Comparativo entre o crescimento de trincas grande e pequena, para baixos valores de ΔK [57].

A desqualificação das regras da mecânica da fratura que relacionam o crescimento da trinca com a força motriz (ΔK) foi inicialmente explicada na década de 70 pelo conceito de “fechamento da trinca”, onde foram propostos vários mecanismos: Fechamento induzido por plasticidade, rugosidade, oxidação e transformação de fase (Figura 3.3.4.3) e outros menos comuns como: líquido viscoso, partículas de metal originadas pelo desgaste e deformação induzida pelo hidrogênio [51].



Figura 3.3.4.3: Tipos de fechamentos da trinca [32].

Uma outra classe de mecanismo de fechamento da trinca que tem uma forte influência no comportamento da trinca pequena na região do ΔK_0 é a tensão residual na região da ponta da trinca. Este mecanismo é originado por sobrecargas que resultam em zonas de compressão na frente da ponta da trinca, produzindo um efeito similar ao fechamento e bloqueio [39]. A avaliação experimental destas tensões é praticamente inviável devido ao espaço reduzido na região da trinca.

Trincas pequenas crescem rapidamente em períodos iniciais de fadiga e podem reduzir este crescimento nos estágios consecutivos. O campo de tensão na proximidade da trinca aumenta a plasticidade na sua ponta e conseqüentemente reduz a taxa de crescimento da trinca, desta forma, o mínimo de tensão requerida ($\Delta\sigma$) para propagar uma trinca é descrito com [61]:

$$\Delta\sigma = \frac{0,5\Delta K_0}{\sqrt{a}} \quad \text{onde} \quad (a = \text{tamanho da trinca}) \quad (3.3.4.2)$$

3.3.5 Efeito da microestrutura na trinca pequena

As características microestruturais têm efeitos dominantes quando comparadas a outros parâmetros relacionados ao crescimento de TMP, por exemplos: interface entre partículas de segunda fase e matriz, estrutura dendrítica, matriz eutética, clivagem de partículas, barreiras e fases microestruturais alteram o comportamento de crescimento da trinca pequena [27, 51]. Em aços de alta resistência mecânica os parâmetros da inclusão, como forma e tamanho, adesão com a matriz, constante elástica da matriz e da partícula são mais determinantes e reduzem consideravelmente a resistência à fadiga do material. Murakami [62] mostrou que devido à influência de inclusões na matriz, um aço tratado termicamente por têmpera e revenimento, com a obtenção de uma matriz constituída de martensita revenida, o seu valor de resistência à fadiga em função do limite de resistência é reduzido de uma razão inicialmente constante de 0,5

para 0,3, quando os valores de resistência à tração mudam de 1172 MPa para 1724 MPa respectivamente.

Em microestruturas comuns de aços, constituídas de lamelas de ferrita e perlita, a trinca pode se originar no contorno de grão de ferrita e se propagar transgranularmente e parar no próximo contorno de grão. Se o nível de tensão aumentar, a trinca pode superar esta barreira e prosseguir em seu crescimento. Fases perlíticas, as quais são fortes barreiras para bloqueio de crescimento de trincas, podem também colaborar para este crescimento quando as trincas se iniciem longitudinalmente ao longo das bandas de ferrita, porém pode eventualmente cessar ao encontrar uma outra colônia de perlita [60].

O contorno de grão em materiais policristalinos também pode obstruir o crescimento de uma trinca pequena e conseqüentemente na tentativa da trinca em superar esta barreira, formam-se duas regiões plásticas na sua frente, as quais podem se estender até o grão adjacente; então, uma das ramificações pode se desenvolver ao longo de sua zona plástica [27]. Este fenômeno ocorre com mais intensidade quando o tamanho inicial da trinca é muito menor do que o grão, por exemplo, tamanhos variando de 2- 3 μm em condições próximas ao limite de fadiga e 0,1-1,0 μm para elevados níveis de deformação [28].

3.3.6 Fator de concentração de tensão

O efeito de entalhes no comportamento de fadiga tem sido reconhecido há mais de 100 anos, desde que Wohler demonstrou seus primeiros experimentos. Entalhes existem em praticamente todos os componentes mecânicos e inevitavelmente servirá como ponto nucleador de uma trinca de fadiga, porque pode desenvolver uma deformação plástica local mesmo em tensões baixas de carregamento. Considerações dos efeitos causados por entalhes foram estudados por Neuber, o qual desenvolveu a regra mais popularmente conhecida pelos engenheiros, a *regra de Neuber*, onde através de modelagem, estima-se o estado de deformação em um entalhe e então o aplica a uma metodologia de avaliação da vida em fadiga. Esta técnica apresenta um certo conservadorismo beneficiando o lado da segurança do projeto, todavia, ela foi inicialmente baseada em um corpo prismático sob um cisalhamento simples sem restrição de material [63; 64].

Outras técnicas foram desenvolvidas para gerar o valor de K_t (fator de concentração de tensão), por exemplos: Modelos Massa de Modelar, foto-elasticidade, tensores de deformações [36].

Muitas soluções de Neuber foram formuladas em coordenadas espaciais parabólicas ou hiperbólicas, para facilitar a aplicação de condições de contornos e capacitação de um parâmetro geométrico constante para definir os perfis de entalhes. Este estudo foi baseado inicialmente em soluções de tensão e deformação de uma geometria carregada em cisalhamento puro, onde Neuber observou que a média geométrica do fator de concentração inelástica de tensão e deformação é igual ao fator de concentração de tensão *Hookiano* e poderia ser expresso como [65]:

$$K_t = \sqrt{K_\tau K_\gamma}$$

$$K_\tau = \tau_{entalh} / \tau_{nom} = \text{Fator de concentração de tensão inelástica.}$$

$$K_\gamma = \gamma_{entalh} / \gamma_{nom} = \text{Fator de concentração de deformação inelástica.}$$

$$\tau_{nom} = \text{tensão nominal na raiz do entalhe}$$

$$\gamma_{nom} = \text{deformação de cisalhamento nominal na raiz do entalhe}$$

$$\tau_{entalh} = \text{tensão no entalhe}$$

$$\gamma_{entalh} = \text{deformação de cisalhamento no entalhe}$$
(3.3.6.1)

Para propósitos de projetos, a regra de Neuber é comumente expressa em componentes de tensão e deformação axiais para uma aplicação unidirecional do carregamento, por exemplo, na equação posterior, os numeradores são em função do carregamento e da geometria do entalhe.

$$(K_t)^2 = K_\sigma K_\epsilon \quad \text{ou} \quad K_\sigma = \sigma_{entalh} / S_{nom} = \text{Fator de concentração de tensão inelástica.}$$
(3.3.6.2)

$$(K_t)^2 = \frac{\sigma_{entalh} \epsilon_{entalh}}{S_{nom} \epsilon_{nom}} \quad \text{ou} \quad K_\epsilon = \epsilon_{entalh} / \epsilon_{nom} = \text{Fator de concentração de deformação inelástica.}$$
(3.3.6.3)

$$(K_t)^2 = \frac{E \sigma_{entalh} \epsilon_{entalh}}{(S_{nom})^2} \quad \text{ou}$$
(3.3.6.4)

$$\sigma_{entalh} \epsilon_{entalh} = \frac{(K_t S_{nom})^2}{E}$$
(3.3.6.5)

Quando um componente entalhado é carregado em tensão ou flexão, o material na raiz do entalhe tenta se contrair perpendicularmente à direção do carregamento axial, porém se não existe um entalhe, o material irá se contrair de acordo com razão de Poisson (ν) e o estado de tensão seria uniaxial. Quando presente o entalhe, ocorre uma tensão transversal em sua raiz e uma restrição local de deformação. Em vista disto, a maior precisão desta técnica ocorre em aplicações para amostras finas, chapas

e folhas, carregadas unidirecionalmente, onde é possível ocorrer um estado de tensão plana na raiz do entalhe [36].

A dificuldade da aplicação da regra Neuber está no problema do carregamento cíclico, devido a complexidade de vários fatores: multiaxialidade na raiz do entalhe, comportamento de plasticidade, distribuição sub-superficial de tensão e condições de propagação de uma trinca.

Análiticamente, defini-se K_t com sendo a tensão máxima na raiz do entalhe σ_{entah} , pela tensão nominal S_{nom} e deve ser considerada apenas para tensões dentro do regime elástico.

$$K_t = \frac{\sigma_{entah}}{S_{nom}} \quad (3.3.6.6)$$

As análises de tensão e de K_t são independentes do tamanho da amostra e estão relacionadas somente a parâmetros geométricos locais, por outro lado o mecanismo de fadiga é um fenômeno dependente do tamanho do componente, microestrutura e material [66]. Com a finalidade de melhorar a precisão dos cálculos de fadiga, utiliza-se uma metodologia que emprega o fator K_f no lugar do K_t para curvas de tensão-deformação cíclicas, porque ele recebe influência da geometria do entalhe, material e tamanho do componente, conforme exemplificados na Figura 3.3.6.1, porém, este fator precisa ser determinado experimentalmente [67].

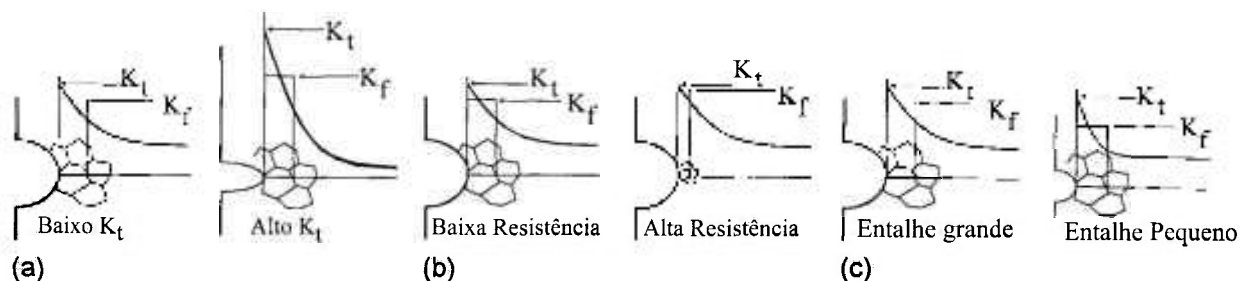


Figura 3.3.6.1: Sensibilidade do K_f e K_t em função do gradiente de tensão. (a) Tipo de entalhe. (b) Microestrutura. (c) Tamanho do entalhe [67].

Empiricamente, o K_f é o fator de redução da vida em fadiga de uma amostra entalhada por uma não entalhada, como segue a equação abaixo [36]:

$$K_f = \frac{\sigma_{wf}}{\sigma_w} \quad \begin{array}{l} \sigma_{wo} = \text{limite de fadiga de uma amostra sem entalhe} \\ \sigma_w = \text{limite de fadiga de uma amostra entalhada} \end{array} \quad (3.3.6.7)$$

Experimentalmente K_t não é proporcional a K_f , apesar de que, para baixos valores de K_t , até 2, existe uma certa igualdade entre ambos. Para a maioria dos casos, espera-se que K_f seja maior ou igual a 1 ou menor ou igual à K_t . A equação de Peterson relaciona o K_t e K_f em função do limite de resistência do material e do raio do entalhe, ρ , como segue [67]:

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \frac{\alpha}{\rho}} \quad \text{onde} \quad \alpha = 0,025 \left(\frac{2070 \text{MPa}}{\sigma_{ult}} \right)^{1,8} \text{ mm} \quad (3.3.6.8)$$

α = constante de Peterson para aços (mm)
 ρ = raio do entalhe (mm)
 σ_{ult} = limite de resistência

Pode-se verificar que, quando ρ é $\ll \alpha$, não se observa influência no K_f , porém, quando ρ é $\gg \alpha$, o seu efeito é máximo por causa da redução do valor da constante α em função do aumento do limite de resistência do material. A Figura 3.3.6.2 exemplifica estas considerações.

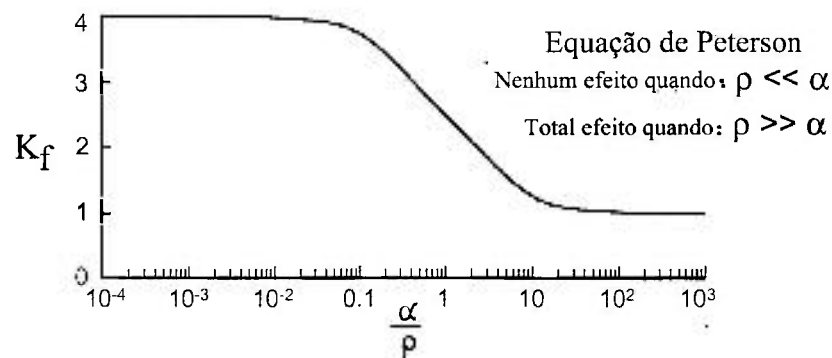


Figura 3.3.6.2: Influência do raio do entalhe e da constante α no valor de K_f [67].

Os fatores K_t e K_f não têm validade quando o mecanismo de fadiga é de baixo ciclo ou elevado nível de deformação, portanto, eles são aplicados com uma certa precisão para valores acima de 10^5 ciclos [68], conforme exemplificados pela Figura 3.3.6.3. Normalmente em aços com baixos valores de limite de escoamento, deformações plásticas na raiz do entalhe reduzem o pico de tensão local abaixo do previsto pelo K_t , devido ao arredondamento do raio da raiz do entalhe.

Uma outra forma de relacionar o efeito do entalhe no comportamento do material em fadiga é através de um fator de sensibilidade do entalhe "q", isto é, quando o material é muito sensível ao entalhe, $q = 1$, então K_f tende à igualdade com K_t , mas, se o material não é sensível ao entalhe, $q = 0$, portanto, K_f se aproxima a 1. Estas relações podem ser consideradas pela equação abaixo. Nota-se que o fator q está entre 0 e 1 e ele é dependente do material e do raio da raiz do entalhe [36].

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1} \quad (3.3.6.9)$$

A equação de Peterson originalmente relacionava o fator de sensibilidade do entalhe q , em função raio do entalhe e da constante α de material, com segue:

$$q = \frac{1}{\left(1 + \frac{\alpha}{\rho}\right)} \quad \begin{array}{l} \alpha = \text{constante de Peterson (mm)} \\ \rho = \text{raio do entalhe (mm)} \end{array} \quad (3.3.6.10)$$

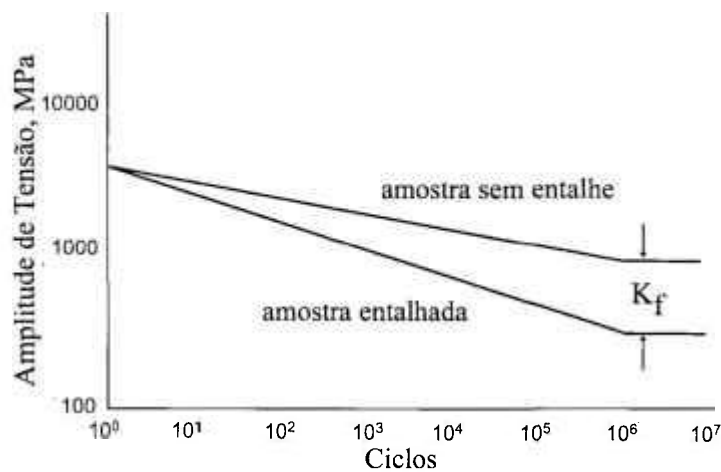


Figura 3.3.6.3: Influência do entalhe em função do nível de carregamento [67].

Então, introduzindo K_f e K_t na equação anterior, obtém-se K_f em função da sensibilidade do entalhe [67]. Quando maior o valor de q , mais próximo de 1 será o valor de K_f .

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{q} \quad (3.3.6.11)$$

3.3.7 Propagação de uma trinca pequena em um entalhe

A trinca de fadiga é nucleada preferencialmente em uma região onde a tensão é consideravelmente mais alta, ou seja, na raiz de um entalhe, porém, o seu crescimento pode ser fortemente influenciado pelo gradiente de tensão ao longo do corpo do componente, isto é, o valor de tensão vai reduzindo exponencialmente à medida que se afasta radialmente do raio do entalhe, até um valor equivalente da tensão nominal de carregamento. Esta redução de tensão, em alguns casos, é uma das causas responsáveis pela não-propagação de trincas [61].

A Figura 3.3.7.1 esquematiza a raiz do entalhe e os parâmetros considerados para crescimento de uma trinca de fadiga. Nota-se que, quando uma trinca é menor que d , o seu crescimento é assumido ser dominado pela concentração de tensão na raiz do entalhe, porém, para trincas maiores que d , o seu crescimento é assumido ser controlado pela tensão nominal de carregamento. O campo de tensões elásticas ou a profundidade efetiva do campo de tensões, σ_c , da raiz do entalhe é determinado pela seguinte equação [24]:

$$\sigma_c \approx 0,13\sqrt{D\rho}$$

σ_c = profundidade do campo de tensões
 D = profundidade do entalhe
 ρ = raio da raiz do entalhe

(3.3.7.1)

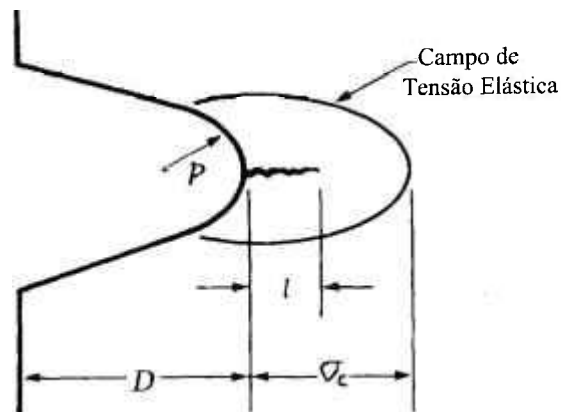


Figura 3.3.7.1: Esquemática do campo de tensões elásticas na raiz do entalhe [24].

O equacionamento de uma trinca na raiz de um entalhe é feito pela mecânica da fratura, portanto, envolve o uso do FIT; assim uma trinca de fadiga de um certo comprimento, crescendo na raiz de um entalhe pode ser equacionada da mesma forma que uma trinca crescendo em uma superfície sem entalhe.

A influência da forma e tamanho do entalhe e sua interação no campo de tensão-deformação na ponta e ao redor da trinca pequena foram equacionados analiticamente em função da profundidade e raio da raiz do entalhe, portanto, quando o comprimento do campo de tensão na ponta da trinca é menor que $\sigma_c \approx 0,13\sqrt{D\rho}$, a contribuição do perfil do entalhe na trinca de fadiga é dada pela equação a seguir [69]:

$$e = 7,691 l \sqrt{\left(\frac{D}{\rho}\right)}$$

l = comprimento da trinca no entalhe
 D = profundidade do entalhe
 ρ = raio da raiz do entalhe
 e = contribuição do entalhe na trinca de fadiga

(3.3.7.2)

Porém, utiliza-se o comprimento de uma trinca equivalente:

$$L = \left\{ 1 + 7,69 \sqrt{\left(\frac{D}{\rho}\right)} \right\} l \quad \begin{array}{l} l = \text{comprimento da trinca no entalhe} \\ D = \text{profundidade do entalhe} \\ \rho = \text{raio da raiz do entalhe} \\ L = \text{comprimento de uma trinca equivalente} \end{array} \quad (3.3.7.3)$$

E o fator de intensidade de tensão (FIT) torna-se:

$$K = \sigma \sqrt{\left\{ 1 + 7,69 \sqrt{\left(\frac{D}{\rho}\right)} \right\} l \pi} \quad \text{ou} \quad K = \left\{ 1 + 7,69 \sqrt{\left(\frac{D}{\rho}\right)} \right\}^{0,5} \sigma \sqrt{l \pi} \quad (3.3.7.4); (3.3.7.5)$$

onde, σ = tensão nominal aplicada

Quando o comprimento de uma trinca na raiz de um entalhe é maior que o comprimento do campo de tensões, $\sigma_c \approx 0,13 \sqrt{D\rho}$, a profundidade do entalhe é adicionada ao comprimento de uma trinca comum e o FIT torna-se:

$$K = \sigma \sqrt{\pi(D+l)} \quad \begin{array}{l} l = \text{comprimento da trinca no entalhe} \\ D = \text{profundidade do entalhe} \end{array} \quad (3.3.7.6)$$

Por meio de cálculos numéricos, verificou-se que para uma trinca pequena nucleada em um entalhe, até um comprimento de $\rho/4$, deve-se adotar um coeficiente 1,12 para correção geométrica da forma do entalhe para se determinar o FIT [70].

$$K = 1,12 K_t \sigma \sqrt{\pi l} \quad \begin{array}{l} l = \text{comprimento da trinca no entalhe} \\ K_t = \text{fator de concentração de tensão} \end{array} \quad (3.3.7.7)$$

As abordagens anteriores trataram situações onde o campo de tensão à frente do entalhe é elástico, mas em muitos casos, existe também um campo elasto-plástico de tensão-deformação, a qual é dependente do limite de escoamento do material e do valor da tensão nominal, conforme ilustrado na Figura 3.3.7.2 [24].

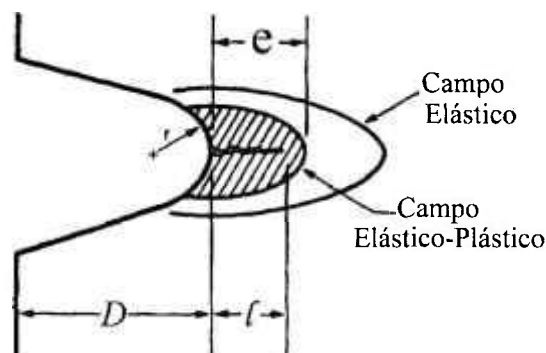


Figura 3.3.7.2: Esquemática do campo de tensões elasto-plástico [24].

Se uma trinca está crescendo dentro do campo elasto-plástico, a sua taxa de crescimento não pode ser prevista pela MFEL (Mecânica da Fratura Elástica-Linear), porém os parâmetros da deformação elasto-plástica podem ser utilizados para avaliação de trincas não propagadas, conforme segue abaixo:

$$\sigma = \frac{\Delta K_0}{F \sqrt{\pi(D-e)}}$$

F = valor adimensional usado para levar em conta o tipo de trinca e carregamento e a razão do tamanho da trinca em relação ao componente.

e = profundidade do campo elástico-plástico

ΔK_0 = Intervalo limiar do fator de intensidade de tensão

D = profundidade do entalhe

(3.3.7.8)

A trinca pequena apresenta um taxa de crescimento diferenciado da trinca grande quando está dentro de cada um dos campos de tensão-deformação: elástico, plástico e elasto-plástico. Comparando a taxa de crescimento de trincas pequena e grande, nota-se que; no campo elástico, para os mesmos valores de FIT, a taxa de crescimento da trinca pequena é maior; no campo plástico, quanto menor o FIT, maior será taxa de crescimento da trinca pequena e no campo elástico-plástico, o comportamento da trinca pequena é similar ao do campo plástico, porém, é menor o aumento da sua taxa de crescimento. A Figura 3.3.7.3 exemplifica estes comportamentos [71].

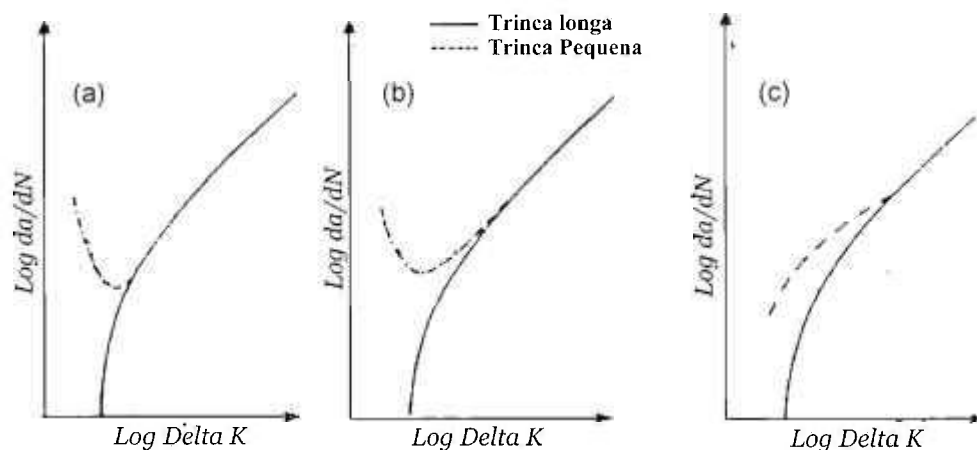


Figura 3.3.7.3: Crescimento de trinca pequena dentro do campo de tensões. (a) campo plástico. (b) campo elástico-plástico (c) campo elástico [71].

3.4 Modelos para controle de fadiga: trinca pequena

Devido aos parâmetros geométricos reduzidos da trinca pequena, o monitoramento do seu crescimento dificultou o desenvolvimento das teorias de fadiga, sendo então, a maioria delas desenvolvida nos últimos 25 anos. As principais técnicas utilizadas para estas avaliações são através de FIT corrigidos, replicas metalográficas e microcâmeras [72].

Os modelos propostos para crescimento de trincas pequenas têm sido largamente confinados às condições simples de carregamento uniaxial (Modo I), porém, dificuldades de interpretações são encontradas devido à ocorrência simultânea de vários mecanismos, como abertura da ponta da trinca, escorregamento e deslocamentos distintos para cada história de carregamento. A dificuldade de explicação, para a iniciação da trinca pequena de fadiga nas metodologias MFEL (Mecânica da Fratura Elástica-Linear) e MFEP (Mecânica da Fratura Elástico-Plástico), agrava o problema. São citadas na literatura algumas propostas para modelar estes mecanismos, como a utilização da tensão de fechamento da trinca para corrigir o ΔK e a força motriz verdadeira na ponta da trinca [37, 57].

Diferentes técnicas para avaliação do limite de fadiga, aplicadas em materiais com a presença de defeitos, têm sido propostas ao longo dos anos, desde o modelo de Isibasi e Frost até os modelos atuais, os quais são baseados na mecânica da fratura [73].

Estudos realizados por Miller [30] para avaliar os efeitos do entalhe no crescimento de trincas, desconsideram as inclusões não metálicas e outros defeitos existentes nos aços.

Isibasi [73] introduziu a resistência à fadiga em aços sob o ponto de vista de propagação da trinca. Inicialmente, o assunto foi tratado pela Mecânica da Fratura Elástica-Linear para trincas longas e posteriormente o estudo se intensificou para trincas curtas.

Recentemente, a previsão da vida em fadiga em materiais com micro-defeitos, foi feita em componentes mecânicos utilizando técnicas experimentais de modelagens de trincas e defeitos [74- 76].

Apesar de a definição da falha em fadiga parecer ainda primitiva, alguns aspectos importantes devem ser mencionados:

- O método de previsão da vida em fadiga para a nucleação e crescimento da trinca, adota resultados de ensaios de fadiga obtidos em carregamentos cíclicos simples.
- Falha em fadiga é pobremente estudada no campo da iniciação da trinca, ou seja, é difícil saber quando vai nuclear uma trinca, apenas se conhece o tempo de vida em fadiga consumido até um determinado tamanho de trinca.
- O modelo de previsão do crescimento da trinca de fadiga é definido pelo tamanho da trinca e pela deformação plástica residual ao seu redor.

3.4.1 Razões para criação dos modelos

- Defeitos e trincas pequenas não são detectados em projeto. Caso sejam detectados, a mecânica da fratura convencional não tem sido eficiente para aplicação.
- A microestrutura, irrelevante tecnicamente para trincas grandes, mostrou ter uma forte influência no comportamento de trincas pequenas.
- Há necessidade de um avanço tecnológico no campo de estudo dos efeitos de inclusões não metálicas na resistência à fadiga de materiais.

Para abordar o estudo de falhas em componentes mecânicos, alguns aspectos importantes podem ser citados [76]:

- Falhas em serviço ocorrem quase sempre em altos ciclos;
- Uma falha se inicia preferivelmente em uma região de concentração de tensão,
- As falhas são essencialmente eventos linear-elásticos; se alguma plasticidade existir, esta é localizada em uma região nas proximidades da concentração de tensão.

Devido à necessidade tecnológica para melhorias de novos projetos, sempre visando um maior desempenho, unidos a um custo relativamente baixo, modelos de fadiga abordando trincas pequenas têm sido constantemente desenvolvidos. Talvez, a maior dificuldade ocorre nos projetos de engenharia e no entendimento simultâneo de conceitos mecânicos e de materiais, os quais requerem a colaboração de engenheiros com qualificações distintas.

3.4.2 Modelos

Existem três categorias de modelos [73]:

- Modelos empíricos, como os de Isibasi e Frost: O tamanho dos defeitos estudados e as características de avaliação (2D ou 3D) definiam estes tipos.
- Aproximações da influência de entalhes na resistência à fadiga. A partir de estudos iniciados por Neuber [65], foram propostas equações para defeitos longos e outras para pequenos defeitos.
- Utilização da mecânica da fratura: inicialmente propostas por Kitagawa e Takahashi eram baseadas no ΔK_0 , com abordagem do tamanho da zona plástica na frente da trinca. A Tabela 3.4.2.1 exemplifica os modelos mais conhecidos.

Tabela 3.4.2.1: Os modelos de fadiga para trincas pequenas [73].

<i>Modelos</i>	<i>Tipos de Defeitos Envolvidos</i>	<i>Ano de Aplicação</i>
1- Modelo de Isibasi	- Entalhes (2D)	1948 - 1967
2- Modelo de Frost	- Trincas e entalhes (2D)	1959 - 1974
3- Modelo de Kobayashi e Nakazawa	- Trincas e entalhes (2D)	1967
4- Modelo de De Kazinczy	- Poros e cavidades	1970
5- Modelo de Mitchell	- Inclusão, grafite, poros e cavidades	1979
6- Modelo de Nordberg	- Inclusões	1981
7- Modelo de Kitagawa e Takahashi	- Trincas (3D)	1976 - 1979
8- Modelo de R.A. Smith	- Trincas	1977
9- Modelo de El Haddad	- Trincas e entalhes, (2D)	1979
10- Modelo de Usami e Shida	- Trinca, entalhe, cavidade, inclusão (2 e 3D)	1979
11- Modelo de Tanaka	- Trincas (2 e 3D)	1981
12- Modelo da \sqrt{a} , de Murakami / Uemura / Natsume / Miyakawa	- Furos, entalhes, inclusão, carbonetos, heterogeneidade (2 e 3D)	1983 - 1990
13- Modelo de D. Taylor	- Trinca (3D)	1984 - 1992
14- Modelo de Lukas	- Trinca semi-circular, entalhes	1986 - 1989
15- Modelo de Abdel-Raouf	- Trinca superficial (3D)	1991 - 1993
16- Modelo de Melander	- Inclusão	1992 - 1992

A seguir será descrito resumidamente cada modelo:

1- Modelo de Isibasi: A tensão local a uma certa distância da raiz do entalhe ou da ponta da trinca é igual ao limite de fadiga (σ_{wo}) de um material sem defeito. Utiliza-se uma constante do material, ε_0 . Esta metodologia foi inicialmente proposta para avaliar defeitos e entalhes.

$$\sigma_w = \sigma_{wo} \frac{\sqrt{2l\varepsilon_0 + \varepsilon_0^2}}{l + \varepsilon_0} \quad \begin{array}{l} l = \text{tamanho do entalhe ou do defeito} \\ \sigma_w = \text{limite de fadiga, com defeito ou entalhe} \end{array} \quad (3.4.2.1)$$

2- Modelo de Frost: Trata-se de uma fórmula empírica para cálculo do limite de fadiga a partir de experimentos. A sua aplicação para defeitos pequenos apresenta baixa precisão:

$$\sigma_w^3 l = C \quad (C \text{ é uma constante determinada em ensaio}) \quad (3.4.2.2)$$

3- Modelo de Kobayashi e Nakazawa: É uma variação do modelo de Frost, abordando tamanhos diferentes de trincas. A alteração do expoente 3 para 4 do modelo de Frost, deve-se à aplicação em trincas menores.

$$\sigma_w^4 l = C \quad (3.4.2.3)$$

4- Modelo de De Kazinczy: A equação baseia-se nos conceitos da mecânica da fratura, onde a redução da resistência à fadiga é proporcional ao fator de intensidade de tensão no defeito. A dependência do tamanho do defeito com o FIT não é considerada.

$$\sigma_w = \frac{\sigma_{wo}}{1 + k' \sqrt{D}} \quad \begin{array}{l} k' = \text{é função do limite de escoamento } (\sigma_{0,2}) \\ D = \text{menor círculo preenchendo o defeito} \\ \sigma_{wo} = \text{limite de fadiga, amostra sem defeito} \end{array} \quad (3.4.2.4)$$

5 e 6- Modelo de Mitchell e Nordberg: Usou a fórmula de Peterson para previsão da resistência à fadiga de metais. Esta fórmula emprega o fator de concentração de tensão elástica K_t , na ponta do raio (ρ) de um entalhe.

$$\sigma_w = \frac{\sigma_{wo}}{1 + (K_t - 1)/(1 + c/\rho)} \quad \begin{array}{l} c = \text{constante do material determinada a partir da} \\ \text{dureza e da resistência mecânica.} \end{array} \quad (3.4.2.5)$$

$$c = 0,0254 \left(\frac{2070}{\sigma_{Utt}} \right)^{1,8} \quad \begin{array}{l} \sigma_{Utt} = \text{limite de resistência do material} \\ \rho = \text{raio da ponta do entalhe} \end{array} \quad (3.4.2.6)$$

7 - Modelo de Kitagawa e Takahashi: Foram os primeiros a quantificar o ΔK_o para trincas pequenas. Quando o ΔK_o é expresso em função do tamanho da trinca, é construído o diagrama Kitagawa- Takahashi [77]. Quando o resultado da equação abaixo for 1, o FIT limiar das trincas pequena e longa é igual, significando que a trinca pequena está na transição de seu tamanho, isto é, de pequena para longa.

$$\Delta K_o / \Delta K_{o,lc} \quad \begin{array}{l} \Delta K_{o,lc} = \text{Intervalo do FIT limiar para trinca longa} \\ \Delta K_o = \text{Intervalo do FIT limiar para trinca curta} \end{array} \quad (3.4.2.7)$$

8 - Modelo de R.A. Smith: É uma versão simplificada do modelo Kitagawa e Takahashi, onde a tensão no ΔK_o é expressa em função do tamanho da trinca. Duas retas com inclinação distinta são obtidas em um único gráfico e o ponto onde ocorre a interseção destas retas representa o comprimento máximo da trinca pequena. Nestes cálculos, foi definido um tamanho crítico da trinca, acima da qual, a MFEL pode ser aplicada.

9 - Modelo de El Haddad: Partiu da reformulação do diagrama Kitagawa-Takahashi. Pode ser usado para trincas pequenas, mas nenhum método foi desenvolvido para uma avaliação tridimensional destas trincas [78].

$$\Delta \sigma_o = \frac{\Delta K_{o,lc}}{\sqrt{\pi(l_m + l_o)}} \quad \begin{array}{l} \Delta \sigma_o = \text{Faixa de tensão nominal limiar (Threshold)} \\ \Delta K_{o,lc} = \text{Faixa do FIT limiar para uma trinca longa} \\ l_m = \text{metade do comprimento da trinca} \\ l_o = \text{comprimento da trinca fictícia.} \end{array} \quad (3.4.2.8)$$

10 - Modelo Usami e Shida: Foi assumido que no limite de fadiga, o tamanho da zona plástica cíclica, r_{pc} , na ponta de trinca é igual a uma constante do material, ($r_{pc(w)}$). O valor de r_{pc} é relacionado com o FIT do defeito e o limite de escoamento cíclico σ_{yc} . Dependendo do valor de R, o limite de fadiga é expresso como:

Para $R \geq 0$

$$r_{pc(w)} = l_{eq} \left[\text{Sec} \left(\frac{\pi \Delta \sigma_w}{4 \sigma_{0,2}} \right) - 1 \right] \quad \begin{array}{l} \Delta \sigma_w = \text{faixa de tensão} \\ \sigma_{max} = \text{tensão máxima} \\ l_{eq} = \text{comprimento da trinca equivalente} \end{array} \quad (3.4.2.9)$$

Para $R \leq 0$

$$r_{pc(w)} = l_{eq} \left[\text{Sec} \left(\frac{\pi}{4 \sigma_{0,2} / \sigma_{max} + 2R} \right) - 1 \right] \quad \sigma_{0,2} = \text{limite de escoamento} \quad (3.4.2.10)$$

11 - Modelo de Tanaka: Este modelo assumiu que a condição limiar de crescimento é determinada pelo bloqueio das bandas de escorregamentos na ponta da trinca, pelos contornos de grãos. Este modelo não pode ser aplicado a defeitos tridimensionais.

$$\sigma_w = \sigma_{w0} \left[1 + \frac{(2/\pi) \sqrt{b/w_0} \cos^{-1}(l/b) - 1}{1 + K_c^m / \sigma_{fr}^* \sqrt{\pi w_0}} \right] \sqrt{w_0} / b \quad (3.4.2.11)$$

σ_{fr}^* = tensão de atrito ou força de deslocamento
 K_c^m = fator crítico de intensidade de tensão microscópica
 b = metade da trinca l + zona da banda de escorregamento
 σ_{fr}^* , K_c^m , σ_{w0} são obtidos experimentalmente.
 w_0 é assumido ser igual a metade do tamanho de grão.

12 - Modelo de Murakami (\sqrt{a}): Proposto por Murakami e Endo a partir de observações microscópicas de defeitos superficiais e análise numérica de tensão em diferentes trincas e em materiais com diferentes durezas, onde as dimensões dos defeitos são analiticamente aplicadas em equação de fadiga. Este modelo será mais bem discutido no próximo capítulo.

13 - Modelo de D. Taylor: A variação dos valores de limite de fadiga, obtidos em trincas pequenas, é explicada pelas variações da microestrutura e tensão residual na vizinhança da trinca. Taylor usou gráficos P-a, no qual, a probabilidade P de uma trinca crescer é expressa em função da profundidade da trinca "a" (trinca semi-elíptica).

14 - Modelo de Lukas: Trata-se de uma proposta similar ao do modelo de Tanaka. São usadas duas equações, sendo uma para trinca existente na superfície (equação de El Haddad) e a segunda para entalhes:

$$\sigma_w = \sigma_{wo} \left(\frac{l_0}{l - l_1 + l_0} \right)^{1/2} \quad \begin{array}{l} l_0 = \text{trinca fictícia} \\ l_1 = \text{tamanho de trinca crítica} \\ l = \text{profundidade da trinca} \end{array} \quad (3.4.2.12)$$

$$\sigma_w = \sigma_{wo} \left\{ \frac{[1 + 4,5(l_1/\rho)]^{1/2}}{K_t} \right\} \quad \begin{array}{l} K_t = \text{fator de concentração de tensão. Valor} \\ \text{máximo igual a 4} \\ \rho = \text{raio do entalhe} \end{array} \quad (3.4.2.13)$$

15 - Modelo de Abdel-Raouf: Modelou o crescimento da trinca pequena e o limite de fadiga com a utilização de parâmetros da concentração de deformação superficial Q_ε e o fechamento da trinca H_{cl} .

$$Q_\varepsilon = \frac{\Delta \varepsilon}{\Delta e} = 1 + q \exp\left(\frac{-\alpha a}{d}\right) ; \quad H_{cl} = \frac{\Delta K_o}{\Delta K_{io}} = \frac{\Delta K_o}{\Delta K_o + (\Delta K_o - \Delta K_{io}) \exp(-K a_e)} \quad (3.4.2.14) ; (3.4.2.15)$$

$\Delta \varepsilon$ = faixa de deformação local na profundidade da trinca "a"

Δe = faixa de deformação nominal

q = constante para metais policristalinos, ciclados perto do limite de fadiga

α = fator de contagem para os escorregamentos de planos (*cross-slip*)

a = tamanho da trinca

d = tamanho de grão médio na direção da trinca

K_o = fator de intensidade de tensão limiar

ΔK_{io} = Intervalo do FIT limiar intrínseco

K = constante do material

a_e = tamanho da trinca menos $r_p/2$ (r_p é o raio da zona plástica, onde $r_p = 0,8d$; amostra sem defeito)

16- Modelo de Melander: Utilização do FIT efetivo limiar obtido experimentalmente para um dado material para determinar a faixa de tensão no limite de fadiga $\Delta \sigma_w$. Os parâmetros u' e k' são determinados por elementos finitos.

$$\Delta \sigma_w = \frac{\Delta K_{o,eff}}{u \sqrt{\rho F}} \quad \begin{array}{l} u = \text{razão de abertura da trinca} \\ \rho = \text{raio de um defeito ou trinca} \end{array} \quad (3.4.2.16)$$

$$u = (u' - u_o) e^{-k' \beta} + u_o \quad \begin{array}{l} l_a = \text{comprimento de uma trinca ao redor de um poro} \\ F = \text{fator geométrico} \\ R = \text{razão de tensão} \end{array} \quad (3.4.2.17)$$

$$u_o = \frac{1}{1-R} \quad \text{e} \quad \beta = \frac{l_a}{\rho} \quad \begin{array}{l} \Delta K_{o,eff} = \text{Intervalo do FIT limiar efetivo} \\ u'; k' = \text{são parâmetros do fechamento da trinca.} \\ \beta = \text{variável referente às dimensões do defeito} \\ u_o = \text{variável referente à faixa de tensão} \end{array} \quad (3.4.2.18)$$

3.4.3 Desempenho e escolha do modelo

Para julgar se um modelo pode ser preciso ou não, é necessário entender o fenômeno de fadiga (nucleação e propagação) e os aspectos metalúrgicos de cada material. Alguns modelos têm avaliado a resistência à fadiga de um material em

relação ao maior tamanho de trinca não-propagada, isto é, a condição limiar de propagação.

O comprimento de trincas não propagadas mostrou ser variado, de 0 até 100 μm [73]. Também foi observado que grãos pequenos tinham trincas não propagadas coexistindo com grãos que continham somente bandas de escorregamento e outros muitos que não tinham trinca e nem bandas de escorregamento [73]. Estas diferenças estão relacionadas com a condição limiar (ΔK_0) de cada comprimento de trinca não propagada, a qual é influenciada pela distribuição estatística da microestrutura. Quando o tamanho do defeito diminui, o comprimento da trinca não propagada tende a ter uma ampla dispersão [78]. É importante considerar que a dimensão de uma trinca não propagada para as condições de carregamento cíclico de torção é maior do que no carregamento de torção-flexão e tensão-compressão [22].

Várias limitações práticas e teóricas são pertinentes à cada modelo. Está claro que não existe uma única metodologia que explique as várias situações encontradas na prática para o comportamento de pequenos defeitos.

Os modelos mostrados anteriormente podem apresentar uma ou mais das seguintes limitações:

- Não ser preciso para micro-trincas.
- As constantes de material utilizadas variam com o tamanho da trinca.
- Não é considerada a dependência de ΔK_0 com o tamanho do defeito.
- A complexidade da forma dos defeitos afeta o valor de K_t .
- Há limitação de uso para trincas tridimensionais.
- Ocorre sensibilidade à microestrutura do material.
- Alguns modelos como o de Haddad não consideram uma possível parada no crescimento da trinca.

3.4.4 Equacionamento da fadiga em pequenos defeitos ou trincas

Conforme já conceituado, a trinca pequena (menor que 1 mm) apresenta um comportamento diferenciado das trincas grandes para o mesmo fator de intensidade de tensão, quando submetida a um carregamento cíclico.

Quando o material não é afetado por micro-defeitos, o limite de fadiga pode ser estimado pela fórmula empírica: $\sigma_{w_0} = 1,6\text{HV} \pm 0,1\text{HV}$, válida para valores de dureza Vickers menores que 400 [79]. Para valores de dureza superiores a 400 HV, não existe uma correlação precisa da dureza com a resistência à fadiga. Isto pode ser explicado

pela presença de defeitos internos, tipos: inclusões de silicatos, sulfetos, óxidos e aluminatos. A Figura 3.4.4.1, mostra a variação do limite de fadiga em função da dureza para diferentes classes de aços [79].

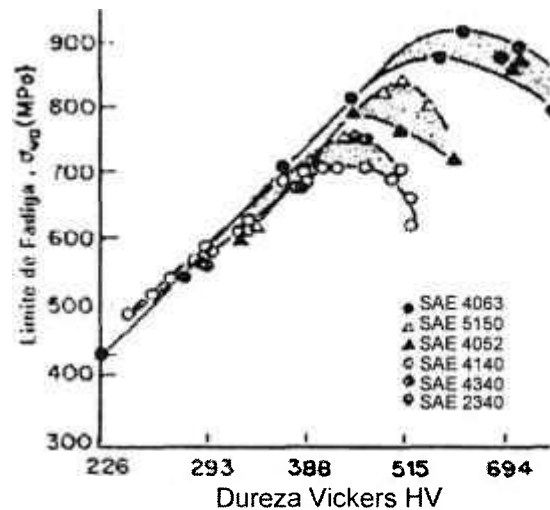


Figura 3.4.4.1: Limite de fadiga de aços em função da dureza da sua matriz [62].

Murakami e outros pesquisadores [80] fizeram um estudo extensivo de avaliação da resistência à fadiga de materiais contendo pequenas trincas, furos, inclusões, porosidades e outras irregularidades. Eles mostraram que o limite de fadiga não está relacionado com a tensão crítica para nucleação da trinca, e sim a um fator de intensidade de tensão limiar para sua propagação. A proposta de correlação com estes defeitos foi em utilizar \sqrt{area} como parâmetro de medição e correção das equações de fadiga.

Para a medição da \sqrt{area} de um defeito pequeno, deve-se utilizar a técnica da sua projeção em um plano normal na direção da tensão principal, conforme mostrado na Figura 3.4.4.2 [81].

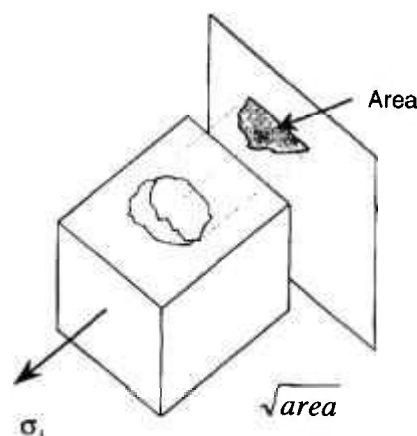


Figura 3.4.4.2: Projeção da área do defeito na direção da tensão principal [81].

Duas trincas pequenas com o mesmo valor de \sqrt{area} apresentam o mesmo valor de limite de fadiga, entretanto, caso elas apresentem o mesmo fator de intensidade de tensão, nem sempre apresentarão o mesmo limite de fadiga, por causa da dependência do ΔK_0 com o tamanho da trinca. Neste caso, trincas serão nucleadas em regiões de concentração de tensão e crescerão pequenas distâncias. A Figura 3.4.4.3 mostra uma trinca que ao alcançar 10% do raio "R" do furo, o fator de intensidade de tensão é igual ao de uma trinca com o comprimento $a + R$, todavia, sem o furo [81].

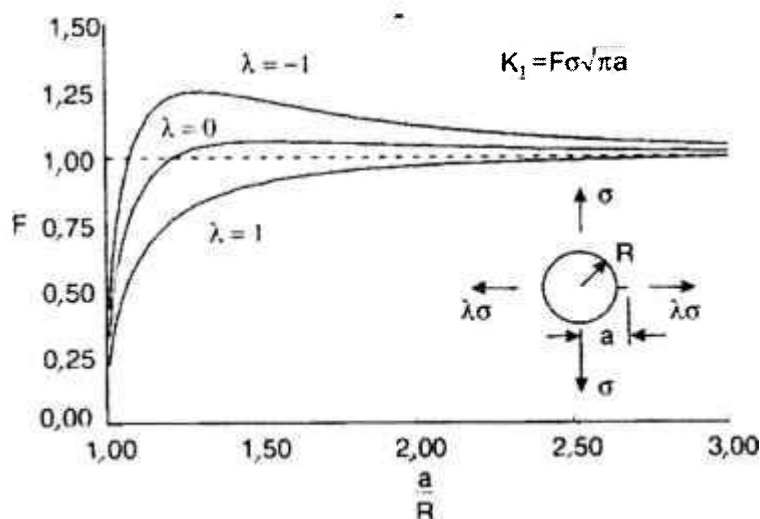


Figura 3.4.4.3: Fator de correção F para o FIT de trincas nucleadas em um furo [81].

Considerando o tamanho da trinca pequena, o limite de fadiga é inversamente proporcional à relação $(\sqrt{area})^{1/6}$. Isto mostra uma fraca dependência com o tamanho da trinca para pequenas variações de seu tamanho. Um exemplo mostrado por Socie [81] diz que, se o tamanho da trinca pequena for aumentado em 50%, o limite de fadiga será reduzido em apenas 7%.

Um exemplo interessante do comportamento do limite de fadiga para diferentes tipos de pequenas trincas com o mesmo valor de \sqrt{area} é mostrado na Figura 3.4.4.4. Notar o mesmo limite de fadiga para defeitos com diferentes FIT. Todavia, quando a vida em fadiga é finita, o período de nucleação da trinca é importante e depende do tipo e forma do defeito [82].

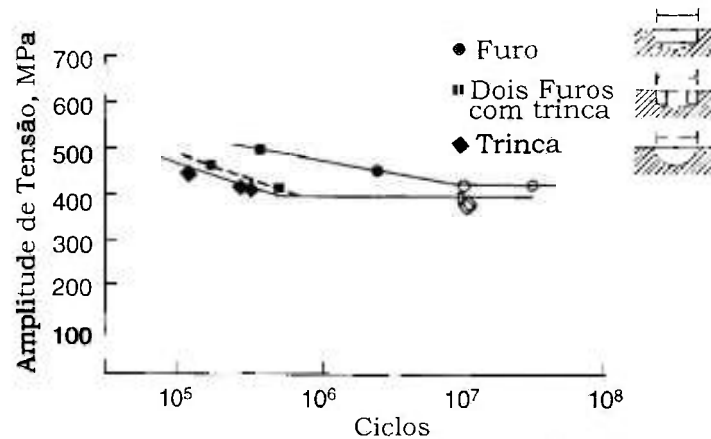


Figura 3.4.4.4: Curvas S-N para diferentes tipos de defeito [81].

O fator de intensidade de tensão limiar para crescimento de uma trinca é um importante valor para determinar o comportamento da trinca e pode ser relacionado com a dureza Vickers (HV) do material. Esta correlação é feita através da área projetada do defeito [83, 84], por exemplo:

$$\text{Defeito superficial:} \quad \Delta K_o = 3,3 \times 10^3 (HV + 120) (\sqrt{\text{area}})^{1/3} \quad (3.4.4.1)$$

$$\text{Defeito Interno:} \quad \Delta K_o = 2,77 \times 10^3 (HV + 120) (\sqrt{\text{area}})^{1/3} \quad (3.4.4.2)$$

Estas equações podem ser re-escritas para determinar o limite de fadiga, σ_w , quando o material apresenta trinca pequena na superfície, sub-superficial e interna, conforme mostradas na Figura 3.4.4.5 para $R = -1$.

$$\text{Defeito Superficial:} \quad \sigma_w = \frac{1,43(HV + 120)}{(\sqrt{\text{area}})^{1/6}} \quad (3.4.4.3)$$

$$\text{Defeito Sub- Superficial} \quad \sigma_w = \frac{1,41(HV + 120)}{(\sqrt{\text{area}})^{1/6}} \quad \therefore \begin{matrix} \Delta K_o = \text{MPa} \sqrt{m} \\ \sigma_w = \text{MPa} \\ HV = \text{kgf/mm}^2 \\ \sqrt{\text{area}} = \mu\text{m} \end{matrix} \quad (3.4.4.4)$$

$$\text{Defeito Interna:} \quad \sigma_w = \frac{1,56(HV + 120)}{(\sqrt{\text{area}})^{1/6}} \quad (3.4.4.5)$$

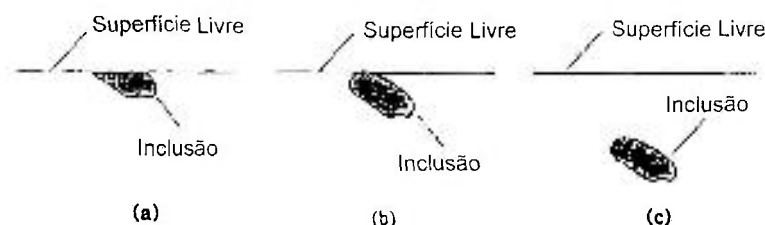


Figura 3.4.4.5: Localização do defeito. (a) Superfície. (b) Sub-superficial. (c) Interno [84].

A dependência do limite de fadiga com o tamanho do defeito pode ser visualizada na Figura 3.4.4.6 para dois tipos de carregamentos: torção e tração, onde foram avaliadas várias amostras com diferentes tamanhos de furos superficiais representando defeitos.

A redução do tamanho do defeito tem influência no limite de fadiga até um limite de 35 μm para carregamento de tração e um valor de 130 μm para torção. No caso da torção, quando o tamanho da trinca pequena é menor que 130 μm , outras trincas começam a ser nucleadas aleatoriamente no material [81].

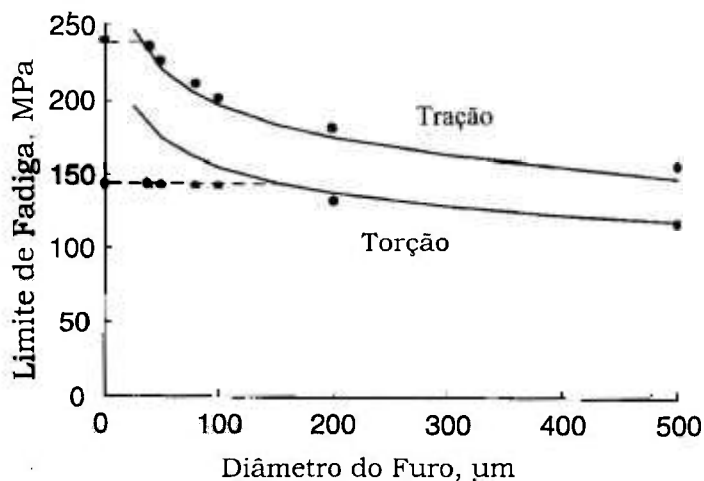


Figura 3.4.4.6: Dependência do limite de fadiga com o tamanho de furo para dois tipos de carregamento: torção e tração [81].

Considerando o efeito da razão de carregamento quando $R \neq -1$, a equação deve ser alterada para [75]:

$$\sigma_s = \frac{1,43(HV + 120)}{(\sqrt{area})^{1/6}} \left[\frac{1 - R^{-\alpha}}{2} \right] \quad \text{onde} \quad \begin{array}{l} \alpha = 0,226 + HV \times 10^{-4} \\ R = \text{razão de tensão} \end{array} \quad (3.4.4.6)$$

Em torção, a tensão de cisalhamento ao redor do furo é zero e trincas podem-se nuclear em tração a 45° em relação à tensão de cisalhamento aplicada, portanto, o crescimento da trinca será determinado pela intensidade de tensão no Modo I. A Figura 3.4.4.6 mostra que a tensão para propagar uma trinca perto de um entalhe será mais baixa em torção do que em tração. Neste caso, a equação do limite de fadiga para propagação de uma trinca pequena em torção é [81]:

$$\tau_{tr} = \frac{1,15(HV + 120)}{(\sqrt{area})^{1/6}} \left[\frac{1 - R^{-\alpha}}{2} \right] \quad (3.4.4.7)$$

A influência da trinca pequena na redução da vida em fadiga é reduzida quando o carregamento causa um nível elevado de deformação, isto é, em deformações plásticas elevadas, trincas de tração são nucleadas no defeito e trincas de cisalhamento nucleam-se em regiões longe do defeito. Todavia, a propagação de trincas é mais rápida para trincas localizadas em regiões de máxima tensão de cisalhamento, ou seja, afastadas da região do defeito. Por outro lado, quando o nível de deformação é baixo, as trincas de tração crescem mais rapidamente do que as trincas de cisalhamento. Neste caso, o defeito tem papel fundamental na vida em fadiga do material [81]

Analizando o efeito da trinca pequena quando submetida a carregamentos cíclicos com alto nível de deformação, Murakami [85] avaliou duas trincas com o mesmo tamanho, sendo que uma partiu de um micro-defeito maior que outro, conforme mostrado na Figura 3.4.4.7; pode-se dizer que a trinca originada no defeito menor causou maiores alterações estruturais nas vizinhanças, em comparação com a outra trinca; todavia, experimentos mostraram que este comportamento tem influência até uma dimensão limiar de $a=400 \mu\text{m}$. Acima deste valor, o comportamento das duas trincas será o mesmo.

No estudo presente, o tamanho do defeito avaliado está em torno de $284 \mu\text{m}$, e portanto, ainda é esperado um comportamento análogo ao discutido acima.

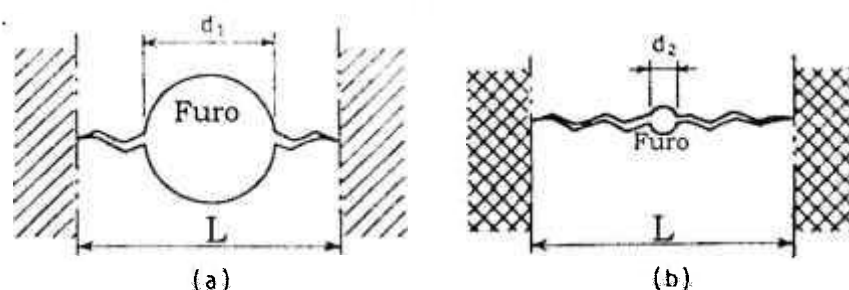


Figura 3.4.4.7: Esquematização de duas regiões com trinca de fadiga iniciada em furos com dimensões diferentes [85].

3.5 Processo de jateamento

3.5.1 Jateamento

O jateamento é um processo mecânico que consiste no bombardeamento de uma superfície por esferas de aço, cerâmica ou vidro, tendo como objetivos principais, a criação de uma camada superficial com elevadas tensões residuais de compressão e com deformações plásticas e elásticas, uniformização das tensões superficiais,

melhoria da resistência à corrosão, controle da rugosidade e eliminação de rebarbas [86, 87]. Este tratamento é recomendado para as mais variadas superfícies, como por exemplo: usinada, endurecida, soldada, eletrodepositada, anodizada, depósitos variados a plasma, descarbonetada e outras.

A maior importância da tecnologia de jateamento em função da melhoria da resistência à fadiga reside na aplicação em componentes que têm caráter estrutural e de molas, por exemplos: barras de torção e estabilizadoras, molas helicoidais e feixes de molas. Estes componentes raramente sobreviveriam durante a vida pré-estimada, caso não fossem jateados [88- 90].

Melhores benefícios no aumento da resistência à fadiga em componentes jateados podem ser obtidos na aplicação do jato de granalha em componentes pré-tensionados e ou aquecidos [91, 92], as quais têm mostrado resultados comprovadamente satisfatórios, com aumento significativo da vida em fadiga do componente.

Durante o bombardeio das esferas contra a superfície do material ocorrem deformações plásticas nos grãos superficiais, as quais são produzidas pelas tensões longitudinais, transversais e de compressão. A profundidade da área deformada plasticamente é proporcional ao diâmetro da impressão e se estende radialmente do seu centro até uma distância superior ao diâmetro referido.

Dependendo dos parâmetros de jateamento, como o tamanho das esferas e do componente, a profundidade de deformação plástica pode ser de alguns micrometros até valores tão elevados quanto 1,6 mm para alguns materiais [93]. A Figura 3.5.1.1 mostra a dimensão da zona deformada plasticamente (h_p) em função do impacto de uma esfera, a qual pode ser correlacionada pela equação $h_p/R = k\sqrt{z/R}$, onde k é uma constante do material [94, 95], z é a profundidade de impressão e R é o raio da esfera.

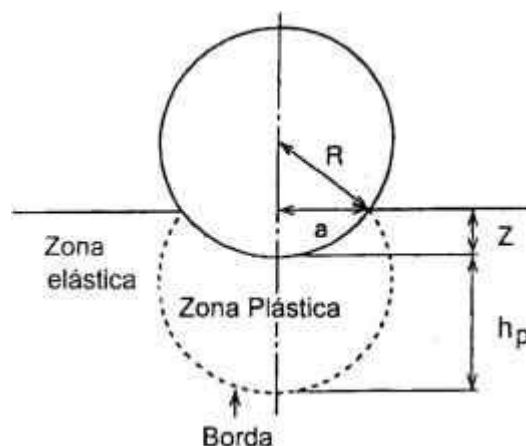


Figura 3.5.1.1: Esquemática das deformações plásticas e elásticas causadas por uma esfera contra a superfície de um material [94].

A otimização do processo de jateamento depende das seguintes variáveis:

- Geometria e propriedades mecânicas do componente jateado;
- Fluxo de energia produzido pelo processo em função dos parâmetros operacionais: tipo de esfera, velocidade, ângulo de ataque e tempo de jateamento;
- Condição de contato entre a esfera e o componente: coeficiente de atrito e relação de dureza da esfera e do componente.

O tipo de máquina de jateamento é essencial na otimização do processo, porque dependem dela os parâmetros de jato, como a intensidade, cobertura, ângulo do jato e saturação. Em função do tipo de esfera, a intensidade do jato é obtida pela capacidade em ser arremessada com determinada velocidade [86], gerando uma energia de impacto. Estudos mostram que, quando se tem um excesso de velocidade do jato, tem-se uma diminuição do benefício do jateamento, porque começa a ocorrer uma agressão excessiva na superfície jateada.

A intensidade do jateamento também sofre uma forte influência do ângulo do jato, isto é, quando menor o ângulo, menor será a intensidade do jateamento, todavia, para uma situação mais agressiva com o ângulo de 90°, não se obtém as maiores tensões residuais compressivas no material, porque nesta condição começa a ocorrer uma perda de eficiência do jato devido aos impactos entre esferas arremessadas contra as esferas retornadas.

A cobertura do jato é uma das variáveis mais importantes do jateamento, porque corresponde à capacidade do processo em homogeneizar as tensões superficiais em toda a superfície jateada. Componentes jateados apresentam tensões residuais compressivas elevadas, mas em determinadas regiões podem apresentar falhas de jateamento. Estas falhas comprometem a sua vida quando coincidentemente uma trinca nucleia-se nestas regiões. A cobertura é dada pela porcentagem da área atingida pelas esferas durante o processo de jateamento e por isso sofre forte influência do tempo, porém, por uma questão prática, os valores máximos obtidos são da ordem de 98%, sendo então definidos como cobertura total. O cálculo da cobertura pode ser expresso pela equação exponencial abaixo:

$$C_n = 1 - (1 - C_1)^n \quad \begin{array}{l} C_1 = \text{porcentagem de cobertura após 1 passe} \\ C_n = \text{porcentagem de cobertura após n passes} \\ n = \text{número de ciclos do jateamento} \end{array} \quad (3.5.1.1)$$

As partículas de jateamento são escolhidas de acordo com sua forma, tamanho, densidade, dureza e durabilidade [96- 101]. O tamanho e a dureza influenciam

diretamente na profundidade das camadas de tensões residuais e na rugosidade superficial, porém, na prática, utilizam-se esferas com dureza igual ou maior ao componente jateado; no caso do tamanho das esferas, estudos têm mostrado melhores profundidades de tensões residuais para utilização de esferas maiores [102], por outro lado, quanto maior o tamanho da esfera maior será o tempo de saturação do processo de jateamento [103].

Um gráfico interessante mostrado por Benedetti [104] exemplifica a correlação entre o diâmetro e a dureza da esfera em função ao benefício do jateamento no limite de fadiga do material (Figura 3.5.1.2). Pode-se notar que apesar do aumento do diâmetro da esfera possa produzir um aumento da profundidade das tensões residuais, foi constatada uma redução do limite de fadiga do material. Este resultado é suposto ocorrer quando não há tempo adequado de saturação ou uma cobertura deficiente.

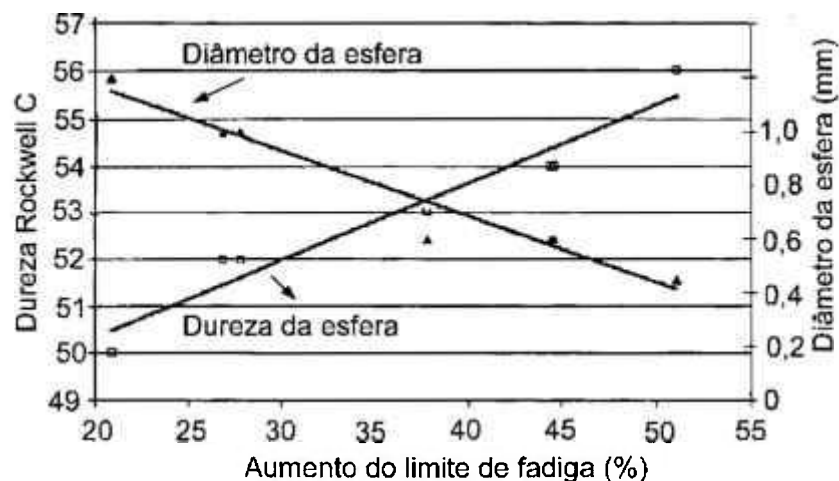


Figura 3.5.1.2: Correlação entre o diâmetro e dureza da esfera em função ao aumento do limite de fadiga de um aço 1MnCr5 carbonitretado [104].

As variáveis anteriores são importantes no processo de jateamento e são elas que determinam o tempo de saturação, isto é, a melhor condição do jateamento é gradativamente alcançada até um certo tempo de processo, entretanto, a partir de certo valor de tensão residual compressiva não é observada uma significativa melhora, mesmo com tempos prolongados [105]. Normalmente, para otimização dos processos industriais, são adotados valores de saturação da ordem de 90% da intensidade Almen.

3.5.2 Técnicas de medição

Na maioria das indústrias, a medição da intensidade de jateamento é feita indiretamente pela tira Almen (Figura 3.5.2.1)[106], porque é um método simples e rápido e de boa eficiência para correlacionar resultados práticos; todavia, não existe comprovadamente uma relação empírica com as tensões residuais obtidas pelo jateamento e a intensidade Almen [107]. Recentemente Guagliano [108] relacionou a intensidade Almen com a modelagem numérica e utilizou este dado em comparação com as tensões residuais medidas pela técnica de Raios-X. Posteriormente, equações analíticas foram criadas para correlacionar a intensidade Almen com a modelagem numérica para diversos tamanhos e tipo de esferas. Aparentemente os resultados apresentaram boas aproximações, mas avaliações futuras considerando outros materiais, tempo e ângulo de jateamento necessitam ser feitas e também considerar a saturação do processo e o detrimento causado pelo excesso de jateamento em materiais como o alumínio.

A tira padronizada Almen é colocada em um dispositivo paralelamente ao componente a ser tratado; durante jateamento as esferas induzem simultaneamente tensões residuais na tira, a qual se deforma no formato de um pequeno arco. Após o jateamento, é medida a altura do arco da tira e através de uma tabela de conversão obtém-se o valor de intensidade Almen.

As tiras Almen, confeccionadas com material SAE1070, são fornecidas em três espessuras, N, A e C, seguindo a regra $3N=A=0,3C$. A escolha da tira Almen está relacionada com a intensidade do jato, isto é, menores intensidades requerem um tira Almen mais fina, que por sua vez, apresentará uma maior precisão na medição. A especificação Almen inclui a curvatura do arco em polegada e a nomenclatura do tipo de tira, por exemplo: "intensidade 10A" corresponde um arco de curvatura de 0,01' (0,25mm) para uma tira tipo A.

Outras técnicas podem ser utilizadas para medição da tensão residual [109- 111], cada uma com suas próprias características. A Tabela 3.5.2.1 mostra as técnicas de medição e seus valores correspondentes de penetração, precisão e resolução. A Técnica de Raios-X utilizada neste estudo será abordada com mais detalhes no capítulo Metodologia Experimental.

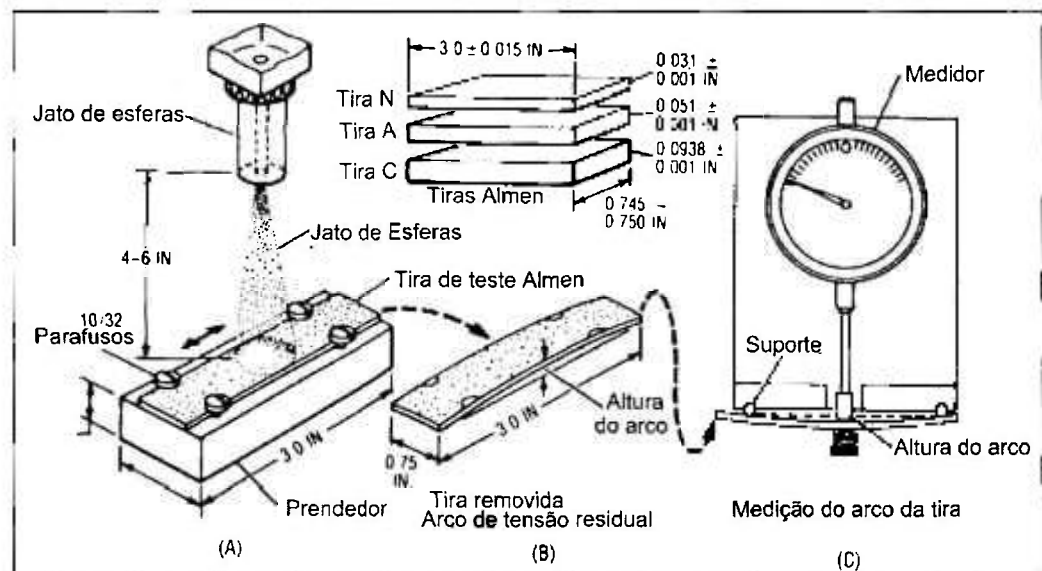


Figura 3.5.2.1: Esquemática do dispositivo de medição Almen [106].

Uma vasta variedade de fatores influencia a resolução de todos os métodos de medição, sendo que, nenhum único método pode ser considerado mais preciso. Tipicamente, valores para incerteza dos métodos de difração variam de 10 MPa a 30 MPa.

Tabela 3.5.2.1: Relação das técnicas utilizadas para medição de tensão residual [109].

Técnicas	Penetração	Resolução	Precisão
Furação por broca (distorção causada pela relaxação de tensão)	~1.2 x o diâmetro do furo	50 μ m	\pm 50 MPa, limitado pela redução da sensibilidade pelo aumento da profundidade.
Curvatura de tiras (distorção pelo aumento ou redução da tensão)	-	0,05 mm de espessura	limitado pelo mínimo da curvatura medido.
Difração de Raios-X	<1 mm pela remoção de camada	1 mm lateralmente e 20 μ m de profundidade	\pm 20 MPa, limitado por condição de superfície
Raios-X duros (Synchrotron, 20-300KeV)	150-50 mm	20 μ m na lateral do feixe incidente. 1 mm paralelo ao feixe	deformações de $\pm 10 \times 10^{-6}$
Neutrons	200 mm (Al) 25 mm (Fe)	500 μ m	deformações de $\pm 50 \times 10^{-6}$
Ultrassom	>10 cm	5 mm	10%
Magnético	10 mm	1 mm	10%
Espectro Raman (luminiscense fluorescence)	<1 μ m	<1 μ m	50 MPa
Método "compliance"	0,05 - 100mm	-	-

O tempo total para medição da tensão residual depende da complexidade da medição em função da técnica escolhida, por exemplo: normalmente técnicas de difração por Raios-x são mais rápidas do que as de nêutrons e ainda, quando se utiliza a metodologia da remoção de camada para medição da tensão residual em função da profundidade, um tempo extra de até vários dias deve ser requerido [110].

3.5.3 Comportamento em fadiga de materiais jateados

Devido à importância das significativas melhoras na resistência à fadiga de materiais jateados, a literatura mostra inúmeros trabalhos que abordam pesquisas do comportamento de fadiga em materiais jateados, como por exemplo, em alumínio, sinterizados, aços inoxidáveis, ferro fundido, aços ao carbono e outros [105, 112, 113].

Após o processo de jateamento, verifica-se uma certa deformação superficial dos grãos que influencia o mecanismo de fadiga no sentido de bloquear a nucleação da trinca ou retardar o seu crescimento. Quando se forma uma trinca, o seu comportamento consiste em um acelerado crescimento durante poucos ciclos de vida e posteriormente uma desaceleração progressiva nos ciclos consecutivos. Este fato concorda com as trincas não propagadas encontradas na superfície de materiais jateados.

O aumento da resistência à fadiga de materiais jateados pode ser explicado em duas formas: a tensão de compressão formada nas camadas superficiais opõem-se às forças e momentos externos e a inibição de escorregamento de finas camadas de metal na direção da máxima tensão de cisalhamento. Para ambos os casos uma maior força é requerida para reiniciar estes dois eventos. Quando iniciada uma trinca, três fatores dominam o comportamento da fadiga: o primeiro fator reside na resistência à fadiga do material não jateado, o segundo leva em conta a tensão residual superficial e o terceiro associa a concentração de tensão nos entalhes produzidos pela agressão das esferas do jateamento [114].

Estudos realizados por Martin [115] em aços SAE1045 mostraram que o mecanismo de deformação cíclica de amostras jateadas em regime de fadiga não é apenas influenciado pelas camadas externas deformadas, mas sim por um conjunto de comportamentos de várias camadas externas e internas.

O crescimento de uma trinca pode ser bloqueado pelas tensões compressivas introduzidas na superfície do material, isto é, uma trinca não propaga a menos que forças de tensão de tração atuem em sua ponta [106], conforme ilustrado na Figura 3.5.3.1. Estudos efetuados em corpos-de-prova C(T) de inox AISI304 [116], com jateamento na ponta, ao redor e atrás da trinca, mostraram que o jateamento também age com redutor da taxa de crescimento da trinca, reduzindo significativamente sua velocidade. Por outro lado, quando a trinca ultrapassava a região jateada, a sua velocidade de crescimento retornava aos valores esperados. A mesma observação foi feita por Zhu [117], onde a alteração da taxa de crescimento da trinca foi associada com o fenômeno de fechamento da trinca.

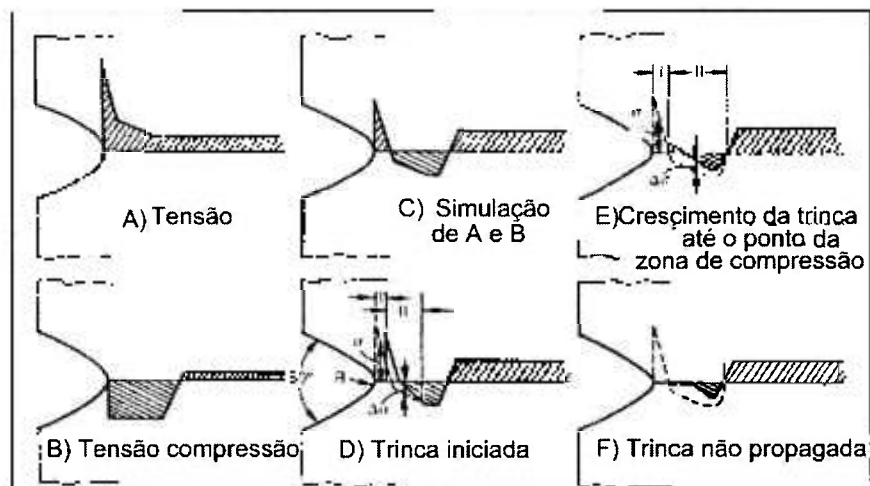


Figura 3.5.3.1: Bloqueio do crescimento de trincas de fadiga através do efeito da tensão residual compressiva superficial [106].

Para quantificar o efeito da tensão residual no crescimento da trinca de fadiga, é usada a abordagem da superposição do FIT para a tensão aplicada e tensão residual. O FIT corrigido (K_{res}) para crescimento de uma trinca dentro do campo de tensões residuais compressivas diminui linearmente à medida que a trinca vai crescendo, até um valor de $a = a_0$, conforme exemplificado na Figura 3.5.3.2 [24].

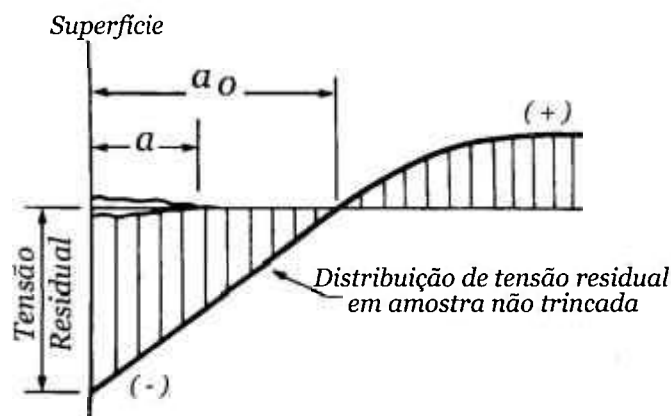


Figura 3.5.3.2: FIT para uma trinca crescendo dentro do campo de tensões residuais [24].

Para estas condições, o fator K_{res} é determinado conforme equação abaixo:

$$K_{res} = \left(1,12 - 0,68 \frac{a}{a_0}\right) \sigma \sqrt{\pi a} \quad K_{res} = \text{crescimento de uma trinca dentro do campo de tensões residuais compressivas.} \quad (3.5.3.1)$$

Válido para $a < a_0$

Particularmente, a detecção e medição de trincas nos estágios iniciais de crescimento são difíceis, por causa da incerteza do local exato de seu início e do conhecimento de qual trinca detectada vai se tornar dominante e conduzir a fratura final do material.

Uma característica típica de materiais jateados e submetidos a um carregamento cíclico é o aspecto fractográfico do mecanismo de fadiga, isto é, a região da face de fratura, compreendida pela nucleação e propagação da trinca, apresenta-se diferentemente para o mesmo material, porém sem jateamento [118]. Em materiais jateados, a nucleação da trinca de fadiga inicia preferencialmente em regiões pontuais com maiores concentrações de tensões, porém a trinca pode sofrer um bloqueio superficial do seu crescimento devido às tensões compressivas, conforme mostrado na Figura 3.5.3.3.

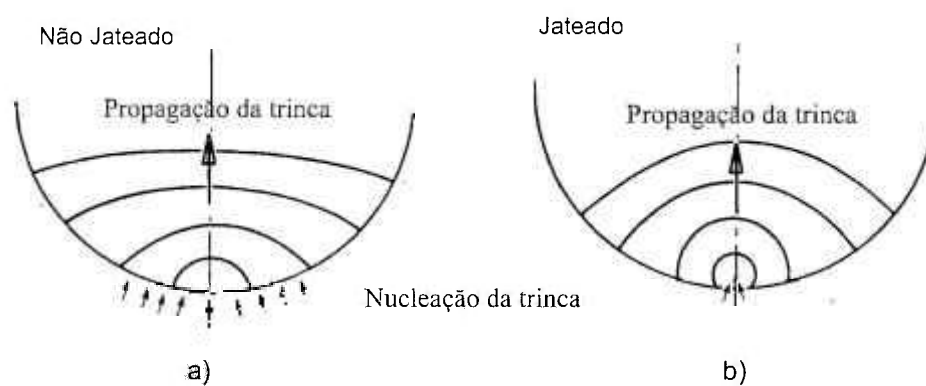


Figura 3.5.3.3: Esquemática da nucleação e propagação de trinca de fadiga em um corpo-de-prova cilíndrico. (a) material não jateado. (b) material jateado: nucleação pontual [118].

Dependendo dos níveis de deformação envolvidos no carregamento cíclico, o jateamento pode promover ou não uma melhoria da resistência à fadiga no material, por exemplo, em carregamentos elevados próximos ao limite de escoamento, ocorre uma plastificação das camadas superficiais, a qual inibe o efeito benéfico das tensões residuais. Neste caso é esperado um comportamento similar entre o material com ou sem jateamento [120].

O relaxamento da tensão residual superficial devido ao carregamento cíclico deve ocorrer ao longo da vida de um componente em fadiga, quando a soma da tensão residual e do carregamento em compressão ou tração excede a resistência local para ocorrência da deformação plástica. Isto significa que o relaxamento da tensão residual causará plastificação de regiões superficiais e ainda com maior intensidade para maiores amplitudes de tensão de carregamento [120, 121].

Trabalhos abordando o relaxamento das tensões residuais em função do carregamento mostraram que o relaxamento deve ocorrer ao longo da vida cíclica, porém, não desaparece totalmente; todavia, para amplitudes de carregamento

elevadas próximas ao limite de escoamento do material, a tensão residual pode ser totalmente eliminada [122, 123].

A temperatura também causa o relaxamento das tensões residuais, agindo como um facilitador para a movimentação atômica, a qual é controlada pelas movimentações das discordâncias e ou precipitação de fases secundárias. Entretanto, mesmo ocorrendo o relaxamento das tensões residuais compressivas devido à temperatura, ainda se obtém uma melhora da vida em fadiga devido às deformações plásticas superficiais ainda presentes [120, 124].

Como alternativa para solucionar a questão do relaxamento, estudos avançaram na avaliação de processos de re-jateamento em componentes submetidos inicialmente a carregamentos cíclicos. Discutiu-se que esta técnica pode ser uma boa alternativa para recuperação da vida em fadiga em aços, todavia, em alumínio não foi obtida uma melhora [118].

3.5.4 Cálculos de tensão residual

A quantificação das tensões residuais geradas pelo jateamento utiliza técnicas de elementos finitos em diversas formas [125, 126, 127].

Porém, os modelos numéricos utilizados para os cálculos de tensão residual ainda estão em fase de evolução, não existindo uma metodologia consolidada e ainda, existem muitas contradições associadas entre os cálculos estáticos com os dinâmicos. Kobayashi e colaboradores [94] mostraram controvérsias entre estas duas técnicas, onde para estudos estáticos foram verificadas tensões trativas exatamente no fundo da calota formada pelo impacto da esfera, contrariando as tensões compressivas provocadas no jateamento dinâmico. Recentemente um amplo estudo por modelagem numérica foi realizado por Barrios [128], onde foram apresentados bons resultados de avaliações das tensões residuais por modelagens, porém, maiores avanços devem ser feitos para a abordagem dos parâmetros, como velocidade de impacto, tipo de esfera e espessuras do material jateado.

3.5.5 Campo de tensão residual

Para aços, a tensão residual compressiva superficial, σ_s^{rc} , e a máxima tensão residual compressiva sub-superficial, σ_{\max}^{rc} , podem ser calculadas empiricamente conhecendo o limite de escoamento, $\sigma_{0,2}$, do aço e o seu limite de resistência, σ_{ult} [93], por exemplo:

$$\sigma_s^{rc} = 120 + 0,5\sigma_{0,2} \quad (\pm 30 \text{ MPa}) \quad (3.5.5.1)$$

$$\sigma_{\max}^{rc} = 70 + 0,667\sigma_{\text{ult}} \quad \therefore (\sigma_{\text{ult}} \leq 1000 \text{ MPa}) \quad (3.5.5.2)$$

$$\sigma_{\max}^{rc} = 430 + 0,323\sigma_{\text{ult}} \quad \therefore (\sigma_{\text{ult}} \geq 1000 \text{ MPa}) \quad (3.5.5.3)$$

Outras equações são propostas na literatura para calcular a máxima tensão residual produzida pelo processo de jateamento. Algumas delas utilizam a constante de Poisson nos cálculos [129] e outras seguem as mesmas representações acima [130], porém com pequenas alterações nos seus coeficientes.

A profundidade da tensão residual compressiva, Z_o , pode ser calculada empiricamente utilizando a intensidade do jateamento, f_a [93].

$$Z_o = A_o + K \cdot f_a \quad (\mu\text{m}) \quad A_o = 0,09 \text{ mm para aço} \quad (3.5.5.4)$$

$$\text{onde } K = 1,392 - 0,611 (\sigma_{\text{ult}}/\sigma_{\text{ab}}) \quad \sigma_{\text{ab}} = \text{limite de resistência da chapa Almen} \quad (3.5.5.5)$$

$$\sigma_{\text{ult}} = \text{limite de resistência do material.}$$

A Figura 3.5.5.1 apresenta um gráfico comparativo de intensidade do jateamento e profundidade da camada residual compressiva para diversos materiais. Pode-se notar nesta figura que, quanto maior o limite de resistência do material, menor será a profundidade da camada afetada pelo jateamento para um mesmo valor de intensidade de jato; portanto, espera-se que os materiais ferríticos e ou perlíticos apresentem maior profundidade da camada de tensão residual do que os materiais martensíticos [93].

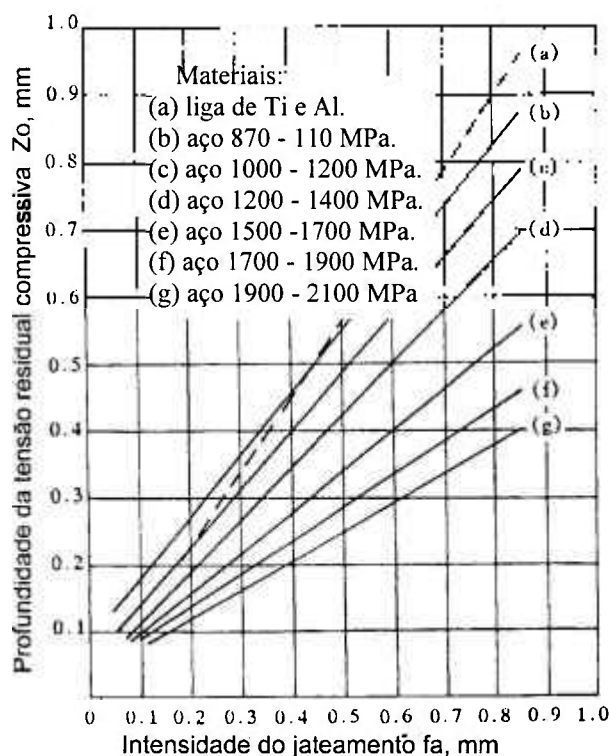


Figura 3.5.5.1: Intensidade do jateamento em relação à profundidade da camada residual compressiva para vários materiais [93].

Após correlacionar equações de cálculo do limite de fadiga com a tensão residual compressiva, Starker [131] fez uma abordagem para o cálculo do limite de fadiga local, ou seja, o limite de fadiga local, $\sigma_{(e \text{ local})}$ e a tensão residual local, $\sigma_{(r \text{ local})}$, estão relacionados de acordo a seguinte fórmula:

$$\sigma_{(e \text{ local})} = \sigma_{wn} \left(1 - \frac{\sigma_{(r \text{ local})}}{\sigma_{ult}} \right) \quad \begin{array}{l} \sigma_{ult} = \text{limite de resistência} \\ \sigma_{wn} = \text{limite de fadiga (sem tensões residuais)} \end{array} \quad (3.5.5.6)$$

Na equação anterior, nota-se a dependência da tensão residual compressiva e o limite de resistência na melhoria da vida em fadiga do material.

O escopo do estudo presente não é avaliar a precisão de cada uma das equações propostas e sim, mostrar o quanto foi eficiente o processo de jateamento efetuado no estudo experimental para avaliações do comportamento em fadiga das amostras jateadas.

3.5.6 Trincas curtas e o jateamento

Muitos trabalhos abordaram a questão da trinca pequena nestas duas últimas décadas, mas poucos estudos dedicaram uma avaliação do efeito do jateamento na superfície de amostras contendo trincas pequenas [132]. As deformações plásticas superficiais podem acelerar a nucleação da trinca de fadiga, mas a sua propagação pode ser reduzida nos subseqüentes períodos. As trincas pequenas apresentam uma velocidade de crescimento reduzida, quando nucleadas em micro-deformações superficiais e um crescimento irregular, com temporários bloqueios ocorrendo em regiões de interfaces de bandas severamente deformadas. Apesar de o jateamento produzir um elevado número de entalhes superficiais, a densidade de trincas das amostras jateadas é menor do que as não jateadas.

Observações importantes foram feitas por Kocanda [132] utilizando réplicas para monitoramento do crescimento de trincas de fadiga em regime de torção de um aço médio carbono com e sem jateamento, onde foi verificada a maior população de trincas em amostras não jateadas. Os resultados observados nas amostras jateadas foram correlacionados ao efeito das distorções dos grãos, alta densidade de discordância nas camadas superficiais, o empacotamento dos grãos lamelares e a tensão residual compressiva e são mostrados na Figura 3.5.6.1.

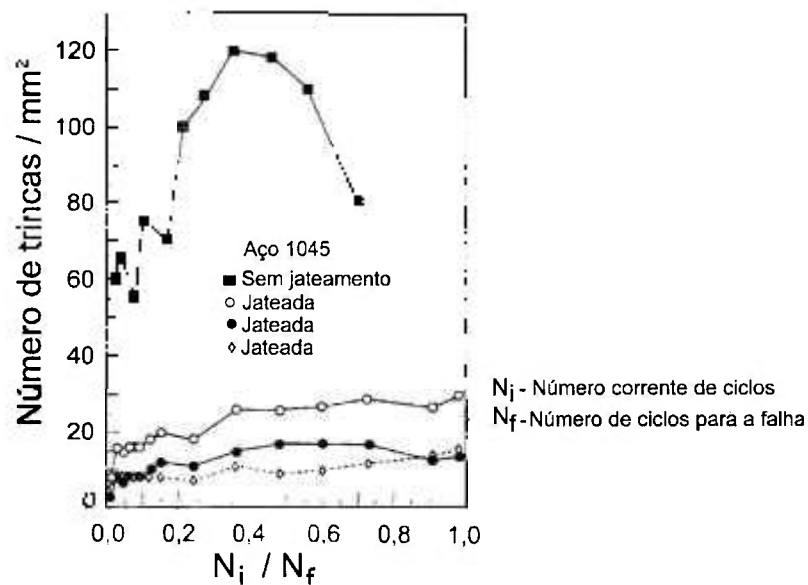


Figura 3.5.6.1: População de trincas pequenas em função da razão de ciclos em amostras com ou sem jateamento [132].

3.6 Estrias de fadiga na história de carregamento

A análise fractográfica realizada principalmente por microscopia eletrônica é uma importante ferramenta para se estudar o mecanismo de fadiga ocorrido em um componente e ainda, determinar com boa precisão, o valor da tensão presente no crescimento da trinca de fadiga, tendo como finalidade a melhoria de projeto e determinação de causas raízes de falhas [133].

Num grande número de falhas por fadiga é possível se observar estrias, as quais têm uma correlação com o tamanho da trinca e sua taxa de propagação.

A relação entre a carga aplicada, a profundidade da trinca e a razão do crescimento da trinca pode ser satisfatoriamente determinada através de uma comparação de resultados experimentais de fadiga obtidos em corpos de prova C(T) [134, 135]. Porém, com o auxílio da técnica de Elementos Finitos, pode-se avançar no relacionamento da carga nominal aplicada com a carga localizada na região em estudo da trinca. Para validação destas técnicas, primeiro deve-se considerar que um espaçamento de estria equivale a 1 da/dN [136], ou seja uma taxa de crescimento.

Propostas iniciais de estudos de espaçamentos de estrias em comparação ao número de ciclos sugeriram simplesmente a divisão do tamanho final da trinca pelo valor médio dos espaçamentos entre as estrias, e assim, determinava-se o número de ciclos para a falha e conseqüentemente o valor de carregamento. Estes estudos posteriormente foram abandonados pela baixa precisão, porém, outros métodos mais

precisos desenvolveram-se a partir de programas estatísticos na medição das estrias em diferentes regiões da trinca e então, criavam-se em um gráfico, duas retas distintas, ou seja, a reta inicial, para espaçamentos menores de estrias, seguia uma proporção constante ao espaçamento de estrias em relação ao tamanho da trinca até um certo valor, a partir deste valor ocorreria uma alteração positiva da inclinação da reta a favor do aumento dos espaçamentos, gerando um ponto de intersecção no gráfico entre as duas retas. Através de resoluções estatísticas destas duas retas era possível estimar o total de ciclos de uma trinca [137].

Outros estudos, desenvolvidos com auxílio do M.E.V., construíram gráficos paramétricos relacionados à profundidade da trinca e a razão de crescimento com a tensão e carga aplicada [136]. Nestes gráficos, a variação da tensão máxima com o comprimento da trinca era registrada para uma razão constante de crescimento de trinca (da/dN); por outro lado, o valor da/dN representava uma dimensão de espaçamento entre estrias. Portanto, para qualquer valor de comprimento de trinca e tensão, existiria uma linha equivalente de espaçamento de estrias. Apesar deste procedimento não prever as variações da história de carregamento ou efeitos de retardação da trinca, ele permite uma estimativa do nível da carga presente e a razão de crescimento para cada tamanho de trinca. Esta metodologia utiliza FIT não constante devido à variação de tensão e os resultados analíticos apresentam boa correlação com resultados experimentais.

Uma estria é formada a cada ciclo e de acordo com o seu espaçamento s , pode ser relacionada à taxa de crescimento da trinca, porém esta relação deve ser proporcional, desde que, a razão de tensão se mantenha constante, porque o valor de s é influenciado pela razão R . Murakami [138] desenvolveu uma técnica por M.E.V. para medição da altura (H) e do espaçamento das estrias (s) e posteriormente os relacionou com a razão de carregamento. Um gráfico foi levantado para diferentes medições de estrias em função de K_{max} e outro em função do R , onde foi possível correlacioná-los em função do R (Figura 3.6.1) para determinação da carga máxima e mínima de carregamento. Esta técnica de avaliar a forma das estrias de fadiga em superfícies de fratura permitiu correlacionar as razões de carregamento e a tensão de fechamento da trinca [42].

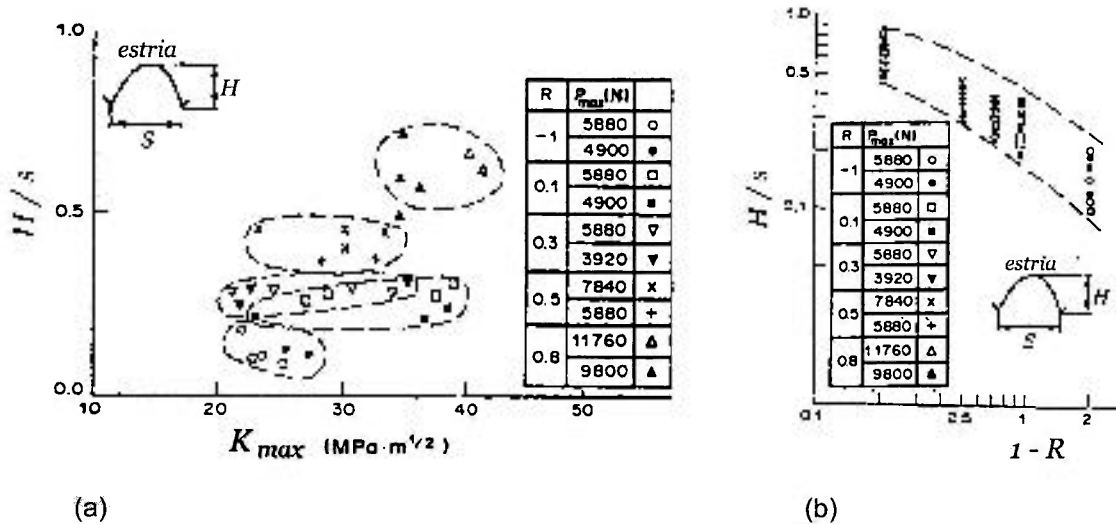


Figura 3.6.1: Relação da altura e largura da estria em função: (a) K_{max} para um liga de alumínio 2017. (b) razão de carregamento [138].

Baptista [139] e co-autores utilizaram uma técnica similar a Murakami para avaliar o espaçamento das estrias para três razões de carregamento e observaram que, quanto menor a razão de carregamento maior será o espaçamento de estrias para ligas de titânio e ainda, a correlação direta do espaçamento da estria com a da/dN é válido para valores de $s \geq 0,3 \mu\text{m}$.

A dificuldade no entendimento do conceito do crescimento da trinca de fadiga em relação da taxa de crescimento da/dN pode ser entendida pelo relacionamento das estrias de fadiga com o ciclo de carregamento em fadiga, isto é, se considerar que cada estria representa um ciclo de carregamento, a somatória das estrias representará o total de ciclos da trinca dentro do Regime II do diagrama de Paris [47]. Porém, outras pesquisas mostraram que não necessariamente uma estria corresponde a um ciclo, mas sim dezenas ou centenas de ciclos [35]. Estas controvérsias geraram investigações adicionais, as quais concluíram que ambas pesquisas poderiam estar certas, apenas divergiam na região de estudo da curva $da/dN-\Delta K$.

A espessura mínima de estria relatada por Davidson [35] é de aproximadamente $0,1 \mu\text{m}$ e a sua formação pode se dar na forma frágil, característica pelas formações de clivagem ou facetas e dúctil com presença de deformação plástica. A forma frágil normalmente está associada a mecanismos de clivagem de planos cristalográficos, ao meio ambiente, segregação, etc. É possível observar a coexistência destes dois tipos de estrias em um mesmo material [140].

3.7 Acúmulo de dano de fadiga

Na maioria das vezes, ensaios de componentes em escala de laboratório são necessários para avaliar um produto na escala 1:1, porém para correlacionar estes ensaios com o fenômeno de fadiga deve-se adotar a metodologia de análise de acúmulo de danos. Por definição, dano em fadiga pode ser considerado como a perda parcial da funcionalidade de um produto e é acumulativo e irreversível.

O componente submetido a carregamentos cíclicos está sujeito a amplitudes variadas de tensão e diferentes valores de tensão média, porém a avaliação da vida em fadiga consiste de várias etapas inter-relacionadas e combinadas de carregamentos. Por esta avaliação é possível estimar a amplitude de tensão local, tensão média, deformações elásticas e plásticas para cada etapa da história de carregamento [24].

A teoria do acúmulo de dano é o método linear usado para estimar a vida em fadiga de componentes mecânicos e foi inicialmente desenvolvida por Miner em 1945 e ainda hoje é a mais utilizada em projetos com carregamentos aleatórios. Porém na prática apresenta algumas limitações de análise por não considerar variações significantes de carregamentos, que na maioria das vezes provocam alterações no comportamento da trinca de fadiga, os quais são citados [141]:

- Retardo do crescimento da trinca ou até a sua não propagação devido à sobre-cargas de tensão.
- Aceleração do crescimento e ou redução do efeito de retardo da trinca, devido a cargas de compressão em carregamentos cíclicos de tensão-compressão.

A contribuição para a falha de cada evento é calculada pela comparação com dados de laboratório em pequenas amostras. As frações de falha são assumidas linearmente para uma dada estimativa do total de falha para uma particular história de carregamento. A curva S-N pode ser utilizada para descrever esta metodologia, isto é, uma curva S-N utilizando uma tensão S_1 , produzirá dano completo em N_1 ciclos, entretanto, se esta operar com a mesma amplitude de tensão S_1 por um número de ciclos n_1 menor que N_1 , produzirá uma fração de dano D_1 [142]. Portanto, os carregamentos com vários níveis de tensões promoverão uma fração de dano D_1 para cada diferente nível de tensão S_1 do sinal e que pode ser descrito como: Se a somatória de D for ≥ 1 , a falha ocorre:

$$D_1 + D_2 + \dots + D_{i-1} + D_i \geq 1 \quad \text{onde} \quad D_i = n_i / N_i \quad (3.7.1)$$

$$\text{então} \quad D = \sum_{i=1}^N n_i / N_i \quad (3.7.2)$$

Outras teorias podem ser enquadradas nas não lineares, as quais têm o objetivo de corrigir as deficiências relacionadas com a ordem dos níveis de tensão aplicados, onde são utilizados coeficientes de ajustes da curva [143].

Para colocar em prática a metodologia de acúmulo de dano, é necessário utilizar uma técnica para contagem de ciclos com as respectivas tensões alternadas e médias, sendo que, o método Fluxo-de-chuva (*Rain Flow*), conforme mostrado na Figura 3.7.1, é o mais utilizado, porém outros métodos como contagem por faixa de ciclos, contagens por cruzamento também são utilizados [144].

Com a utilização da metodologia de contagem de ciclos e conhecendo a curva S-N do material é possível efetuar os cálculos da vida em fadiga através de uma única equação pelo método S-N [145], a qual foi desenvolvida a partir de um rotina numérica informatizada. Segue um exemplo de uma das equações desenvolvidas para este cálculo. Quando esta equação se igualar a 1, é esperada a falha no componente.

$$\sum_c^n \left[\left[1 - \left(\frac{\sigma_{al}}{\sigma_{m1}} \right)^{2s_e} \right]^{1/r} \right]^b = 1 \quad (3.7.3)$$

n_i	= ciclos de cada evento
σ_{al}	= tensão alternada de cada evento
σ_{m1}	= tensão média de cada evento
c	= constante do material na curva S-N
b	= expoente da curva S-N do material
s_e	= expoente da tensão média (Goodman $s_e=1$; Gerber $s_e=2$)
r	= raio do entalhe na região de maior tensão

A contagem dos ciclos *Rain Flow* é um algoritmo matemático baseado na analogia por "quedas de chuva" sucessivamente nos telhados japoneses ("pagodes"), ou de forma análoga, dentro de cada pico ou vale.

O método consiste na contagem de números de picos e vales que ultrapassam um determinado nível de amplitude. Análise do *Rain Flow* leva em conta à seqüência de ocorrências dos picos e vales formando ciclos entre duas faixas de amplitude.

As regras de contagem de ciclos são as seguintes:

- O *Rain Flow* é permitido escoar no telhado e cair para a próxima inclinação a menos que se inicie um vale oposto mais negativo do que o inicial.

- Analogamente, se o fluxo da chuva se iniciar em um pico, ele deverá ser interrompido quando tiver um pico oposto mais positivo do que o inicial.
- O *Rain Flow* deve também parar, se ele encontrar chuva vindo de um telhado acima.
- Finalizado o procedimento, os eventos devem ser combinados para criação dos ciclos completos.

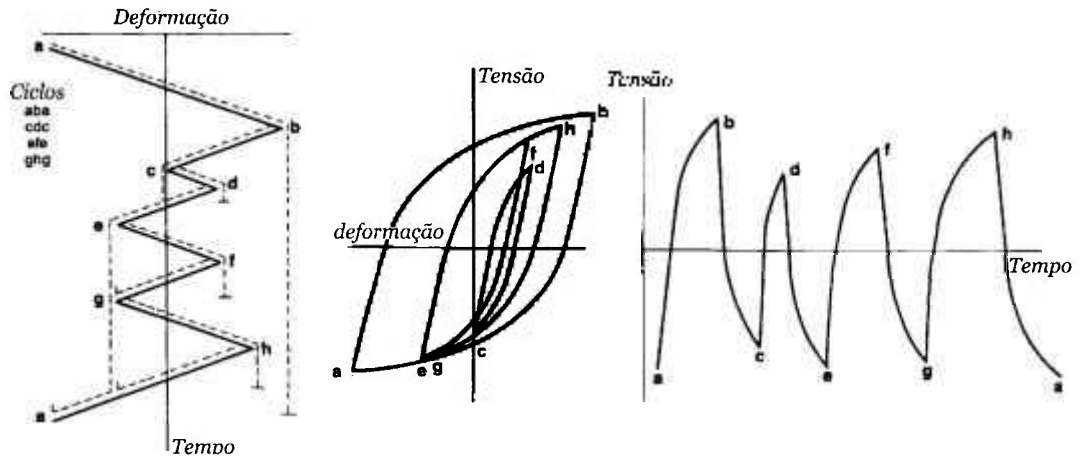


Figura 3.7.1: Contagem de ciclos pelo método *Rain Flow* [24].

Na Figura 3.7.1, durante contagem de *Rain Flow*, os eventos a-b, c-d, e-f e g-h ocorrem com *loops* de histerese fechados, sendo que cada um tem seu próprio campo de deformação e valor de tensão média.

Após determinar os valores de amplitudes de tensão faz-se um histograma, conforme mostrado na Figura 3.7.2, associando amplitudes e as repetições dessas amplitudes dentro do sinal deformação-tempo. Esta abordagem de sinais é o processo mais apropriado de representação do histórico do sinal de serviço para analisar o dano por fadiga, porém a sua extrapolação é complicada devido à dificuldade de equacionamento da distribuição [146, 147].

Ocorrências

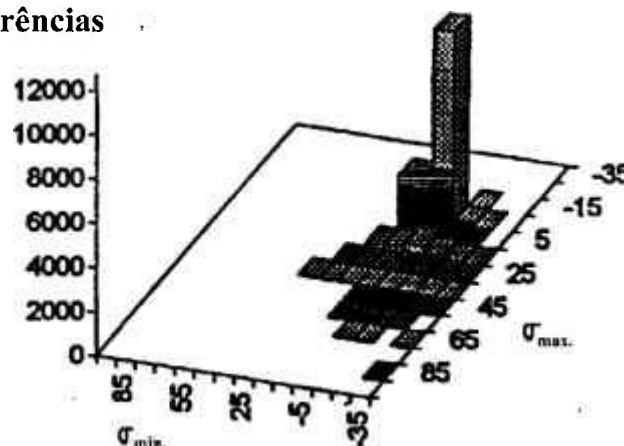


Figura 3.7.2: Histograma de tensões [146].

4 OBJETIVO DO ESTUDO

Através da metodologia experimental proposta neste estudo, pretende-se verificar a influência de um pequeno defeito físico superficial na vida em fadiga de uma barra estabilizadora e corpos-de-prova com ou sem jateamento, e os comportamentos das microestruturas perlítica e martensítica nos diferentes níveis de carregamentos.

Pelo fato de que as barras estabilizadoras podem ser manufaturadas nas condições temperada e revenida ou normalizada, deseja-se avaliar a influência das respectivas microestruturas no seu comportamento em fadiga e em função do processo de jateamento.

As barras estabilizadoras não devem apresentar defeitos superficiais, porém na prática formam-se defeitos de fabricação provenientes da trefilação da matéria-prima, manuseio da barra e riscos originados durante seu uso no veículo. Portanto, quando já existe um defeito superficial que pode assemelhar-se a uma trinca, deseja-se saber como o mesmo se comporta em relação às matrizes martensítica e perlítica e ao tipo de orientação microestrutural do material.

Equações sugeridas por Murakami, que quantificam a vida em fadiga, serão utilizadas experimentalmente para abordar a influência do pequeno defeito físico superficial na resistência à fadiga das amostras. Outras equações disponíveis na literatura, que avaliam as tensões residuais compressivas introduzidas por jateamento, serão utilizadas em comparação com os resultados e como base para sugestão de uma equação para avaliar a vida de fadiga de amostras jateadas contendo micro-defeito. Por fim, equações tradicionais utilizadas para avaliação do crescimento de uma trinca longa por fadiga, utilizando as constantes obtidas pelos ensaios $da/dN-\Delta K$, serão usadas para equacionar a vida em fadiga dos CPs S-N e barra estabilizadora com um pequeno defeito físico.

O objetivo deste estudo é adquirir uma visão integrada e profunda da vida em fadiga de barras estabilizadoras e/ou corpos-de-prova a partir de um plano de trabalho elaborado para abordar a questão do pequeno defeito e a influência da tensão residual compressiva causada pelo jateamento por granalhas de aço.

5 MATERIAIS E MÉTODOS

5.1 Introdução

A metodologia utilizada neste trabalho seguiu uma avaliação de componentes confeccionados em diversas condições microestruturais e superficiais, quando submetidos a um trabalho cíclico e então, procurou-se entender as diferenças comportamentais manifestadas durante a sua vida em fadiga. O trabalho contempla um estudo comparativo para uma condição existente na prática em barra estabilizadora veicular, com ensaios em corpos-de-prova (CPs) para levantamento das curvas S-N e da/dN- ΔK , sendo todos manufaturados com um aço comercial tipo SAE5160 utilizado atualmente para a fabricação deste componente. As variáveis abordadas foram microestrutura, dureza, tensão residual, rugosidade e concentrador de tensão.

Este estudo foi conduzido pelos ensaios descritos a seguir e mostrados na Figura 5.1:

1 - Levantamento das curvas S-N para quantificarem os números de ciclos que o material suporta em determinada tensão. Com esta avaliação foi possível quantificar as duas etapas: nucleação e crescimento da trinca de fadiga e o comportamento do material quando submetido a uma tensão constante.

2 - Levantamento das curvas da/dN- ΔK para quantificar a taxa de crescimento da trinca de fadiga no material e avaliá-las em conjunto com os resultados obtidos de tensão em relação ao número de ciclos nas curvas S-N e a formação de estrias de fadiga. Neste ensaio, também se avaliou a influência do sentido de orientação microestrutural do material (fibramento).

3- Modelagem numérica por elementos finitos (MEF) para determinar o mapeamento das tensões e localizar o ponto de maior esforço na barra estabilizadora e a direção do gradiente de tensão, somando dados para a aplicação nos ensaios de fadiga e para a introdução de defeitos superficiais produzidos por eletro-erosão. A determinação do K_t também foi feita por elementos finitos na barra estabilizadora e no CP S-N.

4- Ensaio cíclico no componente (Rig Test) para comparar os resultados obtidos com os obtidos nas curvas S-N e da/dN- ΔK e avançar no entendimento do comportamento de fadiga de um componente em serviço. Nesta etapa a utilização de extensômetros elétricos foi fundamental para quantificar as tensões atuantes na região de maior esforço da barra com a presença de um defeito EE (eletro-erosão), para posteriormente relacioná-las com os mecanismos de fadiga: nucleação, crescimento e sentido de propagação da trinca.

5. Ensaio de durabilidade em veículo para avaliar a correlação real de carregamento de uma barra estabilizadora em uso em relação ao acúmulo de dano ao longo da sua vida. Nesta etapa optou-se pela leitura de extensômetros elétricos montados nas barras para a coleta das tensões de carregamento durante a passagem nas pistas de ensaio.

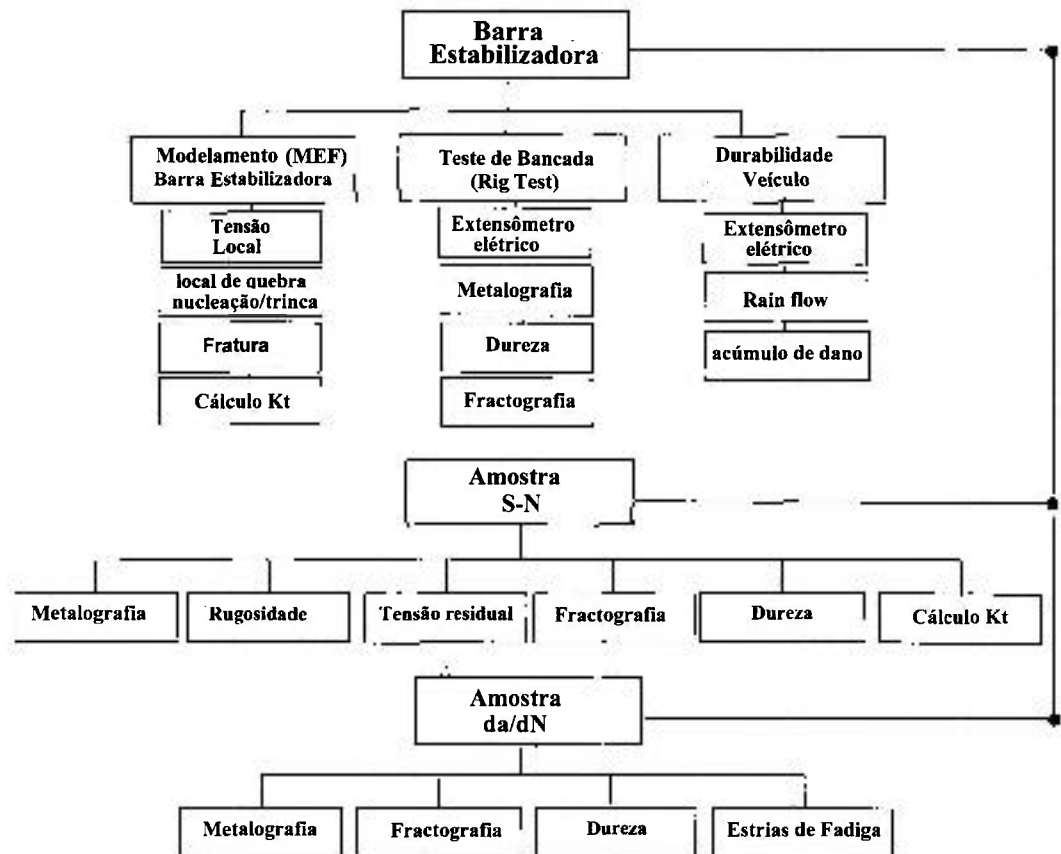


Figura 5.1: Esquematização dos ensaios experimentais.

5.2 Descrição do material estudado

Neste estudo experimental, o material utilizado para manufatura da barra estabilizadora foi um aço SAE5160 com e sem tratamento térmico, ambos de aplicações práticas, isto é, a classe TR (temperado e revenido: microestrutura martensítica) com dureza de 45 ± 2 HRC, referencia uma barra estabilizadora utilizada na suspensão dianteira do veículo (Figura 5.2.1). Para a classe N (normalizada: microestrutura perlítica), com dureza de 29 ± 2 HRC, o mesmo conceito de peça é utilizado na suspensão traseira.

Para avaliar as variáveis atuantes no mecanismo de fadiga, as seguintes classes microestruturais e condições superficiais do material foram propostas e listadas na Tabela 5.2.1.

- Classe de Material: N (normalizado) ou TR (temperado e revenido);
- Condição Superficial: Com e sem jateamento superficial;
- Condição Superficial : Com e sem introdução de defeito superficial (defeito EE);
- Orientações cristalográficas longitudinais ao ensaio, Tipo LT e transversais ao ensaio, Tipo TL, ambas abordadas pelos ensaios da/dN- ΔK , conforme Figura 5.2.2.

Tabela 5.2.1: Ensaios e quantidade de amostras válidas para o estudo experimental.

Classe dos CPs e componentes	CP S-N	CP da/dN	Barra Estabilizadora
N	18	2 LT, 2 TL	Tipo E: 3 barras
N + jateamento	16	-	Tipo F: 1 barra
N + defeito EE + jateamento	16	-	-
N + defeito EE	14	-	Tipo H: 5 barras
TR	18	2 LT, 2 TL	Tipo A: 3 barras
TR + jateamento	16	-	Tipo B: 4 barras (1 barra para ensaio em veículo)
TR + defeito EE	17	-	Tipo D: 3 barras
TR + defeito EE+jateamento	15	-	Tipo C: 3 barras
Total de amostras	130	8	21 barras

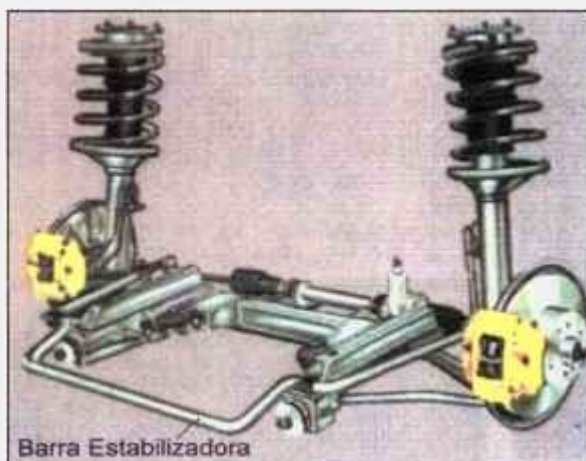


Figura 5.2.1: Montagem da barra estabilizadora na suspensão dianteira do veículo.

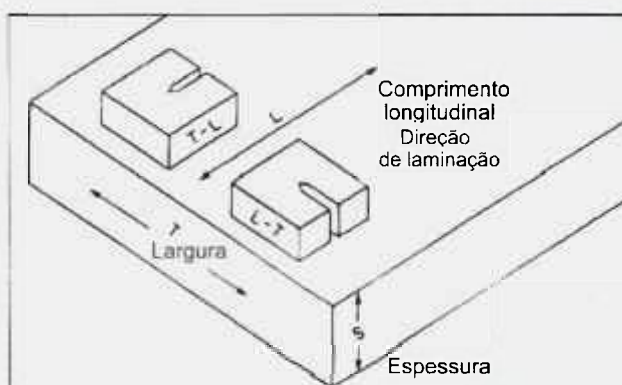


Figura 5.2.2: Orientação cristalográfica do CP C(T) em relação ao plano da trinca.

5.3 Matéria prima utilizada

Aço SAE 5160: nas condições de barras trefiladas com diâmetro de 18mm e comprimento de 1,50m e barras perfiladas com espessura de 12,5mm e comprimento de 1m. As barras trefiladas foram utilizadas para manufatura dos CPs S-N e barras estabilizadoras e as barras perfiladas para os CPs da/dN.

As propriedades mecânicas: limite de resistência, limite de escoamento, porcentagem de alongamento e estrição foram avaliadas em uma máquina universal MTS 810 com utilização de um extensômetro de 25 mm, solidário ao CP. O CP S-N foi utilizado para a avaliação da barra trefilada e CPs de diâmetro útil de 4 mm foram usinados separadamente para avaliação da barra perfilada. Os gráficos dos resultados foram obtidos com o auxílio de um software MTS-DOS conectado ao equipamento.

A análise química da matéria-prima foi feita por combustão interna e detecção por infravermelho (equipamento Leco CS244) para o carbono e enxofre e por espectrometria de emissão atômica com plasma acoplado indutivamente AES-ICP (equipamento Varian Vispa AX) para os elementos: silício, cromo, manganês e fósforo. A Tabela 5.3.1. mostra os resultados obtidos.

Tabela 5.3.1: Propriedades mecânicas e análise química da matéria-prima utilizada.

Propriedades mecânicas						
Classe	RT (MPa)	LE (MPa)	% Estrição	Módulo de Elásticidade (MPa)	Durezas Rockwell C ou Vickers	% Along.
Barra Trefilada (CPs S-N e Barra estabilizadora)						
TR	1534	1414	25	201090	43 – 47 HRC (479 HV)	10,7
N	978	657	30,6	187469	27 – 31 HRC (332 HV)	13,7
Barra Perfilada (CP da/dN)						
TR	1566	1436	-	209609	43 – 48 HRC	9,2
N	977	610	-	204612	27 – 31 HRC	16,3
Composição Química (% em massa): SAE 5160						
C = 0,59	Si = 0,24	Mn = 0,81	P = 0,0082	S = 0,0095	Cr = 0,77	

5.4 Obtenção das amostras: S-N, da/dN e barras estabilizadoras

A Figura 5.4.1 mostra esquematicamente as amostras S-N, da/dN e barra estabilizadora utilizadas nos ensaios experimentais. A seguir serão descritas as etapas de preparação das amostras:

- CP S-N: Usinagem de 160 CPs em torno CNC, tratamento térmico de têmpera e revenimento, retífica e acabamento até a lixa 2000, introdução de defeito EE e jateamento de granalha.

- Barras estabilizadoras: Manufatura de 21 peças, sendo treze com tratamento de têmpera e revenimento e 8 normalizadas, introdução de defeito EE e jateamento de granalha. Para obtenção da classe N, as peças foram resfriadas ao ar após processo de dobramento da barra.

- CP da/dN: Usinagem em fresa de mesa de 12 CPs do tipo C(T), conforme norma ASTM E647, com um sobremetal de 0,5 mm, tratamento térmico de têmpera e revenimento e retífica na forma final.

As amostras S-N e barras estabilizadoras classificadas pela condição sem defeito EE, sem jateamento ou sem ambos, também seguiram a ordem descrita acima.

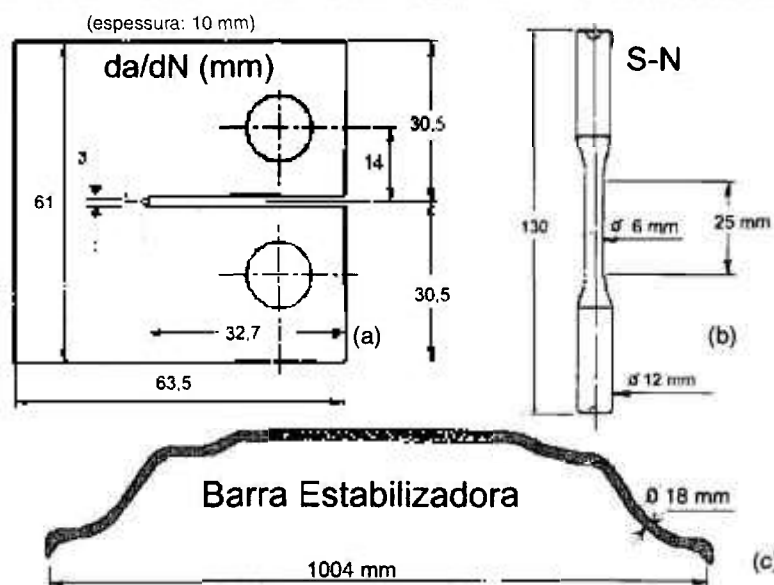


Figura 5.4.1: Amostras utilizadas no estudo experimental. (a) CP da/dN. (b) CP S-N. (c) Barra estabilizadora dianteira.

O tratamento térmico de têmpera e revenimento dos CPs S-N e da/dN foi efetuado em forno elétrico tipo cadinho com banho de sal GS 540 e das barras estabilizadoras em forno a gás insuflado com 5 queimadores divididos em duas câmaras: 3 queimadores na câmara de aquecimento e 2 queimadores na câmara de encharque. A determinação da temperatura de revenimento para os CPs S-N e da/dN baseou-se em uma elaboração preliminar da curva de revenimento do material, conforme mostrada na Figura 5.4.2, construída com utilização de amostras do material SAE 5160. Para as barras estabilizadoras, mantiveram-se as mesmas características de manufatura do fabricante. As etapas dos processos são descritas a seguir.

- CPs S-N e da/dN: Austenitização a 860 °C, resfriamento em óleo a 60°C durante 10 minutos e 2 horas de revenimento a 440 ±2 °C em forno Mufla e resfriamento ao ar.

- Barra Estabilizadora: Austenitização da barra trefilada a 940 °C em forno contínuo a gás (chama redutora) durante 45 minutos, dobramento na forma final da barra estabilizadora, resfriamento em óleo durante 10 minutos e 2 horas de revenimento a 450 ± 15 °C em forno elétrico contínuo e resfriamento ao ar.

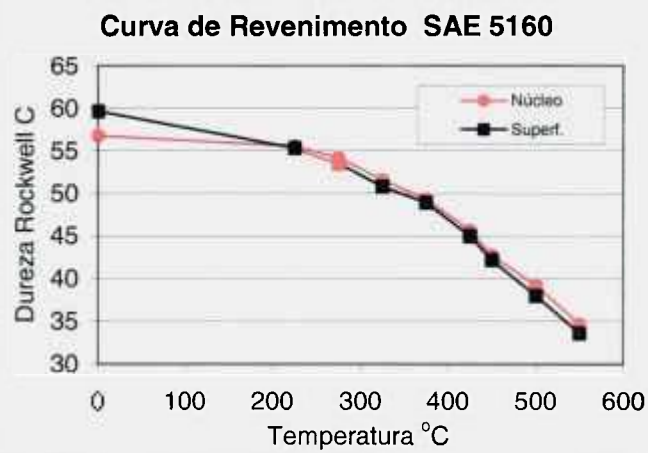


Figura 5.4.2: Curva de revenimento do SAE 5160. 30 minutos em banho de sal GS540 a 860 °C e resfriamento em óleo e 2 horas de revenimento em forno Mufla.

5.5 Jateamento de granalha de aço

O jateamento por granalhas de aço foi realizado na empresa ThyssenKrupp e visou reproduzir as condições práticas do processo de jateamento em barras estabilizadoras utilizadas em veículos. A granalha utilizada foi a de aço classe SAE J827 / S-330 e o processo manteve-se a velocidade de 1,3 metros por minuto, 100 % de cobertura em um tempo total de 2'45" a 40 A.

Os CPs S-N foram enfileirados em 5 unidades e amarrados na posição vertical para se assemelhar à posição de jateamento de uma barra estabilizadora. Os CPs S-N e as barras estabilizadoras foram submetidas às mesmas etapas de jateamento do processo produtivo utilizado para a fabricação de barras estabilizadoras veiculares.

Para verificação da eficiência e homogeneidade de cobertura do jato de granalha nos amarrados de 5 CPs, uma barra de 1 metro foi introduzida no processo produtivo de jateamento da ThyssenKrupp para posterior medida da tensão residual em três regiões: superior, mediana e inferior. Os resultados de tensão residual mostraram uma variação pequena de região para região, comprovando uma eficiência satisfatória do processo. A Figura 5.5.1 mostra a simulação e os valores de tensão residual encontrados na barra.

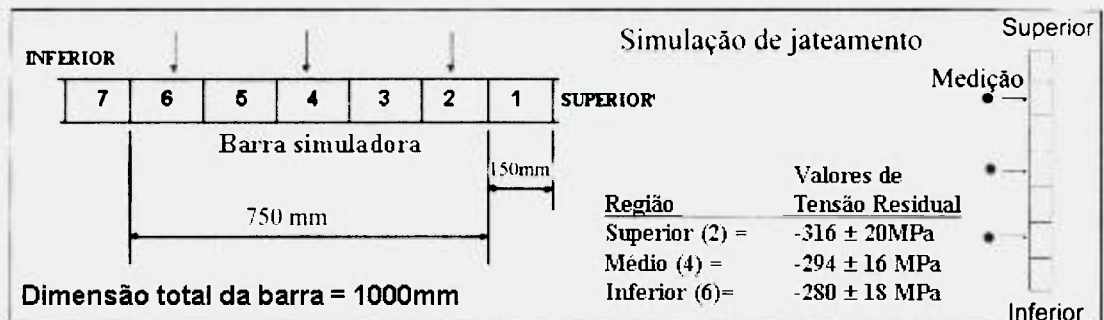


Figura 5.5.1: Esquema para avaliação da tensão residual em uma barra protótipo introduzida no processo de jateamento industrial da ThyssenKrupp.

Notar na Figura 5.5.1 que os pontos 2, 4 e 6, representando a extensão da barra estabilizadora, apresentam valores similares de tensão residual.

5.6 Introdução de microdefeito EE (Eletro-Erosão) na superfície

O defeito superficial EE foi introduzido por uma máquina automática de eletro-erosão HidroMatic Modelo M60A, com a utilização de um eletrodo de cobre de diâmetro de 0,25 mm, avanço máximo do eletrodo de 0,5 mm e óleo como elemento refrigerante. A região escolhida para introdução de 1 defeito EE na barra estabilizadora foi determinada por elementos finitos, com posterior traçagem dimensional no componente e para os CPs S-N, adotou-se um defeito EE na região central do seu corpo. A Figura 5.6.1 ilustra o processo EE para o CP S-N e para a barra estabilizadora.

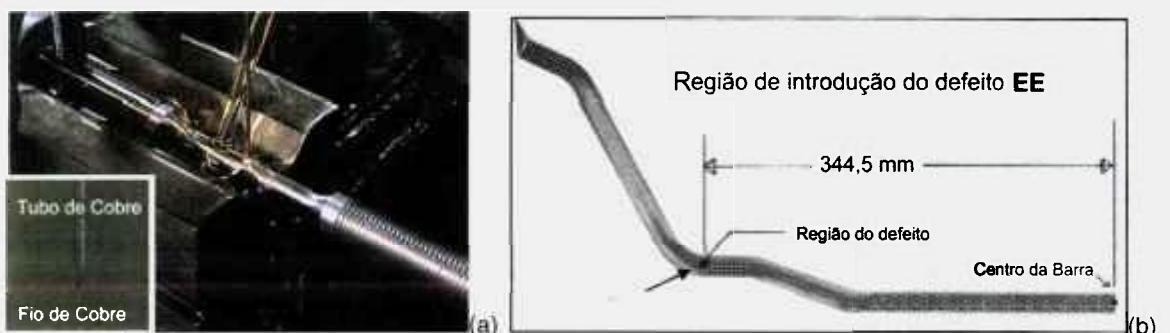


Figura 5.6.1: Introdução de defeito EE pela máquina de eletro-erosão. (a) Em CPs S-N. (b) Localização da região de introdução do defeito EE na barra estabilizadora.

A reprodutibilidade dimensional do processo EE foi verificada após simulações realizadas em um CP S-N, onde 5 defeitos superficiais EE foram introduzidos para posterior dimensionamento por microscopia ótica. Após corte e preparação metalográfica constatou-se uma variação inferior a 0,02 mm entre os dimensionais dos

5 furos. A Figura 5.6.2 exemplifica esta medição. Todavia, para os cálculos de fadiga utilizados nos estudos experimentais, as dimensões exatas dos furos foram medidas por microscopia eletrônica de varredura após quebra da amostra por fadiga.



Figura 5.6.2: Simulação da reprodutibilidade dimensional do processo EE. (a) Introdução de cinco defeitos EE na superfície do CP S-N. (b) Esquema da medição dos furos pelo processo metalográfico: corte, embutimento em baquelite, lixamento e medição micrográfica (aumento 50x).

Um ponto importante verificado nesta etapa de introdução do defeito EE foi à avaliação de alterações microestruturais nas vizinhanças do furo, que pudessem comprometer negativamente os resultados dos ensaios de fadiga. As análises metalográfica e microdureza mostraram a insignificância destas variações, conforme ilustradas na Figura 5.6.3, onde a seção do defeito EE de um CP S-N classe TR foi preparada por metalografia ótica e posteriormente submetida às medições de microdureza Vickers com carga 1 grama.

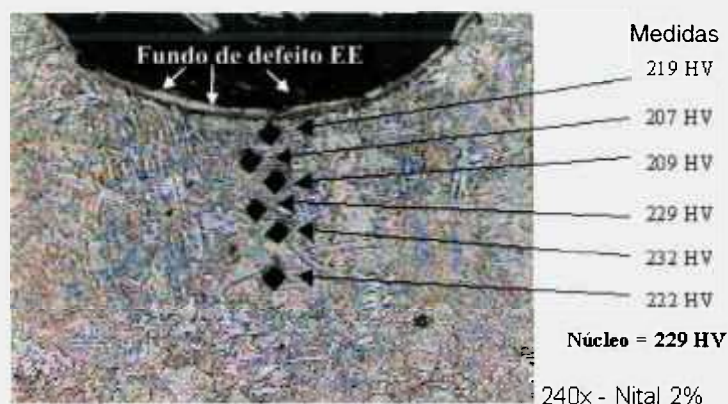


Figura 5.6.3: Seção preparada metalograficamente para medição de microdefeito Vickers nas vizinhas no defeito EE (classe TR).

Outras técnicas avaliadas para introdução de defeitos foram a Laser (CO_2) e por penetração de cone de diamante, mas foram abandonadas pela ineficiência experimental; a técnica laser promoveu intensa modificação microestrutural nas vizinhanças do furo (Figura 5.6.4a) e a técnica de penetração de diamante, a qual

utilizou um durômetro portátil e outro de bancada com diferentes cargas: 3, 15 e 30 kg, mostrou não garantir em 100% dos ensaios de fadiga a nucleação de uma trinca de fadiga no defeito (Figura 5.6.4b). Todavia, estas técnicas não serão discutidas por não serem pertinentes ao presente estudo experimental.

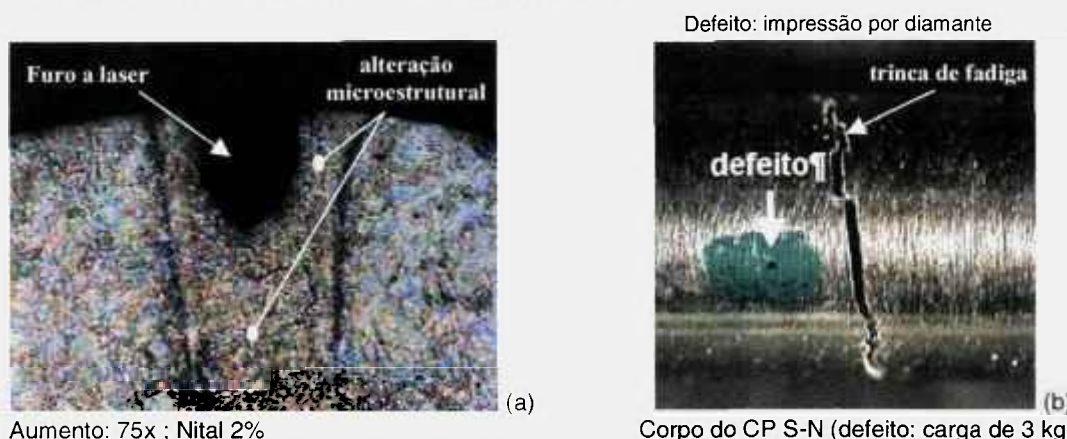


Figura 5.6.4: Técnicas de introdução de defeito superficial. (a) Metalografia transversal no centro de um furo introduzido a laser na superfície do CP S-N. (b) CP S-N trincado em ensaio de fadiga de deformação constante (0,004 mm, ± 394 MPa e frequência de 0,3 Hz). A trinca de fadiga nucleou afastada do defeito.

Os ensaios realizados para avaliação da proposta de estudo foram: rugosidade, dureza Vickers, tensão residual, metalografia, fractografia (M.E.V: Microscopia Eletrônica de Varredura), curvas S-N e da/dN- ΔK , modelagem numérica e ensaio de carregamento cíclico da barra estabilizadora em bancada e em veículo. A seguir serão descritos resumidamente os ensaios.

5.7 Rugosidade

A análise da rugosidade superficial foi executada no equipamento Taylor-Hobson, modelo Surtronic 3p, em CPs S-N e barras estabilizadoras.

A rugosidade foi medida nas superfícies: polida e jateada para as classes: temperada, temperada e revenida e normalizada. Os parâmetros medidos de rugosidade foram o Ra e Rz. O Ra é a média aritmética de um perfil de rugosidade em relação à linha média dos picos e vales (Figura 5.7.1a) e o Rz é a média da medição do maior pico com o menor vale para uma média de cinco medições (Rt) dentro de uma faixa de comprimento.

O Ra é um parâmetro de controle, indicando qualquer alteração ocorrida em uma superfície, no entanto, não mostra informações da forma em que se encontra a

rugosidade, conforme verificado pela Figura 5.7.1b, onde se observa o mesmo valor de Ra para materiais com superfície diferentes. O Rz é mais indicado para avaliar dimensões das asperezas superficiais, como: dimensão dos entalhes existentes na superfície (Figura 5.7.2). Portanto a medição do Ra e Rz constitui uma importante ferramenta para qualificar e quantificar uma rugosidade e são largamente usados nas empresas.

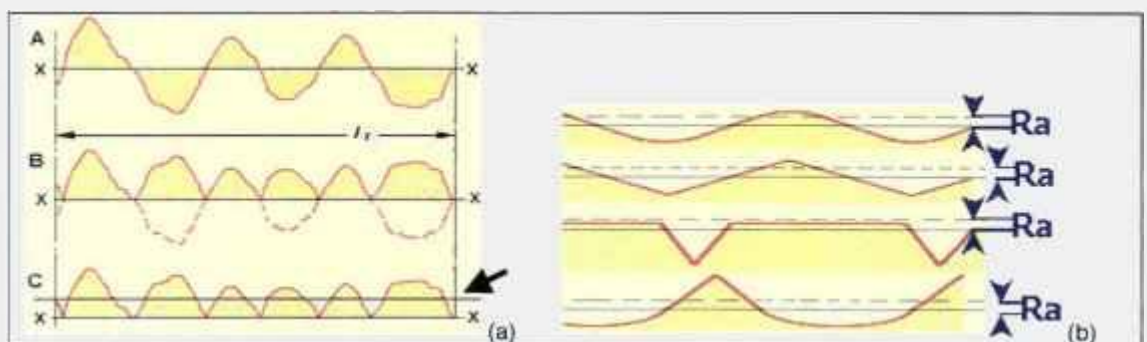


Figura 5.7.1: Gráfico de rugosidade medida em Ra. (a) Metodologia de três gráficos para cálculo do Ra. A medição final é feita pelo terceiro gráfico (seta). (b) Três perfis de rugosidade com o mesmo valor de Ra, mas com aspereza diferente.

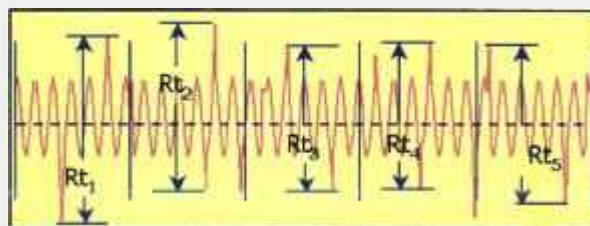


Figura 5.7.2: Gráfico do perfil de rugosidade superficial. Os Rt_{1-5} são os valores unitários que compõe a média para encontrar o valor de Rz.

A medição da rugosidade de superfícies jateadas pode fornecer um importante dado para avaliar o grau de agressão superficial provocado pelas esferas e intensidade de jateamento.

5.8 Dureza Vickers

O equipamento microdurômetro Digital Wild Leitz modelo Miniload com carga de 2,94 N e precisão milesimal foi utilizado para levantamento do perfil de dureza Vickers em amostras pertencentes aos ensaios S-N, da/dN- ΔK e barra estabilizadora, nas classes N e TR.

A metodologia da construção do perfil de dureza Vickers foi utilizada para avaliar o gradiente de dureza entre a superfície e o núcleo em secções transversais das

amostras. Também se utilizou uma medição de dureza Knoop para elaboração do perfil de dureza em superfícies jateadas. Nesta etapa procurou-se avaliar a diferença de dureza entre regiões afetadas ou não pelo jateamento, para as condições N e TR.

A preparação das amostras partiu-se do corte em equipamento *Cut Off* seguido pelo embutimento em baquelite, preparação metalográfica constituída de lixamento até a lixa 600 e polimento em alumina 1 μm .

5.9 Tensão residual - Difractometria de Raios-X

Avaliação da tensão residual da superfície das amostras foi feita pela técnica de difração de Raios-X e utilizou o método do $\text{sen}^2\psi$. A seguinte fórmula foi usada:

$$\sigma_{\psi} = \frac{E}{1+\nu} \frac{\cos\theta_1}{2} \frac{1}{\text{sen}^2\psi} (2\theta_1 - 2\theta_2) \quad (5.9.1)$$

E = módulo de elasticidade
 ν = razão de Poisson
 θ = ângulo de Brag
 ψ = ângulo em relação à normal da amostra

O equipamento utilizado foi um Difrátômetro de Raios-X- DMAX 200, Rigaku-Denki, com difratômetro SG-8, base de dados do ICDD e acessórios para acoplamento do CP no equipamento.

O levantamento do perfil de tensão residual elaborado a partir de embutimento metalográfico de uma seção longitudinal do CP, utilizou resina como material embutidor. Em seguida foram efetuados lixamentos da resina até o encontro da superfície do material; neste ponto foi feita a primeira medida, as demais foram realizadas após ataques consecutivos com reativo: 25% ácido nítrico, 25% de ácido clorídrico e o restante água. A medição da diferença dimensional entre a altura da amostra antes e após ataque químico foi feita por um micrômetro.

5.10 Metalografia

A caracterização metalográfica das microestruturas e as condições superficiais foram avaliadas em um microscópio ótico Carl Zeiss, modelo Axiophot. A metodologia seguiu-se à avaliação das microestruturas: normalizada e temperada e revenida com e sem jateamento e os aspectos microestruturais originados após o jateamento de granalha, defeito EE e do mecanismo de fadiga na região de trinca em amostras S-N e barras estabilizadoras. O aumento utilizado para as análises variou de 75 a 3000x e as

imagens foram filmadas em câmera de vídeo analógica modelo Sony e gravadas em *software Flashpoint* com a criação de arquivos do tipo *jpeg*.

A preparação metalográfica foi realizada a partir de um seccionamento da amostra com auxílio de um equipamento Cut Off, embutimento em baquelite, lixamento até a lixa 600 e polimento em alumina 1 μm . O ataque com reativo Nital, concentração 2%, foi usado para a classificação das fases micrográficas.

Uma preparação metalográfica mais precisa foi necessária para a avaliação do defeito EE após o ensaio de fadiga. Nesta condição, as etapas metalográficas foram alteradas para um corte de uma seção afastada de 1 a 3 mm do defeito EE, seguido de consecutivos e intermitentes lixamentos na lixa 360, até uma visualização no microscópio ótico de parte do defeito; a partir deste ponto, fez-se um rápido lixamento com lixa 600 e finalização com polimento em alumina 1 μm . Um cuidado especial deve ser tomado para que o lixamento não ultrapasse a região do defeito, causando a perda da amostra.

5.11 Fractografia

A caracterização fractográfica foi realizada em um microscópio eletrônico de varredura (M.E.V.) Carl Zeiss, modelo DSM940A. A metodologia de análise foi a de avaliação da face de fratura em amostras falhadas em ensaio de fadiga tipo S-N, da/dN- ΔK e cíclicos (Rig Test). A análise avaliou os aspectos fractográficos do mecanismo de fadiga, mediu o tamanho do defeito e verificou o mecanismo de quebra final por sobrecarga. As amostras da/dN foram submetidas à avaliação do espaçamento das estrias ao longo da face de fratura, para posterior co-relacionamento com os parâmetros do ensaio da/dN- ΔK .

Os aumentos utilizados variaram-se de 12 a 12000x e os tipos de fraturas identificadas foram: alveolar, quase-clivagem, intergranular e clivagem.

A preparação das amostras partiu do seccionamento da face de fratura, lavagem em água e limpeza final em acetona utilizando o equipamento ultra-som Multi-Tronic e acondicionamento em frascos devidamente identificados e protegidos contra umidade.

As imagens observadas no M.E.V. foram gravadas em arquivos digitais com a utilização do *software XRF* pertencente ao sistema de micro-análise (EDS).

5.12 Levantamento das curvas S-N

Ensaio realizado com controle de carga e carregamento cíclico estacionário com onda senoidal, frequência de 20 Hz e razão de tensão $R = 0,1$. As curvas S-N foram construídas a partir de uma vida compreendida entre 10^3 a 10^6 ciclos, os CPs que não fraturaram após $\cong 2 \times 10^6$ ciclos tiveram o ensaio interrompido e considerado como finita infinita (*run out*). A metodologia dos ensaios seguiu as normas ASTM E466 e ASTM 468. Em cada ensaio foram computados o valor do carregamento e o correspondente número de ciclos até a ruptura. O nível de tensão de carregamento aplicado variou de acordo com a classe e condição do CP.

Os ensaios foram realizados em um sistema servo-hidráulico MTS mod. 810.23M, com capacidade de 250 KN. O controle do carregamento empregou uma célula de carga MTS Mod. 661.22F21 com capacidade máxima de 250 kN, precisão de leitura de $\pm 0,5\%$ e operando em duas faixas de calibração (100% e 10% da capacidade). A verificação da calibração foi feita para início do ensaio, usando cartucho com resistor shunt MTS. A frequência de aplicação do carregamento foi definida como a maior frequência que o equipamento é capaz de manter nas condições de carregamento especificadas, garantindo a estabilidade de controle e evitando o superaquecimento dos CPs.

Os resultados foram apresentados na forma de tabelas “tensão máxima em relação ao número de ciclos” referentes às diferentes condições ensaiadas, bem como gráficos de análise pelo modelo linear ($Y = A + BX$, distribuição Log-Normal) e pela distribuição de Weibull, segundo o modelo linear da norma ASTM E739.

O modelo linear foi empregado para descrever o comportamento em fadiga do material analisado. Neste caso, usou-se a expressão: $\text{Log } N = A + B(S)$, onde N é a duração do ensaio em ciclos, S é a tensão máxima do ciclo, A e B são os parâmetros de ajuste. Os parâmetros A e B foram calculados de acordo com o modelo linear, mas a apresentação gráfica foi feita considerando os valores da tensão S na ordenada e os valores de $\text{Log } N$ na abscissa.

5.13 Levantamento das curvas da/dN- ΔK

As curvas da/dN- ΔK foram levantadas pela técnica do ΔK crescente (cargas máxima e mínima constantes), razão de carga 0,1 e carregamento cíclico com onda senoidal com frequência de 10 Hz em CPs C(T). O monitoramento da trinca foi efetuado pelo método da flexibilidade (*compliance*), empregando o extensômetro MTS

mod 632.03F-21, com medições da trinca após a fratura, pelo emprego de um microscópio móvel modelo Precision Tool, com precisão de leitura de 0,001 mm.

Os ensaios foram realizados em um sistema servo-hidráulico MTS modelo 810.23M, com capacidade de 250 KN. O controle do carregamento empregou uma célula de carga resistente à fadiga MTS modelo 661.22F21 com capacidade de 250 kN. A precisão e calibração da máquina foram descritas no capítulo "Levantamento das curvas S-N".

A conversão da curva "a" em relação a "N" em $da/dN-\Delta K$ utilizou o método da secante (cálculo automatizado pelo programa TestStar da MTS), a qual é convertida em curvas $da/dN-\Delta K$. Os pontos $\log(da/dN)$ em relação ao $\log(\Delta K)$ obtidos são submetidos ao ajuste linear pelo método dos mínimos quadrados (cálculos feitos usando o software Origin da Microcal), determinando os parâmetros C e n da equação de Paris, dada por:

$$da/dN = C(\Delta K)^n \quad (5.13.1)$$

Os resultados foram processados pelo software MTS 790.40 "comprimento da trinca por número de ciclos" e "da/dN por ΔK ". Alguns pontos do início e do final das curvas foram descartados para obter o melhor ajuste para o Regime II, descrita pela equação de Paris.

Os cálculos de validação para levantamento do gráfico $da/dN-\Delta K$ utilizados foram:

- A extensão da pré-trinca a partir da ponta do entalhe deve ser maior ou igual a 0,1B ou h ou 1mm, onde B é a espessura e h a altura do entalhe.
- O K_{max} final de pré-trincamento tem que ser menor ou igual ao K_{max} inicial do ensaio.
- Para correção do comprimento da trinca após o ensaio, são feitas medições da trinca em duas posições (final da pré-trinca e final do ensaio), as quais devem ser visíveis na superfície de fratura. Com essas cinco medidas, é calculada uma média. A correção pode ser feita nos dados gravados usando interpolação linear, conforme item 9 da norma ASTM E647 .
- Validação pela curvatura da trinca foi feita pela diferença entre o maior e o menor dos cinco valores medidos na superfície de fratura, a qual deve ser menor ou igual a 0,25B ou 0,025W onde B é a espessura e W é a largura medida a partir do centro de carregamento. Esta condição pode não ser satisfeita para a pré-trinca, mas deve ser satisfeita para a trinca final.

5.14 Modelagem numérica por Elementos Finitos (MEF)

5.14.1 Modelagem da barra estabilizadora

A técnica de modelagem numérica, por ser uma ferramenta largamente utilizada para projetos de peças e componentes [148], foi também utilizada neste trabalho para uma avaliação virtual das tensões ocorridas na barra estabilizadora.

A execução da modelagem numérica foi feita a partir da importação do modelo geométrico da barra estabilizadora através do aplicativo de pré e pós-processamento "Hypermesh". O "Hypermesh" gerou uma "malha" de elementos "quad" e "tria - 2D" de elemento finitos na face de uma das extremidades da barra. Esta malha foi extrudada ao longo da linha de centro da barra, criando desta forma, os elementos sólidos: hexaedros e prismas 3D. Com esta malha inicial criada, partiu-se para a elaboração da malha de representação da bucha de borracha. A criação desta malha adicional utilizou como referência a malha da face da barra estabilizadora, ou seja, os elementos da "casca" da barra foram extrudados no sentido do diâmetro da barra até obter a espessura do coxim de borracha. A seguir, foram adicionadas as condições de contorno:

- Anti-simetria na linha de centro da barra, devido à criação de apenas metade da geometria da barra estabilizadora;
- Aplicação de restrição de translação na parte externa da bucha;
- Aplicação de deslocamentos forçados de 27,5 e 50 mm na extremidade da barra, simulando as características do ensaio cíclico.

Os parâmetros utilizados para os cálculos operacionais foram o módulo de elasticidade (E) na unidade N/mm² e coeficiente de Poisson (ν).

Para o coxim, foram realizadas simulações em separado de tal forma a "calibrar" um módulo de elasticidade que proporcionasse a mesma rigidez especificada em projeto para uso em veículo

Com o modelo completo, geometria mais condições de contorno, utilizou-se o software Nastran versão 70.5 para uma simulação linear (solução 101). Os resultados foram analisados no mesmo software "Hypermesh", que permitiu a visualização e mensuração das tensões em qualquer parte da geometria representada.

A avaliação do sentido de deformação transversal para comparação do sentido de crescimento da trinca de fadiga foi feita empregando o método tensão normal ao plano.

5.14.2 Avaliação do K_t na barra estabilizadora e CP S-N

As avaliações do K_t nos CPs S-N foram feitas pelo aplicativo de elementos finitos LUSAS 13.4. O modelo utilizado para a simulação empregou elementos tridimensionais de 8 e 6 nós de interpolação linear por elementos tridimensionais hexaédricos; este tipo de elemento é chamado STRESS e o tipo de análise é estático e linear. Devido à complexidade do modelo na região do defeito EE e a simetria desta região, foram seccionadas de 4 a 8 partes iguais, isto é, no caso de tração foi representada pela oitava parte dele pelo emprego de 3 janelas de simetria. O valor de K_t foi obtido pela razão de tensão local e tensão nominal aplicada, portanto, para compatibilizar o tamanho do nó na região do defeito EE com a avaliação do K_t , utilizou-se um aumento da escala de 1000 vezes.

O K_t avaliado na barra estabilizadora partiu do mesmo modelo utilizado para as modelagens de tensão de carregamento cíclico com deslocamentos de 27,5 e 50 mm; apenas utilizou-se uma malha reduzida na região do defeito para maior precisão dos cálculos. As dimensões da barra foram ampliadas em 1000 vezes para tornar compatível no modelo com dimensões do defeito EE. O valor de K_t foi obtido pela razão de tensão local pela tensão nominal aplicada.

5.15 Ensaio de ciclagem da barra estabilizadora

Os ensaios cíclicos de bancada tiveram uma parte realizada pela ThyssenKrupp e outra pela GMB. A preparação do dispositivo de ensaio utilizou as peças pertencentes ao conjunto da barra estabilizadora montada no veículo: coxim de borracha, bucha metálica e a articulação do pino esférico; os deslocamentos utilizados em cada extremidade da barra foram de 27,5 e 50 mm e assim, esperou-se obter os valores do número de ciclos para falha dentro do comportamento de fadiga de alto ou baixo número de ciclos.

A Figura 5.15.1 mostra o esquema do deslocamento cíclico de ensaio e a montagem dos componentes em conjunto com a barra estabilizadora. As demais informações de ensaio, como montagem do dispositivo, torques de fixação e características de montagem foram obtidas na especificação GME L-3G/4F- 2 [149].

A empresa Thyssenkrupp utilizou uma mesa fixa para fixação da barra estabilizadora com dois atuadores eletromecânicos com ajuste de curso através de regulagem excêntrica, proporcionando um deslocamento unidirecional com frequência de acionamento de 1,3 Hz, enquanto que a GMB utilizou uma fixação no próprio

subframe com articulação tipo *gangorra*, movida por um atuador servo-hidráulico com controle de malha fechada, gerando uma frequência de 3 Hz. A Figura 5.15.3 mostra os tipos de equipamentos utilizados. Para execução do ensaio, os equipamentos transferiram um deslocamento unidirecional nas extremidades da barra de 27,5 ou 50 mm; neste momento ocorreu uma combinação de forças de torção, dobramento e tração atuando em conjunto. No caso das barras estabilizadoras com a introdução de defeito EE, a técnica de extensometria elétrica foi empregada na região do defeito para monitoramento das forças atuantes e posterior avaliação do mecanismo de fadiga.

O extensômetro elétrico usado foi o tipo roseta retangular com três *gages*, classificação TN-515, modelo GA-06-031RE-120 com resistor de calibração 59.880 ohms, fornecido pela empresa Measurements Group. O primeiro *gages* está 0° ; o segundo e o terceiro estão localizados a 45° e 90° do primeiro.

A preparação do extensômetro elétrico sobre a superfície da barra estabilizadora foi feita cuidadosamente para garantir o casamento do centro do *gage* com o defeito EE. As Figuras 5.15.2 e 5.15.4 mostram a disposição do extensômetro sobre a superfície da barra estabilizadora; notar seis canais de leitura. O outro extensômetro elétrico foi colado na região diametralmente oposta ao primeiro (180° , na região sem furo EE).

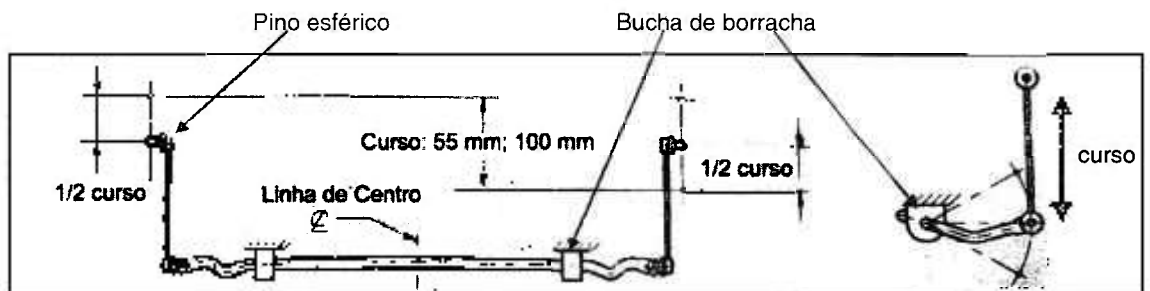


Figura 5.15.1: Esquemática do ensaio de ciclagem da barra estabilizadora.

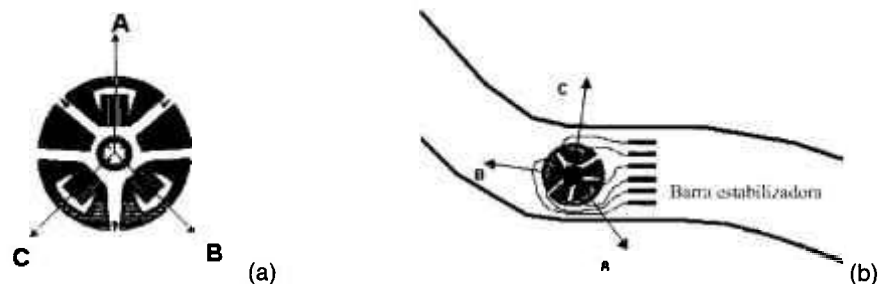


Figura 5.15.2: (a) Extensômetro elétrico roseta. (b) Esquema da colagem do extensômetro elétrico na barra estabilizadora.

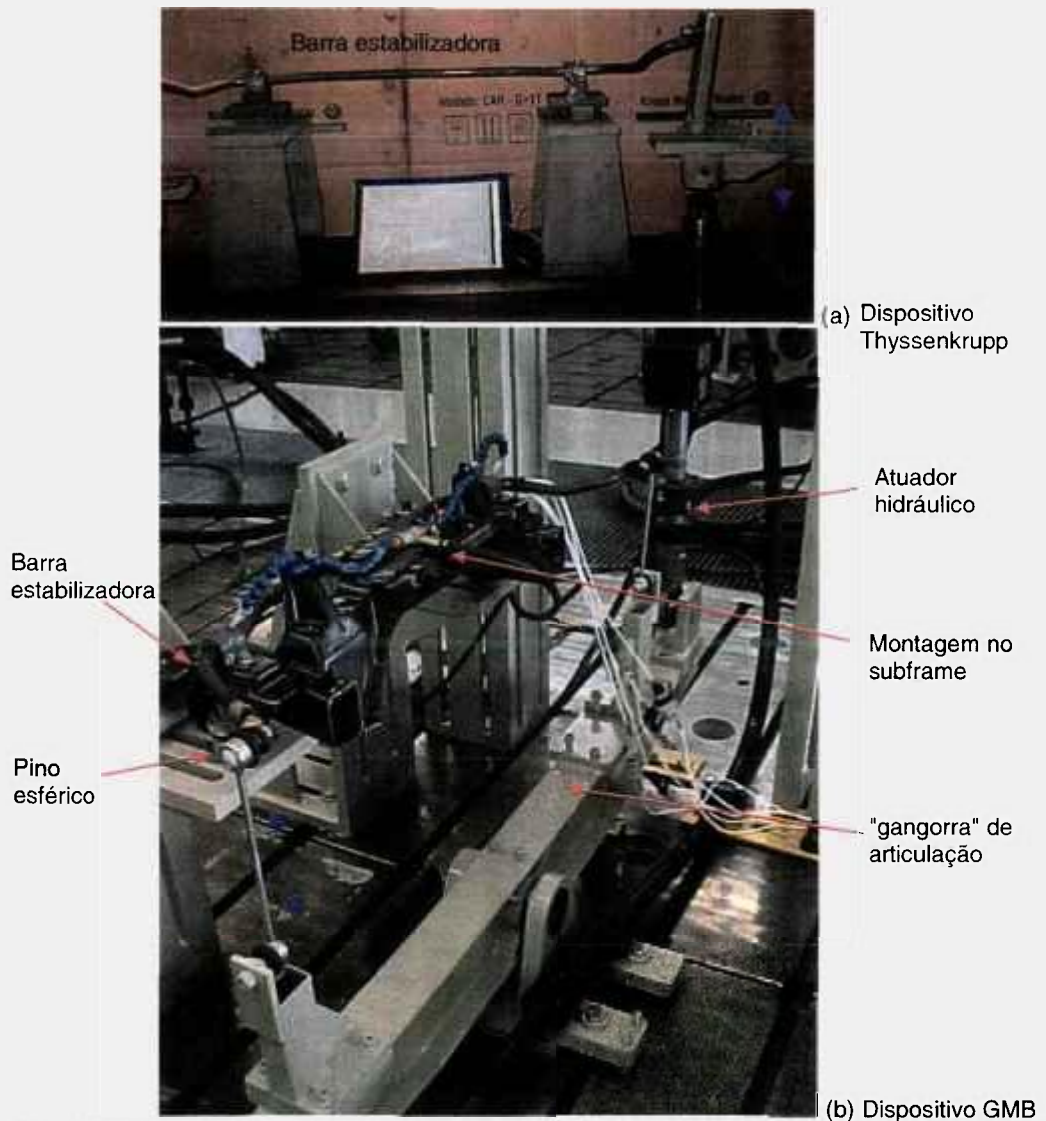


Figura 5.15.3: Equipamentos de ensaio cíclico da barra estabilizadora. (a) Equipamento da ThyssenKrupp. (b) Equipamento da GMB.

O desempenho do extensômetro elétrico do tipo roseta é facilitado por apresentar uma disposição dos três *gages* na forma empilhada (*stacked*) e por ser um dispositivo fino, flexível com uma grande conformabilidade em superfícies planas, boa dissipação de calor, estabilidade dimensional e máximo grau de liberdade para fixação e soldagem na fiação elétrica.

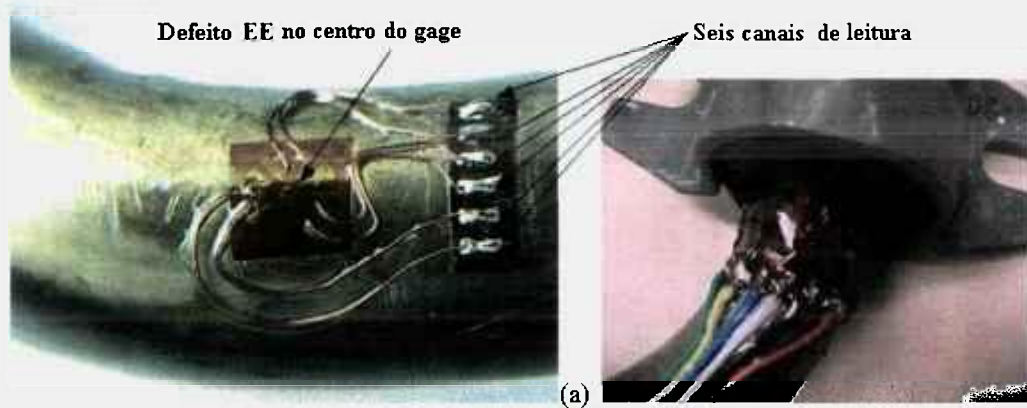


Figura 5.15.4: (a) Fixação do extensômetro elétrico tipo roseta sobre a superfície da barra estabilizadora. (b) Montagem da barra estabilizadora na bucha metálica e coxim de borracha.

As informações fornecidas pelos *gages* individuais de um extensômetro elétrico são conhecidas como ε_1 , ε_2 e ε_3 e são relações derivadas de deformação lineares dos *gages*. Estes dados podem ser mais bem entendidos quando é feita uma comparação com o Circulo de Mohr, conforme mostrado na Figura 5.15.5. O Circulo de Mohr é uma esquematização gráfica dos esforços atuantes em um sistema de eixos, abscissa e ordenada, sendo que a tensão ou deformação de cisalhamento está localizada no eixo das abscissas e a tensão ou deformação de tração e compressão no eixo das ordenadas, a traçagem do circulo segue a ligação dos pontos: tração-cisalhamento e compressão-cisalhamento.

A construção do circulo de Mohr, pelos dados obtidos no extensômetro elétrico, é desenvolvida a seguir:

As deformações principais ($\varepsilon_p; \varepsilon_q$) em um ângulo arbitrário (θ) e em um eixo principal é expressa pela equação:

$$\varepsilon_\theta = \frac{\varepsilon_p + \varepsilon_q}{2} + \varepsilon_p - \varepsilon_q \cos 2\theta \quad \theta = \text{ângulo arbitrário a partir da tensão principal} \quad (5.15.1)$$

Então, a leitura do extensômetro elétrico em cada *gage* pode ser expressa como:

$$\varepsilon_1 = \frac{\varepsilon_p + \varepsilon_q}{2} + \varepsilon_p - \varepsilon_q \cos 2\theta \quad (5.15.2)$$

$$\varepsilon_2 = \frac{\varepsilon_p + \varepsilon_q}{2} + \varepsilon_p - \varepsilon_q \cos 2(\theta + 45^\circ) \quad (5.15.3)$$

$$\varepsilon_3 = \frac{\varepsilon_p + \varepsilon_q}{2} + \varepsilon_p - \varepsilon_q \cos 2(\theta + 90^\circ) \quad (5.15.4)$$

Conhecendo os valores de ε_1 , ε_2 e ε_3 , as tensões principais $\varepsilon_{q,p}$ e ε_θ podem ser calculadas pelas equações abaixo:

$$\varepsilon_{q,p} = \frac{\varepsilon_2 + \varepsilon_1}{2} \pm \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\varepsilon_1 + \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 + \varepsilon_3)} \quad (5.15.5)$$

$$\theta = \frac{1}{2} \tan^{-1} \left(\frac{\varepsilon_1 - 2\varepsilon_2 - \varepsilon_3}{\varepsilon_1 - \varepsilon_3} \right) \quad (5.15.6)$$

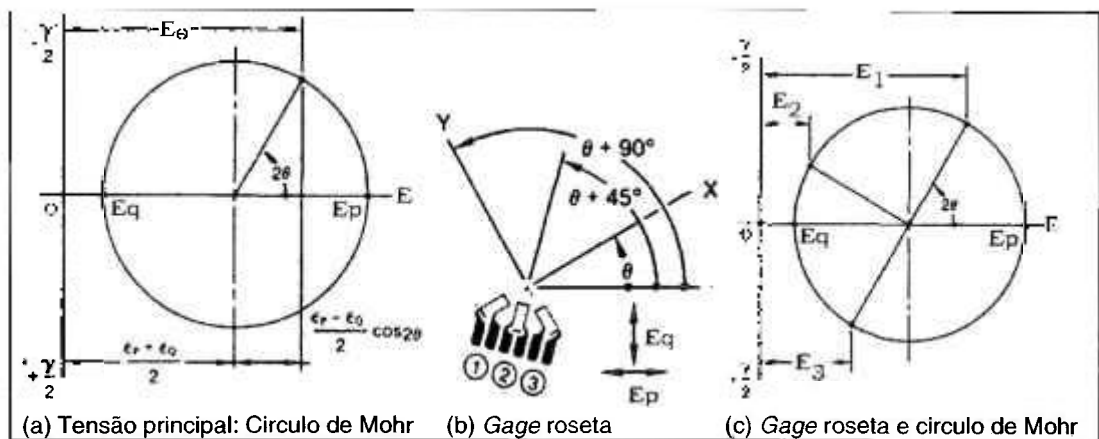


Figura 5.15.5: Esquema dos sinais de deformações colhidos a partir dos extensômetros elétricos. (a) deformações principais ε_p , ε_q e ε_θ computadas no círculo de Mohr. (b) configuração do extensômetro elétrico com um ângulo arbitrário. (c) Deformações medidas nos *gages* do extensômetro elétrico tipo roseta e importadas para o Círculo de Mohr.

5.16 Ensaio de durabilidade em veículo

Uma barra estabilizadora classe TR foi montada na suspensão dianteira de um veículo normal de produção para avaliação dos esforços de pistas através da aquisição de dados por extensometria elétrica.

O extensômetro elétrico utilizado foi à roseta retangular KFC-1 d17-11, com comprimento ativo de 1 mm, resistência e sensibilidade do *gage* de 120,0 Ω e 2,09 respectivamente e coeficiente de dilatação de 10,8 PPM/ $^{\circ}$ C. A colagem dos extensômetros foi feita nos dois lados da barra: direito e esquerdo, na região próxima à de maior tensão, a fim de evitar interferências com a bucha de borracha, sendo os *gages* posicionados a uma distância de 346,5 mm do centro da barra (a maior tensão está situada em 344,5 mm), conforme mostrado nas fotos da Figura 5.16.1.

O equipamento de aquisição de dados utilizado foi o MEGADC 3407DC, com CAD de 15 Bits, ligação ¼ ponte, tensão de excitação da ponte de 2,5 V, resistor de calibração (Rshunt) de 1000.000Ω e frequência de aquisição de 400 Hz. A Figura 5.16.2 identifica o equipamento utilizado, a qual foi instalado dentro do veículo durante avaliação da barra estabilizadora.

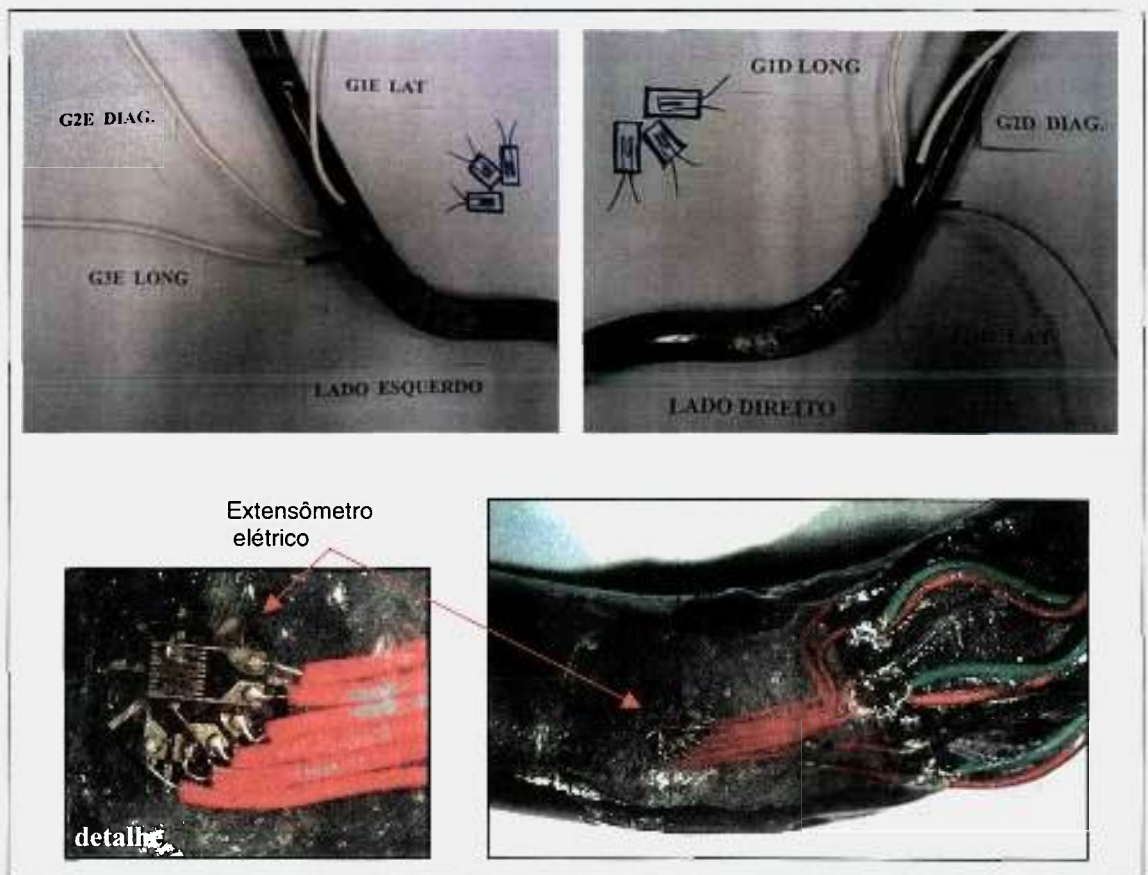


Figura 5.16.1: Fixação do extensômetro elétrico roseta sobre a superfície da barra estabilizadora.

A durabilidade do componente foi feita por uma passagem em pistas de avaliação de veículos, conhecida como Durabilidade Acelerada. Este procedimento foi composto por 5 pistas, conforme descritas a seguir:

-**"Acelerado pista D1"**: Tipos variados de pisos, curvas, acelerações, frenagens, subida e descida de serra. Equivalente a um total de 1000 ciclos.

-**"Acelerado pista D2"**: Tipos variados de pisos com solicitações tipicamente estruturais. Equivalente a um total de 10000 ciclos.

-**"Acelerado elevado nível de aceleração"**: Submeter o veículo a condições extremas de aceleração longitudinal. Equivalente a um total de 50 ciclos.

-**"Acelerado tortura"**: Submeter o veículo à elevada solicitação estrutural de modo que se possa avaliar a integridade do produto em um curto período de tempo. Equivalente a um total de 50 ciclos.

-**"Rampas e garagem de dupla inclinação"**: Submeter o veículo a manobras de frente e marcha-a-ré em rampas de 20 e 30% de inclinação com acesso em diferentes inclinações (sendo de 16% a inclinação mais acentuada). Equivalente a um total de 100 ciclos.



Figura 5.16.2: Equipamento de aquisição de dados MEGADC 3407DC acoplado a um microcomputador.

Estes procedimentos foram elaborados para assemelhar as condições reais da vida do veículo em termos estruturais. Conhecendo os danos causados por uma passagem em cada pista, colhidos pela metodologia *rain flow*, multiplica-se este dano pelo valor de ciclos correspondentes. O total de acumulo de dano (A_{dano}) é equivalente a somatória de danos das 5 pistas, conforme equação abaixo:

$$\text{Total } A_{\text{dano}} = \{A_{\text{dano } 1}\}.1000 + \{A_{\text{dano } 2}\}.10000 + \{A_{\text{dano } 3}\}.50 + \{A_{\text{dano } 4}\}.50 + \{A_{\text{dano } 5}\}.100 \quad (5.16.1)$$

Depois de coletados os carregamentos por extensometria elétrica, eles foram transportados para um aplicativo de somatória de eventos "Rainplus". Os cálculos dos danos foram realizados a partir das micro-deformações coletadas em cada *gage* da roseta, em distintos canais, que são transformadas em σ_x , σ_y e tensão de cisalhamento τ_{xy} , para todos os instantes do sinal coletado. Posteriormente foram utilizadas as tensões σ_x , σ_y e τ_{xy} em canais distintos para cálculo das amplitudes e tensões médias de Von Mises. Para a contagem do número de ciclos, foram considerados 64 diferentes valores de fundos de escala, fornecendo o valor da amplitude de tensão alternada equivalente de Von Mises ($2\sigma_a$), tensão média de Von Mises (σ_m) e número de ciclos (n) para cada um dos 64 níveis de carregamento.

Para se obter a vida consumida em cada nível de tensão, foi utilizada a relação de Miner em função do número de ciclos obtidos em cada nível, conforme descrito no capítulo 3.6. Posteriormente foram somados todos os danos parciais, com o objetivo de se obter o dano total causado pelo ensaio de durabilidade.

6 RESULTADOS E DISCUSSÃO

6.1 Monitoramento das variáveis que influem no mecanismo de fadiga

O estudo experimental foi elaborado a partir de variáveis do material que podem estar presentes em uma barra estabilizadora; portanto, neste capítulo, elas serão avaliadas a partir dos seguintes ensaios: tensão residual, tamanho do defeito EE, rugosidade, microestrutura e perfil de dureza. O Apêndice A mostra o tipo e o número de experimentos realizados.

6.1.1 Tensão residual

As amostras jateadas e avaliadas por meio da difração de Raios-x mostraram um elevado valor de tensão residual compressiva superficial, sendo o maior valor atingido a alguns décimos de milímetro abaixo da superfície.

O material N mostrou menor valor de tensão compressiva superficial do que o TR, estando coerente com as correlações do aumento da tensão residual em função do aumento do limite de escoamento do material, conforme referência [93].

O aumento da tensão residual compressiva é favorável ao aumento da resistência à fadiga do material, porque cria um estado de tensão de compressão na superfície que retarda o estágio de nucleação de uma trinca de fadiga. Nestas condições, a nucleação da trinca de fadiga ocorreria em uma região interna, abaixo da superfície, onde a tensão compressiva é menor ou já não existe.

A Figura 6.1.1.1 mostra os perfis de tensões residuais do material nas classes TR e N, antes e após o ensaio de fadiga.

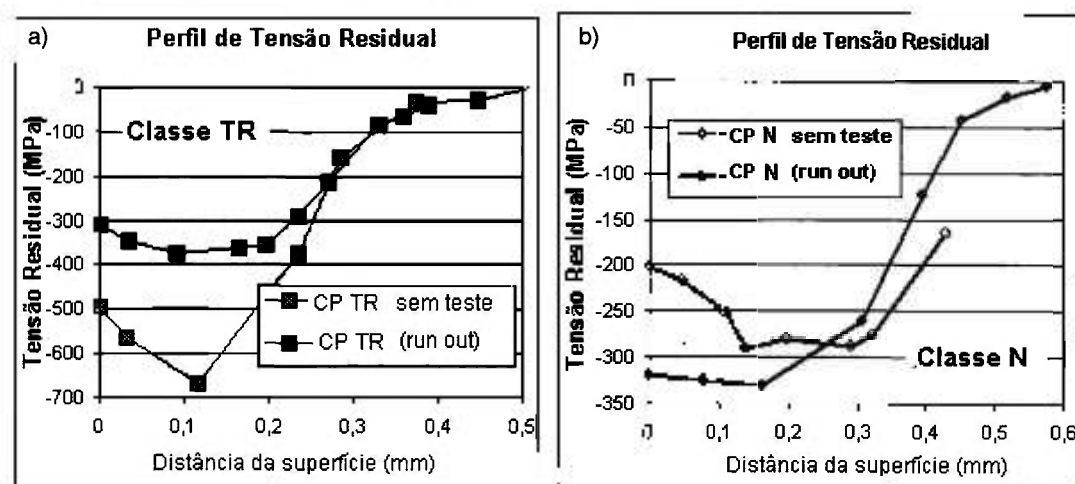


Figura 6.1.1.1: Tensão residual de CPs S-N jateados, antes e após ensaio cíclico. (a) CP classe TR. (b) CP classe N.

Os valores de tensões residuais compressivas para cada classe de amostras jateadas são descritos abaixo. Estes valores foram obtidos antes do ensaio de fadiga.

-N: Tensão residual superficial $\sigma_s^{rc} = -320$ MPa e tensão residual máxima $\sigma_{max}^{rc} = -330$ MPa

-TR: Tensão residual superficial $\sigma_s^{rc} = -500$ MPa e tensão residual máxima $\sigma_{max}^{rc} = -680$ MPa

O efeito benéfico da tensão residual na vida em fadiga deve ser pronunciado durante boa parte da vida útil do componente, entretanto, ocorre um relaxamento das tensões residuais compressivas durante o comportamento cíclico. Neste caso, uma trinca de fadiga poderia ser nucleada na superfície ou em uma região sub-superficial.

A tensão residual encontrada nas barras trefiladas, anteriormente ao processo de jateamento, foi de +10 MPa para as amostras normalizadas, +120 MPa após a têmpera e -10 MPa após o processo de revenimento. A presença da tensão residual trativa após a têmpera está relacionada com as variações volumétricas ocorridas devido às transformações de fases. No caso da amostra revenida, a redução da tensão residual ocorreu devido ao alívio das tensões durante a elevação da temperatura.

Uma avaliação de tensões residuais em molas foi efetuada pela referência [102], onde o material (SAE5160), tratamento térmico (TR) e o tipo de granalha (S330) de jateamento utilizados no estudo experimental foram os mesmos do presente estudo. Nesta referência observou-se uma semelhança nos resultados de tensões residuais próximos à superfície, todavia, verificou-se uma variação acentuada nas regiões sub-superficiais, conforme observada na Figura 6.1.1.2. Estas diferenças poderiam ser justificadas pelas diferenças da intensidade de jateamento.

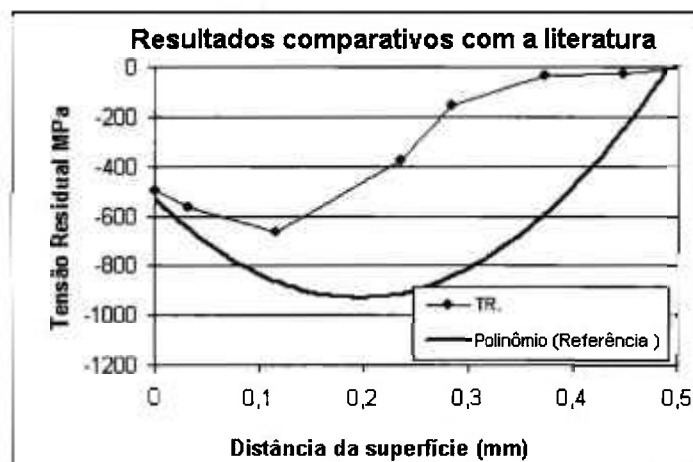


Figura 6.1.1.2: Gráfico comparativo do perfil de tensão residual da condição TR entre a referência [102] e o presente estudo.

6.1.2 Medição do tamanho do defeito EE

A medição do tamanho do defeito EE efetuada por M.E.V., após fratura das amostras por fadiga, mostrou boa precisão e garantiu que as dimensões do defeito EE são reprodutíveis. No caso das amostras jateadas, as granalhas de aço deformaram a lateral do defeito EE, a qual impossibilitou uma medição confiável.

Os valores dimensionais do furo EE foram levantados em 24 faces de fraturas pertencentes a 12 amostras. Com a obtenção dos resultados médios, foi calculada a área média por integração do perfil do defeito. Estas medições serão utilizadas posteriormente nos cálculos de fadiga e estão listadas na Tabela 6.1.2.1.

Tabela 6.1.2.1: Medição do tamanho do defeito EE introduzido em amostras S-N.

Classe TR + defeito EE					(medição em micron)	
CPs	Uma face de fratura		Outra metade		Valor médio	
	altura	diâmetro	altura	diâmetro	altura	diâmetro
A2	294,34	376,86	297,92	375,81	296,13	376,34
A53	294,02	378,9	273,2	363,37	283,61	371,14
A45	273,42	392,44	284,47	392,78	278,95	392,61
A34	293,94	381,52	289,51	367,68	291,73	374,60
A31	288,64	370,64	282,84	364,28	285,74	367,46
A58	292,71	391,72	288,35	393,01	290,53	392,37
Média	289,51	382,01	286,05	376,16	287,78	379,08
Desvio Padrão					3,96	11,33

Classe N + defeito EE					(medição em micron)	
CPs	Uma face de fratura		Outra metade		Valor médio	
	altura	diâmetro	altura	diâmetro	altura	diâmetro
C1	280,33	384,53	279,18	386,72	279,76	385,63
C55	293,85	376,08	290,94	369,65	292,40	372,87
C44	235,57	430,89	262,8	423,95	249,19	427,42
C21	263,33	398,25	268,62	411,26	265,98	404,76
C11	295,3	395,2	296,6	360,29	295,95	377,75
C9	303,39	371,71	304,27	372,23	303,83	371,97
Média	278,63	392,78	283,74	387,35	281,18	390,06
Desvio Padrão					17,02	9,66

A área projetada do defeito EE no plano de tensão máxima foi calculada a partir da integral do polinômio da sua projeção no plano X e Y, conforme mostrado na Figura 6.1.2.1.

Conforme comentado anteriormente, as amostras S-N que receberam o processo de jateamento após introdução do defeito EE apresentaram deformação no perfil do defeito, a qual impossibilitou o seu dimensionamento. A Figura 6.1.2.2 compara através

das fractografias efetuadas por microscopia eletrônica de varredura em amostras N, com e sem jateamento, após a introdução do defeito EE. Esta deformação foi maior para a classe N por apresentar menor dureza.

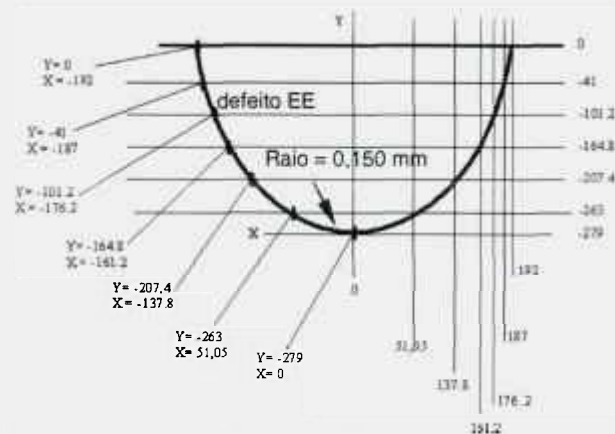


Figura 6.1.2.1. Cálculo da área do defeito após sua projeção no plano X e Y.

- Média da profundidade do defeito: **284,48 μm**
- Média do diâmetro do defeito: **384,57 μm**
- Área: **79580 μm^2**

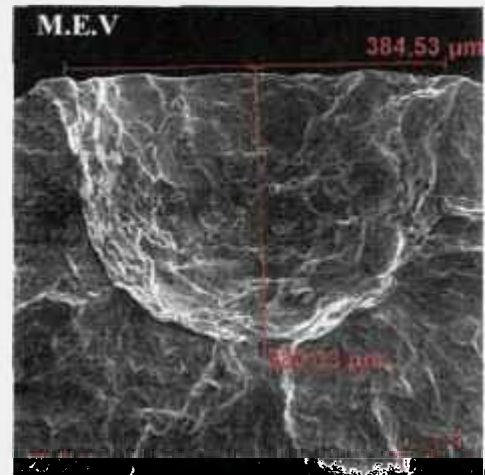
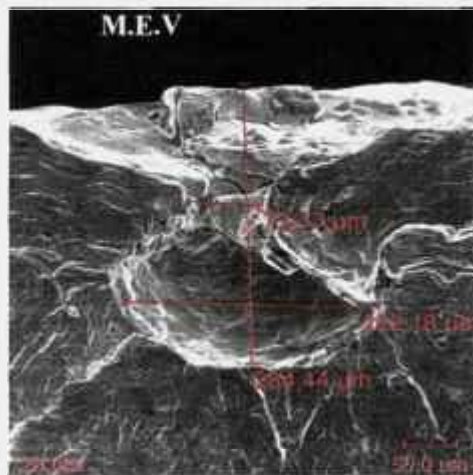


Figura 6.1.2.2. Medição do tamanho do defeito EE por M.E.V. após ensaio de fadiga em CPs S-N classe N. (a) Com jateamento. (b) Polido (sem jateamento).

6.1.3 Rugosidade

A Tabela 6.1.3.1 mostra os resultados de rugosidade. O maior valor de rugosidade foi obtido na classe N após jateamento, devido a baixa dureza da matriz, a qual é mais sensível às deformações plásticas causadas pelos impactos das granalhas de aço contra a superfície das amostras.

Tabela 6.1.3.1: Resultados de rugosidade encontrados nas amostras.

Classe	Ra (μm)	Rz (μm)
N (lixa 2000 / polido)	0,12-0,14	-
N + jateado	6,66	39,0
Temperado + jateado (sem revenimento)	1,18	8,1
TR (lixa 2000)	0,05 - 0,09	-
TR + jateado	3,32	21,5

6.1.4 Perfil de dureza Vickers

O perfil de dureza Vickers (Figuras 6.1.4.1 a 6.1.4.4) efetuado em regiões transversais nas amostras S-N, da/dN e barras estabilizadoras mostrou uma homogeneidade de dureza entre a superfície e o núcleo para cada tipo de amostra. Todavia, nas análises comparativas entre os tipos de amostras, notou-se uma pequena diferença, isto é, as amostras da/dN apresentaram maior valor de dureza para a classe TR, enquanto que os CPs S-N apresentaram maior dureza na classe N. Porém, as barras estabilizadoras mostraram menor valor de dureza para as duas classes, TR e N.

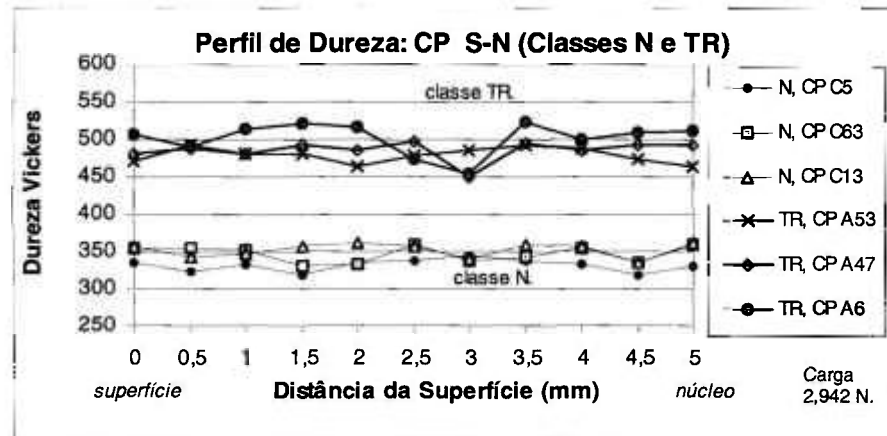


Figura 6.1.4.1: Gráfico comparativo de perfil de dureza Vickers: CPs N e TR.

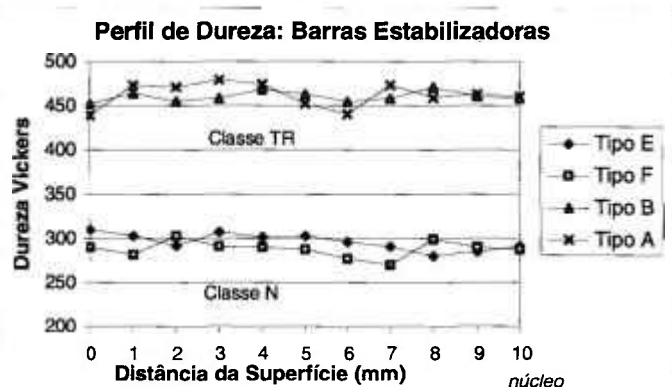


Figura 6.1.4.2: Gráfico comparativo de perfil de dureza Vickers em barras estabilizadoras classes N e TR. Carga 2,942N.

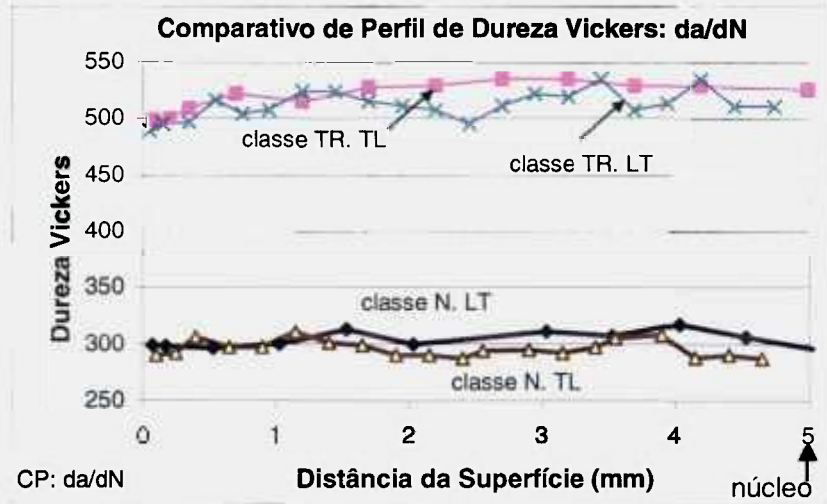


Figura 6.1.4.3: Perfis de dureza Vickers em amostras da/dN.

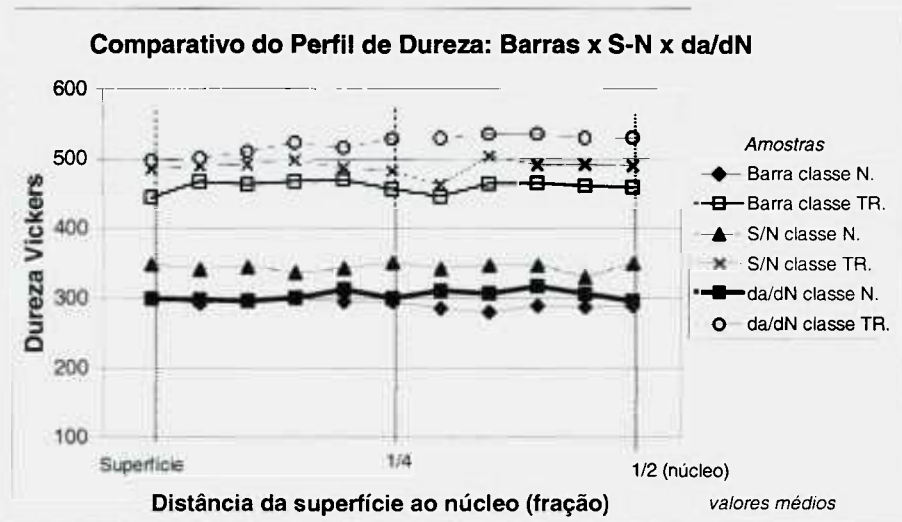


Figura 6.1.4.4: Perfis comparativos de dureza Vickers nas amostras da/dN, S-N e barras estabilizadoras.

6.1.5 Microestrutura

Os ensaios metalográficos mostraram uma microestrutura perlítica para a classe N e martensita revenida para a classe TR. O tamanho de grão para ambas as classes apresentou-se entre 9 a 10, segundo a ASTM E112. A Figura 6.1.5.1 mostra a microestrutura para os três tipos de amostras: S-N, da/dN e barra estabilizadora.



(a) 1200x - Barra estabilizadora classe N.



(b) 1200x - Barra estabilizadora classe TR.



(c) 3000x - Amostra da/dN classe N Tipo LT.



(d) 3000x - Amostra da/dN classe TR Tipo TL.



(e) 3000x - Amostra S-N classe N.



(f) 3000x - Amostra S-N classe TR.

Figura 6.1.5.1: (a) Barra estabilizadora classe N. (b) Barra estabilizadora classe TR. (c) Amostra da/dN classe N (LT). (d) Amostra da/dN classe TR (TL). (e) Amostra S-N classe N. (f) Amostra S-N classe TR. Ataque com reativo Nital 2%.

Para melhor visualização das lamelas de perlita, o M.E.V foi utilizado para medição de seus espaçamentos, conforme verificado na Figura 6.1.5.2a. Notar que os espaçamentos das lamelas estão entre 0,1 a 0,2 μm .

Uma pequena camada de descarbonetação parcial de 0,1 mm, conforme mostrado na Figura 6.1.5.2b, foi verificada apenas em amostras da barra estabilizadora. Este fato está coerente com a condição de trefila da matéria prima e a ausência de usinagem durante processo de confecção da barra estabilizadora.

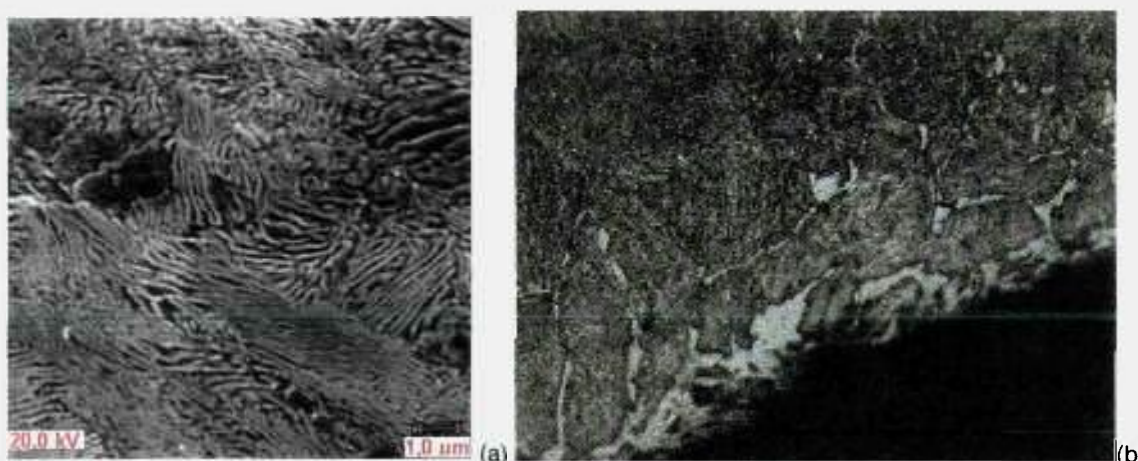


Figura 6.1.5.2: (a) Imagem das lamelas de perlita da classe N efetuada pelo M.E.V. Aumento 7000x. (b) Superfície típica de uma barra estabilizadora classe TR sem jateamento. Descarbonetação parcial na superfície. Ataque com Nital 2%, aumento: 600x.

O material SAE5160 apresentou inclusões internas do tipo sulfetos de manganês, classificação série fina 2, segundo a ASTM E45. A Figura 6.1.5.3 identifica a micrografia das inclusões no material SAE5160 e a micro análise EDS (energia dispersiva de Raios-X) efetuada por M.E.V. na região contendo sulfeto de manganês.

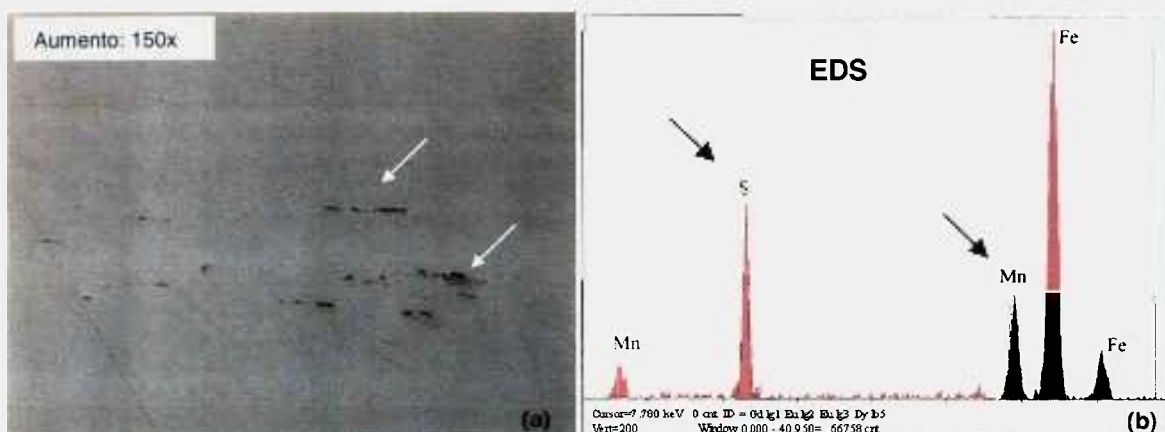


Figura 6.1.5.3: (a) Inclusões de sulfetos de manganês na matriz de CP S-N. Sem ataque. (b) Espectro de micro análise por energia dispersiva de Raios-X efetuada na região do sulfeto.

Estas inclusões são formadas mais facilmente devido aos valores residuais de enxofre presente no aço. Normalmente é comum encontrar trincas de fadiga crescendo ao longo de linhas de sulfetos, fato este relacionado pela baixa coesão dos sulfetos com a matriz.

6.2 Amostras S-N

As avaliações nas amostras S-N partiram dos ensaios:

- Curva de fadiga S-N
- Análise do dano de fadiga nos CPs S-N

6.2.1 Curvas de fadiga S-N

Os valores das constantes A e B para cada condição de ensaio são mostrados na Tabela 6.2.1.1, juntamente com o número de pontos empregados no cálculo e o coeficiente de correlação. O Apêndice B mostra os resultados gerais das amostras S-N.

Tabela 6.2.1.1: Valores A, B, número de pontos empregados no cálculo e o coeficiente de correlação para cada amostra.

Classes e condições superficiais	A	B	Pontos	Correlação
N	13,043	-0,00926	15	-0,861
N + defeito EE + jateamento	8,867	-0,00531	16	-0,915
N + defeito EE	6,936	-0,00324	14	-0,915
N + jateamento	9,156	-0,00519	14	-0,967
TR	8,258	-0,00260	19	-0,818
TR + defeito EE	6,951	-0,00297	14	-0,797
TR + jateamento	9,413	-0,00374	15	-0,947
TR + defeito EE + jateamento	8,236	-0,00348	14	-0,715

O jateamento deformou diferentemente a superfície das duas classes de material, TR e N. As amostras da classe N apresentaram elevada rugosidade após jateamento. Este fato atuou contrariamente ao efeito benéfico das tensões residuais compressivas na vida em fadiga. Para as amostras com defeito EE, o jateamento não foi capaz de recuperar totalmente a resistência à fadiga das classes N e TR polidas.

Quanto aos efeitos do jateamento, os principais fatores que poderiam ter influenciado nos resultados são:

- 1- Tensão residual compressiva na superfície: benéfico porque atrasa o início da nucleação da trinca ou pode levar a trinca ter início abaixo da superfície;
- 2- Aumento da rugosidade superficial: efeito danoso porque introduz concentradores locais de tensão que podem acelerar o início da trinca de fadiga;

3- Encruamento superficial: benéfico porque pode inibir a nucleação da trinca ou bloquear o seu crescimento.

As Figuras 6.2.1.1 a 6.2.1.8 mostram as curvas S-N construídas para cada classe e condição de CPs. As linhas LCL e UCL indicam os limites de confiança inferior e superior respectivamente (5 e 95%).

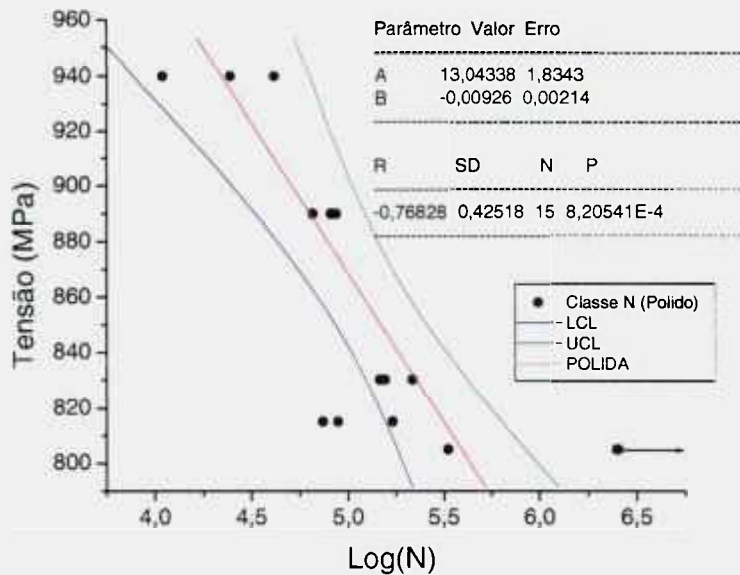


Figura 6.2.1.1: Curva de fadiga: CP classe N polido.

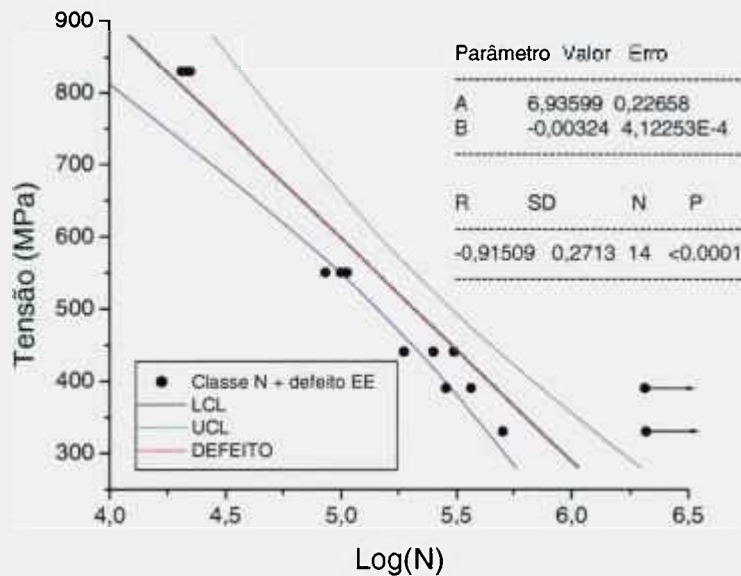


Figura 6.2.1.2: Curva de fadiga: CP classe N + defeito EE.

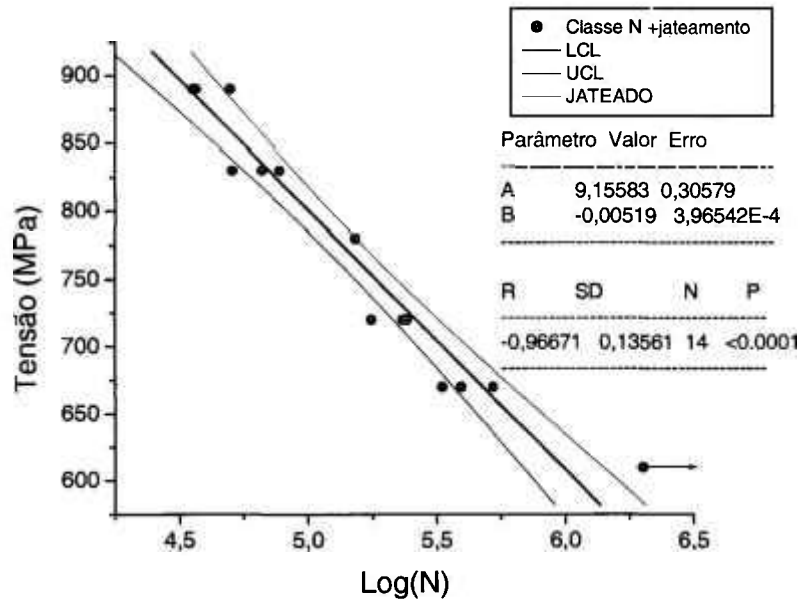


Figura 6.2.1.3: Curva de fadiga: CP classe N + jateamento.

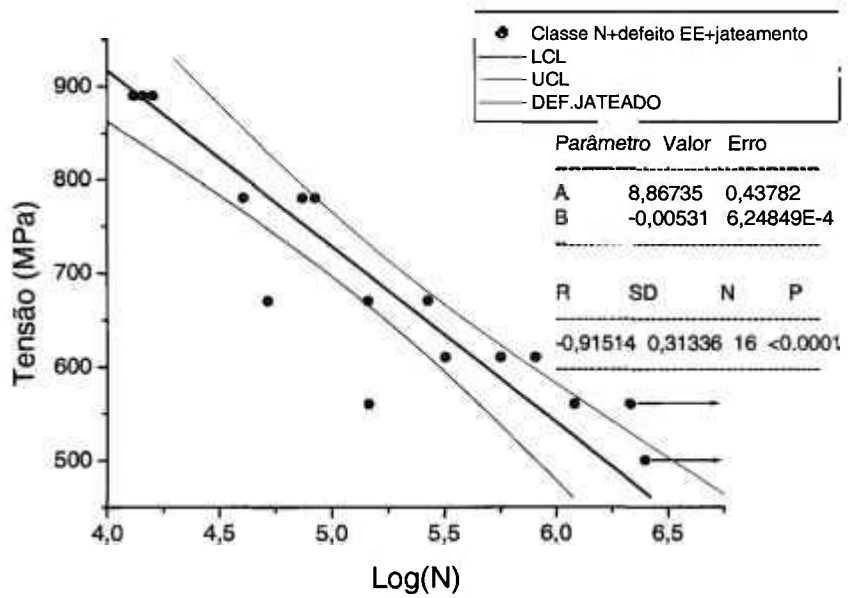


Figura 6.2.1.4: Curva de fadiga: CP classe N + defeito EE + jateamento.

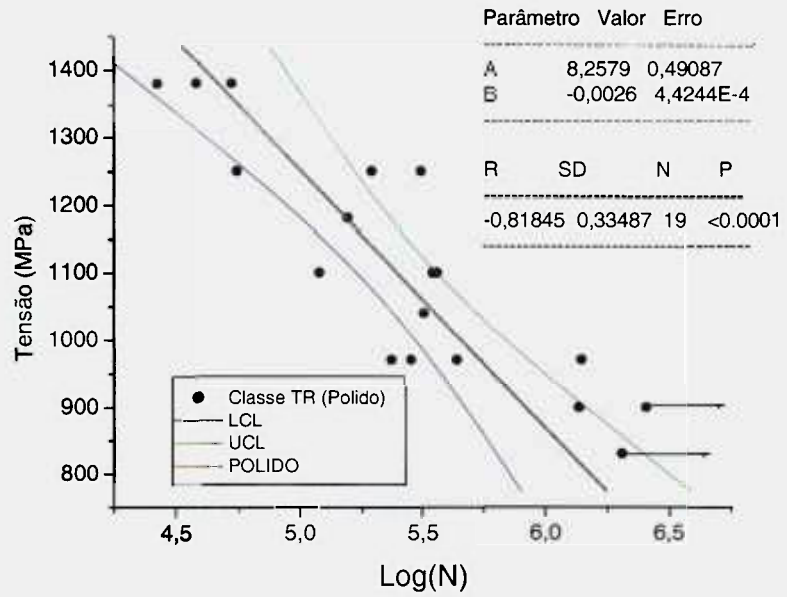


Figura 6.2.1.5: Curva de fadiga: CP classe TR polido.

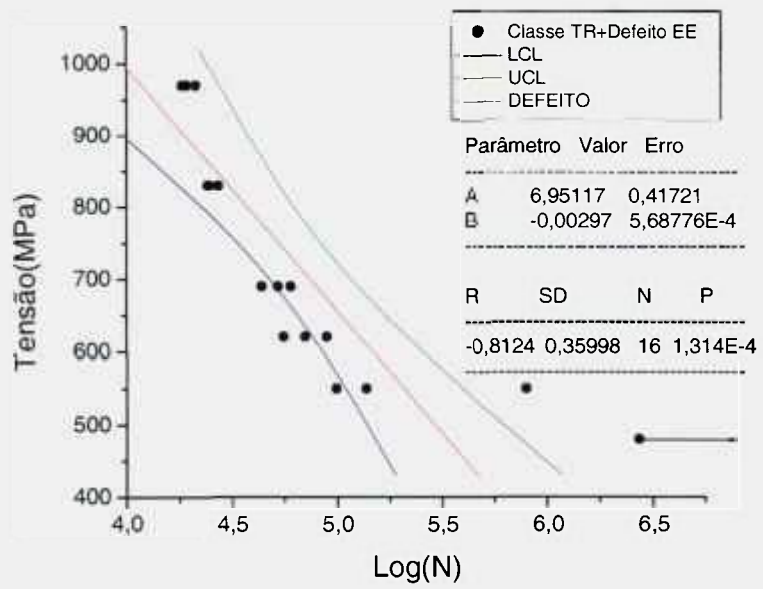


Figura 6.2.1.6: Curva de fadiga: CP classe TR + defeito EE.

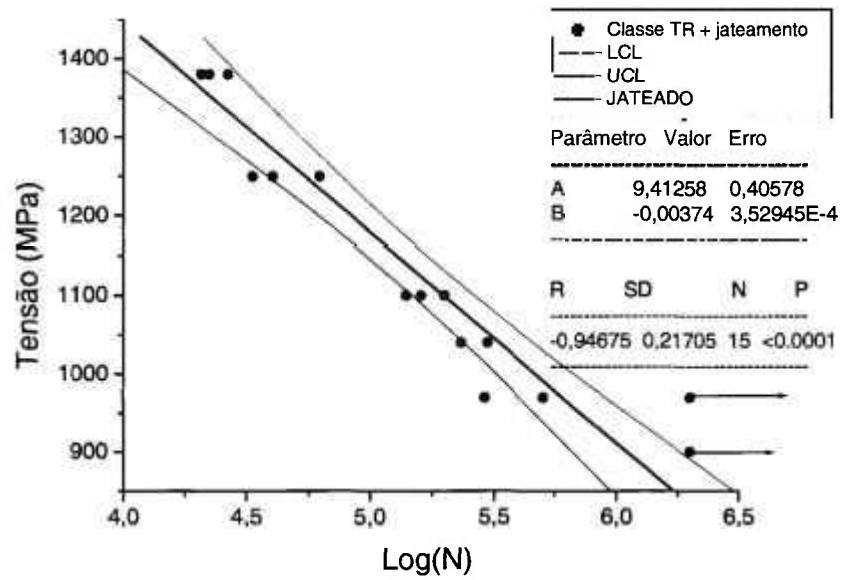


Figura 6.2.1.7: Curva de fadiga: CP classe TR + jateamento.

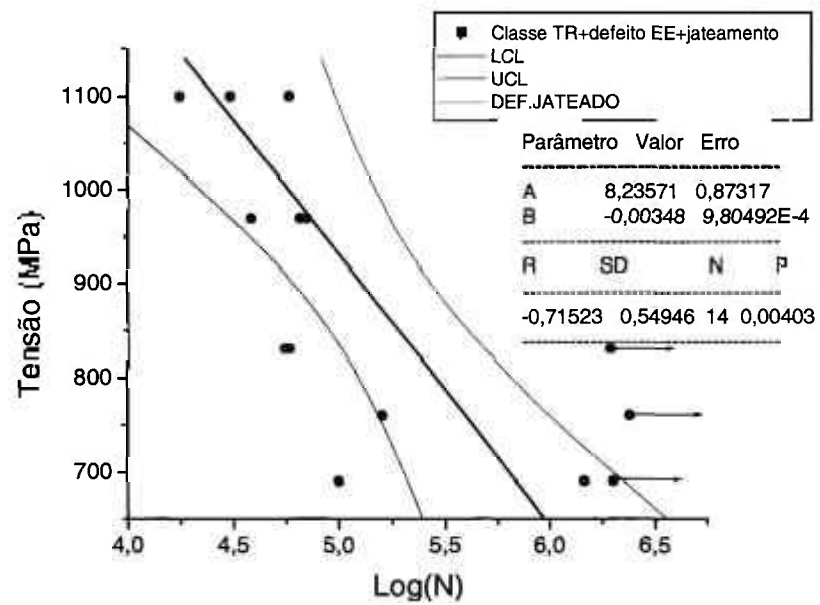


Figura 6.2.1.8: Curva de fadiga: CP classe TR + defeito EE+jateamento.

Nas amostras polidas das classes N e TR, o jateamento resultou praticamente um decréscimo da vida em fadiga, porém, quando presente o defeito EE, a resistência à fadiga foi "recuperada". Neste caso, verificou-se que a parcela negativa do jateamento, as imperfeições superficiais, não estava presente no fundo defeito EE, mas, por outro lado, estava presente a parcela positiva, ou seja, a tensão residual compressiva, causando uma melhoria da resistente à fadiga das amostras.

As comparações entre as curvas S-N para cada classe de material, N e TR são mostradas nas Figura 6.2.1.9.

Para a classe N

-Para tensões externas elevadas ou baixo número de ciclos, as quatro condições de CPs apresentaram resultados equivalentes, com pequena diferença entre o melhor resultado obtido pela condição jateada contra o pior resultado obtido pela condição com defeito EE.

-Para tensões baixas ou elevados valores de ciclos, as diferenças foram mais significativas, isto é, a condição polida apresentou-se muito superior às demais, seguida pelas condições jateadas, defeito EE+jateado.

-As condições jateada e defeito EE+jateado apresentaram um comportamento proporcional nas situações de baixos e altos números de ciclos, isto é, mantiveram as mesmas diferenças em qualquer parte da curva S-N.

-As condições polida e defeito EE apresentaram comportamentos distintos, isto é, para baixos valores de ciclos, a diferença de vida é pequena, entretanto, para altos valores, a diferença é significativa. Este fato comprova a grande sensibilidade do material a defeitos superficiais, quando este é exposto a tensões baixas.

A resistência à fadiga para $N = 1.500.000$ ciclos para as amostras da classe N foi:

Condição Polida:	741 MPa
Condição Defeito EE:	234 MPa
Condição Jateada:	574 MPa
Condição Defeito EE + Jateamento:	506 MPa

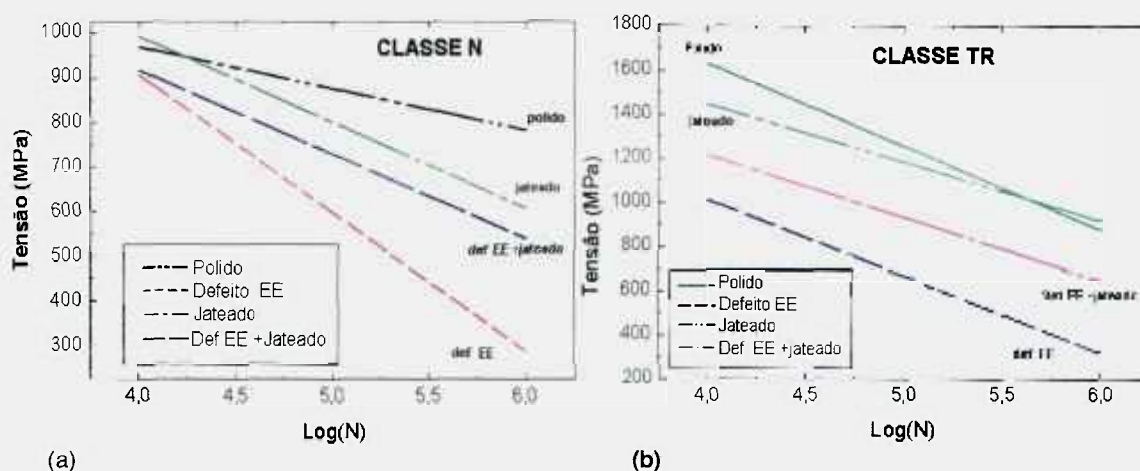


Figura 6.2.1.9: Gráficos comparativos das curvas S-N. (a) Classe N. (b) Classe TR.

Para a classe TR.

- O melhor resultado para maiores valores de tensão ou baixo número de ciclos foi obtido pela condição polida, entretanto, para menores tensões ou elevado número de ciclos, o melhor resultado foi conseguido pelo jateado.

- As condições polida e defeito EE apresentaram um comportamento proporcional entre as situações de baixo e alto valores de ciclos, isto é, mantiveram a mesma diferença em qualquer parte da curva S-N.

- As condições jateada e defeito EE+jateado apresentaram um comportamento proporcional entre as situações de baixo e alto valores de ciclos, isto é, mantiveram a mesma diferença em qualquer parte da curva S-N.

- A condição com defeito EE apresentou os piores resultados em qualquer parte da curva S-N, evidenciando a grande sensibilidade do material TR à presença de defeitos superficiais.

Comparando as duas classes, N e TR, verificou-se que o defeito EE tem papel decisivo na redução da vida em fadiga para um material e por outro lado, o jateamento é uma solução para atenuar os efeitos danosos dos defeitos superficiais. Todavia, a condição polida apresentou-se com excelentes resultados, mas não pode ser considerada na prática, porque se trata de uma condição laboratorial e não representa uma situação real, onde os componentes são fornecidos com as mais diversas características superficiais: Bruta de trefila, usinada, lixada, rebarbada, etc.

A resistência à fadiga para $N = 1.500.000$ ciclos para as amostras da classe TR foi de:

Condição Polida:	800 MPa
Condição Defeito EE:	260 MPa

Condição Jateada:	865 MPa
Condição Defeito EE+ Jateamento:	591 MPa

6.2.2 Análise do dano de fadiga nos CPs S-N

A análise dos danos causados pelo carregamento cíclico de fadiga, efetuada através de fractografias e metalografias, será descrita para cada condição e classe de material.

6.2.2.1 CPs S-N: Lixa 2000 ou polido

No ensaio de fadiga de carga constante, os CPs classes N ou TR, com acabamento tipo polido, tiveram a nucleação da trinca de fadiga em defeitos superficiais, como: riscos de lixamento (Figuras 6.2.2.1.1 e 6.2.2.1.2). Esta característica foi mais pronunciada para menores valores de tensão. As classes N e TR apresentaram mecanismo de fadiga com a presença de estrias, conforme mostradas pela Figura 6.2.2.1.3, entretanto, a classe TR apresentou menor nitidez das estrias. Em fadiga com menor número de ciclos ocorreu uma tendência do comportamento de estricção (redução de área) para a classe N, caracterizado por alvéolos (Figura 6.2.2.1.4) e para a classe TR, manteve-se o trincamento com a presença de estrias de fadiga.

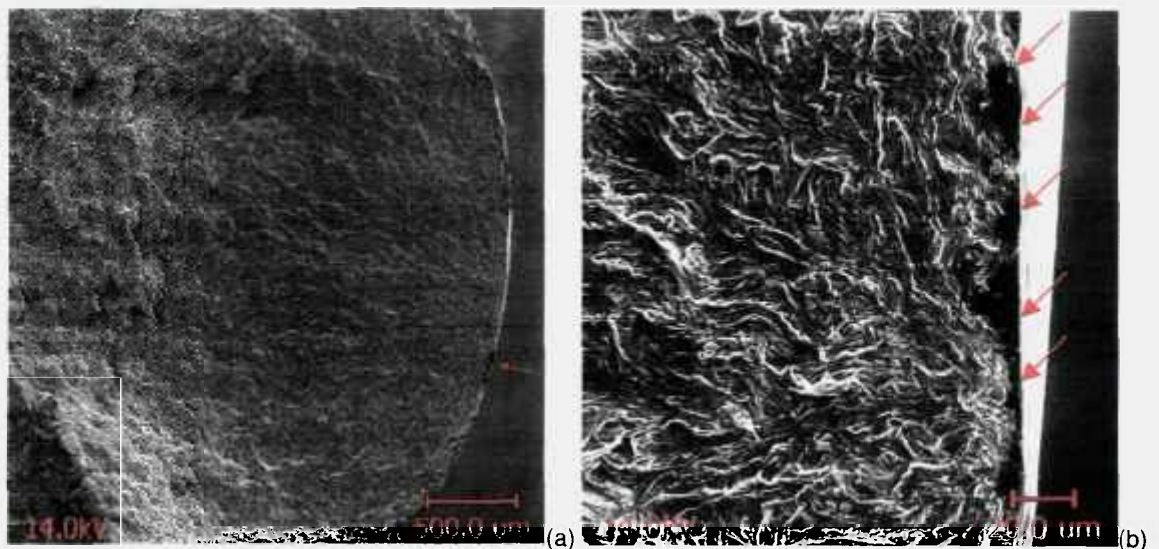


Figura 6.2.2.1.1: Face de fratura da amostra C13 N, ensaiada com 830 MPa e falhada com 219.613 ciclos. (a) Início de fadiga, seta. (b) Detalhe da região de nucleação da trinca de fadiga ocorrida em um risco superficial, conforme indicado pelas setas.

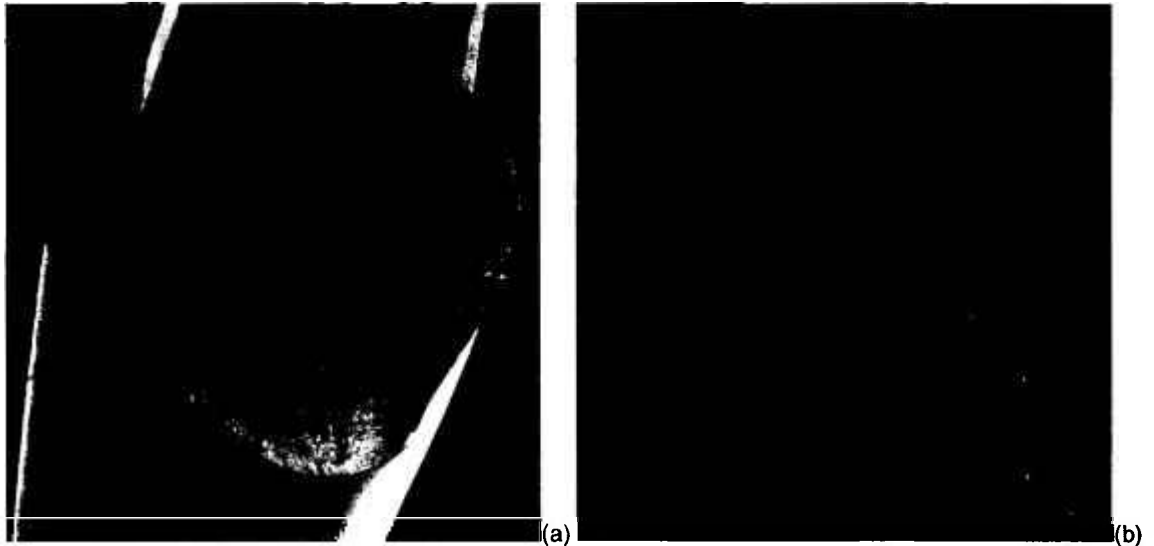


Figura 6.2.2.1.2: CP A47 TR, ensaiado com 1250 MPa e falhado com 196.759 ciclos. (a) Face de fratura com identificação do início de fadiga, seta. (b) Nucleação de fadiga ocorrida em um risco superficial (setas).

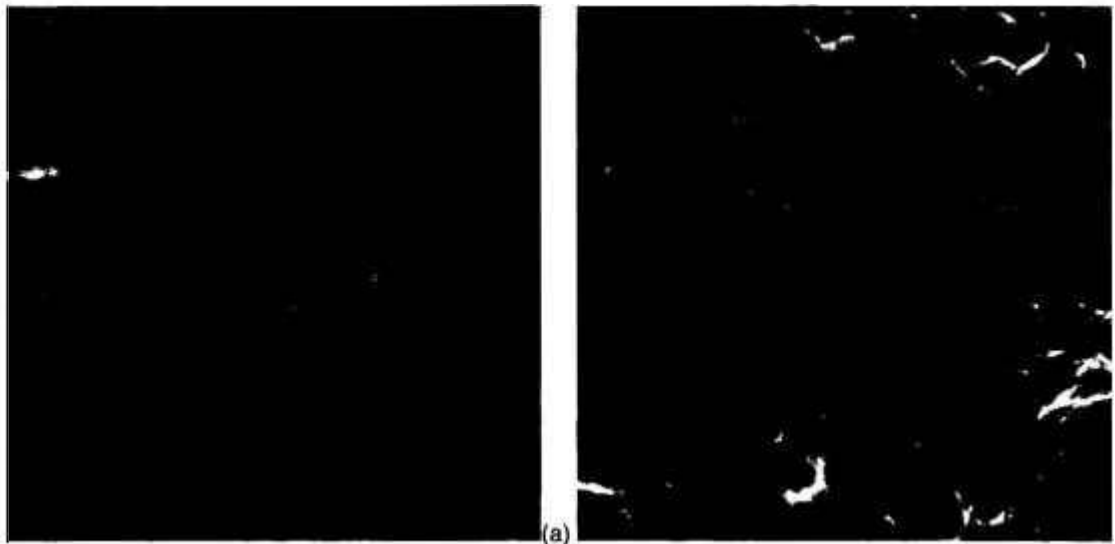


Figura 6.2.2.1.3: Estrias de fadiga. (a) CP C13 N, ensaiado a 830 MPa e falhado com 219.613 ciclos. (b) CP A52 TR, ensaiado a 1040 MPa e falhado com 323.944 ciclos.

O término do ensaio de fadiga ocorreu após quebra final por sobrecarga ou por *run out*, quando o número de ciclos atingiu a 2×10^6 ciclos. A fratura final por sobrecarga mostrou um aspecto diferenciado entre as duas classes, N e TR. A classe N mostrou a presença de quase-clivagem, quando submetido a menores tensões, para tensões maiores o mecanismo foi caracterizado por alvéolos. Na classe TR, o mecanismo final de quebra foi de alvéolos para qualquer valor de carregamento, todavia, em algumas

regiões foram observadas fraturas intergranulares, típicas de aços com elevada dureza. A Figura 6.2.2.1.5 apresenta os dois tipos de mecanismos: quase-clivagem e alvéolos.

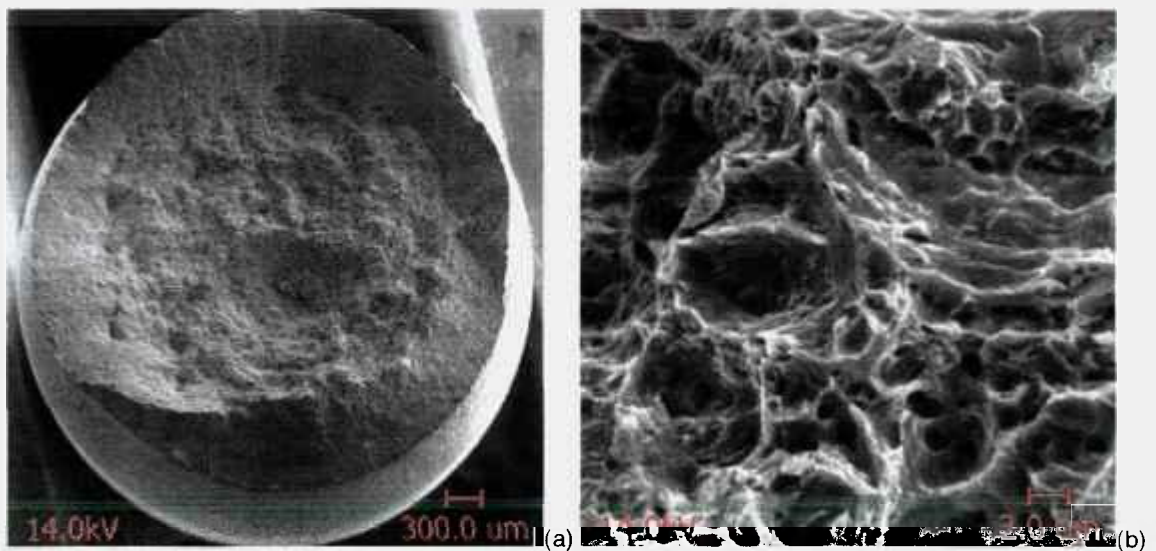


Figura 6.2.2.1.4: Face de fratura da amostra C5 N, ensaiada com 940 MPa e falhada com 10.937 ciclos. (a) Face de fratura com presença de estrição. (b) Alvéolos, região do núcleo da amostra.

A Fratura intergranular esteve mais presente para as amostras da/dN, possivelmente devido à dureza ligeiramente superior das amostras. Este tipo de fratura em aços comuns temperados começa a aparecer em durezas em torno de 45 HRC [150], sendo que, a transição da fratura alveolar para a intergranular ocorre gradualmente.

A redução de área do CP S-N classe N ocorreu em carregamentos efetuados para obter uma fadiga de baixo número de ciclos, ou seja, carregamentos próximos ao limite de ruptura do material, por exemplo, a Figura 6.2.2.1.4 mostrou um CP carregado com uma tensão de 940 MPa, enquanto que o limite de resistência da classe N é de 970 MPa. Para carregamentos inferiores, mas ainda acima do limite de escoamento do material, não se observou a estrição, portanto, neste caso prevaleceu o mecanismo de quebra final por clivagem devido a altas tensões de tração.

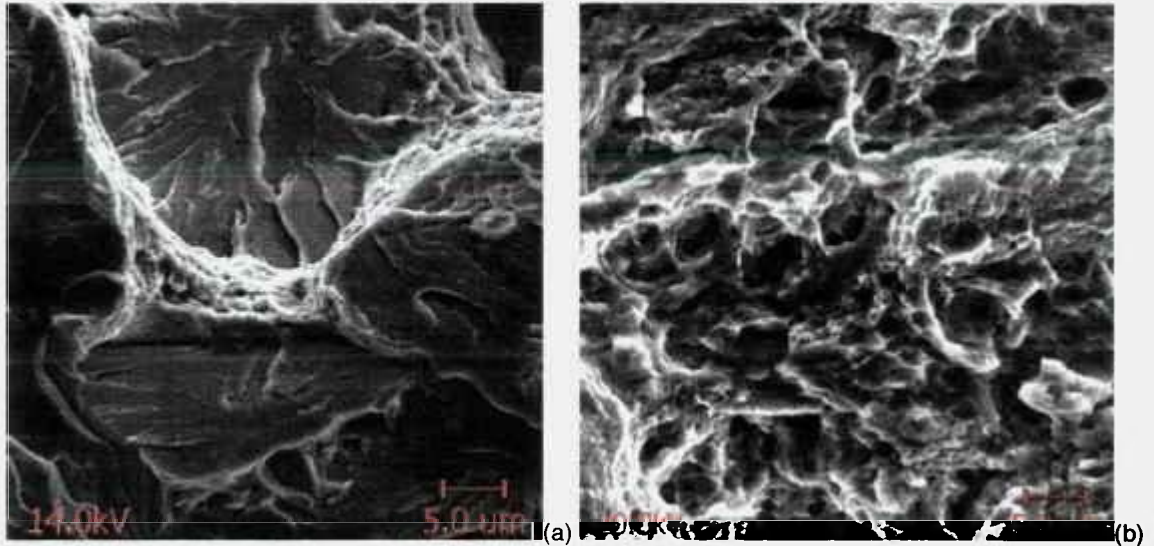


Figura 6.2.2.1.5: Mecanismo de quebra por sobrecarga. (a) Amostra C49 N, ensaiada a 890 MPa e falhada com 66.055 ciclos. (b) Amostra A5 TR ensaiada a 1100 MPa e falhada a 121.509 ciclos.

6.2.2.2 CPs S-N: defeito EE

A presença do defeito EE foi determinante para redução do tempo de vida das amostras S-N para ambas as classes, N e TR. Em todos os CPs, a trinca ocorreu no centro do defeito, separando-o em duas partes, conforme mostrado pelas Figuras 6.2.2.2.1 e 6.2.2.2.2. No entanto, a extensão da zona de nucleação de fadiga foi similar para as amostras da mesma classe, N ou TR quando presente ou não o defeito EE, conforme mostrado nas Figuras 6.2.2.2.3 e 6.2.2.2.4.

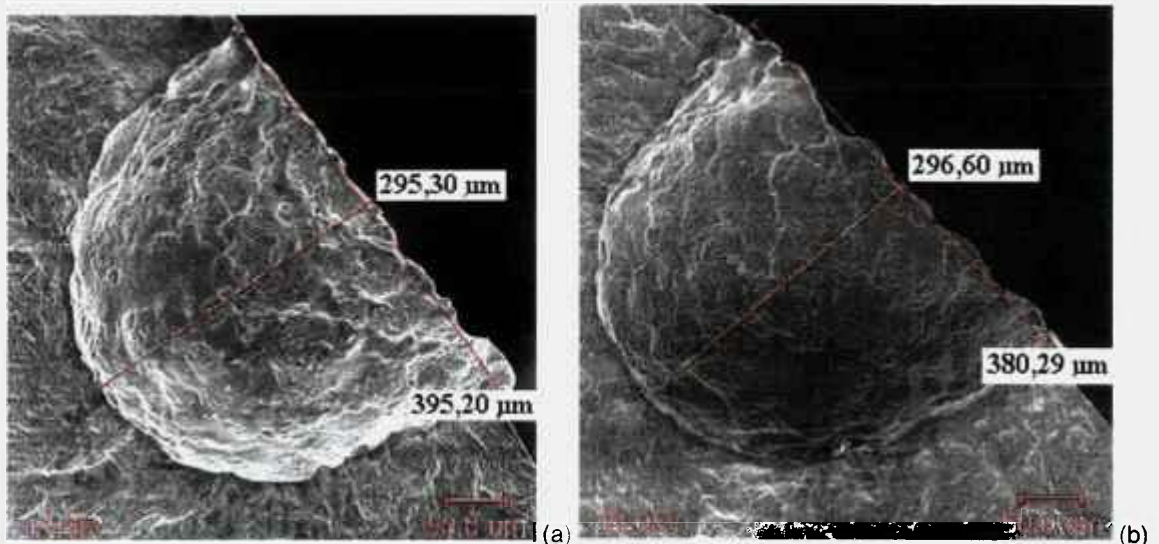


Figura 6.2.2.2.1: Duas faces de fratura da amostra C11 N, ensaiada com 550 MPa e falhada com 85.359 ciclos no defeito EE. (a) Uma face de fratura. (b) Face de fratura oposta.

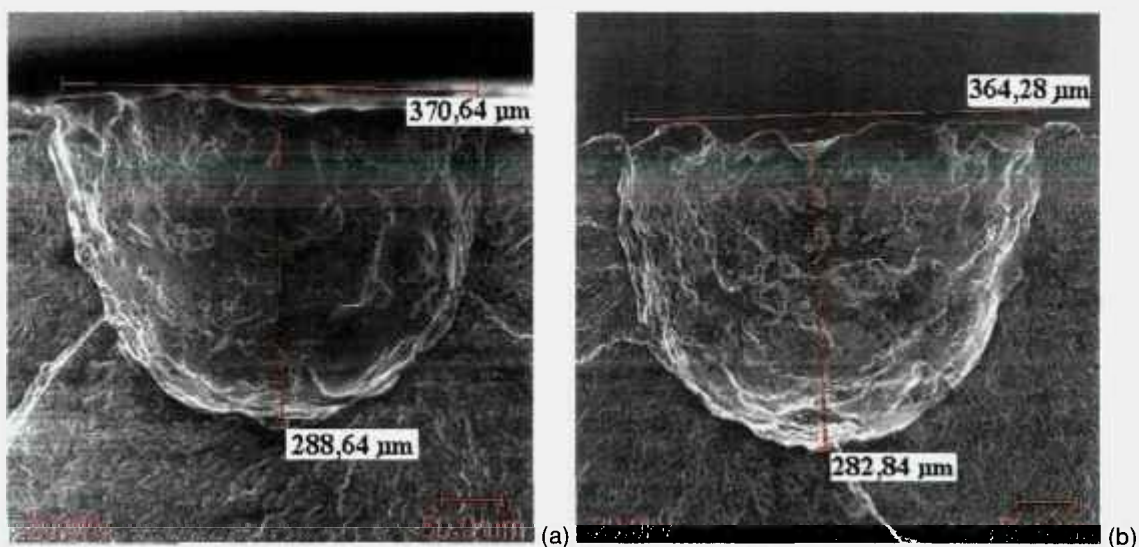


Figura 6.2.2.2.2: Duas faces de fratura da amostra A31 TR, ensaiada com 690 MPa e falhada com 43.849 ciclos no defeito EE. (a) Uma face de fratura. (b) Face de fratura oposta.

Comparado os CPs S-N das Figuras 6.2.2.2.3 e 6.2.2.2.4, observa-se uma extensão similar da zona de crescimento de fadiga, entretanto, devido à influência do defeito EE, a diferença de ciclos entre as condições com e sem defeito EE foi de 10 a 20 vezes, mostrando a importância do período de nucleação da trinca na vida total em fadiga, que neste caso foi supostamente eliminado pela presença do defeito EE.

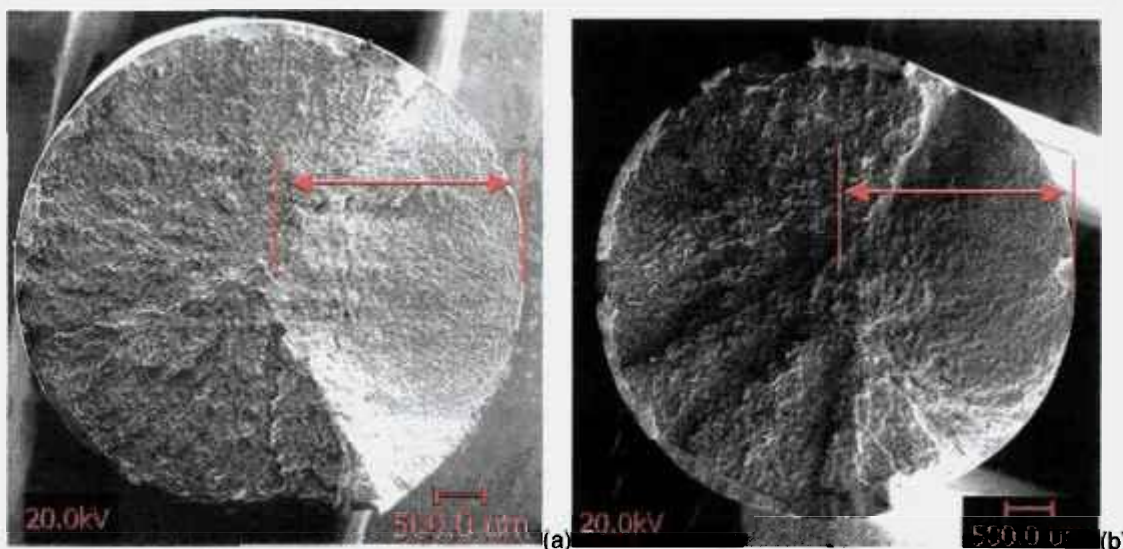


Figura 6.2.2.2.3: Indicação do crescimento da trinca de fadiga em amostras N, com e sem defeito EE. (a) Amostra C13 polida, ensaiada com 830 MPa e falhada com 219.613 ciclos. (b) Amostra C1 com defeito EE, ensaiada com 830 MPa e falhada com 21.876 ciclos.

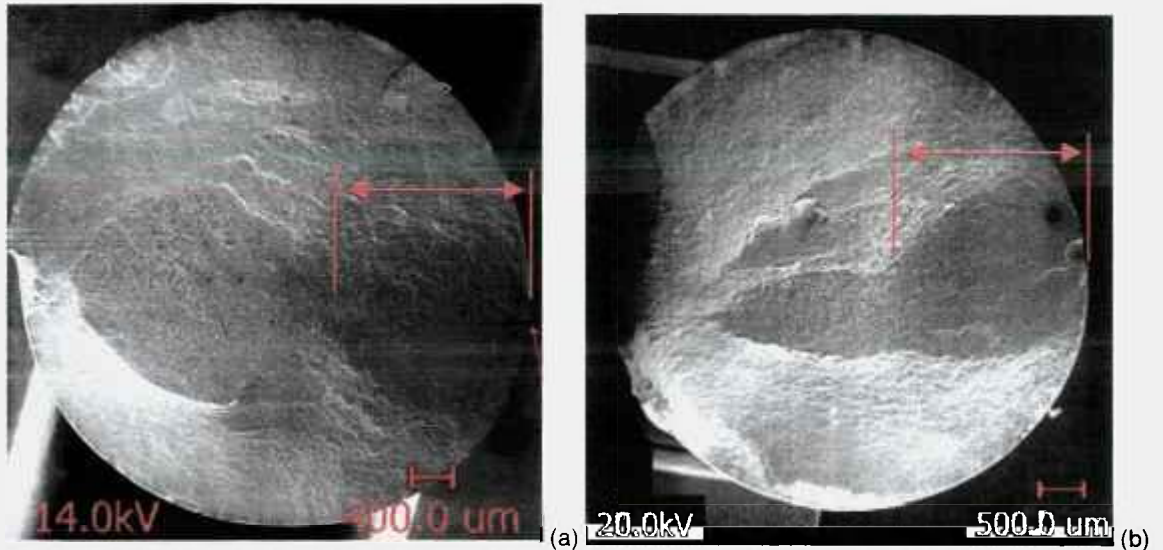


Figura 6.2.2.2.4: Indicação do crescimento da trinca de fadiga em amostras TR. (a) Amostra A11 polida, ensaiada com 970 MPa e falhada com 438.640 ciclos. (b) Amostra A2 com defeito EE, ensaiada com 970 MPa e falhada com 19.203 ciclos.

O exame metalográfico evidenciou a nucleação da trinca de fadiga no centro do defeito EE, mais precisamente no seu fundo, conforme verificado na Foto 6.2.2.2.5. Um aspecto importante notado neste tipo de amostra foi à ausência de outros sítios de nucleações de trinca por fadiga próximos à região da falha, fato comum observado nas amostras polidas sem defeito EE.

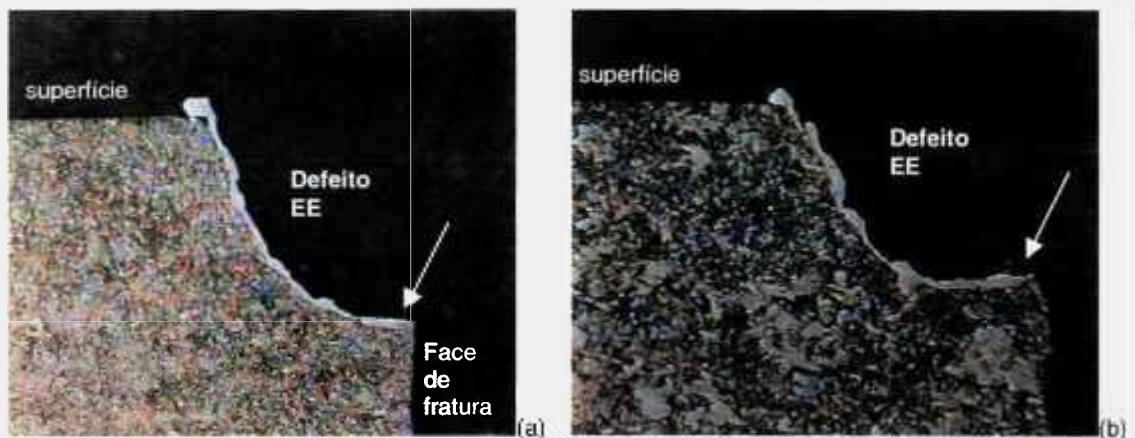


Figura 6.2.2.2.5: Metalografia da trinca próxima ao fundo do defeito EE; 200x e Nital 2%. (a) Amostra A34, TR+defeito EE, ensaiada a 550 MPa e falhada a 795.266 ciclos. (b) Amostra C55, N+defeito EE, ensaiada a 390 MPa e falhada a 367.521 ciclos.

6.2.2.3 CPs S-N: jateado

O processo de jateamento introduziu tensões residuais compressivas, encruamento e aumento da rugosidade na superfície das amostras. Todavia, a rugosidade associada com as imperfeições superficiais foi predominante para a iniciação da trinca de fadiga na superfície das amostras; no entanto, trabalhos publicados [128, 151] mostram que a presença da tensão residual compressiva superficial força para uma nucleação sub-superficial da trinca de fadiga, ou seja, em regiões com menor valor de tensão residual compressiva. As Figuras 6.2.2.3.1 e 6.2.2.3.2 mostram a nucleação de fadiga em duas amostras pertencentes às duas classes, N e TR. Estas trincas nuclearam-se em defeitos superficiais criados pela deformação plástica causada pelo jateamento.

A deformação plástica ocorrida na superfície das amostras devido ao jateamento foi muito intensa, visto que, vários pontos de nucleação de trinca de fadiga foram encontrados em outras regiões da face de fratura; por exemplo, regiões caracterizadas como final de quebra, também foram observados pontos de nucleação de trinca. A Figura 6.2.2.3.3 mostra, em uma mesma amostra, vários pontos de nucleação de trinca em regiões de final de quebra.

A intensa deformação plástica superficial está relacionada com a severidade do processo de jateamento. Porém os parâmetros industriais de processo não são ajustados para diferentes classes de material (exemplo: ferríticas, martensíticas e perlíticas), isto é, visando otimizar a produtividade, as empresas adotam os mesmos parâmetros de jateamento para as diferentes classes de materiais e utilizam o valor do ensaio Almen como único parâmetro de controle de processo, o qual é um controle indireto de medição de tensão residual, portanto, não considera a influência da dureza e microestrutura do componente na obtenção da tensão residual.

O exame metalográfico evidenciou a intensidade da deformação plástica superficial ocorrida nos CPs, a qual serviu como pontos para nucleação da trinca de fadiga. A Intensidade desta deformação foi suficiente para danificar a superfície das amostras, principalmente para a classe N, onde pequenas fissuras foram criadas e tornaram pontos de nucleação da trinca de fadiga.

As Figuras 6.2.2.3.4 e 6.2.2.3.6a mostram a deformação plástica superficial ocorrida nas duas classes de amostras, N e TR e as Figuras 6.2.2.3.5 e 6.2.2.3.6b identificam a nucleação da trinca de fadiga em defeitos superficiais causados pelo processo de jateamento.

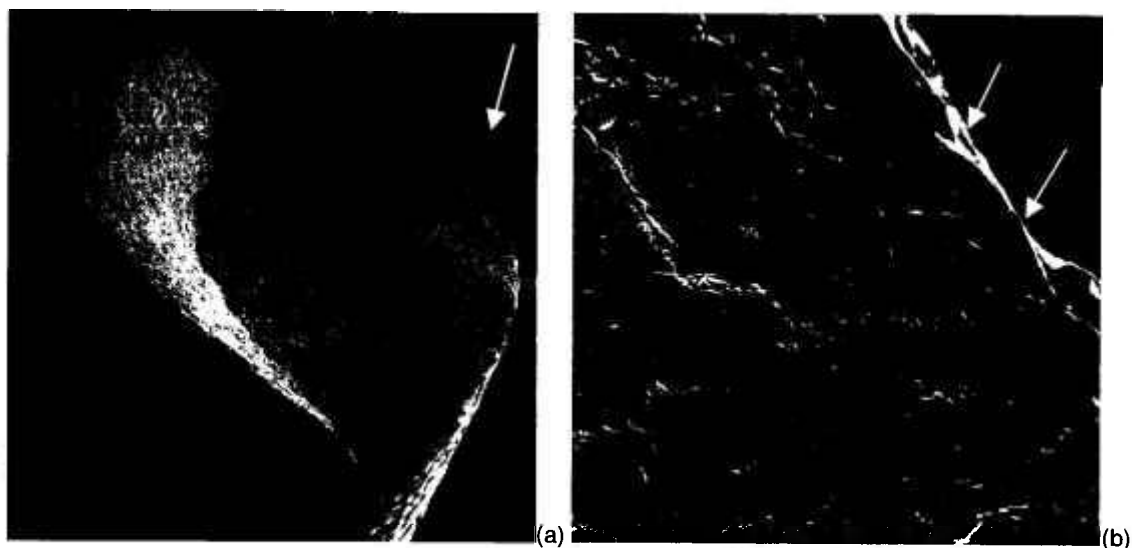


Figura 6.2.2.3.1: Nucleação de fadiga na amostra C43 N jateada, ensaiada com 670 MPa e falhada com 524.495 ciclos. (a) Face de fratura. (b) Início da trinca em um defeito superficial.

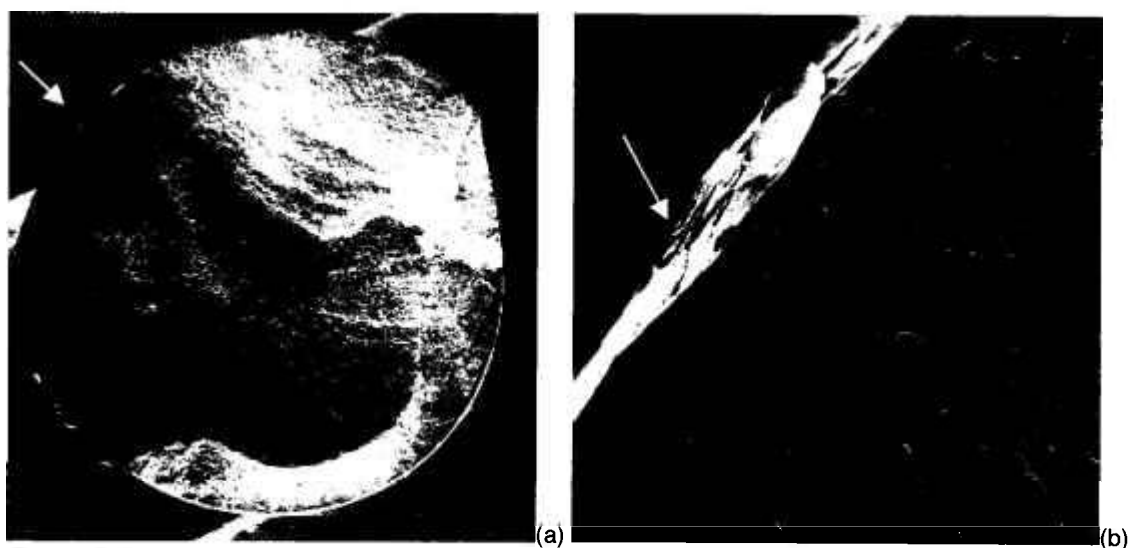


Figura 6.2.2.3.2: Nucleação de fadiga na amostra A42 TR, ensaiada com 1380 MPa e falhada com 22.393 ciclos. (a) Face de fratura. (b) Início da trinca em defeito superficial.

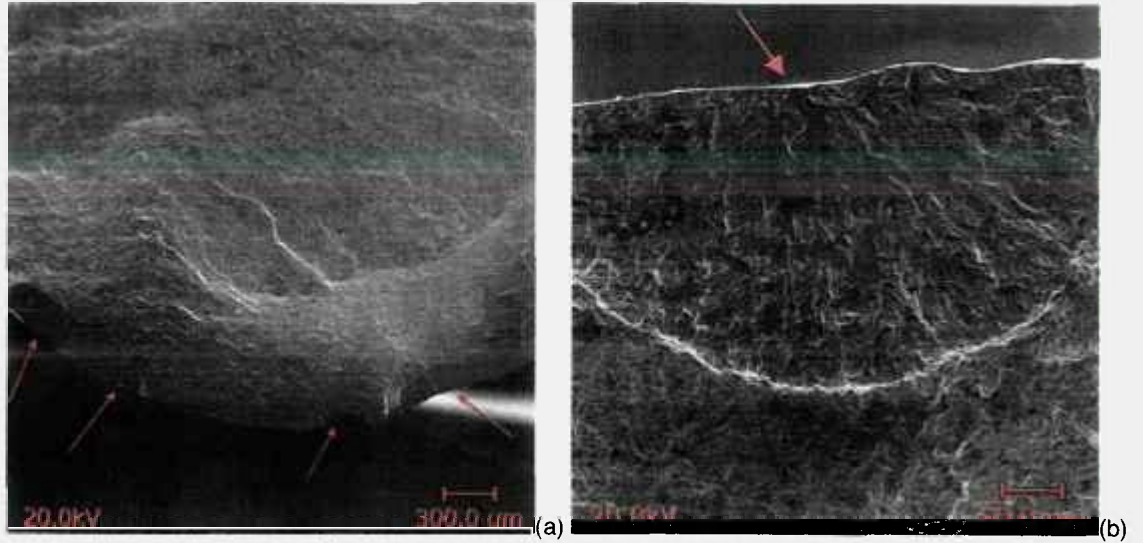


Figura 6.2.2.3.3: Nucleações de trincas de fadiga em uma amostra A50 TR, testada com 1380 MPa e falhada com 26.665 ciclos. Nucleações de trincas na região final de quebra.

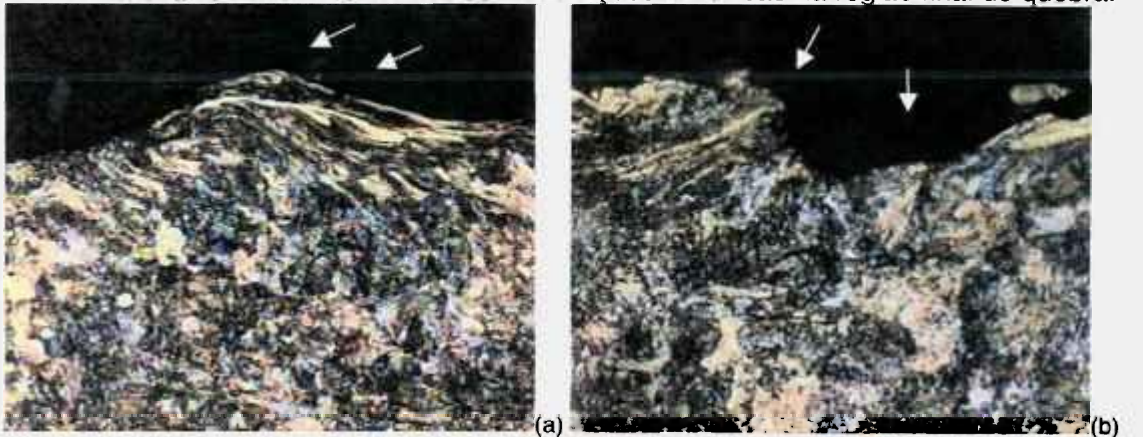


Figura 6.2.2.3.4: Metalografia da superfície do CP C48 N jateado, ensaiado com 670 MPa e falhado com 331.387 ciclos. Ataque com Nital 2%. (a) Deformação superficial, aumento de 500x. (b) Outra região superficial, aumento de 1200x.

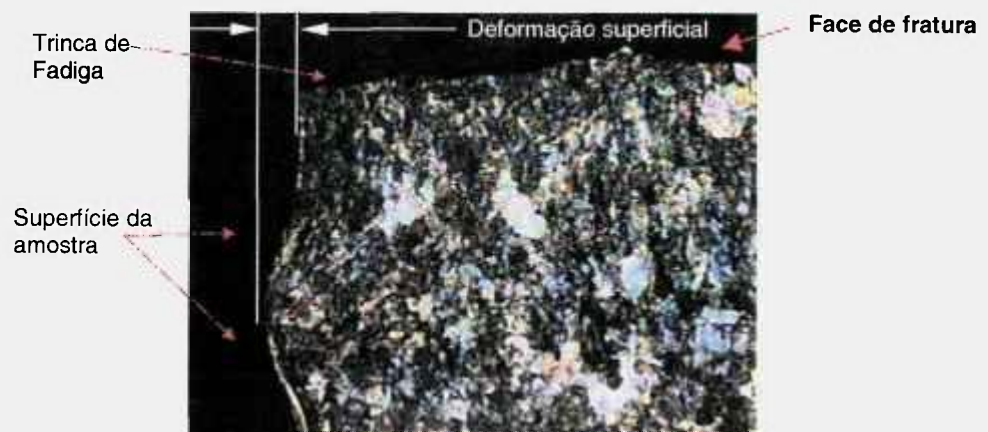


Figura 6.2.2.3.5: Nucleação da trinca de fadiga em defeitos superficiais causados pelo processo de jateamento. Amostra C48, ensaiada com 670 MPa e falhada com 331.387 ciclos. Aumento de 250x e ataque com Nital 2%.

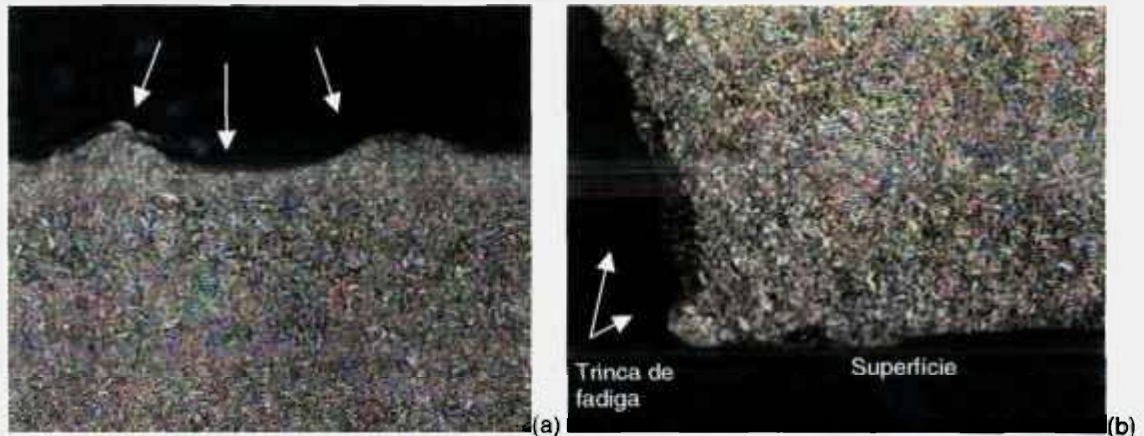


Figura 6.2.2.3.6: Metalografia do CP A36 TR, ensaiado com 1040 MPa e falhado com 232.153 ciclos. Ataque com Nital 2%. (a) Deformação superficial próxima ao início de fadiga, aumento de 300x. (b) Nucleação da trinca de fadiga em uma dobra, aumento de 400X.

6.2.2.4 CPs S-N: defeito EE + jateamento

O processo de jateamento introduziu tensões residuais compressivas na superfície das amostras, com um valor máximo de -680 MPa na profundidade de 0,12 mm para a classe TR e um valor de -340 MPa localizado a 0,17 mm da superfície para a classe N. Por outro lado, considerando uma profundidade de ~284 μm , equivalente ao tamanho médio do defeito EE, a tensão manteve-se ainda compressiva para ambas as classes, sendo de -180 MPa para classe TR e -270 MPa para a classe N. Nestes fatos, observa-se que os CPs N tiveram maiores valores de tensão residual em função da profundidade.

A presença do defeito EE foi fundamental para redução do tempo de vida das amostras de ambas classes, N e TR. Em todos os CPs a trinca cresceu a partir do fundo do defeito EE, conforme mostrado pelos exames metalográfico e fractográfico nas Figuras 6.2.2.4.1 e 6.2.2.4.2.

A rugosidade superficial das amostras N ou TR não teve influência na nucleação da trinca de fadiga quando já presente o defeito EE, isto é, em amostras N o valor de Rz foi 0,039 mm e nas amostras TR foi 0,0081 mm; todavia, a profundidade do defeito EE foi aproximadamente 8 vezes maior para a classe N (Figura 6.2.2.4.2b) e 36 vezes para o TR. Nestas condições, a única característica obtida pelo o jateamento foi a parcela positiva da tensão residual compressiva introduzida pelo o processo.

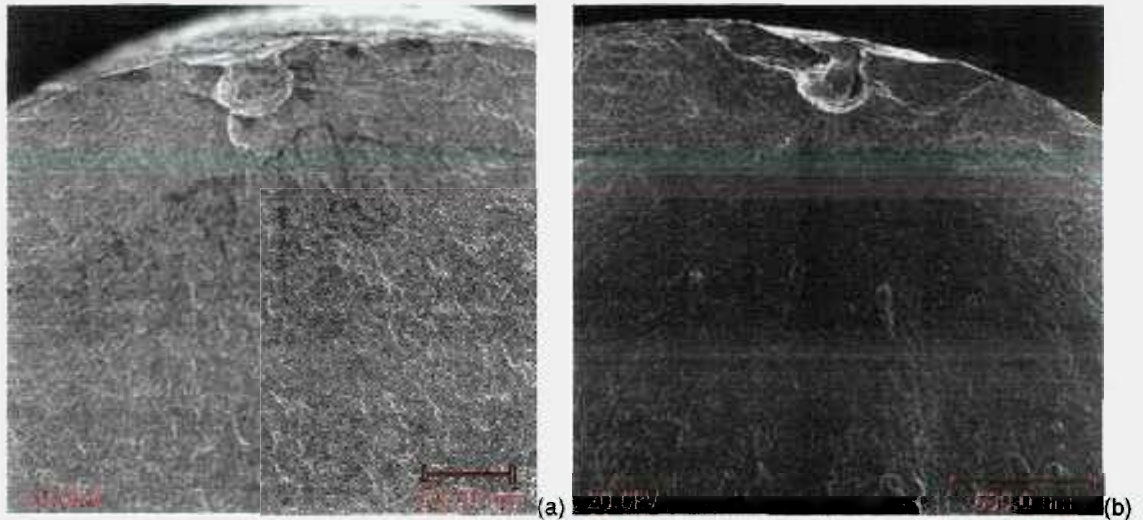


Figura 6.2.2.4.1: Nucleação da trinca de fadiga no defeito EE em amostras jateadas. (a) CP N C7, ensaiado a 780 MPa e falhado com 74.648 ciclos. (b) CP TR A37, ensaiado a 970 MPa e falhado com 65.128 ciclos.

O perfil dimensional do fundo do defeito EE manteve-se inalterado após jateamento, porque a esfera de granalha utilizada no equipamento foi a S330 da norma SAE J444, a qual especifica um tamanho de esfera de 0,85 a 1,40 mm. Portanto, em condições de início de vida da granalha o seu tamanho é maior que o diâmetro do defeito EE. Nestas condições, a única variável do sistema é a tensão residual compressiva nas vizinhanças e não a deformação do fundo do defeito EE.

Um fato interessante observado em CPs foram as marcas de praia direcionando a nucleação da trinca de fadiga para o fundo do defeito, conforme observado na Figura 6.2.2.4.3.

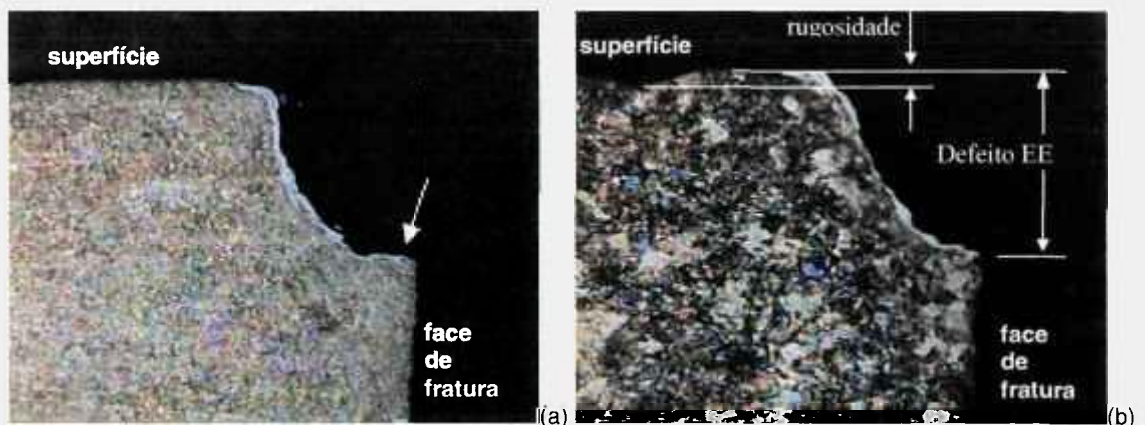


Figura 6.2.2.4.2: Metalografia da trinca de fadiga no fundo do defeito EE em CPs jateados. Aumento de 200x e ataque Nital 2%. (a) Classe TR A44, ensaiada a 970 MPa e falhada a 38.325 ciclos. (b) Classe N C46, testada a 560 MPa e falhada a 145.598 ciclos.

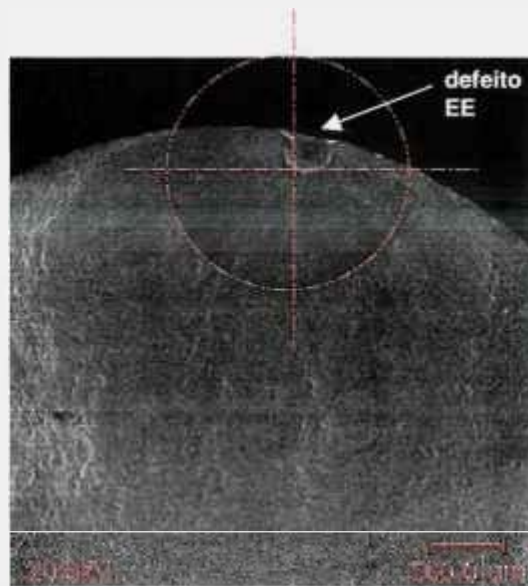


Figura 6.2.2.4.3: Fractografia da trinca de fadiga no defeito EE na amostra S-N classe TR A23 e jateada, ensaiada com 830 MPa e falhada com 59.089 ciclos. Notar o centro das marcas de praia coincidindo com o fundo do defeito EE.

6.2.3 Avaliação do K_t do defeito EE no CP S-N

O modelo numérico do CP S-N foi construído com 29537 nós e 53856 elementos do mesmo tipo. O esforço axial aplicado foi de 10 Pa, sendo que, o máximo esforço encontrado perto da região do fundo do entalhe foi de 21,62 Pa. Portanto o K_t resultante foi de 2,16. As Figuras 6.2.3.1 e 6.2.3.2 mostram detalhes do modelo utilizado.

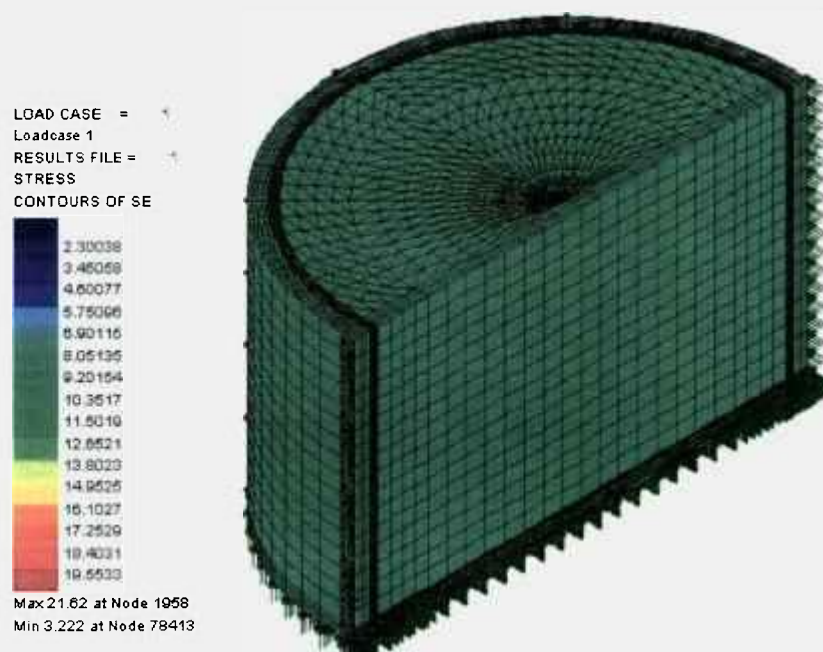


Figura 6.2.3.1: Modelo completo efetuado para o CP S-N.

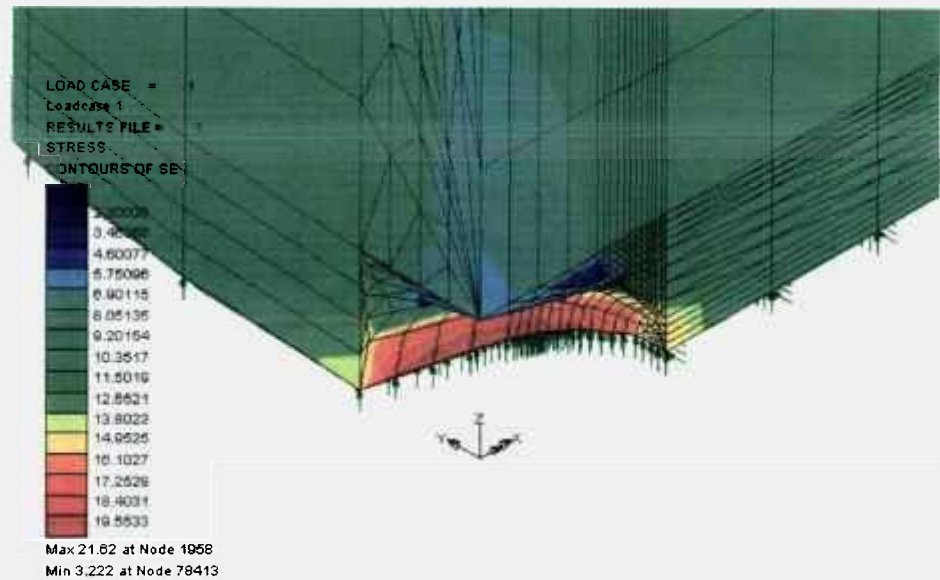


Figura 6.2.3.2.: Modelo da região do defeito EE efetuado para o CP S-N.

6.3 Curvas da/dN- ΔK

As avaliações das amostras da/dN partiram dos ensaios:

- Curva de fadiga da/dN- ΔK para trincas longas
- Medição de estrias de fadiga

6.3.1 Curva de fadiga da/dN- ΔK

Os valores das constantes "Log(C)" e "n" obtidas nos ensaios são mostrados na Tabela 6.3.1.1. As curvas para as diversas classes e orientação cristalográficas das amostras são mostradas nas Figuras 6.3.1.1 a 6.3.1.8. Os Apêndices C e D tabelam os resultados.

Tabela 6.3.1.1: Resultados das constantes encontradas nos ensaios da/dN- ΔK .

Classe	Amostra	Log (C)	n
N	LT CP 01	-11,2879	2,955
N	LT CP 02	-11,2531	2,909
N	TL CP 01	-12,4813	3,751
N	TL CP 02	-11,5870	3,131
TR	LT CP 01B	-10,036	2,326
TR	LT CP 03	-10,530	2,681
TR	TL CP 01	-10,498	2,679
TR	TL CP 02	-10,362	2,590

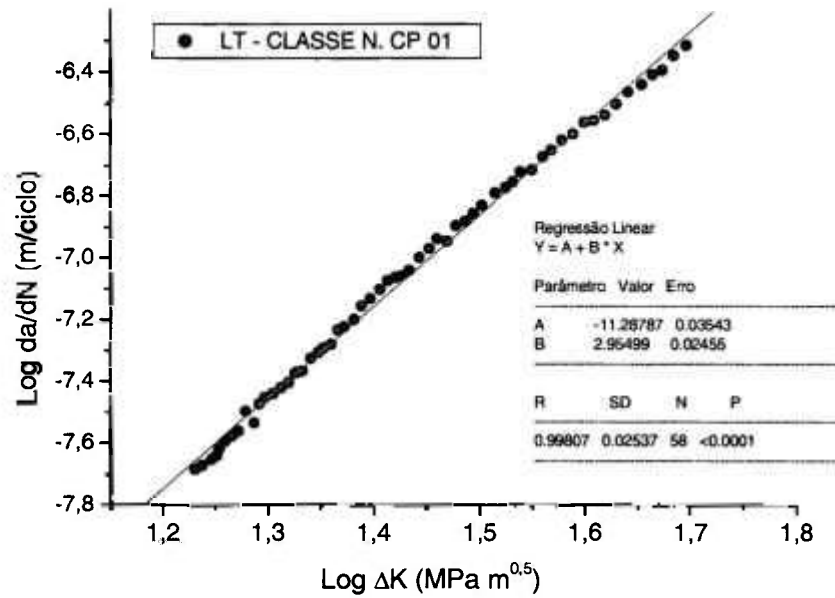


Figura 6.3.1.1: Curva da/dN- ΔK para amostra N do tipo LT (CP 01).

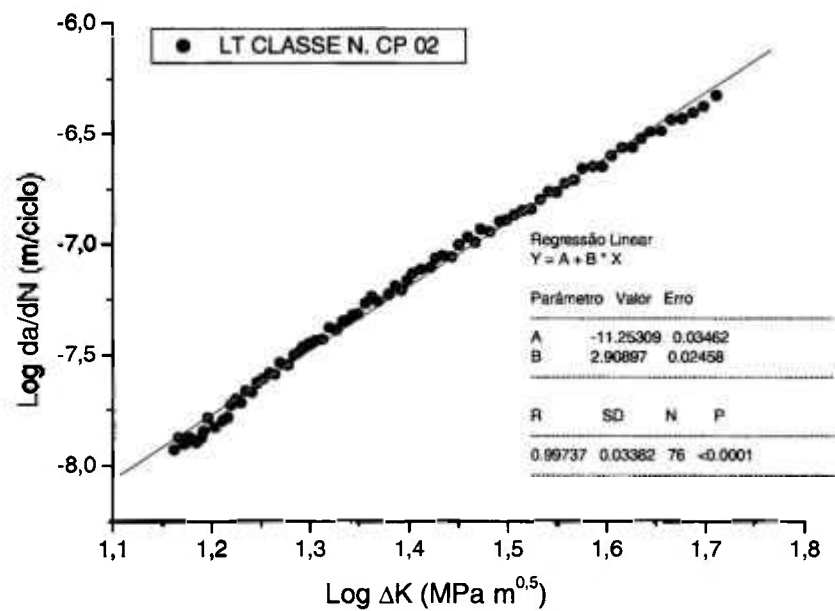


Figura 6.3.1.2: Curva da/dN- ΔK para amostra N do tipo LT (CP 02).

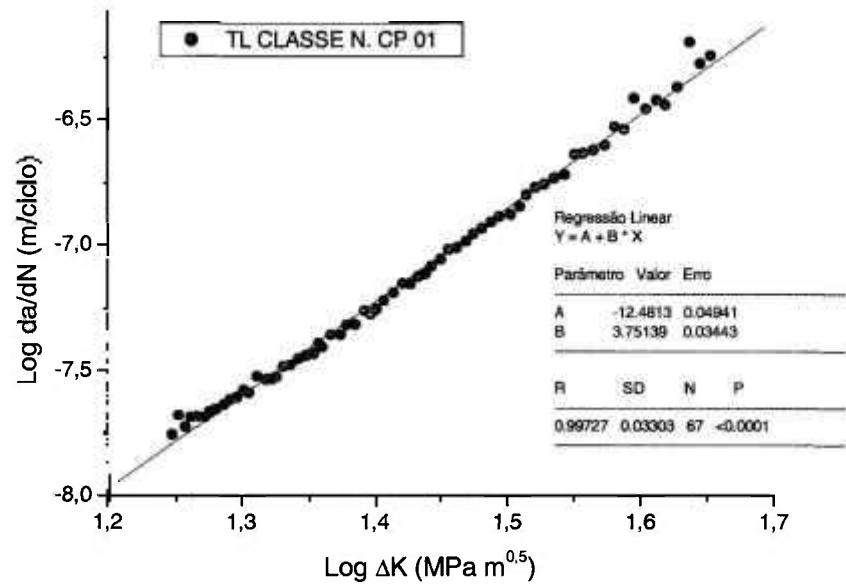


Figura 6.3.1.3: Curva da/dN-ΔK para amostra N do tipo TL (CP 01).

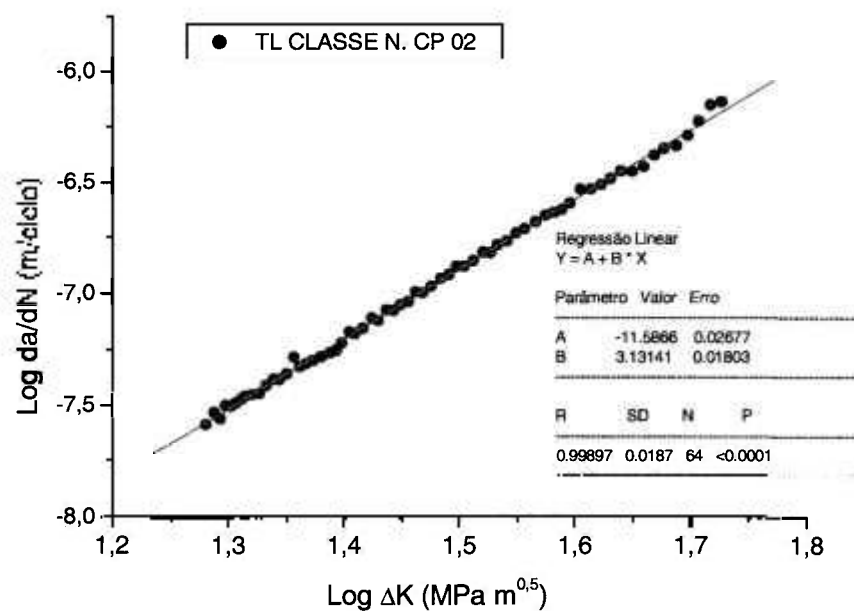


Figura 6.3.1.4: Curva da/dN-ΔK para amostra N do tipo TL (CP 02).

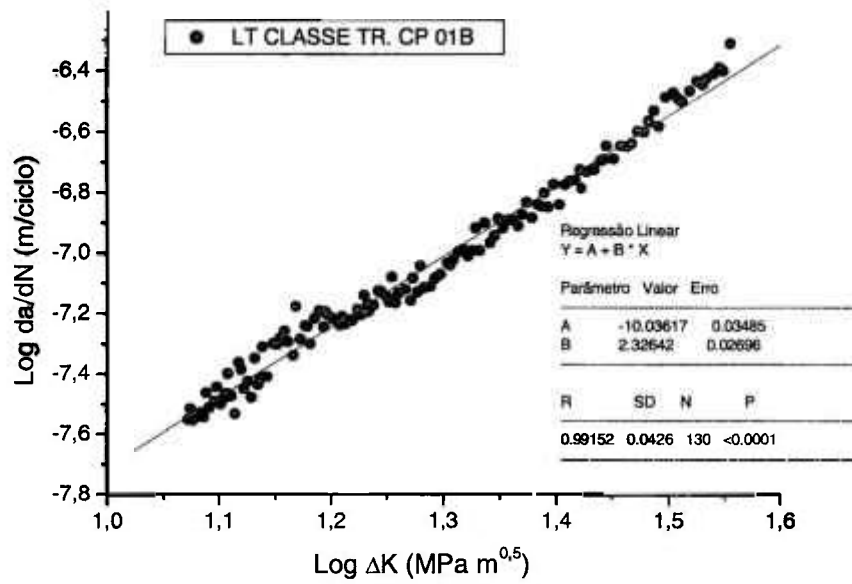


Figura 6.3.1.5: Curva da/dN-ΔK para amostra TR do tipo LT (CP 01B).

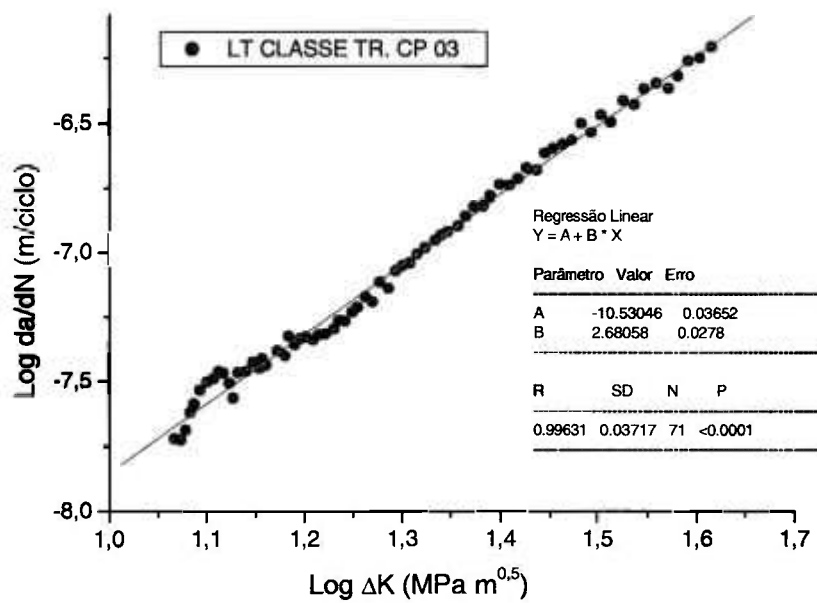


Figura 6.3.1.6: Curva da/dN-ΔK para amostra TR do tipo LT (CP 03).

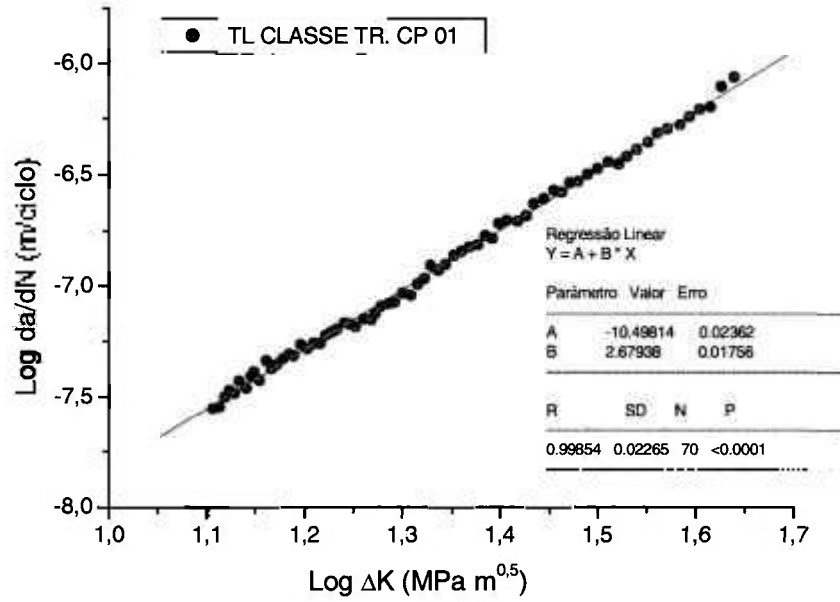


Figura 6.3.1.7: Curva da/dN- ΔK para amostra TR do tipo TL (CP 01).

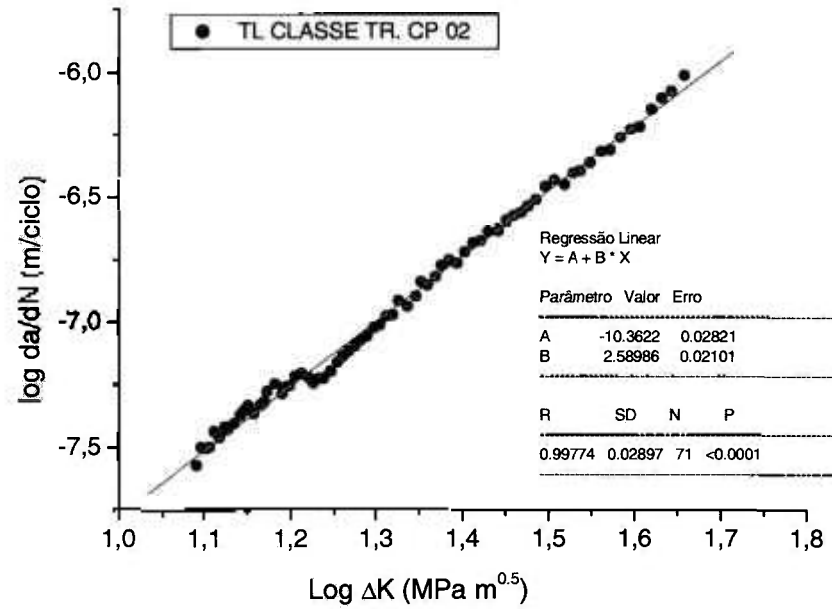


Figura 6.3.1.8: Curva da/dN- ΔK para amostra TR do tipo TL (CP 02).

Comparando os quatro tipos de amostras da/dN em um mesmo gráfico, verificaram-se os seguintes fatos (Figura 6.3.1.9):

- As amostras da classe TR apresentaram maior velocidade de crescimento da trinca do que as da classe N para qualquer valor de ΔK ;
- As amostras da classe TR não apresentaram variação de velocidade de crescimento da trinca para ambas orientações para qualquer valor de ΔK , entretanto, para a classe N, o tipo LT apresentou uma tendência de maior velocidade de crescimento para ΔK menores, porém esta tendência inverteu-se para ΔK maiores.

Estas observações juntamente com os resultados dos ensaios S-N mostraram que as microestruturas martensíticas apresentam maior resistência à nucleação da trinca de fadiga em comparação com as perlíticas, devido a maior resistência mecânica de sua matriz. Porém, uma vez nucleada uma trinca de fadiga, o seu crescimento é mais rápido do que em matrizes perlíticas. Este fato foi verificado na resistente à fadiga (para 1.500.000 ciclos) em amostras com defeito EE, onde os valores de carregamento das classes N e TR são similares (classe: N = 234 MPa e TR = 260 MPa). Portanto, o resultado do conjunto de fatores, nucleação e crescimento da trinca de fadiga, da classe TR foi similar ao da classe N, conforme observado nas curvas S-N.

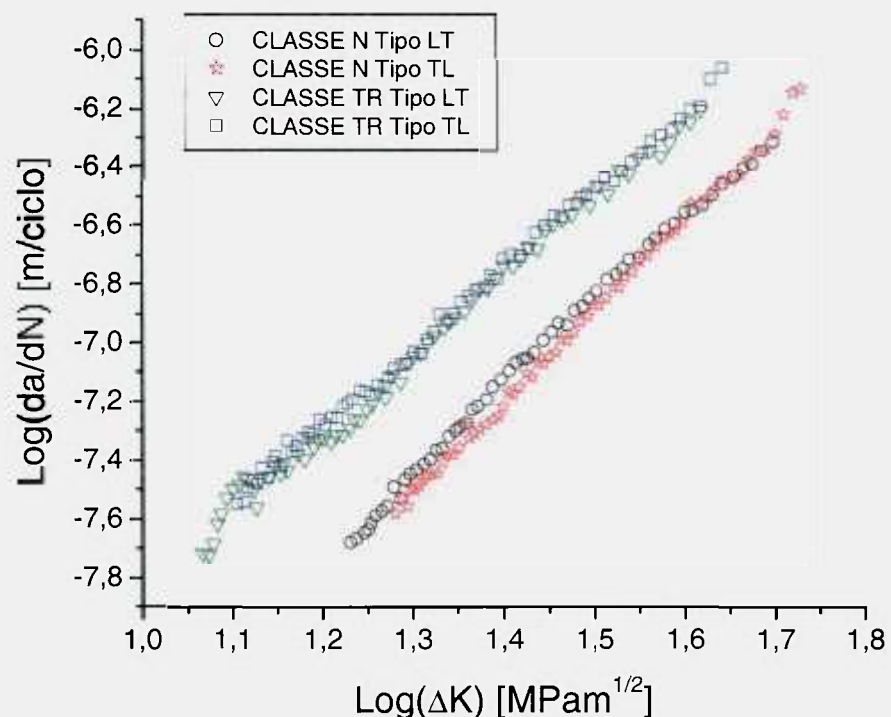


Figura 6.3.1.9: Gráfico comparativo das amostras da/dN.

6.3.2 Medidas de estrias de fadiga

A medição das estrias de fadiga foi realizada em CPs da/dN visando correlacionar o seu espaçamento com os parâmetros de ensaio. Para isto, adotou-se uma linha de leitura no centro da amostra da/dN, do início da trinca válida no ensaio da/dN- ΔK até o ponto de quebra final por sobrecarga (Figura 6.3.2.1).

As medições de estrias seguiram o exemplo da Figura 6.3.2.2. Notar 4 retas para medições de estrias, conforme indicadas pelas linhas 1, 2, 3 e 4. Quando as estrias apresentaram-se inclinadas em relação à linha de leitura, foi feita uma correção dos seus espaçamentos. Então, para este processo, considerou que a inclinação das estrias deveria se aproximar em apenas um dos quatro ângulos predeterminados: 10, 15, 30 e 45°.

Nas duas fractografias mostradas na Figura 6.3.2.2, o espaçamento médio de 17 estrias da reta 1 foi de 0,41 μm e 0,53 μm para a reta 2, 0,44 μm para a reta 3 e 0,45 μm para a reta 4. Devido à inclinação da reta 1 estar em torno de 30°, e 45° para as retas 2, 3 e 4, estes valores foram corrigidos pela multiplicação do $\cos\theta$, ou seja, 0,96 (para 30°) e 0,707 (para 45°). Após as medições de estrias efetuadas na amostra N TL CP02, foi construído um gráfico: espaçamento de estrias em relação ao tamanho da trinca, conforme mostrado na Figura 6.3.2.3. O Apêndice E mostra o total de medições efetuadas nesta amostra.

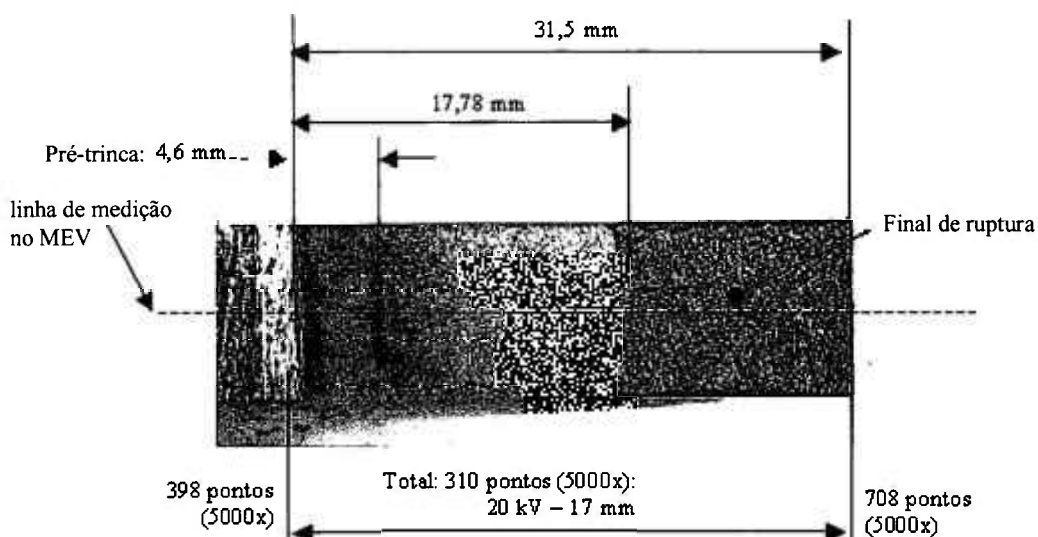


Figura 6.3.2.1: Face de fratura da amostra classe N tipo TL CP02. Região válida de medição: 4,6 a 17,78 mm.

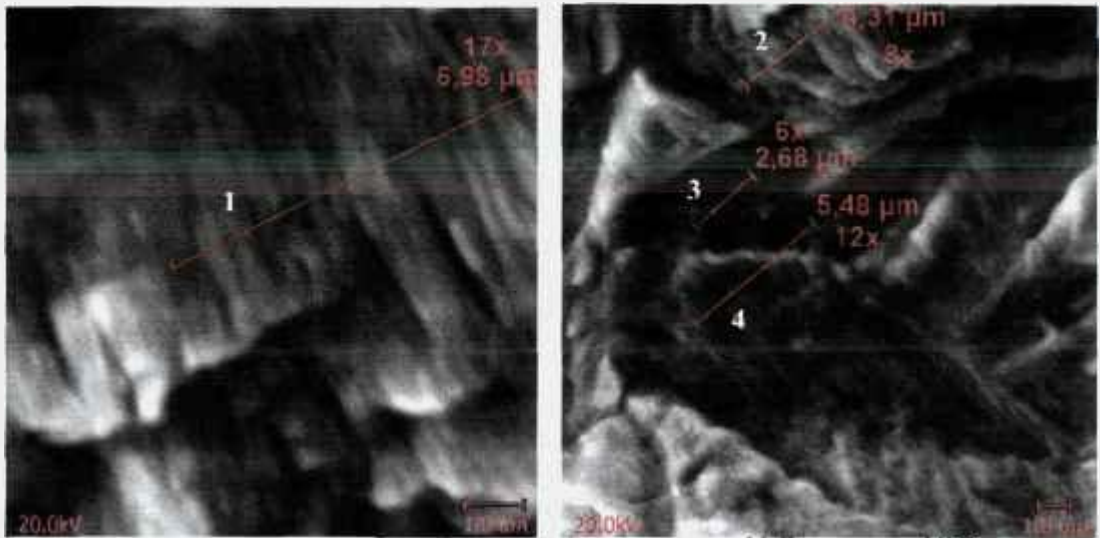


Figura 6.3.2.2: Duas regiões de medições de estrias de fadiga da amostra da/dN classe N TL 02. Espaçamentos, linhas: 1= 0,41 μm , 2=0,53 e 3=0,44 e 4=0,45 μm .

A partir dos resultados experimentais da/dN- ΔK obtidos na amostra N Tipo TL CP02, foi construído o gráfico " ΔK aplicado" experimental em relação ao tamanho da trinca, conforme mostrado pela Figura 6.3.2.4.

Com as informações dos dois gráficos mostrados nas Figuras 6.3.2.3 e 6.3.2.4, foi possível isolar a variável comum, "tamanho de trinca", em ambos gráficos e construir um novo: espaçamento de estrias em relação ao ΔK aplicado experimental, conforme mostrado pela Figura 6.3.2.5.

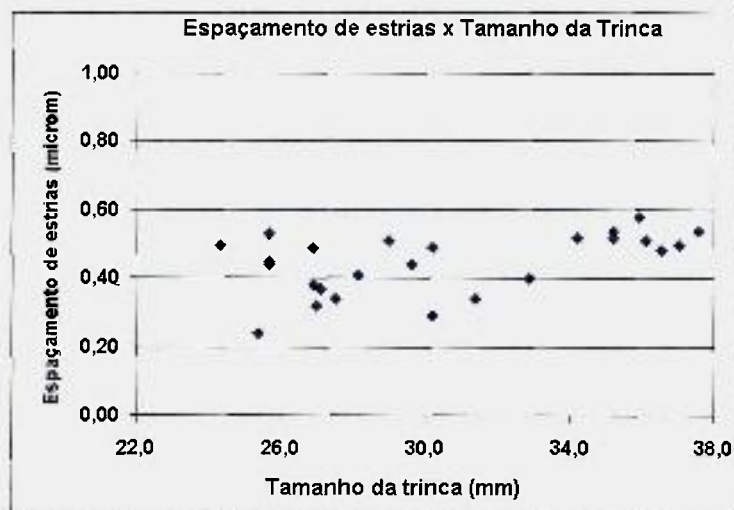


Figura 6.3.2.3: Espaçamento de estrias em relação ao tamanho da trinca para a amostra da/dN classe N TL CP 02.

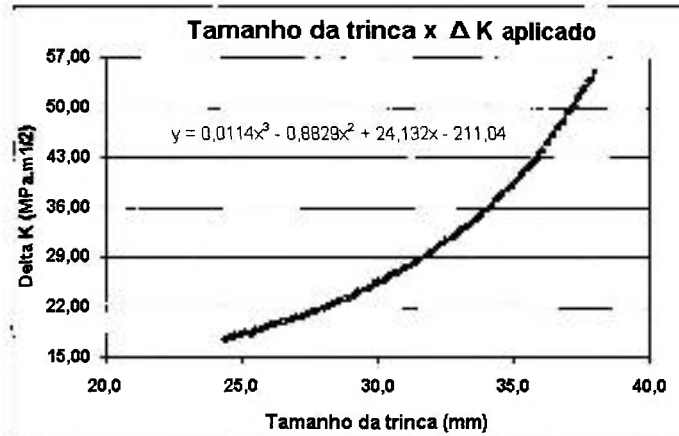


Figura 6.3.2.4: Gráfico experimental da amostra da/dN classe N TL CP02. Ensaio da/dN- ΔK para ΔK aplicado em função do tamanho da trinca (σ constante).

No gráfico da Figura 6.3.2.5 é possível correlacionar o valor da taxa de crescimento da trinca com o espaçamento das estrias. Para esta relação é válida a equação abaixo, conforme norma ASTM E647:

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{\sqrt{W}} \frac{2 + \alpha}{(1 - \alpha)^{3/2}} (0,886 + 4,64\alpha - 13,32\alpha^2 + 14,72\alpha^3 - 5,6\alpha^4) \quad (6.3.2.1)$$

onde, $\alpha = a/W$; sendo: B = espessura do CP; W = largura do CP; ΔP = carga N; a = tamanho da trinca

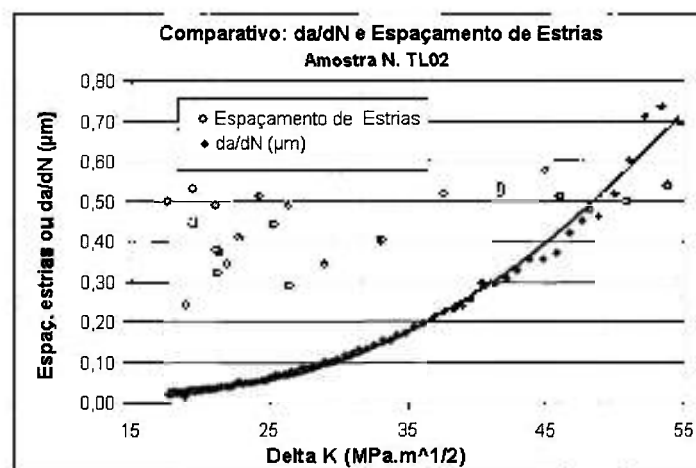


Figura 6.3.2.5: Gráfico experimental da amostra da/dN N TL02 construído durante o ensaio da/dN- ΔK , para ΔK em função do tamanho da trinca e medições dos espaçamentos das estrias.

A equação (6.3.2.1) é usada para correlacionar o carregamento com o espaçamento de estrias quando o da/dN equivale a 1 espaçamento entre estrias. Para a classe TR, devido a menores deformações plásticas ocorridas na ponta da trinca durante seu crescimento, a visualização das estrias é mais difícil, dificultando a sua avaliação.

6.4 Barra Estabilizadora

Os estudos realizados na barra estabilizadora serão descritos pelas seguintes avaliações:

- Modelagem numérica por Elementos Finitos (MEF);
- Cálculos analíticos de esforços;
- Aquisição de dados por extensometria elétrica;
- Ensaio cíclico de bancada (Rig Test);
- Análise de fadiga após ensaio cíclico;
- Ensaio de durabilidade e acúmulo de dano;
- Avaliação do K_I do defeito EE na barra estabilizadora.

6.4.1 Modelagem numérica por Elementos Finitos (MEF)

A modelagem numérica efetuada no conjunto da barra estabilizadora mostrou que a tensão média está localizada a 344,5 mm do seu centro, com um valor de 404 MPa para um deslocamento de 27,5mm e 721 MPa para 50 mm de deslocamento (Figuras 6.4.1.1 e 6.4.1.2). Estes valores de tensão foram obtidos em associação aos esforços da bucha de borracha (Figura 6.4.1.3), isto é, para criação de um modelo sólido da barra estabilizadora foi necessário acrescentar os esforços atuantes na bucha de borracha, para associá-los na interação com os esforços da barra estabilizadora.

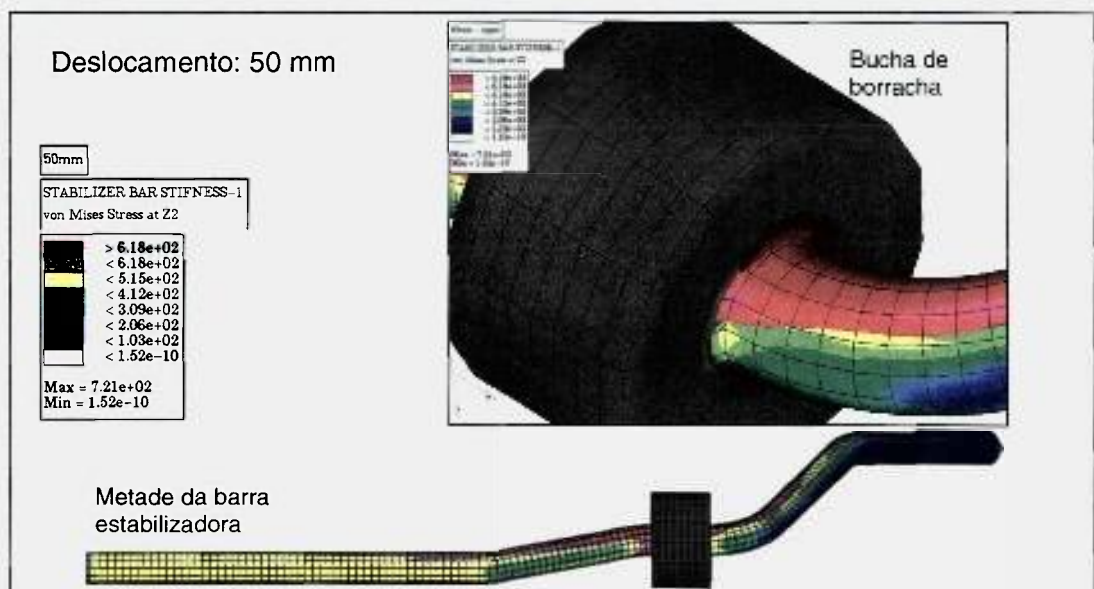


Figura 6.4.1.1: Modelagem numérica da barra estabilizadora: deslocamento de 50 mm.

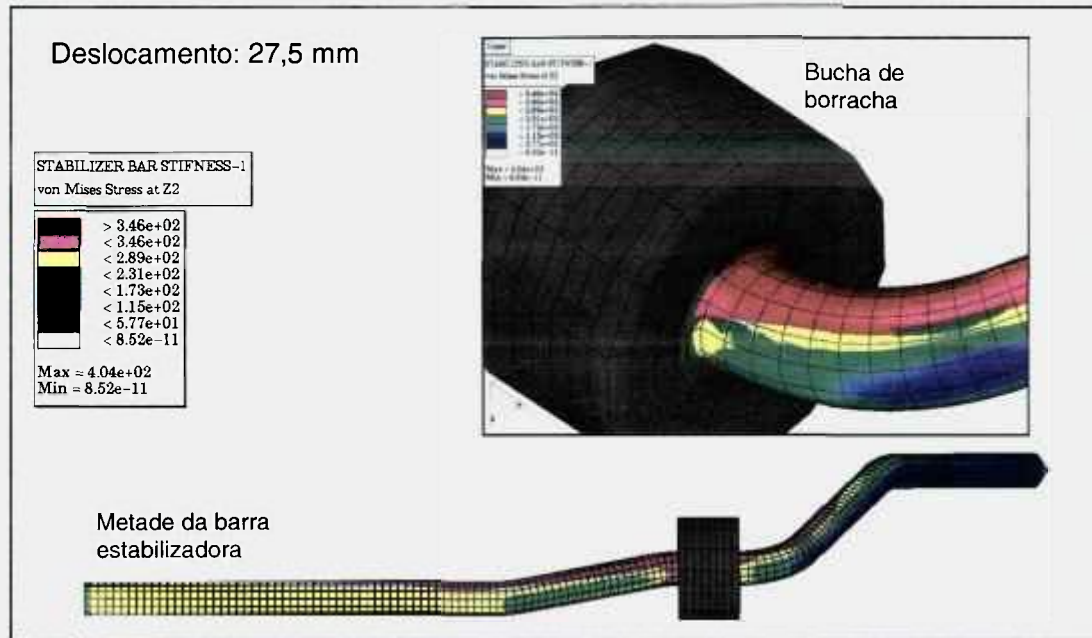


Figura 6.4.1.2: Modelagem numérica na barra estabilizadora: deslocamento de 27,5mm.

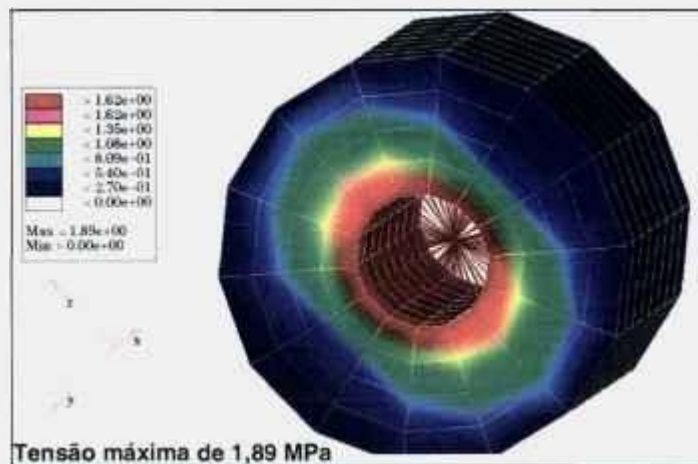


Figura 6.4.1.3: Modelagem numérica da bucha de borracha.

A modelagem numérica da secção transversal da barra seguiu vários critérios de análises, entretanto, o critério *Normal Stress* apresentou uma melhor aproximação das localizações das tensões, em comparação com a nucleação da trinca de fadiga nos ensaios cíclicos das barras. A Figura 6.4.1.4 mostra o critério *Normal Stress* para um deslocamento de 50mm. Estas modelagens foram utilizadas para identificar o sentido e o local de nucleação da trinca de fadiga e compará-los com os ensaios cíclicos das barras estabilizadoras.

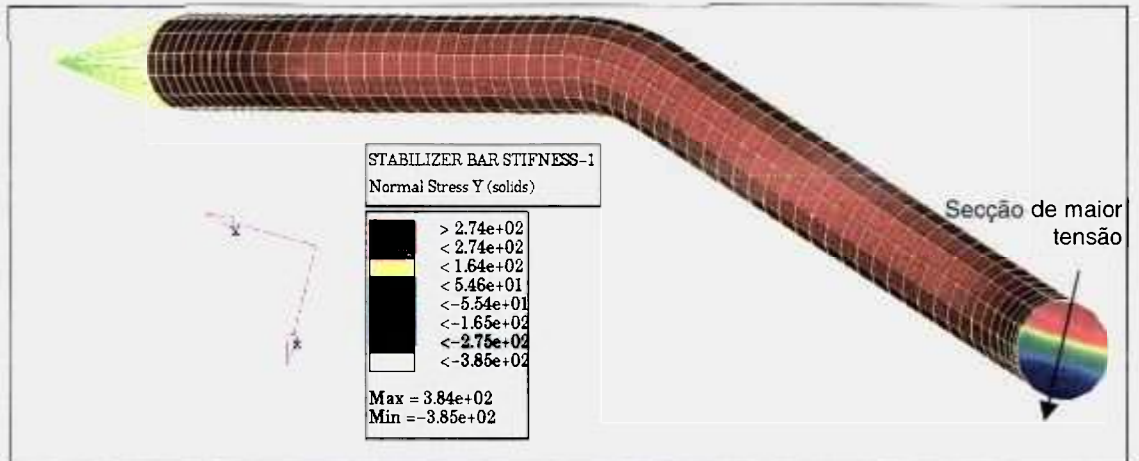


Figura 6.4.1.4: Identificação do sentido de nucleação da trinca de fadiga através da modelagem da secção transversal da barra: Deslocamento de 27,5 mm.

6.4.2 Cálculos analíticos de esforços.

Os cálculos analíticos das tensões atuantes no ponto crítico (A), região de maior tensão da barra e local de fixação do extensômetro elétrico no ensaio de bancada, são descritos a partir da representação esquemática da barra mostrada na Figura 6.4.2.1.

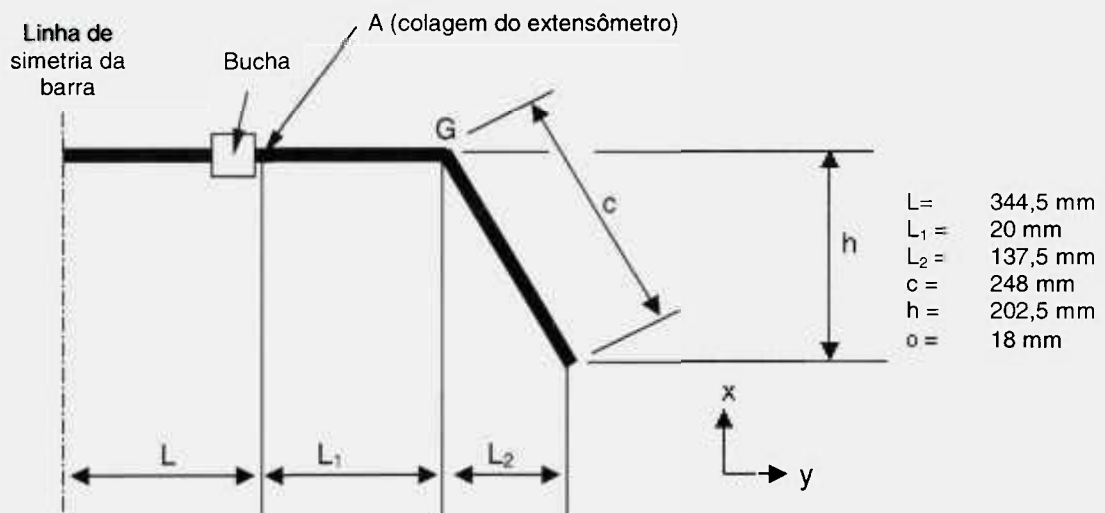


Figura 6.4.2.1: Vista simplificada da barra estabilizadora no plano 2D.

Para cálculo dos esforços na região de colagem do extensômetro para os dois valores de deslocamento (27,5 e 50 mm), deve-se primeiro calcular a flexibilidade (e) da barra em função de um deslocamento.

A flexibilidade será determinada em função do ângulo de torção θ gerado na barra, mais o deslocamento resultante da deformação elástica das buchas de borracha, da barra e os braços de comprimentos L , L_1 , L_2 , h e c .

A flexibilidade da região de interesse é a somatória das flexibilidades de torção e flexão, levando em conta a rigidez da bucha de borracha no conjunto.

O desenvolvimento das equações para os cálculos encontra-se no Apêndice F e é descrito pela referência [152].

A flexibilidade total da barra estabilizadora é calculada pela equação.

$$e_{total} = \frac{L_1^2 L_2}{EI} + \frac{L_1^3}{3EI} + \frac{L_2^2 L_1}{EI} + L \frac{(L_1 + L_2)^2}{3EI} + \frac{c^3}{3EI} + \frac{h^2 (L + L_1)}{GJ} + \left(1 + \frac{L_1 + L_2}{L} \right) k^{-1} \quad (6.4.2.1)$$

Para a barra estabilizadora em análise, as variáveis são:

D = diâmetro da barra = 0,018 m
 I = momento de inércia = $\pi d^4/64 = 5,15 \times 10^{-9} \text{ m}^4$
 J = momento de inércia polar = $\pi d^4/64 = 1,03 \times 10^{-8}$
 E = 201090 MPa
 G = módulo de elasticidade transversal = 81400 MPa
 L = 0,3445 m
 L_1 = 0,020 m
 L_2 = 0,1375 m
 c = 0,248 m
 h = 0,2025 m
 K = rigidez da bucha de borracha = $2 \times 10^6 \text{ N/m}$

A flexibilidade (e_{total}) calculada da barra foi de $2,623 \times 10^{-5} \text{ m/N}$

Portanto, conhecendo a flexibilidade em função dos parâmetros da barra, pode-se determinar a força "F" atuante na sua extremidade em função do deslocamento assimétrico; no caso deste trabalho, o deslocamento de interesse foi de 0,0275 m, então:

$$F = 1048,1 \text{ N}$$

Para a determinação das solicitações no ponto de maior tensão (A), empregam-se as seguintes equações para compor as tensões de flexão e torção:

$$\sigma_{xx(\text{flexão})} = \frac{F(L_1 + L_2) \frac{d}{2}}{I} \Rightarrow 288,3 \text{ MPa} \quad (6.4.2.2)$$

$$\tau_{xy(\text{torção})} = \frac{Fh \frac{d}{2}}{J} \Rightarrow 185,3 \text{ MPa} \quad (6.4.2.3)$$

Calculando as tensões principais,:

$$\sigma_{1,2} = \frac{\sigma_{xx}}{2} \pm \sqrt{\left(\frac{\sigma_{xx}}{2}\right)^2 + \tau_{xy}^2} \Rightarrow \sigma_1 = 378,9 \text{ MPa}, \quad \sigma_2 = -90,6 \text{ MPa} \quad (6.4.2.4)$$

A partir das tensões principais, as quais estão esboçadas pelo Circulo de Mohr na Figura 6.4.2.2, é calculada a tensão equivalente de Von Mises:

$$\sigma_{\text{vonMises}} = \sqrt{\frac{1}{2}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2]}$$

$$\sigma_{\text{vonMises}} = 431,51 \text{ MPa}$$

Para o deslocamento de 50 mm, a tensão equivalente Von Mises foi de 784,57 MPa

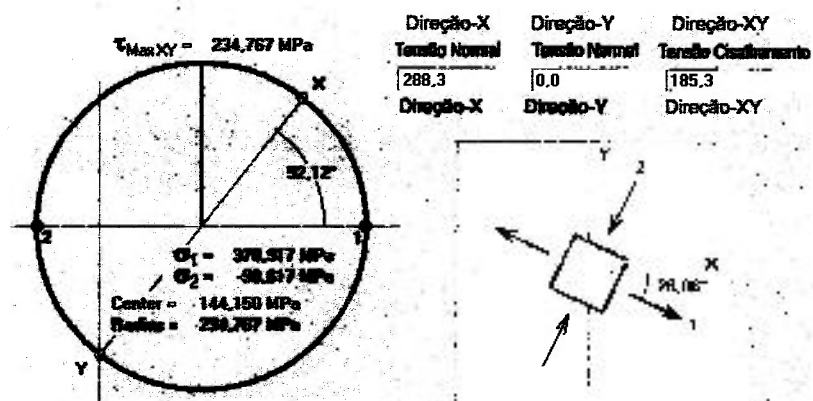


Figura 6.4.2.2: Circulo de Mohr para as tensões compostas dos cálculos analíticos, deslocamento de 27,5 mm.

Comparando os resultados anteriores com os obtidos pelos cálculos de elementos finitos, os cálculos analíticos apresentaram boa aproximação, visto que o formato resumido da barra apresenta uma variação em relação ao seu formato real. A Tabela 6.4.2.1 compara os resultados dos elementos finitos com os cálculos analíticos.

Tabela 6.4.2.1: Comparação dos cálculos analíticos contra os obtidos pelo MEF e por extensometria elétrica.

Deslocamentos	Cálculos analíticos	MEF	(*) Extensometria Elétrica
27,5 mm	431,51 MPa	404 MPa	426 - 472 MPa
50 mm	784,57 MPa	721 MPa	-

(*) Resultados obtidos no próximo capítulo

6.4.3 Aquisição de dados por extensometria elétrica

O monitoramento de deformações, por extensômetro elétrico, efetuado em uma barra N e em outra TR apresentou resultados satisfatórios, porque conseguiu avaliar os esforços exatamente na região do defeito EE, logo nos primeiros ciclos do ensaio. A aquisição dos dados dos extensômetros seguiu uma medição da onda senoidal, conforme ilustrada nas Figuras 6.4.3.1 e 6.4.3.2. Os gages 1, 2 e 3 foram montados na região do defeito EE e os de números 4, 5 e 6 na região oposta, ou seja, diametralmente 180°.

As Figuras 6.4.3.3 e 6.4.3.4 mostram as barras N e TR falhadas na região do extensômetro elétrico, mais precisamente no defeito EE.

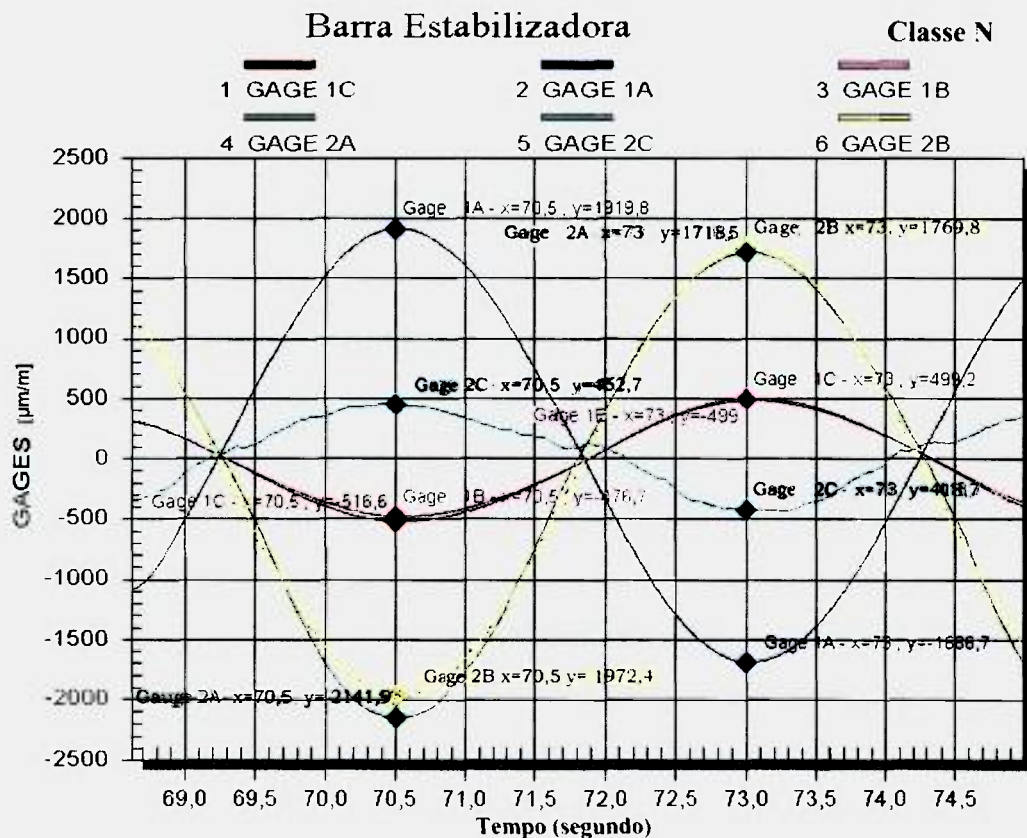


Figura 6.4.3.1: Onda senoidal de aquisição dos dados dos extensômetros elétricos acoplados na barra estabilizadora classe N.

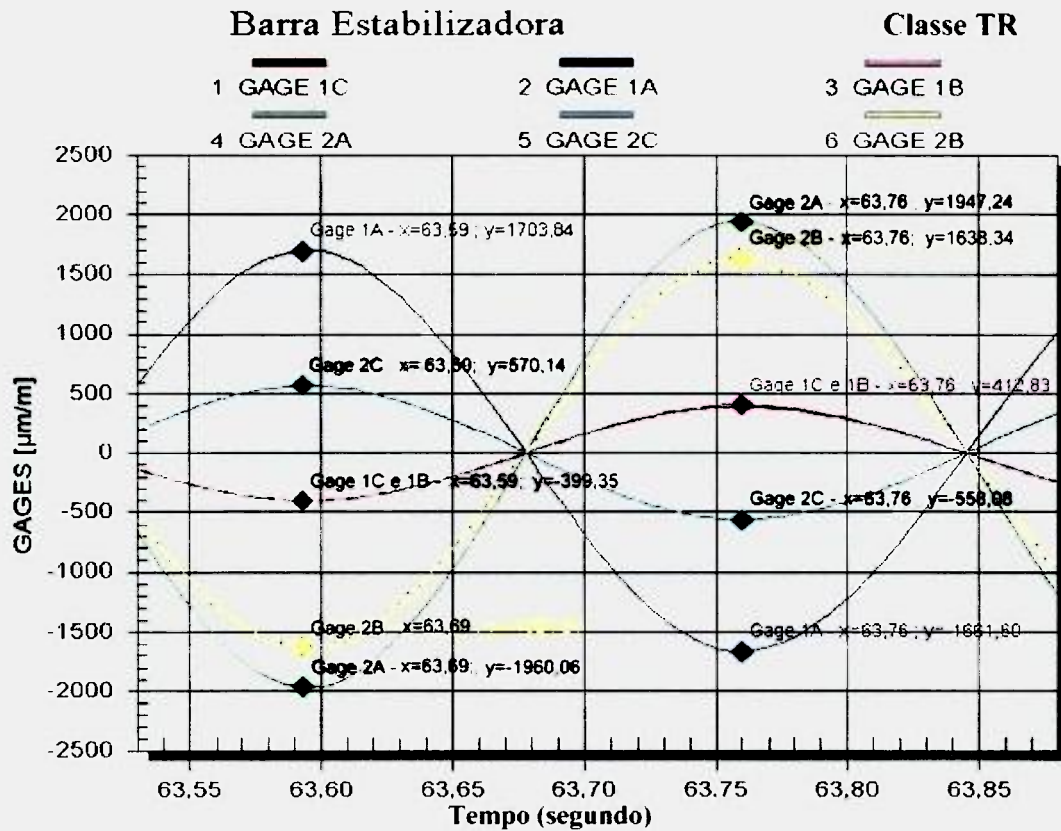


Figura 6.4.3.2: Onda senoidal de aquisição dos dados dos extensômetros elétricos acoplados na barra estabilizadora classe TR.



Figura 6.4.3.3: Barra estabilizadora, classe N+defeito EE, ensaiada com deslocamento de 27,5mm, com monitoramento de extensômetro elétrico. A seta indica o início da trinca de fadiga ocorrida no defeito EE.

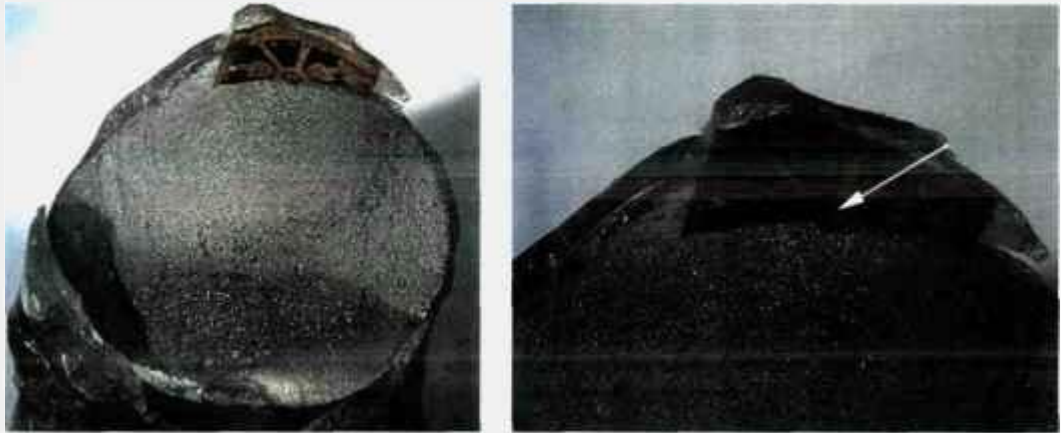


Figura 6.4.3.4: Barra estabilizadora, classe TR+ defeito EE, ensaiada com deslocamento de 27,5 mm e com monitoramento de extensômetro elétrico. A seta indica a trinca de fadiga ocorrida no defeito EE.

As informações em micro-deformação obtidas nos extensômetros elétricos da barra N Tipo H foram inseridas em Círculos de Mohr, onde foram calculadas as resultantes. Nestes cálculos verificou-se a presença de torção, tração e compressão. O monitoramento do extensômetro elétrico no furo EE mostrou um esforço de cisalhamento $45,05^\circ$ no gráfico ou $22:52^\circ$ na peça e apresentou resultantes $\sigma_1 = 440,1$ MPa, $\sigma_2 = -41,7$ MPa e $\sigma_{\text{cisalh}} = 240,91$ MPa. No extensômetro elétrico oposto, os valores foram de $\sigma_1 = 10,58$ MPa, $\sigma_2 = -477,3$ MPa, $\sigma_{\text{cisalh}} = 243,9$ MPa e um ângulo de $49,88^\circ$ (Figura 6.4.3.5).

Pode-se observar que os valores encontrados entre os dois extensômetros não são similares devido à variação de tensão ao longo da secção transversal, conforme mostrados nos cálculos de Elementos Finitos.

Na barra classe TR Tipo D, os Círculos de Mohr construídos apresentaram resultados similares ao da barra classe N Tipo H. O monitoramento no extensômetro elétrico do defeito EE mediu um esforço de cisalhamento a $44,98^\circ$ no gráfico ($22:52^\circ$ na peça) e apresentou as resultantes $\sigma_1 = 409,35$ MPa, $\sigma_2 = -33,17$ MPa e $\sigma_{\text{cisalh}} =$ de 221,21 MPa. No extensômetro elétrico oposto, os valores foram de $\sigma_1 = 32,23$ MPa, $\sigma_2 = -434,5$ MPa, $\sigma_{\text{cisalh}} = 233,4$ MPa e um ângulo de $56,24$ (Figura 6.4.3.6).

Pode-se observar que os valores encontrados entre os dois extensômetros, superior e inferior, não são similares devido à variação de tensão ao longo da secção transversal, conforme mostradas nos cálculos de Elementos Finitos; entretanto, os valores de tensão medidos entre as duas barras N e TR são similares.

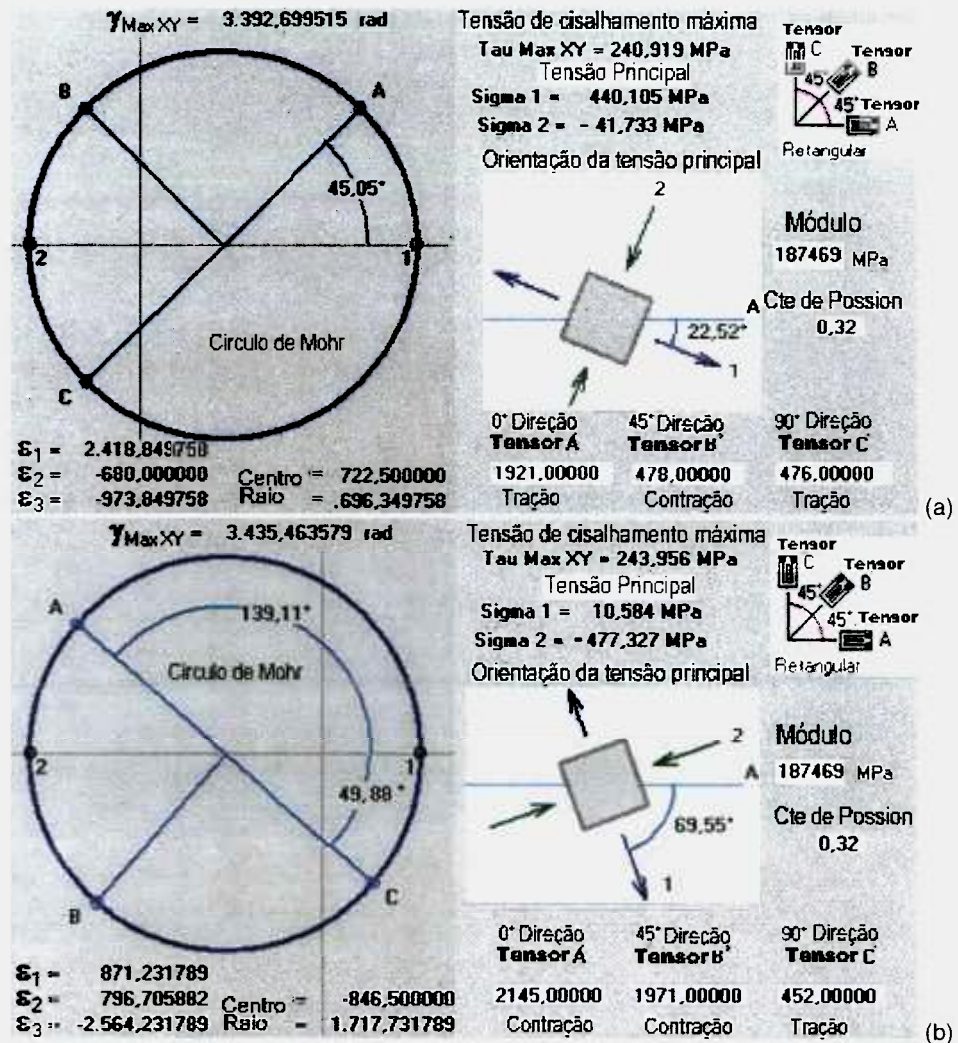


Figura 6.4.3.5: Circulo de Mohr das deformações pela a decomposição das tensões dos esforços monitorados pelos extensômetros elétricos da barra classe N Tipo H. (a) Extensômetro elétrico superior, região do furo EE. (b) Extensômetro elétrico inferior.

O cálculo da tensão resultante de Von Mises está mostrado na Tabela 6.4.3.1 para as duas barras: TR e N.

$$\sigma_{VonMises} = \sqrt{\frac{1}{2}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2]} \tag{6.4.3.1}$$

Tabela 6.4.3.1: Valores de tensão Von Mises a partir da medição dos extensômetros.

	Deslocamento (+)			Deslocamento (-)			$\sigma_{VonMises}$ média (MPa)
	σ_1 (MPa)	σ_2 (MPa)	$\sigma_{VonMises}$ (MPa)	σ_1 (MPa)	σ_2 (MPa)	$\sigma_{VonMises}$ (MPa)	
Barra classe N	440,1	-41,7	462,3	10,58	-477,3	482,6	472,4
Barra classe TR	409,35	-33,17	426,7	32,23	-434,5	451,4	439,05

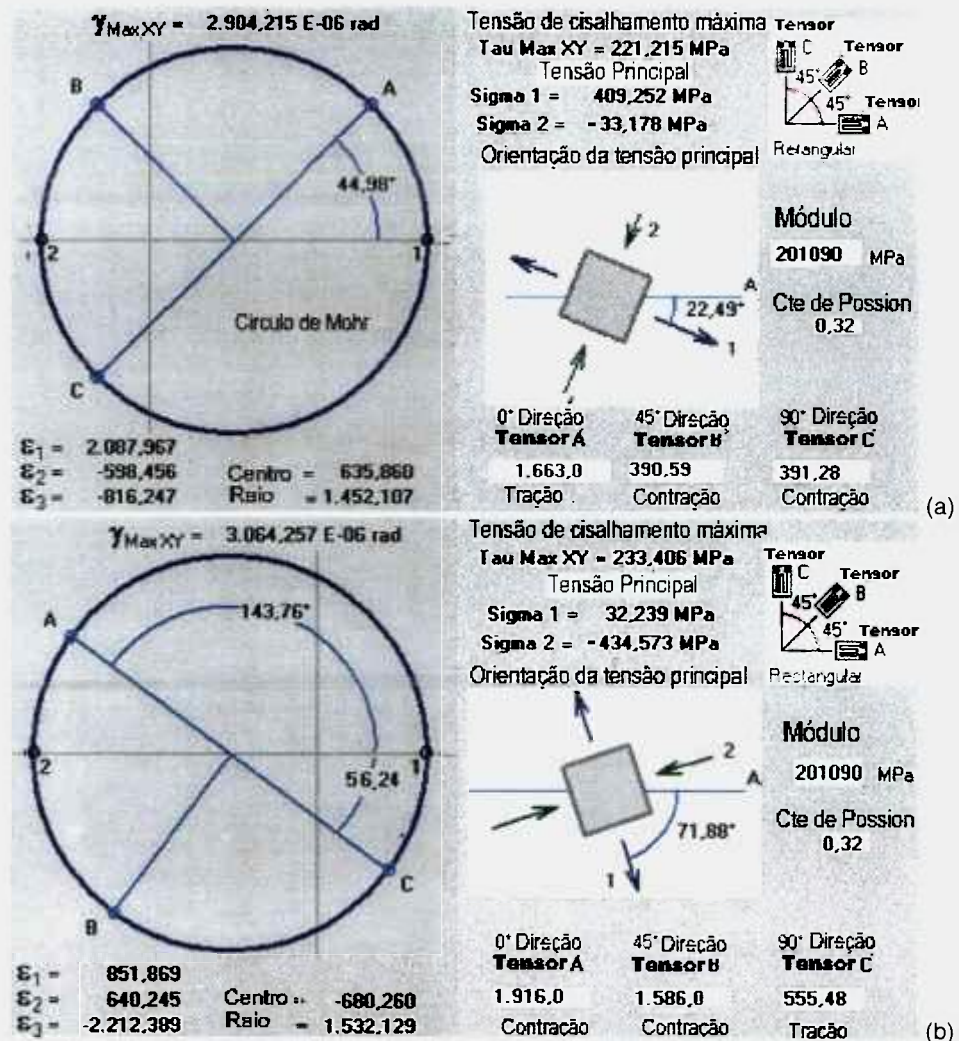


Figura 6.4.3.6: Circulo de Mohr das deformações pela decomposição das tensões dos esforços monitorados pelos extensômetros elétricos da barra classe TR Tipo A. (a) Extensômetro elétrico superior, região do furo EE. (b) Extensômetro elétrico inferior.

Comparando os resultados entre o cálculo analítico, modelagem numérica e por extensometria elétrica, verificou-se uma razoável aproximação de resultados conforme foi observado na Tabela 6.4.2.1.

6.4.4 Ensaio cíclico de bancada (Rig Test)

O ensaio cíclico das barras estabilizadoras mostrou resultados interessantes. Para o deslocamento de 27,5 mm, ativou-se o mecanismo de fadiga com baixo nível de deformação, para as condições com e sem defeito EE. Neste deslocamento, o defeito EE e o jateamento mostraram ser variáveis importantes na determinação do tempo de vida do componente. Nestas barras, a trinca de fadiga iniciou-se no defeito EE, todavia,

em apenas uma das barras, a trinca iniciou-se no lado oposto, porque existia um risco causado pelo manuseio do componente, maior que o defeito EE (será mostrado no próximo capítulo na Figura 6.4.5.2.5).

Para o deslocamento de 50 mm, ativou-se praticamente o mecanismo de fadiga de baixo ciclo ou alto nível de deformação. Para a classe N, o defeito EE e o jateamento não influenciaram os resultados, porém na classe TR, verificou-se uma tendência na redução do número de ciclos com a introdução do defeito EE e um aumento quando empregado o jateamento. Todavia, para ambas as classes, notou-se a presença de nucleação de várias trincas superficiais na região de maior tensão. A Tabela 6.4.1 mostra os resultados obtidos nos ensaios de fadiga das barras estabilizadoras.

Tabela 6.4.1: Resultados dos ensaios cíclicos das barras estabilizadoras.

Barra - Tipo (teste)	Curso de Teste	Tipo de Falha	Ângulo da Trinca (linha normal)	Posição /Trinca	Lado Barra Trinca
Tipo A = Temperadas					
Tipo A (20148 ciclos)	Curso = 50 mm	Trinca na superfície		298 mm	LE
Tipo A (22300 ciclos)	Curso = 50 mm	Trinca na Superfície		296 mm	LE
Tipo A (13890 ciclos)	Curso = 50 mm	Trinca em um defeito superficial		343 mm	LE
Tipo B = Temperadas + jateamento					
Tipo B (93070 ciclos)	Curso = 50 mm	Trinca na superfície		297 mm	LD
● CPCA - B (sem quebra: run out)	Curso = 27,5 mm	Run out (sem quebra)			
● CPCA - B (sem quebra: run out)	Curso = 27,5 mm	Runout (sem quebra)			
Tipo C = Temperadas + defeito + jateam					
Tipo C (18075 ciclos)	Curso = 50 mm	Trinca em defeito do jateam.		352 mm	LE
Tipo C (17100 ciclos)	Curso = 50 mm	Trinca em defeito do jateam.		352 mm	LE
● CPCA - C (213.806 ciclos)	Curso = 27,5 mm	Trinca no defeito EE	- Ângulo de 30 graus	344,5 mm	LE
Tipo D = Temperadas + defeito					
Tipo D (13148 ciclos)	Curso = 50 mm	Trinca na superfície		351 mm	LE
Tipo D (13770 ciclos)	Curso = 50 mm	Trinca na superfície		351 mm	LD
● CPCA - D (52.639 ciclos) Gage	Curso = 27,5 mm	Trinca no defeito EE		344,5 mm	LE
Tipo E = Sem Têmpera					
Tipo E (9245 ciclos)	Curso = 50 mm	Trinca na superfície		352 mm	LD
Tipo E (9102 ciclos)	Curso = 50 mm	Trinca na superfície		317 mm	LE
Tipo E (6440 ciclos)	Curso = 50 mm	Trinca na superfície		344 mm	LD
Tipo F = Sem Têmpera + jateamento					
Tipo F (6780 ciclos)	Curso = 50 mm	Trinca na superfície		352 mm	LD
Tipo H = Sem Têmpera + defeito					
Tipo H (6220 ciclos)	Curso = 50 mm	Trinca no defeito EE		344,5 mm	LE
Tipo H (8090 ciclos)	Curso = 50 mm	Trinca no defeito EE		344,5 mm	LE
● CPCA - H (45.531 ciclos) Gage	Curso = 27,5 mm	Trinca no defeito EE	- Ângulo de 28 graus	344,5 mm	LE
● CPCA - H (13.421 ciclos)	Curso = 27,5 mm	Trinca em um risco da bucha	- Ângulo de 35 graus	348 mm	LD
● CPCA - H (60.685 ciclos)	Curso = 27,5 mm	Trinca no defeito EE	- Ângulo de 39 graus	344,5 mm	LE

● Barras estabilizadoras testadas com deslocamento de 27,5 mm.
(Classe N = sem têmpera. Classe TR = Temperada)

A nucleação da trinca de fadiga no sentido transversal da seção da barra mostrou uma tendência em se iniciar em um determinado ponto em seu diâmetro, quando não presente o defeito EE, ou seja, no local de maior tensão da barra, conforme identificado pela análise numérica. Porém, a introdução do defeito EE foi feita intencionalmente em um ângulo rotacionado em 10 graus deste ponto. A Figura 6.4.1 exemplifica o sentido de crescimento da trinca de fadiga ocorrida na maioria das barras com deslocamentos

de 27,5 e 50 mm e a localização de um ponto, na secção diametral, para a introdução do defeito EE.

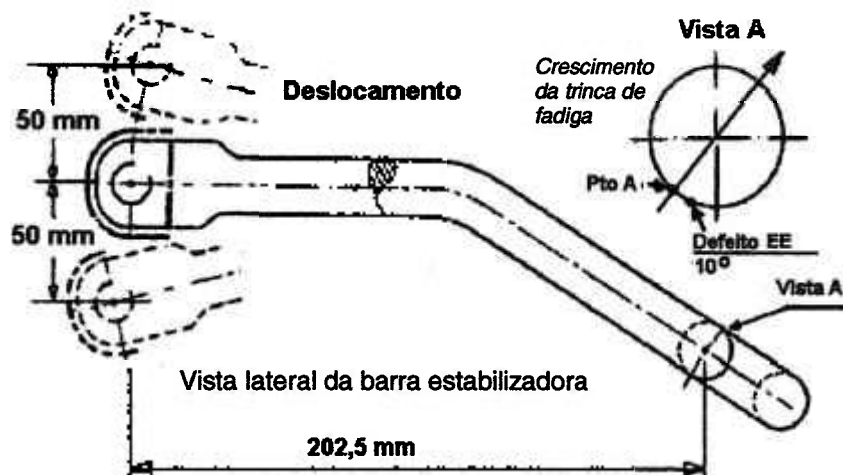


Figura 6.4.1: Esquemática do ensaio cíclico na barra estabilizadora e a direção de crescimento da trinca de fadiga (deslocamentos de 27,5 ou 50 mm).

6.4.5 Análise de fadiga após ensaio cíclico

As barras estabilizadoras fraturaram por fadiga em uma região típica de seu corpo, conforme previsto nos estudos de cálculos numéricos para os deslocamentos de 27,5 ou 50 mm, todavia, por ser um componente simétrico, as falhas ocorreram no lado direito ou esquerdo. A propagação da trinca de fadiga também apresentou uma direção preferencial, a qual também foi prevista na análise por MEF (Método por Elementos Finitos). A Figura 6.4.5.1 esquematiza uma cópia da face da fratura após quebra por fadiga, a fim de identificar o ponto de nucleação da trinca e a extensão da sua propagação para todas as amostras ensaiadas. Notar nesta figura que os mecanismos de fadiga apresentaram uma tendência semelhante na direção de crescimento da trinca de fadiga para todas as faces de fratura.

Visando uma padronização do lado da barra estabilizadora em relação à posição de sua quebra, considerou-se o lado esquerdo como aquele com a localização do defeito EE. A Figura 6.4.5.2 mostra uma barra fraturada no lado esquerdo e outra no lado direito.

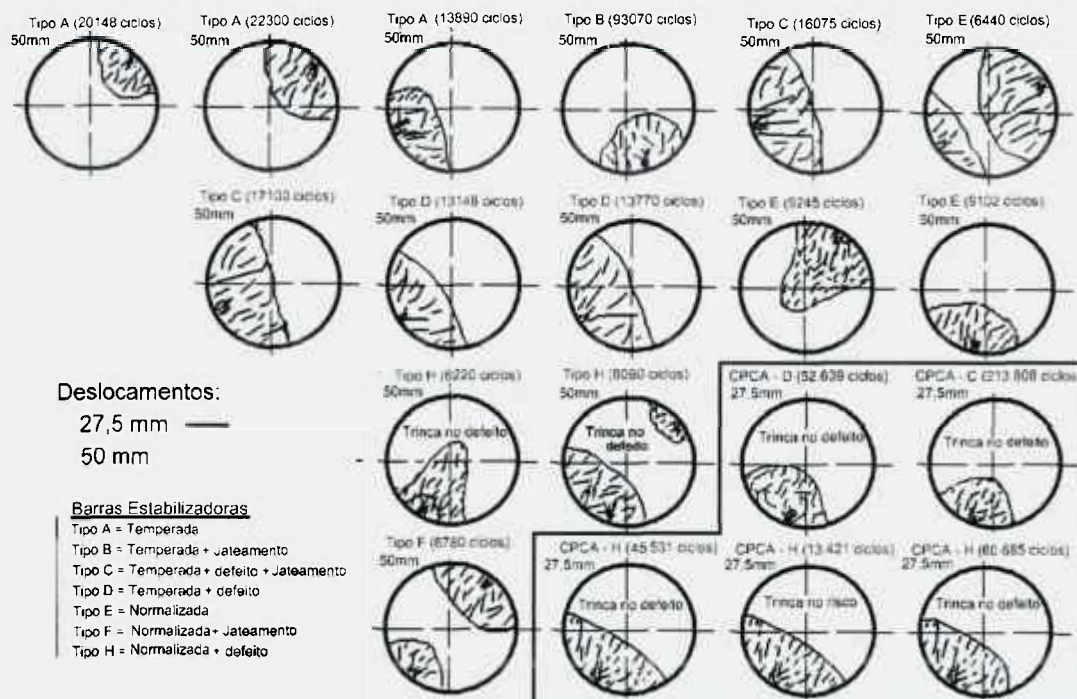


Figura 6.4.5.1: Esquemática do início e crescimento da trinca de fadiga para todas as barras estabilizadoras falhadas em ensaios. Seções referenciando a posição da vista mostrada na Figura 6.4.1.

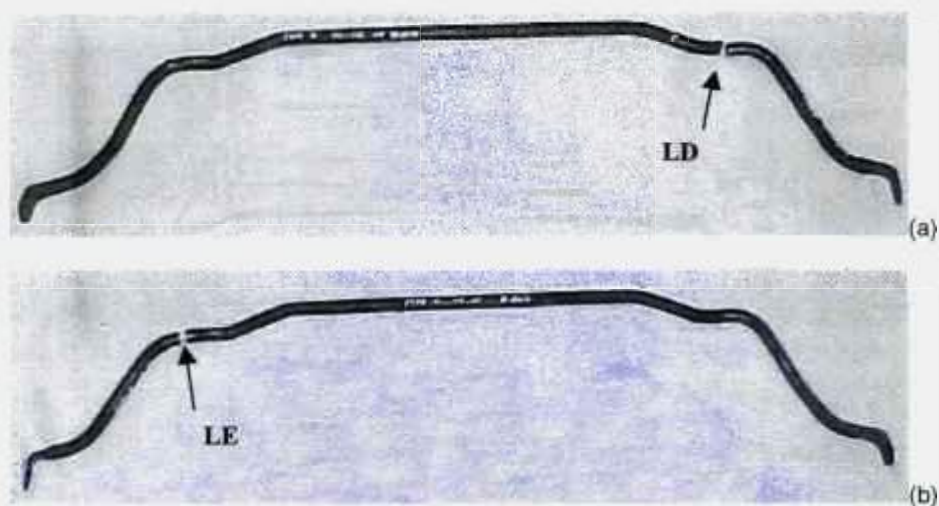


Figura 6.4.5.2: Barras estabilizadoras classe N Tipo E falhadas após ensaio cíclico com deslocamento de 50 mm. (a) Barra falhada no lado direito (LD) com 9.245 ciclos. (b) Barra falhada no lado esquerdo (LE) com 9.102 ciclos.

6.4.5.1 Barra estabilizadora: Bruta de trefila (deslocamento de 50 mm)

Durante ensaio cíclico de deformação constante com deslocamento de 50 mm, as barras estabilizadoras N e TR, superfície bruta de trefila, tiveram a nucleação da trinca de fadiga em defeitos superficiais, como riscos e marcas (Figura 6.4.5.1.1). Todavia, observaram-se outras trincas secundárias de fadiga em fase de crescimento, próximas à trinca principal e também na região de quebra final, conforme verificadas pela metalografia da secção fraturada da Figura 6.4.5.1.2.

O deslocamento de 50 mm propiciou um estado de fadiga de alto nível de deformação e baixo número ciclos, justificando a presença de trincas secundárias nucleando em várias regiões próximas ao local de maior tensão da barra. Nestas condições de carregamentos, os micro-defeitos superficiais não têm uma importância significativa na vida em fadiga do componente.

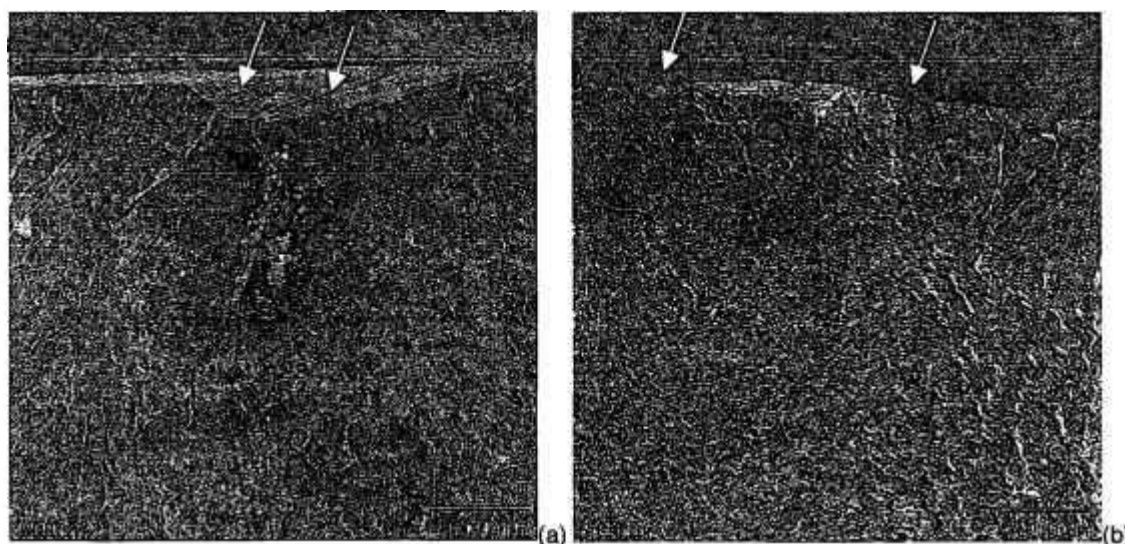


Figura 6.4.5.1.1: Fractografia da trinca de fadiga nucleada em defeitos superficiais em barras estabilizadoras (a) Classe TR Tipo A, falhada com 13.890 ciclos. (b) Classe N Tipo E, falhada com 9.245 ciclos.

As classes N e TR apresentaram mecanismo de fadiga com a presença de estrias, conforme mostradas pelas Figuras 6.4.5.1.3 e 6.4.5.1.4, entretanto, o final de quebra ou região de sobrecarga apresentou alvéolos para ambas as classes. A presença de quase-clivagem para a classe N foi típica para os deslocamentos de 27,5mm, devido ao baixo nível de carregamento. Por outro lado, maior nível de deformação cíclica (deslocamento de 50 mm) propiciou o mecanismo de quebra final por coalescimento e crescimento de alvéolos (*dimples*).

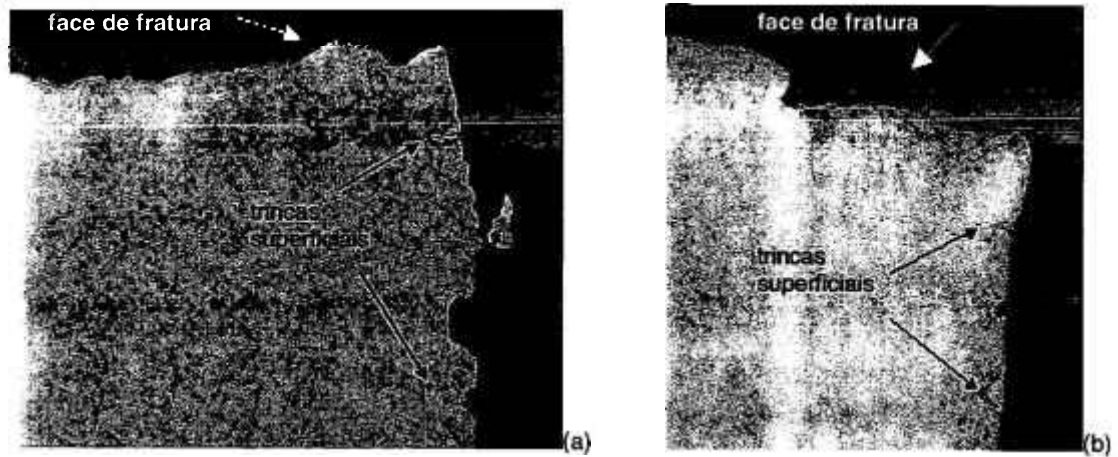


Figura 6.4.5.1.2: Metalografia da trinca de fadiga em barras estabilizadoras, sem ataque químico. (a) Classe TR Tipo A, falhada com 22.300 ciclos, aumento de 240x. (b) Classe N Tipo E, falhada com 9.102 ciclos, aumento de 480x.

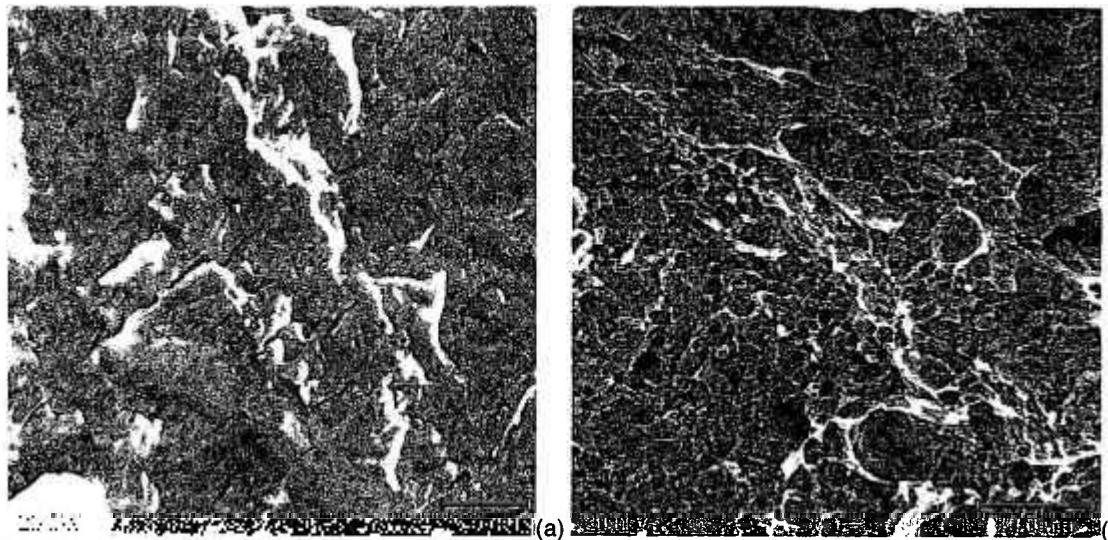


Figura 6.4.5.1.3: Fractografia do mecanismo de fadiga da barra estabilizadora classe TR Tipo A, falhada com 20.148 ciclos. (a) Estrias de fadiga. (b) Presença de alvéolos no final de quebra por sobrecarga.

As estrias de fadiga foram mais bem visualizadas no M.E.V. para a classe N, da mesma forma que foram observadas nas amostras dos ensaios S-N. Porém, em consequência da razão de carregamento "R", dos ensaios cíclicos das barras estabilizadoras, ser -1, o atrito entre as faces de fratura durante mecanismo de fadiga dificultou a sua visualização.

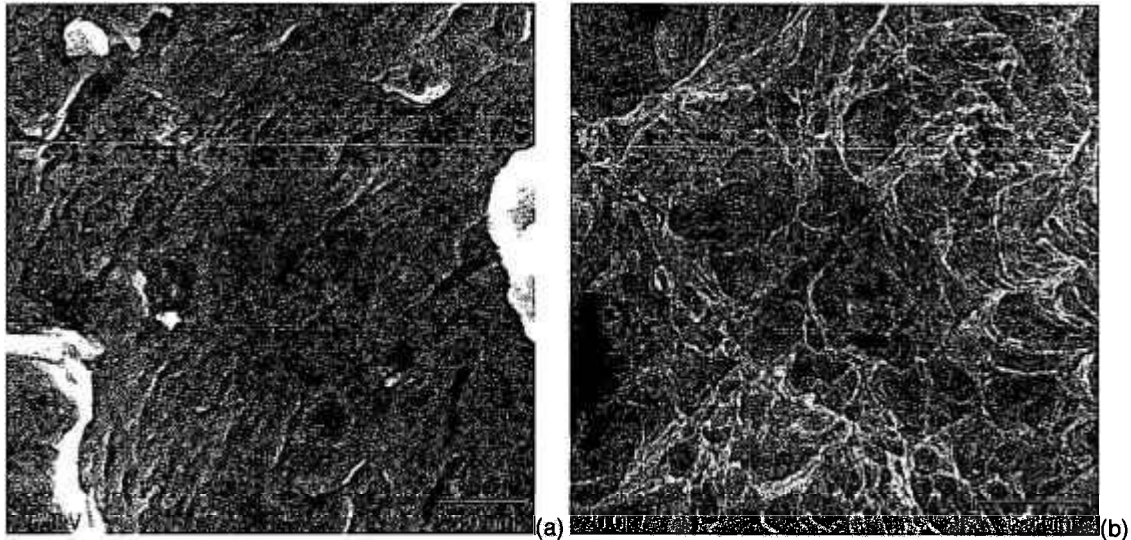


Figura 6.4.5.1.4: Fractografia do mecanismo de fadiga da barra estabilizadora classe N Tipo E, falhada com 6.440 ciclos. (a) Estrias de fadiga. (b) Presença de Alvéolos no final de quebra por sobrecarga.

6.4.5.2 Barra estabilizadora: Com defeito EE (deslocamentos de 27,7 e 50 mm)

A presença do defeito EE reduziu o tempo de vida das amostras de ambas as classes, N e TR para o deslocamento de 27,5 mm; todavia, para o deslocamento de 50 mm a trinca de fadiga poderia ou não ocorrer na região do defeito EE (Figura 6.4.5.2.1).

Coincidentemente, as duas barras N do Tipo H submetidas ao deslocamento de 50 mm apresentaram a trinca principal nucleada no defeito EE. Entretanto, diversas outras trincas estavam em fase de crescimento, próximas à trinca principal. No caso da barra classe TR Tipo D, o defeito não teve influência na nucleação da trinca principal, a qual se nucleou aleatoriamente em uma região próxima à tensão máxima da barra. Estas características estavam relacionadas ao mecanismo de fadiga de elevado nível de deformação causado pelo deslocamento de 50 mm, a qual propiciou a nucleação simultânea de diversas trincas secundárias de fadiga. O exame metalográfico mostrado pela Figura 6.4.5.2.2 revelou trincas secundárias crescendo paralelamente à trinca principal.

Quando o deslocamento foi de 27,5 mm, a trinca de fadiga foi nucleada no fundo do defeito EE nas duas classes de barras, TR Tipo D e N Tipo H, indicando uma sensibilidade do componente a defeitos superficiais, quando exposto a menores níveis de deformação (Figura 6.4.5.2.3). O exame metalográfico observado na Figura 6.4.5.2.4 mostrou a trinca de fadiga ocorrida no fundo do defeito EE; neste ensaio não

foram encontradas trincas secundárias crescendo paralelamente à trinca principal, conforme constatado para o deslocamento de 50 mm.

Um caso interessante ocorreu em uma barra classe N tipo H falhada com uma ciclagem de 13.421 ciclos no ensaio com deslocamento de 27,5mm. Nesta barra, a trinca nucleou-se em um risco superficial maior que as dimensões do defeito EE, conforme mostrado na Figura 6.4.5.2.5. Este risco superficial estava localizado no lado direito da barra, ou seja, oposto ao lado do defeito EE.

Avaliando a questão "nível de deformação", pode-se dizer que, quando presentes diversas trincas de fadiga em regime de crescimento em um componente, entende-se que está ocorrendo uma severa deformação plástica no material, isto é, o mecanismo de fadiga está sendo ditado pela deformação plástica. Para o material perlítico estudado (classe N), a avaliação do nível de deformação pode também ser feita pelo aspecto fractográfico da região final de quebra, ou seja, o mecanismo de quebra final por sobrecarga é caracterizado por quase-clivagem para tensões menores ou alvéolos para tensões maiores. Portanto, as barras estabilizadoras normalizadas avaliadas com um curso de 27,5mm mostraram a presença dos mecanismos de clivagem e quase-clivagem (Figura 6.4.5.2.6); todavia, para o curso de 50 mm, observou-se o aspecto alveolar. Estes mesmos aspectos fractográficos também foram observados nos CPs S-N classe N.

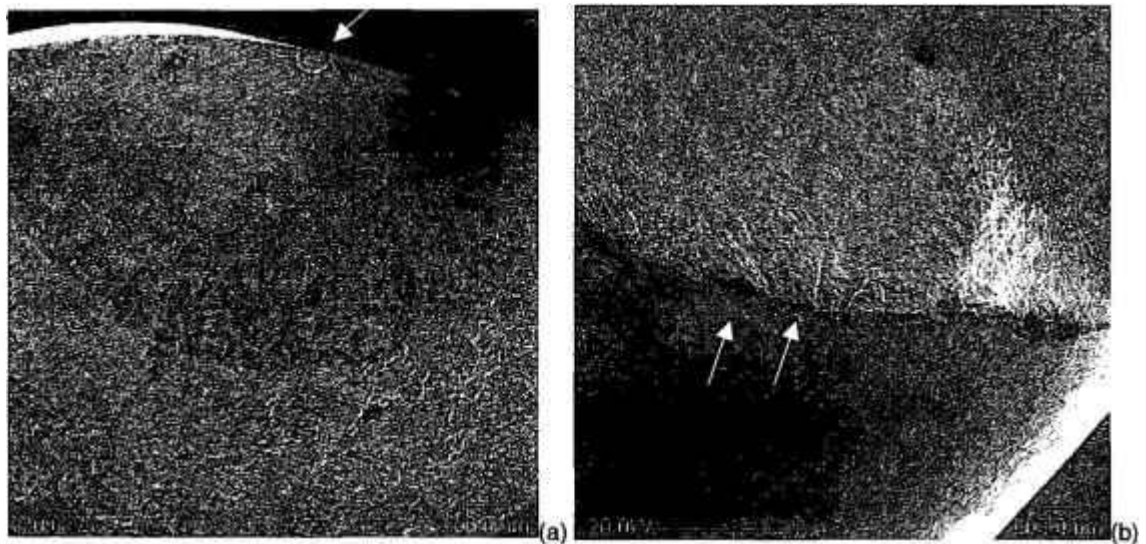


Figura 6.4.5.2.1: Fractografia da nucleação da trinca de fadiga em barras estabilizadoras cicladas com deslocamento de 50 mm. (a) Classe N Tipo H, falhada com 6.220 ciclos no defeito EE. (b) Classe TR Tipo D, falhada com 13.770 ciclos em defeitos superficiais.

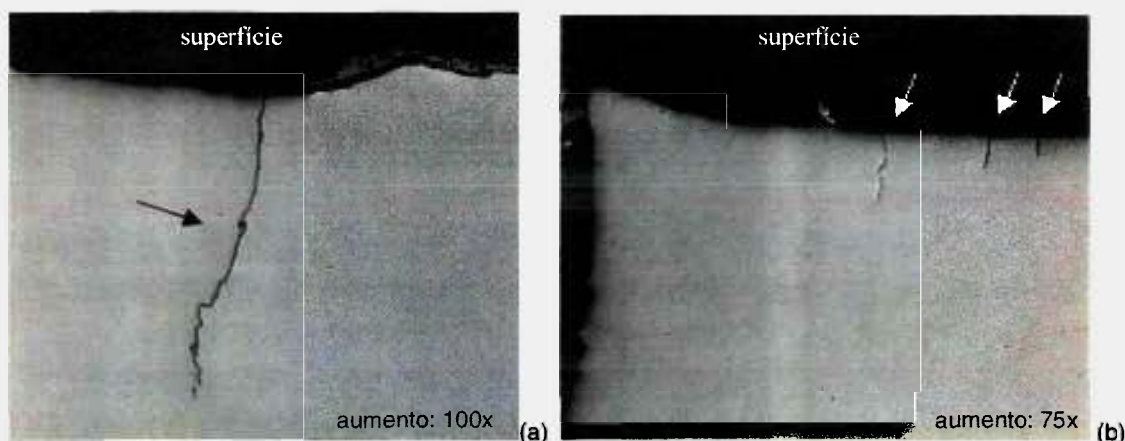


Figura 6.4.5.2.2: Nucleação de trincas secundárias na superfície das barras estabilizadoras ensaiadas com deslocamento de 50 mm. Sem ataque químico (a) Classe TR Tipo D, falhada com 13.148 ciclos. (b) Classe N Tipo H, falhada com 6.220 ciclos.

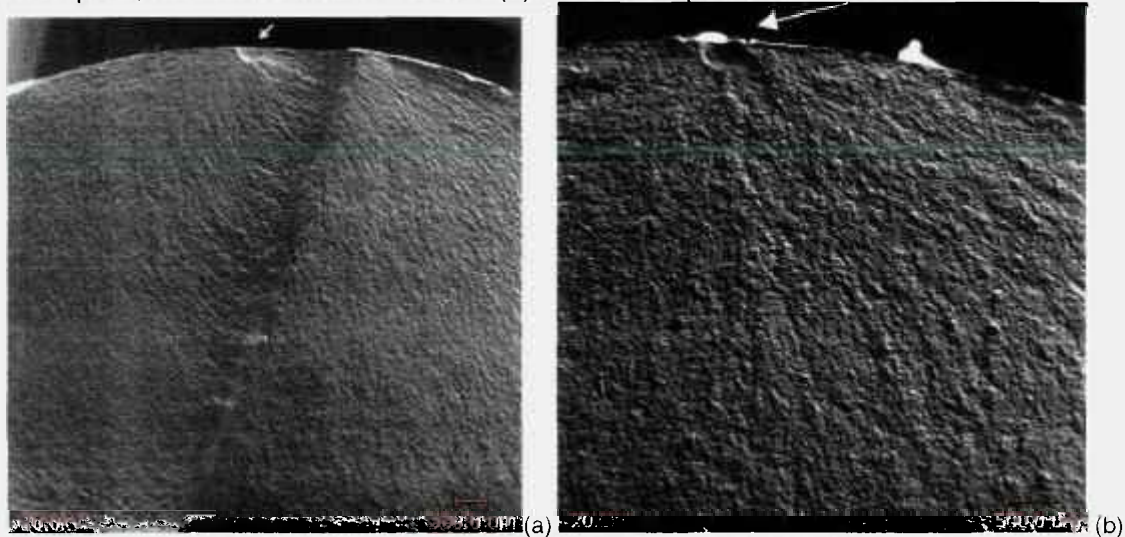


Figura 6.4.5.2.3: Fractografia da nucleação da trinca de fadiga em barras estabilizadoras cicladas com deslocamento de 27,7 mm. (a) Classe N Tipo H, falhada com 60.685 ciclos no defeito EE. (b) Classe TR Tipo D, falhada com 52.639 ciclos no defeito EE.

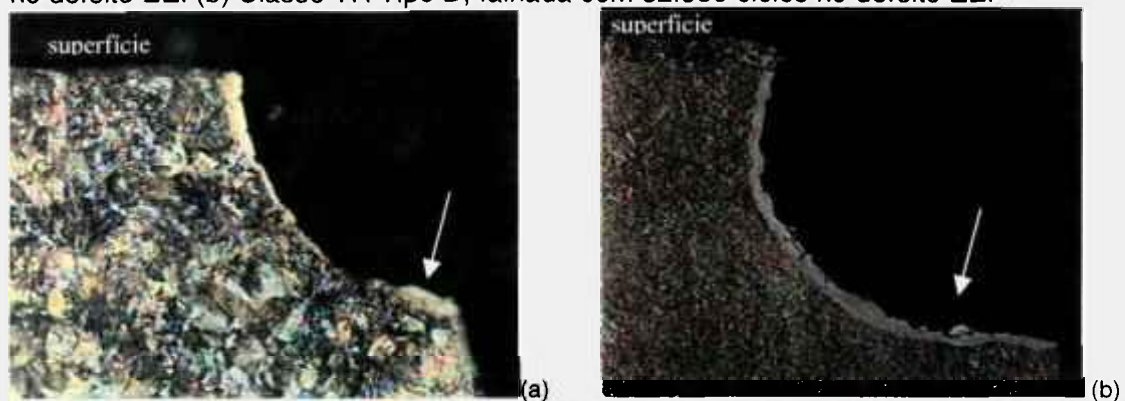


Figura 6.4.5.2.4: Nucleação da trinca de fadiga no defeito EE em barras estabilizadoras ensaiadas com deslocamento de 27,5mm; ataque com Nital 2%. (a) Classe N Tipo H, falhada com 45.531 ciclos, 400x. (b) Classe TR Tipo D, falhada com 52.639 ciclos, 300x.

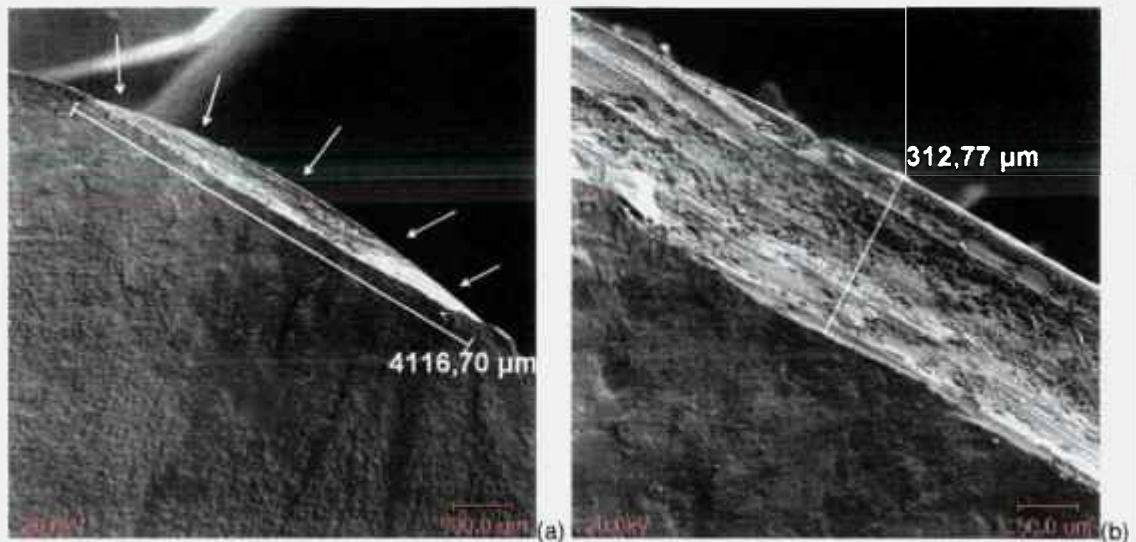


Figura 6.4.5.2.5: Fractografia da nucleação da trinca de fadiga em um risco superficial, barra classe N Tipo H, ensaiada com deslocamento de 27,5 mm e falhada com 13.421 ciclos. (a) Medição do comprimento do risco. (b) Medição da profundidade do risco.

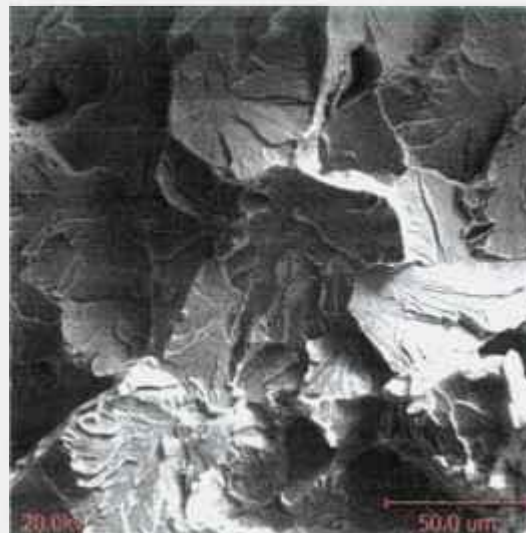


Figura 6.4.5.2.6: Quebra final por sobrecarga caracterizada por mecanismo de clivagem. Amostra classe N Tipo H, ensaiada com deslocamento de 27,5 mm e falhada com 45.531 ciclos.

6.4.5.3 Barra estabilizadora: defeito EE + jateamento (deslocamento de 50 mm)

Apenas as barras classe TR foram submetidas ao ensaio cíclico com deslocamento de 50 mm. O exame fractográfico da face de fratura da barra mostrou a presença de diversas trincas crescendo próximas à trinca principal. Neste ensaio, o defeito EE mostrou não ter influência na quebra. Trincas de fadiga nuclearam-se aleatoriamente em imperfeições superficiais, conforme apresentadas na Figura 6.4.5.3.1. O exame

metalográfico revelou trincas secundárias de fadiga crescendo na superfície da barra próxima à região de quebra e imperfeições superficiais (Figura 6.4.5.3.2).

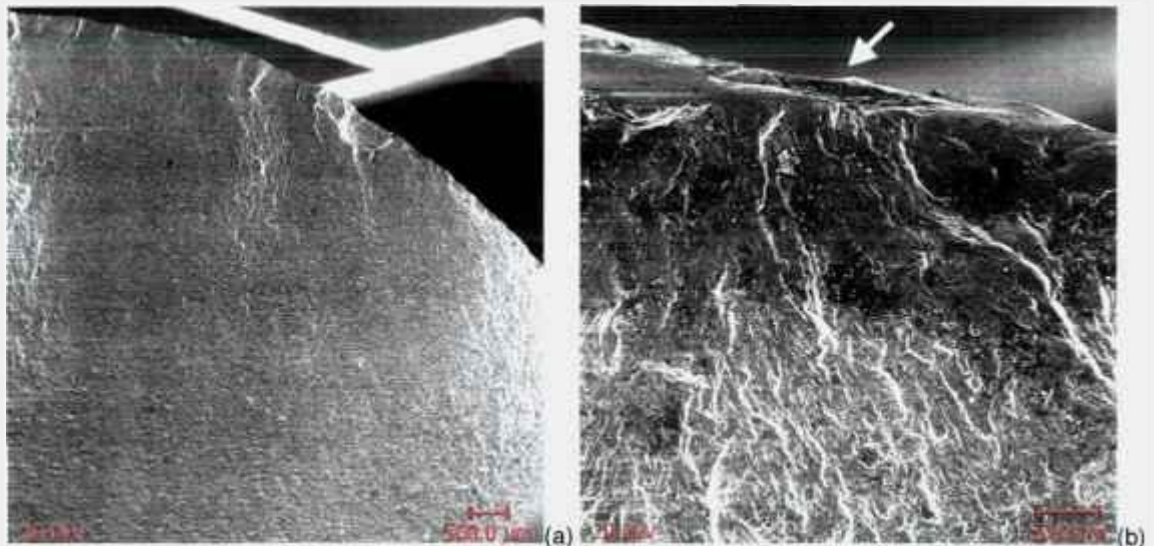


Figura 6.4.5.3.1: Fractografia da face de fratura da barra TR Tipo C, ensaiada com 50 mm de deslocamento e falhada com 16.075 ciclos. (a) Região de início de fadiga. (b) Trinca de fadiga iniciada em um defeito superficial.

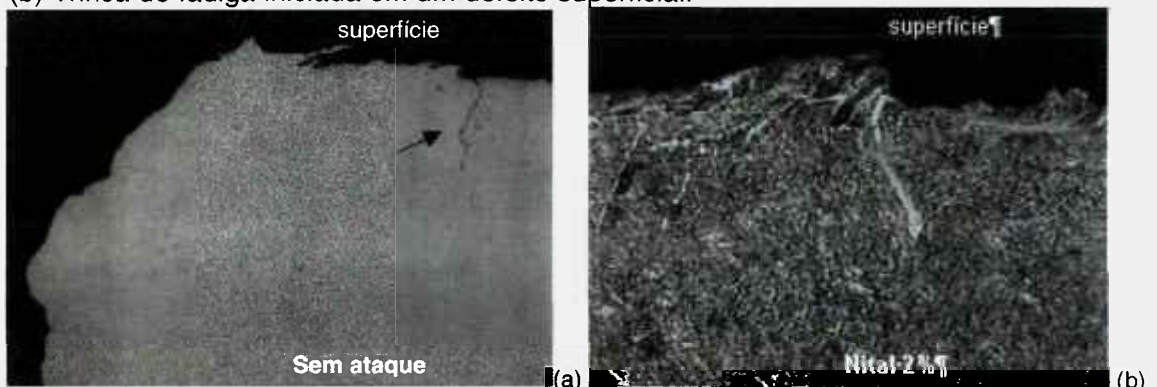


Figura 6.4.5.3.2: Metalografia da barra TR Tipo C, deslocamento de 50mm e falhada com 16.075 ciclos. (a) Trincas secundárias na região próxima à fratura, aumento de 480x. (b) Imperfeições superficiais causadas pelo jateamento, 750x e ataque com Nital 2%

6.4.5.4 Barra Estabilizadora: jateamento (deslocamentos de 27,7 e 50 mm)

Durante ensaios cíclicos de deformação constante com deslocamento de 50 mm, as barras estabilizadoras N e TR, com acabamento tipo jateado, tiveram a nucleação da trinca de fadiga em defeitos superficiais, como risco, dobras e marcas; todavia, várias trincas secundárias apresentaram-se em fase de crescimento, sendo estas próximas à trinca principal e outras na região de quebra final, conforme verificadas pela metalografia da secção longitudinal das amostras fraturadas nas Figuras 6.4.5.4.1 e 6.4.5.4.2.

O deslocamento de 50 mm propiciou um mecanismo de fadiga de elevado nível de deformação, justificando a presença de trincas secundárias nucleando em várias regiões próximas ao local de maior tensão da barra. O jateamento causou uma tendência de melhora no comportamento em fadiga apenas na barra TR. A classe N apresentou baixo número de ciclos (6780 ciclos), indicando um alto nível de deformação; por outro lado, esta condição foi mais sensível aos defeitos superficiais causados pelo jateamento, igualmente observados nos CPs S-N classe N, os quais favoreceram a nucleação de trincas de fadiga, conforme mostradas na Figura 6.4.5.4.3.

Os dois ensaios cíclicos executados com deslocamento de 27,5 mm nas barras TR Tipo B foram interrompidos em 2 milhões de ciclos por ausência de falha (*run out*), entretanto, trincas não propagadas de até 6 μm de profundidade foram encontradas na região de maior esforço da barra, conforme observadas na Figura 6.4.5.4.4.

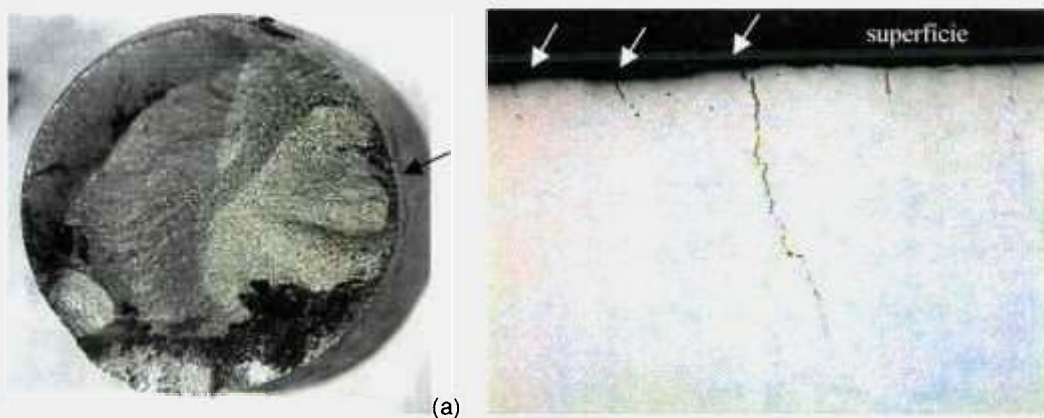


Figura 6.4.5.4.1: Amostra classe TR Tipo B, falhada com 93.070 ciclos em deslocamento de 50 mm. (a) Face de fratura. (b) Trincas superficiais próximas à região de quebra, aumento de 150x e sem ataque.

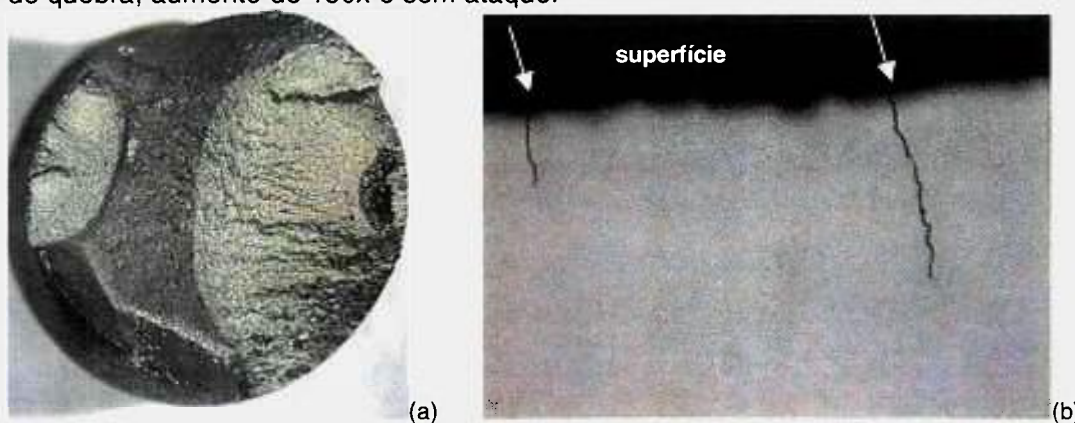


Figura 6.4.5.4.2: Amostra classe N Tipo F, falhada com 6780 ciclos com deslocamento de 50 mm. (a) Face de fratura. (b) Trincas superficiais próximas à região de quebra, aumento de 75x e sem ataque químico.

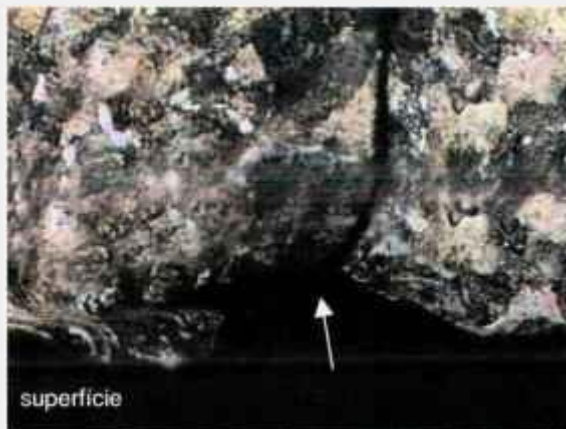


Figura 6.4.5.4.3: Metalografia da amostra classe N Tipo F, falhada com 6780 ciclos com deslocamento de 50 mm. Notar uma trinca de fadiga iniciada em uma imperfeição superficial causada pelo jateamento. Aumento de 1000x e ataque com reativo Nital 2%.

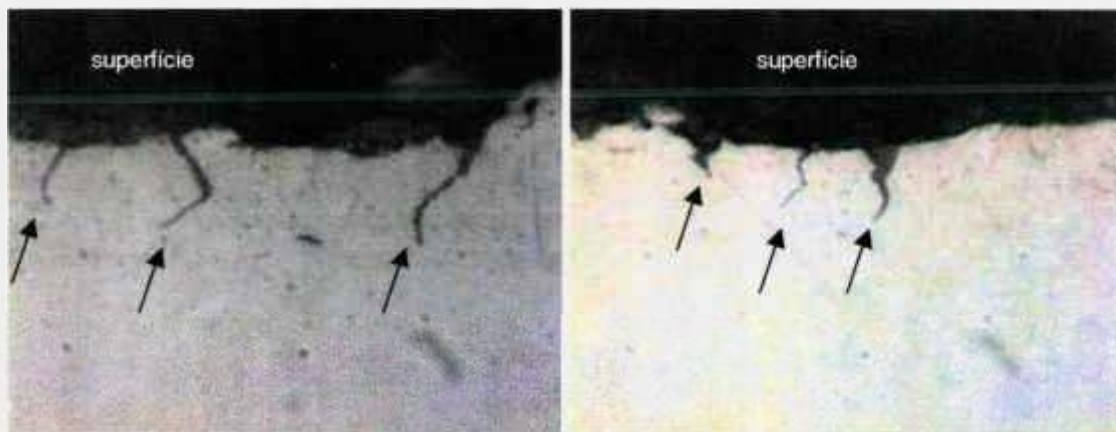
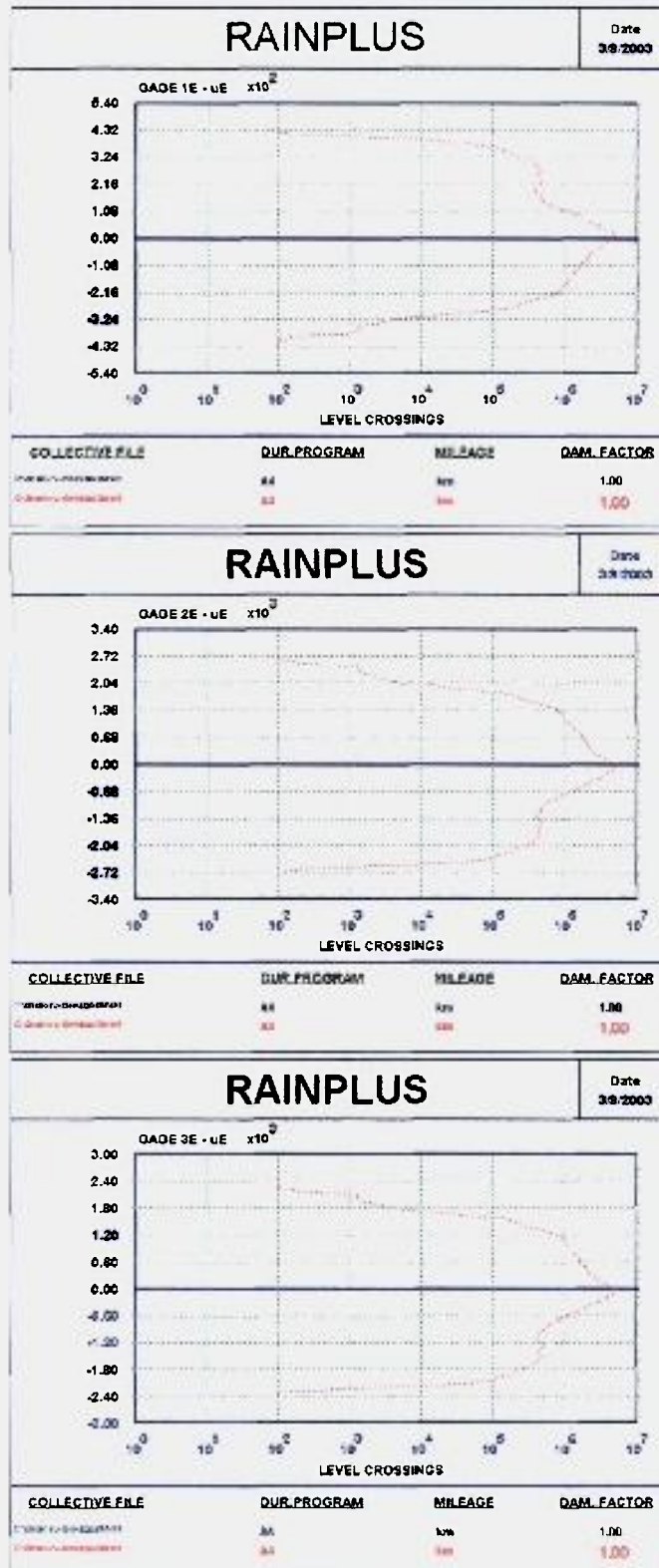


Figura 6.4.5.4.4: Duas seções metalográficas da barra classe TR Tipo B sem falha no deslocamento de 27,5mm. Trincas superficiais não propagadas com tamanho de até 6 μm . Aumento de 3000x e sem ataque químico.

6.4.6 Ensaio de durabilidade e acúmulo de dano

Os dados de micro-deformações obtidos pelos extensômetros elétricos foram transportados para um software Rainplus, onde foram levantadas as curvas: número de passagem em eventos em relação ao valor unitário em micro-deformação, para cada lado da barra estabilizadora. A Figura 6.4.6.1 mostra as curvas levantadas de cada *gage* para o lado esquerdo da barra e a Figura 6.4.6.2 mostra para o lado direito. A Figura 6.4.6.3 mostra os valores compostos de cada extensômetro elétrico colados nos lados esquerdo e direito.

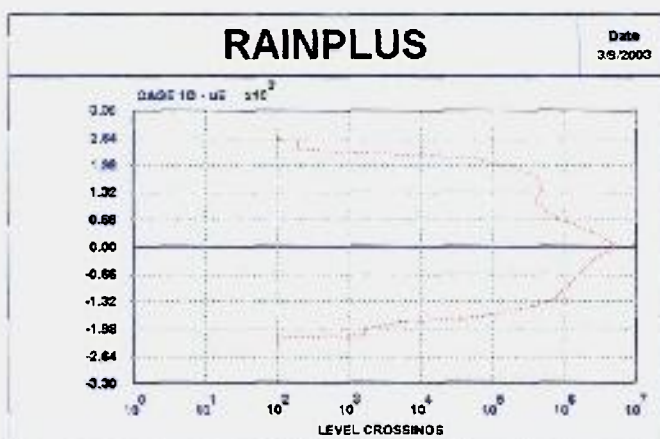


Gage e₁

Gage e₂

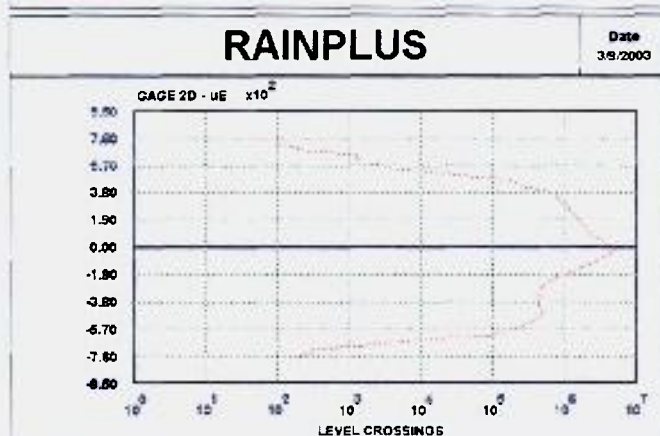
Gage e₃

Figura 6.4.6.1: Gráfico de dados obtidos em micro-deformação para cada gage do extensômetro elétrico, colados no lado esquerdo da barra estabilizadora.



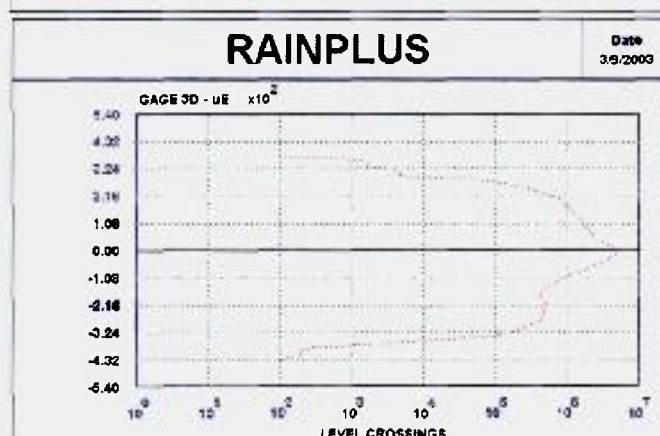
COLLECTIVE FILE	DUR PROGRAM	MILEAGE	DAM FACTOR
C:\Data\10 - 11 - 12 - 03\10	44	km	1.00
C:\Data\10 - 11 - 12 - 03\10	44	km	1.00

Gage e₁



COLLECTIVE FILE	DUR PROGRAM	MILEAGE	DAM FACTOR
C:\Data\10 - 11 - 12 - 03\10	44	km	1.00
C:\Data\10 - 11 - 12 - 03\10	44	km	1.00

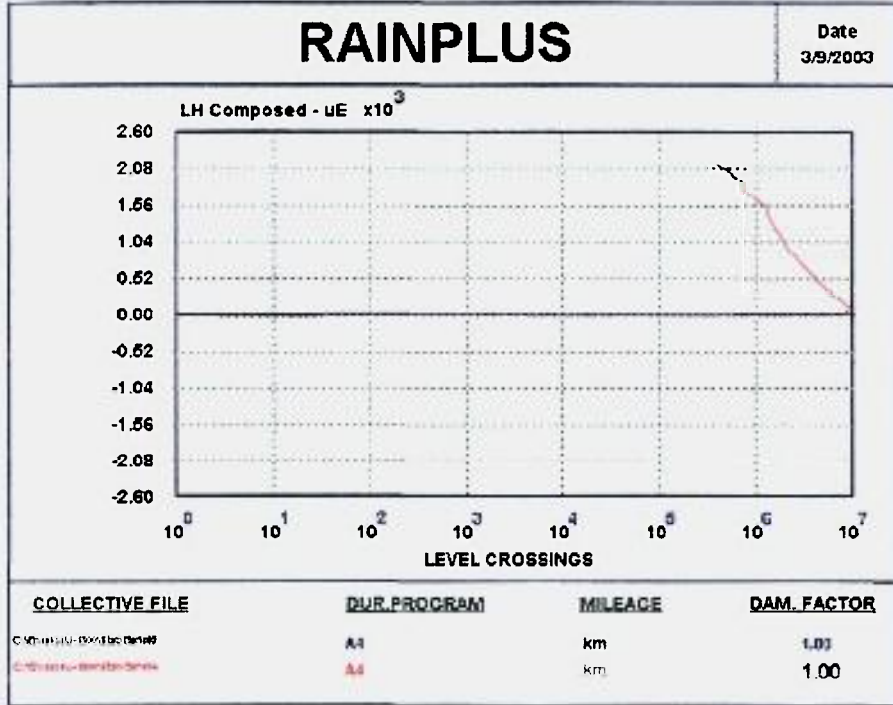
Gage e₂



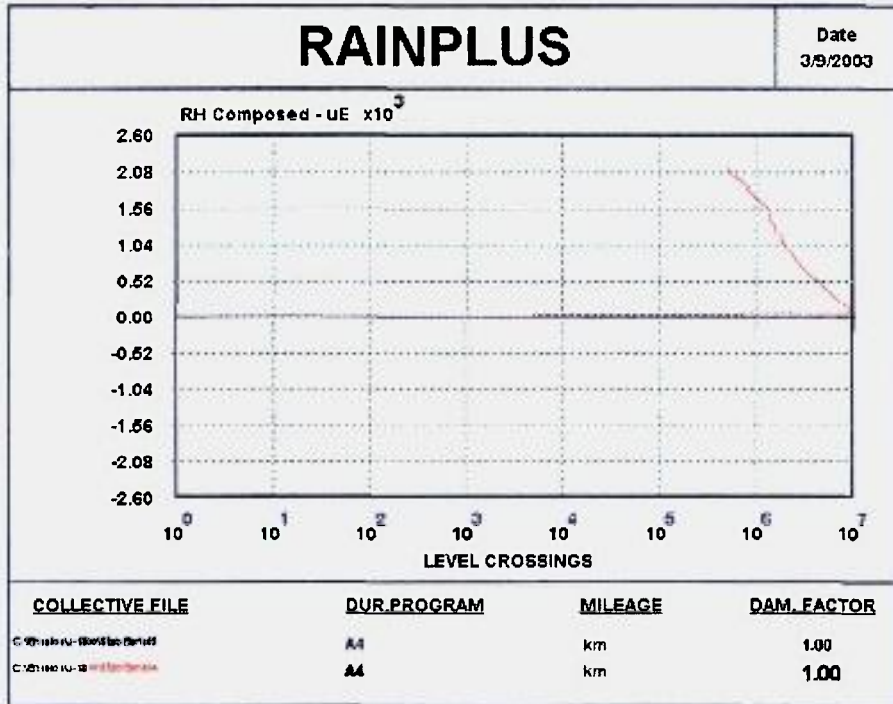
COLLECTIVE FILE	DUR PROGRAM	MILEAGE	DAM FACTOR
C:\Data\10 - 11 - 12 - 03\10	44	km	1.00
C:\Data\10 - 11 - 12 - 03\10	44	km	1.00

Gage e₃

Figura 6.4.6.2: Gráfico de dados obtidos em micro-deformação para cada *gage* do extensômetro elétrico, colados no lado direito da barra estabilizadora.



Lado Esquerdo



Lado direito

Figura 6.4.6.3: Gráficos compostos de dados em micro-deformação para cada extensômetro elétrico, dos lados direito e esquerdo da barra estabilizadora.

Com a utilização das curvas S-N experimentais da classe TR + jateamento e TR + defeito EE e jateamento, foi possível mostrar os resultados em termos de estimativa de vida para a barra em número de procedimentos de durabilidade. Os picos máximos de tensão estavam em torno de 2100 μm , ou seja, equivalente a 420 MPa (fator de conversão de micro-deformação para tensão MPa foi de 0,2). Nestas condições de ensaio é esperado que o componente não chegue a um dano para a classe TR + jateamento, porém a classe TR+defeito EE e jateamento, a vida foi reduzida em aproximadamente 630 vezes, embora ainda sem apresentar falha em teste, conforme resultados apresentados a seguir:

Resultados do acúmulo de dano para a barra classe TR e jateada:

Lado esquerdo: 4.233.428 vidas de durabilidade

Lado direito: 3.602.520 vidas de durabilidade

Resultados do acúmulo de dano para a barra classe TR + defeito EE e jateada:

Lado esquerdo: 5.760 vidas de durabilidade

Lado direito: 6.615 vidas de durabilidade

Em função dos resultados acima, é suposto que o projeto inicial da barra estabilizadora foi super dimensionado ou foi utilizado um elevado coeficiente de segurança.

6.4.7 Avaliação do K_t do defeito EE na barra estabilizadora

Foram criados dois modelos da barra estabilizadora, um com a presença do defeito EE e ou outro sem. Ambos modelos foram construídos com um aumento de escala de 1000x. O K_t encontrado por simulação numérica foi de 1,2, conforme mostrado pelos modelos das Figuras 6.4.7.1 e 6.4.7.2. Notar que o valor do K_t (1,2) é aproximadamente metade do calculado no CP S-N ($K_t = 2,16$), conforme mostrado anteriormente na Figura 6.2.3.2; este fato foi devido à maior área da secção da barra estabilizadora ($\varnothing 18$ mm) quando comparada ao corpo do CP S-N ($\varnothing 6$ mm).

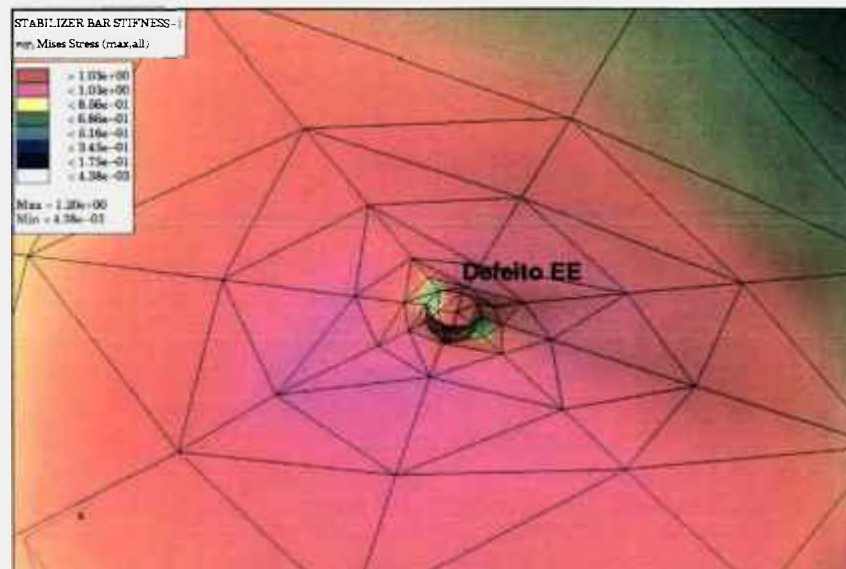


Figura 6.4.7.1: Modelo da região com defeito EE efetuado para a barra estabilizadora.

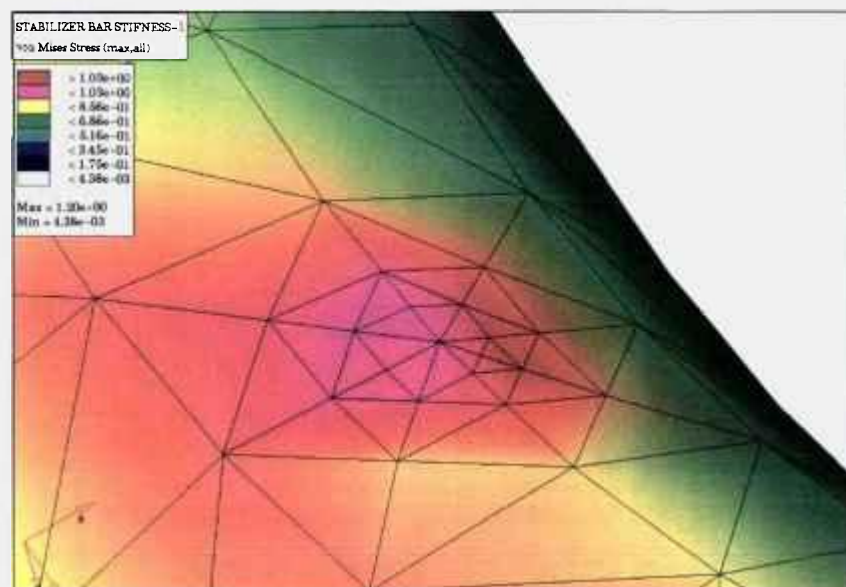


Figura 6.4.7.2: Modelo da região sem defeito EE efetuado para a barra estabilizadora.

6.5 Discussão Final

6.5.1 Efeitos do defeito EE e jateamento na vida em fadiga

O defeito EE causou uma redução considerável da vida em fadiga das amostras TR e N, sendo responsável pelos menores valores de resistência à fadiga das amostras ensaiadas, conforme observados na Figura 6.5.1.1. Notar neste gráfico que as duas classes N e TR mantiveram valores proporcionais de resistência à fadiga para qualquer tensão de carregamento aplicado. A Tabela 6.5.1.1 mostra um fator de correlação da redução da vida em cerca de 3 vezes para as amostras S-N com e sem defeito EE.

A barra estabilizadora em condições normais de aplicação em veículo (TR mais jateamento) não é suposta falhar para um deslocamento especificado em projeto de 25 mm, conforme verificado no ensaio de durabilidade em veículo e no ensaio de bancada efetuado com um deslocamento de 27,5 mm. Porém, quando presente o defeito EE e sem o jateamento, a redução de vida é significativa, ou seja, para uma condição inicial de vida infinita (*run out*) no ensaio de bancada, passou a falhar com 52.639 ciclos, exibindo um fator de correlação de 38, considerando uma vida de 2.000.000 ciclos. No ensaio de durabilidade em veículo, a redução de vida estimada pelo MEF foi significativa, em torno de 630 vezes, porém devido ao super dimensionamento da barra estabilizadora, esta ainda mostrou suficientemente resistente aos danos acumulados nos ensaios de durabilidade.

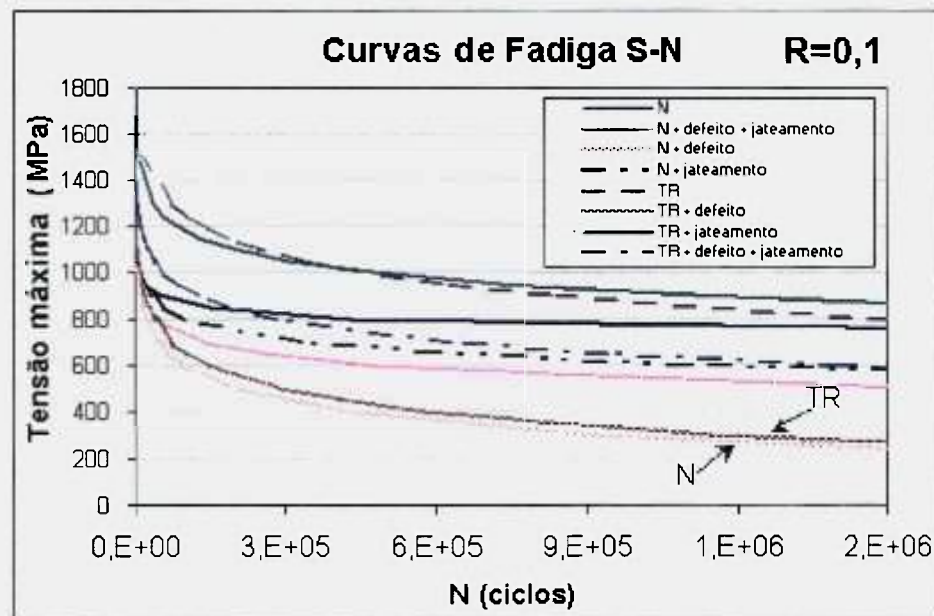


Figura 6.5.1.1: Curvas S-N para todas as amostras S-N avaliadas.

Tabela 6.5.1.1: Efeito do defeito EE nas amostras S-N.

Classes	Resistência à fadiga para N = 1.500.000 ciclos		
	Polido (MPa)	Defeito EE (MPa)	Fator de correlação (polido / defeito EE)
N	741	234	3,1
TR	800	260	3

Para atenuar os efeitos negativos das imperfeições superficiais e criar uma condição desfavorável para crescimento de uma trinca de fadiga, é utilizado o jateamento, o qual acrescenta uma certa margem de segurança nos projetos de peças submetidas à fadiga, porém, os resultados experimentais dos ensaios S-N mostraram uma baixa eficiência do jateamento quando presente o defeito EE. Por outro lado, dependendo da classe do material (TR ou N), este processo pode causar uma certa deformação plástica superficial ou sub-superficial, isto é, microestruturas normalizadas (classe N) apresentam maiores facilidades de se deformar superficialmente pelas esferas do jateamento e conseqüentemente, elevar o valor de rugosidade (conforme verificado na Tabela 6.1.3.1). No caso da classe martensítica (classe TR), devido a maior dureza da matriz, a deformação plástica superficial é menor, assim como a rugosidade. A Figura 6.5.1.2 exemplifica, por metalografia, a deformação superficial ocorrida para as duas classes de material: N e TR.

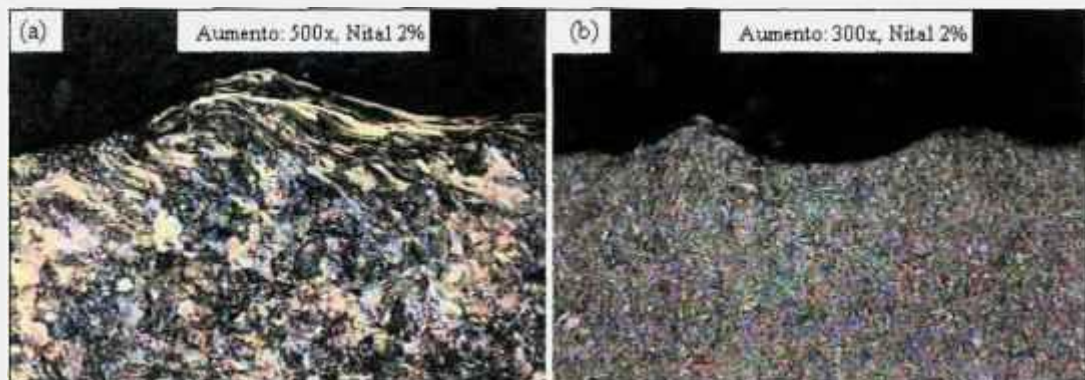


Figura 6.5.1.2: Secções superficiais de CPs S-N após o jateamento. (a) Classe N. (b) Classe TR.

Quanto maior a deformação superficial causada pelo jateamento, maiores quantidades de imperfeições podem ocorrer na superfície do material, as quais servem como pontos nucleadores de trinca por fadiga. Por outro lado, a deformação sub-superficial é benéfica para o bloqueio do crescimento de trincas de fadiga e pode ser

mais bem obtida por maiores intensidades de jateamento. Para se avaliar a intensidade de deformações sub-superficiais, as Figuras 6.5.1.3 e 6.5.1.4 mostram o perfil de dureza Knoop para cada classe (N e TR). A presença de uma maior dureza próxima à superfície, proveniente de deformações plásticas, contribui positivamente para melhoria da vida em fadiga dos aços, devido ao efeito do aumento do limite de escoamento local, provocado pelo encruamento localizado, conforme discutido pela referência [92].

A profundidade das tensões residuais está relacionada com as deformações sub-superficiais, ou seja, para a classe N, a qual se deformou com maior intensidade devido a sua menor dureza, a profundidade de tensões residuais foi maior. Portanto, como o defeito EE apresentou uma profundidade média de 284 μm , uma certa influência da tensão residual ainda estaria localizada nesta região. As Figuras 6.5.1.5 e 6.5.1.6 mostram uma esquematização do perfil de tensões em função da profundidade do defeito EE. Considerando uma profundidade de 284 μm , equivalente ao do tamanho do defeito EE, a tensão residual manteve ainda compressiva para ambas as classes, sendo de -180 MPa para classe TR e -270 MPa para a classe N. Nestes resultados, observa que as amostras da classe N com defeito EE tiveram maiores valores de tensão residual em função da profundidade, quando comparada com a classe TR, porém nas curvas S-N, o melhor resultado, resistência à fadiga e % de recuperação da vida em fadiga em relação à amostra polida, ocorreu para a classe TR, conforme mostrado na Tabela 6.5.1.2. Este resultados indicam que o período de nucleação da trinca de fadiga foi mais determinante do que o período de crescimento, porque se o último tivesse maior importância, a classe N deveria ser mais beneficiada por apresentar menor velocidade de crescimento da trinca, conforme verificado nas curvas $\log da/dN-\Delta K$ (Figura 6.3.1.9).

Tabela 6.5.1.2: Benefício do jateamento sobre as amostras com defeito EE.

Classes	Resistência à fadiga para uma vida de $N= 1.500.000$ ciclos				
	Defeito EE (MPa)	Defeito EE+ Jateamento (MPa)	Fator de correlação (Def EE+jat / Def EE)	Condição polida (MPa)	% de recuperação da vida da amostra com defeito EE +jateamento em comparação a condição polida
N	234	506	2,1	741	68
TR	260	591	2,27	800	74

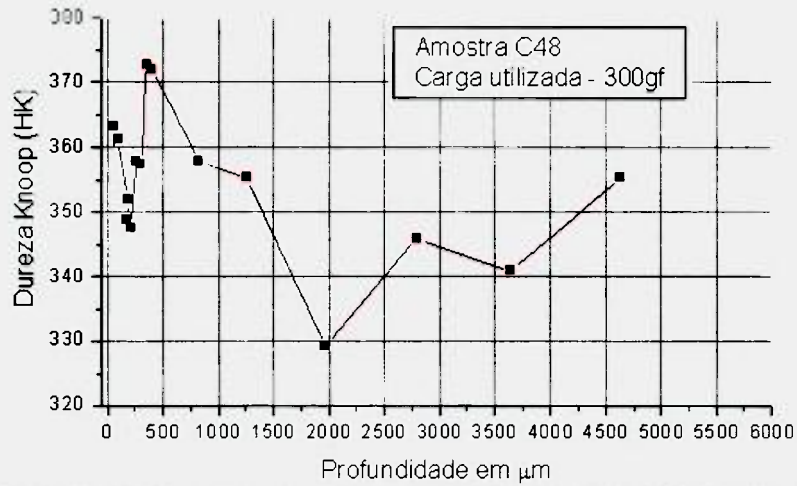


Figura 6.5.1.3: Perfil de dureza Knoop na superfície jateada, CP classe N.

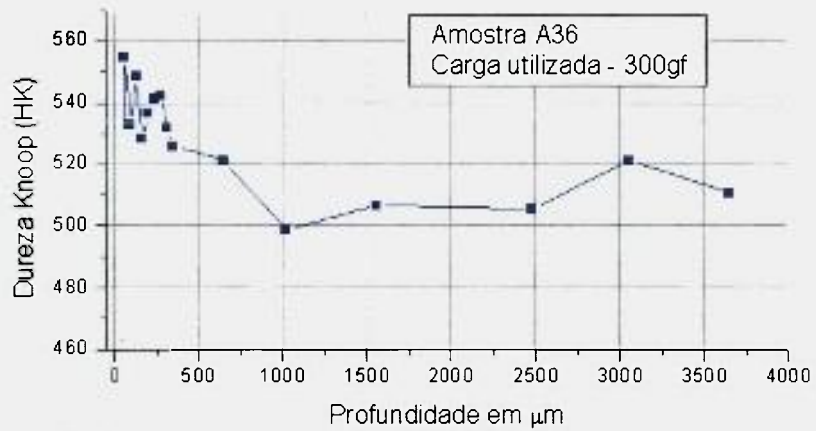


Figura 6.5.1.4: Perfil de dureza Knoop na superfície jateada, CP classe TR.

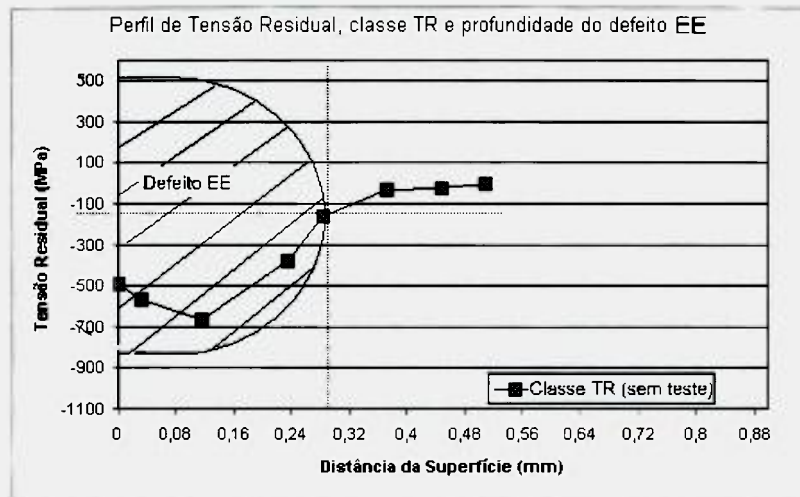


Figura 6.5.1.5: Esquematização da profundidade do defeito EE em relação ao perfil de tensão residual (classe TR).

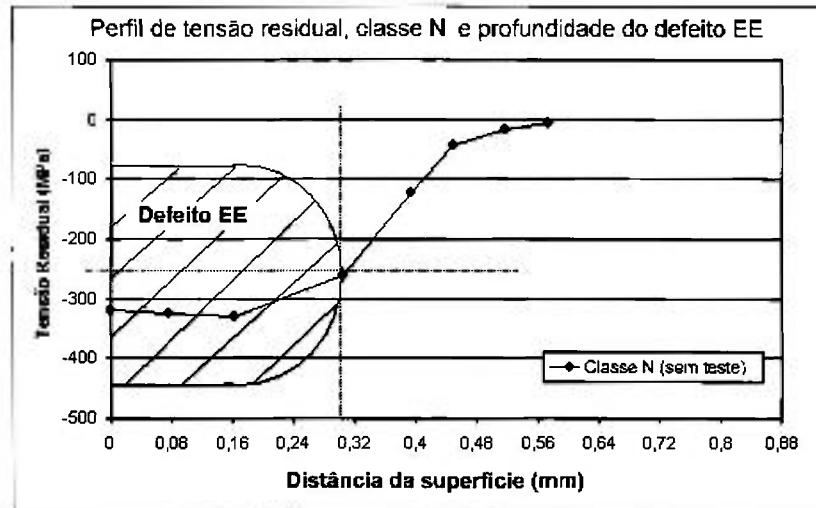


Figura 6.5.1.6: Esquemática da profundidade do defeito EE em relação ao perfil de tensão residual (classe N).

Nos casos das barras estabilizadoras, o efeito do jateamento foi avaliado para a classe TR, onde se verificou um acréscimo da vida em de fadiga de 52.639 ciclos para 213.806 ciclos, quando o jateamento foi introduzido na barra com defeito EE, e nas barras apenas jateadas, elas apresentaram vida infinita. No primeiro caso, observou um fator de correlação de 4 vezes a vida em fadiga.

Para avaliação dos resultados experimentais deste estudo, algumas equações serão utilizadas para os cálculos, por exemplo:

Para calcular o limite de fadiga dos CPs S-N sem defeito (σ_{wo}) em função do carregamento, será empregada a seguinte equação:

$$\sigma_{wo} = 1,6HV \pm 0,1 HV \quad (HV \leq 400) \quad [\text{ref. 79}] \quad (6.5.1.1)$$

Para a classe N: $\sigma_{wo} = 1,6 \cdot (332) = 531 \text{ MPa}$

Para a classe TR: $\sigma_{wo} = 1,6 \cdot (479) = 766 \text{ MPa} \Rightarrow$ (resultado apenas de referência, devido a dureza estar acima de 400 HV).

Quando presentes defeitos superficiais, a abordagem será feita em função das considerações de Murakami [83], a qual considera o limiar de propagação de uma trinca e não a sua nucleação, conforme equação abaixo e resultados da Tabela 6.5.1.3.

Para tração / flexão, ($R=0,1$).

$$\sigma_w = \frac{1,43(HV + 120)}{(\sqrt{\text{area}})^{1/6}} \left[\frac{1-R}{2} \right]^\alpha \quad [\text{ref. 83}] \quad (6.5.1.2)$$

$$\text{-Para a classe N: } \sigma_w = \frac{1,43(332+120)}{(\sqrt{79580})^{1/6}} \left[\frac{1-0,1}{2} \right]^{(0,226+332 \times 10^{-4})} = 204 \text{ MPa}$$

$$\text{-Para a classe TR: } \sigma_w = \frac{1,43(479+120)}{(\sqrt{79580})^{1/6}} \left[\frac{1-0,1}{2} \right]^{(0,226+479 \times 10^{-4})} = 267 \text{ MPa}$$

Tabela 6.5.1.3: Resultados experimentais e calculados: CP+defeito.

CP S-N Classes	Defeito EE (experimental) MPa	Defeito EE (calculados) MPa	Erro (%)
N	234	204	13%
TR	260	267	2%

Os cálculos mostrados na Tabela 6.5.1.3 indicam uma melhor precisão do resultado para a classe TR, na qual a microestrutura é mais sensível à micro-defeito.

Segundo Murakami [22], a razão entre os limites de fadiga de amostras sem defeitos, carregadas por torção e tração é 0,58, porém, em seus estudos, quando presente um pequeno defeito superficial, esta razão pode se alterar para 0,75. Estas diferenças foram demonstradas pelo limiar de propagação de trincas em fadiga em torção e em tração. Em torção, a tensão de cisalhamento ao redor do furo é zero e trincas podem-se nuclear em tração a 45° em relação à tensão de cisalhamento aplicada, portanto a tensão para propagar uma trinca perto de um entalhe será mais baixa em torção do que em tração.

É importante salientar que, a forma do defeito avaliada por Murakami é similar ao deste estudo, conforme mostrada na Figura 6.5.1.7. As equações a seguir serão usadas para calcular o limite de fadiga de uma barra estabilizadora com ou sem defeito EE quando submetida à torção pura.

Resistência à fadiga (para $1,5 \times 10^6$ ciclos) experimental para os CPs S-N sem defeito EE: Dados: classe N = 741 MPa; classe TR = 800 MPa

$$\frac{\tau_{lim}}{\sigma_{40}} = \frac{K_{I,cisalh}}{K_{I,traç}} = 0,58 \quad [\text{ref. 22}] \quad (6.5.1.3)$$

- Para a barra estabilizadora classe N Tipo E,

$$\tau_{w0} = 741 * 0,58 = 429 \text{ MPa}$$

- Para a barra estabilizadora classe TR Tipo A,

$$\tau_{w0} = 800 * 0,58 = 464 \text{ MPa}$$

Limite de fadiga calculado para barra estabilizadora com defeito EE, para $R = -1$:

$$\text{Para torção, } \tau_w = \frac{1,15(HV + 120)}{(\sqrt{\text{area}})^{1/6}} \quad [\text{ref. 81}] \quad (6.5.1.4)$$

$$\text{-Para a barra classe N Tipo E: } \tau_w = \frac{1,15(332 + 120)}{(\sqrt{79580})^{1/6}} = 203 \text{ MPa}$$

$$\text{-Para a barra classe TR Tipo A: } \tau_w = \frac{1,15(479 + 120)}{(\sqrt{79580})^{1/6}} = 269 \text{ MPa}$$

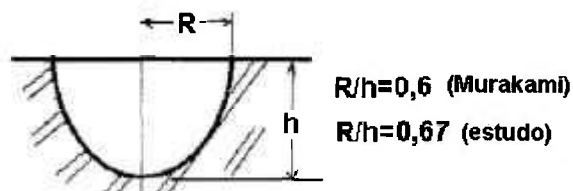


Figura 6.5.1.7: Geometria utilizada por Murakami ($R/h=0,6$). O presente estudo apresentou um valor de $R/h=0,67$.

De acordo com a referência [152], a qual avaliou uma barra estabilizadora similar a deste estudo, com o mesmo material e dureza da classe TR mais o processo de jateamento, porém com um diâmetro de 19 mm, foi verificado que o seu limite de fadiga era de 471 MPa. Comparando com a do estudo presente, o ensaio de bancada mostrou vida infinita para uma tensão de 400 MPa calculada por MEF, 440 MPa por extensometria elétrica e 464 por cálculos analíticos, portanto, entendeu-se que, os resultados dos cálculos anteriores da equação 6.5.1.3, o valor de 464 MPa parece ser razoável para a barra classe TR Tipo B (condição jateada: peça normal de produção). Nos valores obtidos pela equação 6.5.1.4 (peças com defeito EE), verificou uma resistência à fadiga inferior ao comumente esperado, o que concordou com as falhas prematuras obtidas nas barras com defeito EE avaliadas em ensaios cíclicos.

Por outro lado, as tensões medidas pelos extensômetros elétricos mostraram um carregamento multiaxial, com as tensões principais $\sigma_1 = 440$ MPa, $\sigma_2 = -41$ MPa e $\sigma_{\text{cisalh}} = 240$ MPa para uma das medições. Estes valores indicam que a tensão de tração é a componente de maior parcela no carregamento da peça, minimizando as correlações anteriores entre os carregamentos em torção e tração.

A avaliação empírica das amostras jateadas é mais complicada e não existe uma metodologia razoável que correlacione o perfil de tensões com o limite de fadiga do material. Portanto, algumas tentativas serão exploradas, por exemplo, a referência [93] equacionou os campos de tensão, os quais servirão inicialmente para comparar com os resultados experimentais das amostras S-N e verificar a sua correlação com os calculados. A máxima tensão residual superficial σ_s^{rc} e a máxima tensão residual sub-superficial σ_{max}^{rc} podem ser calculadas analiticamente quando se conhece o limite de resistência σ_{ult} e o limite de escoamento do material $\sigma_{0,2}$, por exemplo:

- Máxima tensão residual: superficial, σ_s^{rc} [ref. 93]:

$$\sigma_s^{rc} = -120 + 0,5\sigma_{0,2} (\pm 30 \text{ MPa}) \quad (6.5.1.5)$$

Para as amostras da classe N:

$$\sigma_s^{rc} = -120 + 0,5(657) = -448 \pm 30 \text{ MPa}$$

Para as amostras da classe TR [93]:

$$\sigma_s^{rc} = -120 + 0,5(1414) = -827 \pm 30 \text{ MPa}$$

- Máxima tensão residual: sub-superficial, σ_{max}^{rc} [ref. 93]:

$$\sigma_{max}^{rc} = -70 + 0,667 \sigma_{ult} (\sigma_{ult} < 1000 \text{ MPa})(\text{MPa}) \quad (6.5.1.6)$$

$$\sigma_{max}^{rc} = -430 + 0,323 \sigma_{ult} (\sigma_{ult} \geq 1000 \text{ MPa})(\text{MPa}) \quad (6.5.1.7)$$

Para as amostras da classe N:

$$\sigma_{max}^{rc} = -70 + 0,667 \sigma_{ult} (\sigma_{ult} < 1000 \text{ MPa})(\text{MPa})$$

$$\sigma_{max}^{rc} = -70 + 0,667(978) = -722 \text{ MPa}$$

Para as amostras da classe TR:

$$\sigma_{max}^{rc} = 430 + 0,323 \sigma_{ult} (\sigma_{ult} \geq 1000 \text{ MPa})(\text{MPa})$$

$$\sigma_{max}^{rc} = 430 + 0,323 (1534) = -925 \text{ MPa}$$

Os perfis experimentais de tensão residual mostraram os seguintes resultados:

- Amostras da classe N (Figura 6.5.1.6):

$$\sigma_s^{rc} = -320 \text{ MPa}$$

$$\sigma_{max}^{rc} = -330 \text{ MPa}$$

- Amostras da classe TR (Figura 6.5.1.5):

$$\sigma_s^{rc} = -500 \text{ MPa}$$

$$\sigma_{max}^{rc} = -680 \text{ MPa}$$

A Tabela 6.5.1.4 compara os valores calculados com os obtidos por difração de Raios-X.

Tabela 6.5.1.4: Valores de tensões residuais compressivas: Experimental e calculado.

Classe	Superficial σ_s^{rc}		Sub-superficial σ_{max}^{rc}	
	Experimental (Raios-X) (MPa)	Calculado (MPa)	Experimental (Raios-X) (MPa)	Calculado (MPa)
N	-320	-448 ±30	-330	-722
TR	-500	-827 ±30	-680	-925

A Tabela 6.5.1.4 mostra que os valores de tensão residual estão abaixo dos máximos esperados para estes materiais, porém, nas análises fractográficas e metalográficas das amostras ensaiadas, verificou que o jateamento agrediu intensamente a sua superfície, produzindo defeitos que aceleraram a nucleação de trinca, principalmente na classe N. Contudo, a partir de valores de tensão residual encontrados nas amostras, foi empregada a equação de Starker [131] para avaliar o limite de fadiga local ($\sigma_{(e\ local)}$) e compará-lo com os resultados experimentais de resistência à fadiga (para $1,5 \times 10^6$ ciclos) dos CPs S-N jateados (Tabela 6.5.1.5)

$$\sigma_{(e\ local)} = \sigma_{wt} \left(1 - \frac{\sigma_{r,local}}{\sigma_{wt}} \right) \quad [\text{ref. 131}] \quad (6.5.1.8)$$

-Para a Classe N jateada,

$$\sigma_{(e\ local)} = 741 \left(1 - \frac{-330}{978} \right) = 991 \text{ MPa} \quad (\text{valor experimental} = 574 \text{ MPa})$$

-Para a classe TR jateada,

$$\sigma_{(e\ local)} = 800 \left(1 - \frac{-680}{1534} \right) = 1154 \text{ MPa} \quad (\text{valor experimental} = 865 \text{ MPa})$$

Tabela 6.5.1.5: Valores de resistência à fadiga em CP S-N jateados.

CPs S-N classe	Experimental (MPa)	Calculado $\sigma_{(e\ local)}$ (MPa)
N	574	991
TR	865	1154

A Tabela 6.5.1.5 mostra que a diferença entre os resultados é de 33% para a classe TR e 73% para classe N. Estas aproximações indicam que a classe N apresentou maior diferença, a qual está novamente condizente com o fato de que a superfície destas amostras foi mais agredida pelo jateamento e conseqüentemente, ocorreu maior formação de imperfeições para nucleação da trinca de fadiga.

Para avaliar o efeito das tensões residuais na vida em fadiga das amostras S-N com defeito EE mais jateamento ($\sigma_{w,jat}$), foi utilizada uma abordagem analítica original para considerar a influência do K_t no limite de fadiga e a tensão residual no fundo do entalhe em função da resistência mecânica do material. Portanto, pelo valor de tensão de carregamento encontrado no fundo do defeito EE (σ_{K_t}), tensão residual local ($\sigma_{r,local}$) (Figuras 6.5.1.5 e 6.5.1.6), resistência à fadiga a $1,5 \times 10^6$ ciclos para as amostras S-N com defeito EE (σ_w) e limite de resistência do material (σ_{ult}), foi calculada a resistência à fadiga a partir da equação abaixo. A Tabela 6.5.1.6 compara os resultados.

$$\sigma_{w,jat} = \sigma_s \left[\overbrace{1 - \frac{\sigma_{r,local}}{\sigma_{ult}}}^1 \right] \left[\overbrace{1 + \left(1 - \frac{\sigma_w}{\sigma_{K_t}} \right)}^2 \right] \quad (6.5.1.9)$$

A equação anterior apresenta a parcela 1 proveniente dos conceitos de Starker [131] e a parcela 2, conceitos originais que consideram a participação do K_t na tensão local.

- Para a classe N com defeito EE mais jateamento,

$$\sigma_{w,jat} = 234 \left[1 - \frac{-270}{978} \right] \left[1 + \left(1 - \frac{234}{(234)(2,16)} \right) \right] = 458 \text{ MPa}$$

- Para a classe TR com defeito EE mais jateamento,

$$\sigma_{w,jat} = 260 \left[1 - \frac{-180}{1534} \right] \left[1 + \left(1 - \frac{260}{(260)(2,16)} \right) \right] = 446 \text{ MPa}$$

A equação anterior mostrou ser conservadora quando comparada com os resultados experimentais, porém pode ser uma boa alternativa para cálculos empíricos aproximados.

Tabela 6.5.1.6: Tensão residual no fundo do defeito, resistências à fadiga e tensão de carregamento na raiz do defeito EE.

CPs S-N Classe	Tensão residual no fundo do defeito EE (MPa)	Resistência à fadiga (σ_w): Experimental S-N+defeito (MPa)	Tensão no fundo do defeito (σ_w) * K_f ($K_f=2.16$) (MPa)	Resistência à fadiga $\sigma_{w,fat}$	
				Experimental (S-N+def+jateam) (MPa)	cálculo empírico (S-N+def+jateam) (MPa)
N	-270	234	505	506	458
TR	-180	260	561	591	446

Para uma avaliação de acordo com as equações de Peterson [67], serão aplicados os conceitos de K_t e K_f , para avaliar os efeitos do defeito EE na vida em fadiga das amostras S-N com e sem defeito (Tabela 6.5.1.7).

Equações:

$$K_f = \frac{\sigma_{w0}}{\sigma_w} \quad [\text{ref. 36}] \quad (6.5.1.10)$$

$$\alpha = 0,025 \left(\frac{2070 \text{MPa}}{\sigma_{ult}} \right)^{1,8} \text{ mm} \quad [\text{ref. 67}] \quad (6.5.1.11)$$

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \frac{\alpha}{\rho}} \quad [\text{ref. 67}] \quad (6.5.1.12)$$

- Para o CP S-N classe TR com defeito EE;

$$\alpha = 0,025 \left(\frac{2070 \text{MPa}}{1534} \right)^{1,8} \text{ mm} = 0,02595 \text{ mm}$$

$$K_f = 1 + \frac{2,16 - 1}{1 + \frac{0,02595}{0,150}} = 1,98 \quad (\text{experimental } K_f = 3,07)$$

$$\sigma_w = \frac{826}{1,98} = 417 \text{ MPa}, \quad (\text{valor experimental} = 260 \text{ MPa})$$

- Para o CP S-N classe N com defeito EE;

$$\alpha = 0,025 \left(\frac{2070 \text{MPa}}{978} \right)^{1,8} \text{ mm} = 0,02746 \text{ mm}$$

$$K_f = 1 + \frac{2,16-1}{1 + \frac{0,02746}{0,150}} = 1,98 \quad (\text{experimental } K_f = 3,16)$$

$$\sigma_w = \frac{749}{1,98} = 378 \text{ MPa}, \quad (\text{valor experimental} = 234 \text{ MPa})$$

Tabela 6.5.1.7: Valores de resistência à fadiga em CP S-N com defeito EE.

CPs S-N Classe	Experimental σ_w (MPa)	Calculado σ_w (MPa)
N	234	378
TR	260	417

Os resultados anteriores apresentam uma falta de conservadorismo, isto é, os valores calculados estão acima dos experimentais, portanto, em aplicações práticas, o emprego destes cálculos pode acarretar erros de projeto e conseqüentemente uma falha prematura de um componente.

6.5.2 Crescimento da trinca pelo mecanismo de fadiga

Avaliações da trinca de fadiga foram realizadas para procurar diferenciar as parcelas: nucleação e crescimento. Então, as amostras S-N foram ensaiadas nas condições: com defeito EE e polida. Para efeito de aproximações em cálculos de fadiga, as amostras com defeito EE foram assumidas não apresentarem a etapa de nucleação durante o desenvolvimento da trinca de fadiga. Portanto, conhecendo-se o total de ciclos de vida em fadiga neste tipo de amostra, chega-se ao tempo de nucleação desta trinca quando subtraído da vida em fadiga de uma amostra sem defeito ensaiada nos mesmos parâmetros de ensaio.

Pela análise fractográfica da face de fratura, foi possível quantificar o tamanho de uma trinca de fadiga antes dela se tornar instável e levar o material a uma quebra por sobrecarga. Conforme mostrado nas análises por M.E.V., a região de fadiga apresenta um aspecto visual diferenciado, isto é, tem uma superfície plana, com estrias e marcas de praia. No final da região de fadiga, começam a aparecer alvéolos simultaneamente com as estrias, evidenciando um crescimento mais rápido da trinca, característicos de rápidos disparos e consecutivas paradas, conforme mostrados na Figura 6.5.2.1. Este fato é mais evidenciado para carregamentos maiores, onde esta zona de transição de mecanismo de fadiga para a fratura por sobrecarga tende a se tornar maior. A fratura

final por sobrecarga apresentou aspectos fractográficos distintos para cada classe de material, ou seja: na classe TR, toda a extensão da trinca foi caracterizada por alvéolos e aspecto intergranular para alguns pontos isolados, entretanto, na classe N, foram presenciados aspectos de clivagem e quase-clivagem para carregamentos menores e alvéolos para carregamento elevados.

A fractografia tipo alveolar da fratura da classe N está associada com a redução de área do corpo da amostra, isto é, a tensão de carregamento para crescimento da trinca de fadiga e a quebra final por sobrecarga causaram intensa deformação plástica por coalescência de micro cavidades (*dimples*), conforme foi observado na Figura 6.2.2.1.5b. Este mecanismo pode ser melhor entendido quando se compara o valor da tensão de carregamento com o limite de escoamento do material da classe N, ou seja, as tensões de carregamento que geraram a redução de área do CP foram bem superiores ao limite de escoamento, próximas ao limite de resistência do material.

Na amostra da classe N pertencente ao ensaio da-dN- ΔK , a quebra final apresentou um aspecto de clivagem (Figura 6.5.2.2), porque a tensão de carregamento residual não foi suficiente para causar uma redução de área. Um aspecto interessante foi presenciado entre o final da trinca de fadiga e a quebra por sobrecarga, ou seja, no limiar entre estas duas regiões verificou-se uma zona de alvéolos, conforme observado na Figura 6.5.2.3.

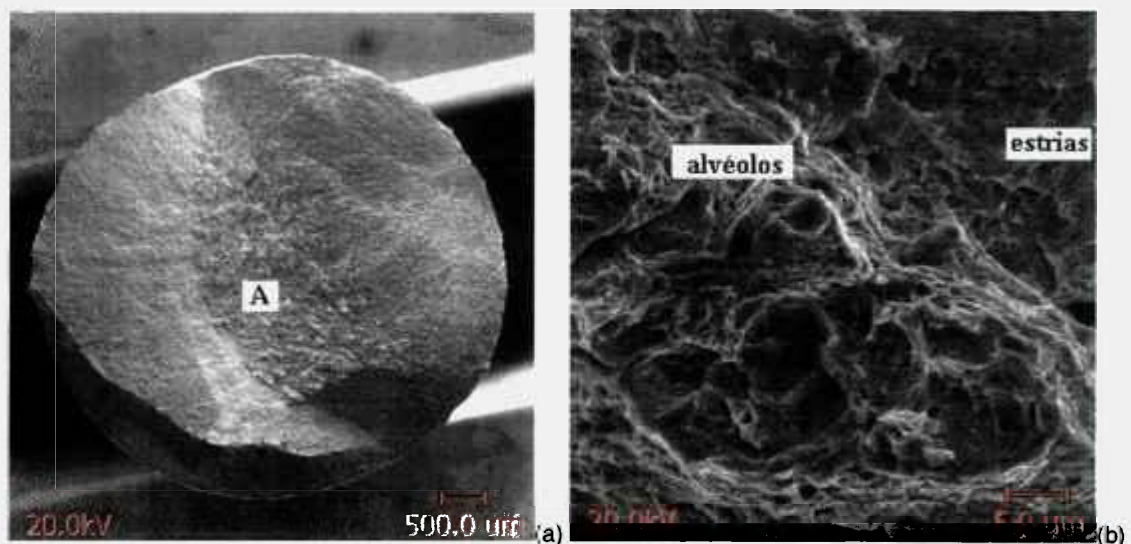


Figura 6.5.2.1: CP S-N classe N mais jateamento, testado em 670 MPa e falhado com 524.495 ciclos. a) Face de fratura. b) Região "A" da figura da esquerda: Transição de fadiga pura e quebra final por sobrecarga.

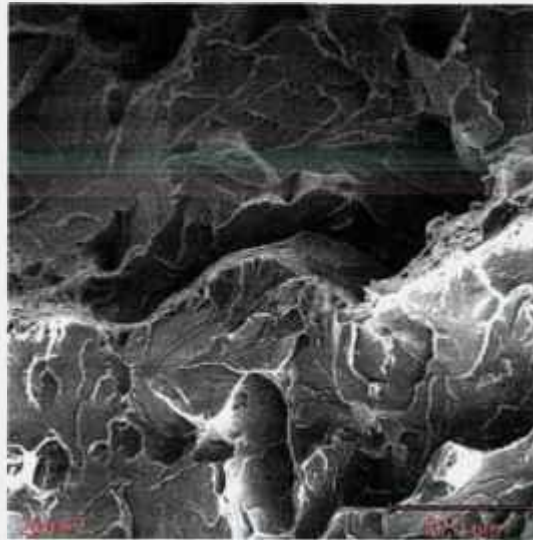


Figura 6.5.2.2: CP da/dN classe N Tipo LT. Mecanismo de fratura por clivagem com pequenas regiões de alvéolos.

Anteriormente, foram descritos os mecanismos de fadiga e quebra final conforme verificados nas análises fractográficas, os quais ajudam a correlacionar o tamanho da zona de fadiga em relação aos períodos de nucleação e crescimento da trinca. A Figura 6.5.2.4 mostra a extensão de duas trincas de fadiga em CPs S-N similares, carregados com o mesmo valor de tensão, porém em apenas um deles foi introduzido o defeito EE.

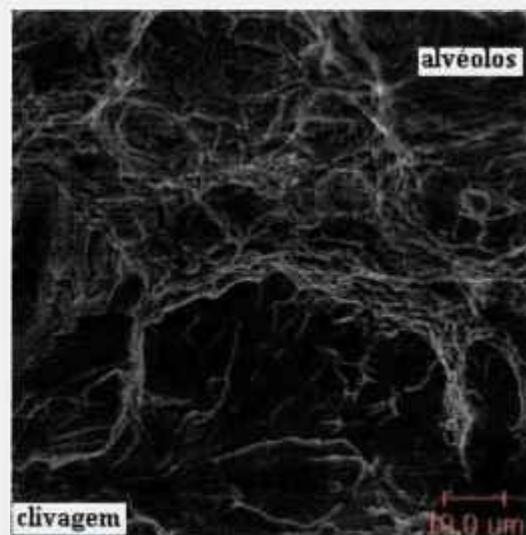


Figura 6.5.2.3: CP S-N classe N mais jateamento, ensaiado com 670 MPa e falhado com 331.387 ciclos. Presença de alvéolos na transição do mecanismo de fadiga com a quebra final por clivagem (zona de estiramento).

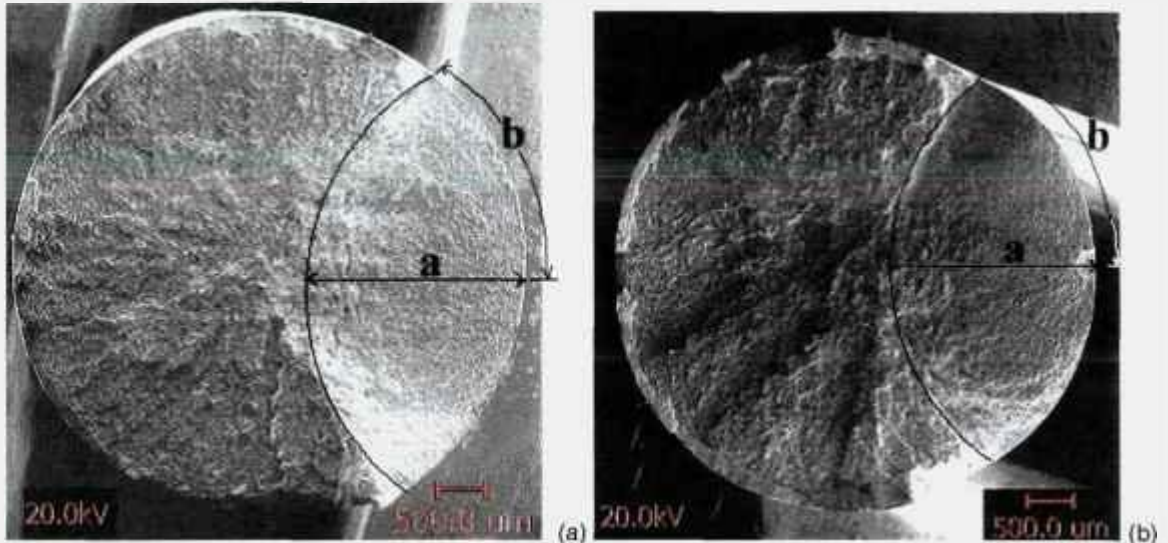


Figura 6.5.2.4: Medição do crescimento da trinca de fadiga em CPs S-N classe N, com defeito EE e polido. (a) CP C13 polido, ensaiado com 830 MPa e falhado com 219.613 ciclos ($a=2,77\text{mm}$; $b=2,8\text{mm}$). (b) CP C1 com defeito EE, ensaiado com 830 MPa e falhado com 21.876 ciclos ($a=2,5\text{mm}$; $b=2,6\text{mm}$).

Conforme os parâmetros experimentais da curva S-N destas duas condições de CPs S-N (Tabela 6.2.1.1), é avaliado o total de ciclos para o carregamento de 830 MPa, como segue:

- CP S-N classe N polida: 227.614 ciclos
- CP S-N classe N com defeito EE: 17.652 ciclos

A diferença entre o número de ciclos entre as duas condições é de 209.962, portanto, considerando que o defeito EE abrevia o período de nucleação, o total de 209.962 ciclos equivale ao período de nucleação. Notar neste caso que o período de nucleação representa um percentual de 92% da vida da amostra, enquanto o crescimento corresponde a um total 8%.

Fazendo o procedimento anterior para o CP S-N classe TR, conforme Figura 6.5.2.5, verifica-se os seguintes dados para um carregamento de 970 MPa:

- CP S-N classe TR polida: 544.502 ciclos
- CP S-N classe TR com defeito EE: 11.751 ciclos

A diferença entre o número de ciclos das duas condições é de 532.750, portanto, considerando que o defeito EE abrevia o período de nucleação, o total de 532.750 ciclos equivale ao período de nucleação. Notar neste caso que o período de crescimento representa um percentual de apenas 2,2% da vida da amostra, enquanto a nucleação corresponde a um total de 97,8%.

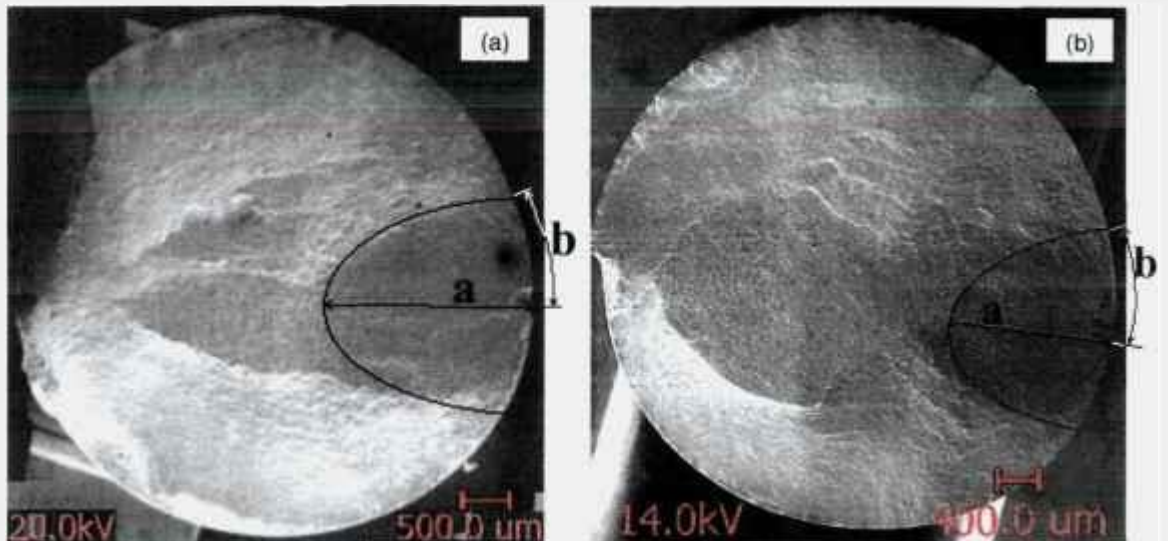


Figura 6.5.2.5: Medição do crescimento da trinca de fadiga em CPs S-N classe TR. (a) CP A2 com defeito EE, ensaiado com 970 MPa e falhado com 19.203 ciclos ($a=2,4\text{mm}$; $b=1,46\text{mm}$). (b) CP A11 polido, ensaiado com 970 MPa e falhado com 438.640 ciclos ($a=2,2\text{mm}$; $b=1,44\text{ mm}$).

A comparação dos ensaios anteriores das duas classes mostra que a influência do defeito EE no total de ciclos de fadiga foi maior na classe TR, isto é, o período de nucleação foi aumentado. Contudo, a redução do número de ciclos para a falha dos CPs S-N com defeito EE foi significativa para as duas classes: N e TR.

Para continuar a avaliação da vida em fadiga, levando em conta os parâmetros "A e B" das curvas S-N (Tabela 6.2.1.1) utilizados nos cálculos para cada carregamento (S) e as dimensões da zona de fadiga medidas nas faces de fraturas, foram calculados os números de ciclos para crescimento das trincas. Nesta etapa são utilizados os parâmetros experimentais dos ensaios da $dN-\Delta K$.

O "fator geométrico F" utilizado em soluções de ΔK para carregamento de tração em CPs cilíndricos foi baseado nas equações da referência [153], conforme descrito a seguir e mostrado pela Figura 6.5.2.6. Nesta referência, quando as dimensões da zona de fadiga "a" e "b" satisfazem a regra $0,7 \leq a/b \leq 0,8$, os valores de "F" são válidos para os cálculos, portanto, o tipo de trinca estudado nos CPs e nas barras estabilizadoras é avaliado de acordo com esta regra.

$$F = g \left[0,752 + 2,02 \left(\frac{a}{D} \right) + 0,37 \left(1 - \operatorname{sen} \frac{\pi a}{2D} \right)^3 \right] \quad (6.5.2.1)$$

$$\text{onde: } g = \frac{1,84 \left[\tan \left(\frac{\pi a}{2D} \right) / \frac{\pi a}{2D} \right]^{1/2}}{\cos \frac{\pi a}{2D}} \quad (6.5.2.2)$$

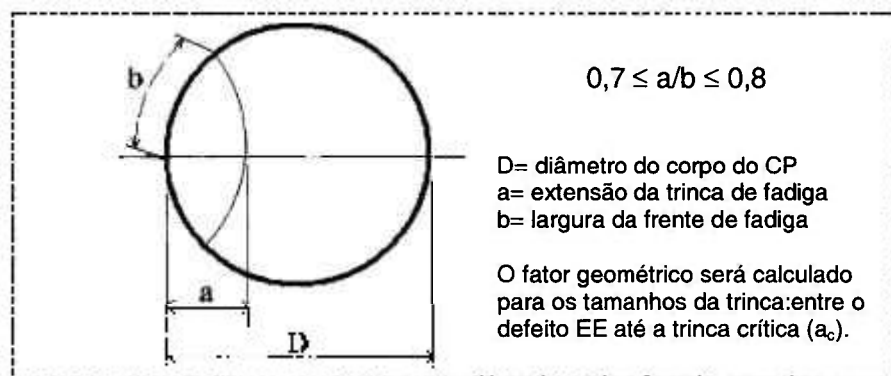


Figura 6.5.2.6: Representação esquemática da seção do CP cilíndrico com uma frente de fadiga do tipo circular [153].

Os resultados experimentais do número de ciclos para falha das amostras S-N e barras estabilizadoras são comparados com os resultados analíticos das equações da mecânica da fratura para trincas longas. Para estes cálculos, são utilizados os seguintes parâmetros experimentais das curvas da/dN-ΔK:

- Gráfico experimental da/dN-ΔK da classe N Tipo LT (Log(C) = -11,27; n = 2,97)
- Gráfico experimental da/dN-ΔK da classe TR Tipo LT (Log(C) = -10,28; n = 2,50)

A Tabela 6.5.1.8 compara os resultados calculados de número de ciclos em função do carregamento para as amostras avaliadas contra os valores experimentais. Devido a variação do fator geométrico em função do tamanho da trinca, os cálculos foram feitos por integração numérica, isto é, o número ciclos para falha (N_f) para cada amostra é igual a somatória do número de ciclos para cada incremento "i" ao tamanho da trinca, partindo do tamanho do defeito EE (a_0) até a trinca crítica (a_c), conforme representados pela equação abaixo:

$$N_f = N_{a_c} + N_{a_0+i} + N_{a_0+i+i} + N_{a_0+i+i+i} \dots + N_{a_c} \quad (6.5.2.3)$$

onde "i" = 0,0284 mm (10% da profundidade do defeito EE)

Os cálculos do número de ciclos para a falha de cada amostra são mostrados a seguir e descritos nas planilhas do Apêndice G.

CP S-N classe N+defeito

A Figura 6.5.2.7 mostra a face de fratura de quatro CPs ensaiados com carregamentos variando de 390 a 830 MPa. Com os valores de tensões máxima e mínima ($R=0,1$), o diâmetro do corpo do CP cilíndrico ($D=6,0$ mm), a_o e a_c da trinca e conhecendo os coeficientes C e n da curva $da/dN-\Delta K$ experimental ($\text{Log}(C) = -11,27$; $n = 2,97$), é calculado o número de ciclos correspondente entre o crescimento da trinca pequena ($a_o=0,284$ mm) até a trinca crítica (a_c).

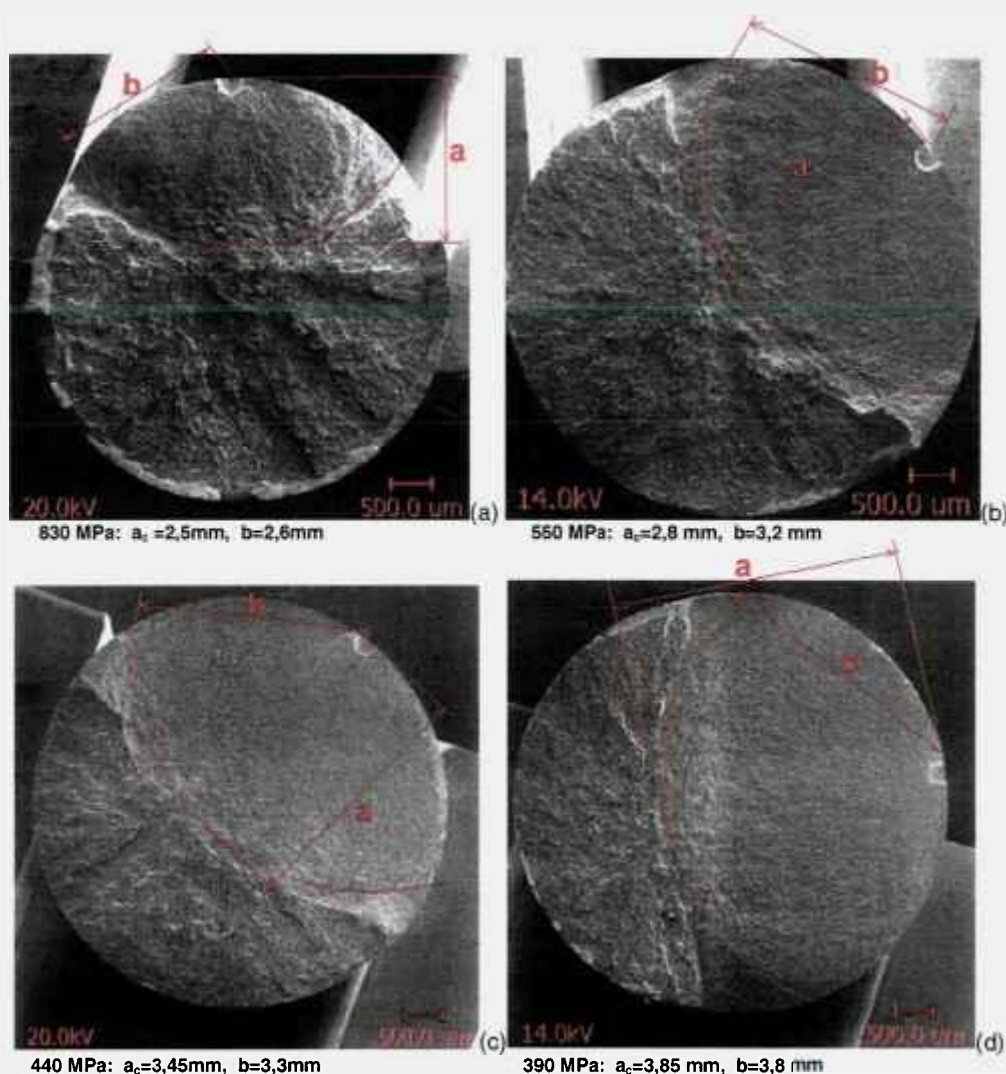


Figura 6.5.2.7: Dimensões da zona de fadiga em CPs S-N classe N com defeito EE. (a) CP C1, 830 MPa e falhado com 21.876 ciclos. (b) CP C11, 550 MPa e falhado com 85.359 ciclos. (c) CP C21, 440 MPa e falhado com 188.103 ciclos. (d) CP C55, 390 MPa e falhado com 367.521 ciclos.

Para confrontar os resultados experimentais contra os calculados do número de ciclos para a falha dos CPs S-N, foram utilizados os parâmetros experimentais da curva S-N classe N mais defeito EE (Tabela 6.2.1.1), correspondente aos carregamentos de 390 a 830 MPa, como seguem:

390 MPa, 470.327 ciclos para a trinca crescer de 0,284 mm a 3,85 mm

440 MPa, 323.891 ciclos para a trinca crescer de 0,284 mm a 3,45 mm

550 MPa, 142.560 ciclos para a trinca crescer de 0,284 mm a 2,8 mm

830 MPa, 17.652 ciclos para a trinca crescer de 0,284 mm a 2,5 mm

Equações para avaliação do número de ciclos para a falha: Para um carregamento no CP S-N classe N com defeito EE

$$K = F\sigma\sqrt{\pi a} \quad \text{e} \quad \Delta K = F\Delta\sigma\sqrt{\pi a} \quad (F=\text{fator geométrico}) \quad (6.5.2.4)$$

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^n \Rightarrow dN = \frac{da}{C\Delta K^n} \Rightarrow N_f = \int_{a_i}^{a_c} dN$$

$$N_f = \int_{a_i}^{a_c} \frac{da}{C\Delta K^n} \rightarrow N_f = \int_{a_i}^{a_c} \frac{da}{C(F\Delta\sigma\sqrt{\pi a})^n} \rightarrow N_f = \frac{1}{CF^n\Delta\sigma^n\pi^{n/2}} \int_{a_i}^{a_c} \frac{da}{a^{n/2}} \Rightarrow$$

$$N_f = \frac{1}{CF^n\Delta\sigma^n\pi^{n/2}} \int_{a_i}^{a_c} a^{-n/2} da \Rightarrow N_f = \frac{1}{CF^n\Delta\sigma^n\pi^{n/2}} \left[\frac{a_c^{-\frac{n}{2}+1}}{-\frac{n}{2}+1} - \frac{a_i^{-\frac{n}{2}+1}}{-\frac{n}{2}+1} \right] \Rightarrow$$

$$N_f = \frac{1}{5,37 \times 10^{-11} * F^{2,97} * \Delta\sigma^{2,97} * \pi^{1,485}} \left[\frac{a_c \times 10^{-3 \left(\frac{2,97}{2} + 1 \right)}}{-\frac{2,97}{2} + 1} - \frac{a_i \times 10^{-4 \left(\frac{2,97}{2} + 1 \right)}}{-\frac{2,97}{2} + 1} \right] =$$

CP S-N classe TR+defeito

A Figura 6.5.2.8 mostra a face de fratura de três CPs ensaiados com carregamentos: 550, 690 e 970 MPa. Com os valores de tensões máxima e mínima (R=0,1), o diâmetro do corpo do CP S-N cilíndrico (D=5,9 mm), a_0 e a_c da trinca e conhecendo os coeficientes C e n da curva da/dN- ΔK experimental (Log(C) = -10,28; n = 2,50), é calculado o número de ciclos correspondente ao crescimento da trinca pequena ($a_0=0,284$ mm) até a trinca crítica (a_c).

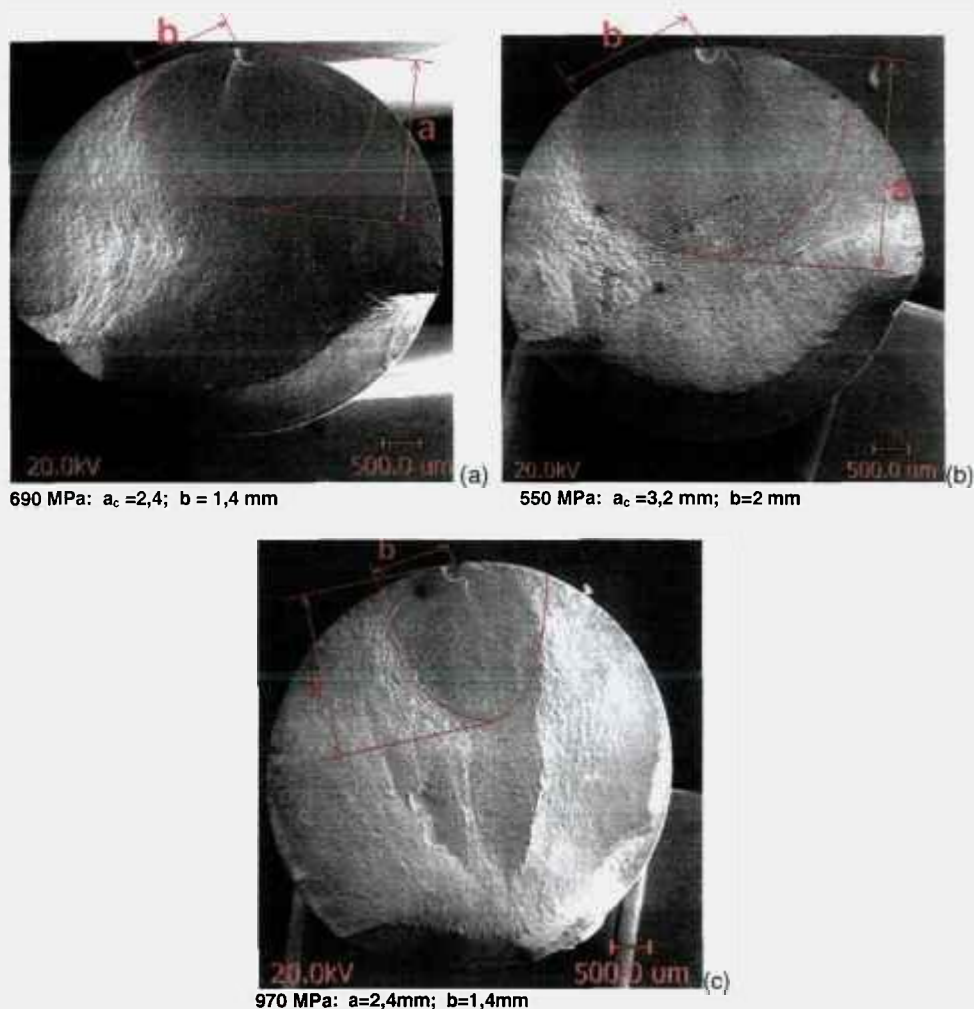


Figura 6.5.2.8: Medição do crescimento da trinca de fadiga em CPs S-N classe TR com defeito EE. (a) CP A31, 690 MPa e falhado com 43.849 ciclos. (b) CP A53, 550 MPa e falhado com 98.670 ciclos. (c) CP A2, 970 MPa e falhado com 19.203 ciclos.

Para confrontar os resultados experimentais contra os calculados do número de ciclos para a falha dos CPs S-N, foram utilizados os parâmetros experimentais da curva S-N classe TR mais defeito EE (Tabela 6.2.1.1), correspondente aos carregamentos de 550, 690 e 970 MPa, como seguem:

550 MPa, 207.730 ciclos para a trinca crescer de 0,284 mm a 3,2 mm

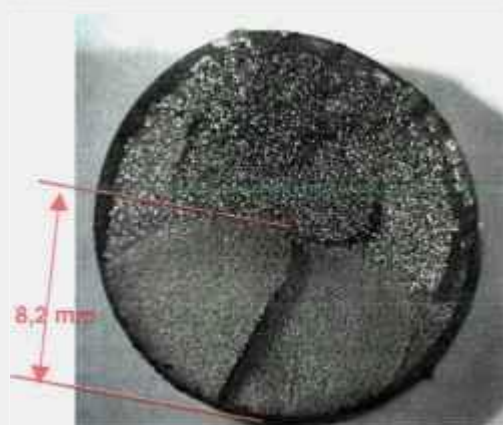
690 MPa, 74.744 ciclos para a trinca crescer de 0,284 mm a 2,4 mm

970 MPa, 11.751 ciclos para a trinca crescer de 0,284 mm a 2,4 mm

Barra Estabilizadora classe N + defeito (Tipo H)

A Figura 6.5.2.9 mostra a face de fratura de uma barra estabilizadora classe N+defeito falhada em ensaio cíclico, a qual será utilizada para avaliação analítica do número de ciclos de crescimento da trinca em comparação com o resultado experimental. Para os cálculos de vida na barra estabilizadora, alguns conceitos adicionais serão usados devido a falta do valor de ΔK , por exemplo, com o valor da tensão máxima, são desenvolvidas as seguintes correlações:

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} \text{ ou } \Delta K = K_{\max} - R K_{\max} \text{ ou } \Delta K = K_{\max} (1-R) \text{ ou } \Delta K = 1,1 K_{\max}$$



Barra estabilizadora

Classe N+defeito EE, TIPO H

Dados:

Profundidade do defeito EE. $a_o=0,284$ mm

Trinca crítica $a_c: 8,2$ mm

$N_f = 60685$ ciclos (experimental)

$D=18$ mm

Carregamento= 449 MPa (medido por extensômetros elétricos)

Parâmetros da/dN- ΔK : $\log(C) = -11,27$; $n = 2,97$

Zona de fadiga: $a=8,2$ mm; $b=9$ mm

Figura 6.5.2.9: Face de fratura da barra estabilizadora classe N+defeito EE, Tipo H, ensaiada com deslocamento de 27,5mm.

Com as correlações anteriores para determinar o ΔK , a equação abaixo recebe um novo parâmetro "1,1ⁿ".

$$N_f = \frac{1}{5,36 \times 10^{-12} * 1,1^{2,97} * F^{2,97} * 449^{2,97} * \pi^{2,97/2} \left(\frac{a_c \times 10^{-3} \left(-\frac{2,97}{2} + 1 \right)}{-\frac{2,97}{2} + 1} - \frac{a_o \times 10^{-4} \left(-\frac{2,97}{2} + 1 \right)}{-\frac{2,97}{2} + 1} \right)}$$

Barra Estabilizadora classe TR+defeito (Tipo D)

A Figura 6.5.2.10 mostra a face de fratura de uma barra estabilizadora classe N+defeito EE falhada em ensaio cíclico, a qual será utilizada para avaliação analítica do número de ciclos de crescimento da trinca em comparação com o resultado experimental. Os cálculos de vida na barra estabilizadora seguem a referência anterior.

**Barra estabilizadora**

Classe TR+defeito EE, TIPO D

*Dados:*Profundidade do defeito EE. $a_0=0,284$ mmTrinca crítica a_c : 7,25 mm $N_f = 52.639$ ciclos (experimental)

D=18 mm

Carregamento= 449 MPa (medido por extensômetros elétricos)

Parâmetros da/dN- ΔK : Log(C) = -10,28; n = 2,50

Zona de fadiga: a=7,25mm; b=6.8 mm

Figura 6.5.2.10: Face de fratura da barra estabilizadora classe TR+defeito EE, Tipo D, ensaiada com deslocamento de 27,5mm.

Tabela 6.5.1.8: Número de ciclos para a falha de amostras. Valores experimentais e de cálculos por integração numérica.

S (MPa)	trinca a_c (mm)	N_f (ciclos)		Fator erro (exp./calc.)	$0,7 \leq a/b \leq 0,8$
		calculado	experimental		
CP S-N classe N + defeito EE					
390	3,85	167.341	470.327	2,8	1,01
440	3,45	116.825	323.891	2,7	1,04
550	2,8	59.968	142.560	2,4	0,87
830	2,5	17.576	17.183	1	0,96
CP S-N classe TR + defeito EE					
550	3,2	22.470	207.730	9,4	1,6
690	2,4	12.506	74.744	6,2	1,7
970	2,4	5.331	11.751	2,2	1,7
Barra estabiliz. classe N + defeito EE (Tipo H)					
449	8,2	86.331	60.685	0,7	0,9
Barra estabiliz. classe TR + defeito EE (Tipo D)					
449	7,25	34.180	52.639	1,5	1,05

Os resultados da tabela anterior indicam que o número de ciclos para um trinca pequena (defeito EE) atingir um tamanho crítico apresenta uma grande variação de resultados, principalmente quando a tensão de carregamento é mais baixa. A maior variação esteve presente nos CPs S-N classe TR, onde as dimensões "a" e "b" da zona de fadiga estiveram mais afastadas da regra $0,7 \leq a/b \leq 0,8$, o mesmo aconteceu para a barra estabilizadora classe TR. Para os CPs S-N classe N, submetidos a carregamento variável, os cálculos efetuados mostram que a trinca de fadiga se propaga mais lentamente nesta situação. Na barra estabilizadora classe N, o número calculado de ciclos para a falha foi superior ao experimental, evidenciando um comportamento de maior velocidade de crescimento da trinca pequena em relação à trinca longa em condições de carregamento complexo (multiaxial). De uma forma geral, o fator geométrico tem uma grande influência nos resultados, portanto, deve ser precisamente avaliado em função das dimensões da zona de fadiga.

6 CONCLUSÕES

O presente trabalho apresenta uma abordagem da vida em fadiga em barra estabilizadora automotiva e corpos-de-prova nas microestruturas martensítica e perlítica quando estes se apresentam com ou sem pequeno defeito superficial e/ou jateados.

Para as variáveis propostas neste estudo, foi possível tirar as seguintes conclusões:

- A técnica de Eletro-Erosão fornece boa reprodutibilidade dimensional na introdução de defeito superficial da ordem de 0,3 mm de profundidade.
- O processo de jateamento é uma boa alternativa para aumentar a vida em fadiga de materiais com pequeno defeito.
- A presença do pequeno defeito superficial e a ocorrência da tensão residual compressiva têm uma forte influência no mecanismo de fadiga de alto ciclo em corpos-de-prova martensítico e perlítico, porém quando o número de ciclos é baixo, pouca influência foi verificada na classe N (que apresenta uma matriz perlítica).
- A equação de Murakami aplicada à avaliação do limite de fadiga em materiais com pequenos defeitos superficiais apresentou boa precisão em comparação aos resultados experimentais dos corpos-de-prova S-N martensítico (classe TR).
- As técnicas de elementos finitos, extensometria elétrica e cálculos analíticos, utilizados para avaliação de tensão na barra estabilizadora, apresentaram uma boa equivalência de resultados na região da barra onde normalmente ocorre a trinca de fadiga.
- A barra estabilizadora é extremamente sensível à ocorrência de fadiga em níveis de deformação baixos quando presente o pequeno defeito superficial, porém, nenhuma influência foi verificada em níveis de deformação elevados.
- A velocidade de crescimento de uma trinca longa no material martensítico é mais rápida do que no material perlítico para as mesmas condições de carregamento.
- Não foi constatada uma diferença no comportamento de crescimento de uma trinca longa em função do tipo de orientação microestrutural.
- A microestrutura perlítica dos corpos-de-prova da/dN possibilita uma boa nitidez das estrias de fadiga quando observadas pelo M.E.V., sendo possível a medição de seus espaçamentos.
- A taxa de crescimento de trincas grandes não necessariamente corresponde a de trincas pequenas quando calculadas pelas equações da mecânica da fratura.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Avaliar a influência no comportamento em fadiga de um defeito fisicamente pequeno introduzido sobre uma superfície jateada de um componente.

Correlacionar a vida em fadiga de amostras com defeitos superficiais fisicamente pequenos de várias profundidades em função da tensão residual compressiva.

Efetuar ensaios de fadiga de baixo ciclo (levantamento de curvas ϵ -N) para avaliar o comportamento de amostras com micro-defeito.

Ensaia CPs com micro-defeito em condições biaxiais de carregamento (ex. para CPs tubulares: pressurização interna mais carregamento axial).

APÊNDICE A - Controle de ensaios experimentais: Fractografia e Metalografia (S-N; da/dN- Δ K; barras estabilizadoras)

TIPOS	TR	TR + defeito	TR + jateam	TR + defeito + jateam	N	N+ defeito	N + jateam	N+ defeito + jateam
FRACTOGRAFIA - MEV (CORPOS-DE-PROVA)								
CP S-N	A11, A24, A43, A47, A5, A52	A2, A31, A34, A45, A53, A58	A28, A36, A38, A42, A50, A66	A1, A23, A26, A37, A44, A54	C13, C49, C5, C51, C53, C63	C1, C11, C21, C44, C55, C9	C2, C20, C39, C43, C48, C64	C15, C30, C46, C62, C7, C70
-CP da/dN avaliar: estrias -Quebra / tração	TL - 02 LT - 03 CP tração				LT - 01 TL - 03 CP tração			
Barras Estabilizadora (Ensaio de bancada)	Tipo A 20148 ciclos Tipo A 22.300 ciclos Tipo A 13.890 ciclos	Tipo D 13.770 ciclos Tipo D 13.140 ciclos CPCA-Tipo D 52.639 ciclos	Tipo B 93.070 (50) Tipo B 339.540 (25) CPCA Tipo B Run out	Tipo C 17.100 ciclos Tipo C 16.075 ciclos CPCA-Tipo C 213.806 ciclos	Tipo E 9.102 ciclos Tipo E 9.245 ciclos Tipo E 6.440 ciclos	Tipo H 8.090 ciclos Tipo H 6.220 ciclos CPCA-Tipo H 45.531 cilcos CPCA-Tipo H 13.421 ciclos CPCA-Tipo H 60.685 ciclos	Tipo F 6.780 (50) 548.242 (25)	-
METALOGRAFIA - ÓTICA (CORPOS-DE-PROVA)								
CP S-N (seção transversal)	A52, A67, A71	-	-	-	C30, C46, C62, C7	-	-	-
CP S-N (falha-fratura)	A61 970 MPa A71 1380 MPa	A34	A36	A44	C51 815 MPa C5 940 MPa	C55	C48	c46
CP da/dN Amostra: CT e CP cilíndrico	TL - 02 LT - 03 CP tração				LT - 01 TL - 03 CP tração			
Barra Estabilizad. (transversal)	Tipo A 20148 ciclos		Tipo B 93.070 ciclos		Tipo E 9102 ciclos		Tipo F 548242 ciclos	
Barra Estabilizad. (falha/fratura)	Tipo A 22.300 ciclos	Tipo D 13.148 ciclos CPCA-Tipo D 52.639 ciclos	Tipo B 93.070 ciclos	Tipo C 16.075 ciclos	Tipo E 9.102 ciclos	Tipo H 6.220 ciclos	Tipo F 6.780 ciclos	

Dureza / tensão residual / rugosidade / extensometria elétrica / modelamento numérico / Propriedades Mecânicas- RT/LE

TIPOS	TR	TR + defeito	TR + jateam	TR + defeito + jateam	N	N+ defeito	N + jateam	N+ defeito + jateam
DUREZA VICKERS (CORPOS-DE-PROVA)								
CP S-N Perfil de dureza	A6, A47, A53		A36		C5, C63, C13		C48	
CP da/dN Perfil de dureza: CP CT e CP cilíndrico	TL - 02 LT - 03 CP tração				LT - 02 TL - 03 CP tração			
Barra Estabilizadora Perfil de dureza	Tipo A Tipo B	CPCA-Tipo D 52.639 cicl			Tipo E Tipo F			
TENSÃO RESIDUAL (CORPOS-DE-PROVA)								
(antes do ensaio S-N)			OK				OK	
(após ensaios S-N)				A48 - run out				C10 run out
RUGOSIDADE (CORPOS-DE-PROVA)								
Após Jateamento			OK				OK	
Após Retífica	OK				OK			
MODELAMENTO – ELEMENTOS FINITOS (CORPOS-DE-PROVA)								
Barra: 27.5 mm	OK				OK			
Barra: 50 mm	OK				OK			
Modelamento - Lateral 27,5 m	OK				OK			
Kt do defeito no CP S-N	OK							
Kt do defeito na barra estabiliz	OK							
EXTENSÔMETRO ELÉTRICO – RIG TEST e DURABILIDADE (CPCA) - Deslocamento de 27,5 mm e no veículo								
Barra estabilizadora (Rig Test) Deslocamento de 27.5 mm		CPCA-Tipo D 52.639 ciclos				Tipo H 45.531 ciclos		
Durabilidade no veículo			OK					
Circulo de Mohr		Ok	OK			Ok		
PROPRIEDADES MECÂNICAS: RT ; LE ; %A ; E ; estricção (redução de área)								
CP S-N	OK				OK			
CP da/dN (matéria-prima)	LT				LT			

APÊNDICE B - Tabelas de Resultados dos Ensaio S-N

1) Classe N Polida

Amostra	σ_{\max} [MPa]	N_f (ciclos)	Observações
C63	1050	436	exploratório
C3	1000	1.260	exploratório
C5	940	10.937	
C6	940	41.212	
C8	890	81.819	
C13	830	219.613	
C22	780	2.516.883	exploratório
C28	830	147.968	
C34	805	331.585	
C35	805	2.535.181	<i>run out</i>
C47	830	158.028	
C41	890	87.075	
C49	890	66.055	
C53	940	24.369	
C69	805	2.506.000	<i>run out</i>
C51	815	171.315	
ST1	815	35.502	Cancelado
ST2	815	45.471	Cancelado
ST3	815	54.042	Cancelado
ST4	815	88.538	
ST5	815	73.935	

Obs.: Corpos-de-prova ST1, ST2, ST3 fora do padrão de usinagem

2) Classe TR Polida

Amostra	σ_{\max} [MPa]	N_f (ciclos)	Observações
A12	1180	16.723	Cancelado
A4	1040	70.520	Cancelado
A43	1100	366.975	
A20	1180	157.489	<i>Exploratório</i>
A57	1040	323.944	<i>Exploratório</i>
A62	970	236.972	
A47	1250	196.759	
A67	970	285.265	
A32	830	2.030.194	<i>run out</i>
A40	970	1.413.677	rompeu na garra
A11	970	438.640	
A16	1250	56.065	
A19	1250	312.021	
A6	1380	38.341	
A24	1100	352.061	
A71	1380	53.140	
A5	1100	121.509	
1 (CL)	900	2.540.308	<i>run out</i>
2 (CT)	900	142.592	
3 (CZ)	900	1.367.299	
4 (CX)	1380	26.673	

Obs.: Corpos-de-prova A12 e A4 fora do padrão de usinagem

3) Classe N + Defeito EE

Amostra	$\sigma_{\text{máx}}$ [MPa]	N_f (ciclos)	Observações
C1	830	21.876	
C44	830	22.370	
C40	550	106.105	
C11	550	85.359	
C21	440	188.103	
C32	440	251.481	
C25	440	308.496	
C27	830	20.602	
C66	550	99.601	
C31	390	284.489	
C9	330	506.492	
C42	330	2.080.461	<i>run out</i>
C24	390	2.061.053	<i>run out</i>
C55	390	367.521	

4) Classe TR + defeito EE

Amostra	$\sigma_{\text{máx}}$ [MPa]	N_f (ciclos)	Observações
A2	970	19.203	
A45	970	18.276	
A17	830	27.161	exploratório
A21	690	52.443	
A29	420	2.046.511	<i>runout (exploratório)</i>
A31	690	43.849	
A34	550	795.266	
A46	620	70.576	
A49	620	89.518	
A53	550	98.670	
A55	970	21.193	
A58	690	60.250	
A61	620	55.879	
A63	550	136.589	
A68	480	2.724.760	<i>run out</i>
CU	830	24.716	
CK	830	24.301	

5) Classe N + jateamento

Amostra	$\sigma_{\text{máx}}$ [MPa]	N_f (ciclos)	Observações
C39	940	8.442	<i>exploratório</i>
C23	830	77.564	
C2	830	50.810	
C19	780	152.730	<i>exploratório</i>
C14	720	176.215	
C36	720	233.369	
C33	830	66.283	
C65	720	241.653	
C59	890	49.782	
C18	670	394.055	
C48	670	331.387	
C43	670	524.495	
C20	890	36.523	
C64	940	3.482	<i>exploratório</i>
C12	890	35.561	
C51	610	2.010.427	<i>run out</i>

6) Classe TR + jateamento

Amostra	$\sigma_{\text{máx}}$ [MPa]	N_f (ciclos)	Observações
A64	1250	33.330	
A66	1250	40.209	
A35	1100	199.811	
A30	830	2.145.498	<i>runout (exploratório)</i>
A38	970	289.664	
A3	900	2.001.200	<i>run out</i>
A27	970	2.000.800	<i>run out</i>
A33	1380	20.736	
A51	970	505.585	
A50	1380	26.665	
A42	1380	22.393	
A65	1250	62.161	
A14	1100	161.011	
A22	1100	140.286	
A36	1040	232.153	
A28	1040	296.993	

7) Classe N + defeito EE + jateamento

Amostra	$\sigma_{\text{máx}}$ [MPa]	N_f (ciclos)	Observações
C30	890	15.955	
C61	890	14.448	
C67	440	2.591.260	<i>runout (exploratório)</i>
C15	780	40.657	
C52	670	145.036	
C29	670	268.231	
C46	560	145.598	
C10	560	2.148.870	<i>run out</i>
C58	610	810.167	<i>fratura fora defeito</i>
C56	780	84.894	
C07	780	74.648	
C45	670	51.976	
C62	610	320.070	
C70	890	13.110	
C38	560	1.208.886	
C57	610	564.940	
C50	500	2.494.098	<i>run out</i>

8) Classe TR + defeito EE + jateamento

Amostra	$\sigma_{\text{máx}}$ [MPa]	N_f (ciclos)	Observações
A26	1100	30.630	
A37	970	65.128	
A44	970	38.325	
A8	830	1.937.466	<i>run out</i>
A23 (*)	830	58.089	
A39	690	99.906	
A1	830	55.188	
A60	1100	17.612	
A54	1100	57.995	
A7	970	70.246	
A56	690	2.000.692	<i>run out</i>
A70	690	1.461.037	
A48	760	2.392.056	<i>run out</i>
A69	760	160.154	
A10	830	57.949	

Obs.: Ensaio no corpo-de-prova A23 cancelado

APÊNDICE C - Resumo dos resultados obtidos nos ensaios da/dN-ΔK da amostra da classe N.

LT N CP 01			TL N CP 02			TL N CP 01			LT N CP 02		
Cícos	da/dN mm/cíclo	Delta K Aplicado N/mm ^{1.5}	Cícos	da/dN mm/cíclo	Delta K Aplicado N/mm ^{1.5}	Cícos	da/dN mm/cíclo	Delta K Aplicado N/mm ^{1.5}	Cícos	da/dN mm/cíclo	Delta K Aplicado N/mm ^{1.5}
11119	8.91e-06	436.158	4314	2.27e-05	559.256	5690	1.44e-05	533.689	11119	8.91e-06	436.158
30891	1.07e-05	441.370	12871	2.13e-05	567.973	18779	1.08e-05	538.842	30891	1.07e-05	441.370
48488	1.13e-05	444.855	21084	2.42e-05	575.884	32215	1.38e-05	545.471	48488	1.13e-05	444.855
83983	1.09e-05	454.636	36899	2.47e-05	586.242	54473	1.73e-05	555.446	83983	1.09e-05	454.636
100870	1.20e-05	459.226	44594	2.38e-05	592.468	63961	1.72e-05	559.733	100870	1.20e-05	459.226
130130	1.27e-05	470.135	65452	2.60e-05	603.662	80936	1.85e-05	572.249	130130	1.27e-05	470.135
144742	1.36e-05	476.144	72265	2.94e-05	613.933	89307	2.03e-05	577.760	144742	1.36e-05	476.144
159251	1.29e-05	483.355	78823	2.76e-05	621.235	97319	2.05e-05	584.870	159251	1.29e-05	483.355
173451	1.36e-05	489.156	85149	3.16e-05	628.052	105379	2.04e-05	592.169	173451	1.36e-05	489.156
186842	1.46e-05	492.048	91088	3.14e-05	634.592	113120	2.15e-05	596.894	186842	1.46e-05	492.048
198960	1.67e-05	496.712	96944	3.24e-05	640.740	120638	2.20e-05	603.588	198960	1.67e-05	496.712
222949	1.63e-05	514.650	108110	3.49e-05	653.163	134809	2.40e-05	618.759	222949	1.63e-05	514.650
234292	1.68e-05	520.671	113641	3.53e-05	661.789	141590	2.45e-05	625.831	234292	1.68e-05	520.671
244908	1.91e-05	524.307	119046	3.57e-05	671.379	148193	2.61e-05	633.279	244908	1.91e-05	524.307
254762	2.03e-05	530.899	124107	3.89e-05	680.617	154512	2.55e-05	638.995	254762	2.03e-05	530.899
264391	1.96e-05	536.855	128859	4.15e-05	690.795	160499	2.97e-05	647.844	264391	1.96e-05	536.855
273689	2.21e-05	542.914	133450	4.13e-05	699.432	166170	2.89e-05	658.476	273689	2.21e-05	542.914
282676	2.18e-05	550.784	137855	4.37e-05	709.518	171810	2.90e-05	664.987	282676	2.18e-05	550.784
291090	2.40e-05	557.547	141791	5.21e-05	719.401	177363	2.95e-05	669.935	291090	2.40e-05	557.547
298866	2.51e-05	565.603	145594	4.71e-05	728.255	182663	3.25e-05	677.632	298866	2.51e-05	565.603
306336	2.67e-05	574.363	149525	4.87e-05	737.319	187666	3.30e-05	686.700	306336	2.67e-05	574.363
313544	2.63e-05	581.018	153295	5.04e-05	747.482	192410	3.49e-05	695.959	313544	2.63e-05	581.018
320425	2.97e-05	588.295	156950	5.23e-05	759.295	197014	3.59e-05	704.902	320425	2.97e-05	588.295
327051	2.90e-05	599.432	160525	5.44e-05	773.022	201553	3.66e-05	714.518	327051	2.90e-05	599.432
333347	3.21e-05	608.431	163959	5.57e-05	782.714	205869	4.02e-05	720.702	333347	3.21e-05	608.431
344847	3.49e-05	620.798	170113	6.75e-05	803.710	213942	4.36e-05	736.409	344847	3.49e-05	620.798

continuação

355394	3.73e-05	639.692	175681	7.01e-05	825.238	221171	4.77e-05	756.456	355394	3.73e-05	639.692
369607	4.17e-05	671.092	182990	8.47e-05	865.143	230730	5.27e-05	788.216	369607	4.17e-05	671.092
373972	4.56e-05	680.852	185203	8.41e-05	877.572	233743	5.50e-05	796.075	373972	4.56e-05	680.852
378113	4.61e-05	689.411	187378	8.92e-05	889.448	236546	5.97e-05	806.503	378113	4.61e-05	689.411
385960	4.91e-05	705.706	191427	0.000102	916.866	241551	6.98e-05	833.706	385960	4.91e-05	705.706
392907	5.90e-05	728.119	195069	0.000108	946.474	246140	7.46e-05	856.757	392907	5.90e-05	728.119
396181	5.61e-05	739.038	196748	0.000117	963.946	248317	7.62e-05	867.553	396181	5.61e-05	739.038
402411	6.59e-05	770.020	199806	0.000133	995.060	252287	8.71e-05	891.150	402411	6.59e-05	770.020
405351	6.30e-05	781.078	201231	0.000133	1010.39	254057	9.54e-05	902.907	405351	6.30e-05	781.078
410850	7.53e-05	801.837	203902	0.000154	1048.86	257359	0.000103	931.005	410850	7.53e-05	801.837
413321	7.84e-05	817.953	205136	0.000153	1064.46	258913	0.000110	942.609	413321	7.84e-05	817.953
415709	7.99e-05	836.622	206317	0.000166	1080.23	260375	0.000116	956.884	415709	7.99e-05	836.622
422239	8.93e-05	877.820	209439	0.000196	1141.07	264332	0.000132	1005.84	422239	8.93e-05	877.820
424214	0.000101	892.523	210374	0.000211	1166.05	265517	0.000142	1022.14	424214	0.000101	892.523
427819	0.000104	926.534	212057	0.000232	1210.00	267587	0.000169	1050.51	427819	0.000104	926.534
429531	0.000119	938.588	212848	0.000239	1229.04	268529	0.000174	1066.78	429531	0.000119	938.588
434168	0.000131	997.251	214934	0.000296	1303.47	271128	0.000230	1124.21	434168	0.000131	997.251
436919	0.000144	1035.35	216149	0.000330	1354.42	272540	0.000239	1161.48	436919	0.000144	1035.35
438209	0.000147	1057.57	216692	0.000357	1382.10	273204	0.000249	1184.36	438209	0.000147	1057.57
440545	0.000176	1101.99	217747	0.000373	1446.54	274390	0.000289	1224.00	440545	0.000176	1101.99
441620	0.000175	1122.53	218223	0.000421	1477.50	274898	0.000384	1245.28	441620	0.000175	1122.53
443631	0.000199	1168.39	219088	0.000463	1543.31	275804	0.000378	1293.84	443631	0.000199	1168.39
444539	0.000224	1191.88	219478	0.000516	1579.51	276256	0.000361	1314.04	444539	0.000224	1191.88
445373	0.000229	1221.27	219814	0.000602	1613.82	276667	0.000425	1341.91	445373	0.000229	1221.27
446196	0.000228	1248.35	220099	0.000714	1651.85	276980	0.000643	1370.64	446196	0.000228	1248.35
446978	0.000256	1274.81	220358	0.000736	1687.86	277259	0.000528	1395.18	446978	0.000256	1274.81
452975	0.000551	1678.8	220623	0.000695	1727.84	277806	0.005500	1439.77	452975	0.000551	1678.8

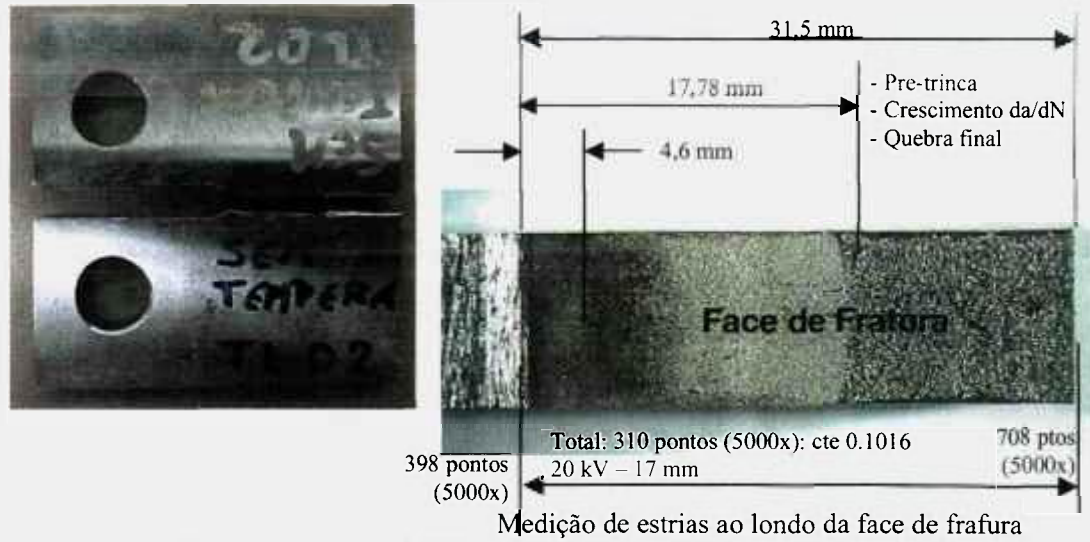
APÊNDICE D - Resumo dos resultados obtidos nos ensaios da/dN-ΔK da amostra da classe TR.

TR TL CP 01			TR LT CP 03			TR LT CP 01B			TR TL CP 02		
Ciclo da/dN	Delta K		Ciclo da/dN	Delta K		Ciclo da/dN	Delta K		Ciclo	da/dN	Delta K
mm/ciclo	Aplicado		mm/ciclo	Aplicado		mm/ciclo	Aplicado		mm/ciclo	Aplicado	
	N/mm ^{1.5}			N/mm ^{1.5}			N/mm ^{1.5}			N/mm ^{1.5}	
9371	1.12e-05	362.755	13557	8.03e-06	340.273	21954	2.44e-06	342.155	4218	2.68e-05	366.202
27557	1.15e-05	366.342	36634	1.08e-05	343.016	46781	1.72e-05	353.525	12666	2.44e-05	370.903
43287	1.55e-05	372.274	53283	1.55e-05	348.495	52388	1.99e-05	355.851	21155	2.61e-05	375.655
56896	1.49e-05	376.094	65810	1.87e-05	352.992	56704	3.11e-05	358.383	28786	3.06e-05	379.384
69462	1.82e-05	379.051	78503	1.47e-05	357.821	60538	2.63e-05	360.153	36166	2.80e-05	385.089
80813	1.91e-05	383.478	92609	1.50e-05	360.665	64748	3.02e-05	364.182	44019	2.67e-05	389.500
91234	2.08e-05	388.994	106518	1.53e-05	363.212	69417	2.08e-05	365.899	51410	3.16e-05	394.303
100297	2.39e-05	394.269	119059	1.91e-05	368.844	73783	2.98e-05	367.068	58404	3.12e-05	399.710
108781	2.37e-05	397.632	130301	1.89e-05	374.335	77539	2.64e-05	368.627	65497	3.16e-05	403.430
148792	3.74e-05	428.941	180161	3.26e-05	404.261	100218	2.97e-05	383.770	71994	3.65e-05	408.226
154481	3.46e-05	435.719	186472	3.48e-05	408.993	103892	2.86e-05	386.152	78120	3.45e-05	414.074
159968	3.93e-05	440.903	192618	3.43e-05	413.342	107455	3.45e-05	388.336	84156	3.81e-05	420.310
165011	4.11e-05	443.958	199186	3.13e-05	419.555	110859	3.08e-05	390.411	90027	3.73e-05	423.677
170154	3.77e-05	449.669	206492	2.74e-05	423.119	114174	3.24e-05	394.801	95699	3.93e-05	430.533
175026	4.62e-05	457.120	213340	3.44e-05	427.806	117197	3.61e-05	396.703	100994	4.24e-05	437.754
179638	4.26e-05	462.846	219365	3.48e-05	436.380	120343	3.17e-05	399.753	105987	4.42e-05	441.761
184310	4.44e-05	468.199	225186	3.76e-05	443.360	123598	3.32e-05	402.371	110745	4.64e-05	447.672
188717	4.70e-05	475.557	230995	3.57e-05	449.791	126719	3.44e-05	404.163	115565	4.31e-05	545.089
192899	4.94e-05	482.893	236763	3.88e-05	452.803	129678	4.00e-05	405.786	120374	4.66e-05	462.481
197000	4.87e-05	487.916	242421	3.66e-05	457.503	132695	3.37e-05	408.423	124932	4.80e-05	467.312
200958	5.45e-05	495.854	247801	4.17e-05	469.532	136082	2.94e-05	411.513	129199	5.28e-05	470.348
222392	6.38e-05	539.867	276035	4.59e-05	511.159	153125	4.49e-05	428.583	133137	5.67e-05	480.760
225458	6.82e-05	550.006	280530	4.81e-05	517.934	155922	3.68e-05	431.417	141194	5.48e-05	492.910
228437	6.75e-05	557.746	284930	4.84e-05	526.299	158853	3.85e-05	433.351	145127	5.56e-05	499.206
231457	6.58e-05	564.772	289234	5.06e-05	536.783	161595	3.89e-05	433.779	148842	6.07e-05	507.139

continuação

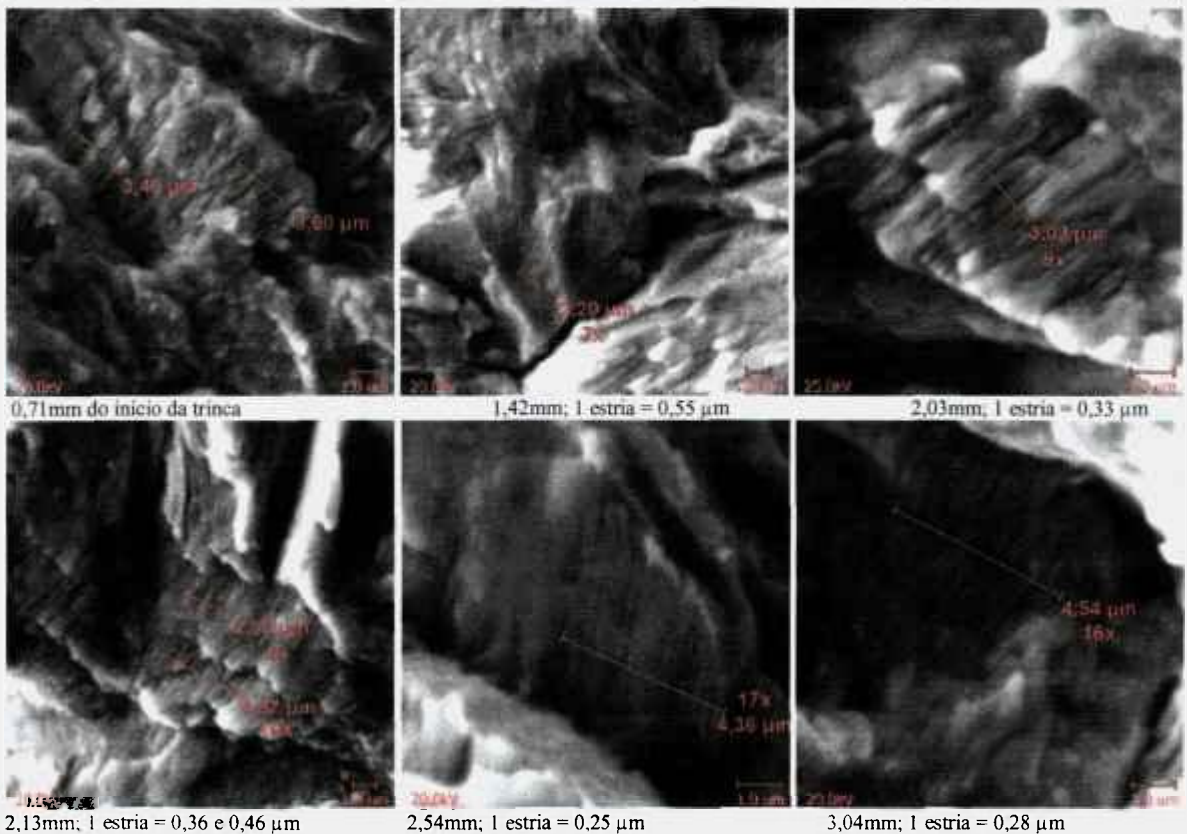
237284	7.06e-05	586.252	297298	5.42e-05	550.932	166514	3.90e-05	439.021	155872	6.01e-05	526.587
240044	7.53e-05	591.772	300997	5.90e-05	560.490	169031	5.02e-05	445.251	159533	5.70e-05	532.893
242619	8.11e-05	600.122	304480	6.15e-05	567.701	171217	4.99e-05	448.811	163238	5.94e-05	539.484
245060	8.35e-05	611.265	307767	6.76e-05	578.398	173273	5.25e-05	451.653	166861	5.98e-05	548.061
247456	8.44e-05	619.244	310974	6.47e-05	588.045	175351	5.14e-05	454.288	170373	6.37e-05	558.576
249745	9.29e-05	631.589	313952	7.71e-05	598.030	177410	5.53e-05	455.585	173634	6.92e-05	568.826
251954	9.11e-05	643.971	316738	7.30e-05	610.663	179517	5.09e-05	459.226	176652	7.32e-05	576.470
254052	0.000102	653.975	319386	8.52e-05	621.026	181779	4.59e-05	463.706	179545	7.65e-05	585.677
264152	0.000143	725.557	332372	0.000117	691.309	193180	6.08e-05	484.600	182366	8.03e-05	595.519
265561	0.000150	739.028	334155	0.000121	702.008	194863	6.44e-05	489.643	185102	8.49e-05	605.041
266905	0.000153	753.999	335851	0.000127	719.164	196591	5.70e-05	494.383	187666	8.81e-05	615.561
268170	0.000169	767.474	337421	0.000139	732.121	198371	6.39e-05	495.799	190043	9.51e-05	627.308
269407	0.000164	780.046	338857	0.000151	746.309	200095	6.28e-05	497.496	192307	9.75e-05	637.169
270563	0.000192	791.786	340236	0.000152	761.684	201849	6.07e-05	503.705	194435	0.000106	648.628
273654	0.000207	844.918	343948	0.000181	812.023	207290	6.04e-05	512.766	200147	0.000116	686.328
274566	0.000235	859.066	345099	0.000192	827.985	209073	5.84e-05	516.536	201925	0.000127	701.765
275403	0.000248	879.751	346157	0.000211	844.461	210848	5.99e-05	523.922	203506	0.000145	706.860
276207	0.000269	900.913	347161	0.000207	864.750	212546	6.49e-05	529.965	205007	0.000141	722.427
279666	0.000338	1000.04	351300	0.000315	963.684	220761	6.73e-05	547.311	206476	0.000152	738.245
280244	0.000363	1025.37	351990	0.000291	986.803	222221	7.51e-05	552.749	207835	0.000169	749.746
280808	0.000353	1050.02	352666	0.000341	1008.88	223612	7.48e-05	555.705	209120	0.000178	765.325
281358	0.000384	1070.69	353310	0.000320	1032.56	225038	7.16e-05	562.254	210376	0.000172	782.293
281868	0.000412	1096.64	353908	0.000387	1062.22	226512	6.89e-05	565.126	211558	0.000191	798.320
282339	0.000445	1126.79	354467	0.000373	1089.41	227877	8.34e-05	568.569	212663	0.000208	816.365
282776	0.000489	1151.39	354999	0.000429	1115.23	229264	6.85e-05	572.672	213717	0.000212	832.413
283185	0.000510	1179.43	355479	0.000451	1147.33	230766	7.35e-05	575.959	214721	0.000231	849.804
283573	0.000532	1214.68	355960	0.000432	1179.78	232172	7.59e-05	584.056	215684	0.000232	873.470
283942	0.000579	1242.73	356422	0.000482	1206.55	233628	6.96e-05	590.650	216590	0.000253	894.468
284283	0.000625	1272.35	356831	0.000551	1236.07	235046	8.26e-05	593.235	217436	0.000264	912.274
285559	0.001144	1461.72	357574	0.000626	1307.30	241784	8.22e-04	620.725	226992	0.001190	1526.88

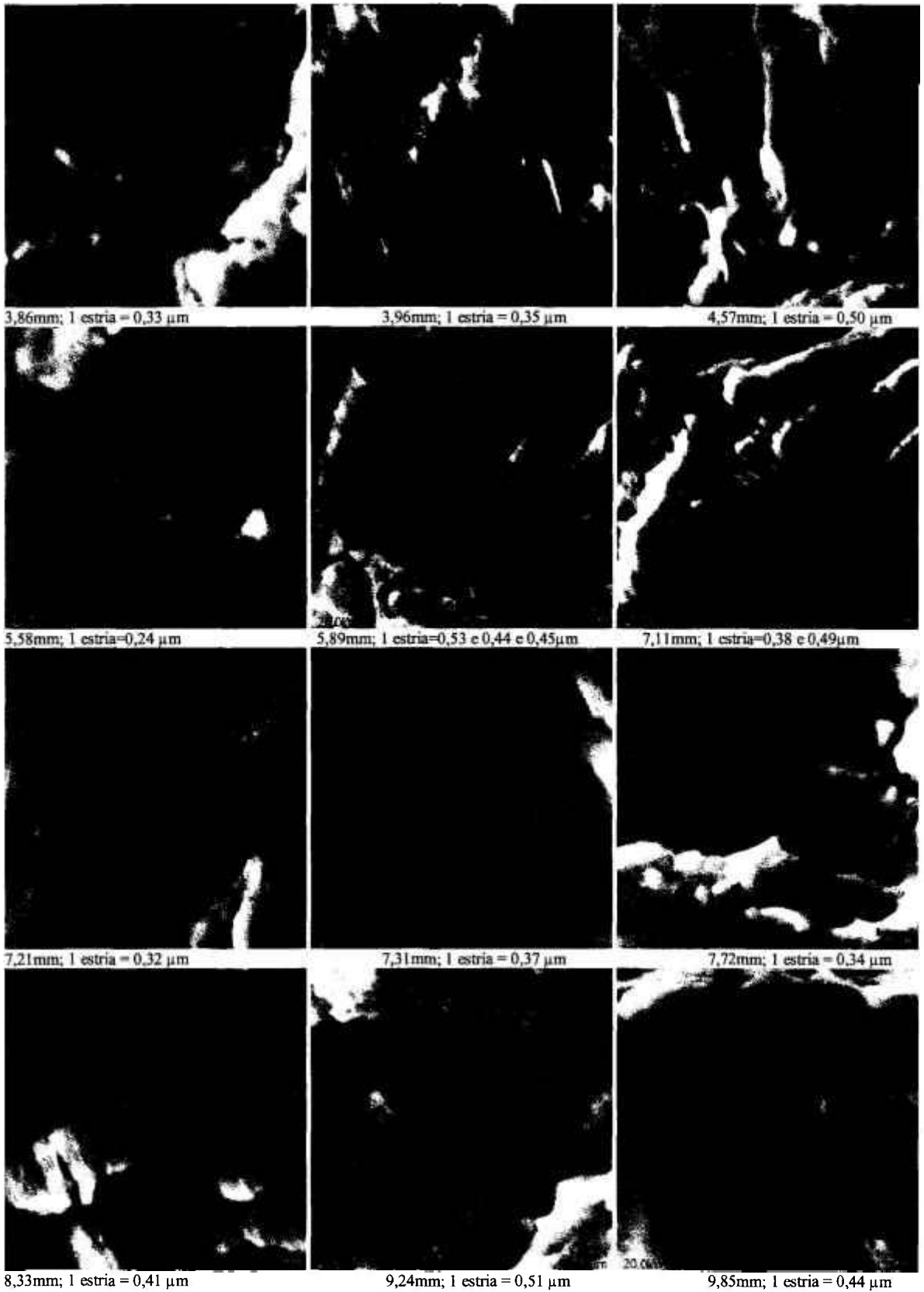
APÊNDICE E - Medição de Estrias por M.E.V
 Amostra da/dN – Classe N, Tipo TL (CP 02)

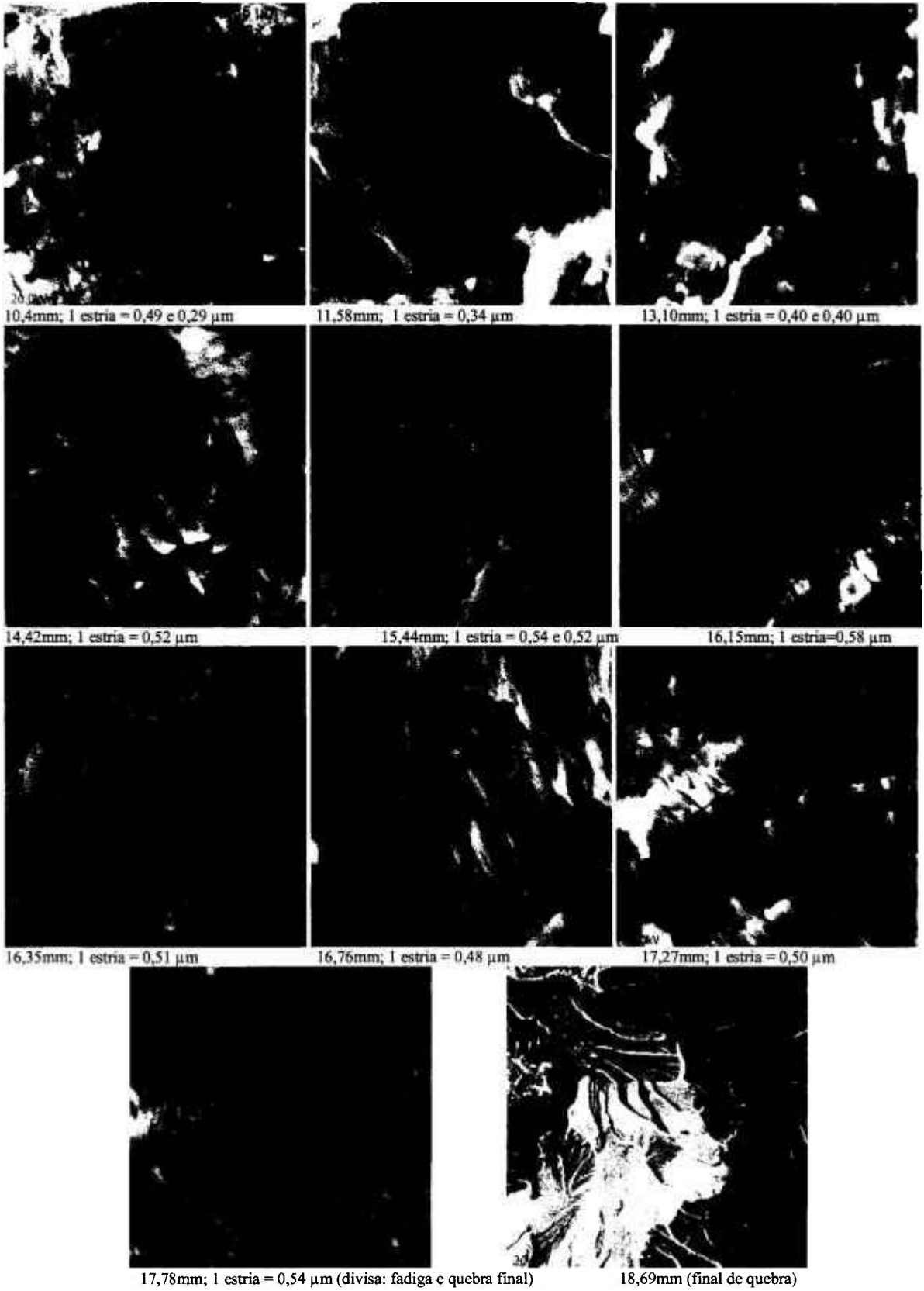


Distância de medição de estrias do início do entalhe até o final da trinca:

0,71mm; 1,42mm; 2,03mm; 2,13mm; 2,54mm; 3,04mm; 3,86mm; 3,96mm; 4,57mm; 5,58mm;
 5,89mm; 7,11mm; 7,21mm; 7,31mm; 7,72mm; 8,33mm; 9,24mm; 9,85mm; 10,4mm; 11,58mm;
 13,10mm; 14,42mm; 15,44mm; 16,15mm; 16,35mm; 6,76mm; 17,27mm; 17,78mm; 18,69mm.







APÊNDICE F - Cálculos empíricos das tensões na barra estabilizadora

Os cálculos empíricos das tensões atuantes no ponto crítico A, região de colagem do extensômetro, são descritos a partir a representação esquemática da barra mostrada nas Figuras 1 e 2 [152].

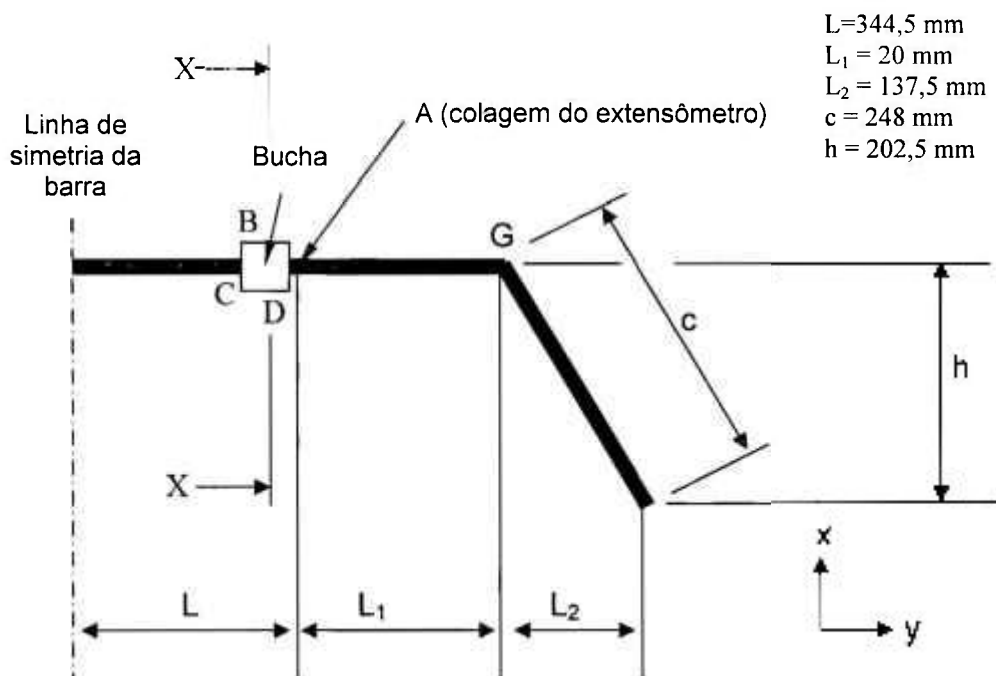


Figura 1: Vista superior simplificada da barra estabilizadora no plano 2D.

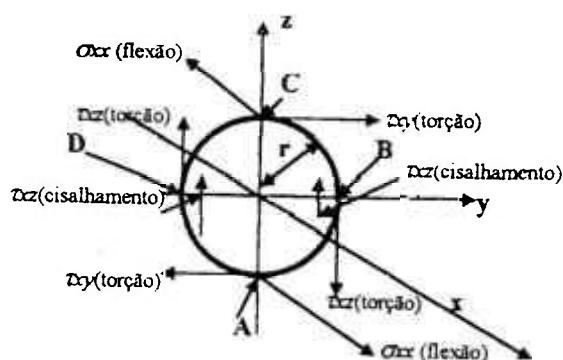


Figura 2: Seção X-X - Tensões atuantes na bucha de borracha (3D).

Conforme se verifica na Figura 2, o ponto D é mais crítico que o B, pois em D as tensões cisalhantes se somam. O ponto A é mais crítico que o ponto C, pois em A a tensão normal devido à flexão é de tração. A análise será feita no ponto A.

Para cálculo dos esforços na região de colagem do extensômetro para os dois valores de deslocamento (27,5 e 50 mm), deve-se primeiro calcular a flexibilidade (e) da barra em função do ângulo de torção.

A flexibilidade será determinada em função do ângulo de torção θ gerado na barra, mais o deslocamento resultante da deformação elástica das buchas da barra e as fechadas dos comprimentos L , L_1 , L_2 , h e c .

A flexibilidade devido ao momento de torção na barra será:

$$\theta = \frac{M_t L}{GJ}$$

$M_t = \text{momento de torção} = Fh$
 $G = \text{módulo de elasticidade transversal}$
 $J = \text{momento de inércia polar} = \pi d^4/32L$
 $L+L_1 = \text{comprimento da barra submetida a torção}$

(1)

No ponto de aplicação da força F , o deslocamento resultante devido ao ângulo θ será

$$\text{tg}\theta \cong \theta h = (M_t L)/(G \cdot J) h$$
(2)

Da equação 2 pode-se obter a flexibilidade devido à torção na barra:

$$e = \frac{h^2(L+L_1)}{GJ} (m/N)$$
(3)

Cálculo da flecha do comprimento L_1 , resultante do momento de flexão:

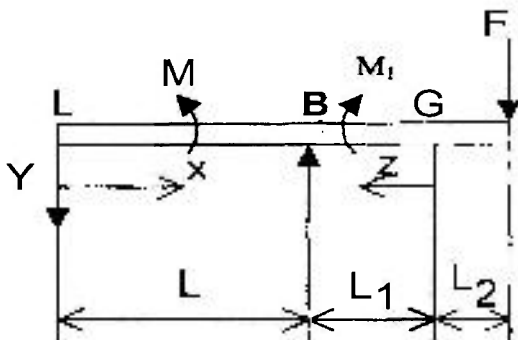


Figura 1: Diagrama de momento.

Da Figura 1, tem-se:

$$R_x = \frac{F(L_1 + L_2)}{L} \qquad R_y = F \left(L + \frac{L_1 + L_2}{L} \right)$$

Para o comprimento x , tem-se:

$$M = -\frac{F(L_1 + L_2)}{L} x \qquad (0 < x < L)$$

Da equação diferencial da linha elástica:

$$EI \frac{d^2 y}{dx^2} = M = -\frac{F(L_1 + L_2)}{L} x$$
(4)

Com a rigidez flexional constante, integram-se duas vezes, encontram-se:

$$EI \frac{dy}{dx} = EI\theta = -\frac{1}{2} \frac{F(L_1 + L_2)}{L} x^2 + c_1 \quad (5)$$

$$EIy = -\frac{1}{6} \frac{F(L_1 + L_2)}{L} x^3 + c_1 x + c_2 \quad (6)$$

Para determinação das constantes, utilizou-se a condição de contorno:

(x=0, y=0) Da equação 6, $C_2=0$

(x=L, y=0) Da equação 6, tem-se $c_1 = +\frac{1}{6} F(L_1 + L_2)L$

Substituindo o valor obtido para C_1 na equação 5, tem-se a equação da rotação:

$$\frac{dy}{dx} = \frac{F(L_1 + L_2)L}{6EL} \left[1 - 3\left(\frac{x}{L}\right)^2 \right] \quad (7)$$

Para x=L, da equação 7, a rotação no apoio B será

$$\theta_B = \frac{dy}{dx} = -\frac{F(L_1 + L_2)L}{3EL} \quad (8)$$

Para um comprimento z tem-se,

$$M_1 = FL_2 Fz \quad (0 < z < L_1) \quad (9)$$

Da equação diferencial da linha elástica:

$$EI = \frac{d^2 y}{dz^2} = FL_2 + Fz \quad (10)$$

Com a rigidez flexional constante, integram-se duas vezes, encontram-se

$$EI \frac{dy}{dz} = FL_2 z + \frac{Fz^2}{2} + c_3 \quad (11)$$

$$EIy = \frac{FL_2 z^2}{2} + \frac{Fz^3}{6} + c_3 z + c_4 \quad (12)$$

Para determinação das constantes, utilizou-se a condição de contorno

(z=L₁, y=0) substituindo na equação 12, obtém-se

$$c_4 = -\frac{FL_2 L_1^2}{2} - \frac{FL_1^3}{6} - c_3 L_1$$

($z = L_1, \theta_B = -\frac{F(L_1 + L_2)}{3EI}$) rotação no apoio B (equação 8), substituindo na eq. 12:

$$c_3 = -\frac{F(L_1 + L_2)L}{3} - FL_2L_1 - FL_1^2$$

O braço no ponto G ($z=0$), será (usando a equação 12)

$$y_G = \frac{FL_2L_1^2}{2EI} - \frac{FL_1^3}{3EI} + \frac{F(L_1 + L_2)L_1}{3EI} \quad (13)$$

No ponto de aplicação da força F, o braço será:

$$Y_F = |y_G| + |\theta_B L_2| + y_c \quad (14)$$

Substituindo na equação 14 as equações 13 e 11, tem-se

$$y_F = \frac{FL_1^2L_2}{EI} + \frac{FL_1^3}{3EI} + \frac{FL_2L_1}{EI} + FL \frac{(L_1 + L_2)^2}{3EI} \quad (15)$$

O braço resultante da flexão ao longo do comprimento c, será

$$y_c = \frac{Fc^3}{3EI} \quad (16)$$

A deformação resultante da deformação das buchas da barra será:

$$y_{coxim} = \frac{R_B}{k} = F \left(1 + \frac{L_1 + L_2}{L} \right) K^{-1} \quad \text{onde } k = \text{rigidez da bucha de borracha} \quad (17)$$

A flexibilidade total da barra estabilizadora será (equações 3, 15, 16 e 17)

$$e_{total} = \frac{L_1^2L_2}{EI} + \frac{L_1^3}{3EI} + \frac{L_2L_1}{EI} + L \frac{(L_1 + L_2)^2}{3EI} + \frac{c^3}{3EI} + \frac{h^3(L + L_1)}{GJ} + \left(1 + \frac{L_1 + L_2}{L} \right) k^{-1} \quad (18)$$

APÊNDICE G: Resumo de cálculos dos números de ciclos para a falha

CP S-N classe TR: carregamento 550 MPa

N (ciclos)	C (Paris)	TENSÃO	n (Paris)	a_i	$a_i + \text{incred.}$	g	F	diâmetro
1641,0	5,21E-11	495	2,5035	2,84E-04	3,12E-04	0,59	0,67	0,0059
1452,8	5,21E-11	495	2,5035	3,12E-04	3,41E-04	0,59	0,67	0,0059
1297,9	5,21E-11	495	2,5035	3,41E-04	3,69E-04	0,59	0,68	0,0059
1168,4	5,21E-11	495	2,5035	3,69E-04	3,98E-04	0,59	0,68	0,0059
1058,7	5,21E-11	495	2,5035	3,98E-04	4,26E-04	0,59	0,68	0,0059
964,6	5,21E-11	495	2,5035	4,26E-04	4,54E-04	0,59	0,68	0,0059
883,1	5,21E-11	495	2,5035	4,54E-04	4,83E-04	0,59	0,69	0,0059
811,9	5,21E-11	495	2,5035	4,83E-04	5,11E-04	0,59	0,69	0,0059
749,2	5,21E-11	495	2,5035	5,11E-04	5,40E-04	0,59	0,69	0,0059
693,6	5,21E-11	495	2,5035	5,40E-04	5,68E-04	0,59	0,69	0,0059
644,0	5,21E-11	495	2,5035	5,68E-04	5,96E-04	0,59	0,70	0,0059
599,4	5,21E-11	495	2,5035	5,96E-04	6,25E-04	0,60	0,70	0,0059
559,2	5,21E-11	495	2,5035	6,25E-04	6,53E-04	0,60	0,70	0,0059
522,9	5,21E-11	495	2,5035	6,53E-04	6,82E-04	0,60	0,71	0,0059
489,7	5,21E-11	495	2,5035	6,82E-04	7,10E-04	0,60	0,71	0,0059
459,5	5,21E-11	495	2,5035	7,10E-04	7,38E-04	0,60	0,72	0,0059
431,8	5,21E-11	495	2,5035	7,38E-04	7,67E-04	0,60	0,72	0,0059
406,3	5,21E-11	495	2,5035	7,67E-04	7,95E-04	0,60	0,72	0,0059
382,9	5,21E-11	495	2,5035	7,95E-04	8,24E-04	0,60	0,73	0,0059
361,2	5,21E-11	495	2,5035	8,24E-04	8,52E-04	0,60	0,73	0,0059
341,0	5,21E-11	495	2,5035	8,52E-04	8,80E-04	0,61	0,74	0,0059
322,4	5,21E-11	495	2,5035	8,80E-04	9,09E-04	0,61	0,74	0,0059
305,0	5,21E-11	495	2,5035	9,09E-04	9,37E-04	0,61	0,75	0,0059
288,8	5,21E-11	495	2,5035	9,37E-04	9,66E-04	0,61	0,75	0,0059
273,6	5,21E-11	495	2,5035	9,66E-04	9,94E-04	0,61	0,76	0,0059
259,5	5,21E-11	495	2,5035	9,94E-04	1,02E-03	0,61	0,76	0,0059
246,2	5,21E-11	495	2,5035	1,02E-03	1,05E-03	0,62	0,77	0,0059
233,8	5,21E-11	495	2,5035	1,05E-03	1,08E-03	0,62	0,77	0,0059
222,0	5,21E-11	495	2,5035	1,08E-03	1,11E-03	0,62	0,78	0,0059
211,0	5,21E-11	495	2,5035	1,11E-03	1,14E-03	0,62	0,78	0,0059
11,7	5,21E-11	495	2,5035	2,84E-03	2,87E-03	0,90	1,56	0,0059
11,2	5,21E-11	495	2,5035	2,87E-03	2,90E-03	0,91	1,58	0,0059
10,6	5,21E-11	495	2,5035	2,90E-03	2,93E-03	0,92	1,61	0,0059
10,1	5,21E-11	495	2,5035	2,93E-03	2,95E-03	0,93	1,63	0,0059
9,6	5,21E-11	495	2,5035	2,95E-03	2,98E-03	0,94	1,66	0,0059
9,1	5,21E-11	495	2,5035	2,98E-03	3,01E-03	0,95	1,68	0,0059
8,7	5,21E-11	495	2,5035	3,01E-03	3,04E-03	0,96	1,71	0,0059
8,2	5,21E-11	495	2,5035	3,04E-03	3,07E-03	0,97	1,74	0,0059
7,8	5,21E-11	495	2,5035	3,07E-03	3,10E-03	0,98	1,77	0,0059
7,4	5,21E-11	495	2,5035	3,10E-03	3,12E-03	0,99	1,80	0,0059
7,0	5,21E-11	495	2,5035	3,12E-03	3,15E-03	1,00	1,83	0,0059
6,7	5,21E-11	495	2,5035	3,15E-03	3,18E-03	1,01	1,86	0,0059
6,3	5,21E-11	495	2,5035	3,18E-03	3,21E-03	1,02	1,89	0,0059
0,0	5,21E-11	495	2,5035	3,21E-03	3,21E-03	1,03	1,92	0,0059

22.470,7	calculado
207.730	Valor experimental

CP S-N Classe TR: Carregamento 690 MPa

N (ciclos)	C (Paris)	TENSÃO	n (Paris)	a_i	$a_i + \text{increm.}$	g	F	diâmetro
930,1	5,21E-11	621	2,5035	2,84E-04	3,12E-04	0,59	0,67	0,0059
823,5	5,21E-11	621	2,5035	3,12E-04	3,41E-04	0,59	0,67	0,0059
735,7	5,21E-11	621	2,5035	3,41E-04	3,69E-04	0,59	0,68	0,0059
662,3	5,21E-11	621	2,5035	3,69E-04	3,98E-04	0,59	0,68	0,0059
600,1	5,21E-11	621	2,5035	3,98E-04	4,26E-04	0,59	0,68	0,0059
546,8	5,21E-11	621	2,5035	4,26E-04	4,54E-04	0,59	0,68	0,0059
500,6	5,21E-11	621	2,5035	4,54E-04	4,83E-04	0,59	0,69	0,0059
460,2	5,21E-11	621	2,5035	4,83E-04	5,11E-04	0,59	0,69	0,0059
424,7	5,21E-11	621	2,5035	5,11E-04	5,40E-04	0,59	0,69	0,0059
393,1	5,21E-11	621	2,5035	5,40E-04	5,68E-04	0,59	0,69	0,0059
365,0	5,21E-11	621	2,5035	5,68E-04	5,96E-04	0,59	0,70	0,0059
339,8	5,21E-11	621	2,5035	5,96E-04	6,25E-04	0,60	0,70	0,0059
317,0	5,21E-11	621	2,5035	6,25E-04	6,53E-04	0,60	0,70	0,0059
296,4	5,21E-11	621	2,5035	6,53E-04	6,82E-04	0,60	0,71	0,0059
277,6	5,21E-11	621	2,5035	6,82E-04	7,10E-04	0,60	0,71	0,0059
260,5	5,21E-11	621	2,5035	7,10E-04	7,38E-04	0,60	0,72	0,0059
244,8	5,21E-11	621	2,5035	7,38E-04	7,67E-04	0,60	0,72	0,0059
230,3	5,21E-11	621	2,5035	7,67E-04	7,95E-04	0,60	0,72	0,0059
217,0	5,21E-11	621	2,5035	7,95E-04	8,24E-04	0,60	0,73	0,0059
204,7	5,21E-11	621	2,5035	8,24E-04	8,52E-04	0,60	0,73	0,0059
193,3	5,21E-11	621	2,5035	8,52E-04	8,80E-04	0,61	0,74	0,0059
182,7	5,21E-11	621	2,5035	8,80E-04	9,09E-04	0,61	0,74	0,0059
172,9	5,21E-11	621	2,5035	9,09E-04	9,37E-04	0,61	0,75	0,0059
163,7	5,21E-11	621	2,5035	9,37E-04	9,66E-04	0,61	0,75	0,0059
155,1	5,21E-11	621	2,5035	9,66E-04	9,94E-04	0,61	0,76	0,0059
147,1	5,21E-11	621	2,5035	9,94E-04	1,02E-03	0,61	0,76	0,0059
139,6	5,21E-11	621	2,5035	1,02E-03	1,05E-03	0,62	0,77	0,0059
132,5	5,21E-11	621	2,5035	1,05E-03	1,08E-03	0,62	0,77	0,0059
125,9	5,21E-11	621	2,5035	1,08E-03	1,11E-03	0,62	0,78	0,0059
119,6	5,21E-11	621	2,5035	1,11E-03	1,14E-03	0,62	0,78	0,0059
113,7	5,21E-11	621	2,5035	1,14E-03	1,16E-03	0,62	0,79	0,0059
108,2	5,21E-11	621	2,5035	1,16E-03	1,19E-03	0,63	0,80	0,0059
103,0	5,21E-11	621	2,5035	1,19E-03	1,22E-03	0,63	0,80	0,0059
98,0	5,21E-11	621	2,5035	1,22E-03	1,25E-03	0,63	0,81	0,0059
93,3	5,21E-11	621	2,5035	1,25E-03	1,28E-03	0,63	0,82	0,0059
88,9	5,21E-11	621	2,5035	1,28E-03	1,31E-03	0,63	0,82	0,0059
84,7	5,21E-11	621	2,5035	1,31E-03	1,33E-03	0,64	0,83	0,0059
80,7	5,21E-11	621	2,5035	1,33E-03	1,36E-03	0,64	0,84	0,0059
77,0	5,21E-11	621	2,5035	1,36E-03	1,39E-03	0,64	0,84	0,0059
73,4	5,21E-11	621	2,5035	1,39E-03	1,42E-03	0,64	0,85	0,0059
70,0	5,21E-11	621	2,5035	1,42E-03	1,45E-03	0,65	0,86	0,0059
15,8	5,21E-11	621	2,5035	2,33E-03	2,36E-03	0,77	1,22	0,0059
15,1	5,21E-11	621	2,5035	2,36E-03	2,39E-03	0,78	1,23	0,0059
0,0	5,21E-11	621	2,5035	2,39E-03	2,39E-03	0,78	1,25	0,0059

12.506,7	calculado
74.744	Valor experimental

CP S-N classe TR: Carregamento 970 MPa

N (ciclos)	C (Paris)	TENSÃO	n (Paris)	a_i	$a_i + \text{incred.}$	g	F	diâmetro
396,5	5,21E-11	873	2,5035	2,84E-04	3,12E-04	0,59	0,67	0,0059
351,0	5,21E-11	873	2,5035	3,12E-04	3,41E-04	0,59	0,67	0,0059
313,6	5,21E-11	873	2,5035	3,41E-04	3,69E-04	0,59	0,68	0,0059
282,3	5,21E-11	873	2,5035	3,69E-04	3,98E-04	0,59	0,68	0,0059
255,8	5,21E-11	873	2,5035	3,98E-04	4,26E-04	0,59	0,68	0,0059
233,1	5,21E-11	873	2,5035	4,26E-04	4,54E-04	0,59	0,68	0,0059
213,4	5,21E-11	873	2,5035	4,54E-04	4,83E-04	0,59	0,69	0,0059
196,2	5,21E-11	873	2,5035	4,83E-04	5,11E-04	0,59	0,69	0,0059
181,0	5,21E-11	873	2,5035	5,11E-04	5,40E-04	0,59	0,69	0,0059
167,6	5,21E-11	873	2,5035	5,40E-04	5,68E-04	0,59	0,69	0,0059
155,6	5,21E-11	873	2,5035	5,68E-04	5,96E-04	0,59	0,70	0,0059
144,8	5,21E-11	873	2,5035	5,96E-04	6,25E-04	0,60	0,70	0,0059
135,1	5,21E-11	873	2,5035	6,25E-04	6,53E-04	0,60	0,70	0,0059
126,3	5,21E-11	873	2,5035	6,53E-04	6,82E-04	0,60	0,71	0,0059
118,3	5,21E-11	873	2,5035	6,82E-04	7,10E-04	0,60	0,71	0,0059
111,0	5,21E-11	873	2,5035	7,10E-04	7,38E-04	0,60	0,72	0,0059
104,3	5,21E-11	873	2,5035	7,38E-04	7,67E-04	0,60	0,72	0,0059
98,2	5,21E-11	873	2,5035	7,67E-04	7,95E-04	0,60	0,72	0,0059
92,5	5,21E-11	873	2,5035	7,95E-04	8,24E-04	0,60	0,73	0,0059
87,3	5,21E-11	873	2,5035	8,24E-04	8,52E-04	0,60	0,73	0,0059
82,4	5,21E-11	873	2,5035	8,52E-04	8,80E-04	0,61	0,74	0,0059
77,9	5,21E-11	873	2,5035	8,80E-04	9,09E-04	0,61	0,74	0,0059
73,7	5,21E-11	873	2,5035	9,09E-04	9,37E-04	0,61	0,75	0,0059
69,8	5,21E-11	873	2,5035	9,37E-04	9,66E-04	0,61	0,75	0,0059
66,1	5,21E-11	873	2,5035	9,66E-04	9,94E-04	0,61	0,76	0,0059
62,7	5,21E-11	873	2,5035	9,94E-04	1,02E-03	0,61	0,76	0,0059
59,5	5,21E-11	873	2,5035	1,02E-03	1,05E-03	0,62	0,77	0,0059
56,5	5,21E-11	873	2,5035	1,05E-03	1,08E-03	0,62	0,77	0,0059
53,6	5,21E-11	873	2,5035	1,08E-03	1,11E-03	0,62	0,78	0,0059
51,0	5,21E-11	873	2,5035	1,11E-03	1,14E-03	0,62	0,78	0,0059
48,5	5,21E-11	873	2,5035	1,14E-03	1,16E-03	0,62	0,79	0,0059
46,1	5,21E-11	873	2,5035	1,16E-03	1,19E-03	0,63	0,80	0,0059
43,9	5,21E-11	873	2,5035	1,19E-03	1,22E-03	0,63	0,80	0,0059
41,8	5,21E-11	873	2,5035	1,22E-03	1,25E-03	0,63	0,81	0,0059
39,8	5,21E-11	873	2,5035	1,25E-03	1,28E-03	0,63	0,82	0,0059
37,9	5,21E-11	873	2,5035	1,28E-03	1,31E-03	0,63	0,82	0,0059
36,1	5,21E-11	873	2,5035	1,31E-03	1,33E-03	0,64	0,83	0,0059
34,4	5,21E-11	873	2,5035	1,33E-03	1,36E-03	0,64	0,84	0,0059
32,8	5,21E-11	873	2,5035	1,36E-03	1,39E-03	0,64	0,84	0,0059
31,3	5,21E-11	873	2,5035	1,39E-03	1,42E-03	0,64	0,85	0,0059
29,8	5,21E-11	873	2,5035	1,42E-03	1,45E-03	0,65	0,86	0,0059
27,1	5,21E-11	873	2,5035	1,48E-03	1,51E-03	0,65	0,88	0,0059
25,9	5,21E-11	873	2,5035	1,51E-03	1,53E-03	0,65	0,88	0,0059
24,7	5,21E-11	873	2,5035	1,53E-03	1,56E-03	0,66	0,89	0,0059
6,4	5,21E-11	873	2,5035	2,36E-03	2,39E-03	0,78	1,23	0,0059
0,0	5,21E-11	873	2,5035	2,39E-03	2,39E-03	0,78	1,25	0,0059

5.331,1	calculado
11.751	Valor experimental

CP S-N Classe N: Carregamento 830 MPa

N (ciclos)	C (Paris)	TENSÃO	n (Paris)	a_i	$a_i + \text{incred.}$	g	F	diâmetro
1584,0	5,36E-12	747	2,9725	2,84E-04	3,12E-04	0,59	0,67	0,006
1371,0	5,36E-12	747	2,9725	3,12E-04	3,41E-04	0,59	0,67	0,006
1199,6	5,36E-12	747	2,9725	3,41E-04	3,69E-04	0,59	0,68	0,006
1059,1	5,36E-12	747	2,9725	3,69E-04	3,98E-04	0,59	0,68	0,006
942,4	5,36E-12	747	2,9725	3,98E-04	4,26E-04	0,59	0,68	0,006
844,0	5,36E-12	747	2,9725	4,26E-04	4,54E-04	0,59	0,68	0,006
760,3	5,36E-12	747	2,9725	4,54E-04	4,83E-04	0,59	0,68	0,006
688,3	5,36E-12	747	2,9725	4,83E-04	5,11E-04	0,59	0,69	0,006
625,9	5,36E-12	747	2,9725	5,11E-04	5,40E-04	0,59	0,69	0,006
571,3	5,36E-12	747	2,9725	5,40E-04	5,68E-04	0,59	0,69	0,006
523,3	5,36E-12	747	2,9725	5,68E-04	5,96E-04	0,59	0,70	0,006
480,8	5,36E-12	747	2,9725	5,96E-04	6,25E-04	0,60	0,70	0,006
443,0	5,36E-12	747	2,9725	6,25E-04	6,53E-04	0,60	0,70	0,006
409,1	5,36E-12	747	2,9725	6,53E-04	6,82E-04	0,60	0,71	0,006
378,7	5,36E-12	747	2,9725	6,82E-04	7,10E-04	0,60	0,71	0,006
351,3	5,36E-12	747	2,9725	7,10E-04	7,38E-04	0,60	0,71	0,006
326,4	5,36E-12	747	2,9725	7,38E-04	7,67E-04	0,60	0,72	0,006
303,8	5,36E-12	747	2,9725	7,67E-04	7,95E-04	0,60	0,72	0,006
283,3	5,36E-12	747	2,9725	7,95E-04	8,24E-04	0,60	0,73	0,006
264,4	5,36E-12	747	2,9725	8,24E-04	8,52E-04	0,60	0,73	0,006
247,2	5,36E-12	747	2,9725	8,52E-04	8,80E-04	0,61	0,73	0,006
231,3	5,36E-12	747	2,9725	8,80E-04	9,09E-04	0,61	0,74	0,006
216,7	5,36E-12	747	2,9725	9,09E-04	9,37E-04	0,61	0,74	0,006
203,2	5,36E-12	747	2,9725	9,37E-04	9,66E-04	0,61	0,75	0,006
190,7	5,36E-12	747	2,9725	9,66E-04	9,94E-04	0,61	0,75	0,006
179,2	5,36E-12	747	2,9725	9,94E-04	1,02E-03	0,61	0,76	0,006
168,4	5,36E-12	747	2,9725	1,02E-03	1,05E-03	0,61	0,76	0,006
158,5	5,36E-12	747	2,9725	1,05E-03	1,08E-03	0,62	0,77	0,006
149,2	5,36E-12	747	2,9725	1,08E-03	1,11E-03	0,62	0,78	0,006
140,5	5,36E-12	747	2,9725	1,11E-03	1,14E-03	0,62	0,78	0,006
132,4	5,36E-12	747	2,9725	1,14E-03	1,16E-03	0,62	0,79	0,006
124,9	5,36E-12	747	2,9725	1,16E-03	1,19E-03	0,62	0,79	0,006
117,8	5,36E-12	747	2,9725	1,19E-03	1,22E-03	0,63	0,80	0,006
111,2	5,36E-12	747	2,9725	1,22E-03	1,25E-03	0,63	0,81	0,006
105,0	5,36E-12	747	2,9725	1,25E-03	1,28E-03	0,63	0,81	0,006
99,2	5,36E-12	747	2,9725	1,28E-03	1,31E-03	0,63	0,82	0,006
93,7	5,36E-12	747	2,9725	1,31E-03	1,33E-03	0,63	0,82	0,006
88,6	5,36E-12	747	2,9725	1,33E-03	1,36E-03	0,64	0,83	0,006
83,8	5,36E-12	747	2,9725	1,36E-03	1,39E-03	0,64	0,84	0,006
79,2	5,36E-12	747	2,9725	1,39E-03	1,42E-03	0,64	0,85	0,006
74,9	5,36E-12	747	2,9725	1,42E-03	1,45E-03	0,64	0,85	0,006
67,1	5,36E-12	747	2,9725	1,48E-03	1,51E-03	0,65	0,87	0,006
63,5	5,36E-12	747	2,9725	1,51E-03	1,53E-03	0,65	0,88	0,006
51,1	5,36E-12	747	2,9725	1,62E-03	1,65E-03	0,66	0,91	0,006
9,5	5,36E-12	747	2,9725	2,50E-03	2,53E-03	0,80	1,29	0,006
0,0	5,36E-12	747	2,9725	2,53E-03	2,53E-03	0,81	1,31	0,006

17.576,9	calculado
17.183,0	Valor experimental

CP S-N Classe N: Carregamento 550 MPa

N (ciclos)	C (Paris)	TENSÃO	n (Paris)	a_i	$a_i + \text{incem.}$	g	F	diâmetro
5382,7	5,36E-12	495	2,9725	2,84E-04	3,12E-04	0,59	0,67	0,006
4658,8	5,36E-12	495	2,9725	3,12E-04	3,41E-04	0,59	0,67	0,006
4076,2	5,36E-12	495	2,9725	3,41E-04	3,69E-04	0,59	0,68	0,006
3599,0	5,36E-12	495	2,9725	3,69E-04	3,98E-04	0,59	0,68	0,006
3202,2	5,36E-12	495	2,9725	3,98E-04	4,26E-04	0,59	0,68	0,006
2868,1	5,36E-12	495	2,9725	4,26E-04	4,54E-04	0,59	0,68	0,006
2583,5	5,36E-12	495	2,9725	4,54E-04	4,83E-04	0,59	0,68	0,006
2338,9	5,36E-12	495	2,9725	4,83E-04	5,11E-04	0,59	0,69	0,006
2126,7	5,36E-12	495	2,9725	5,11E-04	5,40E-04	0,59	0,69	0,006
1941,3	5,36E-12	495	2,9725	5,40E-04	5,68E-04	0,59	0,69	0,006
1778,2	5,36E-12	495	2,9725	5,68E-04	5,96E-04	0,59	0,70	0,006
1633,7	5,36E-12	495	2,9725	5,96E-04	6,25E-04	0,60	0,70	0,006
1505,2	5,36E-12	495	2,9725	6,25E-04	6,53E-04	0,60	0,70	0,006
1390,2	5,36E-12	495	2,9725	6,53E-04	6,82E-04	0,60	0,71	0,006
1286,9	5,36E-12	495	2,9725	6,82E-04	7,10E-04	0,60	0,71	0,006
1193,7	5,36E-12	495	2,9725	7,10E-04	7,38E-04	0,60	0,71	0,006
1109,2	5,36E-12	495	2,9725	7,38E-04	7,67E-04	0,60	0,72	0,006
1032,5	5,36E-12	495	2,9725	7,67E-04	7,95E-04	0,60	0,72	0,006
962,5	5,36E-12	495	2,9725	7,95E-04	8,24E-04	0,60	0,73	0,006
898,5	5,36E-12	495	2,9725	8,24E-04	8,52E-04	0,60	0,73	0,006
839,9	5,36E-12	495	2,9725	8,52E-04	8,80E-04	0,61	0,73	0,006
786,0	5,36E-12	495	2,9725	8,80E-04	9,09E-04	0,61	0,74	0,006
736,3	5,36E-12	495	2,9725	9,09E-04	9,37E-04	0,61	0,74	0,006
690,5	5,36E-12	495	2,9725	9,37E-04	9,66E-04	0,61	0,75	0,006
648,1	5,36E-12	495	2,9725	9,66E-04	9,94E-04	0,61	0,75	0,006
608,8	5,36E-12	495	2,9725	9,94E-04	1,02E-03	0,61	0,76	0,006
572,4	5,36E-12	495	2,9725	1,02E-03	1,05E-03	0,61	0,76	0,006
538,5	5,36E-12	495	2,9725	1,05E-03	1,08E-03	0,62	0,77	0,006
506,9	5,36E-12	495	2,9725	1,08E-03	1,11E-03	0,62	0,78	0,006
477,5	5,36E-12	495	2,9725	1,11E-03	1,14E-03	0,62	0,78	0,006
450,0	5,36E-12	495	2,9725	1,14E-03	1,16E-03	0,62	0,79	0,006
424,4	5,36E-12	495	2,9725	1,16E-03	1,19E-03	0,62	0,79	0,006
400,4	5,36E-12	495	2,9725	1,19E-03	1,22E-03	0,63	0,80	0,006
377,9	5,36E-12	495	2,9725	1,22E-03	1,25E-03	0,63	0,81	0,006
356,8	5,36E-12	495	2,9725	1,25E-03	1,28E-03	0,63	0,81	0,006
337,0	5,36E-12	495	2,9725	1,28E-03	1,31E-03	0,63	0,82	0,006
318,5	5,36E-12	495	2,9725	1,31E-03	1,33E-03	0,63	0,82	0,006
301,0	5,36E-12	495	2,9725	1,33E-03	1,36E-03	0,64	0,83	0,006
284,6	5,36E-12	495	2,9725	1,36E-03	1,39E-03	0,64	0,84	0,006
228,0	5,36E-12	495	2,9725	1,48E-03	1,51E-03	0,65	0,87	0,006
215,8	5,36E-12	495	2,9725	1,51E-03	1,53E-03	0,65	0,88	0,006
204,3	5,36E-12	495	2,9725	1,53E-03	1,56E-03	0,65	0,88	0,006
193,5	5,36E-12	495	2,9725	1,56E-03	1,59E-03	0,66	0,89	0,006
183,2	5,36E-12	495	2,9725	1,59E-03	1,62E-03	0,66	0,90	0,006
19,5	5,36E-12	495	2,9725	2,75E-03	2,78E-03	0,86	1,46	0,006
18,4	5,36E-12	495	2,9725	2,78E-03	2,81E-03	0,87	1,48	0,006
0,0	5,36E-12	495	2,9725	2,81E-03	2,81E-03	0,88	1,50	0,006

59.968	calculado
142.567	Valor experimental

CP S-N classe N : Carregamento 440 MPa

N (ciclos)	C (Paris)	TENSÃO	n (Paris)	a_i	a_i +incred.	g	F	diâmetro
10448,8	5,36E-12	396	2,9725	2,84E-04	3,12E-04	0,59	0,67	0,006
9043,6	5,36E-12	396	2,9725	3,12E-04	3,41E-04	0,59	0,67	0,006
7912,7	5,36E-12	396	2,9725	3,41E-04	3,69E-04	0,59	0,68	0,006
6986,3	5,36E-12	396	2,9725	3,69E-04	3,98E-04	0,59	0,68	0,006
6216,0	5,36E-12	396	2,9725	3,98E-04	4,26E-04	0,59	0,68	0,006
5567,4	5,36E-12	396	2,9725	4,26E-04	4,54E-04	0,59	0,68	0,006
5015,1	5,36E-12	396	2,9725	4,54E-04	4,83E-04	0,59	0,68	0,006
4540,2	5,36E-12	396	2,9725	4,83E-04	5,11E-04	0,59	0,69	0,006
4128,3	5,36E-12	396	2,9725	5,11E-04	5,40E-04	0,59	0,69	0,006
3768,4	5,36E-12	396	2,9725	5,40E-04	5,68E-04	0,59	0,69	0,006
3451,7	5,36E-12	396	2,9725	5,68E-04	5,96E-04	0,59	0,70	0,006
3171,4	5,36E-12	396	2,9725	5,96E-04	6,25E-04	0,60	0,70	0,006
2921,9	5,36E-12	396	2,9725	6,25E-04	6,53E-04	0,60	0,70	0,006
2698,6	5,36E-12	396	2,9725	6,53E-04	6,82E-04	0,60	0,71	0,006
2498,1	5,36E-12	396	2,9725	6,82E-04	7,10E-04	0,60	0,71	0,006
2317,1	5,36E-12	396	2,9725	7,10E-04	7,38E-04	0,60	0,71	0,006
2153,2	5,36E-12	396	2,9725	7,38E-04	7,67E-04	0,60	0,72	0,006
2004,2	5,36E-12	396	2,9725	7,67E-04	7,95E-04	0,60	0,72	0,006
1868,4	5,36E-12	396	2,9725	7,95E-04	8,24E-04	0,60	0,73	0,006
1744,2	5,36E-12	396	2,9725	8,24E-04	8,52E-04	0,60	0,73	0,006
1630,4	5,36E-12	396	2,9725	8,52E-04	8,80E-04	0,61	0,73	0,006
1525,7	5,36E-12	396	2,9725	8,80E-04	9,09E-04	0,61	0,74	0,006
1429,4	5,36E-12	396	2,9725	9,09E-04	9,37E-04	0,61	0,74	0,006
1340,4	5,36E-12	396	2,9725	9,37E-04	9,66E-04	0,61	0,75	0,006
1258,1	5,36E-12	396	2,9725	9,66E-04	9,94E-04	0,61	0,75	0,006
1181,8	5,36E-12	396	2,9725	9,94E-04	1,02E-03	0,61	0,76	0,006
1111,1	5,36E-12	396	2,9725	1,02E-03	1,05E-03	0,61	0,76	0,006
1045,3	5,36E-12	396	2,9725	1,05E-03	1,08E-03	0,62	0,77	0,006
984,0	5,36E-12	396	2,9725	1,08E-03	1,11E-03	0,62	0,78	0,006
926,9	5,36E-12	396	2,9725	1,11E-03	1,14E-03	0,62	0,78	0,006
873,6	5,36E-12	396	2,9725	1,14E-03	1,16E-03	0,62	0,79	0,006
823,8	5,36E-12	396	2,9725	1,16E-03	1,19E-03	0,62	0,79	0,006
777,2	5,36E-12	396	2,9725	1,19E-03	1,22E-03	0,63	0,80	0,006
733,5	5,36E-12	396	2,9725	1,22E-03	1,25E-03	0,63	0,81	0,006
692,6	5,36E-12	396	2,9725	1,25E-03	1,28E-03	0,63	0,81	0,006
654,3	5,36E-12	396	2,9725	1,28E-03	1,31E-03	0,63	0,82	0,006
618,2	5,36E-12	396	2,9725	1,31E-03	1,33E-03	0,63	0,82	0,006
584,3	5,36E-12	396	2,9725	1,33E-03	1,36E-03	0,64	0,83	0,006
552,5	5,36E-12	396	2,9725	1,36E-03	1,39E-03	0,64	0,84	0,006
522,5	5,36E-12	396	2,9725	1,39E-03	1,42E-03	0,64	0,85	0,006
494,3	5,36E-12	396	2,9725	1,42E-03	1,45E-03	0,64	0,85	0,006
418,9	5,36E-12	396	2,9725	1,51E-03	1,53E-03	0,65	0,88	0,006
396,6	5,36E-12	396	2,9725	1,53E-03	1,56E-03	0,65	0,88	0,006
10,0	5,36E-12	396	2,9725	3,38E-03	3,41E-03	1,09	2,06	0,006
0,0	5,36E-12	396	2,9725	3,41E-03	3,41E-03	1,10	2,09	0,006

116.825,1	calculado
323.891	Valor experimental

CP S-N classe N: Carregamento 390 MPa

N (ciclos)	C (Paris)	TENSÃO	n (Paris)	a_i	a_i +incred.	g	F	diâmetro
14955,1	5,36E-12	351	2,97	2,84E-04	3,12E-04	0,59	0,67	0,006
12943,9	5,36E-12	351	2,97	3,12E-04	3,41E-04	0,59	0,67	0,006
11325,2	5,36E-12	351	2,97	3,41E-04	3,69E-04	0,59	0,68	0,006
9999,3	5,36E-12	351	2,97	3,69E-04	3,98E-04	0,59	0,68	0,006
8896,9	5,36E-12	351	2,97	3,98E-04	4,26E-04	0,59	0,68	0,006
7968,5	5,36E-12	351	2,97	4,26E-04	4,54E-04	0,59	0,68	0,006
7178,0	5,36E-12	351	2,97	4,54E-04	4,83E-04	0,59	0,68	0,006
6498,3	5,36E-12	351	2,97	4,83E-04	5,11E-04	0,59	0,69	0,006
5908,8	5,36E-12	351	2,97	5,11E-04	5,40E-04	0,59	0,69	0,006
5393,6	5,36E-12	351	2,97	5,40E-04	5,68E-04	0,59	0,69	0,006
4940,4	5,36E-12	351	2,97	5,68E-04	5,96E-04	0,59	0,70	0,006
4539,1	5,36E-12	351	2,97	5,96E-04	6,25E-04	0,60	0,70	0,006
4182,0	5,36E-12	351	2,97	6,25E-04	6,53E-04	0,60	0,70	0,006
3862,5	5,36E-12	351	2,97	6,53E-04	6,82E-04	0,60	0,71	0,006
3575,4	5,36E-12	351	2,97	6,82E-04	7,10E-04	0,60	0,71	0,006
3316,4	5,36E-12	351	2,97	7,10E-04	7,38E-04	0,60	0,71	0,006
3081,8	5,36E-12	351	2,97	7,38E-04	7,67E-04	0,60	0,72	0,006
2868,6	5,36E-12	351	2,97	7,67E-04	7,95E-04	0,60	0,72	0,006
2674,2	5,36E-12	351	2,97	7,95E-04	8,24E-04	0,60	0,73	0,006
2496,5	5,36E-12	351	2,97	8,24E-04	8,52E-04	0,60	0,73	0,006
2333,5	5,36E-12	351	2,97	8,52E-04	8,80E-04	0,61	0,73	0,006
2183,8	5,36E-12	351	2,97	8,80E-04	9,09E-04	0,61	0,74	0,006
2045,8	5,36E-12	351	2,97	9,09E-04	9,37E-04	0,61	0,74	0,006
1918,5	5,36E-12	351	2,97	9,37E-04	9,66E-04	0,61	0,75	0,006
1800,7	5,36E-12	351	2,97	9,66E-04	9,94E-04	0,61	0,75	0,006
1691,5	5,36E-12	351	2,97	9,94E-04	1,02E-03	0,61	0,76	0,006
1590,2	5,36E-12	351	2,97	1,02E-03	1,05E-03	0,61	0,76	0,006
1496,1	5,36E-12	351	2,97	1,05E-03	1,08E-03	0,62	0,77	0,006
1408,4	5,36E-12	351	2,97	1,08E-03	1,11E-03	0,62	0,78	0,006
1326,7	5,36E-12	351	2,97	1,11E-03	1,14E-03	0,62	0,78	0,006
1250,4	5,36E-12	351	2,97	1,14E-03	1,16E-03	0,62	0,79	0,006
1179,1	5,36E-12	351	2,97	1,16E-03	1,19E-03	0,62	0,79	0,006
1112,4	5,36E-12	351	2,97	1,19E-03	1,22E-03	0,63	0,80	0,006
1049,9	5,36E-12	351	2,97	1,22E-03	1,25E-03	0,63	0,81	0,006
991,4	5,36E-12	351	2,97	1,25E-03	1,28E-03	0,63	0,81	0,006
936,4	5,36E-12	351	2,97	1,28E-03	1,31E-03	0,63	0,82	0,006
884,8	5,36E-12	351	2,97	1,31E-03	1,33E-03	0,63	0,82	0,006
836,4	5,36E-12	351	2,97	1,33E-03	1,36E-03	0,64	0,83	0,006
790,8	5,36E-12	351	2,97	1,36E-03	1,39E-03	0,64	0,84	0,006
747,9	5,36E-12	351	2,97	1,39E-03	1,42E-03	0,64	0,85	0,006
707,4	5,36E-12	351	2,97	1,42E-03	1,45E-03	0,64	0,85	0,006
669,4	5,36E-12	351	2,97	1,45E-03	1,48E-03	0,65	0,86	0,006
633,5	5,36E-12	351	2,97	1,48E-03	1,51E-03	0,65	0,87	0,006
0,0	5,36E-12	351	2,97	3,83E-03	3,83E-03	1,36	2,79	0,006

167.341	calculado
470.327,0	Valor experimental

Barra estabilizadora: classe de TR

N (ciclos)	C (Paris)	TENSÃO	n (Paris)	a_i	$a_i + \text{increm.}$	g	F	diâmetro
1718,5	5,21E-11	449	2,50	0,000284	0,000312	0,59	0,66	0,018
1531,0	5,21E-11	449	2,50	0,0003124	0,000341	0,59	0,66	0,018
1376,9	5,21E-11	449	2,50	0,0003408	0,000369	0,59	0,66	0,018
1248,3	5,21E-11	449	2,50	0,0003692	0,000398	0,59	0,66	0,018
1139,5	5,21E-11	449	2,50	0,0003976	0,000426	0,59	0,66	0,018
1046,4	5,21E-11	449	2,50	0,000426	0,000454	0,59	0,66	0,018
965,9	5,21E-11	449	2,50	0,0004544	0,000483	0,59	0,66	0,018
895,7	5,21E-11	449	2,50	0,0004828	0,000511	0,59	0,66	0,018
833,9	5,21E-11	449	2,50	0,0005112	0,00054	0,59	0,66	0,018
779,2	5,21E-11	449	2,50	0,0005396	0,000568	0,59	0,66	0,018
730,5	5,21E-11	449	2,50	0,000568	0,000596	0,59	0,66	0,018
686,8	5,21E-11	449	2,50	0,0005964	0,000625	0,59	0,67	0,018
647,5	5,21E-11	449	2,50	0,0006248	0,000653	0,59	0,67	0,018
611,9	5,21E-11	449	2,50	0,0006532	0,000682	0,59	0,67	0,018
579,6	5,21E-11	449	2,50	0,0006816	0,00071	0,59	0,67	0,018
550,0	5,21E-11	449	2,50	0,00071	0,000738	0,59	0,67	0,018
523,0	5,21E-11	449	2,50	0,0007384	0,000767	0,59	0,67	0,018
498,2	5,21E-11	449	2,50	0,0007668	0,000795	0,59	0,67	0,018
475,3	5,21E-11	449	2,50	0,0007952	0,000824	0,59	0,67	0,018
454,1	5,21E-11	449	2,50	0,0008236	0,000852	0,59	0,67	0,018
434,5	5,21E-11	449	2,50	0,000852	0,00088	0,59	0,67	0,018
416,2	5,21E-11	449	2,50	0,0008804	0,000909	0,59	0,67	0,018
399,3	5,21E-11	449	2,50	0,0009088	0,000937	0,59	0,67	0,018
383,4	5,21E-11	449	2,50	0,0009372	0,000966	0,59	0,67	0,018
368,6	5,21E-11	449	2,50	0,0009656	0,000994	0,59	0,67	0,018
354,7	5,21E-11	449	2,50	0,000994	0,001022	0,59	0,67	0,018
341,6	5,21E-11	449	2,50	0,0010224	0,001051	0,59	0,68	0,018
329,4	5,21E-11	449	2,50	0,0010508	0,001079	0,59	0,68	0,018
317,8	5,21E-11	449	2,50	0,0010792	0,001108	0,59	0,68	0,018
306,9	5,21E-11	449	2,50	0,0011076	0,001136	0,59	0,68	0,018
296,6	5,21E-11	449	2,50	0,001136	0,001164	0,59	0,68	0,018
286,8	5,21E-11	449	2,50	0,0011644	0,001193	0,59	0,68	0,018
277,5	5,21E-11	449	2,50	0,0011928	0,001221	0,59	0,68	0,018
268,8	5,21E-11	449	2,50	0,0012212	0,00125	0,59	0,68	0,018
260,4	5,21E-11	449	2,50	0,0012496	0,001278	0,59	0,68	0,018
252,5	5,21E-11	449	2,50	0,001278	0,001306	0,59	0,68	0,018
244,9	5,21E-11	449	2,50	0,0013064	0,001335	0,59	0,68	0,018
237,7	5,21E-11	449	2,50	0,0013348	0,001363	0,59	0,68	0,018
230,8	5,21E-11	449	2,50	0,0013632	0,001392	0,59	0,68	0,018
224,3	5,21E-11	449	2,50	0,0013916	0,00142	0,59	0,69	0,018
218,0	5,21E-11	449	2,50	0,00142	0,001448	0,59	0,69	0,018
212,0	5,21E-11	449	2,50	0,0014484	0,001477	0,59	0,69	0,018
200,7	5,21E-11	449	2,50	0,0015052	0,001534	0,59	0,69	0,018
195,4	5,21E-11	449	2,50	0,0015336	0,001562	0,59	0,69	0,018
180,8	5,21E-11	449	2,50	0,0016188	0,001647	0,59	0,69	0,018
6,7	5,21E-11	449	2,50	0,0071852	0,007214	0,78	1,23	0,018
0,0	5,21E-11	449	2,50	0,0072136	0,007214	0,78	1,24	0,018

34.180,8	calculado
52.639	Valor experimental

Barra estabilizadora: classe de N

N (ciclos)	C (Paris)	TENSÃO	n (Paris)	a_i	$a_i + \text{incred.}$	g	F	diâmetro
5677,4	5,36E-12	449	2,97	2,84E-04	3,12E-04	0,59	0,66	0,018
4949,4	5,36E-12	449	2,97	3,12E-04	3,41E-04	0,59	0,66	0,018
4363,7	5,36E-12	449	2,97	3,41E-04	3,69E-04	0,59	0,66	0,018
3884,1	5,36E-12	449	2,97	3,69E-04	3,98E-04	0,59	0,66	0,018
3485,6	5,36E-12	449	2,97	3,98E-04	4,26E-04	0,59	0,66	0,018
3150,0	5,36E-12	449	2,97	4,26E-04	4,54E-04	0,59	0,66	0,018
2864,3	5,36E-12	449	2,97	4,54E-04	4,83E-04	0,59	0,66	0,018
2618,7	5,36E-12	449	2,97	4,83E-04	5,11E-04	0,59	0,66	0,018
2405,7	5,36E-12	449	2,97	5,11E-04	5,40E-04	0,59	0,66	0,018
2219,6	5,36E-12	449	2,97	5,40E-04	5,68E-04	0,59	0,66	0,018
2055,7	5,36E-12	449	2,97	5,68E-04	5,96E-04	0,59	0,66	0,018
1910,7	5,36E-12	449	2,97	5,96E-04	6,25E-04	0,59	0,67	0,018
1781,5	5,36E-12	449	2,97	6,25E-04	6,53E-04	0,59	0,67	0,018
1665,8	5,36E-12	449	2,97	6,53E-04	6,82E-04	0,59	0,67	0,018
1561,7	5,36E-12	449	2,97	6,82E-04	7,10E-04	0,59	0,67	0,018
1467,7	5,36E-12	449	2,97	7,10E-04	7,38E-04	0,59	0,67	0,018
1382,5	5,36E-12	449	2,97	7,38E-04	7,67E-04	0,59	0,67	0,018
1304,9	5,36E-12	449	2,97	7,67E-04	7,95E-04	0,59	0,67	0,018
1234,0	5,36E-12	449	2,97	7,95E-04	8,24E-04	0,59	0,67	0,018
1169,0	5,36E-12	449	2,97	8,24E-04	8,52E-04	0,59	0,67	0,018
1109,3	5,36E-12	449	2,97	8,52E-04	8,80E-04	0,59	0,67	0,018
1054,2	5,36E-12	449	2,97	8,80E-04	9,09E-04	0,59	0,67	0,018
1003,4	5,36E-12	449	2,97	9,09E-04	9,37E-04	0,59	0,67	0,018
956,2	5,36E-12	449	2,97	9,37E-04	9,66E-04	0,59	0,67	0,018
912,5	5,36E-12	449	2,97	9,66E-04	9,94E-04	0,59	0,67	0,018
871,8	5,36E-12	449	2,97	9,94E-04	1,02E-03	0,59	0,67	0,018
833,8	5,36E-12	449	2,97	1,02E-03	1,05E-03	0,59	0,68	0,018
798,4	5,36E-12	449	2,97	1,05E-03	1,08E-03	0,59	0,68	0,018
765,2	5,36E-12	449	2,97	1,08E-03	1,11E-03	0,59	0,68	0,018
734,1	5,36E-12	449	2,97	1,11E-03	1,14E-03	0,59	0,68	0,018
704,9	5,36E-12	449	2,97	1,14E-03	1,16E-03	0,59	0,68	0,018
677,4	5,36E-12	449	2,97	1,16E-03	1,19E-03	0,59	0,68	0,018
651,5	5,36E-12	449	2,97	1,19E-03	1,22E-03	0,59	0,68	0,018
627,1	5,36E-12	449	2,97	1,22E-03	1,25E-03	0,59	0,68	0,018
604,1	5,36E-12	449	2,97	1,25E-03	1,28E-03	0,59	0,68	0,018
582,3	5,36E-12	449	2,97	1,28E-03	1,31E-03	0,59	0,68	0,018
561,6	5,36E-12	449	2,97	1,31E-03	1,33E-03	0,59	0,68	0,018
542,1	5,36E-12	449	2,97	1,33E-03	1,36E-03	0,59	0,68	0,018
523,5	5,36E-12	449	2,97	1,36E-03	1,39E-03	0,59	0,68	0,018
505,9	5,36E-12	449	2,97	1,39E-03	1,42E-03	0,59	0,69	0,018
489,1	5,36E-12	449	2,97	1,42E-03	1,45E-03	0,59	0,69	0,018
473,1	5,36E-12	449	2,97	1,45E-03	1,48E-03	0,59	0,69	0,018
457,9	5,36E-12	449	2,97	1,48E-03	1,51E-03	0,59	0,69	0,018
443,4	5,36E-12	449	2,97	1,51E-03	1,53E-03	0,59	0,69	0,018
4,1	5,36E-12	449	2,97	8,18E-03	8,21E-03	0,85	1,44	0,018
0,0	5,36E-12	449	2,97	8,21E-03	8,21E-03	0,86	1,44	0,018

86.331,5	calculado
60.685	Valor experimental

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. BIGNONNET, A. An overview on fatigue problems in the car industry. In: **ECF 12 -EUROPEAN CONFERENCE ON FRACTURE**, 1998; *Proceeding...* Véliz: France, 1988, p. 17-23, 1988.
2. PSA PEUGEOT CITROEN. Fatigue design in automotive industry. *Fatigue 96*; p. 1825-1837, 1996.
3. SCHIJVE, J. Predictions on fatigue life and crack growth as an engineering problem. A state of the art survey. *Fatigue 96*; p. 1149-1164, 1996.
4. HAGEDORN, K. E.; PARDUN, M. Some aspects of fracture mechanics research during the last 25 years. *Steel Research*; v. 69, n. 4, p. 206-213, 1998.
5. BLARASIN, A.; FARSETTI, P. A procedure for the rational choice of microalloyed steels for automotive hot-forged. *International Journal of Fatigue*; v. 11, n. 1, p. 13-18, Jan. 1989.
6. CONLE, F.A.; MOUSSEAU, C. W. Using vehicle dynamics simulations and finite-element results to generate fatigue life contours for chassis components. *International Journal of Fatigue*; v. 13, n. 3, p. 195-205, May 1991.
7. UNG-LI, L.; RAYMOND, M. N.; VILLAIRE, M. A. Durability design process of a vehicle suspension component. *Journal of Testing and Evaluation*; v. 23, n. 5, p. 354-363, Sept, 1995.
8. TAYLOR, D. Crack modelling: A novel technique for the prediction of fatigue failure in the presence of stress concentrations. *Computational Mechanics*; v. 20, p. 176-180, 1997.
9. RAO, S. S.; TAJANDRA, M. Reliability-based design of automotive transmission systems. *Reliability Engineering and Sytem Safety*; v. 46, p. 159-169, 1994.
10. SONSINO, C. M.; HUPPMANN, W. J. Fatigue design of PM automotive components. *Institute Journal Vehicle Design*; v. 6, n. 3, p. 297-311, 1985.
11. GUSTAVSSON, A. ; LARSSON, M.; MELANDER, A.; Fatigue life of pressed steel sheet components; *International Journal of Fatigue*; v. 19, n. 8, p. 613- 619, 1997.
12. COLOSIO, M. A.; ANDRADE, A. H. P.; SANTOS, J. C. Overview of automotive component failures. SAE 2000-01-3231. In: **IX CONGRESSO E EXPOSIÇÃO INTERNACIONAIS DA TECNOLOGIA DA MOBILIDADE**; 3 Outubro de 2000, São Paulo-BR. *Anais...* São Paulo, 2000, p. 1-12.
13. KAYNAK, C.; ANKARA, A.; BAKER, T. J. Effects of short cracks on fatigue life calculations. *International Journal of Fatigue*; v. 18, n.1, p. 25-31, 1996.
14. BERETTA, S.; MURAKAMI, Y. Statistical analysis of defects for fatigue strength prediction and quality control of materials. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*; v.21, p. 1049-1065, May 1998.
15. LUKAS, P.; KUNZ, L. Effect of mean stress on cyclic stress-strain response and high cycle fatigue life. *International Journal of Fatigue*; v. 11, n. 1, p. 55-58, Jan. 1989.
16. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING & MATERIALS - ASTM. Standard practice for presentation of constant amplitude fatigue results for metallic. *ASTM E468-90*; p. 1-6, June 1990.
17. WEIBULL, W. A statistical distribution function of wide applicability; p. 1-7, 2001. Disponível em: <<http://www.barringerl.com/wa.htm>>.

18. BORGES, W. S.; COLOSIMO, E. A.; FREITAS, M. A. Métodos estatísticos e melhoria da qualidade: Construindo confiabilidade em produtos. ABE - Associação Brasileira de Estatística; p.43-57, 1985.
19. KUNZ, L.; LUKAS, P.; WEISS, B.; MELISOVA, D. Effect of loading history on cyclic stress-strain response. *Materials Science and Engineering*; v. 314, p. 1-6, 2001.
20. FATEMI, A.; YANG, L. Cumulative fatigue damage and life prediction theories: A survey of the state of the art for homogeneous materials. *International Journal of Fatigue*; v. 20, n. 1, p. 9-34, 1998.
21. XIA, Z.; KUJAWSKI, D.; ELLYIN, F. Effect of mean stress and ratcheting strain on fatigue life of steel. *International Journal of Fatigue*, v. 18, n. 5, p. 335-341, 1996.
22. BERRETA, S.; MURAKAMI, Y.; SIF and threshold for small cracks at small notches under torsion. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*; v. 23, p. 97-104, Sept. 1999.
23. ISHIHARA, S.; MCEVILY, A. J. A coaxing effect in the small fatigue crack growth regime; *Scripta Materialia*; v. 40, n. 5, p. 617-622, 1999.
24. SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS- SAE. Fatigue Design and Evaluation Committee. *Fatigue Design Handbook* - AE 22, 1997.
25. MUGHRABI, H.; WANG, R.; DIFFER, K.; ESSMANN, U. Fatigue crack initiation by cyclic slip irreversibilities in high-cycle fatigue; *Fatigue mechanisms: Advances in quantitative measurement of physical damage, ASTM PCN 04-811110000-30*. p. 5-41, 1983.
26. SADANANDA, K.; VASUDEVAN, A. K. Short crack growth and internal stresses. *International Journal of Fatigue*, v. 19, n. 93, p. 99-108, June 1997.
27. ZANG, M.; YANG, I.; TAN, Y. Micromechanisms of fatigue crack nucleation and short crack growth in a low carbon steel under low cycle impact fatigue loading. *International Journal of Fatigue*, v. 21, p. 823- 830, Mar. 1999.
28. IBRAHIM, M. F. E.; MILLER, K. J. Determination of fatigue crack initiation life. *Fatigue of Engineering Materials and Structures*, v. 2, p. 351-360, 1980.
29. COLLINS, J. A. *Failure of Materials in Mechanical Design: analysis, prediction, prevention*. 2.ed. New York, N.Y., John Wiley & Sons, 1993.
30. HAMMOUDA, M. M.; SMITH, R. A.; MILLER, K. J. Elastic-plastic fracture mechanics for initiation and propagation of notch fatigue cracks. *Fatigue of Engineering Materials and Structures*, v. 2, p. 139-54, 1979.
31. WANG, G. S. A probabilistic damage accumulation solution based on crack closure model. *International Journal of Fatigue*, v. 21, p. 531-547, Feb. 1999.
32. ANDERSON, T. L. *Fracture Mechanics: Fundamentals and applications*. 2.ed., CRC Press; 1995.
33. MAKABLE, C.; SOCIE, D.F. *Crack growth mechanisms in precracked, torsional specimens*; Article of Depart. of Mechanical Systems Engineering, University of Ryukyus, 1 Nishihara, Okinawa, 903-0213, Japan, s.d.
34. SADANANDA, K.; RAMASWAMY, D. V. Role of crack tip plasticity in fatigue crack growth. *Philosophical Magazine*. v. 81, n. 5, p. 1283-1303, 2001.
35. DAVIDSON, D. L.; LANKFORD, J. Fatigue crack growth in metals and alloys: mechanisms and micromechanics. *International Materials Reviews*, v. 37, n. 2, p. 45-76, 1992.

36. FROST, N. E.; MARSH, K. J.; POOK, L. P. **Metal fatigue**; Mineola, New York; Dover Publications, Inc., Jan. 1999.
37. CISILINO, A. P.; ALIABADI, M. H. Three-dimensional boundary element analysis of fatigue crack growth in linear and non-linear fracture problems. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 63, p. 713-733, 1999.
38. RITCHIE, R. O.; SURESH, S. Communications: Some considerations on fatigue crack closure at near-threshold stress intensities due to fracture surface morphology. **Metallurgical Transactions A**, v. 13A, p. 937-940, May 1982.
39. LAWSON, E.Y.; CHEN, E.Y.; MESHII, M. Near-threshold fatigue: a review. **International Journal of Fatigue**, v. 21, p. 15-34, 1999.
40. LANKFORD, J. Initiation and early growth of fatigue cracks strength steel. **Journal Engineering Fracture Mechanics**, v. 9, p. 617-624, 1997.
41. KRENN, C. R.; MORRIS JR, J. W. The compatibility of crack closure and K_{max} dependent models of fatigue crack growth. **International Journal of Fatigue**, v. 21, p. 147-155, 1999.
42. ELBER, W. Fatigue crack closure under cyclic tension. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 2, p. 37-45, 1970.
43. MCEVILY, J.; RITCHIE, R. O. Crack closure and the fatigue-crack propagation threshold as a function of load ratio. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**; v 21, n 7, p. 847 July 1998.
44. KIM, J. H.; LEE, S. B. Fatigue crack opening stress based on the strip-yield model. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics**; v. 34, p. 73-84, 2000.
45. NEWMAN JR., J. C.; ELBER, W. *Fatigue crack closure: Observations and technical significance*. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING & MATERIALS - ASTM982; p. 5-34, 1988.
46. RIEMELMOSER, F. O.; GUMBSCH, P.; PIPPAN, R. Dislocation modelling of fatigue cracks: an overview. **Materials Transactions**, v. 42, n. 1, p. 2-13, 2001.
47. HOEPPNER, D. W.; KRUPP, W. E. Prediction of component life by application of fatigue crack growth knowledge. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 6, p.47-70, 1974.
48. HOMMA, H.; KURIHARA, K. Numerical analysis of fatigue striations. **Journal Mech. Phys. Solids**, v. 32, n.3, p. 213-226, 1984.
49. KURATH, P.; MORROE, D. L. Biaxial-tension crack growth in two aircraft engine alloys; *Article of Depart. of Mechanical and Industrial*, University of Illinois at Champaign; 1993.
50. ZHANG, J. Z.; BOWEN, P. On the finite element simulation of three-dimensional semi-circular crack growth and closure. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 60, n. 3, p. 341-360, June 1998.
51. MILLER, K. J. The behaviour of short fatigue cracks and their initiation. Part I- A review of two recent books. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**; v.10, n.1, p. 75-91, 1987.
52. MILLER, K. J. The short crack problem. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, v. 5, n. 3, p. 223-232, 1982.
53. HUSSAIN, K. Short fatigue crack behaviour and analytical models: A review. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 58, n. 4, p. 327-354, Nov. 1997.

54. KAYNAK, C.; ANKARA, A.; BAKER, T. J. A comparison of short and long fatigue crack growth in steel. *International Journal of Fatigue*, v.18, n.1, p. 17-23, 1996.
55. McDOWELL, D. L. Multiaxial small fatigue crack growth in metals. *International Journal of Fatigue*, v. 19, n.1, p. 127-135, 1998.
56. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING & MATERIALS - ASTM. Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates. *ASTM E647-00*, p. 1-42, 2000.
57. MCDOWELL, D. L. An engineering model for propagation of small cracks in fatigue. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 56, n. 3, p. 357-377, 1997.
58. ZHAO, Y. X.; GAO, Q.; WANG, J. N. Interaction and evolution of short fatigue cracks. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v. 22, p. 459-467, 1999.
59. BERETTA, S.; CLERICI, P. Microcrack propagation and microstructural parameters of fatigue damage. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v. 19, n. 9, p. 1107-1115, 1996.
60. MILLER, K. J. The behaviour of short fatigue cracks and their initiation - Part II - A general summary. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v. 10, n. 2, p. 93-113, 1987.
61. YATES, J. R.; BROWN, M. W. Prediction of the length of non-propagating fatigue cracks. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v. 10, n. 3, p. 187-201, 1987.
62. MURAKAMI, Y.; KODAMA, Y.; KONUMA, Y. Quantitative evaluation of effects of non-metallic inclusions on fatigue strength of high strength steels. I: Basic fatigue mechanism and evaluation of correlation between the fatigue fracture stress and size and location of non-metallic inclusions. *International Journal of Fatigue*. v 11, n 5, p. 291- 298, Set 1989.
63. SONSINO, C. M.; HUPPMANN, W. J. Fatigue design of powder metallurgy (PM) automotive components. *Institute Journal of Vehicle Design*, v. 6, n. 4, p. 438-441, 1985.
64. RAJU, I. S.; NEWMAN JR., J. C. Stress-intensity factors for a wide range of semi-elliptical surface cracks in finite-thickness plates. *Engineering Fracture Mechanics*; v. 11, p. 817-829, 1979.
65. TIPTON, S. M. A review of the development and use of Neuber's rule for fatigue analysis. *SAE 910165, Recent Developments in Fatigue Technology, SAE PT67*, p. 51-56, 1997.
66. KOCANDA, D.; KOCANDA, S.; TOMASZEK, H. Experimental analysis and modelling of short and long fatigue crack growth in a titanium alloy notched member. VII Summer School of Fracture Mechanic – *Current Research on Fatigue and Fracture*; v. 67, p. 105-124, June 2001.
67. SOCIE, D. F. Notches in fatigue (presentation); University of Illinois at Urbana-Champaign; Disponível em. www.mie.uiuc.edu/content/files/FCP2002. Advance Short Course Notches.pdf; 2002
68. LANGLAIS, T. E.; VOGEL, J. H.; SOCIE, D. F.; CORDES, T. S., A Multiaxial Fatigue Life Prediction Program, *Proceedings of Fatigue Design 1995 Symposium (VTT Symposium 155)*, Helsinki, Finland, v. 1, p.245-259, September, 1995.
69. SMITH, R. A.; MILLER, K. J. Fatigue cracks at notches. *International Journal Mechanics Science*; v. 19, p. 11-22, 1977.
70. PIPPAN, R.; BERGER, M.; STUWE, H. P. The influence of crack length on fatigue crack growth in deep sharp notches. *Metallurgical Transactions A*; v. 18A, p. 429-435, Mar. 1987.

71. LAWRENCE, F. V. Fatigue overview, 2001. Disponivel em:
<<http://www.mie.uiuc.edu/content/files/FCP%202001%20basic%20short%20course/1%20historical%20intro.pdf.htm>>.
72. MILLER, K. J.; LOS RIOS, E. R. *The behaviour of short fatigue cracks*. ed., Mechanical Engineering Publications Limited, London, p. 1-560, 1986.
73. MURAKAMI, Y.; ENDO, M. Effects of defects, inclusions and in homogeneities on fatigue strength. *Fatigue*; v. 16, p. 163-182, Apr. 1994.
74. SUBRATO, D. Defect tolerant fatigue designs for automotive components fabricated from high strength low alloy structural steel. *Engineering Fracture Mechanics*; v. 32, n. 6, p.1009-1016, 1989.
75. BERETTA, S.; BLARASIN, A.; ENDO, M.; GIUNTI, T.; MURAKAMI, Y. Defect tolerant design of automotive components. *International Journal of Fatigue*; v. 19, n. 4, p. 319-333, 1997.
76. TAYLOR, D.; CIEPALOWICZ, A. J.; ROGERS, P.; DEVLUKIA, J. Prediction of fatigue failure in a crankshaft using the technique of crack modeling. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials Structures*; v. 20, n. 1, p. 13-21, 1997.
77. KITAGAWA, H.; TAKAHASHI, S. Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the cracks in the early stage. In: **INTERNATIONAL CONFERENCE MECHANICAL BEHAVIOR OF MATERIALS.**, *Anais...* 1976, p. 627-631.
78. EL HADDAD, M. E.; SMITH, K. N.; TOPPER, T. H. Fatigue crack propagation of short cracks. *Journal of Engineering Materials and Technology*; v.101, p. 42-46, Jan, 1979.
79. MURAKAMI, Y. Effect of small defects and nonmetallic inclusions on the fatigue of metals. *JSME - International Journal*; v. 32, n. 2, p. 167-180, Dec. 1989.
80. MURAKAMI, Y.; ENDO, M. Quantitative evaluation of fatigue strength of metals containing various small defects or cracks. *Engineering Fracture Mechanics*; v. 17, n. 1, p. 1- 5, 1983.
81. SOCIE, D. F.; MARQUIS, G. B. *Multiaxial Fatigue*; 1.ed., Warrendale, 2000.
82. MCGREEVY, E.; SOCIE, D.F. Competing roles of microstructure and flaw size; *Fatigue and Fracture of Engineering Materials Structure*; v.22, p. 495- 508, 1999.
83. MURAKAMI, Y.; USUKI, H. Quantitative evaluation of effects of non-metallic inclusions on fatigue strength of high strength steels. II: fatigue limit evaluation based on statistics for extreme values of inclusion size. *International Journal of Fatigue*; v. 11, n. 5, p. 299-307, Sept. 1989.
84. MURAKAMI, Y., KAWAKAMI, K.; DUCKWORTH, W. E. Quantitative evaluation of effects of shape and size of artificially introduced alumina particles on the fatigue strength of 1.5Ni-Cr-Mo (En24) steel. *International Journal of Fatigue*; v. 13, n. 6, p. 489-499; Nov. 1991.
85. MURAKAMI, Y.; HARADA, S.; ENDO, T.; TANI-ISHI, H.; FUKUSHIMA, Y. Correlations among growth law of small cracks, low-cycle fatigue law and applicability of Miner's rule. *Engineering Fracture Mechanics*; v. 18, n. 5, p. 909-924, 1983.
86. SOCIETY of AUTOMOTIVE ENGINEERS - SAE.; *Manual on shot peening: SAE HS-84*; p. 1-41; Sept. 1991.
87. DIEPART, C.P.; Modelling of shot peening residual stresses practical applications. *Materials Science Forum*; v. 163, p. 457-464, 1994.

88. ROBINSON, C. G.; SMART, E. The use of specialised shot peening techniques on tapered leaf suspension springs for road vehicles; **International Conference on Shot Peening**, Chicago, USA, p. 79-83, 1984
89. ATTENDORN, T. M.; SCHANUBELT, L. Stabilizer for motor vehicle. Patent No US6,311,965 B1, Nov. 06, 2001.
90. SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS - SAE; *Manual on design and manufacture of torsion bar springs*. SAE HS-796; p. 1-53; 1991.
91. JIA-CHI, X.; DING-QUAN, Z.; BANG-JUN, S. The fatigue strength and fracture morphology of leaf spring steel after prestressed shot peening. In: **ICSP CETIM PERGAMON PRESS**, Paris. **Anais...** Paris, p. 367-373, 1981.
92. TANGE, A.; KOYAMA, H.; TSUJI, H. Study on warm shot peening for suspension coil spring; Society of Automotive Engineers - SAE; *Technical Papers (1999-01-04150)*; p. 1-4, 1999.
93. WANG, S.; LI, Y.; YAO, M.; WANG, R. Compressive residual stress introduced by shot-peening. **Journal of Materials Processing Technology**; v.73, p. 64-73, 1998.
94. KOBAYASHI, M.; MATSUI, T.; MURAKAMI, Y. Mechanism of creation of compressive residual stress by shot peening. **International Journal of Fatigue**; v. 20, n. 5, p. 351-357, 1998.
95. AL-OBAID, Y. F. Shot peening mechanics: experimental and theoretical analysis. **Mechanics of Materials**; v. 19, p. 251-260, 1995.
96. SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS - SAE. Specification for low cast steel. SAE J2175, p. 1-5, June 1991.
97. SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS - SAE. Size classification and characteristic of ceramic shot for peening. SAE J1830, p. 1-4, May 1987.
98. SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS - SAE. Size classification and characteristic of class beads for peening. SAE J1173, p. 1-5, Sept. 1988.
99. SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS - SAE. High-carbon cast-steel shot . SAE J827, p. 1-5, Sept. 1996.
100. SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS - SAE. Metallic shot and grit mechanical testing. SAE J445, p. 1-8, May 1996.
101. SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS - SAE. Cast shot and grit size specification for peening and cleaning. SAE J444, p. 1-5, 03, May 1993.
102. DELITIZIA, A. T. Influence of shot peening on the residual stresses in spring steel plate; In: **INTERNATIONAL CONFERENCE PRESS - ICP**, p. 237-240; **Anais...** Chicago, 1984.
103. FARRAHI, G.H.; LEBRUN, J.L.; COURATIN, D. Effect of shot peening on residual stress and fatigue life of a spring steel. Fatigue Fracture. **Engineering Materials Structure**; v. 18, n .2, p. 211-220, 1995.
104. BENEDETTI, M.; FONTANARI, V.; OSTER, P.; TOBIE, T. Influence of residual stresses on fatigue behaviour of surface treated gears; **XXX Convegno Nazionale AIAS - Alghero (SS)**, **Anais...**, p.263- 272, 12 a 15 de Set. 2001.
105. GENERAL MOTORS ENGINEERING STANDARDS. Recommended practices for shot peening processes. GM4283P. p. 1- 7, May 1992.

106. METAL IMPROVEMENT COMPANY, INC - SUBSIDIARY OF CURTISS-WRIGHT CORPORATION. Shot peening applications, p. 1-83, 2000.
107. CAO, W.; FATHALLAN, R.; CASTEX, L. Correlation of almen arc height with residual stresses in shot peening process. *Materials Science and Technology*, v. 11, p. 967-973, Sep. 1995.
108. GUAGLIANO, M. Relating almen intensity to residual stresses induced by shot peening: a numerical approach. *Journal of Material Processing Technology*, v. 110, p. 277-286, 2001.
109. WITHERS, P. J.; BHADESHIA, H. K. D. H. Residual stress, Part 1 - **Measurement techniques**. *Materials Science and Technology*, v. 17, p. 355-365, Apr. 2001.
110. PRIME, M. B. Residual stress measurement by successive extension of a slot: The crack compliance method. *Los Alamos National Laboratory*; v. 52, n. 2, p. 75-96, 1999.
111. TECHNOTE MEASUREMENTS GROUP. Measurement of residual stresses by the hole-drilling strain gage method. *TN-503-4*; p. 1-19, 1993.
112. CHERNENKOFF, R. A.; MOCARSKI, S.; YEAGER, D. A. Increased fatigue strength of powder forged connecting rods by optimised shot peening. *Powder Metallurgy*, v. 38, n. 3, p. 196-200, 1995.
113. LARSSON, M.; MELANDER, A.; BLOM, R.; PRESTON S. Effects of shot peening on bending fatigue strength of spring steel SS 2090. *Materials Science and Technology*, v. 7, p. 998-1004, Nov. 1991.
114. SHENGPING, W.; LI, Y.; YAO, M.; WANG, R. Fatigue limits of shot-peened metals. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 73, p. 57-63, 1998.
115. MARTIN, U.; ALTENBERGER, I.; SCHOLTES, B.; KREMMER, K. ; OETTEL, H. Cyclic deformation and near surface microstructures of normalized shot peened; steel SAE 1045. *Materials Science and Engineering*; v. 246, p. 69- 80, 1998.
116. SONG, P. S.; WEN, C. C. Crack closure and crack growth behaviour in shot peened fatigued specimen. *Engineering Fracture Mechanics*; v. 63, p. 295-304, 1999.
117. ZHU, X. Y.; SHAW, W. J. Correlation of fatigue crack growth behaviour with crack closure in peened specimens. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials Structure*; v. 18, n. 8, p. 811-820, 1995.
118. HAMMOND, D. W. Crack propagation in the presence of shot-peening residual stresses. *Engineering Fracture Mechanics*; v. 37, n. 2, p. 373-387, 1990.
119. FATHALLAH R. ; INGLEBERT, G.; CASTEX, L. Prediction of plastic deformation and residual stresses induced in metallic parts by shot peening. *Materials Science and Technology*, v. 14, p. 631- 639, Jul 1998.
120. HOLZAPFEL, H.; SCHULZE, V.; VOHRINGER, O.; MACHERAUCH, E. Residual stress relaxation in a AISI 4140 steel due to quasistatic and cyclic loading at higher temperatures. *Materials Science and Engineering*, A 248, p. 9-18, 1998.
121. RADHAKRISHNAN, V. M.; PRASAD, C. R. Relaxation of residual stress with fatigue loading. *Engineering Fracture Mechanics*; v. 8, p. 593- 597, 1976.
122. CHABOCHE, J. L.; JUNG, O. Application of a kinematic hardening viscoplasticity model with threshold to the residual stress relaxation. *International Journal of Plasticity*; v.13, n.10, p. 785- 807, 1998.

123. BIGNONNET, A. Fatigue strength of shot-peened grade 35NCD16 steel. Variation of residual stresses introduced by shot peening according to type of loading; **ICSP3 in Garmisch-Partenkirchen**, Germany , p. 659- 666, September, 1987.
124. BERGER, M. C.; GREGORY, J. K. Residual stress in shot panned timetal 21s. **Materials Science & Engineering**; v. a263, p. 200-204, 1999.
125. LEVERS, A.; PRIOR, A. Finite element analysis of shot peening. **Materials Processing Technology**; v. 80, p. 304-308, 1998.
126. SCHIFFNER, K.; HELLING, C. D. Simulation of residual stresses by shot peening. **Computers & Structures** , v. 72, p. 329-340, 1999.
127. MEGUID, S. A.; SHAGAL, G.; STRANART, J. C.; DALY, J. Three-dimensional dynamic finite analysis of shot-peening induced residual stresses. **Finite Elements in Analysis and Design**; v. 31, p. 179-191, 1999.
128. BARRIOS, D. B. **Metodologia de análise da influência das tensões residuais no comportamento à fratura**. 158f., Abril de 2002. Tese (Doutorado) - Poli, Engenharia Mecatrônica e Sistemas Mecânicos - Universidade de São Paulo.
129. RUIPIN, L. J. K. Z.; MEI, Y.; RENZHI, W. Computer simulation of residual stress field introduced by shot peening. In: **INTERNATIONAL CONFERENCE ON RESIDUAL STRESSES - ICRS 3 - Residual Stresses III (MG-CDTN-SEDOE)**, 1991; **Anais...** July 1991, p. 1284-1289.
130. RUIPIN, L. J. K. Z.; MEI, Y.; RENZHI, W. Experimental study on the compressive residual stress field introduced by shot-peening. in: **Anais...INTERNATIONAL CONFERENCE ON RESIDUAL STRESSES - ICRS 3 - Residual Stresses III (MG-CDTN-SEDOE)**, p. 750-751; July 1991.
131. STARKER, P.; WOHLFAHRT, H.; MACHERAUCH, E. Subsurface crack initiation during fatigue as a result of residual stresses. **Fatigue of Engineering Materials and Structures**; v.1, n..3, p. 319-327, 1979.
132. KOCANDA, N. ; KOCANDA, S.; MILLER, K. J. Influence of shot-peening on short crack behavior in a medium carbon steel. **Fatigue anf Fracture of Engineering Materials and Structure**; v. 19, n. 7, p. 911-917, 1996.
133. KANEKO, H.; ISHIKAWA, H.; KONISHI, T.; YAMADA, M. Study on estimation methods of applied stress using fractography analysis. **Mitsubishi Heavy Industry, LTD. Technical Review**; v. 38, n. 3. p. 156-158, Oct. 2001.
134. KISHI, Y.; YALIMA, Z.; SHIMIZU, K.; MORII, K. Fatigue crack growth properties and scanning electron microscopy of fatigue fracture surface of a Ti-Ni-Co shape memory alloy, v. 327, p. 123-126, **Materials Science Forum**, 2000.
135. RICCARDELLA, P. C.; LICINA, G. J.; ROSÁRIO, D. A.; BAX, R. L. Failure investigation of large turbine transmissions housings. Disponível em: <<http://www.structint.com/tekbrefs/t99007r0.pdf.html>>.
136. BERKOVITS, A. Estimation of loads causing fatigue failures in accident investigations. **Engineering Failure Analysis**; v. 2, n. 2, p. 215-226, 1995.
137. CONNORS, W. C. Fatigue striation spacing analysis. **Materials characterization**; v. 33, p. 245-253, 1994.
138. MURAKAMI, Y.; SHIRAISHI, N.; FURUKAWA, K. Estimation of service loading from the width and height of fatigue striations of 2017-T4 Al alloy. **Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures**; v. 14, n. 9, p. 897-906; 1991.

139. ROSSINO, L. S.; BAPTISTA, C. A. R. P.; RODRIGUES JR., D. Microscopic features related to fatigue crack growth in commercial purity titanium; *Fatigue 2002*.
140. WANHILL, R. J. H. Formation of brittle fatigue striations; *Corrosion-Nace*; v. 31, n.2, p.66-71, Sep. 1975.
141. CHANG, L. N.; HUDSON, C. M. Methods and models for predicting fatigue crack growth under random lading; *ASTM PCN 04-748000-30*; 1981.
142. WATSON, P.; HILL, S. J. Fatigue life assessment of ground vehicle components. *Design of Fatigue and Fracture Resistant Structures - STP 761*; p. 5-25, 1980.
143. CASTRO, J.T.P; MEGGIOLARO, M.A. Previsão da vida residual de estruturas trincadas. *Anais... COTEQ 97*; p. 263- 268; IBP e ABCM, 1997. Disponível em: WWW.tecgraf.puc-rio.br/vida
144. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING & MATERIALS - ASTM. Standard practices for cycle counting in fatigue analysis. *Annual book of ASTM Standards – ASTM E1049*; v. 3, p. 710-718, 1999.
145. CASTRO, J. T. P. Projeto à fadiga sob carregamento complexos segundo o método SN. Departamento de Engenharia Mecânica - PUC, Rio de Janeiro, 2002. Disponível em: <http://www.mec.puc-rio.br/~edcmm/sn/sld001.htm>.
146. GENERAL MOTORS DO BRASIL; Relatório de análise de contagem de ciclos; Engenharia do Produto, 2002.
147. LYNN, A.K.; DUQUESNAY, D.L.; Computer simulation of variable fatigue crack initiation behaviour using a new strain-based cumulative damage model; *International Journal of Fatigue*; v. 24, p. 977- 986, 2002.
148. SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS - SAE. An introduction to structural analysis. *SAE SP-387*; 1994.
149. GENERAL MOTORS CORPORATION. Durability test of stabilizers in an axle system. *GME L-3G/4F*; p. 1-4, Sept. 1995.
150. COLOSIO, M. A. *Efeito da nitretação na tenacidade de ferros fundidos nodulares bainíticos e martensíticos*. 168f. 1998. Dissertação (Mestrado) - Universidade Mackenzie, São Paulo.
151. TORRES, M. A. S. *Uma avaliação do efeito do shot peening na vida em fadiga do aço 4340 com e sem revestimento de cromo duro*. 222f. Abril 2002. Tese (Doutorado) - Engenharia Mecânica - Universidade de Guaratingueta – UNESP. Guaratingueta.
152. SANTOS, E. S. *Correlação de danos de fadiga de uma barra estabilizadora em provas de laboratório e de estrada*. 87f. 1999. Dissertação (Mestrado) - Engenharia Mecânica - PUC, Minas Gerais.
153. JAMES, L. A.; MILLS, W. J. Review and synthesis of stress intensity factor solutions applicable to cracks in bolts. *Engineering Fracture Mechanics*; v. 30, n. 5; p. 641-654, 1988.