

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA
TESE DEFENDIDA POR LEONARDO TABORDA
SANDOR E APROVADA PELA
COMISSÃO JULGADORA EM 10/01/2008.

ORIENTADOR

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

**Influência do teor de carbono na
propagação de trinca por fadiga e na
tenacidade à fratura em camada
cementada em aços de alta
resistência mecânica**

Autor: **Leonardo Taborda Sandor**
Orientador: Prof. Dr. Itamar Ferreira

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

**Influência do teor de carbono na
propagação de trinca por fadiga e na
tenacidade à fratura em camada
cementada em aços de alta
resistência mecânica**

Autor: **Leonardo Taborda Sandor**
Orientador: Prof. Dr. Itamar Ferreira

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

Proposta de Tese de Doutorado apresentada à comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica.

Campinas, 2008
S.P. – Brasil

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

Sa57i Sandor, Leonardo Taborda
Influência do teor de carbono na propagação de trinca por fadiga e na tenacidade à fratura em camada cementada em aços de alta resistência mecânica / Leonardo Taborda Sandor.-- Campinas, SP: [s.n.], 2008.

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

1. Mecânica de fratura. 2. Fractografia. 3. Metalografia. I. 4. Aço – Fadiga. 5. Processo de endurecimento superficial. 6. Aço de alta resistência. I. Ferreira, Itamar. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

Titulo em Inglês: Influence of the carbon content on propagation in cracks of fatigue and on fracture toughness in carburized case in high strength steels

Palavras-chave em Inglês: Fracture toughness, Crack growth rate, Carburizing, Fatigue

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Titulação: Doutor em Engenharia Mecânica

Banca examinadora: Dirceu Spinelli, Juno Gallego, Sergio Tonini Button, Rezende Gomes dos Santos

Data da defesa: 10/01/2008

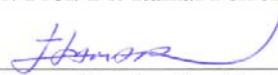
Programa de Pós-Graduação: Engenharia Mecânica

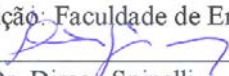
**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE MATERIAIS**

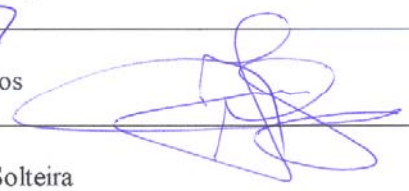
TESE DE DOUTORADO

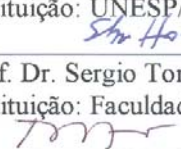
**Influência do teor de carbono na
propagação de trinca por fadiga e na
tenacidade à fratura em camada
cementada em aços de alta resistência
mecânica**

Autor: Leonardo Taborda Sandor
Orientador: Prof. Dr. Itamar Ferreira


Prof. Dr. Itamar Ferreira, Presidente
Instituição: Faculdade de Engenharia Mecânica - UNICAMP


Prof. Dr. Dirceu Spinelli
Instituição: USP/São Carlos


Prof. Dr. Juno Gallego
Instituição: UNESP/Ilha Solteira


Prof. Dr. Sergio Tonini Button
Instituição: Faculdade de Engenharia Mecânica - UNICAMP

Prof. Dr. Rezende Gomes dos Santos
Instituição: Faculdade de Engenharia Mecânica - UNICAMP

Campinas, 10 de janeiro de 2008.

Dedicatória:

Dedico este trabalho in memoriam aos meus pais Mirtes e Miguel, por sempre me incentivarem a estudar e buscar conhecimento desde a mais tenra idade, e também a minha querida esposa Patrícia e meus pequenos filhos Julia e Rafael que muitas vezes sentaram-se em meu colo para “ajudar” a digitar e rabiscar.

Agradecimentos

Este trabalho não poderia ser terminado sem a ajuda de diversas pessoas às quais presto minha homenagem:

A minha família pelo incentivo e compreensão da importância desta conquista, por abrir mãos de momentos preciosos para que eu pudesse conduzir meus trabalhos.

Ao Sr. Gerson José de Lima, gerente da Engenharia de Manufatura e Operações da Robert Bosch Ltda., que sempre apoiou e incentivou o trabalho científico dentro de sua divisão. E aos Srs. Edson Moreira, Edécio Disseli e Wilson Missio, da mesma empresa que colaboraram na fabricação dos corpos de prova. E ao Sr. Mario Giraldi que auxiliou na execução dos ensaios de tração e microdureza

Na Villares Metals AS, agradeço os Srs. Edson Mendes Vieira, Paulo Augusto Moraes de Oliveira e Alain Jean Isore, por fornecer todo apoio necessário à condução da pesquisa. Ao Sr Ismael Politori metalógrafo e amigo de longa data, e a Srta. Cristiane Sales Gonçalves que muito ajudaram nos exames micrográficos do trabalho.

Agradecimento especial aos Srs Celso Antonio Barbosa e Alexandre Sokolowski da Villares Metals SA pela fabricação das barras de aços SAE 4320 até 43100, quando eu ainda era funcionário da Bosch. Sem esta participação o trabalho não teria sido possível.

Ao meu orientador e amigo, que de longa data me auxilia.

A todos os professores e os amigos José Luiz Lisboa e Claudenete Vieira Leal que se empenharam acima de suas funções para que eu pudesse executar a parte experimental da pesquisa, e demais funcionários da Unicamp, bem como meus colegas de trabalho da Bosch que ajudaram de forma direta e indireta na conclusão deste trabalho.

A Deus por me dar a oportunidade e permitir vencer todas as dificuldades para chegar até aqui.

Na minha infância em Barão Geraldo eu brincava com peças quebradas e agora após 35 anos estudo peças quebradas.

Resumo

Sandor, Leonardo Taborda, Influência do teor de carbono na propagação de trinca por fadiga e na tenacidade à fratura em camada cementada em aços de alta resistência mecânica, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2008. 224 p. Tese (Doutorado)

Este trabalho propõe uma metodologia para avaliar pontualmente as variações de tenacidade à fratura e taxa de crescimento de trinca de fadiga ao longo da camada cementada de um aço SAE 4320. A pequena espessura dessas camadas impede a retirada de corpos de prova nas dimensões especificadas pelas normas de ensaios de tenacidade à fratura. Assim, para simular uma camada cementada retirou-se amostras de aços SAE 43xx variando-se apenas teor de carbono de 0,20 a 1,00%. Os corpos de prova após eletrodeposição de cobre foram tratados termicamente numa carga de cementação, têmpera e revenimento para serem submetidos aos efeitos térmicos sem absorção de carbono. Os resultados da análise microestrutural, dos ensaios de microdureza, de tração e de tenacidade à fratura e de taxa de crescimento de trinca de fadiga foram agrupados em um único gráfico e comparados com o perfil de cementação de peças de aço SAE 4320 tratadas nas mesmas condições. Foi confirmado que as propriedades de fadiga variam de forma inversamente proporcional à microdureza (HV1) e que a previsão do comportamento de uma trinca numa camada cementada pode ser feita por meio de equação ou diagrama que relacionam a microdureza HV1 com a tenacidade à fratura ou taxa de crescimento de trinca de fadiga (K_{IC} ou $da/dN \times \Delta K$).

Palavras Chave

- Tenacidade à Fratura, cementação, fadiga.

Abstract

Sandor, Leonardo Taborda, *Influence of the carbon content on propagation in cracks of fatigue and on fracture toughness in carburized case in high strength steels*, Faculty of Mechanical Engineering, State University of Campinas, 2008. 224 p. Doctoral Thesis.

The purpose of this work is to propose a methodology for evaluating the crack growth rate and the fracture toughness along the SAE 4320 steel carburized layer. Due to the small thickness of those layers, it is impossible to machine specimens from those layers in accordance with standards. For simulating the microstructures of the carburized layer in order to get samples for tensile and the fracture toughness testing, specimens of SAE 43xx, from 0.20 %C to 1.00 %C, steels melted in vacuum induction melting, hot rolled and have been machined, assuming the local influence just the variation of the content of carbon and considering that the contents of the other alloy elements are essentially constant. The specimens after electroplated copper layer were heat treated in an industrial load of carburizing, quenching, and tempering for they be submitted to the thermal effects without absorption of carbon. The results of the microstructure analysis and microhardness, crack growth rate, and the fracture toughness tests were placed in a single graph and compared with the profile of the carburizing of the steel SAE 4320 heat treated in the same conditions. It was confirmed that the crack growth rate and the fracture toughness varies inversely proportional to the microhardness (HV1) and that the forecast of the behavior of a crack in a carburized layer can be made through equation or it designs that relate the microhardness (HV1) with the fracture toughness (K_{IC} or $CTOD_C$) and crack growth rate ($da/dN \times \Delta K$).

Key Words

Fracture toughness, crack growth rate, carburizing, fatigue.

Sumário

Lista de Figuras	xi
Lista de Tabelas	xv
Nomenclatura	xvi
1 Introdução	1
1.1 Objetivo	9
2 Revisão da Literatura	10
2.1 Pesquisas aplicadas sobre fadiga em aços cementados	11
2.2 Pesquisas acadêmicas sobre fadiga em aços cementados	20
2.3 Abordagens complementares para mecânica da fratura	40
2.4 Influência das microinclusões na fadiga	54
3 Materiais e Métodos	66
3.1 Processo de fabricação dos aços na Aços Villares Metals	66
3.1.1 Fundição dos lingotes de 50 kg	66
3.1.2 Laminação da barras de aço	67
3.2 Usinagem dos corpos de prova na Bosch.....	69
3.3 Tratamento térmico dos corpos de prova na Bosch	72
3.4 Ensaio de microdureza Vickers	73
3.5 Análise Metalográfica	73
3.6 Ensaio de Tração	74
3.7 Ensaio de Tenacidade à Fratura	74
3.7.1 Obtenção da trinca por fadiga	74
3.7.2 Determinação da Tenacidade à Fratura (K_{IC} ou K_Q)	74

3.7.3 Determinação da taxa de crescimento de trinca de fadiga	76
3.8 Fractografia dos corpos de prova fraturados	76
4 Resultados e Discussão.....	78
4.1 Composição química	78
4.2 Ensaio de microdureza Vickers (HV1)	80
4.3 Análise Metalográfica	81
4.3.1 Microinclusões	81
4.3.2 Tamanho de Grão Austenítico e Microestrutura	83
4.4 Ensaaios de Tração	94
4.5 Ensaaios de Tenacidade à Fratura	96
4.6 Ensaio de propagação de trinca de fadiga.....	101
4.7 Fractografia	111
4.8 Metodologia proposta por esta tese	110
5 Conclusões e Sugestões para próximos trabalhos	124
5.1 Conclusões.....	124
5.2 Sugestões para próximos trabalhos	128
Referências Bibliográficas	130
 Anexo I – Norma SEP 1520-98 para distribuição de carbonetos	138
Apêndice A – Análise de Custos da Pesquisa	139
Apêndice B – Tabela Geral dos resultados de ensaios mecânicos e parâmetros de fadiga	141
Apêndice C – Planejamento Fatorial para 9 aços em 5 condições de revenimento	142
Apêndice D – Microestruturas dos aços SAE 4320 a 43100 revenidos de 200 a 600 °C	144
Apêndice E – Curvas da/dN x ΔK dos aços SAE 4320 a 43100 revenidos de 200 a 600 °C	153
Apêndice F – Fractografias dos aços SAE 4320 a 43100 revenidos a 200, 300 e 400 °C	176

Lista de Figuras

1.1	Variação do teor de carbono e comparação do comprimento de trinca “a” em função da profundidade de camada cementada	2
1.2	Proposta de SANDOR (2005) para representação em 3-D de $da/dN \times \Delta K \times HV1$	4
1.3	Curvas Jominy características de aços SAE 51xx	6
1.4	Exemplo de diagrama para as curvas $da/dN \times \Delta K$ dos aços 4320 a 43100 revenidos a uma mesma temperatura, simulando uma camada cementada.	7
2.1	Metodologia aplicada nas pesquisas asiáticas, enfocando a fadiga em dentes de engrenagem	11
2.2	Comparação da medição do crescimento de trinca por emissão acústica e microscopia ótica	12
2.3	Esquema da determinação das regiões com trincas inter e transgranulares, com uso da emissão acústica	13
2.4	Curva S-N para engrenagens de aço MAC 14 estudada por Nagamura	17
2.5	Curvas S-N para corpos de prova de aço SAE 4320 com cantos vivos e arredondados	21
2.6	Efeito do comprimento da trinca sobre o limite de fadiga segundo Preston	23
2.7	Microestruturas dos aços (a) 50CrV4 e (b) SK5-CSP segundo Shin	28
2.8	Ciclos de fadiga em função da deflexão da mola prato sob tensão de fadiga	29
2.9	Distribuição de tensões residuais através da espessura de uma amostra A temperada e revenida comparada com outra B cementada, temperada e revenida	33
2.10	Teor de carbono na superfície e sobreposição dos diagramas de transformação sob resfriamento contínuo dos aços 16 MnCr 5, 50 MnCr 5 e 100 MnCr 5.....	34
2.11	Distribuições de tensões residuais do núcleo até a superfície de cilindros cementados	

sob pelos efeitos da austenita retida próximo e abaixo da superfície	35
2.12 Faixa de tensões residuais medidas em 70 aços diferentes cementados, temperados e Revenidos	35
2.13 Variação do limite de fadiga em função da profundidade da camada cementada de aço SAE 8620 segundo Farfán.....	38
2.14 Relação entre limite de fadiga médio e dureza do núcleo segundo Larsson.....	41
2.15 Esquema do diagrama de Kitagawa.....	41
2.16 Relação entre comprimento de trinca e limite de fadiga segundo Larsson.....	43
2.17 Representação em duas dimensões das forças motrizes atuantes na ponta da trinca. Alterações de $\Delta K^*_{M\acute{A}X}$ e $K^*_{M\acute{A}X}$ em função de da/dN	44
2.18 Ilustração dos mecanismos I a IV atuando nos aços segundo Sadananda.....	46
2.19 Mapa de trajetória de trinca para aço de baixa liga em diferentes meio ambientes	46
2.20 Trajetórias de crescimento de trinca e resultantes da soma linear dos componentes de fadiga e corrosão sob tensão.....	47
2.21 Zona plástica e elástica onde atua o $\Delta\epsilon_{th}$	50
2.22 Esquema para determinação das grandezas δ_1 , δ_2 , e Δa_{TEAR}	52
2.23 Determinação do CTOD crítico através de regressão linear.....	52
2.24 Esquema da interação entre o sistema matriz metálica e inclusão.....	55
2.25 Morfologias das inclusões antes e após deformação plástica à quente.....	57
2.26 Curva S-N para aço de alta resistência com as regiões de vida longa e vida ultra-longa para baixos níveis de tensões mas associados a inclusões.....	58
2.27 Mecanismo de falha em ultra-longa fadiga devido inclusões internas com início da trinca de fadiga assistido pelo hidrogênio.....	59
2.28 Taxa de propagação de uma trinca de fadiga nucleada numa inclusão e assistida por hidrogênio.....	60
2.29 Taxa de propagação de trincas curtas comparadas às trincas longas (exemplo para Al).....	60
2.30 Exemplo das 3 posições possíveis para inclusões contidas em um material.....	62
2.31 Fractografia da superfície de fadiga com uma inclusão a partir da qual nucleou a trinca de fadiga.....	64
2.32 Espectro de energia da microanálise da inclusão da figura 2.31.....	64

2.33	Fractografia da superfície de fadiga com um carboneto de vanádio a partir da qual nucleou a trinca de fadiga.....	65
3.1	Fotografias do Forno de Indução à Vácuo (V.I.M.) e lingote de 50 kg.....	67
3.2	Perfil de distribuição do soluto antes e após solubilização dos lingotes de 50 kg.....	68
3.3	Corpos de prova compacto na forma de disco conforme ASTM E399-06.....	71
3.4	Corpos de prova para ensaios de tração conforme ASTM E8M-04.....	71
3.5	Máquina de ensaios MTS com um corpo de prova e extensômetro instalados.....	75
4.1	Curvas de distribuição de microdurezas em função do revenimento.....	80
4.2	Dureza HV da martensita em função do teor de carbono.....	81
4.3	Distribuição de carbonetos dos aços 4320 a 4370 conforme SEP 1520-98.....	85
4.4	Distribuição de carbonetos dos aços 4380 a 43100 conforme SEP 1520-98.....	86
4.5	Microestruturas com baixos níveis de bandejamento.....	87
4.6	Variações das temperaturas M_S e M_F em função do teor de carbono.....	88
4.7	Austenita retida no aço em função do teor de carbono segundo Reed-Hill.....	91
4.8	Alterações da martensita do aço SAE 4320 com revenimentos a 200, 400 e 600 °C.....	93
4.9	Alterações da martensita do aço SAE 43100 com revenimentos a 200, 400 e 600 °C.....	94
4.10	Limite de escoamento em função do tipo de aço e da temperatura de revenimento.....	95
4.11	Faixas de variações dos resultados de K_Q dos aços em função do revenimento.....	94
4.12	Gráfico 3-D dos resultados de K_Q constantes da tabela 4.5.....	100
4.13	Regiões de aplicação da MFEL e MFEP para as condições estudadas.....	100
4.14	Influência das variáveis metalúrgicas nas curvas da/dN x ΔK	102
4.15	Curvas da/dN x ΔK para os aços 4320 até 43100 revenidos a 200 °C.....	103
4.16	Curvas da/dN x ΔK para os aços 4320 até 43100 revenidos a 300 °C.....	104
4.17	Curvas da/dN x ΔK para os aços 4320 até 43100 revenidos a 400 °C.....	105
4.18	Curvas da/dN x ΔK para os aços 4320 até 43100 revenidos a 500 °C.....	106
4.19	Curvas da/dN x ΔK para os aços 4320 até 43100 revenidos a 600 °C.....	106
4.20	Mapa da trajetória do crescimento de trinca para o revenimento a 200 °C.....	109
4.21	Mapa da trajetória do crescimento de trinca para o revenimento a 400 °C.....	110
4.22	Mapa da trajetória do crescimento de trinca para o revenimento a 600 °C.....	111

4.23	Esquema da seqüência de iniciação de trinca de fadiga e os micromecanismos observados nas fraturas do tipo frágil, mista e dúctil segundo EBRAHIMI e SEO (1994).....	112
4.24	Diagrama esquemático do aspecto geral das superfícies de fratura dos corpos de prova dos 9 aços em 5 condições de revenimento após os ensaios de K_{IC}	113
4.25	Aspecto típico do micromecanismo de fratura transgranular.....	115
4.26	Aspecto típico do micromecanismo de fratura intergranular.....	115
4.27	Aspecto típico do micromecanismo de fratura por clivagem.....	116
4.28	Aspecto típico das trincas secundárias.....	116
4.29	Aspecto típico do micromecanismo de fratura alveolar.....	117
4.30	Aspecto típico da clivagem de carbonetos.....	117
4.31	Aspecto típico dos alvéolos devido arrancamento de carbonetos.....	118
4.32	Ábaco com os tipos predominantes de micromecanismos de fratura como função dos teores de carbono (tipo de aço) e temperatura de revenimento.....	121
4.33	Sobreposição da figura 1.1 com as figuras 4.15 a 4.19 (esquematização).....	122

Lista de Tabelas

2.1	Parâmetros estatísticos de Weibull determinados para engrenagens de aço MAC 14	16
2.2	Parâmetros estatísticos de Weibull para tamanho de carbonetos, rugosidade e grãos martensíticos.....	17
2.3	Correlação entre profundidade descarbonetada, a_{TH} , e limite de fadiga para O aço SCM 415.....	19
2.4	Influência dos parâmetros de Genel e tensão residual sobre o limite de fadiga.....	25
2.5	Aços estudados por Shin.....	27
2.6	Propriedades mecânicas em função do comprimento de grãos martensíticos e da fração volumétrica da martensita para aço SAE 8620.....	30
2.7	Parâmetro de vida sob deformação para aço SAE 8620 com diferentes espessuras de camadas cementadas.....	39
4.1	Análise química dos aços fabricados pela Villares Metals.....	79
4.2	Resultados de contagem de microinclusões conforme ASTM E45.....	82
4.3	Temperaturas de transformações calculadas segundo Atkins (1980).....	89
4.4	Resultados dos ensaios de tração para os aços 4320 a 43100.....	95
4.5	Resultados de K_Q obtidos para cada tipo de aço e condição de revenimento.....	96
4.6	Espessuras mínimas necessárias para os resultados de K_Q serem K_{IC} válidos.....	97
4.7	Micromecanismos de Fratura envolvidos em cada região dos corpos de prova em função do tipo de aço e temperaturas de revenimento.....	119
4.8	Microdureza HV1 como função dos teores de carbono (tipo de aço) e temperaturas de revenimento (°C).....	120

Nomenclatura

Letras Latinas

a	– comprimento de trinca	[mm]
a^{int}	- comprimento de uma trinca interna à matriz	[mm]
a₀	– comprimento inicial de trinca	[mm]
a₀^{int}	- comprimento inicial de uma trinca interna à matriz	[mm]
a₀/W	– tamanho de trinca normalizado	[adimensional]
a_s	comprimento crítico de trinca para a fadiga iniciar na superfície	[mm]
a_{th}	– comprimento limite de trinca	[mm]
A_{C1}	– temperatura de transformação do diagrama Fe-C	[°C]
A_{C3}	– temperatura de transformação do diagrama Fe-C	[°C]
A_R	– área relativa da camada cementada (tabela 2.4)	[m ²]
b	– expoente de resistência à fadiga	[adimensional]
b₀	– ligamento inicial da parte não trincada do corpo de prova de tenacidade à fratura	[m]
B	– espessura do corpo de prova de tenacidade à fratura	[mm]
B_{min}	– espessura mínima do corpo de prova de tenacidade à fratura	[mm]
c	– expoente de ductilidade à fadiga	[adimensional]
C	– constante do tipo de material na equação de Paris	[adimensional]
C	– teor de carbono na camada cementada	[%]

C_0	– concentração inicial de soluto	[%]
C_P	– concentração ou potencial de carbono na atmosfera do forno	[%]
C_S	– concentração de soluto na superfície	[%]
$C_{(x,t)}$	– concentração de soluto na posição X e no tempo t	[%]
da/dN	– taxa de crescimento da trinca de fadiga	[mm/ciclo]
da/dt	– velocidade de crescimento da trinca em função do tempo	[m.s ⁻¹]
D	– coeficiente de difusão	[m ² .s ⁻¹]
D	– diâmetro da peça cementada (tabela 2.4)	[mm]
D_0	– constante característica do sistema de difusão	[m ² .s ⁻¹]
E	– erro padrão em cálculo numérico	[unidade da grandeza física estudada]
E	– módulo de elasticidade	[GPa.mm ⁻²]
$f(a/W)$	– fator de forma	[adimensional]
H_1	– dureza do núcleo não cementado	[HV1]
H_2	– dureza máxima ao longo da camada cementado	[HV1]
K	– fator de intensidade de tensão	[MPa.m ^{1/2}]
K_{IC}	– tenacidade à fratura em deformação plana	[MPa.m ^{1/2}]
K_{CL}	– fator de intensidade de tensão de fechamento de trinca de Larsson	[MPa.m ^{1/2}]
K_{eff}	– fator de intensidade de tensão efetivo de Larsson	[MPa.m ^{1/2}]
K_{max}	– fator de intensidade de tensão máximo	[MPa.m ^{1/2}]
K_{min}	– fator de intensidade de tensão mínimo	[MPa.m ^{1/2}]
K_{max}^*	– K_{max} para um novo valor de da/dN (figura 2.17 de Sadananda)	[MPa.m ^{1/2}]
$K_{max,th}$	– valor limite de K_{max} para causar o crescimento da trinca	 [MPa.m ^{1/2}]
$K_{max,th}^*$	– valor limite de K_{max} para um novo da/dN de Sadananda	[MPa.m ^{1/2}]
$(K_{max}^*)_c$	– valor crítico de K_{max} para um novo da/dN de Sadananda	[MPa.m ^{1/2}]

K_Q	– resultado condicional de tenacidade à fratura que pode ou não ser K _{IC}	[MPa.m ^{1/2}]
m	– constante do tipo de material na equação de Paris	[adimensional]
M	– parâmetro de forma da distribuição de Weibull	[adimensional]
M_S	– temperatura de início da transformação martensítica	[°C]
M_F	– temperatura de final da transformação martensítica	[°C]
N	– número de ciclos em carregamento cíclico	[adimensional]
N_f	– número de ciclos até a fratura por fadiga ou vida em fadiga	[adimensional]
P	– probabilidade de Weibull na curva S-N de Nagamura	[adimensional]
P_f	– carga aplicada no carregamento cíclico para obtenção da trinca de fadiga	[N]
P_{máx}	– carga máxima determinada conforme ASTM E399 para cálculo de P _Q	[N]
P_Q	– carga determinada conforme ASTM E399 item 9.1.1 para cálculo de K _Q	[N]
Q	– energia de ativação para difusão	[kJ.mol ⁻¹]
r_p	– fator de rotação plástica da ASTM E1820-06	[adimensional]
r_y	– dimensão da zona plástica	[mm]
R	– coeficiente de correlação	[adimensional]
R	– constante universal dos gases	[kJ.mol ⁻¹ .K ⁻¹]
R	– razão de carga	[adimensional]
R_{incl}	– raio da inclusão de óxido	[μm]
R_i^{max}	– raio máximo da inclusão de óxido	[μm]
R_v	– rugosidade superficial R _v	[μm]
R_z	– rugosidade superficial R _z	[μm]
s	– desvio padrão	[unidade da grandeza física estudada]
S	– área	[m ²]
S	– espessura padronizada da equação de Masuyama	[m]
S	– tensão	[MPa]

S_f	– limite de fadiga	[MPa]
S_f	– área final	[m ²]
S_0	– área inicial	[m ²]
$S-N$	– curva que relaciona tensão e número de ciclos até a falha	[MPa; ciclos]
t	– espessura da camada cementada (tabela 2.4)	[mm]
t	– tempo	[s]
T	– temperatura absoluta	[K]
V_{pl}	– deslocamento da linha de carga da parte plástica	[adimensional]
X	– profundidade da camada cementada	[mm]
$\bar{x}$	– média aritmética	[unidade da grandeza física estudada]
W	– largura do corpo de prova de tenacidade à fratura	[mm]
Z	– redução de área	[adimensional]
z	– espessura da placa de fixação do <i>clip-on-gage</i> no ensaio de CTOD	[mm]

.....

Letras Gregas

α	– expoente da equação (2.3) de Masuyama	[adimensional]
γ	– parâmetro de localização da distribuição de Weibull	[adimensional]
δ	– deslocamento da abertura na ponta da trinca (CTOD)	[mm]
δ	– espessura da região descarbonetada na equação (2.3)	[mm]
δ_c	– deslocamento crítico da abertura na ponta da trinca (CTOD) _c	[mm]
δ_1	– deslocamento da parte arredondada da boca da trinca (figura 2.21)	[mm]

δ_2	– deslocamento da boca da trinca (figura 2.21)	[mm]
$\Delta a_{\text{tear}} = \Delta a_{\text{ap}}$	– incremento do tamanho físico da trinca a	[mm]
Δa	– variação do comprimento da trinca a	[mm]
ΔH_{293}	– entalpia de formação dos carbonetos de Cr e Fe	[kJ.mol ⁻¹]
$\Delta \epsilon_T/2$	– amplitude total de deformação verdadeira	[adimensional]
ΔK	– variação do fator de intensidade de tensão	[MPa.m ^{1/2}]
ΔK_{max}	– variação máxima do fator de intensidade de tensão	[MPa.m ^{1/2}]
ΔK_{max}^*	– ΔK_{max} para um novo valor de da/dN (figura 2.17 de Sadananda)	[MPa.m ^{1/2}]
$\Delta K_{\text{max},th}^*$	– ΔK_{max} limite para um novo da/dN de Sadananda	[MPa.m ^{1/2}]
$\Delta K_{th}^{\text{eff}}$	– parte do ΔK_{th} que efetivamente abre a trinca (Larsson)	[MPa.m ^{1/2}]
ΔK_{th}	– limite para o início do crescimento da trinca de fadiga	[MPa.m ^{1/2}]
$\Delta l/l_{\text{aust}}$	– variação linear da transformação austenita-martensita	[adimensional]
$\Delta \sigma$	– variação de tensão	[MPa]
$\Delta \sigma_{\text{eff}}$	– parte da variação de tensão que efetivamente abre a trinca (Larsson)	[MPa]
$\Delta \sigma_{th}$	– amplitude de tensão necessário para início da fadiga pura	[MPa]
$\Delta V/V_{\text{aust}}$	– variação volumétrica da transformação austenita-martensita	[adimensional]
ϵ	– alongamento específico ou deformação verdadeira	[adimensional]
ϵ	– carboneto de ferro presente na martensita	[adimensional]
ϵ_e	– deformação verdadeira do limite de escoamento	[adimensional]
ϵ_f'	– coeficiente de ductilidade à fadiga	[adimensional]
η	– parâmetro de escala da distribuição de Weibull	[adimensional]
ν	– coeficiente de Poisson	[adimensional]
σ	– tensão	[MPa]

σ_e	– limite de escoamento	[MPa]
σ_e^{int}	- tensão interna que o material é sujeito	[MPa]
σ_f'	– coeficiente de resistência à fadiga	[adimensional]
σ_{Fadiga}	- tensão de fadiga	[MPa]
σ_{max}	– tensão máxima	[MPa]
σ_{min}	– tensão mínima	[MPa]
σ_N	– tensão nominal	[MPa]
σ_r	– tensão residual	[MPa]
σ_t	– resistência à tração	[MPa]
σ_y	– média aritmética entre a resistência à tração e o limite de escoamento	[MPa]
ΣN_{AE}	– somatório do número de emissões acústicas de Obata	[adimensional]
ϕ	– CTOD adimensional da curva de Dawes	[adimensional]
ϕ_{Crit}	– diâmetro crítico da inclusão de óxido	[μm]

.....

Abreviações

CCT	- continuous cooling transformation (transformação sob resfriamento contínuo)
CMOD	– crack-mouth opening displacement (deslocamento da abertura da boca da trinca)
CTOD	– crack-tip opening displacement (deslocamento da abertura da boca da trinca)
MEV	– microscópio eletrônico de varredura
MFEP	– mecânica da fratura elasto-plástica
MFEL	– mecânica da fratura elástica linear
ODA	- optical dark área (área opticamente escura ao microscópio ótico de reflexão)
V.I.M.	vacuum induction melting (forno de indução à vácuo)

Siglas

- ASM** – American Society for Metals
ASTM – American Society for Testing and Materials
SAE – Society of Automotive Engineers

.....

Capítulo 1

Introdução

Nas aplicações mecânicas em geral são grandes os volumes de peças de aço cementadas, temperadas e revenidas, para aplicações em autopeças e indústrias de máquinas, no intuito de se ter altas resistência ao desgaste associado a um núcleo tenaz. Porém nos exames metalográficos para controle de qualidade das camadas cementadas, verifica-se esporadicamente a ocorrência de microtrincas ou trincas. Por desconhecer-se o comportamento ou estabilidade dessas trincas sob uma solicitação mecânica, muitas vezes, para se garantir a integridade do produto fabricado, decide-se pelo sucateamento do lote inteiro de peças, que podem ser milhares, com altos custos finais para os produtos fabricados.

Para a determinação da Tenacidade à Fratura de materiais metálicos conforme as normas ASTM E399-06, E1290-02 e E1820-01 e da taxa de crescimento de trinca de fadiga conforme a ASTM E647-05, são necessários que nos corpos de prova a serem testados, sejam criadas trincas por fadiga, com comprimento mínimo de 2,5% da largura do corpo de prova, e não inferior a 1,3 mm. Essa exigência restringe a execução dos ensaios conforme essas normas, a materiais metálicos metalurgicamente homogêneos, que não possuam heterogeneidade significativa na direção de propagação da trinca por fadiga, de modo a não influir nos resultados. Deste modo, tais ensaios não podem ser aplicados na avaliação de modificações estruturais superficiais, resultantes de gradientes de propriedades e ou composição química. Em outras palavras, essas normas não são aplicáveis na avaliação de corpos de prova que possuam camadas cementadas, quanto ao comportamento sob fadiga, pelo fato de existir um elevado gradiente de composição

química na superfície do aço, dentro de 1,3 mm mínimo, especificado para a propagação de trinca por fadiga. Muitas vezes as espessuras das camadas cementadas são inferiores a este valor, existindo assim, uma grande complexidade na análise da instabilidade de trincas superficiais existentes nas camadas cementadas de peças de aço, resultando muitas vezes no sucateamento desses componentes, por ser imprevisível o comportamento dessas trincas sob carregamentos cíclicos de fadiga.

Em vista do acima descrito SANDOR (2005) propôs uma metodologia para avaliação da tenacidade à fratura dessas microtrincas e eventuais trincas, visando prever sob determinadas condições de carregamento, a possibilidade de utilização dessas peças, com a segurança de qualidade necessária, evitando-se o sucateamento de peças, com conseqüente redução de custos. Tal trabalho ficou limitado ao estudo de apenas quatro tipos de aços da série SAE 51xx (5115, 5140, 5160 e 52100, devido indisponibilidade do 51100). A figura 1.1 ilustra o perfil de carbono de uma camada cementada em aço SAE 5115 e compara a espessura dessa camada com o comprimento “a” da trinca por fadiga exigida para execução dos ensaios em conformidade com as normas acima.

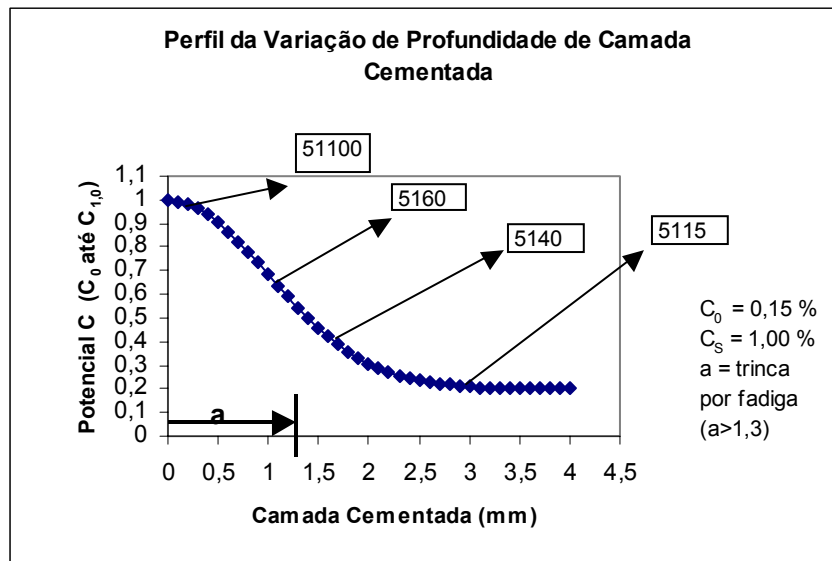


Figura 1.1 – Variação do teor de carbono, comparação do comprimento “a” de uma trinca em função da profundidade da camada, e a hipótese de aços SAE 51xx distribuídos na camada cementada, segundo SANDOR (2005).

Na figura 1.1 são indicadas também as posições relativas dos aços SAE 51xx que SANDOR (2005) utilizou no estudo. No caso ilustrado, a superfície tem teor de carbono de 1,0%, e a região central não cementada tem 0,15%.

Com base no estudo de SANDOR (2005) associado aos estudos de PRESTON (1993), LARSSON et al (1994), HERTZBERG (1996), GENEL (1999), CHAPETTI et al (2003), RETI (2003; 2004), SADANANDA (2003; 2005) e outros autores que são citados, a presente tese sugere a utilização de uma maior variedade de teores de carbono, para se ter uma distribuição dos valores de comportamento de tenacidade à fratura e também da taxa de crescimento da trinca de fadiga, correlacionadas com o perfil de dureza Vickers obtido no tratamento térmico de cementação, têmpera e revenimento. A figura 1.2 ilustra de forma hipotética o diagrama proposto por SANDOR (2005) correlacionando dureza Vickers, teor de carbono dentro de uma mesma série de aço, tenacidade à fratura e taxa de crescimento de trinca de fadiga, e que é desenvolvida neste trabalho.

Assim, uma proposta para a avaliação da taxa de crescimento de trinca por fadiga ao longo da camada cementada como proposto na figura 1.2, seria fazer ensaios de vários corpos de prova com composições químicas nominais correspondentes a um único tipo de aço, variando-se apenas o teor de carbono de 0,10 a 1,00 %. A seguir comparar a tendência dos valores obtidos nos ensaios, com a curva de cementação obtida para o SAE 4320, e tentar definir um comportamento para a tenacidade à fratura e da taxa de crescimento de trinca por fadiga, em função da camada cementada. Porém a proposta de SANDOR (2005) e os resultados desta tese contrariam as proposições de HERTZBERG (1996) como é apresentado no item 4.6.

A forma ideal de execução dessa proposta, ou seja, na qual varie apenas o teor de carbono, ficando os teores dos elementos de liga praticamente constantes, seria cementar uma grande amostra do aço SAE 4320. A espessura da camada deveria ter 100 mm de profundidade, para ser possível retirar vários corpos de prova nas dimensões especificadas na norma ASTM E 399-06, E 1290-07 ou E 1820-06. Na cementação o teor de carbono se distribui ao longo da camada segundo SILVA (1988) conforme a equação (1.1) com coeficiente de difusão dado pela equação (1.2).

$$C_{(X,t)} = C_S - (C_S - C_0) \cdot \operatorname{erf} \left[\frac{X}{2\sqrt{D \cdot t}} \right] \quad (1.1)$$

$$\text{Onde, } D = D_0 \exp \frac{-Q}{R \cdot T} \quad (1.2)$$

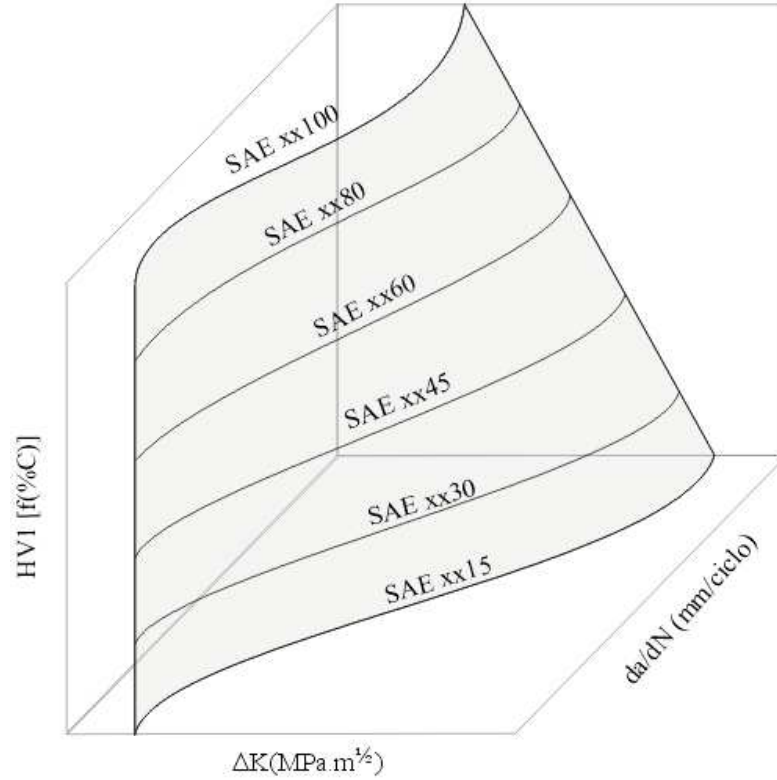


Figura 1.2 – Proposta de Sandor (2005) para representação das curvas $da/dN \times \Delta K$ em função da microdureza HV1 [f(°C)]. O valor limite $\Delta K_{th} = 4 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ é o mesmo para todos os aços SAE xx15 até xx100 segundo de LARSSON et al (1994). As inclinações das partes correspondentes a equações de Paris diminuem com a microdureza.

Assumindo-se $C_{(X,t)} = 0,15 \%$, $C_S = 1,00 \%$, $C_0 = 0,15 \%$, $X = 0,10 \text{ m}$, com $Q = 113 \text{ kJ/mol}$, $R = 8,31 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$, $D_0 = 10^{-6} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ extraído de Silva (1988), e a cementação gasosa realizada a temperatura $T = 1200 \text{ K}$, verifica-se que o tempo necessário para obter a espessura de camada com 10 cm , seria em torno de $25 \times 10^6 \text{ s}$, ou quase um ano. Isto inviabiliza o experimento na forma ideal, pois além de ser anti-econômico seria impossível manter a estabilidade termodinâmica de um meio cementante a essa temperatura por um tempo tão longo, bem como manter um forno operando continuamente por um ano, sem problemas de manutenção ou operacionais.

A forma de execução adotada neste trabalho para contornar a inviabilidade acima descrita, foi através da utilização de corpos de prova retirados de amostras de diferentes tipos de aços dentro da série SAE 43xx. Variou-se apenas o teor de carbono de 0,10 em 0,10 % de modo a se ter aços desde o SAE 4320 até o SAE 43100, com detalhes apresentados no item 3.1. Com esta abordagem, as tensões residuais de compressão comuns nas camadas cementadas estudadas por GENEL (1999) e RETI (2003; 2004) e outros autores citados nos itens 2.1 e 2.2 deixam de existir. Mas considerando-se que a trinca numa camada cementada diminui as tensões na região em que se propaga, pode ser assumido que cada corpo de prova com diferente teor de carbono corresponderia a uma região que já teria ocorrido a eliminação das tensões de compressão devido o crescimento da trinca. Os resultados desta tese podem ser conservadores por não considerar os efeitos benéficos destas tensões. Maiores detalhes são apresentados nos itens 2.2 e 4.6.

As tensões residuais de compressão só poderiam ser integralmente consideradas no caso da utilização de corpos de prova cementados por 1 ano com espessura de camada de 100 mm, como já citado acima, para que fosse possível a determinação da curva de crescimento de trinca de fadiga como especificado na norma ASTM E647-05. Para isso, os corpos de prova deveriam ter cerca de 270 mm de diâmetro e espessura de 100 mm com peso de 45 kg, podendo ser testados apenas em máquinas de ensaio com força da ordem de 1000 kN. Estas dificuldades operacionais justificam os motivos de existirem poucos trabalhos especializados no tema fadiga em camadas cementadas de aços.

Optou-se pelo uso da série SAE 43xx devido esta ser largamente utilizada nas indústrias mecânica, automotiva e aeroespacial na fabricação de componentes sujeitos às solicitações de fadiga. Neste trabalho foram utilizadas amostras de aços SAE 4320 até 43100 fabricados na usina siderúrgica Villares Metals, Sumaré – SP. Os aços foram fabricados no laboratório desta usina, a partir de uma liga mãe de aço SAE 4320, fundindo-se em forno de indução a vácuo (V.I.M.) nove lingotes de 50 kg cada um.

Tal abordagem pode ser considerada adequada, analisando-se a figura 1.3 extraída do ASM HANDBOOK Volume 1 (2000). Nela são mostradas diferentes curvas de temperabilidades

mínimas esperadas para 7 aços da série SAE 51xx (no caso, do aço 5120 até o 5160), variando-se apenas o teor de carbono desde 0,20 a 0,60 %, e os teores dos demais elementos de liga para os 7 aços são considerados essencialmente constantes.

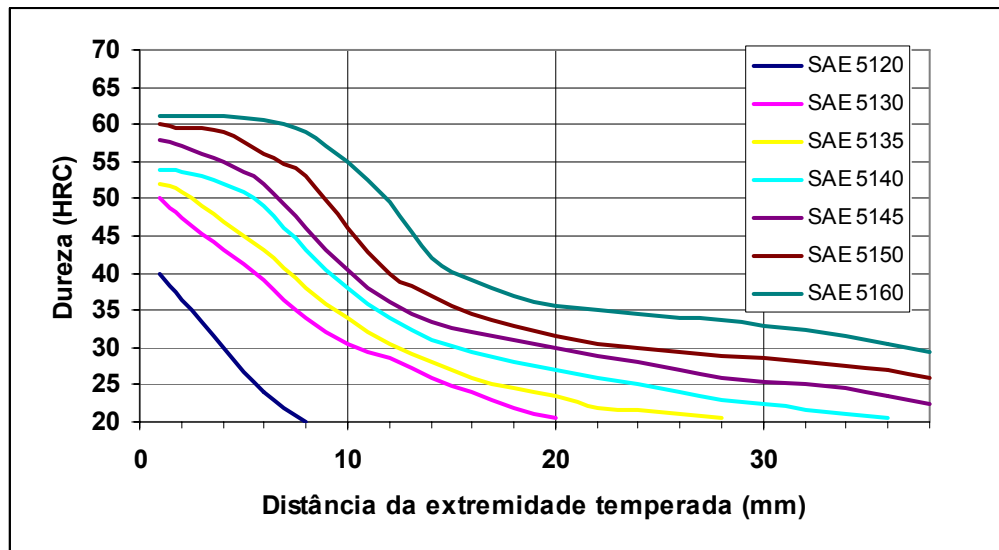


Figura 1.3 - Curvas Jominy características dos aços 51xx adaptado de ASM HANDBOOK Volume 1 (2000), p.469.

Verifica-se também na figura 1.3 que a poucos milímetros da superfície, a distribuição de durezas dos vários aços, decresce proporcionalmente ao teor de carbono, da mesma forma que numa camada cementada em função também do decréscimo do teor de carbono. Isto pode observado pelo figura 1.1. A abordagem mais completa sobre este comportamento é apresentada nos itens 4.1, 4.2 e 4.3. Com base nisso, a avaliação pontual da camada cementada, poderia ser feita extrapolando-se os resultados obtidos em corpos de prova usuais das normas de ensaio ASTM E399-06 e E 647-05, retirados de nove diferentes tipos de aços da série SAE 43xx, onde se assume que apenas o teor de carbono tenha uma variação significativa.

Com base nas considerações acima, foram confeccionados corpos de prova compacto na forma de disco conforme norma ASTM E 399-06. Os corpos de prova dos diferentes tipos de aço foram então tratados termicamente numa mesma carga de cementação, têmpera e revenimento, a fim de serem submetidos aos mesmos efeitos térmicos das peças em questão. A seguir os mesmos foram ensaiados conforme as normas ASTM E 399-06 e E647-05, com análises dos resultados tanto de tenacidade à fratura, taxa de crescimento de trinca de fadiga, dureza, microestrutura e

fractografia. Os resultados obtidos para tenacidade à fratura e para taxa decrescimento de trinca de fadiga dos diferentes aços foram correlacionados com as variações dos teores de carbono, valores de microdureza Vickers (HV) e microestruturas. Foi verificado que as propriedades de fadiga dos nove aços variam de forma inversa à equação (1.1), para o teor de carbono e dureza obtida. As conclusões são que as correlações são válidas, sendo possível prever o comportamento de fadiga em uma camada cementada, quando se conhece o perfil de dureza dessa camada, através de curvas como esquematizado na figura 1.4, um de um polinômio, para toda a faixa de temperatura de revenimento para este tipo de aço, ou seja, de 200 a 600 °C. O comportamento como mostrado na figura 1.4 foi proposto por SANDOR (2005).

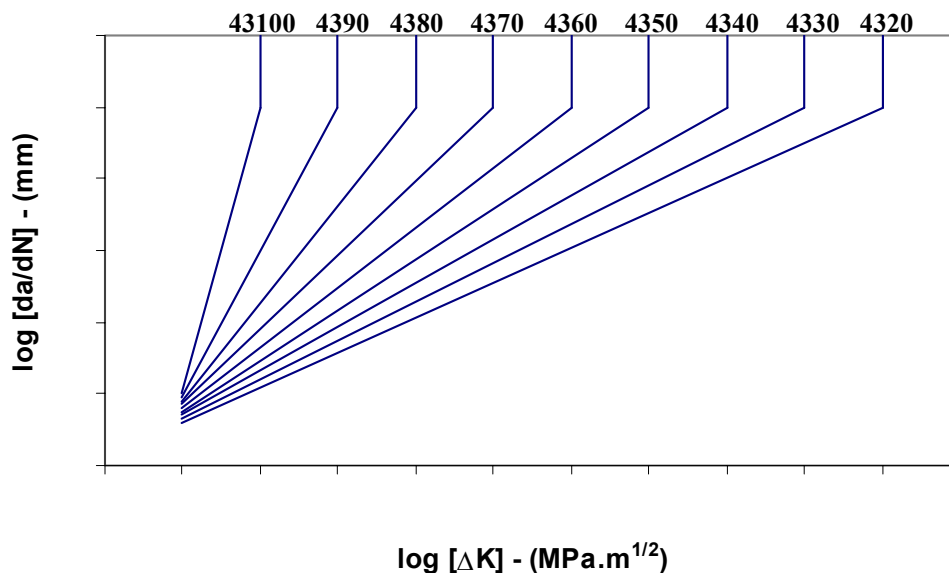


Figura 1.4 – Exemplo de diagrama proposto neste trabalho com as várias curvas $da/dN \times \Delta K$ em função da microdureza HV1 [f(%C)] para cada aço SAE 4320 até 43100, simulando uma camada cementado. As inclinações das partes correspondentes a equações de Paris diminuem com a microdureza e teor de carbono.

Outra preocupação nesta pesquisa foi garantir que os tamanhos de carbonetos e microinclusões, bandeamento da microestrutura não tivessem um efeito marcante nos resultados das taxas de crescimento de trincas de fadiga. As formas utilizadas para minimizar tais efeitos são descritas com detalhes nos itens 3.1.1 e 3.1.2. As influências deletérias destes fatores são descritos nos itens 2.1, 2.2 e 2.4. Os efeitos das microinclusões são analisados por CHAPETTI (2003) e outros autores, sugerindo que as inclusões com diâmetros abaixo de 15 μm não têm comportamentos negativos que superem os efeitos metalúrgicos dos constituintes dos aços

(tamanho de grão, carbonetos, etc). Por isso, a opção de fabricação do aço em forno a vácuo como descrito no item 3.1.1 foi adequado não só para garantir o mínimo de impurezas, mas também baixos teores de oxigênio e como consequência poucas inclusões de pequeno tamanho. Porém, o tema “termodinâmica metalúrgica para formação das inclusões” não foi abordado nesta tese.

Através dos diagramas semelhantes à figura 1.4 que foram obtidos nesta tese, é possível entender que as trincas em peças cementadas tendem a se estabilizarem à medida que avançam em direção ao núcleo mais dúctil. Porém a correlação destes diagramas com determinado tipo ou geometria de peça cementada, necessita de estudos complementares.

1.1 - Objetivo

Este trabalho visa propor uma metodologia que possa ser aplicada na avaliação da variação da tenacidade à fratura e da taxa de crescimento da trinca de fadiga ao longo de uma camada cementada para aços de baixa liga e alta resistência mecânica destinados à cementação. Isso desde que se tenham condições de avaliar as variações das propriedades mecânicas e metalúrgicas a partir de várias amostras, onde possa ser assumido que apenas o teor de carbono seja a variável principal, e sendo desprezível as variações dos demais elementos de liga. Por meio de vários corpos de prova de aços da mesma família, mas com diferentes teores de carbono, determinam os valores de tenacidade à fratura e microdureza HV1. Esses corpos de prova podem ser assumidos como sendo pontos discretos ao longo da camada cementada. Com os resultados de tenacidade à fratura, taxa de crescimento de trinca de fadiga e de microdureza obtém-se diagramas que correlacionem estas três propriedades citadas, fornecendo dados que permitem através de métodos numéricos a obtenção de polinômios que permitam prever a tenacidade à fratura e taxa de crescimento de trinca de fadiga em função dos valores de microdureza. Com isso o aproveitamento de peças trincadas, pode ser avaliado com segurança e critério, minimizando os riscos de qualidade. Pode ser aplicado em outros materiais onde se tenha algum gradiente de curto alcance, que impeça a retirada de amostras significativas nas dimensões mínimas exigidas em norma. Porém é necessário que exista a possibilidade de obter grupos de amostras homogêneas sem gradientes intrínsecos, onde cada grupo em particular se diferencie de um outro, justamente por conter a diferença observada no gradiente de curto alcance que se deseja estudar. Pelos gradientes existentes ao longo da camada cementada pode ser utilizado simultaneamente a Mecânica da Fratura Elástica Linear (MFEL) e a Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP). Os diagramas com curvas que relacionem a taxa de propagação de trinca de fadiga (da/dn) em função da variação do fator de intensidade de tensão (ΔK) para cada teor de carbono ou correspondente microdureza, como exemplificado na figura 1.4 para várias temperaturas de revenimento permitem fazer tal previsão.

Capítulo 2

Revisão da Literatura

O processo de endurecimento superficial via cementação, têmpera e revenimento, mostra-se muito versátil podendo ser aplicado, sem maiores dificuldades, em peças com os mais variados tamanhos e geometrias, a um custo relativamente baixo, atendendo de modo adequado as exigências de alta resistência ao desgaste associado à elevada tenacidade. Porém, as peças são sujeitas ao fenômeno da fadiga, o que tem gerado de longa data diversos estudos para entendimento do processo de fadiga após a cementação. Dos artigos que foram consultados nesta tese, verifica-se que o foco do estudo pode ser dividido em dois grupos. Um grupo caracteriza-se por pesquisas aplicadas, que buscam soluções para componentes mecânicos em si, no sentido de determinar a vida em fadiga de forma macro, ou seja, em relação a tamanho, geometria, processo de fabricação e tipo de aço. Neste grupo predominam as pesquisas asiáticas com enfoque principal em engrenagens cementadas, as quais permitiram a obtenção de relações experimentais que prevêm o comportamento em fadiga de engrenagens, através de parâmetros obtidos nos exames usuais de controle de qualidade, tais como dimensões de regiões cementadas ou descarbonetadas, tamanho e forma dos carbonetos e grãos martensíticos e microdureza na camada cementada. O outro grupo, que pode ser chamado de ocidental, caracteriza-se pelas pesquisas acadêmicas, enfocando os aspectos intrínsecos dos aços cementados quando submetidos a esforços cíclicos. Assim, o primeiro grupo procura resolver ou prevenir problemas verificados no decorrer dos processos de fabricação engrenagens, eixos, etc, enquanto o segundo procura o entendimento dos fenômenos metalúrgicos e mecânicos intrínsecos envolvidos nos metais. A seguir são apresentados alguns dos pontos de vistas pertinentes a cada um desses grupos, e suas relações com a presente tese.

2.1 – Pesquisas Aplicadas sobre fadiga em aços cementados

A mais importante aplicação de aços cementados é na fabricação de engrenagens, com o fim de garantir alta resistência ao desgaste na superfície dos dentes, associado a um alto poder de amortecimento do núcleo, garantindo alta tenacidade ao componente. Desta forma, a maior preocupação percebida nesse grupo de pesquisas, é uma forma de correlacionar a vida em fadiga de engrenagens, com parâmetros macroscópicos de fabricação, tais como condições tratamento térmico, usinagem, material e diferenças geométricas entre um tipo de engrenagem e outro (módulo, número de dentes, diâmetro, etc). A figura 2.1 ilustra qual é a abordagem dessas pesquisas aplicadas, onde engrenagens de diferentes tamanhos são submetidas diretamente a ensaios de fadiga. Assim as relações matemáticas, resultados e conclusões obtidas têm utilidade apenas para engrenagens, não podendo ser generalizadas a outros tipos de peças.

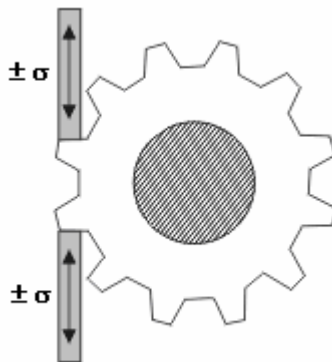


Figura 2.1 – Esquema da metodologia aplicada nas pesquisas asiáticas, enfocando principalmente a fadiga em dentes de engrenagem, correlacionando com aspectos geométricos, tamanhos diferentes e de processos de fabricação.

O comportamento do crescimento de trincas por fadiga em aços cementados, não é bem conhecido devido à falta de métodos adequados para detecção dessas trincas durante os processos industriais que produzem milhares de peças por dia. E ainda as medições óticas são difíceis, apresentando imprecisão na detecção da nucleação e crescimento. Em vista disso, OBATA et al (1991) avaliaram a taxa de crescimento de trinca por fadiga, em corpos de prova entalhados e engrenagens fabricadas de aços cementados, através da técnica de emissão acústica. Sensores de emissão acústica foram montados nas extremidades das amostras testadas (nos dentes de engrenagens e corpos de prova entalhados), sendo a frequência de ressonância desses sensores 20

vezes superiores àquela do carregamento cíclico, para não se ter influências nos resultados. O crescimento da trinca por fadiga, foi acompanhado também por microscopia ótica de reflexão, comparando-se os resultados com a medição acústica. Foi obtida uma boa correlação nos resultados medidos, permitindo concluir que o método acústico é bastante confiável. Porém o início da nucleação e crescimento da trinca é de difícil verificação ótica, como mostra a figura 2.2 que compara os dois meios de medição da taxa de crescimento da trinca.

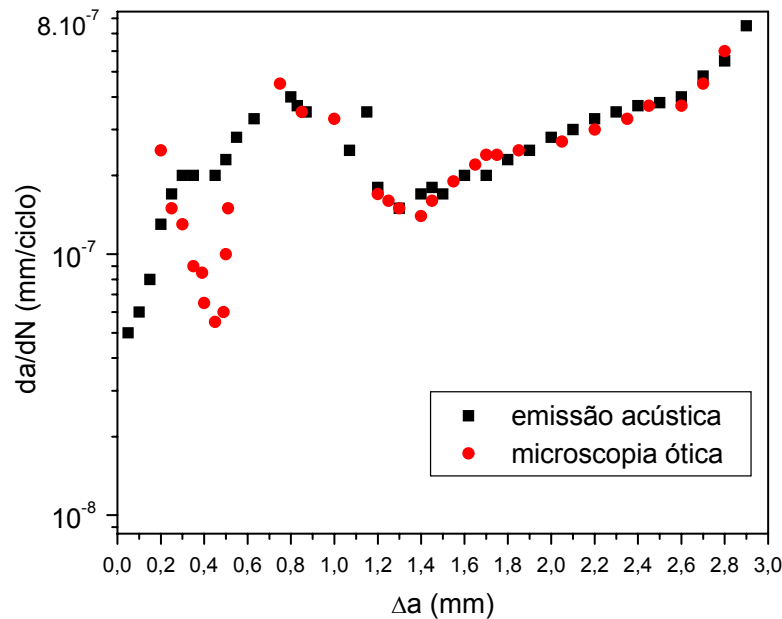


Figura 2.2 – Comparação da medição do crescimento de trinca de fadiga por emissão acústica e microscopia ótica de reflexão, segundo OBATA et al (1991).

Com o método de emissão acústica é possível estimar a taxa de crescimento de trinca da/dN e ainda determinar as regiões de fratura intergranular da camada cementada e transgranular do material do núcleo, como função da mudança de comportamento nos sinais acústicos medidos, como mostrado na figura 2.3. Esta metodologia pode ser aplicada quando é necessária uma medida bastante exata da taxa de crescimento da trinca por fadiga como função do número de ciclos, principalmente quando se tem alta dureza e alta fragilidade do material, que dificultam a detecção da propagação estável da trinca de fadiga.

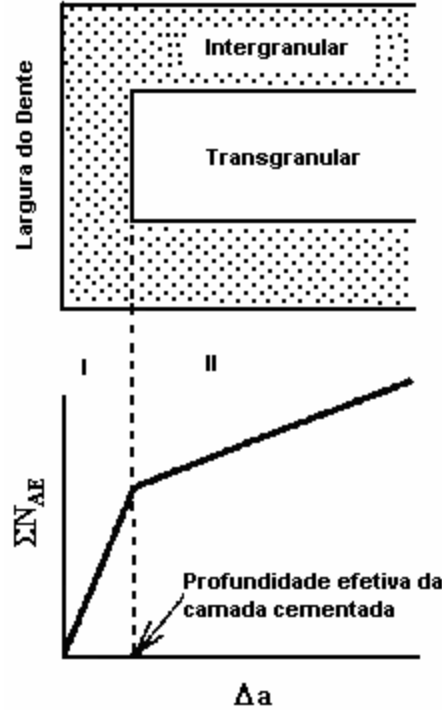


Figura 2.3 - Esquema da determinação das regiões com trincas inter e transgranulares, com uso da emissão acústica, e local da profundidade efetiva de camada cementada segundo OBATA et al (1991). (ΣN_{AE} é o somatório do número de emissões acústicas).

KATO et al (1992) propuseram um método de simulação de crescimento de trinca por fadiga num dente de engrenagem de aço cementado, baseado na mecânica da fratura, com solicitações aplicadas de acordo com o esquema da figura 2.1. Os resultados dos testes de fadiga foram obtidos de 600 corpos de prova testados em 7 níveis de tensões diferentes para cada grupo de engrenagens. Para cada nível de tensão assumiram a distribuição normal, com desvio padrão de 90 MPa. A vida em fadiga foi assumida como sendo log-normal, onde as resistências à fadiga para $N > 3 \times 10^6$ ciclos foi estimada pelo método escada, e a partir dos quais traçou curvas S-N de probabilidades de falha 10, 50 e 90%. A média de resistência à fadiga para os grupos de engrenagens avaliados, variou de 875 a 1135 MPa, onde as engrenagens de menor módulo tiveram os maiores valores. A avaliação da influência do fator tamanho da engrenagem foi feita através da equação (2.1).

$$S - S_f = A \cdot (N + B)^C \quad (2.1)$$

S – tensão que resultou na quebra do dente.

S_f – Resistência à fadiga determinada pelo método escada.

A, B, C – constantes determinadas por métodos de mínimos quadrados.

Com base nisso, KATO et al (1992) desenvolveram um modelo computacional para simular o crescimento da trinca por fadiga nos dentes de uma engrenagem cementada, onde usou aço SCM 415 (similar ao SAE 5115, mas com 0,18% de Mo). Os dados necessários no referido programa são o nível de tensão S , o comprimento inicial da trinca a_0 , a dureza superficial H_1 da camada cementada; a máxima dureza H_2 obtida dentro da camada cementada que não necessariamente é o valor H_1 ; a dureza do núcleo (região não cementada); a profundidade do ponto de máxima dureza H_2 ; a profundidade efetiva da camada cementada onde se tem dureza 550 HV conforme norma DIN EN ISO 2639-2002; e o teor de austenita retida na superfície do dente. A tensão residual é somada à tensão de flexão externa aplicada na engrenagem, e o fator de intensidade de tensão K é calculado pelo método da taxa de liberação de energia de deformação. Os parâmetros ΔK_{th} , K_{IC} , C e n são estimados pela dureza na ponta da trinca, e aí é possível avaliar a taxa de crescimento da trinca da/dN . Porém na referência bibliográfica comentada, o autor não fornece maiores detalhes desse modelo computacional. O modo como o estudo foi estruturado, permite avaliar o comportamento em fadiga das engrenagens como um todo, sem a possibilidade de analisar pontualmente o que ocorre dentro da camada cementada em termos de fadiga.

Num segundo estudo complementar, KATO et al (1993) ensaiaram engrenagens cementadas, temperadas e revenidas do mesmo aço SCM 415, com 20% de austenita retida, com carga pulsante na frequência de 40 a 60 Hz, onde obteve os seguintes valores para o limite de fadiga:

- Cementação 930 °C + Difusão 850 °C + Têmpera em óleo + Revenimento 170 °C : $S_f = 1100$ MPa, com desvio padrão de 90 MPa;
- Cementação 930 °C + Têmpera em óleo + Revenimento 170 °C: $S_f = 940$ MPa, com desvio padrão de 90 MPa.

Em continuidade ao tema, NAGAMURA (1994) propôs um método analítico para previsão da vida em fadiga, de uma engrenagem de aço MAC14, supercementado de modo a formar uma intensa rede de carbonetos nas superfícies dos dentes cementados, nas condições abaixo:

- Aço MAC14:

C – 0,10 a 0,18 % P - < 0,030 % S - < 0,030 % Si – 0,20 a 0,35 %

Cr – 2,40 a 2,80 % Mn – 0,40 a 0,70 % Mo – 0,35 a 0,55 % Ni < 0,25 %

- Supercementação:

Cementação: 870 °C/ 9 horas e 20 minutos;

Têmpera: 850 °C/ 0,25 horas / óleo;

Revenimento: 160 °C/ 2 horas.

- Superfície cementada:

Rugosidade $R_{m\acute{a}x.}$; 2 μm ;

Camada cementada: 0,90 mm.

Esse método foi feito considerando-se que a trinca origina na superfície supercementada, pela combinação das distribuições estatísticas da rugosidade, tamanho dos carbonetos e dos grãos de martensita e espessura da camada cementada. A microestrutura obtida na supercementação era composta de carbonetos + martensita na superfície, martensita abaixo da superfície e martensita de baixo carbono fora da camada cementada (no núcleo). O mecanismo adotado para explicar a dificuldade de propagação da trinca de fadiga foi existência de dois fatores de ocorrências aleatórias que podem resultar em fratura:

- Fratura por clivagem dos carbonetos;
- Fratura transgranular dos grãos de martensita.

Isso porque cada grão de martensita e cada carboneto estão expostos às mesmas tensões. Depois da trinca crescer por fadiga e atingir a fronteira que separa a camada cementada do material base, a microestrutura modifica-se de uma região predominante de carbonetos precipitados, para uma predominante de martensita sem carbonetos. Ambas sendo regiões extremamente frágeis que dificultam a propagação estável da trinca. Nessa segunda região, a trinca é temporariamente ou permanentemente bloqueada, se a tensão aplicada não for suficiente para estender a trinca no material base. Esse fato é importante para esta tese, pois implica que trincas não inutilizam uma peça cementada, dependendo de sua profundidade e das cargas a que a peça será submetida. A razão para a trinca não ter capacidade, ou ter dificuldade, para se propagar dentro do grão martensítico, na região sem carbonetos, é devido à diferença de orientação das duas regiões

martensíticas (uma é orientada ao longo da direção de máximo cisalhamento paralela à direção da trinca e a outra é orientada numa direção transversal à da trinca). Se a tensão aplicada é suficientemente alta, ou as condições para estender o escoamento da martensita para outro são favoráveis, a trinca continuará a propagar-se dentro do próximo contorno de martensita. Ainda neste estudo de NAGAMURA (1994), os parâmetros foram analisados segundo a distribuição de Weibull, com função distribuição acumulada definida pela equação (2.2):

$$F(N) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{N - \gamma}{\eta} \right)^M \right] \quad (2.2)$$

onde, F(N) é a probabilidade acumulada de falha, o expoente M é o parâmetro de forma, η é o parâmetro de escala, γ é o parâmetro de localização, e N é o número de ciclos em questão, que será chamado N_f quando for o número de ciclos até a fratura. Os resultados obtidos são apresentados na tabela 2.1.

Tabela 2.1 – Parâmetros da distribuição de Weibull para engrenagens de aço MAC 14, segundo NAGAMURA (1994).

Tensão máxima devido à Flexão (MPa)	M (MPa)	η (MPa)	γ (MPa)	Número de ciclos até a fratura (N_f)
1200	1,74	1985	3290	5059
1080	1,46	4896	3350	7785
950	1,30	7453	6670	13553
820	1,01	43961	25000	68900

E ainda, segundo esse autor o tamanho dos carbonetos e dos grãos martensíticos e a rugosidade superficial também seguem uma distribuição de Weibull com os parâmetros indicados na tabela 2.2. A curva S-N obtida para o aço MAC14 supercementado é mostrada na figura 2.4, na qual o autor obteve o limite de fadiga de 660 MPa. A mais importante constatação desse estudo de NAGAMURA (1994) é que a fadiga na camada cementada pode ser assumida como comportar-se da mesma forma que a observada num material homogêneo, ou seja, que não tenha um gradiente de composição tão grande ao que é observado numa camada cementada.

Tabela 2.2 – Parâmetros da distribuição de Weibull para tamanhos de carbonetos, grãos martensíticos e rugosidade, determinados por NAGAMURA (1994).

	M (μm)	η (μm)	γ (μm)
Carbonetos	0,9465	1,8105	0,8250
Martensita	1,467	3,8740	2,02010
Rugosidade	1,330	2,5834	0,000

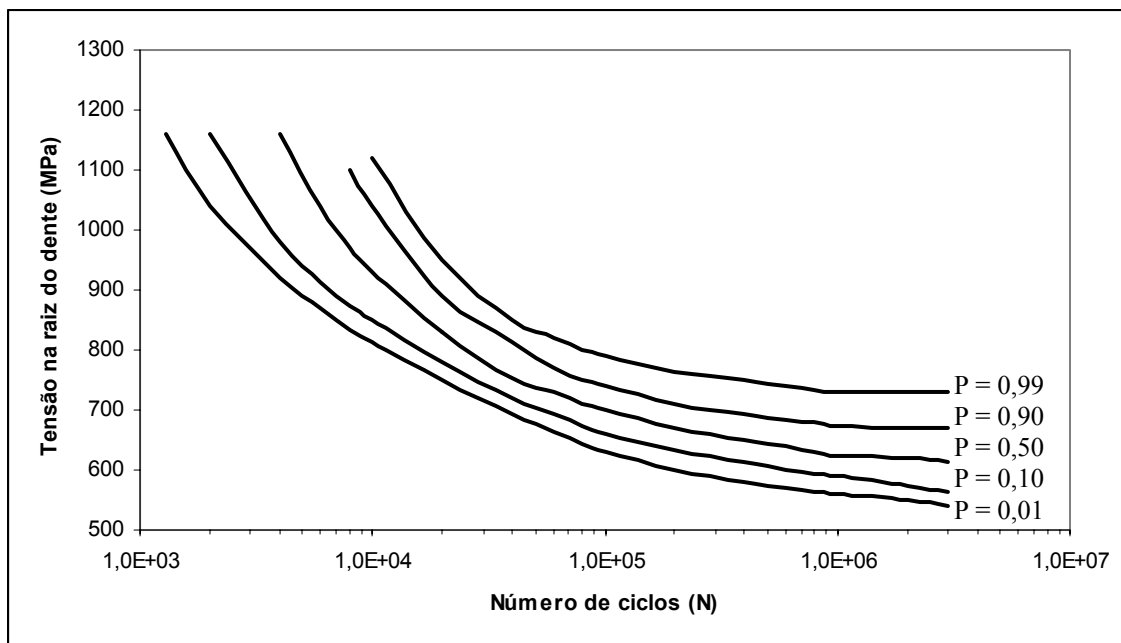


Figura 2.4 – Curva S-N para engrenagens de aço MAC 14 nas condições estudadas por NAGAMURA (1994)

HIDAYETOGLU (2001) estudou o efeito do processo de acabamento de retificação de engrenagens de aços SAE 8620/22 cementadas, temperadas e revenidas sobre a iniciação de trincas de fadiga em esforços de flexão. Tal assunto não será aprofundado nesta tese, mas a principal conclusão é que os acabamentos retificados feitos com rebolos de nitreto cúbico de boro associado ou não a jateamento, permitem obter bons níveis de tensões residuais, que somadas às tensões compressivas da camada cementada melhoram substancialmente a resistência à fadiga. Este é um aspecto importante, pois as maiorias das engrenagens de precisão têm operação adicional de retífica após o tratamento térmico, o que ajuda a melhorar o desempenho em fadiga.

Em complemento aos estudos de KATO et al (1992 e 1993), MASUYAMA et al (2002) estudaram a resistência à fadiga por flexão em dentes de engrenagens de aço SCM 415 (similar ao SAE 5115, mas com 0,20% de Mo), após cementação a 930 °C por 4 horas, têmpera a 830 °C por 15 minutos com resfriamento em óleo quente a 130 °C, sem execução de tratamento criogênico, seguido de revenimento a 170 °C por 2 horas, e obtendo-se 1 mm de camada cementada. O critério normalmente utilizado para definir a profundidade de camada cementada, corresponde à profundidade onde se tenha a microdureza de 551 HV1. Neste estudo MASUYAMA et al (2002) propuseram uma equação que permite estimar o limite de fadiga por flexão nos dentes na camada cementada da engrenagem (S_f), com relação à razão de carga (R), a dureza (HV) da superfície da camada cementada e a área projetada S do defeito na direção normal à aplicação da carga, de acordo com a equação (2.3).

$$S_f = \beta \cdot \frac{(HV + 120)}{(\sqrt{S})^{1/6}} \cdot \left[\frac{(1 - R)}{2} \right]^\alpha \quad (2.3)$$

$$\alpha = 0,226 + HV \times 10^{-4};$$

$$\beta = 0,98, \text{ sem descarbonetação e com trinca criada por fadiga;}$$

$$\beta = 1,17, \text{ com descarbonetação e sem trinca criada por fadiga;}$$

$$S = \sqrt{10} \times \delta, \text{ onde } \delta \text{ é espessura da descarbonetação e sem trinca criada por fadiga;}$$

$$S = \sqrt{10} \times a, \text{ sem descarbonetação e com trinca criada por fadiga ;}$$

$$a \text{ é o comprimento da trinca;}$$

$$S_f \text{ é o limite de fadiga por flexão (nos dentes na camada cementada da engrenagem);}$$

$$R \text{ é a razão de carga (R), a dureza (HV) da superfície da camada cementada.}$$

Verificou ainda que na camada descarbonetada formam-se inclusões de óxidos de cromo e manganês que são mais facilmente oxidados na temperatura de cementação que o ferro. Assim, num carregamento cíclico essas inclusões e os contornos de grãos descarbonetados agem como áreas de concentração de tensão, gerando muitas microtrincas que diminuem a resistência à fadiga da camada cementada. Constatou ainda que os valores de comprimento de trinca a , são diretamente proporcionais à espessura da descarbonetação, talvez devido à região descarbonetada

ser mais mole e portanto tolerar trincas mais profundas, para um mesmo carregamento. Mas isso não é benéfico pelo fato de existirem muitas trincas. Nas condições que ele estudou esse aço SCM 415 (similar ao SAE 5115 com 0,20% de Mo), encontrou os valores indicados na tabela 2.3.

Os ensaios cíclicos para obtenção desses resultados foram feitos com a carga variando não mais do que 2%, e para prevenir o impacto do carregamento alternado ele ajustou-se o valor de R para 0,01, devido à alta fragilidade da camada cementada. O autor registra também a dificuldade de estudar a camada cementada devido à sua fragilidade e à instabilidade das trincas de fadiga.

Tabela 2.3 – Correlação entre profundidade descarbonetada, a_{TH} , e limite de fadiga segundo MASUYAMA (2002).

Descarbonetação μm	a_{th} μm	Lim. Fad. MPa
0	6	906
5	14	901
15	22	890

Predominam nas pesquisas até aqui apresentadas o estudo da camada cementada como um todo, sem analisar o comportamento pontual em função de variações pontuais do teor de carbono. São apresentados os comportamentos de estruturas martensíticas com e sem carbonetos dispersos, mais a influência de inclusões e descarbonetação superficial, sem grande ênfase aos princípios metalúrgicos ou de materiais envolvidos. Porém no próximo item são apresentadas algumas pesquisas mais aprofundadas sobre o tema e que foram desenvolvidas nos países do ocidente.

2.2 – Pesquisas Acadêmicas sobre fadiga em aços cementados

COHEN (1992) estudou a resistência à fadiga sob flexão, comparando corpos de prova de aços SAE 4320 com cantos vivos e com cantos arredondados, que foram tratados termicamente simultaneamente. A proposta era ter uma estimativa da extensão que a geometria dos corpos de prova afeta a microestrutura e a resistência à fadiga de um aço cementado. Com isso foi possível identificar uma larga faixa de limites de fadiga. Partículas de carbonetos grosseiros e austenita retida em excesso foram predominantes nos corpos de prova com cantos vivos, devido à não uniformidade da distribuição de carbono nesses cantos. O teor desse constituinte foi de 33% para amostras com cantos vivos e 23 % nas com cantos arredondados. Os corpos de prova com cantos vivos e arredondados tiveram o mesmo comportamento na região de fadiga de baixo ciclo, até 10^4 ciclos, mas os com cantos vivos têm menor limite de fadiga que os arredondados (1000 contra 1150 MPa). Esta diferença de 13% foi relacionada ao incremento da sensibilidade às trincas intergranulares nos corpos de prova com cantos vivos para baixos níveis de tensão. Isto é decorrente do incremento de austenita retida notado nas amostras com cantos vivos, fator que é explicado pela reduzida difusão de carbono nessa região. As diferenças de microestruturas notadas para os dois tipos de cantos estudados refletem as diferenças entre as tensões residuais observadas, isto é, menor transformação de austenita durante a têmpera resulta em tensão superficial de compressão próximo aos cantos vivos. Com baixas tensões compressivas ao longo da linha de máxima tensão na superfície do corpo de prova próximo ao canto vivo, comparada com a área central do corpo de prova (distante do canto vivo), menor seria a tensão de tração requerida para iniciar trincas intergranulares. Assim é de se esperar uma maior incidência de trincas e falhas, em componentes cementados que possuam muitos cantos vivos, sendo prudente sempre fazer uso de arredondamentos, quando possível. Aliás, esta foi uma das principais preocupações nesta tese, quanto à possibilidade dos corpos de prova entalhados virem a trincar durante a têmpera, comprometendo o estudo. A figura 2.5 mostra a influência do tipo de canto sobre o limite de fadiga.

Porém PRESTON (1993) fez uma grande colaboração para o entendimento dos mecanismos de crescimento de trinca por fadiga em superfícies de aços endurecidas por cementação gasosa. Como resultado do processo de cementação gasosa, uma fina camada

oxidada é formada na superfície da peça, e a sua remoção só pode ser feita através de operações adicionais de usinagem ou jateamento, com alto custo de processamento e baixa produtividade. Em vista disso, a maioria das peças cementadas é utilizada com essa camada oxidada. A presença de contornos de grãos oxidados na superfície fornece um local preferencial para iniciação de trinca por fadiga, e seu subsequente crescimento. A determinação do limite de fadiga de aços de alta resistência, que é o caso de uma superfície cementada, resulta numa dispersão dos resultados.

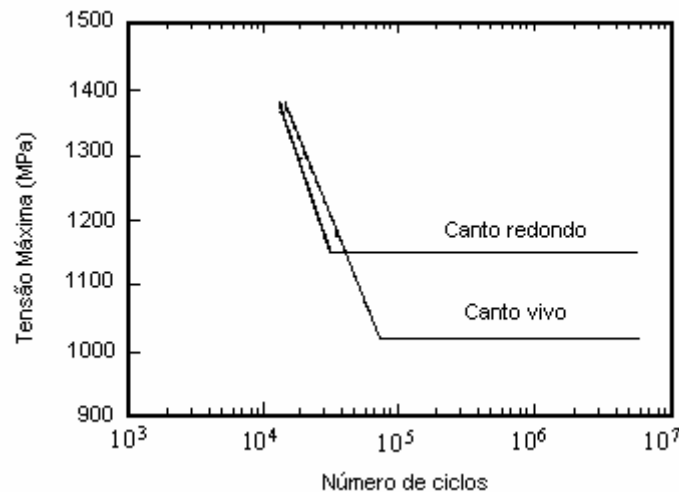


Figura 2.5 - Curva S-N para corpos de prova de aço SAE 4320 com cantos vivos e arredondados, por COHEN (1992).

O autor estudou a nucleação da trinca por fadiga e seu crescimento em corpos de prova de aço similar ao SAE 8615 com a superfície cementada, sob flexão rotativa. A intenção foi caracterizar o modo de fadiga através da camada cementada. Ele utilizou a MFEL para descrever as condições de iniciação da trinca e também estimar o tempo de vida em fadiga, considerando os efeitos da microestrutura e das tensões residuais. Seus corpos de prova tinham rugosidade de 1 μm , para que a influência do acabamento fosse desconsiderada. E após a cementação removeu 20 μm da superfície por eletropolimento, para remover oxidação ou descarbonetação formadas no tratamento térmico. Relata que o processo de fadiga ocorre pela nucleação de uma trinca no vértice de um contorno de grão oxidado e a subsequente propagação através da camada cementada. Assumiu que apenas um vértice oxidado age como ponto de falha. Com incremento do número de ciclos, mais discordâncias são geradas levando a nucleação da trinca. Entretanto durante a aplicação dos ciclos de carregamento, a austenita retida sofre uma transformação induzida pela deformação resultando em martensita. Isto introduz barreiras para o movimento das

discordâncias e assim retarda a nucleação da trinca. Inicialmente essa transformação ocorre nos grãos favoravelmente orientados com os respectivos eixos de tensão. Gradualmente à medida que mais grãos atingem essa deformação plástica crítica para a transformação, decresce a taxa de endurecimento por deformação, levando a nucleação da trinca. A ordem de grandeza da deformação depende também do teor de austenita retida e do nível de tensão aplicado. Experimentalmente ele constatou que apenas uma pequena parcela da austenita se transforma. É comum os aços cementados terem alguma parcela de austenita retida, esse mecanismo de transformação induzida talvez explique a dificuldade de obter trinca por fadiga, como relatado por outros autores citados nesta tese.

Ainda segundo PRESTON (1993) acima de certo comprimento de trinca, o limite de fadiga é controlado por ΔK_{th} e pela pré-existência de alguma trinca. Para o aço similar ao SAE 8615 cementado que estudou, esse comprimento é aproximadamente 8 μm , que corresponde ao chamado limite de trinca curta para o aço SAE 8615. Este valor é inferior às profundidades das camadas de oxidação que se formam na cementação, que medem em torno de 18 a 20 μm . Assim pode ser utilizado a MFEL para modelar o comprimento de trinca longa que se propaga no material, assumindo-se que o mesmo está se comportando elasticamente. A chamada trinca longa é aquela cujo comprimento é superior aos 8 μm . Assim, a oxidação com 18 a 20 μm de profundidade pode ser analisada como limite de trinca longa. Usando o valor de $\Delta K_{th} = 4 \text{ MPa}\sqrt{m}$, então é possível estimar o limite de fadiga para diferentes comprimentos de trinca usando a equação (2.4):

$$K_{max} = 1,13 \cdot \sigma_N \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad (2.4)$$

onde:

a é o comprimento da trinca normal à superfície cementada;

σ_N é a tensão nominal (soma algébrica da tensão residual e a tensão de flexão externa aplicada);

K_{max} (na flexão rotativa o $K_{min} < 0$, então em substituição ao ΔK utiliza-se o K_{max} uma vez que o valor negativo não influencia na trinca).

Se na equação (2.4) forem aplicados os valores $\Delta K_{th} = 4 \text{ MPa}\sqrt{m}$ e 17 μm de profundidade de oxidação, o valor calculado de σ_N passa a ser o limite de fadiga (σ_f), onde o autor levantou o

gráfico mostrado na figura 2.6, para tensões residuais compressivas de 320 e 160 MPa. Notar que para 320 MPa, o limite de fadiga calculado é próximo do limite de fadiga experimental. É possível que as trincas talvez tenham dificuldade em se propagar, e um incremento das tensões residuais compressivas, devido à transformação induzida pela deformação da austenita retida, levaria a retenção da trinca. O total da vida em fadiga é composto do número de ciclos para nucleação da trinca e o número de ciclos para seu crescimento. No ensaio de fadiga por flexão rotativa o $R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} = -1$, e assumindo-se que o crescimento da trinca não ocorra na parte negativa do ciclo de fadiga, então também o valor de R pode se aproximar de 0.

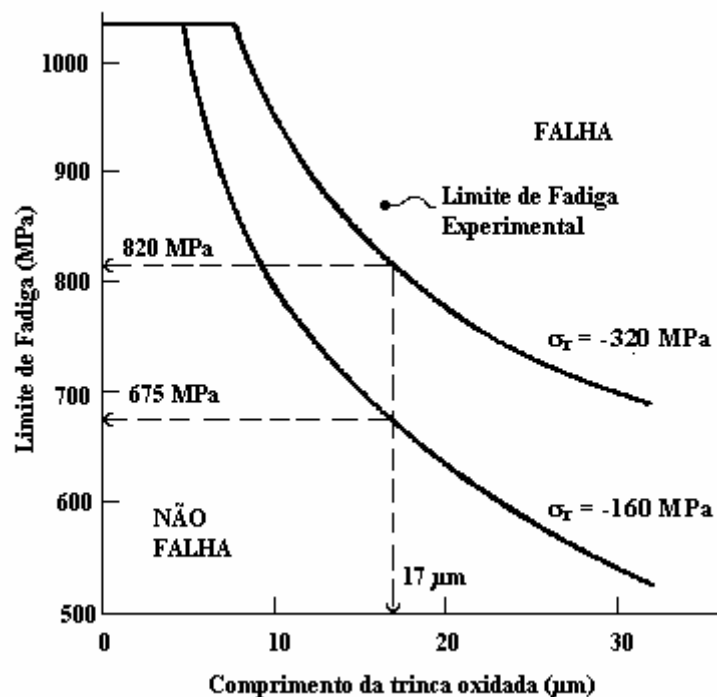


Figura 2.6 – Efeito do comprimento da trinca sobre o limite de fadiga, calculado pela equação para dois níveis de tensões residuais, segundo Preston (1993). Para $K_{\max} = \Delta K_{TH} = 4 \text{ MPa} \sqrt{m}$ e 17 μm de profundidade de oxidação.

O valor ΔK_{eff} descreve a resistência microestrutural à propagação da trinca por fadiga. Na região de alto carbono da camada cementada, o fechamento da trinca devido à transformação de austenita retida controla a taxa de crescimento da trinca de fadiga. As tensões residuais compressivas dão caminho ao fechamento da trinca induzido pela plasticidade. Os valores para a intensidade de tensão de fechamento K_{cl} são da ordem de 0,5 a 0,6 $K_{\max}$. Assim $\Delta K_{\text{eff}} = K_{\max} - K_{cl}$, ou $\Delta K_{\text{eff}} = 0,4 \cdot K_{\max}$. Para o crescimento da trinca na camada cementada do aço similar ao SAE

8615, o número de ciclos consumidos para crescimento da trinca, pode ser calculado pelo rearranjo e integração da equação (2.5) sobre a profundidade da camada cementada:

$$\frac{da}{dN} = 9,93 \cdot 10^{-10} \cdot (\Delta K_{eff})^{2,02} \quad (2.5)$$

Onde se substituindo os valores de $K_{m\acute{a}x}$ e ΔK_{eff} , tem-se a equação (2.6):

$$\frac{da}{dN} = 9,93 \cdot 10^{-10} \cdot (0,4 \cdot (1,13 \cdot \sigma_N \cdot \sqrt{\pi \cdot a}))^{2,02} \quad (2.6)$$

No caso dos aços cementados, o estágio de nucleação representa 70 % do total do tempo de vida, pois as tensões residuais compressivas dificultam a nucleação da trinca. Assim sendo o valor de N calculado pela integração da equação (2.6) se dividido por 0,3 fornecerá o tempo total de vida de fadiga.

Por outro lado, para eliminação de austenita retida na camada cementada usualmente faz-se tratamento criogênico com nitrogênio líquido a -196°C , que pode se tornar muito prejudicial para a resistência à fadiga. KIM (1996) verificou, numa camada cementada de aço SAE 8620, que os mecanismos de endurecimento e recristalização térmica ou dinâmica da austenita retida podem ocorrer simultaneamente durante um esforço mecânico aplicado a um componente. Verificou também que existe um nível crítico de austenita retida, acima do qual o endurecimento devido à ação mecânica é mais dominante para um determinado esforço aplicado. Ou seja, parte da austenita retida durante o processo de carregamento transforma-se em martensita (não revenida), até atingir o nível crítico abaixo do qual não ocorre transformação para o esforço em questão. Supõe-se que este nível crítico de austenita retida varie com a carga aplicada. Essa martensita transformada mecanicamente, por não estar revenida, diminui as propriedades de fadiga. Em vista disso, é necessário que se tenham baixos níveis de austenita retida que podem ser obtidos por meio de tratamento criogênico ou de revenimento. Nesta tese optou-se pelo duplo revenimento como meio de reduzir ou estabilizar o percentual de austenita retida para que esta não se transformasse em martensita não revenida durante o ensaio cíclico.

GENEL (1999) estudou os efeitos da profundidade da camada cementada sobre a performance em fadiga para o aço SAE 8620. Comparou corpos de prova temperados e revenidos, com outros cementados, temperados e revenidos, variando-se as espessuras das

camadas cementadas em 0,73, 0,90, 1,10 mm, onde obteve limites de fadiga de 840, 980, e 1140 MPa respectivamente. Concluiu também que as tensões residuais compressivas obtidas na camada cementada diminuem a medida em se aumenta a espessura dessa camada, sendo -265, -220, e -200 MPa respectivamente para 0,73, 0,90, e 1,10 mm. Com isso não se deve esperar, que o desempenho à fadiga irá aumentar sempre que se obtenham espessuras cementadas muito grandes. Isso é devido à possibilidade de haver o cruzamento de camada durante a cementação de longo tempo e interação entre a camada cementada assim formada e as inclusões presentes no aço. O chamado cruzamento de camada ocorre nos cantos das peças (dentes de engrenagem, entalhes, chavetas, etc) quando duas frentes de difusão de carbono se encontram, resultando numa região com teor de carbono mais elevado que o teor desejado no processo. Ainda nesse estudo GENEL (1999) verificou que quanto maior a relação t/D entre a espessura (t) da camada cementada e o diâmetro (D) da peça cementada e também quanto maior a relação “área da camada cementada dividida pela área do núcleo não cementado” (A_R), maior será a resistência à fadiga, como mostra a tabela 2.4.

Tabela 2.4 – Influência dos parâmetros de GENEL (1999) e tensão residual (σ_r), sobre a resistência à fadiga (σ_f) para $S_f = 106$ ciclos.

t (mm)	t/D ⁽¹⁾	A_R ⁽²⁾	σ_r (MPa)	σ_f (MPa)
0,73	0,073	0,37	-265	840
0,90	0,090	0,49	-220	980
1,10	0,110	0,64	-200	1140

Obs.: (1) t/D – profundidade relativa da camada

(2) A_R – área relativa da camada

A partir desses resultados, GENEL (1999) desenvolveu algumas relações que permitem determinar o limite de fadiga do aço SAE 8620, como função dos valores t/D e A_R , de acordo com as equações (2.7) e (2.8).

$$S_f = 590 + 36400 \cdot (t/D)^{1,92}, \text{ em MPa} \quad (2.7)$$

$$S_f = 590 + 1040 \cdot (A_R)^{1,40}, \text{ em MPa} \quad (2.8)$$

Essas relações foram aplicadas na previsão de S_f para várias amostras, que foram ensaiadas e os resultados obtidos mostraram que após 10^6 ciclos não houve falhas, comprovando que as relações têm boa exatidão.

Na mesma época, da SILVA et al (1999) também estudaram o comportamento sob fadiga de amostras de aço SAE 8620, concluindo que teores elevados de austenita retida resultam num melhor comportamento sob fadiga. Verificaram que sem o tratamento criogênico a $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$, amostras com 32 a 35 % de austenita retida, comparadas com amostras com 6 % de austenita retida após esse tratamento, possuem maior vida em fadiga segundo as curvas S-N levantadas, maior vida em fadiga para mesmos comprimentos de trincas, além de menor taxa de crescimento de trinca da/dN para mesmos comprimentos de trincas. E em todos os corpos de prova o micromecanismo de fratura que resultante do crescimento da trinca foi transgranular. Esse micromecanismo de crescimento de trinca por fadiga está relacionado a microestruturas de grãos finos e altos limites de fadiga. Esse estudo de da SILVA et al (1999), permite concluir então que o tratamento criogênico a $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ não é tão benéfico, quando se obtém teores de martensita acima de 90%. Por esse motivo, as amostras utilizadas para os ensaios desta tese não foram submetidas a tratamento criogênico, mas sim a duplo revenimento. Notar aqui que as conclusões complementam aquelas apresentadas por Kim (1996) citado anteriormente.

O comportamento em fadiga dos carbonetos formados durante a cementação, pode ser entendido através do estudo de SHIN (1999), que correlacionou estruturas de dois aços diferentes com as respectivas vidas em fadiga, para aplicação de molas tipo diafragma utilizado em embreagens de automóveis. Os aços estudados são os mostrados na tabela 2.5, na condição temperado a $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ e revenido a $420\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Tabela 2.5 - Aços estudados por SHIN (1999).

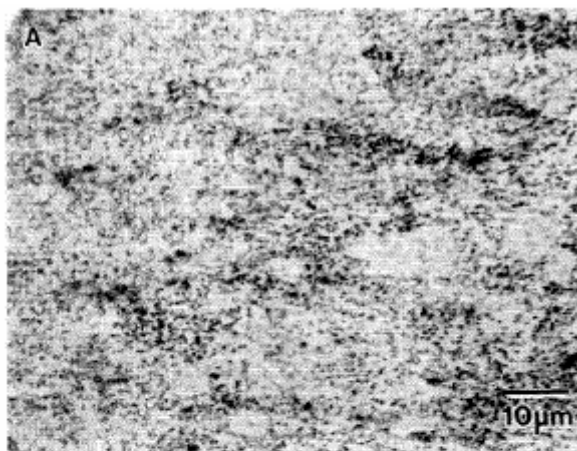
	Aço	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	V
--	-----	---	----	----	---	---	----	----	---

A	50CrV4	0,49	0,29	0,82	0,012	0,004	0,031	1,06	0,11
B	SK5-CSP	0,84	0,18	0,44	0,012	0,003	0,002	0,17	-

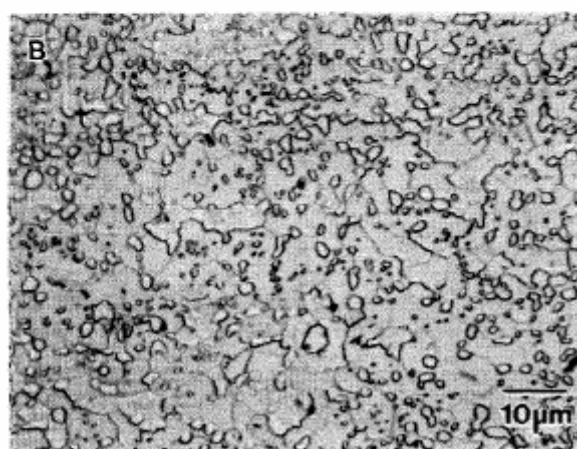
Notar que o aço A tem $C < 0,77\%$ e elevados teores de Al e V para incrementar o refino de grão, enquanto o aço B tem $C > 0,77\%$ e é isento de refinadores de grãos. Lembrando que $0,77\%$ é o ponto eutetóide do diagrama Fe-C, e acima desse teor o C é rejeitado da matriz formando carbonetos esféricos. Com isso o aço A tem uma estrutura fina, com carbonetos finamente distribuídos, enquanto o aço B apresenta um maior nível de carbonetos pro-eutetóides e de maior tamanho que o aço A, como mostrado na figura 2.7. Na amostra B é considerável a quantidade de carbonetos pró-eutetóides não dissolvidos, que atuam como descontinuidades para nucleação de trincas de fadiga.

Tal situação também é esperada nesta tese, para os aços com $C > 0,70\%$. Os carbonetos esféricos podem simultaneamente agir como entalhes para iniciação de trincas ou como um vazio para interromper sua propagação. Esses carbonetos afetam negativamente as propriedades de fadiga, mais do que a matriz martensítica, devido serem frágeis, de alta dureza e vulneráveis a fraturas, mesmo sob baixas tensões.

A figura 2.8 mostra que é mais rápida a iniciação e propagação da trinca no aço B quando comparado com o aço A. E ainda após iniciação da trinca, o aço A resiste a maior número de ciclos que o aço B antes da fratura. Esse fato talvez explique o motivo das grandes dispersões nos valores de tenacidade à fratura verificadas os aços com teores crescentes de carbono estudados nesta tese.



a) Aço A



b) Aço B

Figura 2.7 – Microestruturas dos aços (a) 50CrV4 e (b) SK5-CSP da tabela 2.5, segundo Shin (1999). Na fotografia B as partículas globulares ou esféricas são os carbonetos pró-eutetóides que atuam com descontinuidades. Na fotografia A essas partículas são bem menores do que as da fotografia B.

Para peças cementadas, a maioria dos estudos desenvolvidos considera o tratamento térmico de têmpera após a cementação, feito a partir da temperatura acima de A_{c3} do aço base, de modo que se tenha toda a seção transversal austenitizada para o resfriamento brusco. Com esse procedimento busca-se obter estrutura temperada em toda a seção transversal da peça, respeitando-se logicamente as limitações de seção, velocidade de resfriamento, e temperabilidade do material do núcleo.

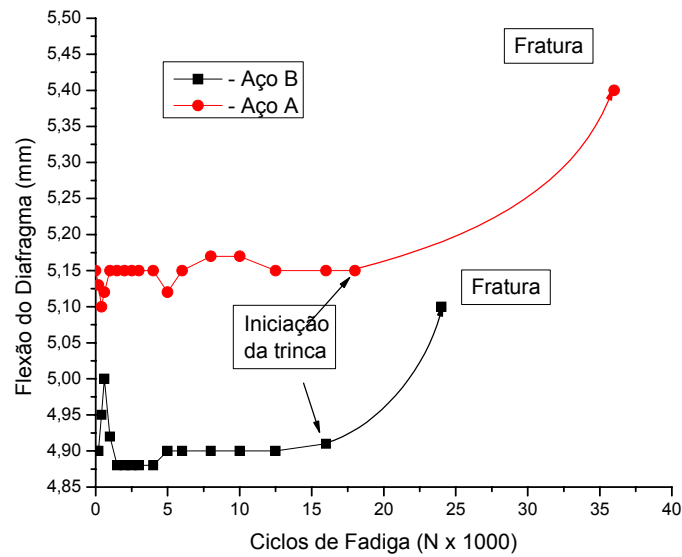


Figura 2.8 - Ciclos de fadiga em função da deflexão da mola prato sob tensão de fadiga, para os aços A e B segundo SHIN (1999).

Porém os resultados obtidos nas propriedades mecânicas superficiais podem atingir o núcleo, se a espessura da peça o permitir, fazendo com que sua resposta mecânica não seja tão boa. Propondo um método para minimizar tal efeito, ERDOGAN (2002) estudou o efeito do tamanho da fase martensítica nas propriedades de tração de corpos de prova de aço SAE 8620 cementados com 0,80% de carbono, com estrutura bifásica no núcleo não cementado. Em seu experimento, os corpos de prova de tração após cementação, foram temperados a partir de temperaturas entre A_{c3} e A_{c1} do material base, de modo que fosse obtida estrutura totalmente martensítica na superfície, e no núcleo uma mistura de cerca de 25 % de martensita e 75% de ferrita. Nestas condições para mesmos valores de dureza superficial, quando comparado com resultados obtidos por têmpera total, obtêm-se valores de resistência à tração e limite de escoamento mais baixos, maior alongamento e, por conseguinte, maior tenacidade. Nestas condições, ERDOGAN (2002) concluiu que corpos de prova com microestrutura bifásica no núcleo exibiram resistência à tração e limite de escoamento levemente inferior e ductilidade superior, sem comprometer a dureza superficial, quando comparado com corpos de prova com núcleos praticamente temperados pelos tratamentos térmicos convencionais, como mostrado na tabela 2.6.

Tabela 2.6 - Propriedades mecânicas em função do comprimento e da fração de martensita, para aço SAE 8620, conforme ERDOGAN (2002).

Tipo de trat. térmico	Temperatura de têmpera	Comprimento da martensita (μm)	Fração de martensita (%)	σ_t (MPa)	σ_e (MPa)	Alongam. (%)
Convencional	$T > A_{c3}$	-	96	1005	610	0,55
I	$A_{c1} < T < A_{c3}$	3,56	25	921	405	10,5
Dual phase	$A_{c1} < T < A_{c3}$	6,96	25	798	375	2,1
Dual phase						

ERDOGAN (2002) não abrangeu o comportamento na tenacidade à fratura, mas pelos resultados obtidos, pode ser esperado que com tratamento entre $A_{c1} < T < A_{c3}$ (bifásico), esta propriedade seja bastante melhorada. O tamanho da martensita também influi nos resultados. O aço SAE 8620 utilizado no estudo, tem teor de Ti de 0,014 % e Al de 0,254 %, enquanto no Brasil os aços para cementação têm Al máximo 0,030 % e Ti máximo 0,008 %. Esses excessos de Al e Ti, poderiam ter favorecido um maior nível de inclusões de TiCN e Al_2O_3 no material, levando-o a concluir que, tanto para martensita fina como grossa, a coalescência de micro-vazios nas interfaces do sistema inclusões e grãos de martensita-ferrita, foi o modo de fratura dominante evidenciando fratura dúctil. Talvez se os teores desses dois elementos fossem nos níveis utilizados no Brasil ($\text{Ti} < 0,005\%$ e $\text{Al} < 0,035\%$) a conclusão seria um pouco diferente em relação à predominância dos micro-vazios associados basicamente às inclusões.

O diferencial de teor de carbono obtido na superfície de uma peça de aço cementada faz com que, após a têmpera e revenimento, surja na camada altos níveis de tensões residuais. Estas têm grande influência no comportamento mecânico dos componentes, principalmente para propriedades que dependem de condições locais, tais como a resistência à fadiga. OGATA (2002) estudou o comportamento dessas tensões comparando a espessura da camada cementada em função da espessura da amostra de aço SAE 8620 e constatou que quando há sobreposição de camada cementada, ou seja, as duas frentes de cementação se encontram no núcleo da peça, as tensões residuais são de tração, da ordem de + 200 MPa, mesmo fazendo-se tratamento criogênico em nitrogênio líquido a $-196\text{ }^\circ\text{C}$ (que reduziu de 25% para menos de 10% o teor de austenita retida) seguido de revenimento, sendo prejudicial para a resistência à fadiga. E quando não ocorre tal transposição de camada, ou seja, há uma faixa remanescente de no núcleo da peça

composição original do material base separando as frentes de cementação, obtêm-se tensões de compressão em torno de -200 MPa, após os tratamentos criogênico e de revenimento, sendo, portanto benéfico do ponto de vista de fadiga. Esses valores são significativos e seus efeitos sobre as propriedades de fadiga não podem ser desprezados. Desta forma, deve ser evitado o chamado cruzamento de camada cementada. Essas constatações devem ser consideradas em conjunto com as outras anteriormente citadas por KIM (1996) e da SILVA et al (1999).

SHIN et al (2002) fizeram estudo do mesmo aço SCM 415 (similar a SAE 5115 com 0,30% de Mo), comparando amostras cementadas em forno de atmosfera controlada, com amostras cementadas por plasma, nas condições abaixo:

- Gás: Cementação a 920°C + Difusão a 850°C + Têmpera em óleo, sem resfriamento criogênico, tendo como resultado oxidação de $10\text{ }\mu\text{m}$;
- Plasma: Cementação a 900°C + Difusão a 900°C + Têmpera em óleo sem resfriamento criogênico, ficando isento de oxidação.

A difusão aqui citada é um complemento do processo de cementação que visa diminuir os gradientes de carbono entre a superfície externa da peça e a região da camada mais próxima do núcleo. Na análise dos corpos de prova, o autor verificou que o modo de fratura do aço cementado por plasma foi predominantemente transgranular, enquanto que para o aço cementado em atmosfera controlada foi predominantemente intergranular. Isso porque na cementação a gás, a oxidação de $10\text{ }\mu\text{m}$ na superfície e nos contornos de grãos, diminuem a coesão da região afetada, fazendo com que a trinca por fadiga se inicie e se propague mais facilmente. Este análise coincide com a de PRESTON (1993) já citada sobre oxidação da camada cementada. SHIN et al (2002) encontraram os seguintes valores de limite de fadiga:

- Cementação por plasma: 810 MPa;
- Cementação gasosa: 785 MPa.

De acordo com a mecânica da fratura, uma zona plástica se forma à frente da trinca em crescimento. É também conhecido que uma transformação martensítica pode ocorrer quando a austenita retida é submetida a uma deformação plástica. Assim, uma trinca crescendo por fadiga através de uma camada cementada, poderia transformar a austenita retida em martensita não

revenida. Pequeno teor de austenita retida é benéfico para a resistência à fadiga, pois reduz menos as tensões residuais de compressão que se formaram devido à cementação. As regiões oxidadas e descarbonetadas são mais moles do que a matriz martensítica, e também reduzem essas tensões residuais compressivas da superfície cementada, diminuindo o limite de fadiga dessa região. Esses resultados comparativos entre cementação gasosa e por plasma, associados às conclusões de PRESTON (1993), KIM (1996), da SILVA et al (1999) e OGATA (2002), permitem obter melhorias significativas em termos de tensões compressivas benéficas para a vida em fadiga de peças cementadas, quando se utiliza a cementação por plasma. Nas referências citadas anteriormente, o processo de cementação empregado é a gás, e mencionam que a trinca na camada cementada é intergranular, estando de acordo com essa proposta de SHIN et al (2002).

O modelo desenvolvido nesta tese, por utilizar corpos de prova de vários aços diferentes, não leva em consideração as tensões residuais que variam ao longo da camada cementada, devido ao gradiente do teor de carbono na mesma, como analisado pelos autores citados acima. Reti (2003) estudou as tensões residuais de compressão em peças com camadas cementadas (ou carbonitretadas), e temperadas. Após a cementação as peças podem ser temperadas de duas formas:

- têmpera direta a partir da temperatura de cementação, com até mesmo uma diminuição da temperatura, mas ainda ficando acima de A_{c3} ;
- resfriamento até a temperatura ambiente após a cementação, seguida de re-austenitização para fazer a têmpera.

O primeiro método é o mais usual para os aços de baixa liga, além de permitir a formação de grãos finos. O segundo método destina-se aos aços de alta liga imunes ao crescimento excessivo de grãos, porém permite maior teor de austenita retida. As durezas típicas obtidas após cementação, têmpera e revenimento, variam de 57 a 62 HRC na camada cementada e de 25 a 45 HRC no núcleo. A transformação de austenita retida e a alteração resultante no volume relativo da camada e do núcleo são os principais responsáveis pelas alterações nos níveis de tensões residuais como uma função da temperatura. Como resultado da difusão do tratamento termo-químico, no caso da cementação, obtém-se uma camada superficial onde a distribuição do carbono é heterogênea, fazendo com que se tenha também uma distribuição heterogênea nas

tensões residuais. Em seu estudo RETI (2003) comparou 2 amostras de aço 26MnCr4 (correspondente ao SAE 5125), onde uma foi temperada a 840 °C e revenida a 180 °C e a outra amostra foi cementada a 930 °C, temperada a 840 °C e revenida a 180 °C. Os resultados obtidos na distribuição das tensões residuais em ambos os casos é mostrado na figura 2.9. A distribuição de tensões longitudinal foi medida no centro das amostras, após revenimento a 180°C. Como a geometria das amostras e as condições de têmpera e revenimento são as mesmas, a diferença observada no campo de distribuição de tensões seria devido à diferença de concentração de carbono entre as duas amostras. Outra abordagem feita por RETI (2003) foi um estudo semelhante ao proposto nesta tese, onde após a cementação de um aço 16MnCr5 (similar a um SAE 5115), ele supôs a superfície como sendo 100MnCr5 (ou SAE 51100), na profundidade de 0,5 mm como sendo 50MnCr5 (ou SAE 5150) e a 1,6 mm como sendo 16MnCr5 (ou SAE 5115). Na figura 2.10 (A) pode ser visto a distribuição esperada de carbono ao longo da camada cementada, e na 2.10 (B) a sobreposição dos diagramas de transformação sob resfriamento contínuo desses três aços.

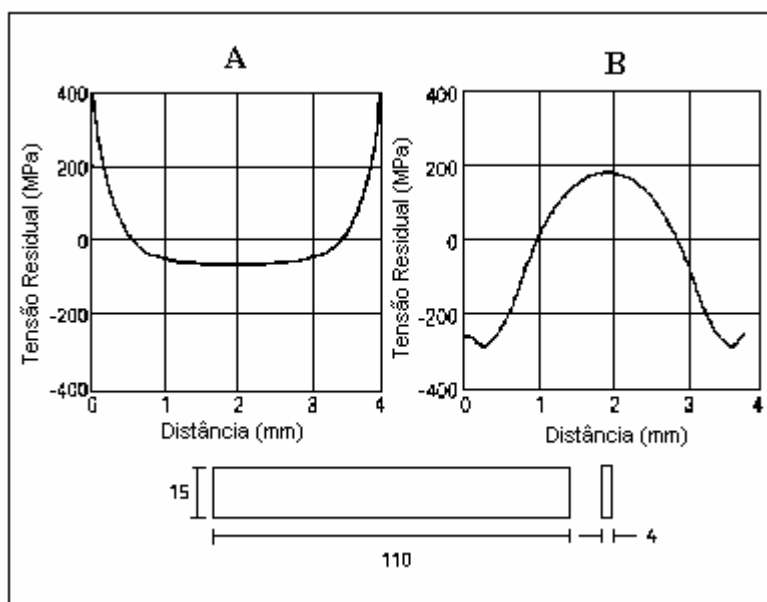


Figura 2.9 - Distribuição de tensões residuais através da espessura de uma amostra A temperada e revenida e outra B cementada, temperada e revenida, ambas de aço 26 MnCr4, e as dimensões indicadas da amostras são em mm, segundo RETI (2003).

Com base nessa sobreposição de diagramas, ele fez considerações sobre as variações da temperatura M_s em função da variação do teor de carbono na camada cementada. Porém, nesta análise ele não estudou separadamente as amostras de cada tipo de aço, como feito nesta tese. Na

situação de seu estudo e no caso da maioria dos aços de cementação, a transformação na têmpera, inicia primeiro no núcleo e depois na superfície, resultando num perfil de distribuição de tensões como mostrado na figura 2.11.A, resultando em compressão na superfície e tração no núcleo (característica de cementação, têmpera e revenimento). Entretanto, quando essa transformação inicia-se primeiro na superfície então ocorre tração na superfície e compressão no núcleo (característica de têmpera e revenimento), conforme indicado na figura 2.11.B.

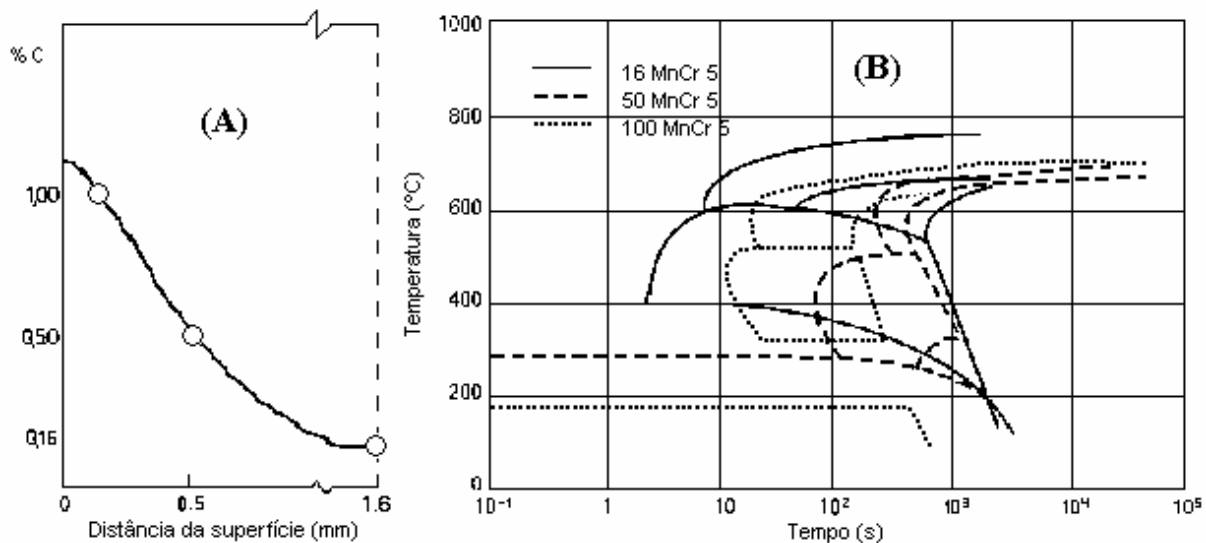


Figura 2.10 – (A) Teor de carbono próximo à superfície e (B) sobreposição dos diagramas de transformação sob resfriamento contínuo dos aços 16 MnCr 5, 50 MnCr 5 e 100 MnCr 5, segundo RETI (2003).

Numa análise de 70 aços diferentes com teor de carbono variando entre 0,15 a 0,20%, que foram cementados até uma profundidade de cerca de 1 mm, e após a têmpera foram revenidos entre 150 e 180 °C, RETI (2003) verificou o perfil de tensões residuais mostrado na figura 2.12.

Nota-se que a zona de tensão residual compressiva abrange mais a camada cementada e os locais onde a tensão residual muda seu sinal são geralmente entre a camada cementada e o material base. Ainda segundo RETI (2003) existe uma complexa interação entre tensões residuais e a resistência à fadiga por flexão.

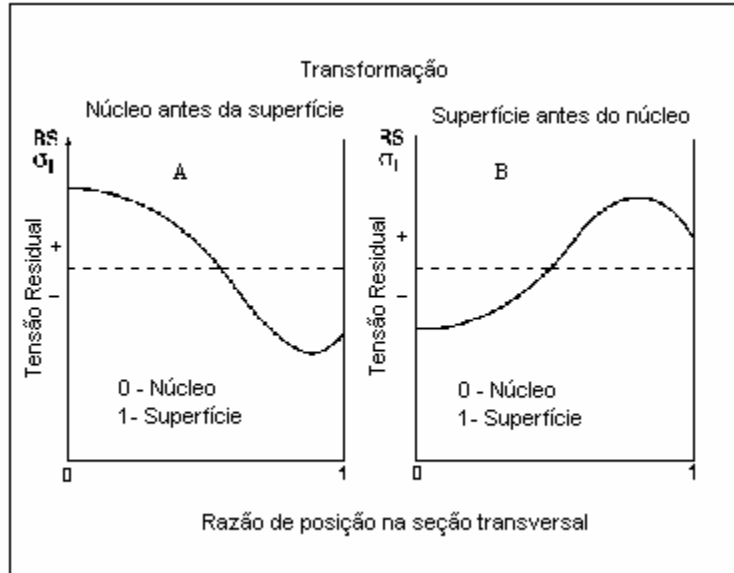


Figura 2.11 - Distribuição de tensões residuais do núcleo até a superfície de cilindros com superfície endurecida, influenciada pelos efeitos da austenita retida próximo e abaixo da superfície. Em A a transformação se inicia no núcleo e em B se inicia na superfície, conforme RETI (2003).

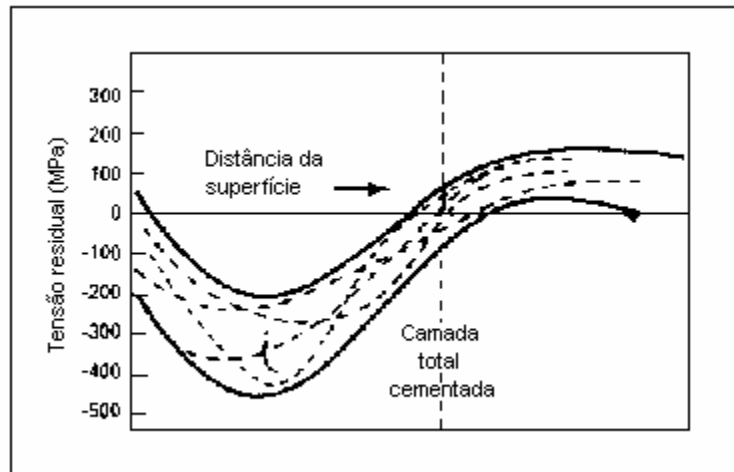


Figura 2.12 - Faixa de tensões residuais medidas em 70 aços diferentes cementados, temperados e revenidos, segundo RETI (2003).

Quando existem altas tensões residuais de compressão, pode ser esperada uma melhoria nas propriedades de fadiga. Os fortes efeitos das tensões residuais na resistência à fadiga são baseados no fato de que a iniciação ou crescimento de trincas são prevenidos pelas tensões residuais compressivas e aceleradas por tensões residuais de tração, como já citado anteriormente. Do ponto de vista da microestrutura, baseado em resultados de fadiga, verifica-se a predominância de dois fatores que iniciam a trinca por fadiga sob flexão. Um é associado com

iniciação da trinca de fadiga intergranular nos contornos de grãos de austenita na presença de estrutura de carbonetos e fósforo, correlacionados com limites de fadiga de até 1260 MPa. O outro mecanismo é associado com iniciação de trincas de fadiga transgranulares e correlacionadas com limites de fadiga superiores a 1400 MPa. No primeiro mecanismo de iniciação o autor verificou que se formam as chamadas pequenas trincas nos contornos de grãos, logo nos primeiros ciclos de fadiga, quando as tensões aplicadas são altas o suficiente para atingir o limite de trincamento do contorno de grão. Esta trinca é bloqueada depois de atravessar alguns poucos grãos. Ocorre a transformação induzida por deformação da austenita retida em martensita na ponta da trinca e aparentemente cria tensões residuais compressivas que imobilizam a trinca. Por essa razão, austenita retida é benéfica para prolongar a vida em fadiga sob condições de baixo ciclo. Tensões residuais compressivas são formadas nas microestruturas das camadas cementadas como resultado de transformação de fase e gradiente de temperatura induzidos pela têmpera. A magnitude e distribuição das tensões residuais são, entretanto, funções complexas dos gradientes de temperatura induzidos pela têmpera. Estes por seu turno, são dependentes do tamanho da peça, geometria, temperabilidade do aço, gradiente de carbono e espessura da camada cementada. As tensões residuais como função da espessura da camada, são rotineiramente medidas por difração de raios X, e esforços consideráveis têm sido aplicados para modelar os perfis de tensões residuais nos aços cementados, como função das condições de resfriamento e da temperabilidade. A figura 2.12 mostra como variam as tensões residuais compressivas tipicamente formadas nas regiões das camadas cementadas diretamente resfriadas para 70 aços diferentes.

Em novo estudo RETI (2004) menciona que nos últimos 15 anos vários pesquisadores têm procurado desenvolver modelos de simulações numéricas que possam prever os campos de tensões residuais nos aços cementados. A previsão das tensões residuais após o processo de endurecimento superficial envolve cálculo do perfil de carbono, campo de variações de temperatura, progresso da transformação de fase e distribuição de tensões e deformações. Adicionalmente a esses fatores, devem também ser consideradas as várias influências térmicas, metalúrgicas e mecânicas. Uma característica comum de todos os modelos de previsão é que eles devem incluir quatro principais módulos computacionais, envolvendo o processo de difusão durante a simulação, a distribuição dos campos de temperatura, as transformações não

isotérmicas de fase, e o comportamento mecânico da peça tratada (contrações e deformações envolvidas).

Os resultados finais de um modelo para simulação são as microestruturas, as tensões residuais e as novas dimensões do componente a ser tratado. Porém, devido à dificuldade de se determinar esses quatro parâmetros acima citados, bem como fazer as previsões sobre as influências que cada parâmetro exerce sobre os outros, faz com que os modelos desenvolvidos sejam bastante simplificados, resultando em sérios problemas de confiabilidade dos resultados finais. Isto justifica as grandes dificuldades em abordar o tema de tensões residuais em peças cementadas.

FARFAN et al (2004) estudaram o comportamento da resistência à fadiga do aço SAE 8620 cementado, temperado e revenido, em função de várias espessuras de camadas cementadas. Verifica-se no seu estudo que as durezas da superfície (810 a 850 HV) são inferiores às aquelas obtidas a partir de 0,3-0,4 mm de profundidade (850 a 900 HV), caracterizando alguma irregularidade de tratamento térmico (descarbonetação, oxidação, austenita retida, etc). Verificaram também ter obtido teores de carbono variando de 0,8 a 4,3%, analisados por espectrometria de emissão ótica, método este que não tem boa exatidão para elementos leves. Além disso, acima de 2% de carbono não se caracteriza aço, e os autores dizem ter utilizado até 4,3%, que corresponde ao teor eutético para ferro gusa. Determinaram que, para camadas cementadas de 0,4, 1,0, 1,1 e 1,35 mm, os limites de fadiga em alto ciclo são respectivamente 870, 820, 920 e 970 MPa, concluindo que o limite de fadiga decresce com o aumento da espessura da camada cementada até um valor mínimo a 0,8 mm de profundidade, voltando a aumentar após esse valor. Propuseram a curva da figura 2.13 com valores obtidos para corpos de prova tratados separadamente, em diferentes condições de tratamento térmico, para espessuras de camada também diferentes, propondo que o comportamento da curva talvez seja devido às tensões residuais induzidas no tratamento térmico.

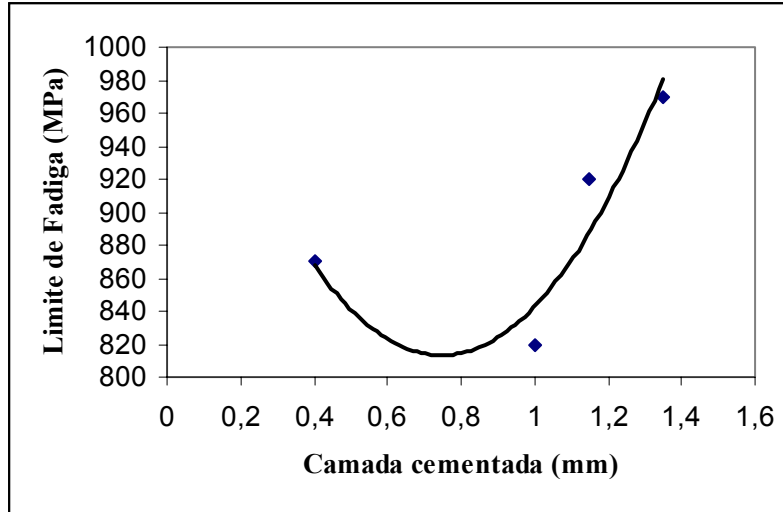


Figura 2.13 – Variação do limite de fadiga em função de profundidade da camada cementada de aço SAE 8620, segundo FARFÁN et al (2004).

Estudaram também a fadiga de baixo ciclo para amostras cementadas com camadas de 0,4, 1,0 e 1,1 mm de profundidade aplicando o modelo de Coffin-Manson, mostrado na equação (2.9).

$$\frac{\Delta \varepsilon_T}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} \cdot (2 \cdot N_f)^b + \varepsilon'_f \cdot (2 \cdot N_f)^c \quad (2.9)$$

onde $\frac{\Delta \varepsilon_T}{2}$ é a amplitude total de deformação verdadeira, σ'_f é o coeficiente de resistência à fadiga, b é o expoente de resistência à fadiga, ε'_f é o coeficiente de ductilidade à fadiga, e c o expoente de ductilidade à fadiga e assumindo que toda a seção transversal do corpo de prova é homogênea e isotrópica. Ou seja, analisaram a variação da camada cementada como homogênea e isotrópica, sem considerar as variações pontuais do carbono na camada cementada e concluíram que maiores camadas cementadas têm maiores limites de resistência à fadiga. Os resultados obtidos com ensaios de tração-compressão uniaxial com razão de carga $R = -1$ estão na tabela 2.7.

FARFÁN et al (2004) registraram que as fraturas súbitas dos corpos de prova ocorriam sem que fossem percebidas microtrincas superficiais antes da fratura. É mais uma comprovação da dificuldade de se detectar a nucleação e o crescimento da trinca por fadiga. Porém na sua pesquisa existem algumas inconsistências aqui relatadas que tornam questionáveis os seus resultados.

Tabela 2.7 – Parâmetros de fadiga para o aço SAE 8620 com diferentes espessuras de camada cementada, segundo Farfan et al (2004).

Prof. Cement. (mm)	σ'_f (MPa)	b	ε'_f	c
0,4	566	-0,0085	1,68	-0,8835
1,0	853	-0,0523	0,0107	-0,229
1,1	1182	-0,07603	0,008	-0,175

O item 2.3 apresenta novas abordagens desenvolvidas para explicar a fadiga e a mecânica da fratura, e o item 2.4 apresenta o contexto das influências das microinclusões nas propriedades de fadiga.

2.3 – Abordagens complementares para mecânica da fratura e crescimento de trinca de fadiga

Outras abordagens no âmbito da mecânica da fratura foram desenvolvidas no sentido de facilitar o entendimento do comportamento de um metal solicitado por tensões na presença de um defeito. Neste item são citadas três novas técnicas de monitoramento da propagação de trincas por meio das teorias da mecânica de fratura elástica e linear e mecânica da fratura elasto-plástica, que também podem ser aplicadas no estudo de aços cementados.

Um outro importante estudo de aplicação da mecânica da fratura em aços cementados foi conduzido por LARSSON et al (1994) baseado no trabalho de PRESTON (1993), no qual estudando as propriedades de fadiga após cementação, verificaram que os resultados dos limites de fadiga variam com a dureza do material do núcleo não cementado, como mostra a figura 2.14.

Constataram também que as tensões residuais compressivas aumentam com a diminuição da temperabilidade do núcleo, provavelmente devido às alterações de volume que ocorrem como resultado da transformação de fase na têmpera. Isso talvez explique porque as trincas de aços cementados ocorrem com mais frequência naqueles que têm maiores teores de elementos de liga. A propagação inicial da trinca por fadiga na camada cementada é transgranular e a seguir torna-se intergranular. A região transgranular é menor, quando maior é a temperabilidade do aço. No meio da camada cementada um incremento do modo de fratura intergranular coincide com o decréscimo na temperabilidade do núcleo.

E para grandes profundidades de camada, bem como para a região do núcleo, o modo de fratura é dúctil, com aparência alveolar nas regiões de fratura final. No mesmo estudo, os autores apresentam um modelo para previsão do limite de fadiga, baseado na mecânica da fratura elástica linear, que permite interpretar as diferenças entre os limites de fadiga de diferentes aços. Um primeiro modelo é ilustrado na figura 2.15 pelo diagrama de Kitagawa, que divide o gráfico $\Delta\sigma \times a$ (amplitude das tensões em função do comprimento da trinca) em duas regiões.

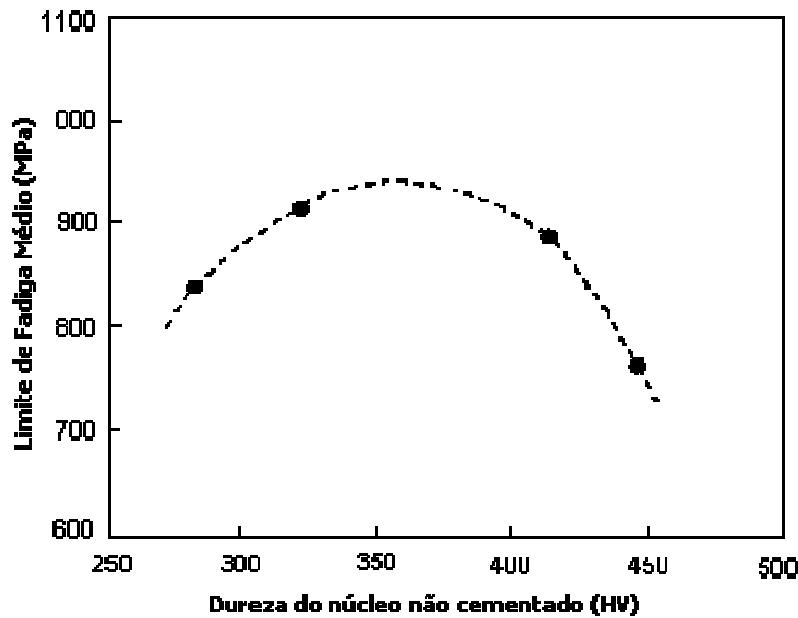


Figura 2.14 - Relação entre limite de fadiga médio e dureza de núcleo de amostras com superfície cementada conforme LARSSON et al (1994).

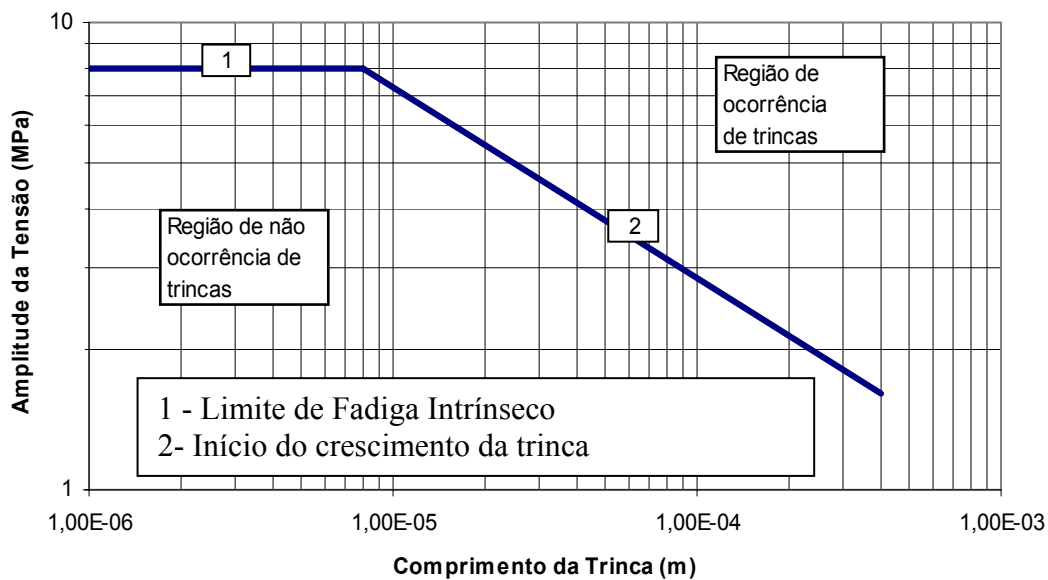


Figura 2.15 - Esquema de diagrama de Kitagawa que LARSSON et al (1994) se baseou na sua abordagem. A reta 1 é definida por $\sigma_f = 1,6$ (HV), e a reta 2 por $\Delta K_{th} = f \cdot \Delta \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a}$.

Nessa figura, abaixo das linhas sólidas a trinca é ancorada e não se propaga e acima dessa linha pode se propagar. A trinca é permanentemente ancorada e adotada para definir o limite de fadiga

experimentalmente observado. O gráfico é construído por duas linhas, o limite de fadiga intrínseco do material que supõe a inexistência de defeitos metalúrgicos ou mecânicos (linha horizontal do gráfico) e tem-se verificado que esse parâmetro é aproximadamente 1,6 vezes a dureza Vickers do material. Isto é assumido tendo em vista que é impossível determinar o limite de fadiga intrínseco pelo fato de todos os aços terem defeitos (metalúrgicos, mecânicos, etc). A outra linha é o limite das trincas longas definida pela equação (2.10).

$$\Delta K_{th} = f \cdot \Delta \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad (2.10)$$

No item 2.2 foi apresentado que PRESTON (1993) propôs o valor limite de trincas longas em torno de 18 μm , e o limite para trincas curtas em torno de 8 μm .

Num gráfico bi logarítmico esta equação será representada por uma reta inclinada, se o valor de ΔK_{th} for constante. Perto da intersecção das duas linhas é freqüente observar que a curva verdadeira do gráfico fica abaixo da intersecção das linhas mostradas na figura 2.15. Esta região é freqüentemente referenciada como a de transição do comportamento de trinca pequena para trinca grande. Com base neste modelo LARSSON et al (1994) usaram uma pequena diferença no critério para analisar a ancoragem permanente ou a propagação da trinca. No diagrama original de Kitagawa plota-se $\Delta \sigma \times a$, porém os autores modificaram a metodologia, plotando $\Delta K \times a$, como mostra a figura 2.16.

Porém foi usado o $\Delta \sigma_{eff}$, que é a parte do $\Delta \sigma$ que está abrindo a trinca, para calcular o ΔK_{eff} que por sua vez é a parte do ΔK que abre a trinca com ajuda da equação (2.10). Fazendo-se isso, a avaliação não é influenciada pela razão de carga R, podendo-se utilizar para qualquer condição de R. Como a trinca somente é aberta quando submetida a tensões de tração, o $\Delta \sigma_{eff}$ é definido pelas seguintes condições:

- $\Delta \sigma_{eff} = \sigma_{max} - \sigma_{min}$, quando $\sigma_{min} > 0$;
- $\Delta \sigma_{eff} = \sigma_{max}$ quando $\sigma_{min} < 0$;
- $\Delta \sigma_{eff} = 0$ quando $\sigma_{max} < 0$.

Onde σ_{max} e σ_{min} correspondem às tensões aplicadas somadas algebricamente às possíveis tensões residuais que possam estar atuando.

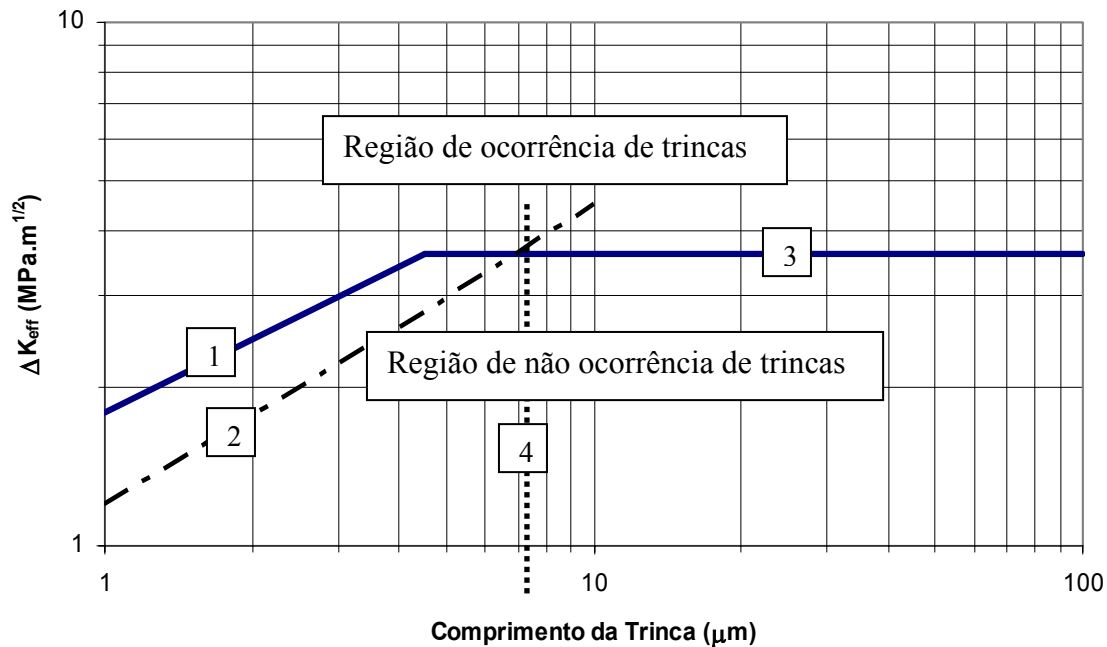


Figura 2.16 - Relação entre comprimento da trinca e limite de fadiga de LARSSON et al (1994). Onde a reta 1 é definida por $\Delta K_{th} = f \cdot 1,6 \cdot (HV) \cdot \sqrt{\pi \cdot a}$, e a reta 3 corresponde a $\Delta K_{th}^{eff} = 4 MPa \cdot \sqrt{m}$. A reta 1 define o limite de trincas curtas; a reta 2, a faixa do fator de intensidade de tensão efetiva; a reta 3, o limite de trincas longas; e a reta 4 define o comprimento crítico inicial da trinca.

O limite de trinca curta da figura 2.16 é representado pela linha inclinada, onde o valor $\Delta \sigma_{eff}$ é $1,6 \times HV$ na equação (2.10). E o limite de trinca longa é representado por uma linha horizontal devido o ΔK_{th}^{eff} ser constante e igual a $4 MPa \cdot \sqrt{m}$, que segundo o autor é o valor típico das estruturas de aços martensíticos revenidas abaixo de $200^\circ C$. Para os casos de fraturas nos aços cementados iniciadas na superfície pode-se calcular a faixa de intensidade de tensão efetiva pelo incremento dos comprimentos das trincas, ou seja, o aumento da trinca a partir da superfície, usando as tensões de projeto mais as tensões residuais. Esse perfil de intensidade de tensão efetiva calculado está representado na figura 2.16 pela reta nº. 2. O ponto onde esse perfil de intensidade de tensão efetiva intercepta a curva é o comprimento crítico da trinca a_c representado na figura 2.16 pela reta nº. 4. Defeitos superficiais menores que o valor definido pela reta nº 4 não levam a falha por fadiga. Para compreender a diferença no limite de fadiga entre os aços, diversos fatores devem ser conhecidos, tais como comprimento de trinca inicial, magnitude e distribuição das tensões aplicadas somadas às residuais, o limite de fadiga intrínseco ($1,6 HV$), e o valor de ΔK_{th} para trincas longas. Pode ser assumido que a profundidade da

oxidação dos contornos de grãos austeníticos superficiais corresponde às trincas iniciais e ser utilizada como a máxima profundidade medida. Assim, qualquer descontinuidade superficial pode ser classificada com uma trinca inicial que pode ou não se propagar.

O comportamento do crescimento da trinca por fadiga em aços estruturais pode ser examinado pelo método de Abordagem Unificada desenvolvido por Sadananda (2003). O método requer dois parâmetros de carregamento da fadiga, envolvendo o fator de intensidade de tensões máximo $K_{\max}$ e a amplitude da intensidade de tensões ΔK . Para uma trinca de fadiga crescer, ambos os parâmetro $K_{\max}$ e ΔK devem exceder seus respectivos valores limites. Similarmente, para alguma outra taxa de crescimento da trinca, dois valores limitantes $K_{\max}^*$ e $\Delta K_{\max}^*$ diferentes dos dois anteriores são requeridos para incrementar a taxa de crescimento. As variações desses dois valores críticos formam o que o autor chamou Mapa da Trajetória do Crescimento da Trinca, que é definido pelo gráfico $\Delta K_{\max}^* \times K_{\max}^*$, como uma função da taxa de crescimento da trinca. A figura 2.17 mostra que o crescimento de trinca por fadiga envolve esses dois parâmetros limitantes criados pelo autor, em contraste com a compreensão convencional existente nas normas ASTM. Fisicamente, o crescimento da trinca é controlado por $K_{\max,th}^*$ para baixos valores de R, e por $\Delta K_{\max,th}^*$ para altos valores de R.

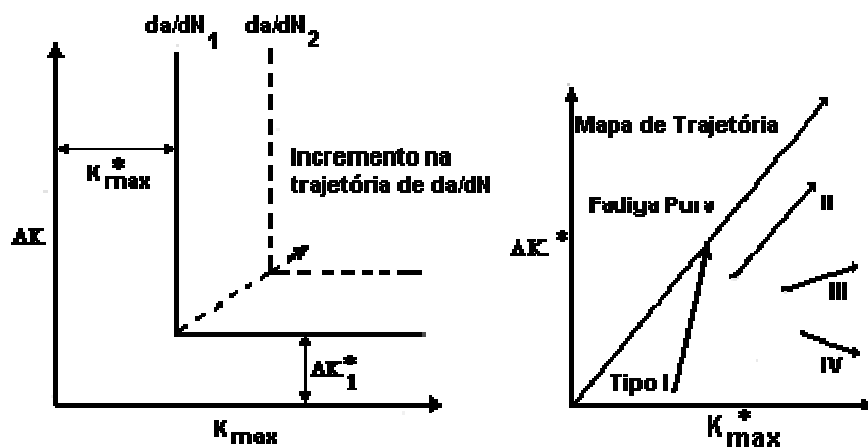


Figura 2.17 - Representação em duas dimensões das duas forças motrizes atuantes na ponta da trinca. Alterações nos valores de $\Delta K_{\max}^*$ e $K_{\max}^*$, em função de da/dN definindo o mapa de trajetória de crescimento da trinca, por SADANANDA (2003).

Desde que estes valores limites refletem a resistência do material ao crescimento da trinca, um caminho ou trajetória para esse crescimento pode ser definido pelas seguintes alterações relativas nestes dois valores limitantes como uma função da taxa de crescimento da trinca. Esquemáticamente, este Mapa de Trajetória $\Delta K_{máx}^* \times K_{máx}^*$ é mostrado na figura 2.17. Para o crescimento de trinca por fadiga pura, na qual o crescimento é governado por deformações cíclicas, a trajetória será um ângulo de 45°, onde se tem $\Delta K_{máx}^* = K_{máx}^*$. Desvios desta reta ocorrem quando efeitos ambientais e/ou modos de modos de fraturas monotônicos são superpostos à fadiga. Esses desvios podem ocorrer, segundo o autor, devido a quatro mecanismos diferentes, que são sumarizados nos mapas de trajetórias da figura 2.18, comuns a muitos aços. Esses quatro mecanismos identificados pelo autor não têm nenhuma relação com os três estágios do crescimento de trinca por fadiga. Esses quatro mecanismos ocorrem devido uma sequência que considera os efeitos ambientais, tais como transporte da alguma espécie de gás danoso para a ponta da trinca, reação química desse gás na ponta da trinca gerando hidrogênio nascente, transporte de hidrogênio para locais de fragilização, e finalmente, o processo de fragilização. O mecanismo I (AB) corresponde aos limites onde o crescimento da trinca é transgranular. Lentamente muda para o mecanismo II (BC) que envolve incrementos no crescimento de trinca intergranular. Em muitos aços, o mecanismo II funde-se com o processo de fadiga pura à medida que aumenta a taxa de crescimento da trinca. Para algumas taxas de crescimento críticas da trinca $(da/dN)_{cr}$ esta fusão ocorre no ponto C.

Em outros aços, antes de ocorrer essa fusão de mecanismos, o mecanismo III (EF) leva a uma divergência do mapa da trajetória, distanciando-se da linha de fadiga pura. Esta alteração do mecanismo II para III, ocorre para algumas tensões críticas $(K_{máx}^*)_c$ correspondente ao ponto E. Para esta transição, a tensão crítica é usada como base preferencialmente à taxa crítica, desde que o processo pareça ser predominantemente controlado por tensão, do que controlado pelo tempo. Esta é a evidente natureza da divergência da trajetória e indica que a contribuição ambiental é incrementada com o aumento na taxa de crescimento da trinca. Em alguns sistemas, dependendo do tipo de atmosfera, composição química, e microestrutura, o mecanismo I pode ser levado diretamente ao mecanismo III, ou seja, sem o regime intermediário de crescimento de trinca intergranular.

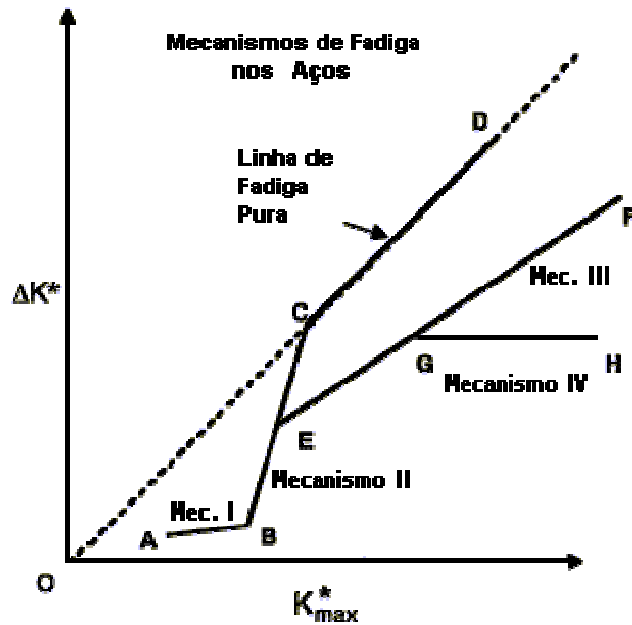


Figura 2.18 - Ilustração dos mecanismos de I a IV operando em aços. Correspondem a diferentes mecanismos de crescimento de trinca que desviam a trajetória da linha de 45°, desviando-se da fadiga pura, por SADANANDA (2003).

E ainda o mecanismo III pode iniciar sem os outros mecanismos presentes, como num exemplo de crescimento de trinca na presença de H_2 em aços NiCrMo mostrado na figura 2.19, que compara três meios ambiente diferentes (vácuo, ar de laboratório e hidrogênio).

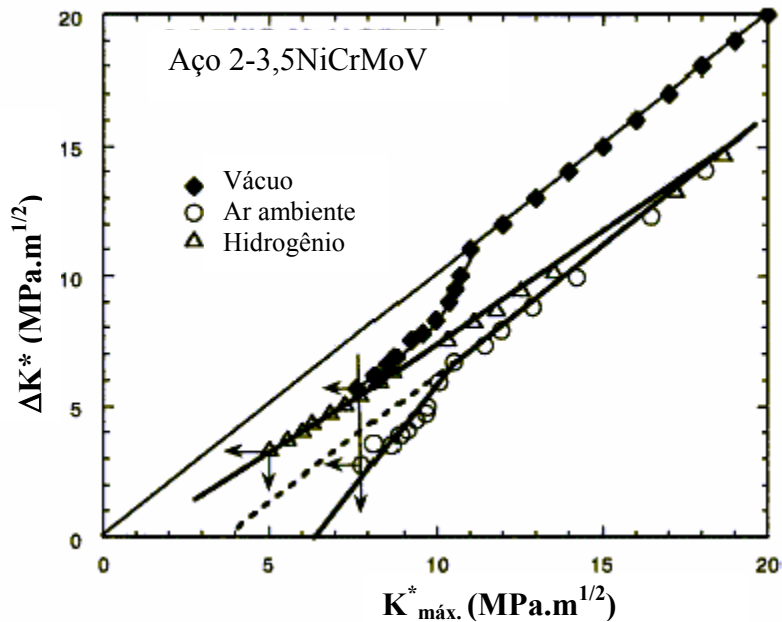


Figura 2.19 - Mapa da trajetória de crescimento de trinca para aço de baixa liga em 3 diferentes tipos de meio ambiente para iniciação da trinca, segundo SADANANDA (2003).

Nota-se que o maior desvio da linha ideal de 45° é obtido para a atmosfera de laboratório e gás hidrogênio, enquanto que para o vácuo o desvio ocorre apenas para $K_{\text{máx}} < 10 \text{ MPa.m}^{1/2}$. Qualquer conclusão de que apenas um mecanismo governa o crescimento da trinca nos aços levaria à exceções, inconsistências ou anomalias nos resultados obtidos por não serem considerados as influências dos demais mecanismos. Uma adição linear de fadiga à corrosão sob tensão, resulta em mapas de trajetórias similares aos observado na figura 2.20. Os estágios I e III do crescimento de trinca na corrosão sob tensão, refletem-se como mecanismo III no mapa de trajetória. Isso acontece quando o aumento da contribuição da corrosão com a tensão, é maior que o aumento devido à fadiga. O estágio II do crescimento da trinca em corrosão sob tensão na qual a taxa de crescimento em função do tempo da/dt permanece praticamente constante, resultando num mecanismo tipo I no mapa de trajetória. Ou seja, a contribuição relativa da corrosão diminui a contribuição da fadiga. Entretanto, se a trajetória funde-se com a linha de fadiga, como no caso de muitos aços, então a contribuição da corrosão aproxima-se de zero, mas pode ser diferente se houver carregamento cíclico.

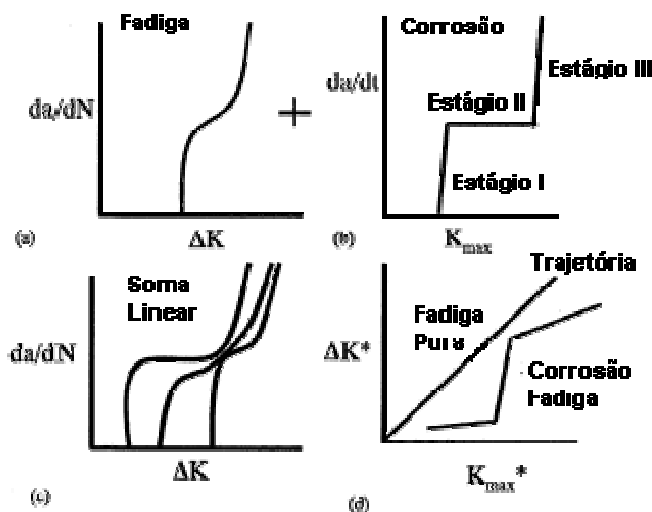


Figura 2.20 - Trajetórias de crescimento de trinca resultantes quando os componentes fadiga e corrosão sob tensão são linearmente somados, por SADANANDA (2003).

Esses 4 mecanismos podem ser explicados do seguinte modo:

MECANISMO I

Este ocorre perto dos valores limites K_{th} e ΔK_{th} . O crescimento da trinca é essencialmente transgranular. A contribuição do meio cresce mais rapidamente com a tensão do que com a fadiga, causando uma divergência na trajetória de 45° esperada. A tensão predomina sobre o tempo, como fator determinante. Desde que as taxas de crescimento de trincas sejam baixas (10^{-8} a 10^{-7} mm/ciclo), para as frequências normais há tempo suficiente para adsorção de átomos de gás pela superfície de fratura recém criada. A adsorção pode ser dificultada por muito altas frequências. Para os valores limites, o fator de intensidade de tensão é também muito pequeno na ordem de $K_{máx} = 5 \text{ MPa}\sqrt{m}$, sendo muito próximo do valor verificado por PRESTON (1993) e LARSSON et al (1994) citado no item 2.2 desta tese.

MECANISMO II

O mecanismo I leva ao mecanismo II. Há um incremento na fratura intergranular com o incremento na tensão até atingir um pico em torno de $K_{máx} = 10 \text{ a } 12 \text{ MPa}\sqrt{m}$. O mecanismo II além de estar associado a hidrogênio nascente na ponta da trinca, é relacionado também com fratura intergranular, sua ativação não é função somente do tamanho de grão e de σ_{LE} , mas também da análise química do aço. A presença de elementos químicos refratários (W, Mo, Nb, etc) fortes formadores de carbonetos nos contornos de grãos e as impurezas S, P, Pb, etc, que são responsáveis pela fragilização do revenido nos aços, pode acentuar os efeitos da fragilização nos contornos de grãos pelo H_2 . Na ausência desses elementos, a tendência para a fratura intergranular é diminuída e pode ser ausente em alguns materiais. A substituição desses elementos por H_2 , pode causar fratura transgranular que é o modo característico do mecanismo III.

MECANISMO III

O mecanismo III ocorre, aliás, iniciando com os mecanismos I ou II. Em contraste com o mecanismo II, o mecanismo III se caracteriza por ser essencialmente transgranular e evidências indicam que o H_2 induz o modo de clivagem no crescimento da trinca. Outras formas do processo de fragilização por H_2 transgranular podem também ocorrer quando são compatíveis com o crescimento de trinca por fadiga transgranular antecedente que ocorre simultaneamente. Desde que a trajetória da trinca diverge da linha de fratura pura, ao contrário do aumento da taxa de

crescimento da trinca por fadiga, o mecanismo III não pode ser controlado por difusão, como é o caso do mecanismo II, mas é controlado por tensão. Uma faixa muito pequena de difusão estaria ainda ocorrendo, como no mecanismo I, mas não é a taxa determinante na sequência do processo. A ramificação entre os dois mecanismos II e III, um válido para baixo R (efetivamente para baixo $K_{máx}$) e outro válido para alto R (efetivamente para alto $K_{máx}$), acontece se ambos os mecanismos são possíveis de acontecer devido à presença de H_2 aprisionado nos contornos de grãos, bem como dentro dos grãos.

MECANISMO IV

O mecanismo IV é somente um agravamento do mecanismo III, na qual a trajetória diverge mais ainda da linha de fadiga pura. Na realidade, os dois mecanismos III e IV seriam manifestações do comportamento não linear decomposto dentro do segmento linear. De fato com o incremento da tensão, como $K_{máx}$ se aproximando do valor K_{IC} , a trajetória atinge um máximo e mergulha na direção dos eixos das abscissas $K_{máx}$. As microtrincas que se formam à frente da ponta da trinca, devido ao componente $K_{máx}$, contribuem para a aceleração da fadiga causando a divergência da trajetória de fadiga pura. Talvez essa proposta dos quatro mecanismos explique o fato de existirem grandes dispersões nos resultados obtidos para os ensaios de crescimento de trincas por fadiga.

A teoria acima foi reanalisada por SADANANDA e GLINKA (2005) do ponto de vista do processo de formação de discordâncias durante o crescimento de trinca de fadiga. Ciclo a ciclo o crescimento da trinca é assegurado pela plasticidade incrementada à frente da ponta da trinca, cujo dano acumulado ocorre intermitentemente à frente da ponta da trinca. O mecanismo básico é através do escorregamento para frente envolvendo a geração de nova discordância para a plasticidade incremental na região deformada plasticamente. Pode ser descrito como a formação de uma zona plástica monotônica e uma zona plástica cíclica que podem ser associados aos valores limites $K_{máx,th}$ e ΔK_{th} respectivamente. O valor $K_{máx,th}$ pode ser descrito como sendo o valor de plasticidade incremental necessário para causar o crescimento da trinca de fadiga. E o valor de ΔK_{th} pode ser interpretado como a amplitude necessária para superar a força de coesão do reticulado cristalino, e por isso menos sensível a muitas das variáveis dos materiais, tais como composição química, microestruturas e condições de processo. Para aços e alumínio os valores de ΔK_{th} permanecem praticamente constantes mesmo que ocorram grandes variações nos valores de

$K_{\max,th}$. A zona plástica cíclica é muito menor que a zona plástica monotônica. Assim, o $K_{\max,th}$ será maior ou igual a ΔK_{th} tendendo a este último para os materiais mais frágeis. A figura 2.21 esquematiza tal situação. E por outro lado, o comportamento da zona plástica monotônica é mais dependente das variáveis de composição química, microestrutura e de processo acima citado, e que governarão junto com a forma de carregamento o crescimento da trinca de fadiga.

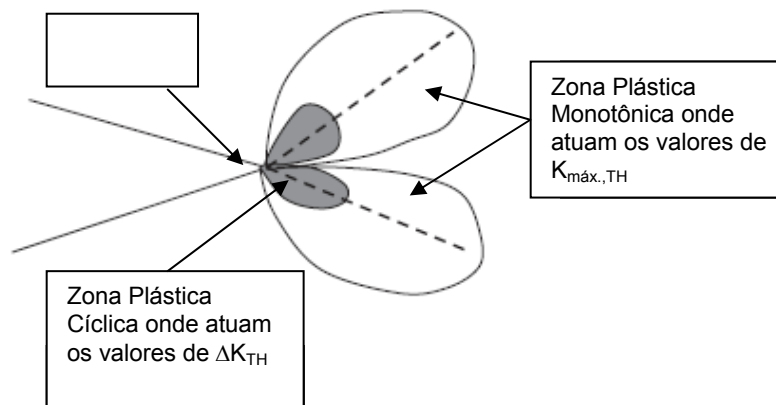


Figura 2.21 – Zona plástica elástica onde atua o ΔK_{th} que é responsável por romper a coesão do reticulado cristalino e a zona plástica monotônica (maior que a anterior), onde atua o $K_{\max,th}$ que é responsável pelo crescimento da trinca.

Embora haja esses dois fatores “th”, somente um deles controlará o crescimento de trinca de fadiga para um dado valor de R . Quando aplicados altas taxas de R ($R > 0,7$), o valor $K_{\max,th}$ requerido é facilmente obtido devido às altas tensões médias, e a fadiga será controlada pelo valor de ΔK_{th} . Por outro lado, para baixos valores de R ($R < 0,5$), é o valor $K_{\max,th}$ que governa o crescimento da trinca mais que o valor ΔK_{th} devido sua relativamente alta magnitude. Com o aumento da densidade de discordâncias devido o carregamento cíclico, o movimento das discordâncias à frente da trinca pode ser governado pela formação do dipolo de discordância e/ou sua dispersão. Com o aumento dessa densidade, diminui-se a distância entre os dipolos e o dano de fadiga é governado pela tensão necessária para dispersar cada dipolo de discordância. Esses dipolos podem ser devido falhas de empilhamento geradas com o carregamento cíclico, ou devido a presença de elementos intersticiais. Como os aços estudados nesta tese tem como única diferença os teores precisos de carbono, assumiu-se que o mecanismo único que governa o crescimento da trinca de fadiga tem associação apenas com o teor de carbono. Pois assumiu-se também que a taxa de geração desses dipolos intersticiais como função do teor de carbono tenham igualmente grande precisão, resultando em uma boa resolução entre as diferenças taxas de crescimento de trincas por fadiga. Com isso, espera-se que as curvas da/dN em função de ΔK

sejam inequívocas, permitindo comparar de forma segura o comportamento em fadiga de cada um dos aços estudados.

Do ponto de vista elasto-plástico, PARDOEN (2000) descreve um método para a determinação metalográfica do CTOD crítico para a iniciação da trinca. O método requer poucos corpos de prova pré-trincados, mas que exibam vários comprimentos de trincas propagadas por fadiga. Segundo sua proposta, pode ser utilizado para materiais dúcteis monofásicos e também estudar efeitos de transformação induzida por plasticidade em aços multifásicos que apresentam diferentes volumes de segunda fase e diferente estabilidade mecânica da austenita retida. Este método é dedicado a determinar com exatidão a iniciação da trinca, nos casos onde se espera que o valor de K_C não possa ser conhecido. O método pode ser sumarizado da seguinte forma:

- 1- Alguns corpos de prova pré-trincados com carregamento cíclico, até conseguir trincas com extensões variando de 0,05 a 1 ou 2 mm de comprimento, porém o avanço da trinca de fadiga deve ser de modo estável sem a fratura do corpo de prova.
- 2- Depois da obtenção da trinca de fadiga, é observada a ponta da trinca para diferentes locais ao longo da frente da trinca, depois de repetidos polimentos metalográficos. Medem-se 3 grandezas que o autor chamou de δ_1 , δ_2 , Δa_{tear} , conforme indicado na figura 2.21, no qual o crescimento da trinca passa a ser afunilado. São necessárias várias medições da superfície até o núcleo, após vários polimentos metalográficos, para se ter uma boa estimativa da média do avanço da trinca.

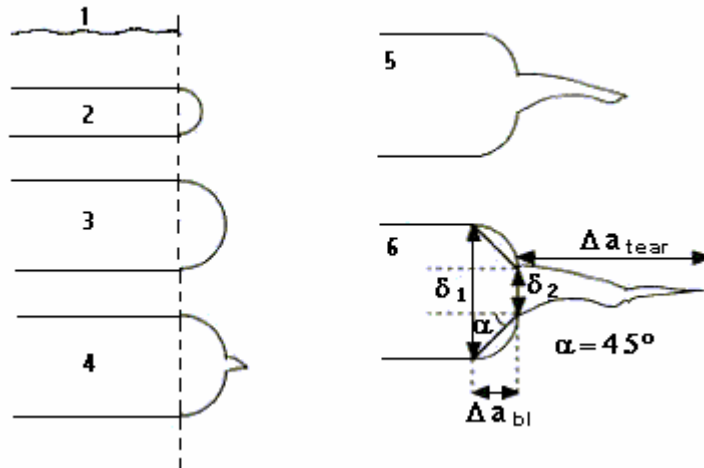


Figura 2.22 – Esquema para determinação das grandezas δ_1 , δ_2 , Δa_{tear} , do método de Pardoen (2000).

- 3- Os valores de δ_1 , δ_2 , Δa_{tear} medidos metalograficamente são dispostos em gráfico e por meio de regressão linear o CTOD crítico δ_C^* pode ser estimado para $\Delta a_{\text{tear}} = 0$, no ponto onde a reta cruza o eixo de $(\delta_1 - \delta_2)$, como mostra a figura 2.22.

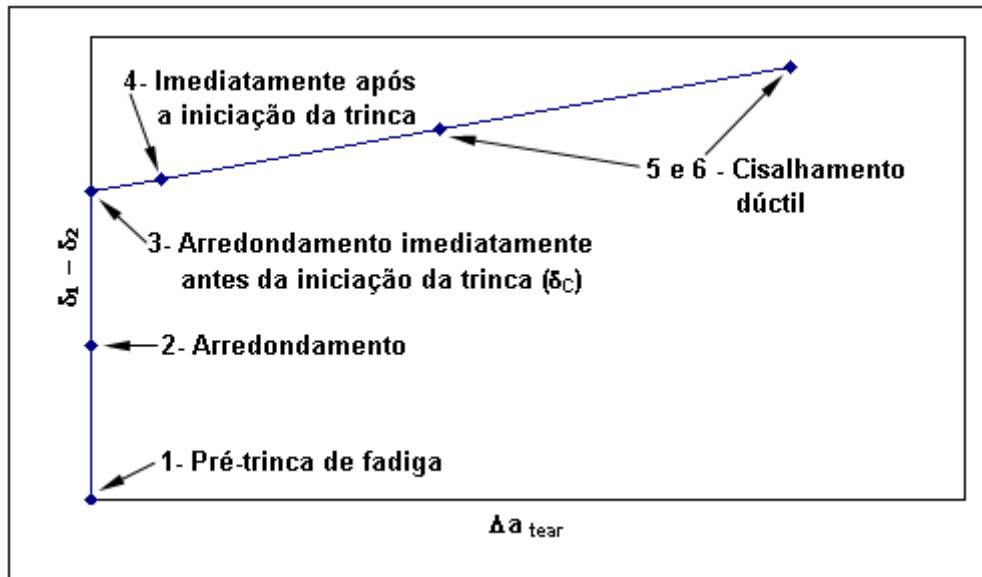


Figura 2.23 – Determinação do CTOD crítico através de regressão linear, por PARDOEN (2000).

Tal metodologia apesar de simples, só poderia ser aplicada nos corpos de prova de baixa dureza, ou aqueles que apresentarem lábios de cisalhamento (*shear lips*) bem salientes característicos de

alta ductilidade, mas a espessura do corpo de prova deve ser tal que garanta a condição de deformação plana.

2.4 – Influência das microinclusões na Fadiga

Nas referências citadas nos itens 2.1 e 2.2 são apresentados alguns comentários sobre as observações dos diversos autores sobre as possíveis influências das microinclusões no comportamento de fadiga dos aços. Estes, porém não entraram em detalhes sobre as reais influências dos tipos de inclusões nos valores de ΔK_{th} , na nucleação de trincas antes de ser atingido o de ΔK_{th} (as chamadas trincas curtas), e na taxa de crescimento de trinca de fadiga da/dN em função de ΔK .

Para estudar a influência das microinclusões nas propriedades de fadiga do aço é necessário conhecer quais os tipos de inclusões estão presentes na matriz, quantidade e distribuição para poder avaliar o comportamento das mesmas como entalhe ou como geradoras de tensões de tração dentro da matriz. Segundo ERIKSSON (1975) os percentuais volumétricos dos tipos de inclusões presentes no aço podem ser determinados em função dos teores de enxofre, oxigênio e manganês, através das seguintes relações:

- Percentual volumétrico de inclusões de óxidos = $6,4 \times (\% \text{ em peso } O_2 \text{ no aço})$
- Percentual volumétrico de inclusões de sulfetos = $5,4 \cdot (\%S - \frac{0,001}{\%Mn})$

O coeficiente de dilatação térmica das inclusões de MnS é maior que o da martensita e menor que da austenita. O efeito é que em altas temperaturas as inclusões de MnS são comprimidas pela austenita, mas não ocorre trincas devido a alta ductilidade do material. Por outro lado, quando o material é temperado, as inclusões de MnS se contraem mais que a martensita e, portanto, não há geração de uma rede de tensões envolvendo as inclusões, ou seja, não há efeito deletério. O local ocupado pela inclusão de MnS se comporta como um “furo” durante a têmpera. Porém, as inclusões de óxidos se contraem menos do que o aço da matriz durante o resfriamento de têmpera, e as regiões adjacentes a mesmas são submetidas a um campo de tensões que envolvem esse tipo de inclusões, diminuindo a resistência à fadiga do aço em questão. As microinclusões afetam o caminho que a trinca segue durante seu crescimento, mas não o micro-mecanismo de fratura envolvido. Tensão e deformação na vizinhança de uma inclusão são funções do tamanho da inclusão. Sob carregamento, grandes inclusões são ativadas antes das pequenas. Vazios

formam-se por uma deformação menor ao redor de inclusões grandes e o crescimento desses vazios é mais rápido do que para vazios maiores.

A figura 2.24 extraída de LUO (2001) permite interpretar a complexa interação existente no sistema matriz-inclusão. Este é composto pela matriz do aço, pela inclusão propriamente dita, e pela interface entre ambas. A principal característica verificada é que o sistema envolve deformação plástica da matriz, fratura da inclusão e da matriz adjacente à mesma, e formação de vazios na interface matriz-inclusão. Pelo diagrama verifica-se que a matriz é sujeita a deformação, a inclusão é sujeita a fratura e a interface é sujeita a formação de vazios. Assim intuitivamente, pode se concluir que quanto menores forem os tamanhos e quantidades de inclusões na matriz, menores serão os vazios associados aos mesmos, e, por conseguinte menores serão os campos de tensões que podem influenciar na vida em fadiga. Segundo esse autor, as inclusões podem ser classificadas em três grupos de acordo com sua constituição e dureza, e seu comportamento sob deformação plástica:

- 1- Inclusões inerentemente plásticas tais como as de MnS, cuja plasticidade varia com a temperatura de deformação, sendo as menos deletérias à matriz;
- 2- Inclusões vítreas não cristalinas, compostas por silicatos, que comportam-se rigidamente para baixas temperaturas, mas que tornam-se plásticas a partir de dada temperatura, a partir da qual passam a ter uma transição de não-plástica para plástica;

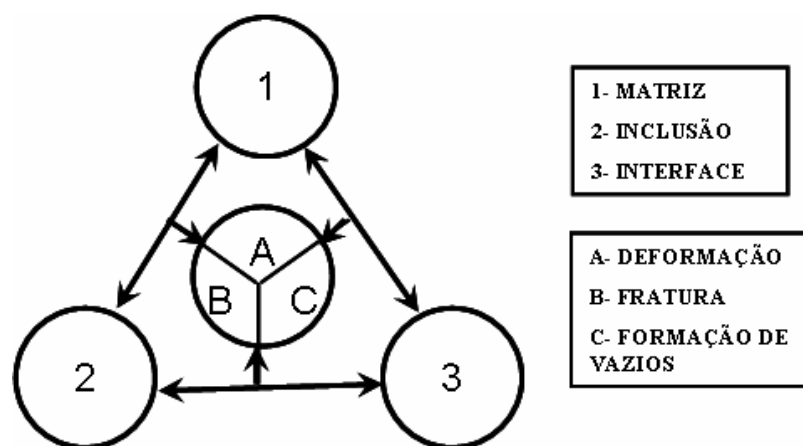


Figura 2.24 – Esquema da interação entre o sistema matriz metálica e inclusão, segundo LUO (2001).

3- Inclusões de óxidos iônicos formados por silicatos cristalinos, óxidos complexos, aluminatos de cálcio, e óxidos associados a MgO. Estas não têm plasticidade alguma, e com frequência se comportam de maneira frágil até atingir sua temperatura “liquidus”, sem apresentarem nenhum grau de plasticidade.

Assim é importante controlar a morfologia das inclusões durante a fabricação do aço, de modo a se evitar ou minimizar a formação das inclusões de óxidos citadas acima. A figura 2.25 adaptada do mesmo autor LUO (2001), exemplifica o comportamento das inclusões durante a deformação a quente, onde nota-se que as inclusões “duras” são as que mais prejudicam a matriz por formarem defeitos, ou pontos de possíveis nucleação e crescimento de trincas. Com base nas figuras 2.24 e 2.25 verifica-se que é importante minimizar o fator inclusão para que se obtenha um material com matriz mais homogênea.

Como descrito acima, apenas as inclusões de óxidos submetem a matriz a sua volta a um campo de tensões. É de se esperar que as trincas de fadiga nucleiem preferencialmente nesse tipo de inclusão. As microinclusões de óxidos têm formatos esféricos ou de elipsóides, e podem ser assumidas como trincas com formato *penny-shaped* vastamente estudado. As microinclusões de sulfeto de manganês não geram campos de tensão em suas vizinhanças, não colaboram para a nucleação de trincas de fadiga, apesar de seu formato alongado. Em vista desta argumentação, são apresentados a seguir os trabalhos recentes de alguns autores que relacionam propriedades de fadiga com microinclusões, e que tem um relacionamento com esta tese.

CHAPETTI et al (2003) estudando a fadiga de aços de alta resistência na presença de inclusões verificaram que as curvas S-N típicas para esses aços apresentam duas regiões distintas, uma correspondendo à curva de vida para altos níveis de tensões, característico da vida em fadiga relacionada com a superfície do componente, e outra que corresponde a uma ultra-longa vida em fadiga, para baixos níveis de tensões, onde as trincas se originam dentro do material associadas à microinclusões.

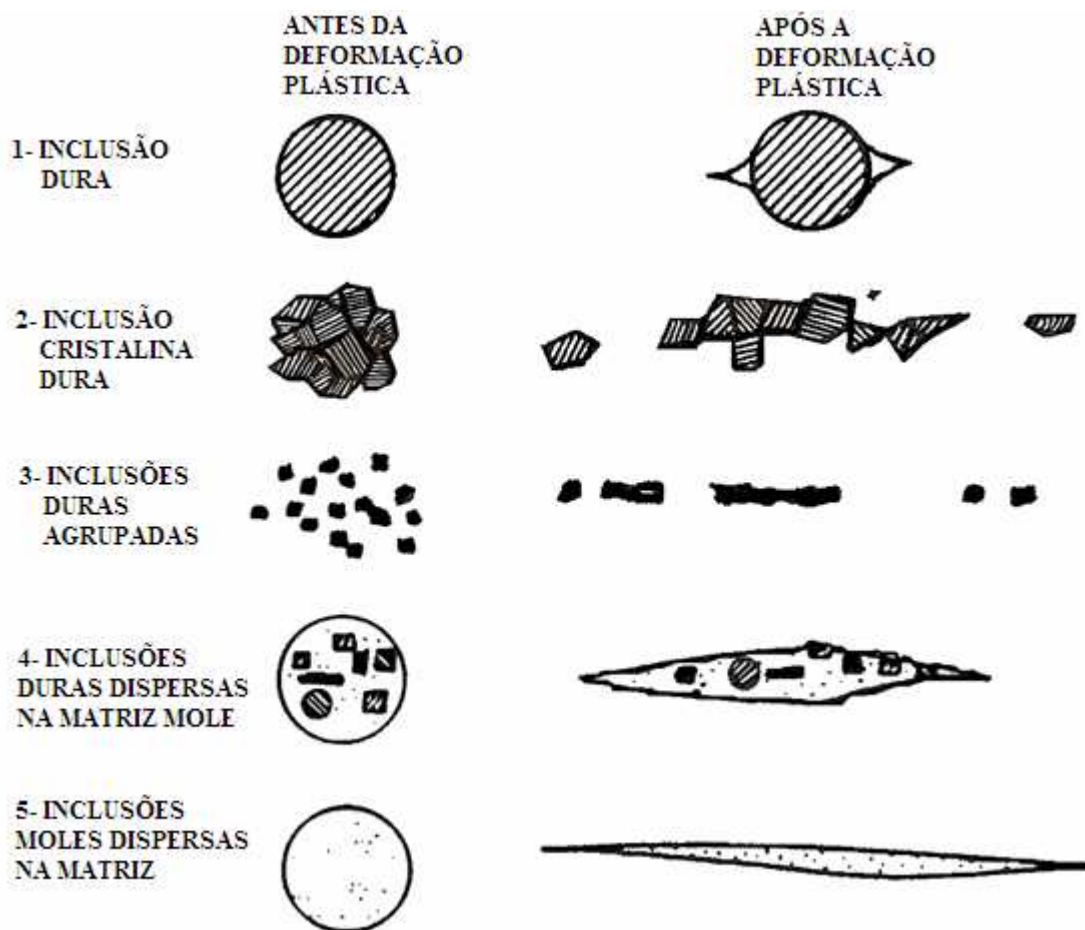


Figura 2.25 – Morfologias das inclusões antes e depois da deformação plástica, segundo LUO (2001).

A figura 2.26 mostra este conceito de curva S-N descoberto em 1999. Analisando as condições onde predominam as falhas devidas microinclusões, ainda CHAPETTI et al (2003) verificaram que as mais altas tensões surgem na presença de microinclusões de aluminatos de cálcio e aluminatos de magnésio, que parecem ter uma influência deletéria na vida em fadiga. As microinclusões de MnS isoladas, ou seja, não associadas a outras inclusões, não afetam as propriedades de fadiga e dão origem a micro-vazios que são benéficos na acomodação de pequenas porções de hidrogênio. Porém, quando as microinclusões de óxidos (aluminatos em particular) são envolvidas por um filme de sulfetos de cálcio ou manganês, tem-se um efeito menos prejudicial do que o óxido puro, devido ao efeito de amortecimento desses sulfetos.

É importante notar que os autores também associam a influencia de hidrogênio aprisionado nessa microinclusões. É comum que nos aços tratados termicamente tenham-se altas tensões

residuais em campos em torno das inclusões as quais contem algum hidrogênio. Isso porque o coeficiente de expansão térmica do $\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{CaO}$ é menor do que da matriz do aço e a tensão residual gerada no equador da inclusão globular é supostamente de tração, e o hidrogênio fica aprisionado na interface inclusão-matriz.

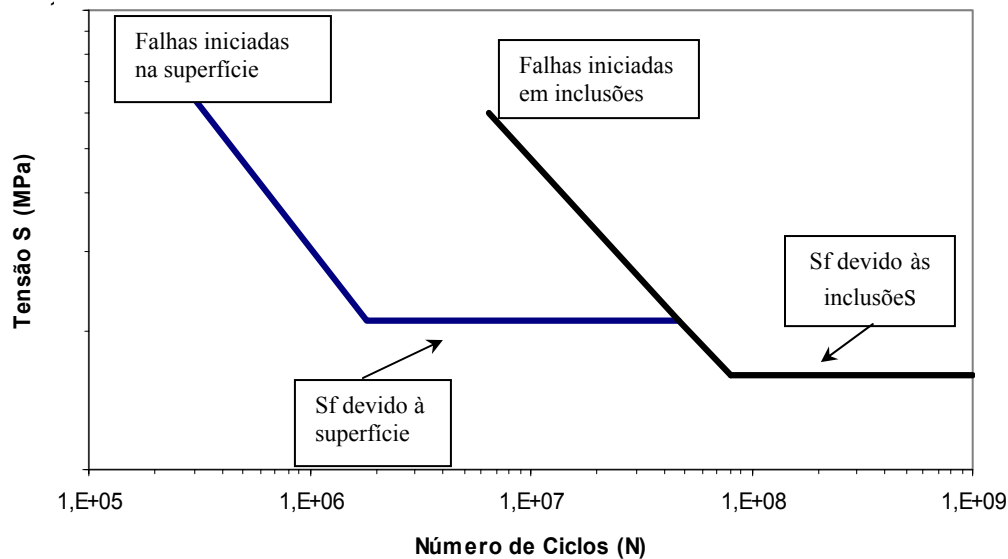


Figura 2.26 – Curva S-N de material de alta resistência mostrando as regiões distintas de vida longa e vida ultra-longa para níveis de tensões mais baixos, mas associadas à microinclusões. Adaptado de CHAPETTI et al (2003).

Assim, durante um carregamento cíclico inicia-se o crescimento de uma trinca na inclusão devido a uma fadiga assistida por hidrogênio. O processo é caracterizado por uma morfologia particular observada ao lado da inclusão, para a origem da fratura que no microscópio ótico aparece como uma área escura. Depois do lento crescimento por fadiga a partir de uma inclusão, observa-se através da microscopia ótica de reflexão, uma área escura ao lado da inclusão (*Optical Dark Área* - ODA) como mostra a figura 2.27. Ainda segundo CHAPETTI et al (2003), o tamanho da trinca excede um dado tamanho crítico para início da propagação por fadiga pura, e a partir daí o crescimento não é assistido pelo hidrogênio, mas pela produção de uma típica superfície de fadiga característica da martensita em ripas. A figura 2.24 permite entender esse mecanismo. A distribuição das tensões em torno das inclusões e precipitados devido às diferenças de coeficientes de dilatação térmica seriam os responsáveis pela deformação da matriz em torno da inclusão e iniciação da trinca e assim afetando o comportamento em fadiga.

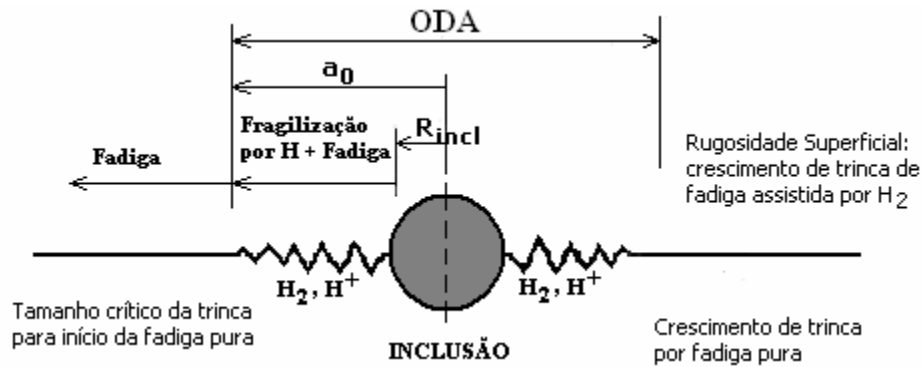


Figura 2.27- Mecanismo de falha por ultra-longa fadiga devido inclusões internas com início da trinca de fadiga assistida por hidrogênio. Adaptado de CHAPETTI et al (2003).

É digno de nota que as dispersões observadas na vida em fadiga são principalmente causadas pelas diferenças no tamanho das inclusões para originarem a fratura. É importante também considerar o período de transição da iniciação da trinca de fadiga assistida pelo hidrogênio, e o início do estágio de propagação por fadiga pura. A figura 2.28 ilustra a influência deste complexo mecanismo de fratura na taxa de propagação de trinca em função do comprimento de uma trinca interna, supondo um aço hipotético de alta resistência para uma amplitude de tensão de 900 MPa. Na figura 2.28 observa-se que o comprimento de não propagação de trinca é claramente definido que, para um da/dN de 10^{-7} mm/ciclo, uma trinca cujo comprimento seja abaixo de 25 μm não se propagará por fadiga pura. Caso se inicie uma trinca assistida por hidrogênio a partir de uma inclusão, ela crescerá até atingir o ΔK_{th} e a partir desse ponto a propagação da trinca é por fadiga pura. Esta transição é gradual e o sinergismo produz um decréscimo no limite de propagação, tal que uma trinca se propagaria para taxas maiores que 10^{-7} mm/ciclo mesmo para trincas menores que de 25 μm . Nesta figura a taxa inicial de crescimento de trinca na inclusão interna é considerada como 10^{-9} mm/ciclo. Em termos de curva $da/dN \times \Delta K$ o mecanismo mostrado na figura 2.28 pode ser analisado através da figura 2.26 e 2.27. Assim é possível correlacionar as trincas devidas às inclusões e as assistidas por hidrogênio, que correspondem à região de trincas curtas exemplificadas na figura 2.29 adaptada de SCHÖN (2007). E a região de fadiga pura corresponde à região de trinca longa mostrada na mesma figura, que se comporta de acordo com a equação de Paris. Por esta figura, fica claro a dificuldade que se tem na determinação dos valores de ΔK_{th} e os resultados finais sempre tem grande dispersão.

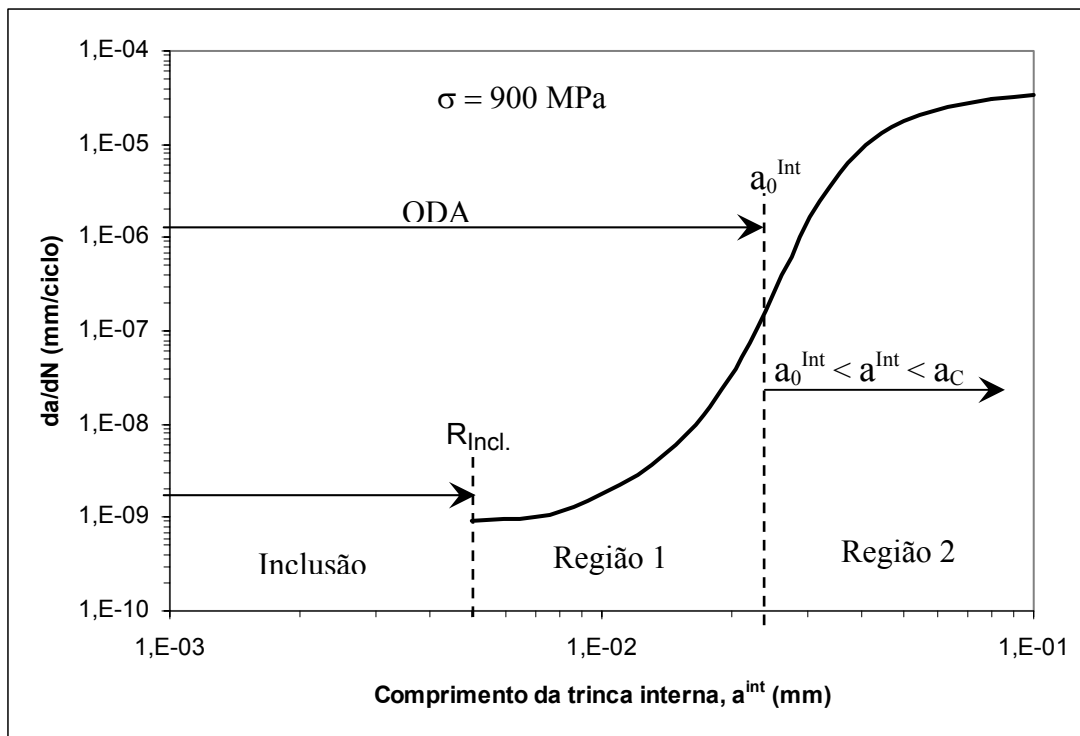


Figura 2.28 – A região 1 corresponde à propagação de trinca assistida por hidrogênio, que se inicia na interface inclusão-aço, e cresce até atingir o comprimento a_0^{Int} a partir do qual se inicia a região 2, onde se tem crescimento de trinca por fadiga pura, sem a influência do hidrogênio. O crescimento continua pelos mecanismos conhecidos de fadiga. O “ODA” já explicado na figura 2.27 é aqui também delimitado. Adaptado de CHAPETTI et al (2003).

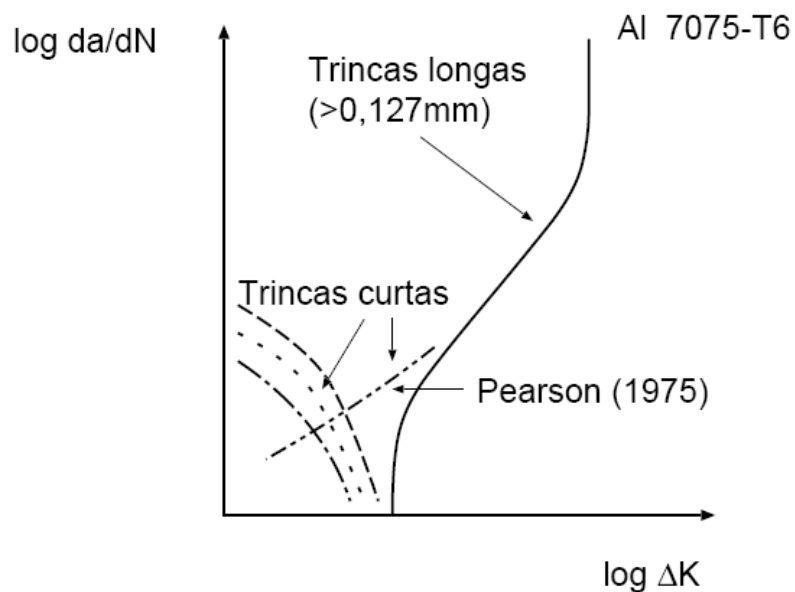


Figura 2.29- Taxa de propagação de trincas curtas comparadas às das trincas longas. Exemplo para uma liga de alumínio. Adaptado de SCHÖN (2007).

Segundo CHAPETTI et al (2003) a vida em fadiga necessária para desenvolver o ODA é usualmente maior que 90% do total da vida em fadiga. Para aços de alta resistência o limite de tensão abaixo do qual uma trinca que tenha comprimento de 3 vezes o raio máximo da inclusão $R_i^{\max}$ não poderá se propagar como descrito na equação (2.11).

$$\Delta\sigma_{th} = \frac{3,55 \cdot (HV + 120)}{(3 \cdot R_i^{\max})^{1/6}}. \quad (2.11)$$

Se o número de ciclos para criar um comprimento de trinca dado pelo tamanho do ODA, pode ser considerado como uma estimativa da vida total de fadiga, a equação (2.12) permite determinar a vida total em fadiga “N” considerando o raio da inclusão R_i considerada e a amplitude de tensão para início da propagação de trinca por fadiga pura “ $\Delta\sigma_{th}$ ”.

$$\Delta\sigma_{th} \cdot N^{1/48} = 4,473 \cdot \left(\frac{HV + 120}{R_i^{1/6}} \right) \quad (2.12)$$

E para os aços de alta resistência o valor de o ΔK_{th} pode ser estimado pela equação (2.13):

$$\Delta K_{th} = 4 \cdot 10^{-3} \cdot (HV + 120) \cdot (3 \cdot R_i^{\max})^{1/3} \quad (2.13)$$

Equação que é válida para os valores de ΔK_{th} menor ou igual a $10 \text{ MPa.m}^{1/2}$. Quando o cálculo resultar em valores maiores que 10, este deve ser assumido o limite máximo de $\text{MPa.m}^{1/2}$. Por outro lado, conhecendo-se os valores de ΔK_{th} do material e das tensões de carregamento σ_e^{int} que o material está sujeito, é possível se determinar qual seria o tamanho máximo de inclusão permissível através da equação (2.14).

$$R_i^{\max} = 262144 \cdot \left(\frac{\Delta K_{th}}{2 \cdot \sigma_e^{\text{int}}} \right) \quad (2.14)$$

Para defeitos e trincas superficiais CHAPETTI et al (2003) apresentam a equação (2.15) onde o fator (área)^{1/6} pode ser decorrente de um defeito superficial, rugosidade, ou até mesmo uma inclusão superficial.

$$\Delta K_{th} = 3,3 \cdot 10^{-3} \cdot (HV + 120) \cdot (\sqrt{\text{área}})^{1/3} \quad (2.15)$$

YANG et al (2006) estudaram 3 aços 42CrMo com inclusões menores que 1 µm e aços comerciais do mesmo tipo, mas com inclusões de até 20 µm. Para os aços com inclusões menores que 1 µm as trincas nuclearam na superfície do material, e para os chamados aços comerciais iniciaram nas inclusões não metálicas formadas por Al₂O₃, MgO, e CaO. Isso mostra que nos aços de alta resistência quando submetidos a esforços de fadiga, existe uma competição entre entalhes superficiais (até mesmo rugosidade superficial) e as inclusões não metálicas internas ao material. O esquema da figura 2.30 ilustra como podem se localizar as inclusões num material.

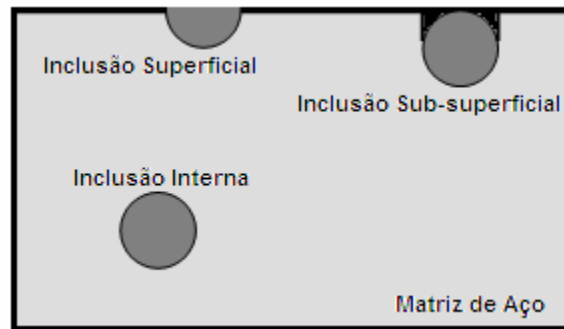


Figura 2.30- Exemplo de 3 posições possíveis para inclusões contidas em um material.

Para as condições da figura 2.30 o limite de resistência à fadiga é dado pela equação 2.16 onde o valor $(\text{área})^{1/2}$ é devido o formato esférico ou de elipsóide da inclusão.

$$\sigma_{\text{Inclusão}} = \frac{C \cdot (HV + 120)}{(\sqrt{\text{área}})^{1/6}} \quad (2.16)$$

Com valores de C são 1,43, 1,41 e 1,56 para as inclusões submetidas na superfície, sub-superfície e interior. O autor verificou que para aços com durezas entre 70 e 720 HV o limite de fadiga é representado pela equação acima, com precisão de $\pm 10\%$. Para certas tensões de fadiga aplicadas é assumido que somente quando o tamanho de inclusão é maior que um valor crítico, a mesma poderá agir como local de iniciação de trinca e a trinca de fadiga não ocorrerá em outros tipos de defeitos. A expressão (2.17) permite determinar o limite de fadiga da matriz de um aço em regiões sem inclusões para aços de baixa e média resistência, mas pode ser utilizada para determinar o limite máximo de fadiga de aços de alta resistência. Devido à presença de inclusões o limite de fadiga real é menor que o calculado, logicamente prevalecendo o valor mais baixo.

$$\sigma_{\text{Fadiga}} \cong 1,6 \cdot HV \quad (2.17)$$

Os diâmetros críticos das inclusões para que a trinca de fadiga se inicie nas mesmas são dadas pelas equações (2.18), (2.19) e (2.20):

$$\text{Superfície (hemisférica)} \quad \phi_{Crit} = 0,813 \cdot \left(1 + \frac{120}{HV}\right)^6 \quad (2.18)$$

$$\text{Subsuperficial (esférico)} \quad \phi_{Crit} = 0,528 \cdot \left(1 + \frac{120}{HV}\right)^6 \quad (2.19)$$

$$\text{Interna (esférica)} \quad \phi_{Crit} = 0,969 \cdot \left(1 + \frac{120}{HV}\right)^6 \quad (2.20)$$

Pelas equações acima, verifica-se que o tamanho crítico da inclusão diminui com a dureza e o menor valor aceitável é na superfície. Ou seja, a expectativa maior é que a iniciação da trinca se dê na superfície. Quando a mesma se inicia no interior é porque realmente o material tem sua integridade comprometida. Por isso quando se deseja que a trinca se inicie nas inclusões internas, faz-se o jateamento superficial do material para introdução de tensões compressivas que melhoram a resistência à fadiga na superfície. O autor determinou também a relação entre a profundidade de trincas superficiais a_s em função da dureza da matriz considerando-se a condição subsuperficial ($C= 1,43$) mostrada na figura 2.30, e é dada pela equação (2.21).

$$a_s \cong 0,1716 \cdot \left(1 + \frac{120}{HV}\right)^6 \quad (2.21)$$

Assim, o acabamento superficial deve ser melhor à medida que a dureza aumenta. Quando os riscos superficiais têm profundidade $a < a_s$, a trinca não se inicia na superfície. O tamanho crítico da trinca de fadiga será resultado da competição entre as inclusões e da microestrutura da matriz (precipitados, segregações, etc). Porém quando $a > a_s$ a trinca ocorrerá na superfície.

ZHANG et al (2007) apresentam um estudo do aço 50CrV4, onde é possível constatar a consistência das referências citadas de CHAPETTI et al (2003) e YANG et al (2006). A figura 2.31 mostra um exemplo de trinca iniciada numa inclusão de Al_2O_3 , MgO , e CaO com cerca de 30 μm de diâmetro com a composição mostrada na micro análise da figura 2.32.

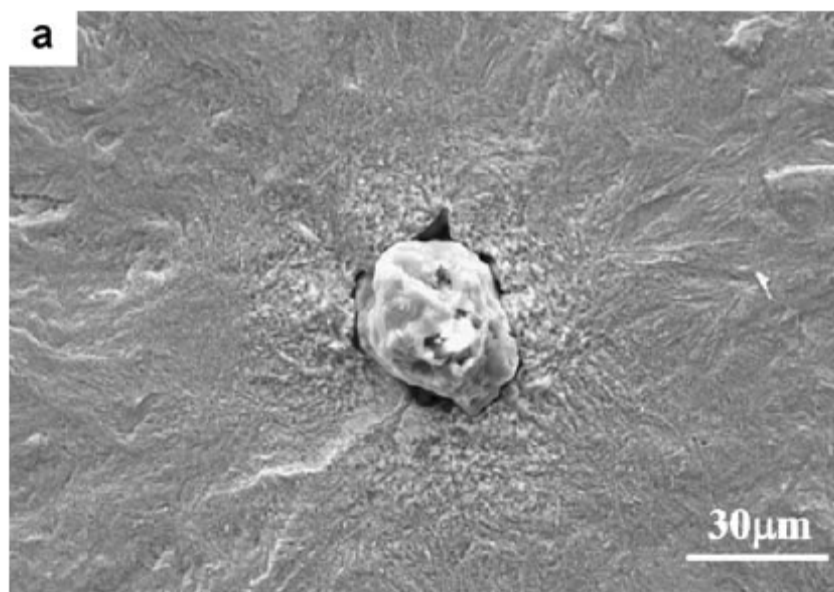


Figura 2.31- Fractografia da superfície de fadiga, mostrando a inclusão de óxidos a partir da qual nucleou a trinca num aço 50CrV4 com inclusões estudado por ZHANG et al (2007). Os resultados de vida em fadiga são $\sigma = 725$ MPa, $N = 6,359 \times 10^5$, que é cerca de 1000 vezes menor que o mostrado na figura 2.30

A figura 2.33 mostra a fractografia do mesmo aço com inclusão menor que $2,4 \mu\text{m}$ onde a trinca de fadiga iniciou num carboneto de vanádio com $5 \mu\text{m}$.

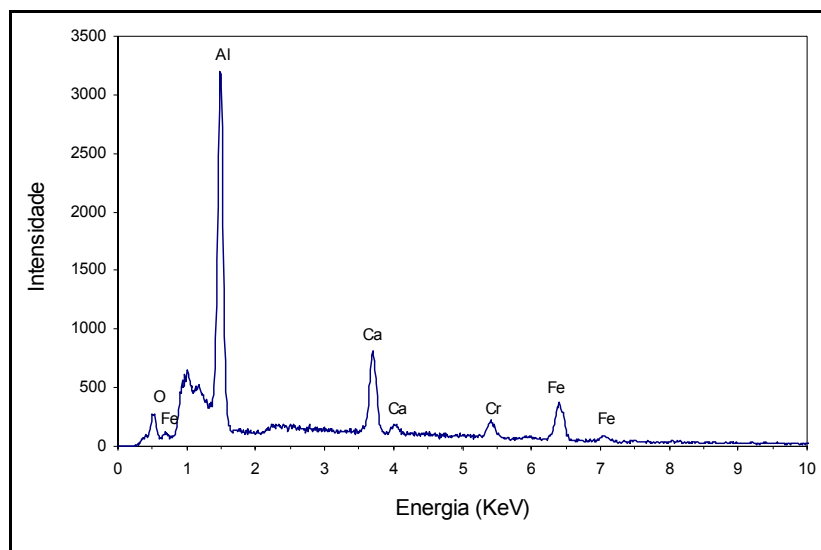


Figura 2.32- Espectro de energia da microanálise quantitativa da inclusão mostrada na figura 2.31, mostrando que sua constituição básica são óxidos de alumínio e cálcio.

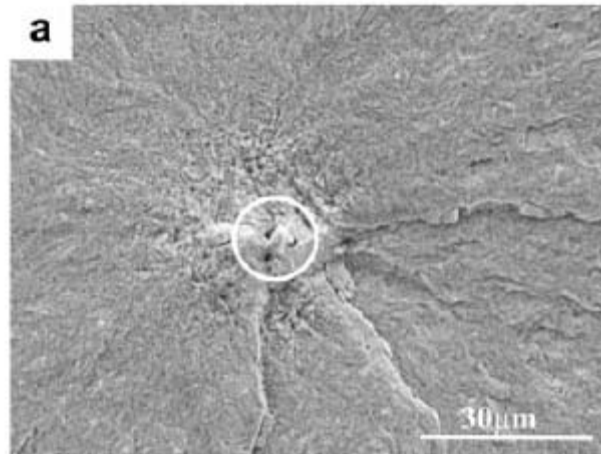


Figura 2.33- Fractografia da superfície de fadiga, mostrando um carboneto de vanádio a partir da qual nucleou a trinca num aço 50CrV4 com inclusões de óxidos menores que 2,4 μm estudados por ZHANG et al (2007). Notar que os resultados de fadiga ($\sigma = 725$ MPa, $N = 6,359 \times 10^8$) são superiores aos indicados na figura 2.31.

Capítulo 3

Materiais e Métodos

Foram utilizados neste trabalho nove aços da série SAE 43xx com carbono de 0,20 a 1,00%. Os diferentes tipos de aço foram fabricados pela usina siderúrgica Villares Metals. A usinagem dos corpos de prova, bem como o tratamento térmico dos mesmos, foram executados na Robert Bosch fábrica Campinas. Os ensaios e análises desses corpos de prova foram feitos nos laboratórios do Departamento de Materiais da UNICAMP – DEMA. A seguir cada uma das etapas é descrita detalhadamente. Os detalhes de custos envolvidos em cada etapa experimental são apresentados no Apêndice A.

3.1- Processo de fabricação dos aços na Villares Metals

3.1.1- Fundição dos lingotes de 50 kg

A partir de 1000 kg de uma liga mãe de aço SAE 4320 foi retirada quantidades suficientes para refundir em forno por indução a vácuo (V.I.M.) 9 lingotes de diferentes tipos de aço, variando-se apenas o teor de carbono de 0,10 em 0,10 %. Com isso foram obtidos 9 lingotes de 50 kg cada, de aços desde o SAE 4320 até o SAE 43100. O fato da fusão e do lingotamento serem feitos sob vácuo de 4×10^{-6} atm, garantiu a obtenção de material com qualidade aeronáutica, como será demonstrado nos resultados de análise química, microinclusões e microestrutura. A figura 3.1 mostra fotografias do forno de indução à vácuo utilizado neste trabalho e de um lingote de 50 kg.



Figura 3.1 – Fotografias Forno de Indução a Vácuo (V.I.M.) utilizado na fusão dos lingotes, e um lingote de 50 kg com seção transversal quadrada de 140 mm e comprimento de 500 mm (gentileza Villares Metals SA).

3.1.2- Laminação das barras

Uma das preocupações com respeito a qualidade metalúrgica final obtida nas barras laminadas, foi o controle de micro segregação, devido esta poder influenciar nos resultados, fazendo variar a taxa de propagação de trinca de fadiga, bem como de tenacidade à fratura, devido variações locais de composição química. Segundo GARCIA (2001) a micro segregação em um lingote com estrutura dendrítica, pode ser reduzida ou mesmo eliminada através de um tratamento a altas temperaturas denominado Homogeneização, que é muito utilizado na prática industrial antes do forjamento ou laminação dos materiais metálicos. A figura 3.2 esquematiza a micro segregação normalmente para uma estrutura dendrítica hipotética, onde pode se ver o perfil de segregação do elemento de liga antes e após o dito tratamento de solubilização. Nessa figura a concentração máxima corresponde ao centro das regiões interdendríticas, ou seja, nas interfaces

que separam as dendritas. E concentração mínima corresponde ao eixo central da dendrita. O grau de micro segregação é determinado com análise por microsonda dos valores $C_{MÁX}$ e $C_{MÍN}$ e cálculo da relação $C_{MÁX}/C_{MÍN}$. Tal índice de segregação para os principais elementos de liga dos aços SAE43xx são molibdênio de 2,7 a 3,8, cromo de 1,4 a 1,5, níquel 1,1, e manganês de 1,3 a 1,8. A prática industrial considera o material homogeneizado quando o índice de segregação definido por $C_{MÁX}/C_{MÍN}$ é menor que 1,20. Segundo esse autor o lingote está homogeneizado quando a relação $C_{MÁX}/C_{MÍN}$ é menor que 1,10 para que não haja influencias nas propriedades e esse mesmo critério foi utilizado nos materiais desta tese.

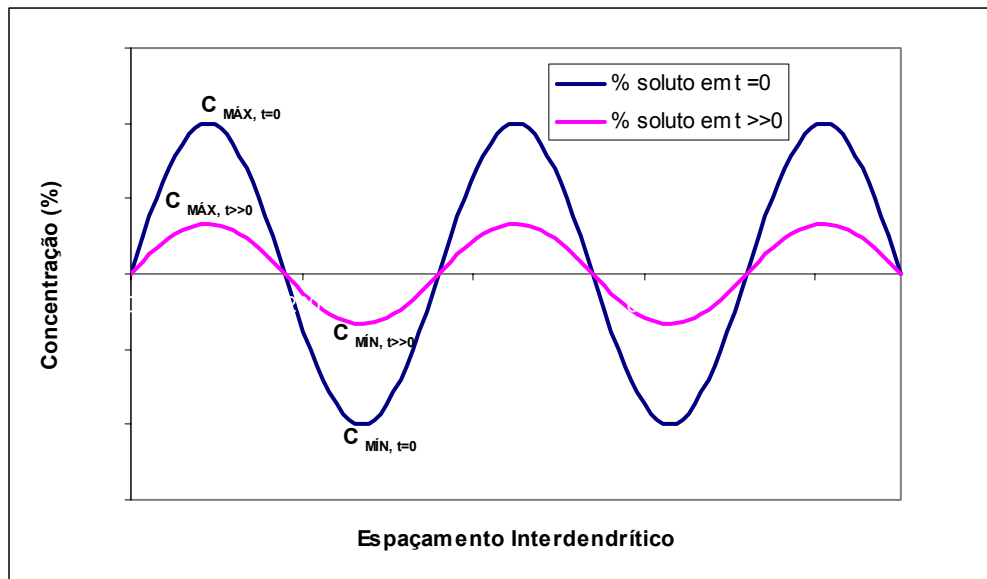


Figura 3.2- Perfil do soluto antes da homogeneização ($t=0$) e após a solubilização por um $t \gg 0$, para uma dada temperatura T .

GARCIA (2001) indica as equações (3.1) e (3.2) que podem ser utilizadas na estimativa de tempos e temperaturas de homogeneização de estrutura bruta de solidificação, considerando-se que a distribuição do soluto ocorre segundo uma função senoidal.

$$\delta_t = \exp\left(-\frac{4 \cdot \pi^2 \cdot D_s \cdot t}{\lambda^2}\right) \quad (3.1)$$

$$D_s = D_0 \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3.2)$$

O espaço interdendrítico médio dos lingotes é $\lambda = 100 \mu\text{m}$. A temperatura para homogeneização foi de $1250 \text{ }^\circ\text{C}$ (1523 K). Os valores termodinâmicos Q e D_0 para cálculo do

tempo mínimo necessário à homogeneização dos lingotes foram extraídos de SMITHEUS e BRANDES (1976), que considera os átomos dos elemento de liga difundindo-se na matriz de ferro no estado austenítico. Pelas equações acima, para que $C_{MÁX}/C_{MÍN}$ seja menor do que 1,10 o tempo necessário de homogeneização é de 7,5 horas. Por se utilizar equipamento industrial, com lingotes grandes, o tempo foi de 10 horas para o primeiro lingote a ser laminado se estendendo até 12 horas para o último, garantindo-se que os valores de microsegregação foram inferiores a 1,10, como será visto no item 4.3.2.

Os lingotes com seção quadrada de 150 mm foram aquecidos a 1260 °C/8 horas para minimizar o bandeamento, e a seguir laminados a quente até o diâmetro de 41 mm, o que corresponde a uma redução de área na laminação calculada pela equação (3.3).

$$Z = \frac{S_0 - S_f}{S_0} = 0,90 \text{ ou } 90 \% \quad (3.3)$$

Tal redução associada à recristalização dinâmica, ambos durante a laminação a quente, garantem um grande refino da microestrutura, com total quebra da estrutura bruta de fusão e redistribuição de microinclusões, resultando numa boa homogeneidade química, distribuição dos constituintes, e tamanho de grão fino. Após a laminação as barras foram recozidas para dureza máxima de 250 HB, usinadas para diâmetro de 40,0±1,0 mm. A seguir foram examinadas quanto à presença de trincas internas (exame por ultra-som) e externas (exame por correntes parasitas), constatando-se que os materiais são isentos de trincas, porosidades e outros tipos de descontinuidades metalúrgicas ou mecânicas.

3.2- Usinagem dos corpos de prova na Bosch

Os corpos de prova foram usinados na Ferramentaria da Bosch num Centro de Usinagem MAZAK modelo Integrex 200Y HSM de cinco eixos, mostrado na figura 3.3. Das barras de diâmetro 40,0±1,0 mm foram cortados 50 fatias de cada um dos aços desde o SAE 4320 até o 43100 num total de 450 corpos de prova.

O modelo de corpo de prova usinado foi o compacto na forma de disco conforme ASTM E399-06 com orientação C-R, de modo que o entalhe seja paralelo ao sentido de laminação. Os ensaios a que se destinam são de tenacidade à fratura conforme ASTM E399-06 e de taxa de crescimento de trinca por fadiga conforme ASTM E647-05. A figura 3.4 mostra a geometria e dimensões dos corpos de prova, com detalhe do entalhe na forma de chevron para facilitar a nucleação da trinca de fadiga. As cotas de paralelismo e perpendicularidade são bastante reduzidas visando garantir o perfeito alinhamento dos corpos de prova com o eixo de aplicação de carga durante o ensaio.

Após a usinagem os 450 corpos de prova foram revestidos com uma camada eletrodepositada de cobre de espessura 10 μm , para evitar a alteração superficial do teor de carbono, pois esta camada impede a difusão de carbono da atmosfera cementante para a superfície do corpo de prova. Os detalhes do tratamento térmico são descritos no item 3.3. Após o referido tratamento térmico, os corpos de prova retornaram à ferramentaria para que no entalhe por chevron, fosse feito uma incisão de 1,0 mm de profundidade com eletroerosão a fio de diâmetro 0,25 mm, de modo a facilitar o crescimento da trinca por fadiga, e contornar as dificuldades relatadas por SANDOR (2005). Tal procedimento é também permitido nas normas ASTM E399-06 e E647-05 para materiais frágeis e de difícil nucleação de trinca de fadiga, como os casos estudados neste trabalho.

Para ensaios de tração de materiais de alta resistência e baixa ductilidade a norma ASTM E8M-04 recomenda particular atenção à uniformidade e qualidade do acabamento superficial, pois estes fatores podem influir na dispersão dos resultados. Das amostras de todos os aços foram usinados 45 corpos de prova para os ensaios de tração (ASTM E8M-04) longitudinais e paralelos ao sentido de laminação, com as dimensões mostradas na figura 3.5.

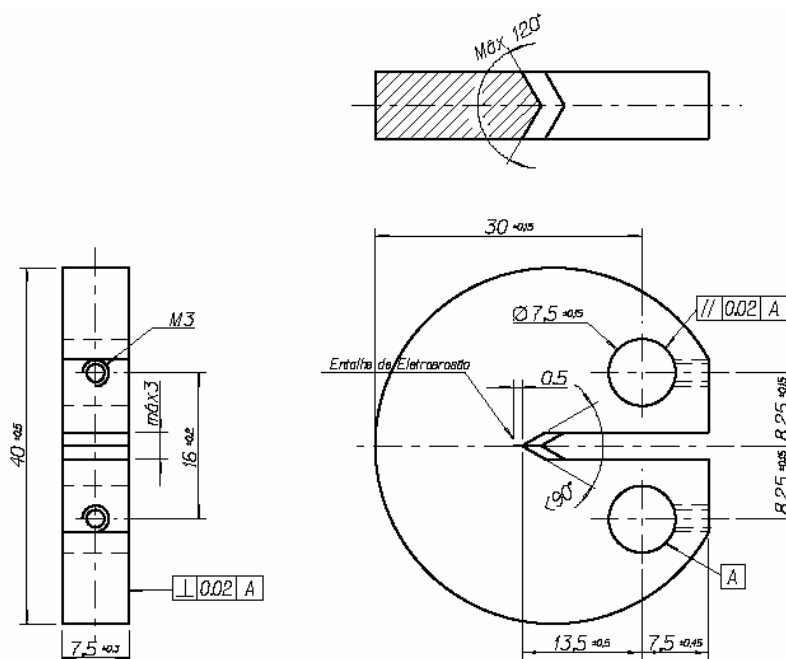


Figura 3.3 – Dimensões dos corpos de prova tipo compacto na forma de disco, mostrando em corte o entalhe em chevron, utilizados nos ensaios de tenacidade à fratura e de propagação de trinca por fadiga. O entalhe é paralelo à direção de laminação (orientação C-R). A direção de propagação da trinca é perpendicular à direção de laminação.

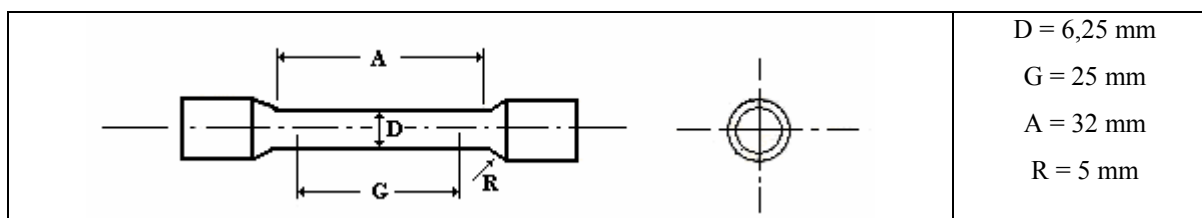


Figura 3.4 – Corpos de prova para os ensaios de tração conforme ASTM E8M-04.

Todos esses corpos de prova, os 450 de tenacidade à fratura e de propagação de trinca por fadiga e os 45 de tração, foram submetidos ao mesmo tratamento térmico, numa mesma carga de forno, visando simular as mesmas condições térmicas de cementação, de têmpera e revenimento que uma camada cementada é submetida.

As condições do tratamento térmico são descritas em 3.3. Para evitar a alteração superficial do teor de carbono como proposto neste estudo, os corpos de prova foram revestidos com uma camada eletrodepositada de cobre de espessura aproximada de 10 μm , que impede a difusão de

carbono da atmosfera cementante para a superfície do corpo de prova, bem como evita a formação de oxidação superficial.

3.3- Tratamento térmico dos corpos de prova na Bosch

O tratamento térmico foi executado na Bosch em fornos industriais de atmosfera controlada e constou do seguinte:

- Normalização – 920 °C por 180 minutos, resfriamento ao ar (simulando as mesmas condições de aquecimento utilizadas numa cementação para obter 1,0 mm de camada cementada);
- Têmpera - 840 °C por 60 minutos;
- Resfriamento em óleo - 50 °C por 30 minutos;
- Duplos Revenimentos – 200, 300, 400, 500 e 600 °C por 120 minutos cada um.

Assim, foram analisados nove tipos de aço e cinco temperaturas de revenimento, totalizando 45 condições metalúrgicas. Como descrito em 3.2 os corpos de prova estavam revestidos com cobre, ficando sujeitos apenas aos efeitos das temperaturas, não sendo influenciados pelo potencial de carbono da atmosfera do forno. O duplo revenimento foi executado no intuito de minimizar os percentuais de austenita retida e evitar sua transformação em martensita induzida pela deformação dos esforços de fadiga.

Após a execução do tratamento térmico aqui descrito, e antes da realização dos ensaios mecânicos, analisou-se a microdureza e a microestrutura, para avaliar se os resultados obtidos no tratamento térmico mantêm consistência com o modelo proposto, verificando se as amostras comportam-se como pontos superpostos específicos dentro da camada cementada, com teores de carbono variando de 0,20 até 1,00%. Após comprovar a superposição dos resultados, foram então executados os ensaios de medição de taxa de crescimento de trinca de fadiga, tenacidade à fratura, micrografia e fractografia em MEV.

3.4- Ensaio de microdureza Vickers

Os ensaios de microdureza foram realizados após o tratamento térmico dos corpos de prova descrito no item 3.3, em conformidade com a norma ASTM E92 – 82(2002) onde cada resultado deve ser a média aritmética de no mínimo 3 medições na mesma amostra. Utilizou-se um microdurômetro Shimadzu Type M na escala HV1 (carga de 9,81N), do laboratório Físico e Metalográfico da Bosch. Os resultados são médias aritméticas de 5 medições para cada corpo de prova conforme especifica a norma citada, o que está acima da exigência da norma.

3.5- Análise Metalográfica

As amostras metalográficas foram preparadas no sentido longitudinal conforme a norma ASTM E3-01(2007)e2. O polimento foi feito no sentido longitudinal da amostra (paralelo ao sentido de laminação), sendo que se utilizaram lixas com granas 180, 320, e 600, seguido de polimento em feltro de 9 µm com pasta de diamante de 3 µm. As análises de microestrutura por microscopia ótica, foram feitas através de microscópio ótico de reflexão OLYMPUS modelo GX51 BF/DF. No ataque químico utilizou-se Nital 5%, e as observações foram feitas com aumento de 100 e 500 vezes. A distribuição de carbonetos foi examinada com aumento 100 vezes conforme série de diagramas da norma SEP 1520-98 mostrado no Anexo I. Escolheu-se esta norma devido à mesma ser utilizada por empresas aeroespaciais para avaliação da distribuição de carbonetos em aços de alta resistência que são sujeitos a altas solicitações de fadiga. As microinclusões foram analisadas com 100 vezes de aumento em amostras polidas como acima descrito, mas sem ataque em conformidade com a norma ASTM E45-05 método D. O tamanho de grão austenítico foi determinado em conformidade com a norma ASTM E112-04, com os métodos de oxidação e têmpera direta, devido os aços serem de baixa liga e com carbono de 0,20 a 1,00 %. Foi possível fazer o Atlas mostrado no Apêndice D desta tese, que permita identificar todas as condições de microestrutura para aços de baixa liga, com carbono até 1,00 % revenidos em toda a faixa de temperatura possível para esses aços, ou seja, de 200 a 600 °C.

3.6- Ensaios de Tração

Os ensaios de tração foram executados em conformidade com a norma ASTM E8M-04, em uma máquina universal de ensaio de tração e compressão marca MTS modelo 810 com capacidade de carga de 100 kN, e sistema operacional Teststar II da MTS para coleta de dados. A velocidade foi de 1,2 mm/min até se atingir o escoamento do material, seguido de 0,04 mm/s até a fratura final. Para cada tipo de aço e cada condição de revenimento foi ensaiado um corpo de prova. O ensaio de tração foi realizado para determinação do limite escoamento necessário ao cálculo da validade do ensaio de tenacidade à fratura no item 3.7.

3.7- Ensaios de Tenacidade à Fratura

3.7.1- Obtenção das Trincas por Fadiga

SANDOR (2005) registra que é grande a dificuldade de se obter crescimento estável de trinca de fadiga, assim para atender o especificado nas normas ASTM E1820-06 e ASTM E399-06, quanto ao tamanho mínimo da trinca de fadiga nos corpos de prova, utilizou-se a metodologia descrita na ASTM E647-05. Assim o equipamento de ensaio aumenta gradativamente os valores de ΔK à medida que a trinca de fadiga cresce, evitando-se assim os problemas de crescimento instável que são comuns nos ensaios de tenacidade à fratura. A máquina de ensaios foi a mesma MTS 810 de 100 kN com sistema operacional Teststar II, mostrada na figura 3.5. O carregamento cíclico foi feito com frequência de 25Hz, e razão de carga $R = 0,1$.

3.7.2- Determinação da Tenacidade à Fratura (K_{IC} ou K_Q)

A pré-trinca de fadiga foi obtida com carregamento cíclico, com razão de carga $R=0,1$. Os valores de tenacidade à fratura K foram determinados conforme ASTM E399-06, com

carregamento monotônico de tração feito nos corpos de prova pré-trincados conforme item 3.7.1, a partir de dados coletados na mesma máquina de ensaios MTS 810 de 100 kN com sistema operacional Teststar II. Para cada tipo de aço, foram considerados 3 corpos de prova válidos para determinação de média e desvio padrão. Os valores de K_Q foram calculados conforme a referida norma por meio da equação (3.4) abaixo, e os valores da função de forma $f(a/W)$ foram obtidos também nessa norma.

$$K_Q = \left(\frac{P_Q}{B \cdot W^{1/2}} \right) \cdot f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (3.4)$$

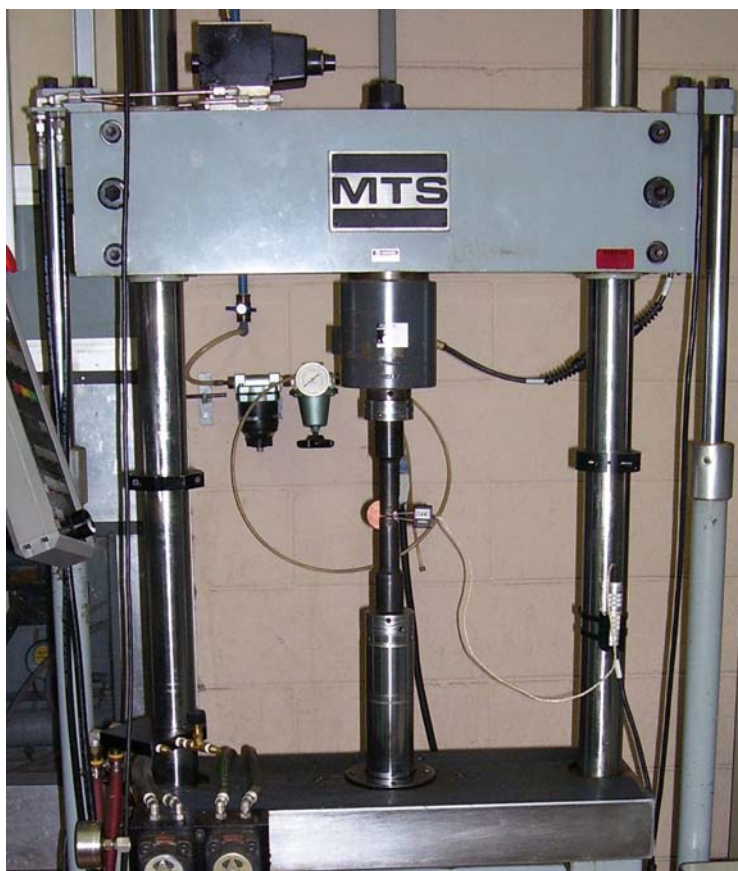


Figura 3.5- Máquina de ensaio MTS com o corpo de prova e o extensômetro devidamente instalados.

E com critério de validade para verificar se o K_Q calculado corresponde a K_{IC} , definido pela equação (3.5).

$$B_{\min} \geq 2,5 \cdot \left(\frac{K_Q}{\sigma_e} \right)^2 \quad (3.5)$$

Foram ensaiados 3 corpos de prova para cada condição metalúrgica, totalizando 135 ensaios. Para se considerar apenas os resultados dos ensaios válidos, os critérios $P_{\max}/P_Q < 1,1$ e de variações na frente de propagação de trinca menor que 10 % como definido na norma foram respeitados para todos os casos.

3.7.3- Determinação da Taxa de Crescimento de Trinca de Fadiga (da/dN x ΔK)

Os valores de taxa de crescimento de trinca de fadiga da/dN em função de ΔK foram determinados conforme ASTM E647-05, com o equipamento de ensaio aumentando gradativamente os valores de ΔK à medida que a trinca de fadiga cresce. Os valores crescentes de ΔK e da/dN são coletados de modo que no final do ensaio, quando ocorre a completa fratura do corpo de prova, seja possível fazer o gráfico bi-logarítmico de da/dN x ΔK com os valores coletados, e determinar os parâmetros “C” e “m” da equação de Paris abaixo (3.6), para cada tipo de aço e condição de tratamento térmico.

$$\frac{da}{dN} = C \cdot (\Delta K)^m \quad (3.6)$$

3.8- Fractografia dos corpos de prova fraturados

A análise fractográfica dos corpos de prova dos ensaios Tenacidade à Fratura, foi realizada em microscópio eletrônico de varredura JEOL modelo JXA-840A. Apesar das condições de tratamento térmico aplicadas resultar em estruturas de grande fragilidade, foi possível detectar diferenças nas amostras dos aços SAE, quanto às regiões de fadiga e de fratura final, e os micromecanismos de fratura. Foi possível fazer um Atlas no Apêndice F desta tese, que permita

identificar todas as condições de fratura para aços de baixa liga, com carbono até 1,00 % revenidos em toda a faixa de temperatura possível para esses aços, ou seja, de 200 a 600 °C.

Capítulo 4

Resultados e Discussão

A tecnologia de endurecimento superficial é usada para obter componentes com alta resistência à fadiga e fadiga de contato, porém é de difícil modelagem. Camadas de materiais com diferentes propriedades fazem a análise dos componentes mecânicos muito difícil, como demonstra as pesquisas que foram sintetizadas no capítulo 2 referentes à revisão da literatura sobre o assunto. Em vista de tal complexidade, as considerações sobre a metodologia aplicada e os comportamentos observados são apresentadas separadamente sob a ótica das diferenças de composição química, respostas ao tratamento térmico (microestruturas) e propriedades mecânicas obtidas. Porém, como citado no capítulo 1, esta simplificação não considera os efeitos das interações contínuas existentes numa camada cementada real, decorrentes do gradiente contínuo do teor de carbono, e interfaces contínuas de transformação de fase e variações volumétricas que resultam nas tensões residuais de tração características das camadas cementadas. A simplificação fundamental deste estudo é que apenas o teor de carbono varia entre os diferentes tipos de aço, e não há variações dos demais teores de elementos de liga.

4.1- Composição Química

A apresenta a especificação química da série SAE 43xx, da liga mãe SAE 4320 da qual foram retiradas as quantidades de 50 kg para fundir cada um dos lingotes de aços SAE 43xx (de 20 a 100), bem como as análises de cada um desses aços. Lembrando que industrialmente existem os aços de 4320 a 4360, e acima destes não há utilização na engenharia e são apenas

conceituais. Para condução deste estudo foram criados os 4370 até 43100. Verifica-se que apenas o teor de carbono variou de aço para aço, e os demais elementos de liga tem seus teores praticamente constantes. Outro aspecto, é que os teores de elementos residuais deletérios, tais como Ti, P, S, N, e O têm teores muito baixos da ordem dos verificados na série 43xx para aplicação aeronáutica como indicado na norma SAE AMS 6414J (Jun.03). Os efeitos obtidos nos resultados dos ensaios mecânicos devido às diferenças nos teores de carbono, que são a característica principal do estudo, e dos baixos teores de impureza perniciosas, tais como Ti, P, S, e O₂ serão discutidas nos itens 4.2 a 4.7.

Tabela 4.1 – Resultados das Análises Químicas dos aços fabricados pela Villares Metals.

Elementos Químicos	Especific. SAE 43xx	Resultados para cada tipo de aço SAE 43xx (xx de 20 a 100)								
		Nº Corrida 1106345	Nº Corrida 1106346	Nº Corrida 1106347	Nº Corrida 1106348	Nº Corrida 1106349	Nº Corrida 1106350	Nº Corrida 1106351	Nº Corrida 1106352	Nº Corrida 1106353
(%)	SAE J404	4320	4330	4340	4350	4360	4370	4380	4390	43100
C		0,20	0,30	0,40	0,50	0,60	0,71	0,81	0,90	1,00
Si	0,17 a 0,33	0,24	0,24	0,24	0,25	0,25	0,24	0,25	0,26	0,24
Mn	0,65 a 0,75	0,69	0,69	0,69	0,69	0,69	0,70	0,73	0,67	0,69
Cr	0,75 a 0,85	0,79	0,81	0,80	0,80	0,80	0,80	0,79	0,80	0,80
Ni	1,70 a 1,90	1,79	1,79	1,79	1,80	1,81	1,81	1,79	1,80	1,80
Mo	0,22 a 0,28	0,24	0,25	0,24	0,25	0,25	0,25	0,24	0,27	0,25
Al	0,015 a 0,025	0,018	0,020	0,019	0,021	0,021	0,023	0,022	0,028	0,035
W	Não especific.	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01
V	Não especific.	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01
Ti	Não especific.	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005
Nb	Não especific.	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01
Co	Não especific.	0,010	0,010	0,010	0,010	0,010	0,010	0,010	0,010	0,010
Cu	< 0,35	0,13	0,13	0,13	0,13	0,13	0,13	0,13	0,11	0,11
P	< 0,010	0,006	0,007	0,009	0,006	0,006	0,007	0,008	0,007	0,008
S	< 0,010	0,006	0,006	0,005	0,005	0,005	0,005	0,007	0,005	0,005
N	Não especific.	0,0028	0,0018	0,0022	0,0022	0,0021	0,0027	0,0017	0,0015	0,0012
O ₂	Não especific.	0,0011	0,0011	0,0017	0,0020	0,0013	0,0010	0,0012	0,0012	0,0020

Obs. 1 – Pela SAE J404 a tolerância dos teores de carbono é de $\pm 0,03$ para cada teor nominal (4320, 4330,... 43100).

4.2- Ensaio de Microdureza Vickers (HV1)

Os resultados de microdureza HV1, obtidos como resposta ao ciclo de tratamento térmico descrito no item 3.3, são mostrados na figura 4.1 tendo como base os resultados constantes do Apêndice B.

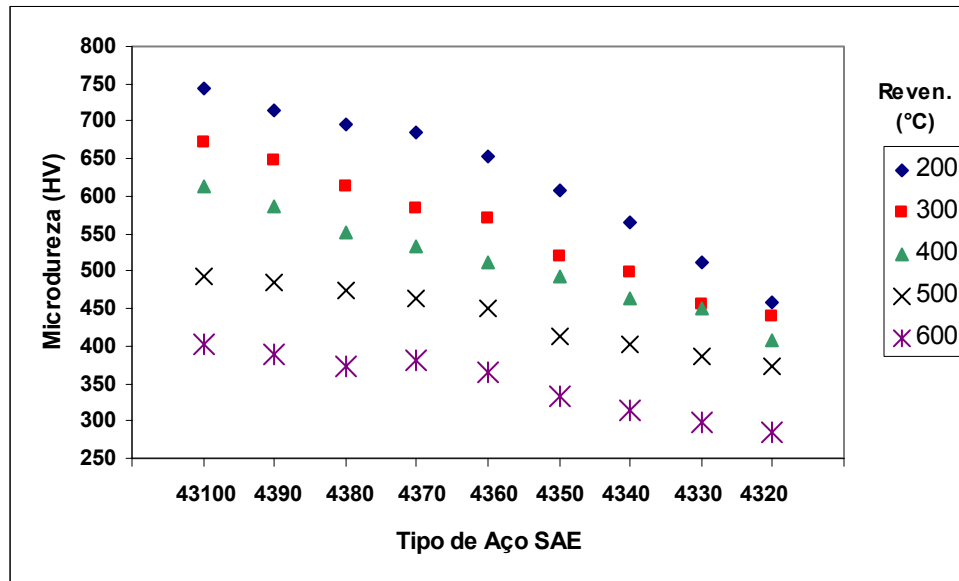


Figura 4.1 - Curva de distribuição de durezas de cada um dos aços como função das temperaturas de revenimento de 200 a 600 °C. Notar que os vários perfis se assemelham ao de uma curva de camada cementada.

As durezas das martensitas formadas por Fe-C, aumentam com o teor de carbono, como estudado por Bain em 1939 e apresentado por REED-HILL (1982), cujo perfil de dureza em função do teor de carbono é mostrado na figura 4.2. Os valores de dureza da figura 4.1 têm igual tendência de aumentar junto com o teor de carbono, mas são inferiores aos indicados na figura 4.2, pelo fato dos corpos de prova ser revenidos, e a referida figura considera dureza sem revenimento. O resultado da distribuição de dureza dos corpos de prova tem boa aproximação com a distribuição obtida para uma camada cementada real de 1,5 mm. Este resultado confere certa validade do modelo proposto, para avaliar a variação da tenacidade à fratura como função da dureza na camada cementada.

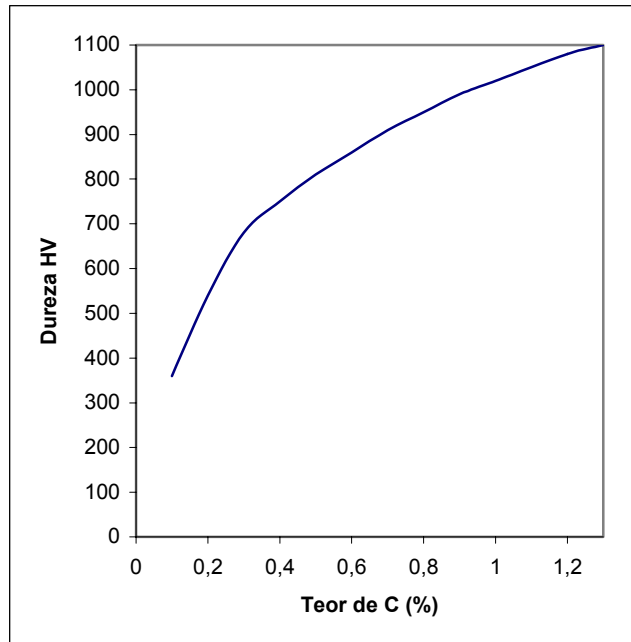


Figura 4.2- Dureza HV da martensita Fe-C em função do teor de C (adaptado de Bain, E.C., Functions of the alloying elements in steel, ASM, Cleveland, 1939 – Reed-Hill p.615)

4.3- Análise Metalográfica

4.3.1- Microinclusões

A tabela 4.2 abaixo apresenta os resultados de contagem de microinclusões dos aços estudados, executada em conformidade com a norma ASTM E45-05e1 método D, onde em uma amostra de cada tipo de aço foram medidos 320 campos com 100 X de ampliação, ou área de 160 mm². As inclusões são classificadas segundo séries Finas (F) e Grossas (G) nos seguintes tipos:

- Tipo A – sulfetos de manganês.
- Tipo B – alumina
- Tipo C – silicatos
- Tipo D – óxidos complexos globulares.

Tabela 4.2 – Resultados de contagem de microinclusões conforme ASTM E45-02 dos 9 tipos de aços estudados.

4320								
INDICE	A		B		C		D	
	F	G	F	G	F	G	F	G
0,5	42						18	
1	30						7	
1,5								
2								
55								
4340								
INDICE	A		B		C		D	
	F	G	F	G	F	G	F	G
0,5	59						23	
1	16							
1,5	24							
2								
85,5								
4360								
INDICE	A		B		C		D	
	F	G	F	G	F	G	F	G
0,5	54						32	
1	27						7	
1,5	5							
2								
65,5								
4380								
INDICE	A		B		C		D	
	F	G	F	G	F	G	F	G
0,5	37						9	
1	45							
1,5	9							
2	2							
81								
43100								
INDICE	A		B		C		D	
	F	G	F	G	F	G	F	G
0,5	61						14	
1	27							
1,5	7							
2								
72								
Obs.: Ao lado são apresentadas os comprimentos de cada índice de inclusão para cada uma das espessuras indicadas para inclusões Finas (F) e Grossas (G).								
4330								
INDICE	A		B		C		D	
	F	G	F	G	F	G	F	G
0,5	61						16	
1	34							
1,5	15							
2								
91								
4350								
INDICE	A		B		C		D	
	F	G	F	G	F	G	F	G
0,5	58						9	
1	49						1	
1,5	7							
2								
92,5								
4370								
INDICE	A		B		C		D	
	F	G	F	G	F	G	F	G
0,5	75						21	
1	36						3	
1,5	20							
2	1							
107,5								
4390								
INDICE	A		B		C		D	
	F	G	F	G	F	G	F	G
0,5	62						15	
1	46							
1,5	5							
2								
88,5								
Dimensões das inclusões (mm) indicadas na ASTM E45								
INDICE	A		B		C		D	
	F	G	F	G	F	G	F	G
Espessura	0,004	0,006	0,009	0,015	0,005	0,009	0,008	0,012
0,5	0,037		0,017		0,018		n=1	
1,0	0,127		0,077		0,076		n=4	
1,5	0,261		0,184		0,176		n=9	
2,0	0,436		0,343		0,320		n=16	
2,5	0,649		0,555		0,510		n=25	
3,0	0,898		0,822		0,746		n=36	

Em aços as inclusões não metálicas são indesejáveis por reduzirem a tenacidade à fratura dos mesmos, pois quando presentes em grande quantidade e com grandes dimensões, agem como descontinuidades dentro do material que favorecem o crescimento de trincas de fadiga. As inclusões nos aços estudados são constituídas apenas de sulfetos de manganês (tipo A) e óxidos globulares (tipo D). Não são observadas inclusões alinhadas de óxidos de alumínio (tipo B) ou de silício (tipo C), que por terem morfologia alongada (lamelar) agravariam o efeito de entalhe comprometendo o estudo proposto. Estes resultados de microinclusões comprovam que o processo de fusão sob vácuo foi adequado para obtenção de aços metalurgicamente limpos. O grau de limpeza revelado pelos materiais, pode ser explicado pelo critério de ERIKSSON (1975)

descrito no item 2.4, com base nos teores de Mn, S e O₂ constantes da tabela 4.1. Como entre os diversos aços o Mn varia de 0,69 a 0,73%, o S de 0,005 a 0,007% e o O₂ de 0,0011 a 0,0020%, é de se esperar por este critério que as inclusões de sulfetos ocupam de 0,004 a 0,006% do volume do material e as de óxidos, de 0,007 a 0,013%. Ou seja, do volume total das inclusões distribuídas dentro do material ocupam cerca de 0,013 a 0,019% do mesmo. Isto permite concluir que a matriz metálica de todas as amostras é bastante limpa. Deve ser considerado ainda que as inclusões de sulfetos não agem como nucleadoras de trincas de fadiga, como já discutido no item 2.4, e portanto podem ser desconsideradas. Como o nível de microinclusões ao longo da seção transversal do material é muito baixo, pode ser assumido também, segundo ERIKSSON (1975), que as trajetórias de crescimento das trincas de fadiga durante os ensaios não será afetado pelas mesmas.

Como, segundo ERIKSSON (1975) e CHAPETTI et al (2003) apenas as inclusões de óxidos irão influenciar no comportamento em fadiga dos materiais, cabe aqui outras considerações adicionais. Na tabela 4.2 verifica-se que o diâmetro máximo das inclusões de óxidos é em torno de 12 µm, e com base nos valores de microdureza HV mostrados na figura 4.1, através das equações (2.11) até (2.21) descritas por CHAPETTI et al (2003) e YANG et al (2006) verifica-se que os valores de ΔK_{th} devido à influência das microinclusões serão inferiores a 10 MPa.m^{1/2}, e semelhantes ao valor apresentado por PRESTON (1993) e LARSSON et al (1994). Como a finalidade deste estudo não é a determinação de valores de ΔK_{th} , então esta influência também pode ser desconsiderada.

4.3.2- Tamanho de Grão Austenítico e Microestrutura

Os tamanhos de grãos austeníticos foram medidos conforme ASTM E112-96(2004) e foi verificado em todos os aços 7 a 8 ASTM, resultado decorrente da grande deformação obtida no processo de laminação. Granulação fina e homogênea como esta é benéfica para as propriedades mecânicas analisadas neste trabalho (tração, fadiga e tenacidade à fratura). Caso tivesse ocorrido heterogeneidade de tamanho de grão entre os aços, ou ao longo da barra de um mesmo aço, por

exemplo, tamanho de grão 2 a 4 (grãos grossos), com tamanho de grão 4 a 6 (grãos medianos) e grãos 7 a 8 ASTM (grãos finos), haveria uma variável metalúrgica a mais que dificultaria o estudo aqui apresentado. Além disso, a existência de grãos grossos compromete as propriedades mecânicas fazendo com que as dispersões dos resultados aumentem, dificultado ainda mais a análise dos resultados. O fato de ser verificado praticamente o mesmo tamanho de grão austenítico em todos os aços, indica que as condições de aquecimento e deformação utilizadas no forjamento e na laminação foram adequadas à qualidade desejada para o material.

Os metais adquirem orientação preferencial de microestrutura em função de textura cristalográfica preferencial e bandejamento durante os tratamentos termomecânicos dos mesmos. Desse modo, os resultados de testes de avaliação da tenacidade à fratura e outras propriedades mecânicas dos metais trabalhados mecanicamente variam com a direção do corpo de prova em relação às direções do bandejamento dos mesmos. Esta anisotropia não pode ser desconsiderada na análise microestrutural e sua influência nas propriedades mecânicas finais. A distribuição e segregação de carbonetos foram avaliadas de acordo com a norma SEP 1520-98, que examina a estrutura e distribuição dos carbonetos nos aços por meio de diagramas. Amostras de cada um dos aços no estado temperado foi atacada com Nital 10% por uma hora, para que a matriz fique totalmente escura revelando a distribuição e forma dos carbonetos, revelando a existência e/ou severidade de algum bandejamento. O anexo I apresenta o diagrama da referida norma, onde para amostras temperadas devem ser utilizadas as colunas 6 e 7. No diagrama a melhor condição são as fotos 6.0-7.0, e a intensidade de segregação atinge o pior resultado nas fotos 6.9-7.9. As figuras 4.3 e 4.4 apresentam a avaliação da distribuição de carbonetos segundo essa norma. Para efeito de comparação, a norma da LIEBHERR (2003) LAT 1-9042 específica para trens de pouso de grandes aeronaves, exige resultados melhores que 6.1 e 7.2 para o aço SAE 4340, numa aplicação que é característica de grandes esforços de fadiga. Os resultados mostrados na tabela 4.1 são melhores que os especificados na norma LAT 1-9042, inclusive para o caso dos aços com carbono acima de 0,50% (desde o 4350 até 43100). Este resultado permite assumir que os lingotes deste são homogêneos quanto às possíveis influências de microsegregação de carbono de 0,20 (4320) até 1,00 (43100). Ou seja, pode ser assumido apenas o efeito intersticial do carbono.

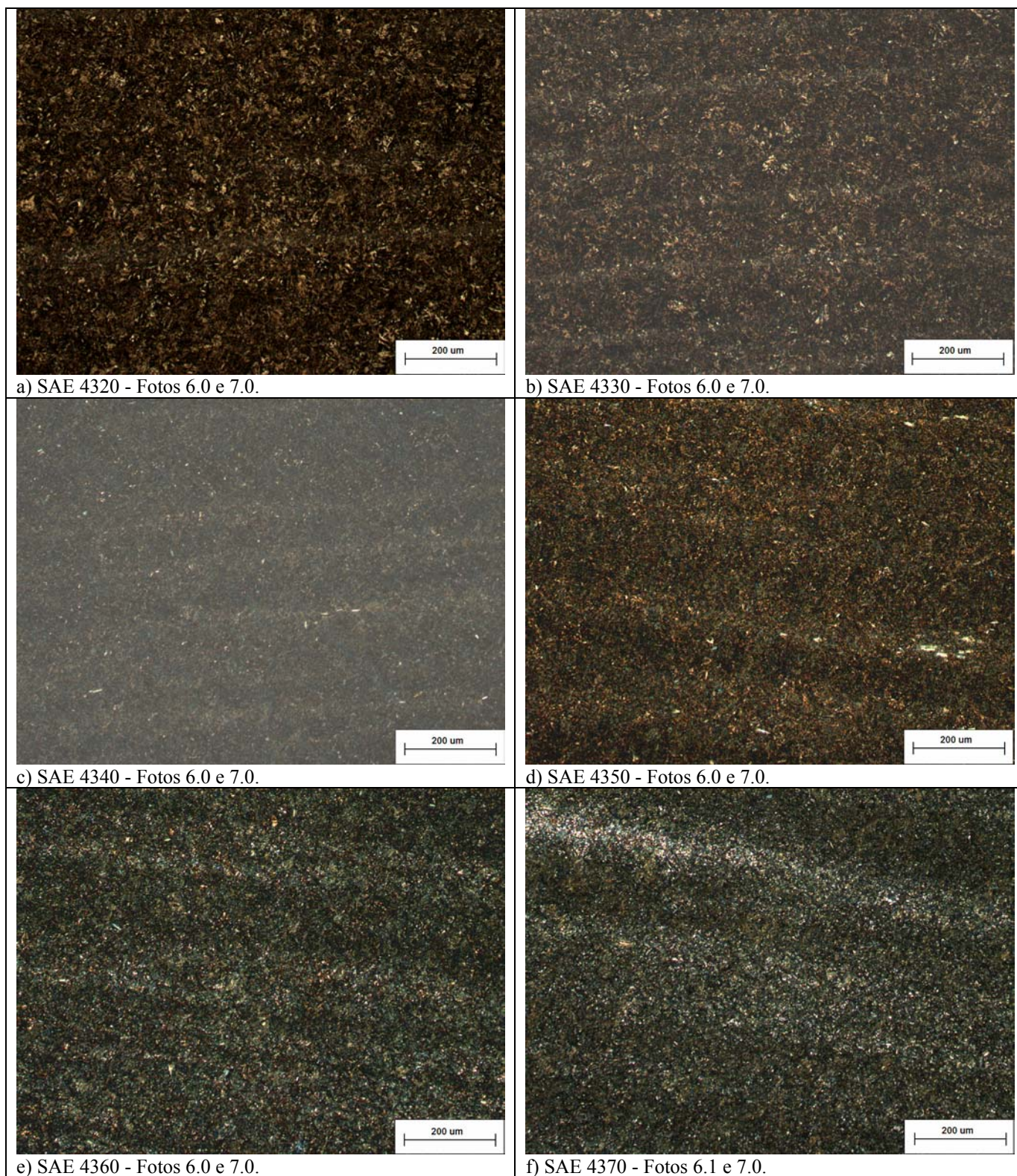


Figura 4.3 – Aços 4320 a 4370 com distribuição e segregação de carbonetos analisada conforme diagrama SEP 1520-98 apresentada no anexo I. Aumento 75 X – Ataque com Nital 10%.

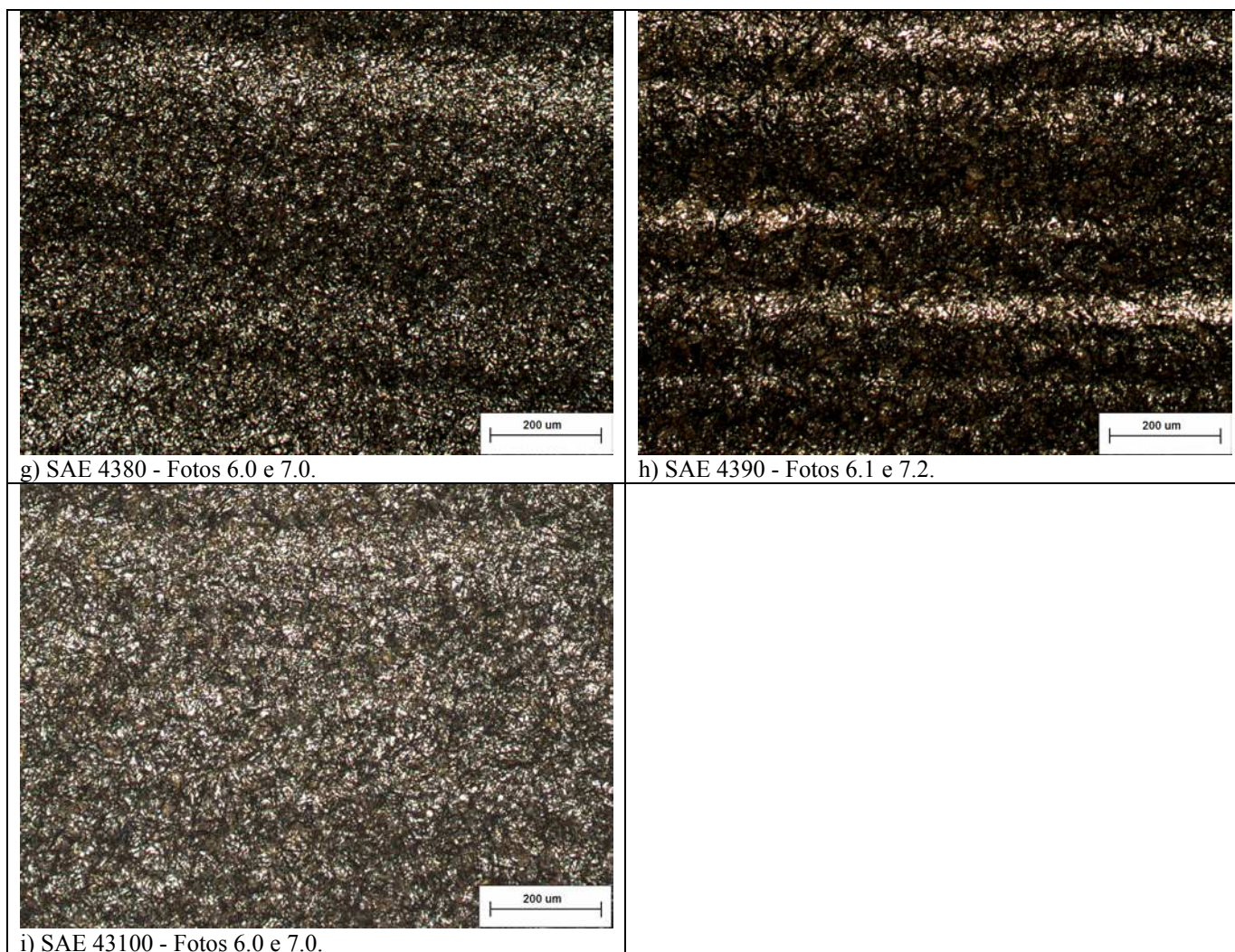


Figura 4.4 – Aços 4380 a 43100 com distribuição e segregação de carbonetos analisada conforme diagrama SEP 1520-98 apresentada no anexo I. Aumento 75 X – Ataque com Nital 10%.

Os resultados acima demonstram que a anisotropia do material é baixa pelos critérios existentes na norma SEP 1520-98, sugerindo que as influências destas anisotropias nas variações das propriedades mecânicas não serão tão significativas, para os 9 tipos de aço. Estes resultados comprovam que as condições de homogeneização de lingotes utilizada no item 3.1.2 foram adequadas à obtenção de baixos níveis de segregação e bandeamento. A figura 4.5 mostra que os aços estudados estão praticamente isentos de bandeamento, devido a efetividade do tratamento de homogeneização descrito no item 3.1.2, que foi aplicado nos lingotes.

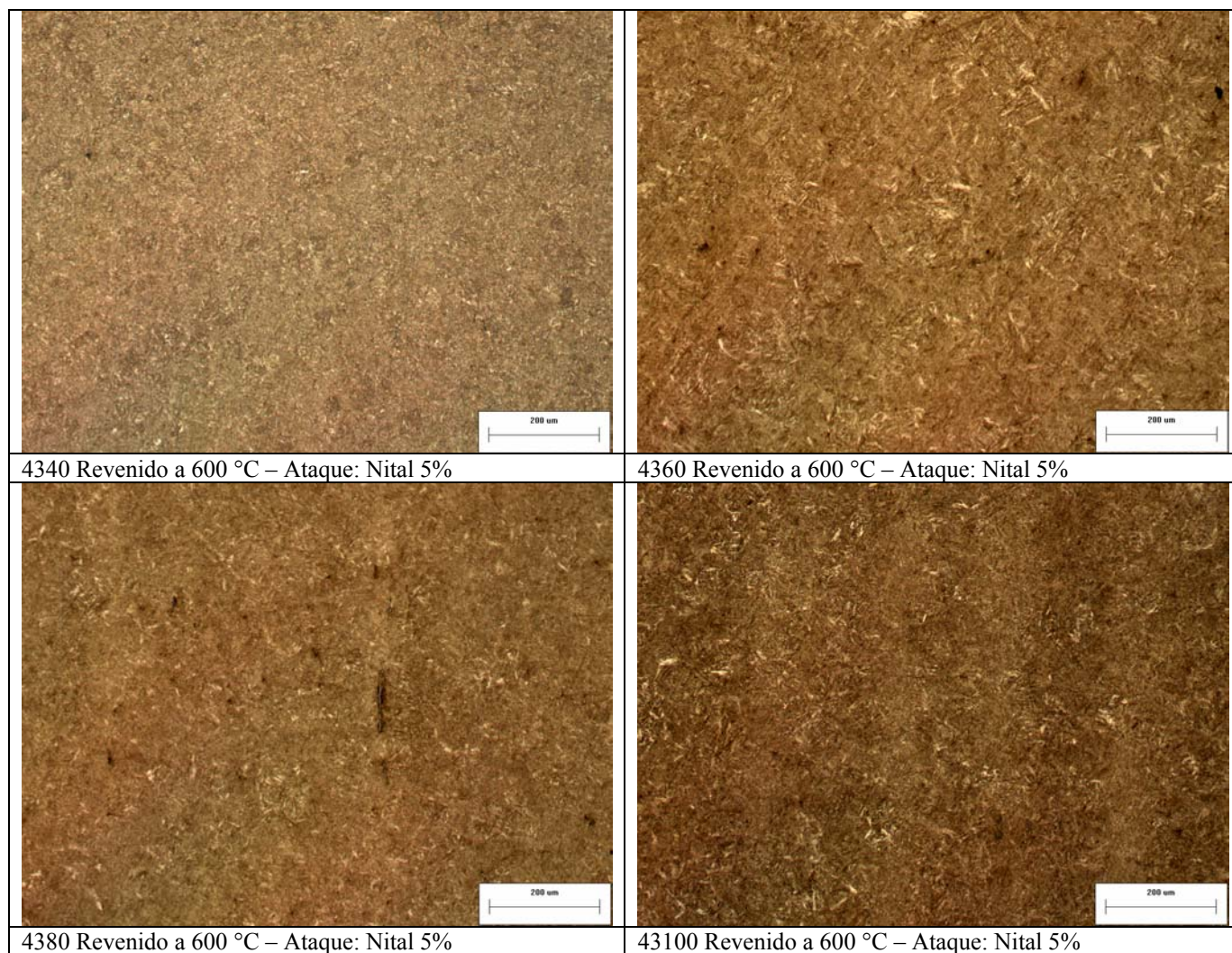


Figura 4.5 – Microestruturas de alguns dos aços estudados, mostrando que o bandeamento é extremamente baixo, como resultado da homogeneização dos lingotes.

Para esta pesquisa não havia a disponibilidade de meios para avaliar o teor dos constituintes formados no tratamento térmico dos corpos de provas, utilizou-se as equações de determinação das temperaturas de transformação do Atlas de ATKINS (1980) para cada um dos aços. A ocorrência de austenita retida na têmpera e sua transformação durante o revenimento são explicadas na figura 4.6. Notar que para teores de carbono acima de 0,5 % já haverá a ocorrência de austenita retida, pelo fato de não ter sido feito tratamento sub-zero em nitrogênio líquido a - 196 °C. Segundo RETI (2003) o tratamento criogênico além de diminuir o teor de austenita retida, por permitir que as baixas temperaturas M_F sejam atingidas, diminui também a resistência

à fadiga por flexão dos aços cementados. A razão para o decréscimo dessa propriedade mecânica estaria associada, com tensões residuais locais desenvolvidas pelo tratamento criogênico.

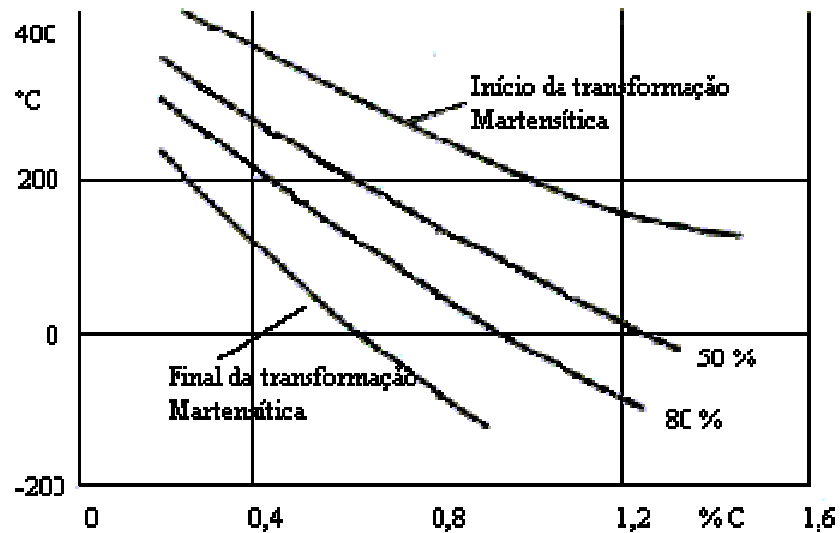


Figura 4.6 - Variação das temperaturas M_S e M_F em função do teor de carbono segundo Norma Bosch N67W 2.2 (1973)

Esse autor fez medições de microtensões de tração na austenita retida dos corpos de prova submetidos ao tratamento criogênico, e verificou que tensões compressivas continuam a desenvolver-se na martensita da camada cementada. Estas tensões de tração interagem com as tensões externas aplicadas na peça, gerando trincas durante carregamento cíclico. Tais conclusões concordam com as observações de KIM (1996), da SILVA et al (1996), OGATA (2002) e SHIN et al (2002), que estudaram os efeitos de austenita retida e tensões residuais. Por esse fato, as amostras dessa tese também não foram submetidas ao resfriamento em nitrogênio líquido.

Numa camada cementada é de se esperar que as temperaturas de transformações A_{C1} , A_{C3} , M_S , M_F , também variem em função do teor de carbono, resultando no resfriamento de têmpera em diferentes quantidades de constituintes e diferentes valores de dureza, como função da profundidade dessa camada cementada, tal como exemplificado na figura 2.10. Na simulação da camada cementada feita neste trabalho, através do uso de várias amostras de aços SAE 4320 a 43100, assumiu-se apenas a influência do teor de carbono, e as influências das variações nos teores dos elementos de liga, são assumidas como não significativas como já discutido em 4.1, e

feito por RETI (2003). Entretanto, mesmo assim é necessário avaliar como variam as temperaturas de transformação dos diferentes aços utilizados na simulação da camada cementada. ATKINS (1980) sugere que essas temperaturas variam conforme as equações (4.1) a (4.7), onde os símbolos químicos denotam os teores em porcentagem em peso (%) do elemento, sendo que para o cálculo abaixo considerou as médias dos teores relacionados na tabela 4.1. Os valores calculados são apresentados na tabela 4.3.

$$A_{C1} (°C) = 723 - 20,7.Mn - 16,9.Ni + 29,1.Si + 16,9.Cr + 290.As + 6,38.W \quad (4.1)$$

$$A_{C3} (°C) = 910 - 203.C^{1/2} - 15,2.Ni + 44,7.Si + 104.V + 31,5.Mo + 13,1.W \quad (4.2)$$

$$M_S (°C) = 539 - 412.C - 30,4.Mn - 17,7.Ni - 12,1.Cr - 7,5.Mo \text{ (exatidão de } \pm 13°C) \quad (4.3)$$

$$M_{10} (°C) = M_S - 10 \text{ (exatidão de } \pm 3 °C) \quad (4.4)$$

$$M_{50} (°C) = M_S - 47 \text{ (exatidão de } \pm 9 °C) \quad (4.5)$$

$$M_{90} (°C) = M_S - 103 \text{ (exatidão de } \pm 3 °C) \quad (4.6)$$

$$M_F (°C) = M_S - 215 \text{ (exatidão de } \pm 15 °C) \quad (4.7)$$

Tabela 4.3 – Temperaturas de transformação calculadas segundo Atkins (1980)

	Tipos de Aços e Respectivas Temperaturas de Transformação (°C)								
	4320	4330	4340	4350	4360	4370	4380	4390	43100
A_{C1}	699	699	699	699	699	698	698	700	699
A_{C3}	811	791	774	759	745	731	719	711	699
M_S	395	354	316	283	254	228	209	194	184
M₁₀	385	344	306	273	244	218	199	184	174
M₅₀	348	307	269	236	207	181	162	147	137
M₉₀	292	251	213	180	151	125	106	91	81
M_F	180	139	101	68	39	13	-6	-21	-31

Comparando-se as temperaturas calculadas na tabela 4.3, com as que foram utilizadas no ciclo de tratamento térmico descrito no item 3.3, verifica-se o seguinte:

- As temperaturas de cementação (920 °C) e têmpera (860 °C) são superiores às A_{C3} dos aços das amostras utilizadas, garantindo a total austenitização, o que é esperado para a formação de uma camada cementada real;
- O resfriamento de têmpera em óleo a 50 °C garante que as temperaturas M_S de todos os aços das amostras sejam ultrapassadas, dando início à transformação martensítica;

- A temperatura de 50 °C do óleo de têmpera, não permite que os aços de SAE 4360 até SAE 43100 ultrapassem M_F , restando nesses casos um volume de austenita retida não transformada. Com aplicação do duplo revenimento (item 3.3) consegue-se transformar a austenita retida remanescente em martensita, para as temperaturas de revenimento de 200 e 300 °C, até uma estrutura mesclada de martensita com presença de ferrita para temperaturas de revenimento superiores. O mesmo ocorre numa camada cementada, onde na superfície que tem teores elevados de carbono, há nas mesmas condições um remanescente de austenita retida. Esta, porém é transformada durante o revenimento. Como citado acima, os corpos de prova não foram submetidos a tratamento criogênico em nitrogênio líquido a -196 °C, para eliminação de austenita residual. A figura 4.6 mostra como varia M_S e M_F , em função do teor de carbono.

Assim sendo, o tratamento térmico aplicado nas amostras está de acordo com as diretrizes de UNTERWEISER (1987) definidas para a série de aços SAE 43xx e é uma boa simulação para o que ocorre na formação de camada cementada de um aço SAE 4320. A camada de cobre eletrodepositada permite às amostras serem submetidas apenas aos tratamentos de têmpera e revenimento, em condições tais que não ocorram descarbonetação, oxidação ou cementação superficial. A influência deletéria da oxidação ou descarbonetação sobre a resistência à fadiga da camada cementada, foi bem explicada no capítulo 2 com base no trabalho de PRESTON (1993). Como as amostras dos diversos aços SAE 4320 até 43100 em estudo têm teores de carbono que coincidem com alguns pontos do perfil de cementação como ilustrado na figura 1.1, permite supor que cada amostra foi retirada de uma dada posição do perfil cementado. Com a variação do teor de carbono da camada cementada, variam-se também as alterações volumétricas geradas na têmpera e como consequência há gradiente de tensões residuais que pode resultar em trincas na camada cementada. Segundo REED-HILL (1982), quando a austenita se transforma em martensita, há uma variação de volume que pode gerar tensões residuais e que dependendo da intensidade podem levar à ruptura. A temperatura de início de transformação martensítica M_S diminui com o aumento do teor de carbono, assim como a temperatura de final de transformação martensítica M_F como visto na figura 4.6. Para teores de carbono de 0,6%, a temperatura M_F é inferior à temperatura ambiente e para teores da ordem de 1,0% se faz necessário resfriar a peça com nitrogênio líquido a -196°C, para se completar a transformação martensítica, e mesmo assim

ainda persiste de 1 a 10% de austenita retida sem transformação. As temperaturas M_S e M_F de início e final de transformação martensítica respectivamente, são função do teor de carbono como mostrado na figura 4.6. Isso significa que ao longo da camada cementada, variam os valores de M_S e M_F , ocorrendo um maior volume de austenita retida na superfície de alto teor de carbono, diminuindo em direção ao núcleo, como mostra a figura 4.7 que mostra resfriamento de têmpera feito a 25 °C e a -196 °C.

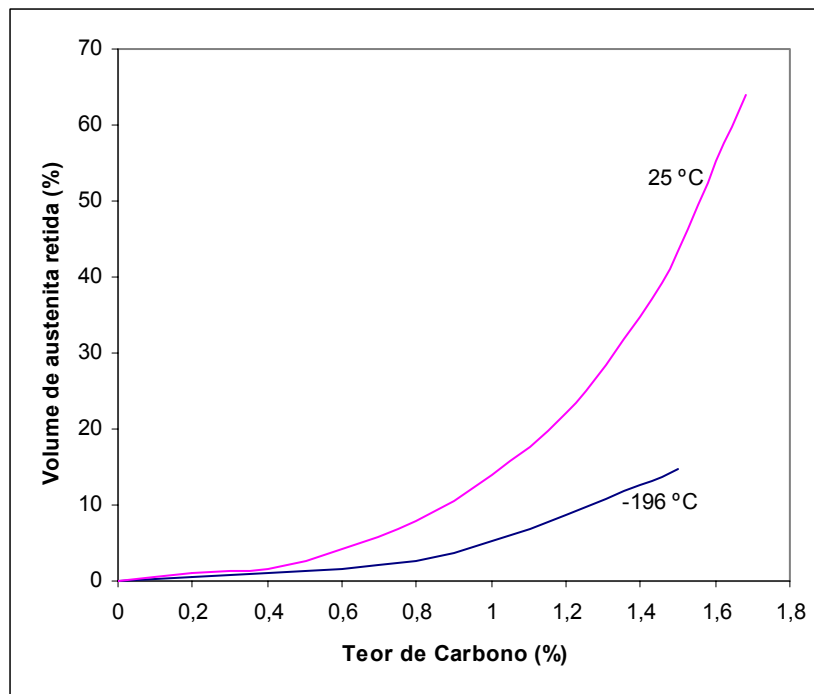


Figura 4.7 - Austenita retida no aço em função do teor de carbono e temperatura de resfriamento. Adaptado de Reed-Hill (1982) – Roberts, C.S.. Trans AIME , 197, 203. 1953.

REED-HILL (1982) cita também que as martensitas dos aços-carbono podem se formar a partir de duas reações, sendo uma a martensita na forma de ripas e a outra uma martensita lenticular que é internamente maclada. Uma maior concentração de martensita lenticular maclada é favorecida por temperaturas de transformação mais baixas, enquanto que na forma de ripa é favorecida por temperaturas mais altas. Como o aumento do teor de carbono abaixa a temperatura M_S , maiores teores de carbono tendem a ter grandes frações volumétricas da componente maclada, e com teores mais baixos os componentes em ripas. Isso significa que ao longo da camada cementada, na superfície externa com alto carbono (~1,0 %), predomina a martensita lenticular maclada, e à medida que se avança em direção ao núcleo, com a diminuição

do carbono, passa a predominar a martensita em ripas. Ou seja, uma camada cementada com espessuras da ordem de 1 a 1,5 mm, é formada por martensitas de morfologias heterogêneas.

Com o revenimento feito a 200 °C é possível a ocorrência apenas dos primeiro e segundo estágios do revenimento. Como não foi aplicado o tratamento criogênico, é de se esperar a existência de teores apreciáveis de austenita retida após a têmpera, como mostrado nas figuras 4.6 e 4.7, significando que a mesma será transformada em outro constituinte durante o revenimento. No primeiro estágio do revenimento, para teores de carbono inferiores a 0,2 %, o mesmo segrega nas discordâncias e nos contornos de ripas. Porém acima de 0,2 %, como explicado acima, diminui os locais de segregação para o carbono, e o mesmo passa a precipitar um carboneto ϵ , que se forma a partir da fração de carboneto não segregado nas discordâncias e nos contornos de ripas. Esse constituinte é uma nova fase, e não pode ser considerado como precipitação de cementita (Fe_3C). Como a quantidade desses carbonetos é função do teor de carbono, é de se esperar que ao longo de uma camada cementada, haja a diminuição desses carbonetos quando se avança para o interior da peça onde o teor de carbono é inferior a 0,2 %. Já no segundo estágio do revenimento, a austenita retida se transforma em bainita constituída de ferrita e carbonetos ϵ . Após completar estes dois estágios do revenimento, é extremamente difícil se diferenciar em microscopia ótica a martensita da bainita. A aparente semelhança entre a bainita formada no segundo estágio e a martensita obtida no primeiro estágio, é que ambas contêm carbonetos ϵ , mas têm matrizes diferentes. No terceiro estágio a temperaturas mais altas (acima de 250 - 300 °C), os carbonetos ϵ também se dissolvem e a martensita de baixo carbono se transforma em ferrita. A 400 °C os carbonetos em forma de bastão se dissolvem e formam precipitado esferoidal de cementita. As transformações também ocorrem na matriz ferrítica e entre 500 e 600 °C produz-se uma estrutura ferrítica acicular. A partir de 600 °C, esses grão de ferrita acicular se transformam em ferrita equiaxial. Essa transformação ocorre com maior dificuldade para teores mais altos de carbono, devido os carbonetos dificultarem os movimentos dos contornos de grãos da ferrita, e as agulhas não se transformam completamente em ferrita equiaxial. O resultado final do terceiro estágio do revenido é um agregado de grãos ferríticos equiaxiais contendo grande número de carbonetos de ferro esferoidais. Toda a evolução aqui descrita para as martensitas com teor de carbono de 0,2 e 1,00 % revenidas a 200, 400 e 600 °C respectivamente são mostradas nas figuras 4.8 e 4.9. A figura 4.8 mostra como que evolui a

martensita do aço 4320, ou seja, de baixo carbono nas 3 temperaturas. Nota-se que as diferenças morfológicas entre as microestruturas são pequenas. Por outro lado, a figura 4.9 mostra a evolução para o aço 43100, que corresponde ao alto teor de carbono. Neste caso verifica-se que a morfologia altera-se de forma bastante distinta nas 3 temperaturas sendo que a 600 °C a estrutura se aproxima muito da morfologia obtida para o outro extremo, que é o aço 4320.

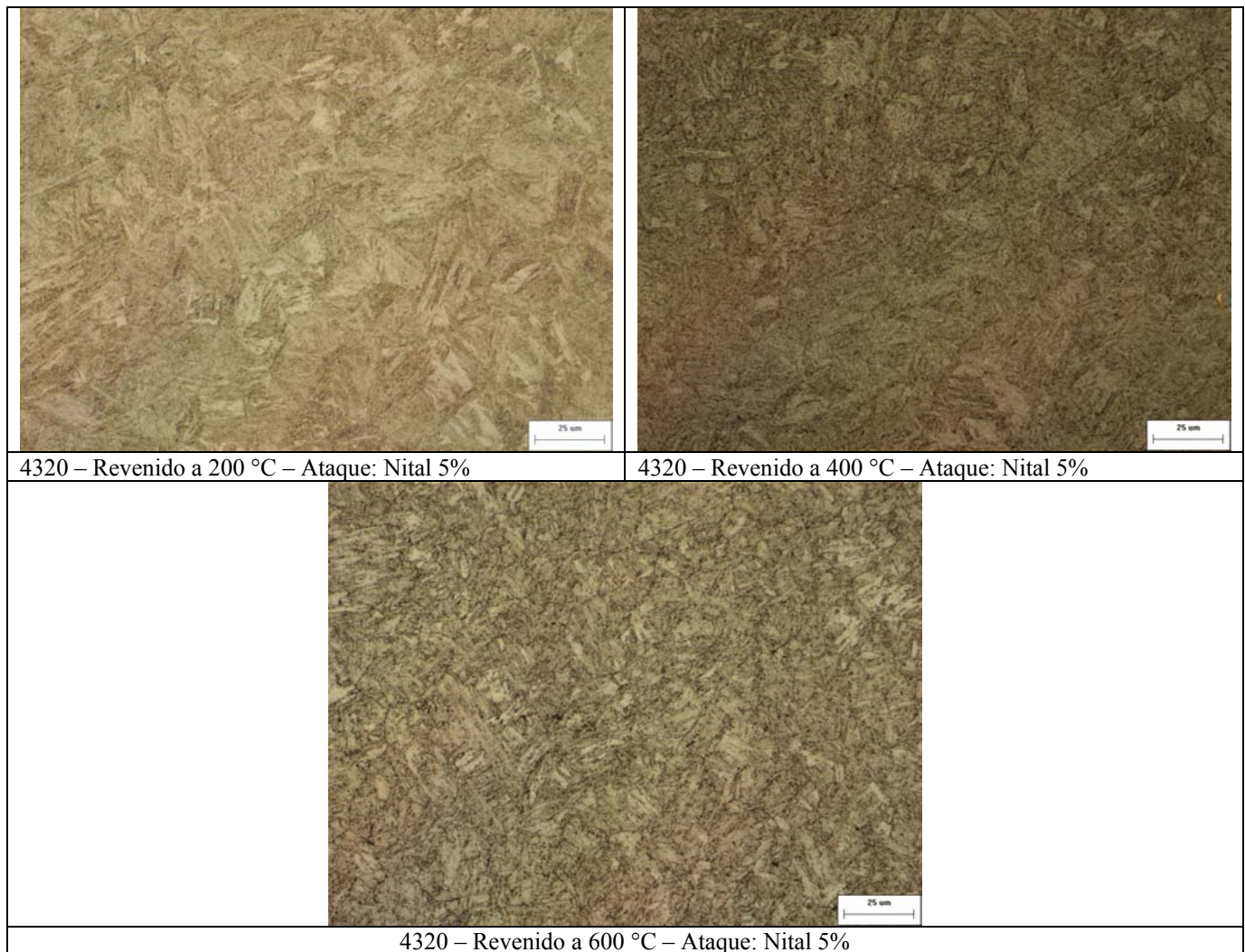


Figura 4.8 – Alterações morfológicas da martensita do aço 4320 revenido a 200, 400 e 600 °C.

As diferenças morfológicas verificadas entre ambos os aços quando revenidos a 200 °C e a tendência de se assemelharem quando revenidos a 600 °C justifica o comportamento que será mostrado nos itens 4.5 e 4.6 sobre tenacidade à fratura e propagação de trinca de fadiga. As

demais microestruturas para todas as condições metalúrgicas estudadas nesta tese, são apresentadas no Apêndice D.

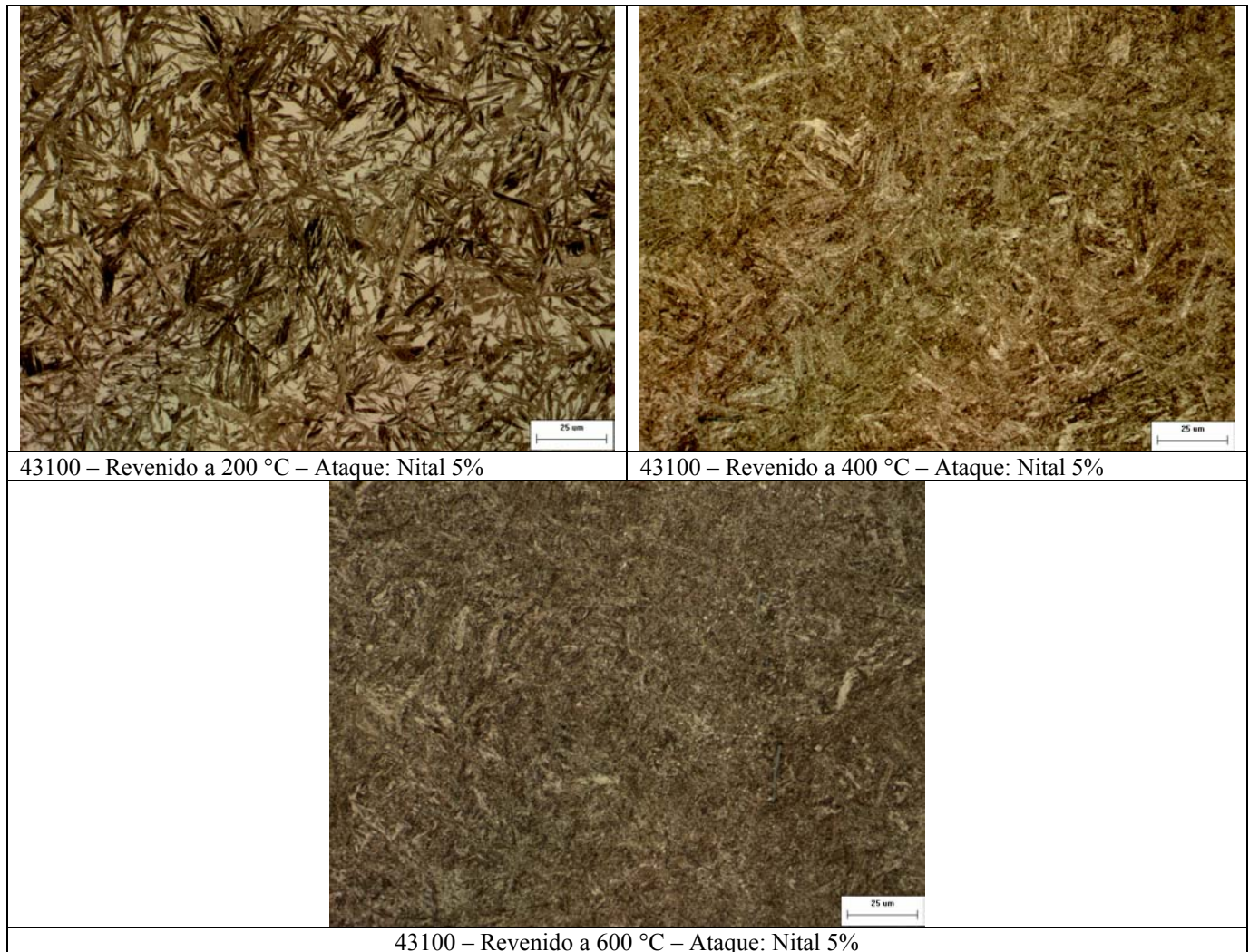


Figura 4.9 – Alterações morfológicas da martensita do aço 43100 revenido a 200, 400 e 600 °C.

4.4- Ensaios de Tração

Na tabela 4.4 são apresentados os resultados de resistência à tração e limite de escoamento obtidos para corpos de prova dos aços SAE 4320 a 43100 revenidos de 200 a 600 °C.

Tabela 4.4 – Resultados dos ensaios de tração para os aços SAE 4320 até 43100 revenidos de 200 a 600 °C.

	Temperaturas de Revenimento (°C)									
	200		300		400		500		600	
Aço SAE	RT (MPa)	LE (MPa)	RT (MPa)	LE (MPa)	RT (MPa)	LE (MPa)	RT (MPa)	LE (MPa)	RT (MPa)	LE (MPa)
4320	1543	1389	1474	1268	1352	1136	1222	1030	886	688
4330	1749	1644	1539	1247	1512	1331	1276	1086	932	730
4340	1959	1861	1699	1581	1566	1425	1337	1146	1001	794
4350	2116	2010	1784	1659	1684	1544	1375	1159	1073	881
4360	2295	2203	1978	1860	1749	1592	1512	1361	1188	1006
4370	2379	2308	2047	1904	1833	1686	1566	1430	1249	1083
4380	2421	2349	2139	2010	1902	1731	1612	1489	1226	1058
4390	2437	2388	2181	2072	2001	1855	1654	1488	1279	1130
43100	2521	2470	2227	2115	2139	2045	1684	1549	1337	1148

Os resultados aqui apresentados são destinados à verificação da validade do ensaio de tenacidade à fratura. O comportamento observado nos resultados é o mesmo já discutido no item 4.3 sobre microdureza. Estes ensaios foram realizados apenas para obtenção do Limite de Escoamento necessário ao cálculo da validade do K_{IC} no item 4.5. A figura 4.10 mostra como varia esta propriedade em função do tipo de aço e temperatura de revenimento. Verifica-se que o comportamento obtido é o mesmo apresentado na figura 4.1. Tais resultados estão também no Apêndice B.

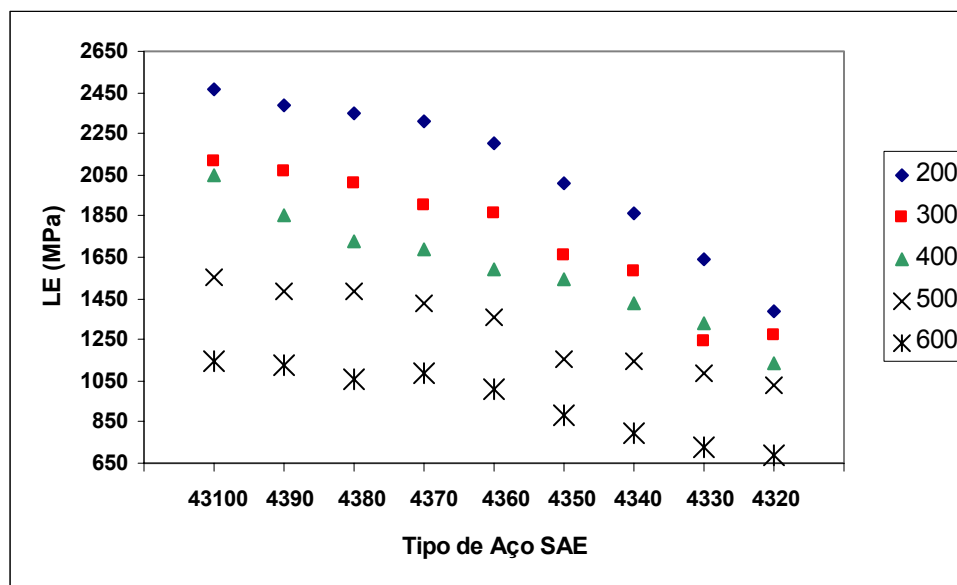


Figura 4.10 – Variação dos valores de limite de escoamento em função do tipo de aço e temperatura de revenimento.

4.5- Ensaio de Tenacidade à Fratura

A tabela 4.5 apresenta os resultados de K_Q calculados pela equação (3.4) e por meio da equação (3.5) verificou-se a validade de K_Q . Observou-se que são válidos como K_{IC} apenas para os valores de espessura abaixo de 7,5 mm que, pela tabela 4.6, corresponde a cerca de 50% dos resultados. Os resultados apresentados na tabela 4.5 e 4.6 demonstram que os valores K_{IC} são válidos apenas para os aços da tabela 4.6 cujas espessuras B inferiores a 7 mm, que estão na região sombreada da tabela. Para as demais situações têm-se o valor de K_Q para espessura acima de 7,5 mm. Considerando-se uma superfície cementada, que corresponde ao SAE 43100, em direção ao núcleo da peça (4320), alterna-se o campo de aplicação da fratura de Mecânica da Fratura Elástica Linear para Mecânica da fratura Elasto-Plástica. Pela tabela 4.6, verifica-se também que para se obter resultados válidos de K_{IC} para todas as condições desta tese, seriam necessárias barras com diâmetros de 39 até 227 mm, para atender os critérios da norma ASTM E399-06.

Tabela 4.5 – Resultados de K_Q obtidos para os aços estudados, nas 6 condições de revenimento.

Tipo de aço SAE	Resultados de K_Q (MPa.m ^{1/2}) em função dos tipos de aços e das temperaturas de revenimento				
	200 °C	300 °C	400 °C	500 °C	600 °C
4320	109	103,1	98,7	115,2	106,5
4330	110	98,7	105,2	118,4	108,3
4340	88,2	83,1	93,8	115,7	113
4350	50,3	56,8	79	100,5	110,9
4360	36,5	38,7	59,9	92	116,6
4370	31,1	34,2	52,6	81	105,5
4380	29	29,2	40,8	65,9	99,6
4390	31,2	26,7	36	66,8	93,6
43100	29,5	23,8	33,3	58,8	93,6

Os resultados de tenacidade à fratura que compuseram a tabela 4.5, foram analisados num Planejamento Fatorial com 9 tipos de aço e 5 temperaturas de revenimento. Utilizou-se os resultados de K_Q a serem discutidos no item 4.5. O Apêndice C apresenta tal análise onde é possível verificar que tanto o tipo de aço como as temperaturas de revenimento interferem nos resultados, e também que existe interação entre os tipos de aços e as respectivas temperaturas de revenimento. Por isso os resultados são discutidos considerando-se os diferentes tipos de aço revenidos numa mesma temperatura. Poderia também ter sido feito a análise nas condições de

mesmos tipos de aços revenidos em temperaturas diferentes. Mas esta segunda opção, apesar de correta, não permite analisar do ponto de vista de camada cementada como proposto nesta tese. Uma análise dos resultados considerando diferentes tipos de aços simultaneamente com e temperaturas diferentes fornecerá uma conclusão errada.

Isto seria totalmente inviável da forma como proposto nesta tese, devido ser necessário um lingote de diâmetro mínimo de 410 mm com cerca de 1000 kg, que implicaria num forno V.I.M. industrial para se fazer os lingotes do estudo num total de 9000 kg de lingotes.

Tabela 4.6 – Espessuras mínimas necessárias para que os resultados de K_Q da tabela 4.5 possam ser assumidos como K_{IC} . Apenas para os casos onde a espessura $B < 7,0$ mm (região sombreada) tem-se valores válidos de K_{IC} .

Tipo de aço SAE	Espessuras mínimas para validar os valores de K_Q ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) como sendo valores de K_{IC}				
	200 °C	300 °C	400 °C	500 °C	600 °C
4320	16	16,1	17,2	33,6	41,9
4330	13,8	14,3	16,4	30,4	41
4340	6,8	8,5	12,1	25,8	38,9
4350	1,9	3,1	8,4	18,4	32,1
4360	0,9	1,3	4,3	13,7	31,6
4370	0,6	1	2,8	9,6	21,8
4380	0,5	0,7	1,6	6,7	19,5
4390	0,6	0,6	1,3	5,4	17
43100	0,5	0,4	1,1	4,4	17,9

Estas novas condições acarretariam outros fatores metalúrgicos tais como diferenças na redução de laminação, refino de grão, barras com diferentes diâmetros, e consequentemente diferentes distribuições de inclusões e resposta ao tratamento térmico dos corpos de prova maiores, condições estas que seriam diferentes das adotadas neste trabalho e que dificultariam a análise por introduzir as variáveis de processo aqui citadas.

Pela tabela 4.5 podem ser observados os seguintes comportamentos nos resultados de K_Q :

1- Para os aços com teor de carbono 0,20 e 0,30 % os resultados de K_Q mostraram ser insensíveis às variações de temperatura de revenimento, tendo-se pequenas diferenças entre os valores. Isso talvez ocorra para estes aços, devido suas microestruturas serem constituídas de martensita de baixo teor de carbono, como já discutido no item 4.3.2;

2- Para os aços com teor de carbono de 0,40 a 1,00 % verifica-se que os resultados de K_Q aumentam significativamente com o aumento da temperatura de revenimento. Esse comportamento talvez esteja associado às alterações que sofrem as martensitas de carbono mais elevado, que se tornam mais tenazes à medida que são submetidas a temperaturas que permitam a ocorrência do segundo e terceiro estágios do revenimento, como descrito no item 4.3.2;

3- Como os valores típicos de ΔK_{th} dos aços variam de 4 a 10 MPa.m^{1/2}, é conveniente assumir que para um aço ter alguma tenacidade, seus valores de K_Q ou K_{IC} sejam superiores a 50 MPa.m^{1/2}. Quando os valores de K_Q ou K_{IC} são inferiores a esse valor, eles se aproximam de ΔK_{th} caracterizando um comportamento frágil do aço, onde torna-se difícil a obtenção de um crescimento estável de trinca de fadiga. Tal comportamento é percebido para os aços com carbono de 0,60 a 1,00 % com revenimentos feitos a 200, 300 e 400 °C, que talvez permitam que ocorra o primeiro estágio do revenimento. As diferenças entre os valores de K_Q entre os tipos de aços diminuem significativamente para revenimentos a temperaturas mais elevadas (500 e 600 °C) onde todos passam a ter boa tenacidade, e a 600 °C as diferenças entre os nove aços são muito pequenas. A figura 4.11 apresenta o gráfico de dispersão dos valores de K_Q para os aços em função da temperatura de revenimento. Pode ser visto que com o aumento da temperatura, os valores de K_Q dos aços mais duros tendem a aumentar se aproximando dos valores dos aços mais tenazes. E a 600 °C a dispersão se torna muito pequeno. Este tópico será mais bem discutido no item 4.6. A queda dos valores de K_Q observada nas temperaturas de 300 e 400 °C talvez esteja associada à Fragilidade de Revenido;

4- Verifica-se que os valores obtidos não apresentam uma ordem monotônica perfeita em suas distribuições ao longo das variações de teores de carbono e de temperatura de revenimento, como seria esperado para uma condição ideal. Isto ocorre porque, segundo HERTZBERG (1996) na região III da curva da/dN x ΔK , os valores de $K_{máx}$ e/ou K_{IC} apresentam uma dispersão natural maior, que justifica os resultados apresentados na tabela 4.5. A figura 4.12 mostra um gráfico em 3D dos resultados da tabela 4.5, correlacionando os valores de K_Q como função do tipo de aço e da temperatura de revenimento. Verifica-se que realmente os resultados são influenciados de forma monotônica pelo tipo de aço e condições de revenimento.

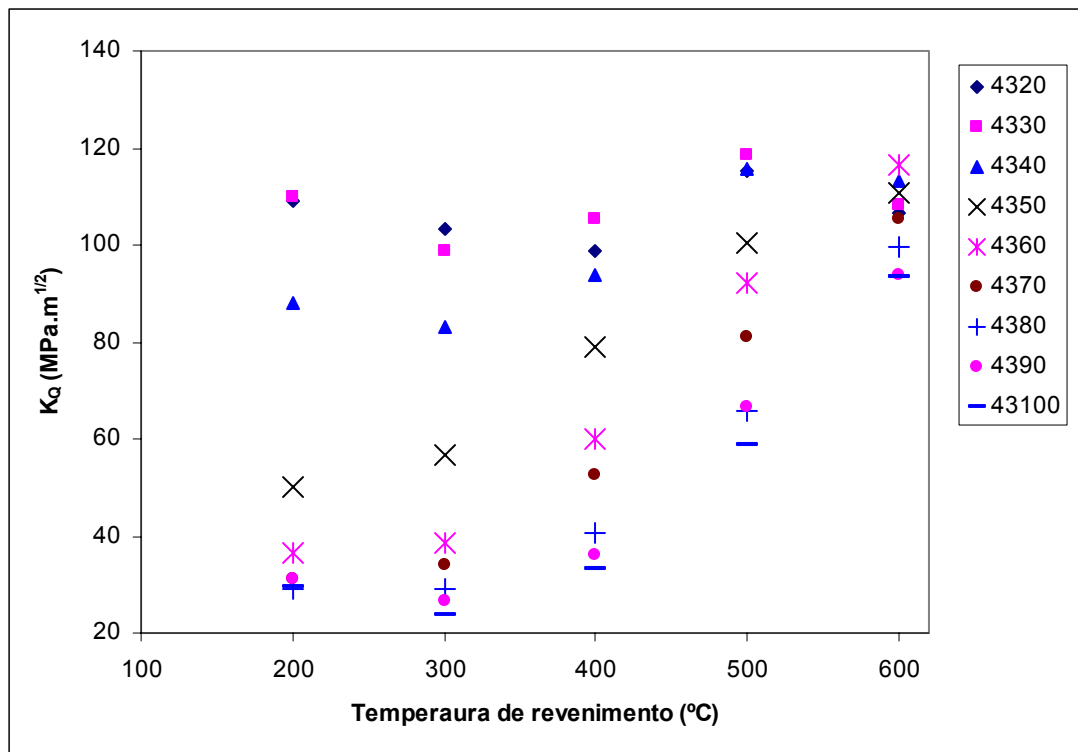


Figura 4.11 – Faixas de variações dos resultados de K_Q para a série de aços 43xx em função da temperatura de revenimento.

Nesta tese o aço SAE 43100 representa a superfície mais externa da camada cementada e pode ser que, antes de se atingir o comprimento inicial da trinca de fadiga especificado na norma ASTM E1820-06, talvez o comprimento crítico “ a_c ” da trinca seja ultrapassado para as condições de carregamento cíclico empregadas. E assim a trinca se propaga instavelmente coincidindo com as dificuldades relatadas nesta tese e pelos autores citados.

Com base nos resultados da tabela 4.5 associado à figura 4.13 verifica-se que uma trinca na camada cementada pode ser avaliada tanto pela MFEL como pela MFEP. A MFEL é aplicável na região onde se tenha K_{IC} válido, que nesta tese é representado pelo aço SAE 5140 que corresponde ao local da camada cementada em que o teor de carbono é 0,40%. E a MFEP é aplicável onde se têm os valores de $CTOD_C$ definidos e que nesta tese inclui os quatro aços estudados, o que corresponde ir da superfície em direção ao núcleo.

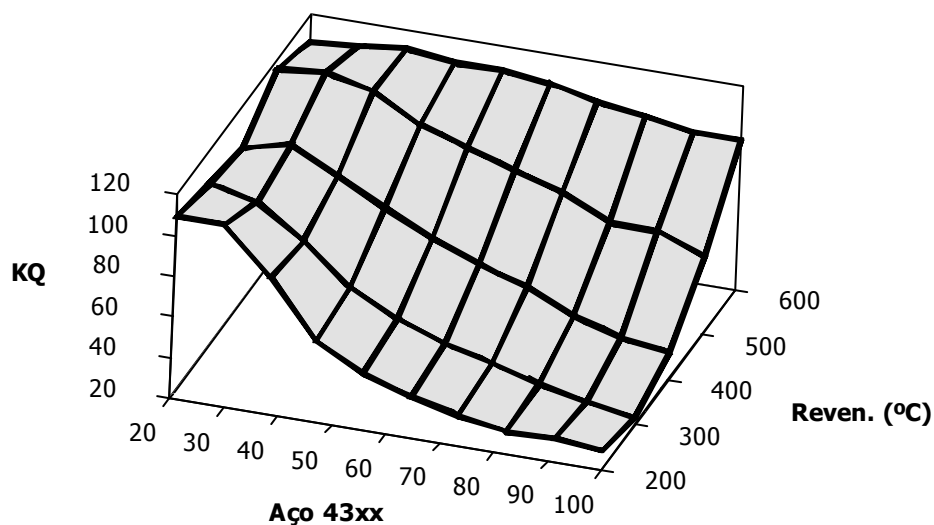


Figura 4.12 – Gráfico 3D dos valores de K_Q da tabela 4.5 mostrando o comportamento monofônico dos resultados.

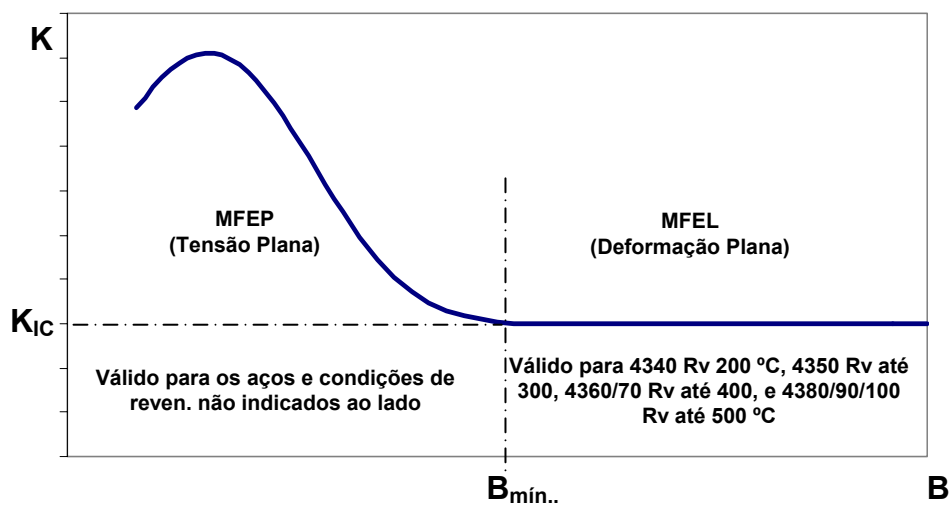


Figura 4.13 – Regiões de aplicação da MFEP e MFEL, e caracterização de cada aço nas condições da tabela 4.5.

Fundamentado nas considerações acima, aparentemente não se tem dificuldades ou inconsistências na interpretação dos valores, que são coerentes com o comportamento esperado

de diminuição dos valores de K_{IC} e CTOD quando se aumenta o teor de carbono e consequentemente a microdureza na posição em questão dentro da camada cementada.

4.6- Ensaio de Propagação de Trinca por Fadiga

A curva de propagação de trinca como apresentada na figura 4.14 pode ser dividida em três regiões distintas as quais HERTZBERG (1996) descreve o seguinte:

I - Propagação muito lenta da ordem de parâmetro de rede por ciclo. Abaixo de ΔK_{th} não ocorre nucleação e propagação da trinca; porém, esse parâmetro é influenciado pela microestrutura, tensão média e meio ambiente;

II – Propagação segundo a equação de Paris, havendo pequena influência da microestrutura, tensão média, meio ambiente e espessura do corpo de prova;

III – Região de propagação instável da trinca onde se tem grande influência da microestrutura, tensão média e espessura e pequena influência do meio ambiente. Os micromecanismos de fratura variam segundo a microestrutura (alveolar, clivagem, intergranular, etc). Nesta região o $K_{máx}$ é aproximadamente o mesmo valor de K_{IC} , mas tal gráfico não permite determinar com exatidão esse valor. Este valor é verificado na tabela 4.5 e figuras 4.15 e 4.19.

Conforme proposto por HERTZBERG (1996) há uma maior influência das variáveis metalúrgicas na propagação de trinca por fadiga para altos e baixos níveis de ΔK , que na figura 4.14 corresponde às regiões I e III. Segundo o autor, para taxas intermediárias de crescimento, que correspondem à região II da figura, variáveis metalúrgicas tais como condições de deformação a quente, orientações preferenciais da microestrutura (bandeamento) e limite de escoamento não tem efeito pronunciado nas taxas de propagação de trinca por fadiga de alumínio e aços liga, isto é, a região II é insensível às variações microestruturais. Ele cita que em muitos casos, a transição de uma estrutura sensível para uma insensível ao comportamento do crescimento da trinca é associada com uma concomitante transição dos mecanismos de fratura.

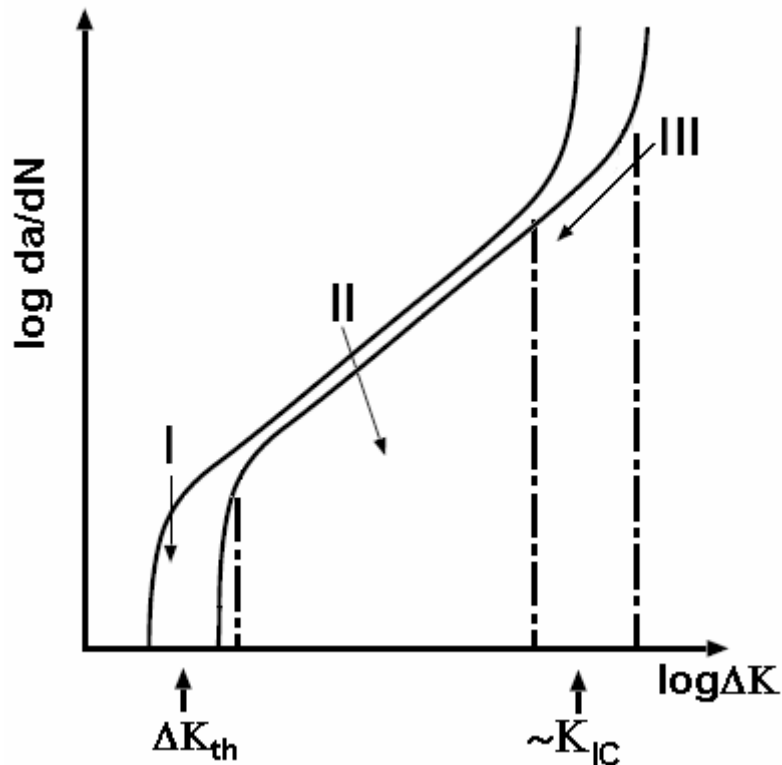


Figura 4.14 – As maiores influências das variáveis metalúrgicas no crescimento de trinca de fadiga segundo HERTZBERG (1996), são observadas para baixos e altos níveis de ΔK . A região II aparentemente é insensível às variações metalúrgicas.

E que nas fractografias a presença de regiões com fratura intergranular é comum nos aços de baixo e alto carbono, em aços de alta resistência, nas microestruturas compostas por ferrita, bainita, martensita e austenita. HERTZBERG (1996) baseou-se no trabalho de HEISER e HERTZBERG (1971) que apresentaram duas conclusões conflitantes. A primeira é que a dependência das curvas $da/dN \times \Delta K$ é sensível aos constituintes microestruturais e orientação dos planos de fratura. A segunda é que para um dado valor de ΔK , não há diferença significativa nas taxas de crescimento de trinca (da/dN) comparando-se estruturas de martensita-ferrita e perlita-ferrita, enquanto que a taxa de crescimento de trinca decresce com o incremento da temperatura de revenimento. E ainda, que para interpretar esse comportamento, os autores sugeriram que o processo de fratura de fadiga constitui de uma soma de diversos micromecanismos diferentes de fratura, tais como formação de estrias de fadiga e fratura rápida de inclusões ou outros microconstituintes frágeis em regiões localizadas. Os autores informam que o aço estudado tinha alto nível de inclusões, que talvez tenha influenciado nos resultados obtidos, sugerindo a necessidade de pesquisas com aços mais limpos em termos de inclusões.

As figuras 4.15 a 4.19 mostram os resultados obtidos nesta tese para $da/dN \times \Delta K$ e que têm comportamento diferente do mostrado na figura 4.14. A figura 4.14 generaliza um comportamento comum para todos os aços mesmo para valores diferentes de limite de escoamento. Talvez o autor tenha tido esta interpretação pelo fato de terem estudado apenas um tipo de aço com poucas diferenças metalúrgicas e revenido a altas temperaturas. Como o limite de escoamento influencia os resultados de tenacidade à fratura, a afirmação feita pelo autor que esta propriedade não influi na nos resultados de $da/dN \times \Delta K$, intuitivamente parece não fazer sentido. Verifica-se na sequência das figuras citadas que apenas as condições de revenimento a 500 e 600 °C têm semelhança com a figura 4.14, o que justifica a afirmação acima sobre a validade da figura 4.14. Os valores de ΔK e K nas figuras 4.14 até 4.22 têm a unidade $N/mm^{1,5}$ pelo fato desta ser o padrão no programa MTS Teststar utilizado. Para se obter os valores em $MPa.m^{1/2}$ os valores dos gráficos devem ser divididos por 31,6.

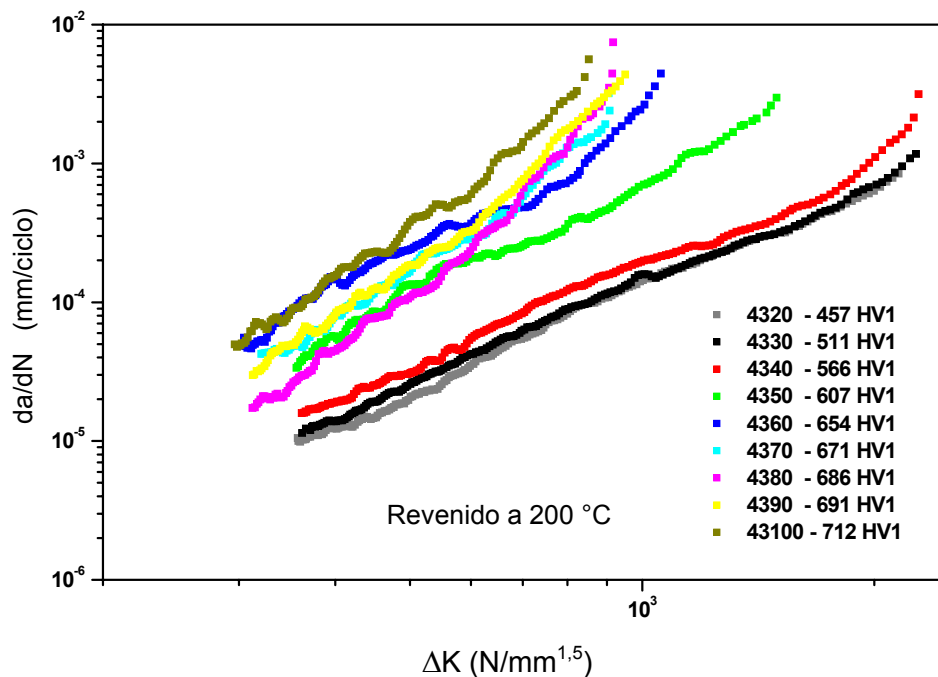


Figura 4.15 – Curvas $da/dN \times \Delta K$ para os aços 4320 até 43100 revenidos a 200 °C. As microdurezas Vickers variam segundo uma camada cementada revenida a 200 °C, podendo esta figura ser utilizada nas análises dessas camadas.

O objetivo principal desta tese é estudar o comportamento dos valores de K_Q e K_{IC} como já feito no item 4.5, e também o comportamento da região II da curva $da/dN \times \Delta K$ mostrada na figura 4.14, completando a lacuna deixada por HERTZBERG (1996). As figuras de 4.15 até 4.19, mostram as séries de curvas obtidas para os nove aços em cada uma das temperaturas de

revenimento. Verifica-se que as inclinações e espaçamentos das retas definidas pelas equações do tipo da equação (4.10) abaixo:

$$\log \frac{da}{dN} = m \cdot \log \Delta K + \log C \quad (4.10)$$

variam de aço para aço, entre as condições de revenimento. Este comportamento não foi contemplado na proposição de HERTZBERG (1996), mostrada na figura 4.14, de que a região definida por esta equação é insensível às variações metalúrgicas.

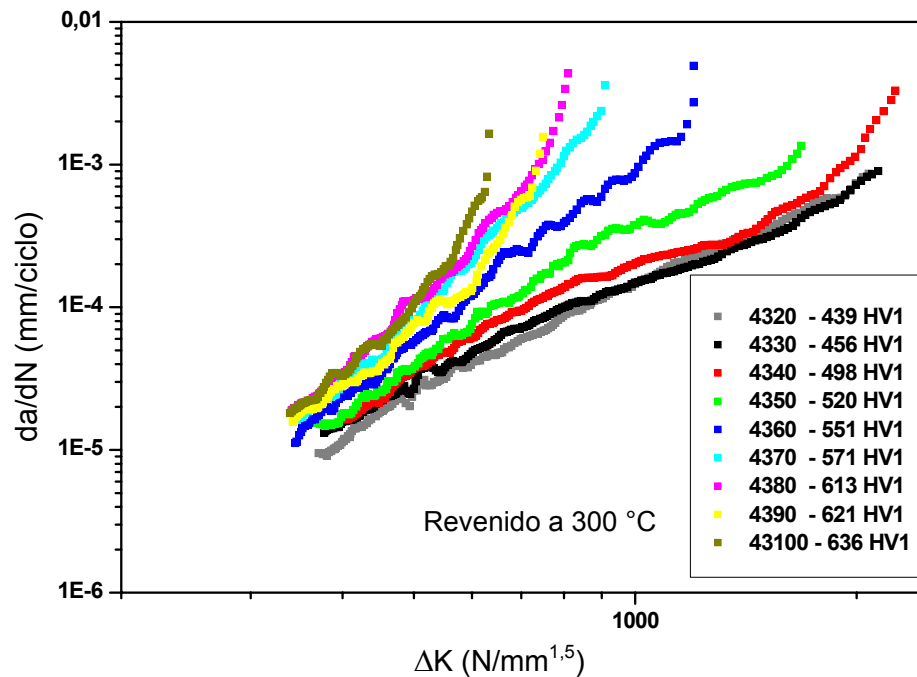


Figura 4.16 - Curvas da/dN X ΔK para os aços 4320 até 43100 revenidos a 300 °C, com os respectivos valores de microdureza Vickers.

Essas diferenças observadas nas figuras 4.15 a 4.19 só foram possíveis de serem detectadas, devido ao baixo nível de inclusões dos aços fabricados em forno à vácuo, à quase inexistência de bandejamento e distribuição de carbonetos otimizada, como já discutido nos itens 4.3.1 e 4.3.2. Verifica-se nos cinco gráficos que se tem um feixe de retas concorrentes, cruzando-se possivelmente na região correspondente aos valores de ΔK_{th} . Para as temperaturas de revenimento mais baixas, as inclinações das retas que são os valores de m na equação (4.10), aumentam com o teor de carbono, devido ao aumento da fragilidade dos aços no mesmo sentido.

Assim, para um mesmo valor de ΔK aplicado, os aços de mais baixo carbono (4320, 4330,...) terão menores valores de taxa de propagação de trinca (da/dN) que os aços com carbono mais alto (4360,...43100). Isso talvez ocorra devido aos aspectos microestruturais discutidos no item 4.3.2 que mostra as diferenças existentes entre as várias martensitas em função do teor de carbono, com efeito, mais significativo para as condições onde ocorreu apenas o primeiro estágio de revenimento, ou seja, aços com mais alto teor de carbono.

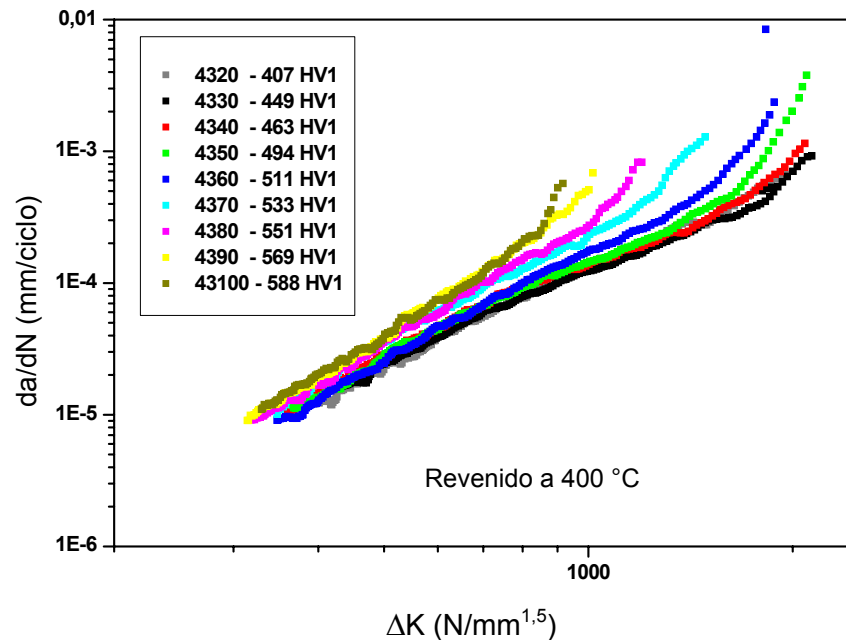


Figura 4.17 - Curvas da/dN X ΔK para os aços 4320 até 43100 revenidos a 400 °C, com os respectivos valores de microdureza Vickers.

O Apêndice B apresenta todos os valores calculados dos parâmetros m e C da equação (4.10) para todas as condições apresentadas nas figuras 4.12 a 4.16. O Apêndice E desta tese contém todas as 45 curvas da/dN x ΔK dos 9 aços nas 5 temperaturas de revenimento, onde é possível colher informações específicas de cada uma das condições estudadas. Tal acervo permite analisar o comportamento de aços de baixa liga com teores de carbono de 0,20 a 1,00 % em toda faixa de temperatura de revenimento dos aços de construção mecânica.

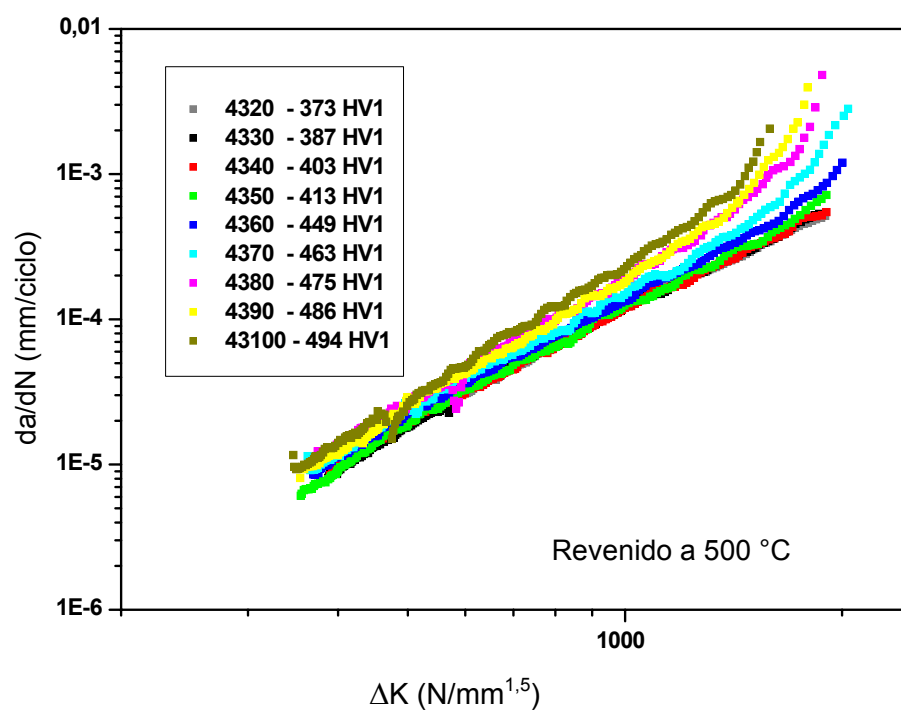


Figura 4.18 - Curvas da/dN X ΔK para os aços 4320 até 43100 revenidos a 500 °C com os respectivos valores de microdureza Vickers.

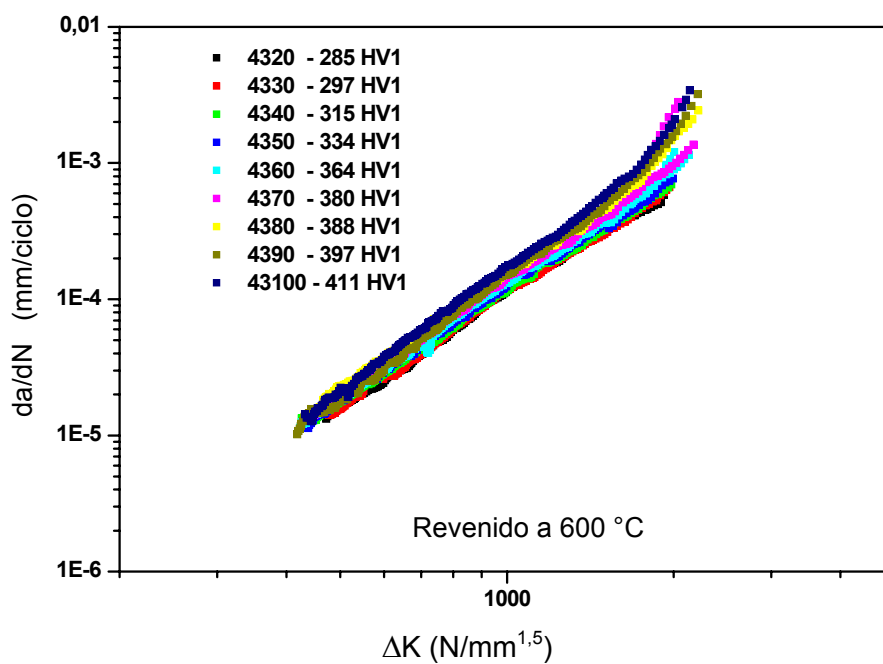


Figura 4.19 - Curvas da/dN X ΔK para os aços 4320 até 43100 revenidos a 600 °C, com os respectivos valores de microdureza Vickers.

As figuras 4.15 a 4.19 bem como os dados do Apêndice E talvez possam ser extrapolados para outros aços de baixa liga para construção mecânica (por exemplo, SAE 41xx, 51xx, 86xx, 93xx), desde que garantidas as condições metalúrgicas decorrentes baixos teores de impurezas químicas, nível de inclusões, bandejamento e distribuição de carbonetos já discutidas nos itens 4.1, 4.3.1 e 4.3.2.

Tal proposição é fundamentada em REED-HILL (1982), segundo o qual um fato prático muito importante sobre a dureza da martensita dos aços é que, em todos os chamados aços de baixa liga (menos de cerca de 5% de elementos de liga), a dureza da martensita pode ser admitida como dependente apenas da concentração de carbono.

E a conclusão mais importante é que este trabalho completa o entendimento até agora existente sobre a região II da curva $da/dN \times \Delta K$ (ver figura 4.14) proposto por HERTZBERG (1996) de que não haveria uma maior influência das variáveis metalúrgicas na propagação de trinca por fadiga naquela região, onde variáveis metalúrgicas tais como limite de escoamento, condições de deformação a quente, orientações preferenciais da microestrutura (bandejamento) não teriam efeito pronunciado nas taxas de propagação de trinca por fadiga. Constata-se que as variáveis metalúrgicas influem no comportamento das curvas $da/dN \times \Delta K$ dessa classe de aços.

Para os aços com carbono acima de 0,50% revenidos nas temperaturas mais baixas (200 e 300 °C) houve grande dificuldade em obter o crescimento estável de trincas de fadiga. Esta dificuldade confirma as conclusões dos autores OBATA et al (1991) que analisaram a questão com base em emissão acústica, PRESTON (1993), LARSSON et al (1994), MASUAYAMA et al (2002) e FARFÁN et al (2004), que em suas pesquisas também registraram dificuldades na obtenção de trinca de fadiga com crescimento estável em camada cementada. Segundo NAGAMURA (1994) o mecanismo adotado para explicar a dificuldade de propagação da trinca de fadiga é a possibilidade da ocorrência probabilística ou aleatória dos fatores:

- Fratura por clivagem dos carbonetos;
- Fratura transgranular dos grãos de martensita;
- Fratura alveolar também observada para os aços com $C > 0,50 \%$ pode estar associada ao arrancamento de carbonetos durante a fratura e não devido à ductilidade.

Isso porque a martensita e cada carboneto estão expostos às mesmas tensões. Depois da trinca crescer por fadiga e atingir a fronteira que separa a camada cementada do material base, a microestrutura modifica-se de uma região predominante de carbonetos precipitados, para uma predominante de martensita sem carbonetos. Nas fractografias das regiões de fadiga dos aços com carbono acima de 0,50% predominam as fraturas intergranulares, que segundo RETI (2003) são associadas à iniciação de fadiga intergranular nos contornos de grãos austeníticos originais, na presença de estruturas compostas por carbonetos e fósforo. Ambas sendo regiões extremamente frágeis que dificultam a propagação estável da trinca. Tal fato é comprovado com a ocorrência de trincas secundárias para os aços em condições mais frágeis, como será discutido no item 4.7.

A proposta de ERDOGAN (2002) para redução da fragilidade de aço cementado através de têmpera feita a partir de temperatura entre Ac_1 e Ac_3 do material base, é muito interessante do ponto de visto de componente como um todo. Porém aqui no modo como foi feita a pesquisa, aplicando-se o tratamento de ERDOGAN (2002), obter-se-ia maior tenacidade para os aços SAE 4320 a 43100, e que não apresentariam grandes dificuldades na posterior obtenção da trinca por fadiga, determinação da tenacidade a fratura e curvas $da/dN \times \Delta K$. E por se tratar de materiais mais tenazes pelo fato da microestrutura ser composta de martensita revenida e ferrita, talvez as curvas obtidas seriam semelhantes as das figuras 4.18 a 4.20, com conclusões muito próximas as obtidas por HERTZBERG (1996) e HEISER e HERTBERG (1971). A proposta de LARSSON et al (1994) para análise de camada cementada através do diagrama de Kitagawa modificado é plenamente viável, pois pelo método aqui descrito, consegue determinar como o tamanho crítico de trinca varia ao longo da camada cementada. A metodologia de SADANANDA (2003) pode ser aqui também estendida, porém para se traçar um “mapa de trajetória de trinca”, demandaria uma grande quantidade de corpos de prova, meios ambientes diferentes, o que pode resultar em tempo e custo elevados. A metodologia para determinação metalográfica do CTOD crítico proposta por Pardoen (2000), no caso desta tese pode ser aplicada aos aços com K_Q acima de 100 MPa.m^{1/2}.

Os valores de ΔK e $K_{\max}$ obtidos nos ensaios de crescimento de trinca de fadiga foram analisados através da “Abordagem Unificada” de SADANANDA (2003) fazendo-se os chamados “mapas das trajetórias de crescimento de trinca”. A análise foi feita considerando-se igualmente os 9 tipos de aços nas 5 condições de revenimento já descritas anteriormente. As curvas mostradas nas figuras 4.20, 4.21 e 4.22 referente aos revenimentos feitos a 200, 400 e 600 °C respectivamente, demonstram que pelos critérios desse autor, as condições de crescimento de trinca de fadiga são livres de interações com o meio ambiente, tais como presença de H_2 , umidade, corrosão sob tensão estando muito próxima da inclinação de 45 ° que caracteriza fadiga pura, como já explicado nas figuras 2.17 até 2.20.

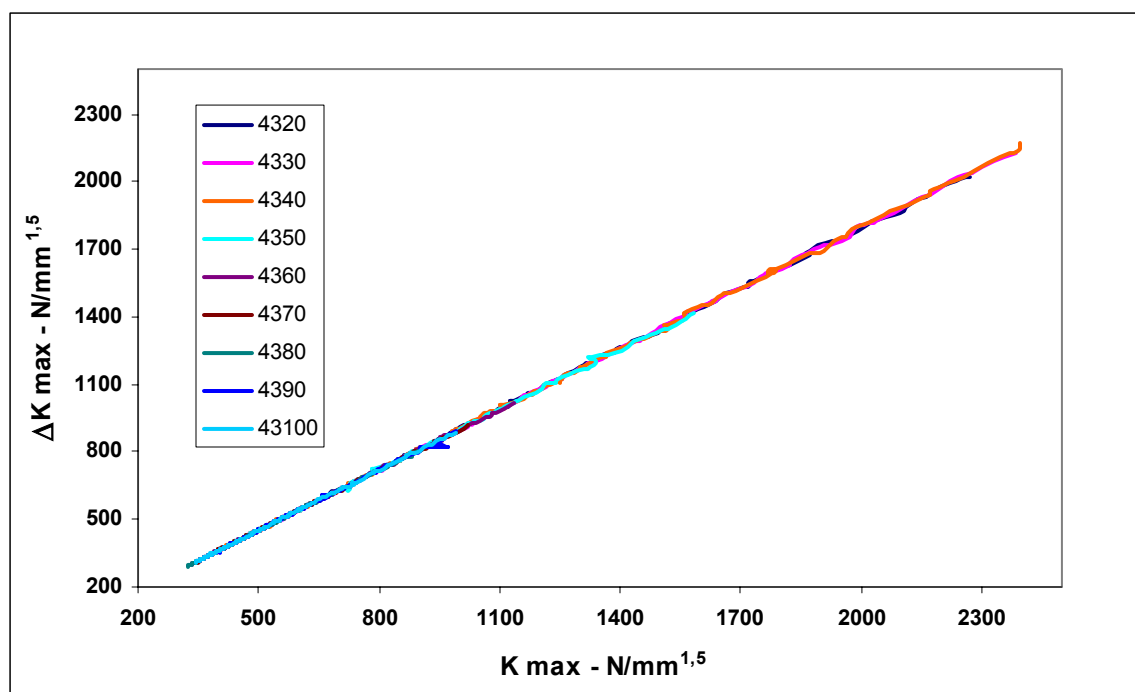


Figura 4.20 – Mapa da trajetória do crescimento de trinca para os aços 4320 até 43100 revenidos a 200 °C.

As curvas correspondentes aos revenimentos a 300 e 500 °C não apresentadas tem o mesmo aspecto. Tal fato demonstra que os cuidados tomados na fabricação do aço em forno a vácuo, condições e atmosfera de tratamento térmico e meio ambiente do laboratório foram adequados para o crescimento de trincas de fadiga. Tal fato é observado nas figuras 4.20 até 4.22 na forma de uma única linha que é definida pela sobreposição de todos os mapas de trajetórias de crescimento de trincas dos aços 4320 até 43100. Não são verificados dispersões ou desvios nas

trajetórias para algum tipo de aço e/ou condição de revenimento. As curvas têm as características mostradas nos mecanismos 1 e 2 das figuras 2.17 e 2.18 de SADANANDA (2003). Segundo o autor o mecanismo 1 é observado nos aços em condições mais frágeis, onde as fraturas são predominantemente transgranulares e para os materiais mais dúcteis, predomina o mecanismo 2 onde a fratura é intergranular e a ativação desse segundo mecanismo é função não só do limite de escoamento e tamanho de grão, mas também da composição química. Isso vem comprovar que a fusão em forno a vácuo, laminação para obtenção de grão fino e tratamento térmico controlado, tiveram grande influencia nos resultados obtidos. Porém no caso desta tese, a “Abordagem Unificada” proposta por SADANANDA (2003) não permite tirar outras conclusões sobre as 45 condições metalúrgicas aqui estudadas.

Assim, comparando-se a “Abordagem Unificada” de SADANANDA (2003) que considera os valores de $K_{\max}$ e ΔK (figuras 4.20 a 4.22) com a “Abordagem Convencional” de Paris e Elber que considera os valores de ΔK e fechamento da trinca (figuras 4.15 a 4.19), verifica-se que a Convencional permite obter maiores informações sobre o crescimento de trincas de fadiga.

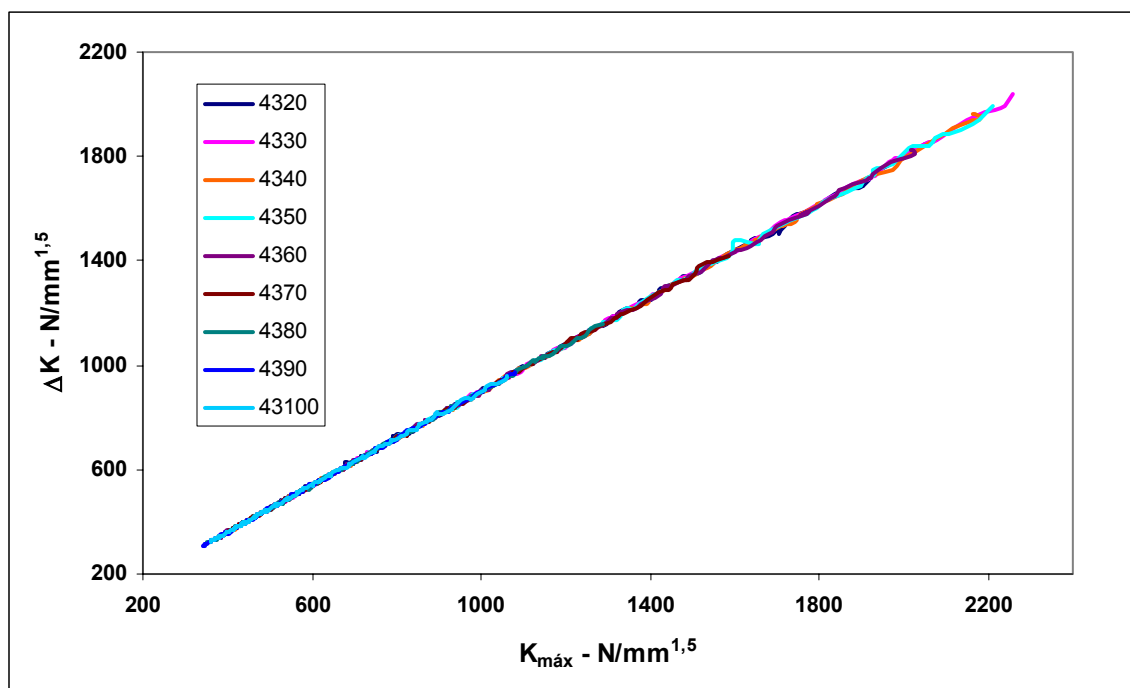


Figura 4.21 – Mapa da trajetória do crescimento de trinca para os aços 4320 até 43100 revenidos a 400 °C.

Tais diferenças observadas entre as duas abordagens, mostram a incompatibilidade existente entre elas, e que as conclusões sobre as condições de crescimento de trinca na presença de um carregamento são mais bem definidas pela abordagem convencional.

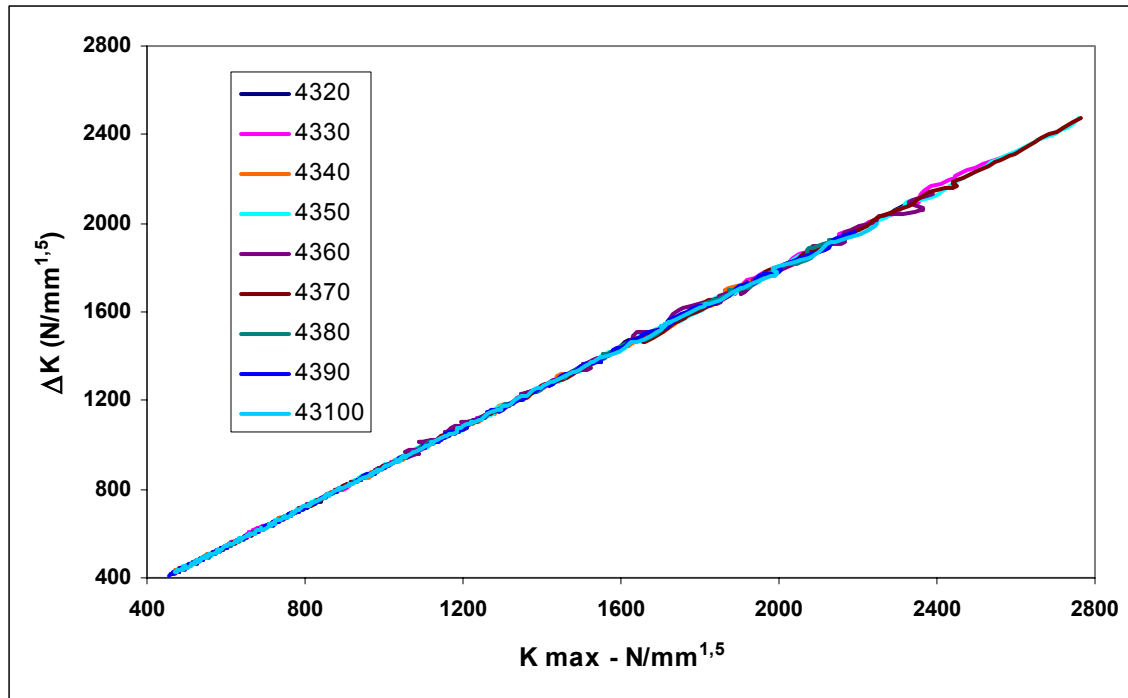


Figura 4.22 – Mapa da trajetória do crescimento de trinca para os aços 4320 até 43100 revenidos a 600 °C.

4.7- Fractografia

A análise e interpretação fractográfica de uma grande quantidade de amostras devido vários tipos de aço e condições de tratamento térmico, pode se tornar bastante complexa. Por isso é necessário se separar por grupos cada um dos diferentes tipos de micromecanismos de fratura, para que se tenha uma análise conclusiva. A figura 4.23 extraída de EBRAHIMI e SEO (1996) facilita a análise fractográfica em questão, por esquematizar como se inicia a trinca de fadiga e sua propagação em materiais frágeis, dúcteis e intermediários a estes dois. Segundo esses autores, os resultados demonstram que para aços com teores de carbono acima de 0,40 %, à medida que se aumenta a temperatura de revenimento, os micromecanismos de fratura se alteram de frágil, passando por mista, até se tornar dúctil.

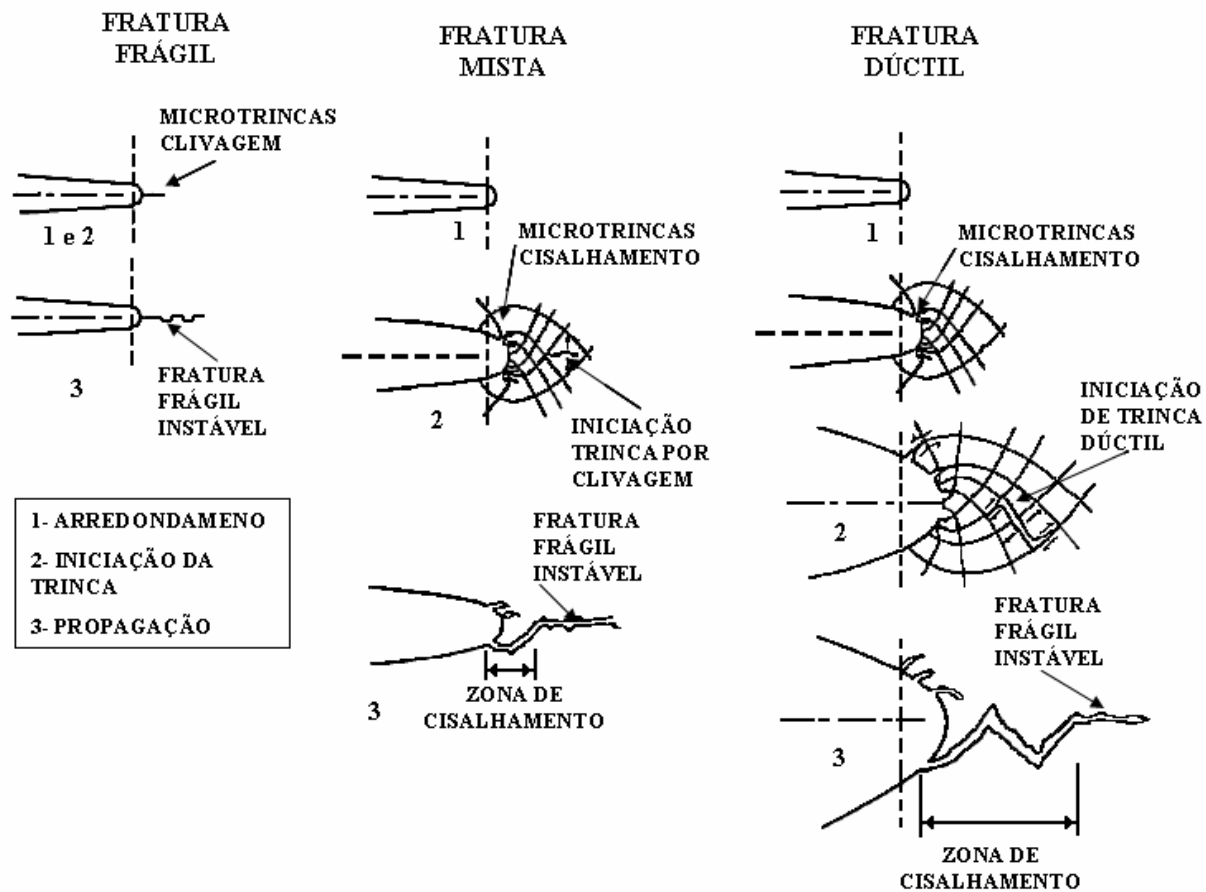


Figura 4.23 – Esquema da seqüência de iniciação de trinca de fadiga e os micromecanismos observados nas fraturas do tipo frágil, mista e dúctil segundo EBRAHIMI e SEO (1994).

Porém, segundo HERTZBERG (1996) a fratura apresenta três diferentes características: macroscópica, microscópica e energia de fratura. As fraturas frágil e dúctil envolvem deformações que são macroscópicas, e não microscópicas como sugerido por EBRAHIMI e SEO (1996). O mesmo é válido quando se considera teores decrescentes de carbono para uma mesma temperatura de revenimento, similarmente a uma camada cementada. Como na camada cementada varia o teor de carbono e a dureza consequentemente, é de se esperar que o tipo de micromecanismo de fratura varie como exemplificado na figura 4.23, aumentando-se a zona de cisalhamento à medida que uma trinca se propague da superfície em direção ao núcleo. Isso implica que no início do crescimento da trinca na superfície cementada, portanto o local mais duro, se tenha um dado valor de da/dN que será maior que o valor de da/dN de uma região mais abaixo da superfície, para mesmos valores de ΔK . Significa também que mesmo se tendo uma

trinca superficial num componente cementado, dependendo das condições de carregamento aplicado, talvez a trinca fique ancorada, ou se propague de forma previsível, tendo uma vida segura do componente. A figura 4.24 esquematiza a superfície de fratura comum a todos os corpos de prova, identificando as regiões observadas no MEV.

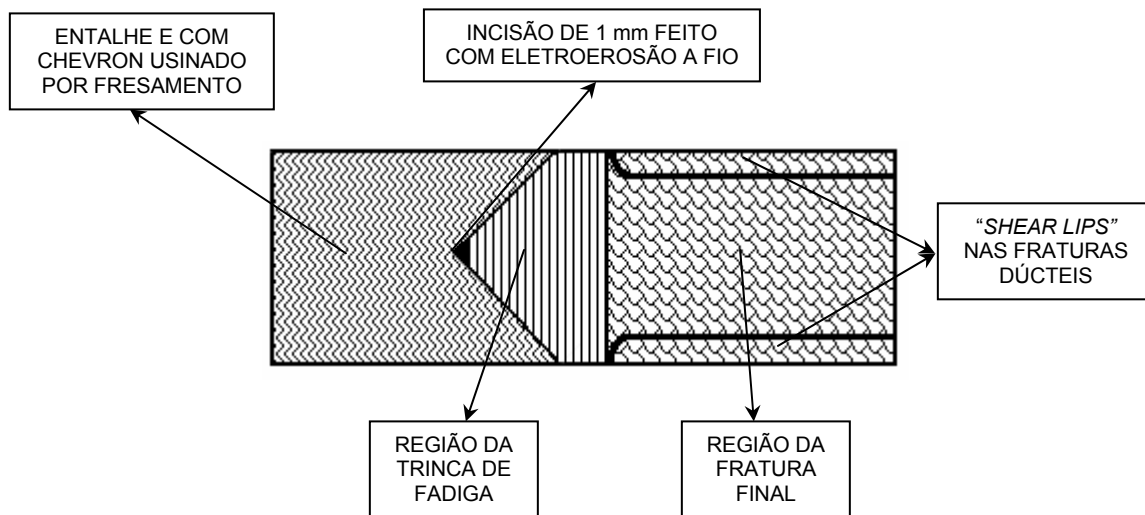


Figura 4.24 – Diagrama esquemático do aspecto geral das superfícies de fratura dos corpos de prova dos 9 aços em 5 condições de revenimento após os ensaios de K_{IC} .

É possível se verificar que todas as características identificadas nas fraturas têm correspondência com o esquema da figura 4.23 para as fraturas tipo frágil, mista e dúctil. Nela é possível ver as superfícies formadas durante a usinagem por fresamento do entalhe com chevron para que a trinca obrigatoriamente nucleie no centro do corpo de prova e se propague de forma uniforme. A incisão feita por eletroerosão a fio destina-se a acelerar a nucleação da trinca de fadiga devida às tensões residuais de tração que são introduzidas na região. Mostra também as regiões de interesse no estudo tais como região de crescimento de trinca de fadiga, região da fratura final, e os "*shear lips*" no caso das fraturas dúcteis. Toda discussão a seguir é baseada nesse diagrama e as fractografias são apresentadas no Apêndice F desta tese devido a grande quantidade de imagens para as temperaturas de revenimento de 200, 300 e 400 °C. As fractografias para 500 e 600 °C não foram incluídas por serem semelhantes às apresentadas e não acrescentar um diferencial a ser incluído.

Os mecanismos que podem ocorrer na região da trinca de fadiga em função das diferenças de aços e condições de revenimento são descritas a seguir. O crescimento da trinca de fadiga é

controlado pela máxima tensão normal de tração (σ_1) fazendo com que a superfície típica da região de fadiga seja transgranular, pelo fato da trinca preferencialmente cortar os grãos que estão em sua direção de propagação. Para material tenaz o contorno de grão tem maior resistência à propagação de trinca de fadiga, daí ser σ_1 o agente controlador do crescimento da trinca. Porém, à medida que a dureza do material aumenta, com o material se tornando mais frágil, a direção de propagação pode desviar-se daquela paralela à σ_1 quando a ponta da trinca encontra contornos de grãos fragilizados dando origem à fratura intergranular que segue seu caminho ao longo desses contornos fragilizados. E ainda se o material se tornar mais frágil ainda (ou com mais alta dureza) por conta da existência de elementos intersticiais que saturam a rede cristalina, os cristais podem se tornar ainda mais frágeis que os contornos de grãos e dar origem a fratura por clivagem ou quase-clivagem. Outro ponto a ser considerado é que com o aumento do teor de carbono aumenta-se a quantidade de carbonetos dispersos na matriz como analisado no item 4.3.2, que também passa a influenciar no modo de fratura. Neles pode ocorrer clivagem a altíssima dureza desses carbonetos (usualmente acima de 1100 HV1). E ainda somando-se aos efeitos de contornos de grãos fragilizados, carbonetos e influência de elementos intersticiais não difundidos, todos agindo no material sob o efeito de tensões de tração, pode se ter também a formação de trincas secundárias nos contornos. Assim, a região da trinca de fadiga da figura 4.24 pode ser de difícil análise devido à combinação dos efeitos de fraturas transgranular, intergranular, clivagem e formação de trincas secundárias, estando de acordo com o proposto na figura 4.23 e que são mostradas nas figuras 4.25 a 4.28.

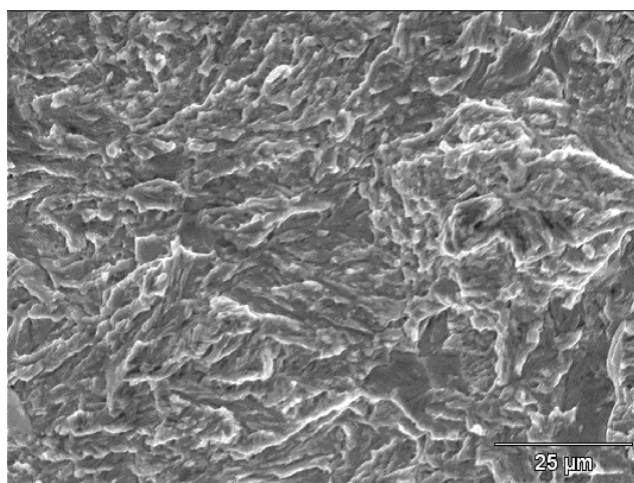


Figura 4.25 – Aspecto típico do micromecanismo Transgranular que pode ocorrer na região de trinca de fadiga dos materiais dúcteis e na região de fratura final dos materiais frágeis.

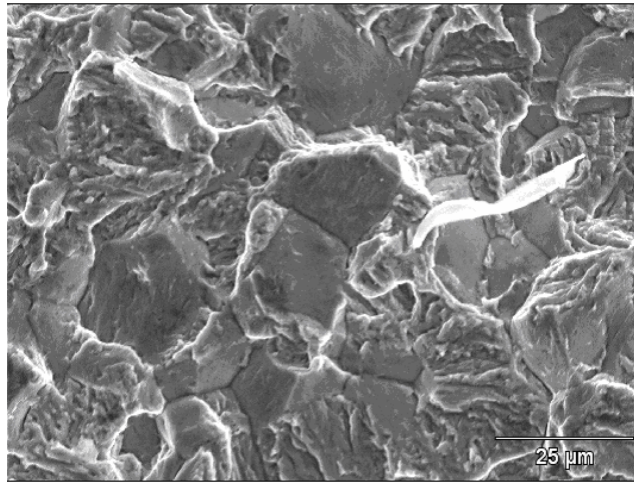


Figura 4.26 – Aspecto típico do micromecanismo Intergranular que pode ocorrer na região de trinca de fadiga dos quando os materiais são mais frágeis podendo ocorrer e na região de fratura final dos mesmos.

Essa associação de modos de fratura explica também o comportamento observado nos resultados de K_Q mostrados na tabela 4.5 e nas alterações das inclinações das curvas $da/dN \times \Delta K$ mostrados nas figuras 4.15 a 4.19, que apresentam comportamento mais frágil à medida que se aumenta o teor de carbono e/ou diminui-se a temperatura de revenimento. O que torna difícil a análise de uma camada cementada é que praticamente todos os mecanismos acima descritos ocorrem em 1 a 1,5 mm de espessura, mas da forma como aqui analisada, fica mais fácil a visualização.

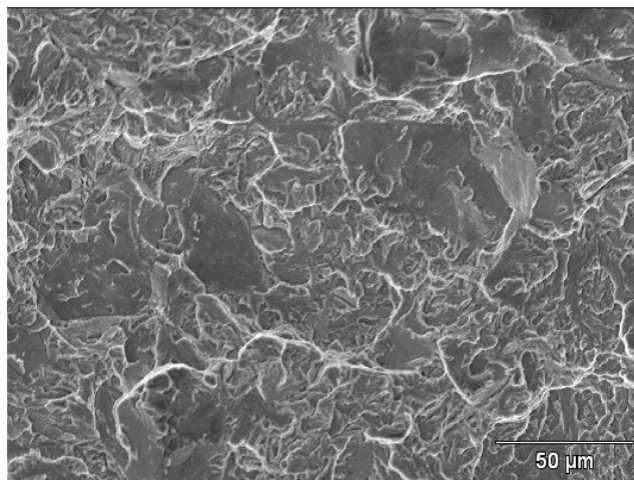


Figura 4.27 – Aspecto típico do micromecanismo Clivagem que na foto corresponde às facetas com superfície lisa, que é comum nos materiais muito frágeis.

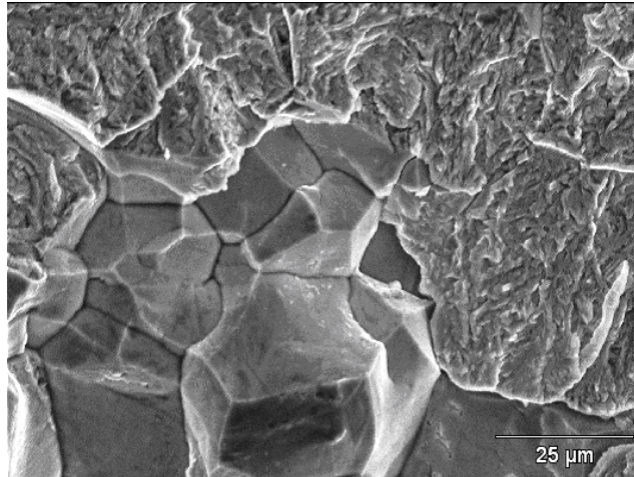


Figura 4.28 – Aspecto típico das trincas secundárias, que se revelam no micromecanismo intergranular, pela ocorrência de trincas nos contornos dos grãos envolvidos na fratura.

A região de fratura final da figura 4.22 também apresenta características diversas em função dos teores de carbono e temperaturas de revenimento, mas não tão complexas como a região da trinca de fadiga. Macroscopicamente verifica-se a ocorrência de superfícies de fraturas predominantemente oblíquas (ou “*shear lips*”) a partir das condições de alta tenacidade (baixo carbono e/ou baixas durezas) até se ter superfície de fratura plana (ou sem “*shear lips*”) para as condições mais frágeis (alto carbono e/ou altas durezas). Microscopicamente, para os aços de 0,20 a 0,50 % de carbono verifica-se a ocorrência do micromecanismo alveolar mostrado na figura 4.29, devido à alta tenacidade desses aços.

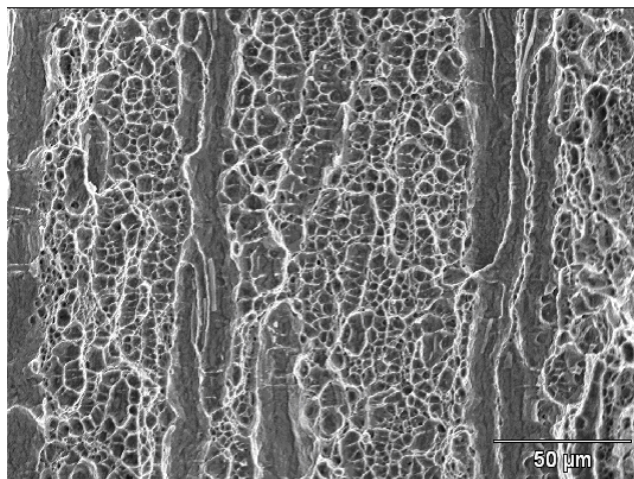


Figura 4.29 – Aspecto típico do micromecanismo Alveolar característico da região de fratura final dos materiais dúcteis ou com fragilidade não muito acentuada.

Para carbono de 0,50 a 0,70 verifica-se a ocorrência de fratura mista composta por mecanismos alveolar e intergranular com algumas ocorrências de clivagem. Para carbono de 0,70 a 1,00 % predomina o mecanismo intergranular com ocorrência de alveolar e com o aumento da dureza surgem os mecanismos transgranular acompanhado da possível clivagem dos carbonetos que é mostrado na figura 4.30.

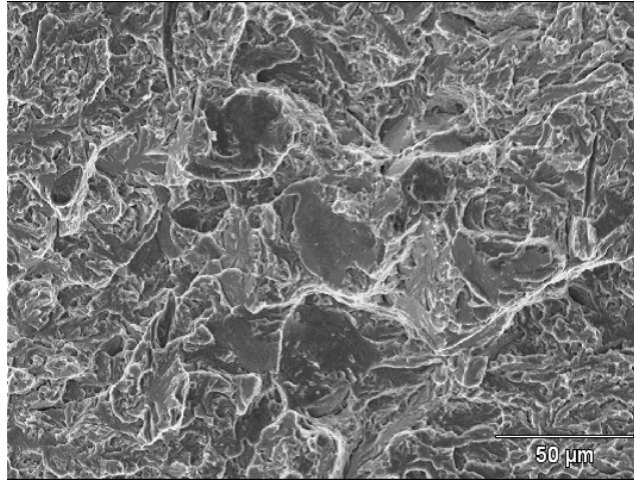


Figura 4.30 – Aspecto típico da clivagem de carbonetos que se revela como uma superfície facetada com perímetro arredondado devido esta ser a forma original dos carbonetos que tendem a ser esféricos ou arredondados.

Porém, existe uma grande diferença na origem dos alvéolos observados para os aços com carbono abaixo de 0,50 % com relação aos acima de 0,60 %. Para abaixo de 0,50 % de carbono os alvéolos se formam por nucleação e crescimento de vazios em materiais dúcteis. Porém acima de 0,60 %, pode ocorrer o mesmo mecanismo e também a formação de calotas esféricas devido aos arrancamentos de carbonetos que é mostrado na figura 4.31. E para os mais altos teores de carbono existem apenas os alvéolos de carbonetos arrancados não caracterizando uma estrutura dúctil. Para carbono acima de 0,90 % e aumento da temperatura de revenimento, torna-se claro que os mecanismos se alteram de intergranular com carbonetos arrancados, até atingir uma mista de intergranular e transgranular com clivagem de carbonetos.

O texto acima sumariza o comportamento diverso dos micromecanismos de fratura observados tanto na região da trinca de fadiga como na região de fratura final esquematizadas na

figura 4.24. Detalhadamente cada um dos mecanismos observados para cada aço nas temperaturas de revenimento de 200, 300 e 400 °C podem ser vistas no Apêndice F.

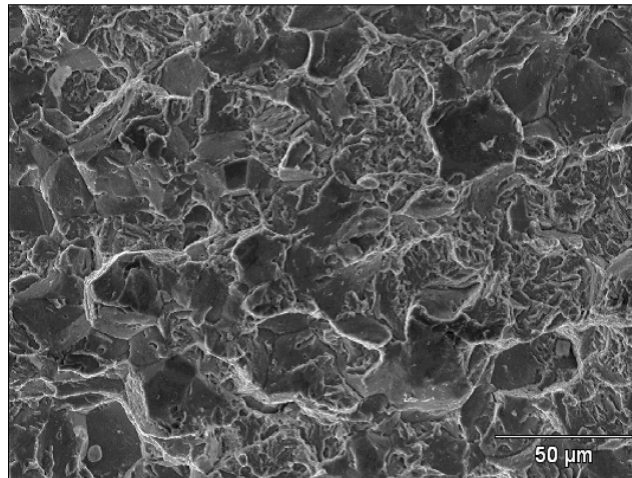


Figura 4.31 – Aspecto típico dos alvéolos formados por arrancamento de carbonetos dos aço com teores de carbono acima de 0,70%. Pode ser visto algumas facetas de carbonetos clivados identificados pela superfície plana.

Em cada um dos corpos de prova há a predominância de um ou outro mecanismo de fratura e em alguns casos pode ocorrer mais que dois mecanismos. Assim para se facilitar a visualização do efeito de todos os mecanismos relacionados, nas regiões de fadiga e fratura final para os 9 aços nas 5 condições de revenimento, elaborou-se a tabela 4.7 para se ter uma visão ampla de todos os micromecanismos de fratura observados, com uma legenda para a codificação utilizada em cada um dos micromecanismo. Nela verifica-se que o tamanho da célula indica a predominância de um ou outro mecanismo e também quais mecanismos são observados. Por exemplo, para o aço 4320 revenido a 200 °C na região da trinca de fadiga o mecanismo foi transgranular e na região de fratura final foi alveolar. Mas para o aço 4370 revenido a 300 °C, na região de trinca de fadiga predominou o mecanismo intergranular (maior retângulo), com ocorrência de transgranular e trincas secundárias, e na região de fratura final o mecanismo é misto de intergranular com alveolar por arrancamento de carbonetos (retângulos de mesmo tamanho) e clivagem.

Tabela 4.7 – Micromecanismos de Fratura envolvidos em cada região dos corpos de prova, em função do tipo de aço e temperaturas de revenimento. A repetição de letras indica a predominância de um dado micromecanismo.

Tipo de Aço	Região do Corpo de Prova	Temperatura de Revenimento (°C)				
		200	300	400	500	600
4320	Trinca de Fadiga	T	T	T	T	T

	Fratura Final	D		D		D		D		D	
4330	Trinca de Fadiga	T		T		T		T		T	
	Fratura Final	D		D		D		D		D	
4340	Trinca de Fadiga	T	I	T	I	T		T		T	
	Fratura Final	D		D		D		D		D	
4350	Trinca de Fadiga	T	I	T	I	T	I	T		T	
	Fratura Final	D	I	D		D		D		D	
4360	Trinca de Fadiga	I	T	I	T	T	I	T		T	
	Fratura Final	D	I	D	I	D	I	D+A		D	
4370	Trinca de Fadiga	I	T	S	I	T	S	T		T	
	Fratura Final	I	A	I	A	C	I	A		D+A	D+A
4380	Trinca de Fadiga	I	T	S	I	S	T	I		T	
	Fratura Final	I	A	I	A	S	I	A		D+A	D+A
4390	Trinca de Fadiga	I	S	I	S	T	I	T		T	
	Fratura Final	I	A	C	K	I	I	C		D+A	D+A
43100	Trinca de Fadiga	I	S	T	I	S	T	S		T	
	Fratura Final	I	S	I	T	K	K	T		D+A	D+A
A - Arrancamento de Carbonetos						K – Clivagem de Carbonetos					
C - Clivagem						S – Trincas Secundárias					
D – “Dimples” ou Alveolar						T - Transgranular					
I - Intergranular											

Para temperaturas de revenimento de 500 a 600 °C predominam os micromecanismos dúcteis transgranular e alveolar, sendo que para teores de carbono acima de 0,60 % ocorrem também os alvéolos associados ao arrancamento de carbonetos. Levando-se estas características para uma camada cementada, poderia ser interpretado como a predominância do mecanismo de fratura intergranular ocorrendo na parte mais externa, talvez como resultado da fragilização da cementita formada nos contornos de grãos durante a cementação. O aço SAE 43100 representa a superfície da camada cementada tem muito mais carbonetos que o aço 4320, que representa o material base. Esta observação está de acordo com o já citado de NAGAMURA (1994), onde numa camada cementada tem-se carbonetos mais martensita na superfície, martensita abaixo da superfície e martensita de baixo carbono no núcleo.

É possível correlacionar as informações sobre micromecanismos de fratura constantes na tabela 4.7 com os valores de microdureza HV1 do Apêndice B, e apresentá-los na forma da tabela 4.8. Na região sombreada no canto inferior esquerdo predominam as fraturas por clivagem ou intergranular (que macroscopicamente são frágeis), na região sombreada na parte superior e no lado direito predominam as fraturas por "dimples" (que macroscopicamente são, normalmente, dúcteis). Na região central não sombreada, têm-se fraturas mistas com características dúcteis-frágeis.

Tabela 4.8 – Microdureza HV1 como função dos teores de carbono (tipo de aço) e temperaturas de revenimento (°C).

Tipo de Aço SAE	Microdurezas HV1 em função das temperaturas de Revenimento				
	200 °C	300 °C	400 °C	500 °C	600 °C
4320	457	439	407	373	285
4330	511	456	449	387	297
4340	566	498	463	403	315
4350	607	520	494	413	334
4360	654	551	511	449	364
4370	671	571	533	463	380
4380	686	613	551	475	388
4390	691	621	569	486	397
43100	712	636	588	494	411

É possível determinar os micromecanismos de fratura como função do teor de carbono (ou tipo de aço) e microdureza HV (ou temperatura de revenimento), na forma de um ábaco como o mostrado na figura 4.32. Tal ábaco juntamente com a tabela 4.8 são ferramentas úteis a serem aplicadas nas análises e previsões dos modos de fratura esperados não só para considerações sobre teor de carbono e microdureza HV para aços individualmente, mas também para camadas cementadas.

Um melhor entendimento sobre os aspectos dúcteis, mistos ou frágeis que ocorrem na nucleação e crescimento da trinca de fadiga pode ser feito com a associação das figuras 4.23 e 4.32. Com esta associação verifica-se que esses aspectos não são absolutos, e podem variar de um mecanismo para outro em função do tipo de aço e condições de revenimento. Analisando-se do ponto de vista de uma camada cementada, para uma dada temperatura de revenimento é possível prever como se altera o comportamento de uma trinca de instável para estável a medida que se diminui o teor de carbono (43100 representando a superfície cementada e o 4320 o material base).

Tipo de Aço SAE	Temperaturas de Revenimento				
	200 °C	300 °C	400 °C	500 °C	600 °C
4320	"ALVEOLAR"				
4330					
4340					
4350	MISTA				

4360	CLIVAGEM OU INTERGRANULAR		
4370			
4380			
4390			
43100			

Figura 4.32 – Ábaco com os tipos predominantes de micromecanismos de fratura como função dos teores de carbono (tipo de aço) e da temperatura de revenimento e baseados nos resultados da tabela 4.7 e 4.8.

4.8- Metodologia proposta por esta tese

Do ponto de vista desta tese, os resultados obtidos segundo a abordagem convencional mostrada nas figuras 4.15 a 4.19 quando sobreposto ao perfil de cementação da figura 4.1, permite analisar como que a microdureza, e consequentemente o teor de carbono (figura 1.1), se relaciona com a propagação de trinca por fadiga em uma camada cementada. Isto é apresentado de forma idealizada na figura 4.33, para facilitar o entendimento. Deve ser lembrado que as coordenadas das curvas $da/dN \times \Delta K$ são bi-logarítmicas enquanto que as coordenadas do perfil de cementação são retangulares e não permite interações matemáticas ou gráficas entre ambas. Desta forma, qualquer que seja a espessura da camada cementada, ela pode ter a escala adaptada sobre qualquer um dos diagramas das figuras 4.15 a 4.19, e desta maneira permitir estimar os valores de $da/dN \times \Delta K$ que podem ser aceitáveis para cada ponto ao longo da camada cementada.

A conclusão importante que se pode tirar da figura 4.33, é que uma trinca iniciada na superfície mais frágil poderá ser retardada ou bloqueada mesmo quando seu comprimento aumente, devido ela atingir regiões mais tenazes onde as inclinações das curvas $da/dN \times \Delta K$ são menores. A análise a seguir permite entender esta proposição. Primeiramente, considerando-se um carregamento cíclico ΔK_1 que é definido pela linha tracejada que cruza todas as curvas $da/dN \times \Delta K$, verifica-se que a trinca terá um crescimento estável a grandes taxas enquanto estiver numa região da camada cementada que corresponda ao aço mais frágil (43100). Quando a trinca crescer até um comprimento que atinja uma região que corresponda a aços com maior tenacidade, verifica-se que a taxa de crescimento da mesma diminui, e vai diminuindo sucessivamente até a trinca atingir a região de maior ductilidade, onde se tem a menor taxa de crescimento. A outra situação corresponde a um valor $\Delta K_2 \gg \Delta K_1$, que na figura é representado pela linha tracejada que não cruza algumas das curvas que correspondem aos aços mais frágeis (no exemplo, são os aços 43100, 4390 e 4380). Nesta situação verifica-se que ocorrerá o crescimento instável da

trinca nos primeiros estágios de carregamento cíclico, mas quando a trinca atingir uma região que corresponde ao cruzamento da linha tracejada ΔK_2 com a curva do aço 4370, ela passará a crescer de forma estável, com a sua taxa de crescimento diminuindo à medida que ela atinge regiões mais tenazes. Estas duas situações talvez expliquem o motivo de não se ter grandes ocorrências de fadiga em aços cementados, mesmo sendo estes de superfície extremamente frágil.

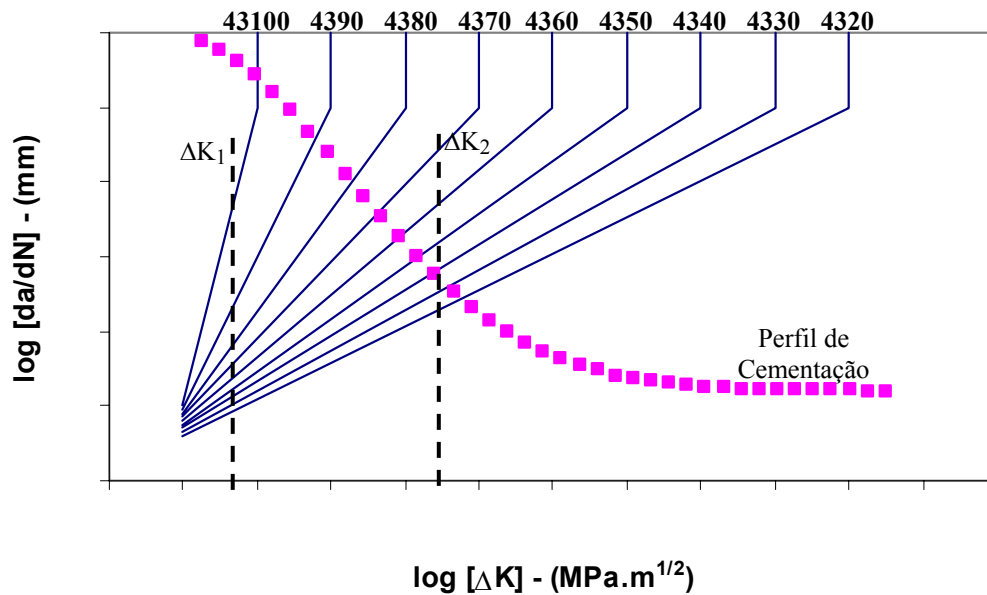


Figura 4.33 – Sobreposição da curva de cementação da figura 1.1 ou microdureza da figura 4.1 com curvas do tipo mostrado nas figuras 4.15 a 4.19.

Tais considerações talvez sejam verdadeiras, pois analisando o universo industrial, verifica-se que diariamente são fabricadas milhões de peças cementadas em todo o mundo para as mais diversas aplicações (automotivas, máquinas em geral, aeronáuticas, etc). Para estas aplicações se têm altas solicitações de fadiga (engrenagens, eixos, cames de comando, árvores de manivela, etc), e não são conhecidos históricos de fraturas sistemáticas em peças cementadas devido problemas de fadiga.

Vale lembrar que os processos fabris tradicionais podem gerar defeitos superficiais (riscos de usinagem, marcas, etc) e também que os aços comerciais destinados aos processos de cementação também possuem condições metalúrgicas (bandeamento, tamanho de carbonetos, microinclusões, etc) nas mais variadas possíveis. A soma desses fatores pode resultar em condições favoráveis à nucleação de trincas de fadiga, como já descrito na revisão bibliográfica,

mas como sugerido no parágrafo acima, tais trincas podem ser ancoradas ou retardadas devido o aumento da tenacidade verificado à medida que diminui a microdureza da camada cementada. Os diagramas das figuras 4.15 a 4.19 podem ser aplicados em peças cementadas, desde que sejam feitas as correções geométricas em função do tamanho e forma da peça em questão, através do uso dos Atlas de Fatores de Forma que fornecem os valores do fator de forma “ f ” na tradicional equação 4.1 mostrada abaixo, utilizada nos dimensionamentos de produtos segundo a mecânica da fratura.

$$\Delta K = f \cdot \Delta \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad (4.1)$$

Assim, considerando-se a figura 4.23 associada às figuras 4.15 a 4.19 e a 4.32, uma trinca poderia iniciar e crescer com certa instabilidade e a partir de certo comprimento passar a ser mais estável quanto atinge uma região mais dúctil. Este mecanismo talvez seja correto, pois em vista da grande quantidade de peças produzidas diariamente na indústria, e logicamente com algum tipo de irregularidade superficial ou metalúrgica, não se tem histórico de grandes incidências de fraturas desse tipo de produto, indicando que as eventuais trincas convivem com a vida útil do produto. Infelizmente, hoje não existe uma sistemática técnica e economicamente viável que permita avaliar em campo o desempenho de peças cementadas e vida em fadiga de eventuais peças trincadas.

Capítulo 5

Conclusões e Sugestões para Próximos Trabalhos

5.1- Conclusões

Na condução dessa pesquisa foram verificados alguns fatores complicadores de ordem acadêmica e de ordem operacional. Apesar do processo de cementação ser utilizado industrialmente há muitas décadas, verifica-se que não existem muitos trabalhos que analisem os efeitos de trincas nas camadas cementadas. Dos existentes, a maioria se refere ao comportamento de peças em fadiga ou na determinação do limite de resistência à fadiga de peças cementadas. E com relação à aplicação da tenacidade à fratura em camadas cementadas as pesquisas são bastante escassas. Além disso, não são comuns referências sobre propriedades mecânicas dos aços em geral no estado temperado e revenido em temperaturas da ordem de 200 °C, e também não existem os aços 4370 até 43100 para aplicação em engenharia. Os mesmos são apenas conceituais dentro do critério de nomenclatura da série SAE 43xx, sendo necessária sua fabricação em laboratório para simular uma camada cementada. Operacionalmente, foi verificada uma grande fragilidade dos aços com carbono acima de 0,60 %, que resultaram em dificuldades na obtenção de trincas com crescimento estável.

Assumiu-se que a partir do uso de amostras retiradas numa mesma família de aço com variação apenas do teor de carbono de 0,20 a 1,00 %, seria possível simular o comportamento da tenacidade à fratura e da taxa de crescimento de trinca de fadiga ao longo de uma camada cementada, e cujas conclusões são as seguintes:

- Foi confirmado que a camada cementada é uma região de grande complexidade para ser estudada, devido aos gradientes de carbono, propriedades mecânicas, microestrutura e tensões residuais que quando tem seus efeitos somados, dificultam a análise. Isto está de acordo com a revisão bibliográfica.
- Através dos 5 gráficos que mostram a variação de $da/dN \times \Delta K$ (figuras 4.15 a 4.19) em função das temperaturas de revenimento de 200 a 600 °C, e respectivas microdurezas HV1 na camada cementada, é possível quantificar como será a desaceleração ou retardamento do crescimento de uma trinca para um determinado valor de ΔK aplicado, á medida que trinca avança na camada cementada da superfície para o núcleo. Isso é constatado com a diminuição das inclinações das curvas $da/dN \times \Delta K$.
- As inclinações das curvas $da/dN \times \Delta K$ (figuras 4.15 a 4.19) se alteram com as condições metalúrgicas. Tal verificação só foi possível devido esta tese envolver 45 condições metalúrgicas diferentes (9 aços e 5 temperaturas de revenimento). Tal fato não é verificado no trabalho de HERTZBERG (1996) devido o autor considerou apenas um tipo de aço e três condições metalúrgicas diferentes com revenimento a altas temperaturas.
- Foi obtido um ábaco (figura 4.32) que permite identificar quais são os micromecanismos de fratura envolvidos para cada tipo de aço e cada condição de revenimento, ou seja, uma correlação gráfica do micromecanismo de fratura com as condições metalúrgicas e microdureza HV1.
- O método proposto pela tese fica definido com o uso das figura 4.15 a 4.19 associadas com a figura 4.32. Com elas é possível caracterizar as propriedades de fadiga e micromecanismos de fratura envolvidos, que podem ser utilizados no estudo de uma fina camada cementada. Permite prever também o comportamento de uma trinca ao longo dessa camada. As informações assim obtidas podem ser aplicadas a peças com geometrias e tamanhos diversos, desde que feitas as devidas correções dos fatores de forma, com dados que podem ser obtidos nos Atlas de fatores de forma para a mecânica da fratura.

- Os resultados de $da/dN \times \Delta K$ foram analisados segundo a abordagem convencional e segundo a abordagem unificada de SADANANDA (2003). Constatou-se que a abordagem convencional é mais adequada por permitir identificar as alterações de comportamento de $da/dN \times \Delta K$ em função das variações metalúrgicas e dos diferentes valores de limite de escoamento. A abordagem unificada permite observar apenas o quanto que o crescimento da trinca se afasta do que o autor define como fadiga pura, mas para todas as 45 condições metalúrgicas, foi obtido o mesmo padrão de comportamento pela abordagem unificada, não sendo possível identificar diferenças entre as condições metalúrgicas.
- Observou-se que à medida que uma trinca avança ao longo da camada cementada, ela sai de um local onde predomina a MFEL na superfície frágil, até atingir um local abaixo da camada cementada onde predomina a MFEP no núcleo de maior tenacidade. Assim sendo, desde que a tensão aplicada o permita, uma trinca pode ser retardada ou ancorada na camada cementada assim que atinja uma região de maior tenacidade à fratura ou curvas $da/dN \times \Delta K$ de menor inclinação. Isso desde que seu comprimento fique abaixo do crítico para a região em questão, de modo a não ocorrer fratura frágil. Tal hipótese talvez seja verdadeira, uma vez que o processo de cementação é largamente utilizado nas indústrias com a fabricação de milhões de peças diariamente no mundo, e são relativamente pequenas as incidências de fraturas, devido trincas por fadiga, mesmo sabendo-se que existem muitas descontinuidades superficiais geradas nos processos de fabricação das peças (riscos de usinagem, batidas, inclusões, carbonetos, etc).
- Confirmou-se ainda que a tenacidade à fratura e a inclinação das curvas $da/dN \times \Delta K$ variam de modo inversamente proporcional ao teor de carbono e microdureza HV1, indicando que o modelo proposto pode ser utilizado para previsão do comportamento da tenacidade à fratura de camada cementada. A resistência à propagação de trinca diminui com o teor de carbono e com a dureza, indicando que uma trinca superficial pode ser ancorada ou retardada, quando durante sua propagação atingir um ponto que tenha um valor de K_{IC} mais elevado e menor inclinação curvas $da/dN \times \Delta K$. Esta observação vem

também justificar a dificuldade de se conduzir teste de fadiga de modo estável em aços cementados, temperados e revenidos devido a ocorrência de gradientes microestruturais que influenciam sobremaneira nos mecanismos de fratura em distâncias da ordem de 1 mm ou menos.

- As fractografias também confirmaram ter mecanismos de fratura bastante complexos em função dos tipos de aço e condições de revenimento, aumentando a complexidade para os teores mais elevados de carbono e temperaturas de revenimento mais baixas. Importante fator a ser considerado é que para as condições mais frágeis ainda há o micromecanismo alveolar, mas que este está associado a carbonetos arrancados, e não aos alvéolos normalmente formados por nucleação e crescimento que normalmente ocorrem para os materiais dúcteis. O micromecanismo de clivagem também é observado, devido às altas durezas dos carbonetos que se clivam, e também para os teores de carbono mais elevados revenidas a 200, 300 e 400 °C devido à fragilidade da estrutura.
- Como foram analisados corpos de prova revenidos até 600 °C, os resultados não se limitam apenas a camadas cementadas. O método também pode ser utilizado para um mesmo aço considerando-se variações apenas nas condições de revenimento. Ainda podem ser simulados os comportamentos de K_Q e das curvas $da/dN \times \Delta K$ para um mesmo aço revenidos em condições diferentes, ou para avaliar estas propriedades a medida que há variação da dureza com o aumento de espessura de uma peça de aço. Para tal análise, seria necessário apenas remanejar os resultados mostrados no Apêndice B e nas curvas $da/dN \times \Delta K$ disponíveis no Apêndice E. O planejamento fatorial do Apêndice C mostra que nas condições desta tese, um mesmo aço pode ser analisado do ponto de vista de diferentes temperaturas de revenimento.
- Verificou-se que a 300 °C ocorre uma diminuição dos valores de K_Q bem como aumentam as inclinações das curvas $da/dN \times \Delta K$ sugerindo que talvez estas quedas sejam decorrentes da fragilização da martensita revenida que ocorre nesta temperatura.

- Este trabalho completa o entendimento até agora existente sobre a região II da curva $da/dN \times \Delta K$ de que não haveria uma maior influência das variáveis metalúrgicas na propagação de trinca por fadiga naquela região, onde variáveis metalúrgicas tais como condições de deformação a quente, orientações preferenciais da microestrutura (bandeamento) limite de escoamento não teriam efeito pronunciado nas taxas de propagação de trinca por fadiga. Comprovou-se que há alterações da região II da curva $da/dN \times \Delta K$ em função das variáveis metalúrgicas, diferenças microestruturais e dos valores de limite de escoamento.

5.2- Sugestões para Próximos Trabalhos

Os dados obtidos na parte de experimental desta tese mais as conclusões que foram obtidas abrem várias possibilidades de estudos a serem feitos. Um deles seria a opção do tratamento térmico a exemplo do estudo de Erdogan (2002) que pode ser utilizada, fazendo o aquecimento para têmpera entre as temperaturas A_{C1} e A_{C3} dos vários aços. Esse procedimento permitiria a formação de constituintes pró-eutetóides em condição de equilíbrio, resultando em estruturas de maior ductilidade minimizando a fragilidade que foi verificada nesta pesquisa como mostrado nos itens 4.5, 4.6 e 4.7 para os aços com alto carbono revenidos de 200 a 400 °C. Esta opção talvez resulte num maior poder de retardamento ou ancoragem de uma trinca de fadiga em propagação, tendo como consequência valores de K_{IC} ou K_Q mais elevados e curvas $da/dN \times \Delta K$ com menor inclinação. Como consequência é provável que ocorre o aumento da região com micromecanismo alveolar ou “*dimples*”..

Fazer a determinação dos valores de tenacidade à fratura para cada um dos aços desde o SAE 4320 até o 43100 através de regressão, e estimar um polinômio que melhor relacione os resultados de microdureza com os resultados de K_{IC} ou K_Q a exemplo dos autores aqui citados no capítulo 2 que propuseram equações com base em seus resultados experimentais. Um maior aprofundamento pode ser feito com a construção de diagramas 3D semelhantes ao mostrado na figura 1.2 de modo que seja possível estimar os parâmetros C e m da equação de Paris, para cada um dos aços em todo o intervalo contínuo de temperatura de 200 a 600 °C. Através de análise

matemática dos resultados do Apêndice B associados aos gráficos individuais de curvas de da/dN e ΔK para todas as condições mostradas no Apêndice E, é possível a obtenção dos diagramas 3D, ou de polinômios que relacionem microdureza, com ΔK e os valores correspondentes de da/dN .

Semelhante ao trabalho de RETI (2003), mostrado na figura 2.10, é possível criar um diagrama que sobreponha as curvas de transformação sob resfriamento contínuo com todos os aços aqui estudados, onde seria possível verificar detalhadamente o comportamento em tratamento térmico quando se varia apenas o teor de carbono. No caso de RETI (2003) o autor sobrepôs apenas 3 aços porque possivelmente só dispunha de 3 aços comerciais.

No caso de outros tipos de aços para cementação, tais como SAE 41xx, 51xx, 86xx, 93xx e outros, talvez seja possível utilizar os resultados aqui apresentados, desde que sejam mantidas as mesmas condições de composição química, microestruturais e níveis de inclusões descritos nos itens 4.1, 4.2 e 4.3. Desta forma os resultados dos itens 4.5, 4.6 e 4.7 talvez possam ser utilizados para todos os aços de baixa liga com carbono de 0,20 a 1,00 % revenidos de 200 a 600 °C que é a faixa utilizada para os aços de construção mecânica em geral, desde que na fabricação dos aços em questão sejam mantidas as mesmas condições metalúrgicas descritas nesta tese.

Referências Bibliográficas

Aerospace Materials Specification. AMS 6414 J – 4340 Alloy Steels, Bars, Forgings Vacuum Melted (premium aircraft quality). Ed. AMS. 2003. 10p.

American Society for Metals International. ASM Handbook, Volume 1 – **Properties and selection: irons, steels, and high-performance alloys**. 11. Ed. ASM International, 2000.

American Society for Testing and Materials. **ASTM A370-03** Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. West Conshohocken, 2003. 39 p.

American Society for Testing and Materials. **ASTM E3-01(2007)e2**. Standard Practice of Preparation of Metallographic Specimens. West Conshohocken, 2001. 26 p.

American Society for Testing and Materials. **ASTM E8M-04**. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. West Conshohocken, 2004. 22 p.

American Society for Testing and Materials. **ASTM E45-05e1** Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel. West Conshohocken, 2002. 48p.

American Society for Testing and Materials. **ASTM E92-82(2002)**. Standard test method of Vickers. Hardness of metallic materials. West Conshohocken, 2002. 31 p.

American Society for Testing and Materials. **ASTM E112-96(2004)**. . Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. West Conshohocken, 2004. 57 p.

- American Society for Testing and Materials. **ASTM E399-06**. Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials. West Conshohocken, 2006. 31p.
- American Society for Testing and Materials. **ASTM E647-05**. Standard Test Method for Measurement of crack growth rates. West Conshohocken, 2000. 42p.
- American Society for Testing and Materials. **ASTM E1290-07**. Standard Test Method for Crack-Tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement. West Conshohocken, 2007. 13 p.
- American Society for Testing and Materials. **ASTM E1820-06**. Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness. West Conshohocken, 2006. 46 p.
- American Society for Testing and Materials. **ASTM E1823-05**. Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing. West Conshohocken, 2005. 21 p.
- Atkins, M. **Atlas of continuous cooling transformation diagrams for engineering steels**. ASM. Ohio, 1980.
- Averbach, B.L., Fracture of bearing steels. **Metal Progress**. Dec.1980, p 19-24.
- Caminha Jr, H. M.. **Curso Mecânica da Fratura**. Associação Brasileira de Metais - ABM. São Paulo. 1989.
- Chapetti, M.D., Tagawa, T., Miyata, T.. Ultra-long cycle fatigue of high-strength carbon steels part I and part II: review and analysis of mechanism of failure. **Materials Science and Engineering**. A356, 2003, p 227 – 244.
- Cohen, R.E., Matlock, D.K., Krauss, G.. Specimen edge effects on bending fatigue of

carburized steel. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v 1, n 5, Oct, 1992, p 695-704.

Da Silva, V.F.; Canale, L.F.; Spinelli, D.; Bose-Filho, W.W.; Crnkovic, O.R.. Influence of retained austenite on short fatigue crack growth and wear resistance of case carburized steel. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v 8, n 5, Oct, 1999, p 543-548

Ebrahimi, F., Seo, H.K.. Ductile crack initiation in steels. **Acta Materialia**. v 44, n 2, p 831-843, 1996.

Erdogan, M., Tekeli, S.. The effect of martensite particle size on tensile fracture of surface-carburized AISI 8620 steel with dual phase core microstructure. **Materials and Design**, v 23, n 7, October, 2002, p 597-604

Eriksson, K.. Influence of inclusions on the fracture toughness of a SIS 2140 type tool steel. **Scandinavian Journal of Metallurgy**, v 4, 1975, p 131-139.

Farfán, S., Rubio-Gonzales, C., Cervantes-Hernandez, T., Mesmacque, G.. High cycle fatigue, low cycle fatigue and failure models of a carburized steel. **International Journal of Fatigue**, v 26, 2004, p. 673-678.

Garcia, A.. **Solidificação: fundamentos e aplicações**. Campinas – SP. Editora da UNICAMP.2001. p 356 359.

Genel, K., Demirkol, M.. Effect of depth on fatigue performance of AISI 8620 carburized steel. **International Journal of Fatigue**, v 21, 1999, p 207-212.

Heiser, F.A., Hertzberg, R.W..Anisotropy of fatigue crack propagation. **Journal of Basic Engineering. Transactions of ASME**. 1971, p 211-217.

Hertzberg, R.W..**Deformation and fracture mechanics of engineering materials**. Ed. John Wiley & Sons, Inc, New York. 1996. p. 648-663.

Hidayetoglu, T.K., Effect of the gear finishing process on bending fatigue crack initiation and propagation in spur gears. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science**, v 215, n 7, , 2001, p 785-792.

Hume-Rothery, W., **Estrutura das ligas de ferro**. Ed. Edgar Blücher Ltda, São Paulo. 1968. p 168-169. Tradução de Renato Rocha Vieira et al.

Kato, M., Inoue, K., Deng, G, Jeong, B.S., Size effect in bending strength of carburized gear teeth. **American Society of Mechanical Engineers, Design Engineering Division** (Publication) DE, v 43 pt 2, Advancing Power Transmission Into the 21st Century, 1992, p 661-668.

Kato, M; Inoue,K.; Deng, G.; Jeong, B. S.. Size effect in bending strength of carburized gear teeth. **Journal of Mechanical Design, Transactions Of the ASME**, v 115, n 4, Dec, 1993, p 1013-1018.

Kim, H.-J; Kweon, Y.-G..The effects of retained austenite on dry sliding wear behavior of carburized steels . (Research Inst of Industrial Science and Technology); **Wear**, v 193, n 1, Apr.1996.p.8-15.

Larsson, M., Ölund, P., Blom, R., Walburguer, H., Melander, A., Preston, S., Fatigue properties after carburizing influence of core hardness and notch geometry on fatigue properties of case hardened steels. **Scandinavian Journal of Metallurgy**, v 23, n 2, Apr, 1994, p 62-73.

Liebherr Aerospace Lindenberg. Norma LAT 1-9042 Procurement specification: material 4340M. Lindenberg. Ed.9. 22.07.2003. p. 10.

Luo, C. **Modeling the behavior of inclusions in plastic deformation of steel**. Royal Institute of Technology. Department of Production Engineering. Division of Materials Forming. Estocolmo, 2001, 64p. Tese (Doutorado).

Masuyama, T.; Kato, M.; Inoue, K.; Yamashita, T.. Evaluation of bending strength of carburized gears based on a quantification of defect size in the surface layer. **Journal of Mechanical Design, Transactions of the ASME**, v 124, n 3, September, 2002, p 533-538.

Nagamura, K., Terauchi, Y., Matowibowo, S.Y., Study on gear bending fatigue strength design based on reliability engineering (prediction of crack propagation and fatigue life of MAC14 supercarburized steel gear), **JSME International Journal, Series C**, v 37, n 4, Dec, 1994, p 795-803

Norma Bosch N67W 2.2 -Umwandlungsvorgänge und Gefügeausbildung bei rascher Temperaturänderung – p.8 – 1973 – Robert Bosch GmbH – Stuttgart.

Obata, Y., Kobayashi, H., Aoki, K.I., Yamaguchi, T., Shibata, K.. Evaluation of fatigue crack growth rate of carburized gear by acoustic emission technique. **ASTM Special Technical Publication**, n 1077, 1991, p 261-270

Ogata, H.T.S.; D'Oliveira, A.S.C.M; Da Silva, P.S.C.P..Determination of residual stresses in carburized, quenched and tempered AISI 8620 steel. **Materials Science Forum**, V 404-407. 2002. p 197-204.

Padoen, T., Delannay, F., A method for the metallographical measurement of the CTOD at cracking initiation and the role of reverse plasticity on unloading. **Engineering Fracture Mechanics**, v 65, 2000, p 455 – 466.

Preston, S. Fatigue crack initiation and growth from a gas carburized surface. **Materials Transactions, JIM**, v 34, n 1, Jan, 1993, p 27-32.

Reed-Hill, R.E., **Princípios de metalurgia física**, editora Guanabara Dois S. A., Rio de Janeiro, 1982, p. 610-618. Tradução de Franklin Evrard et al.

Reti, T., Residual Stresses in Carburised, Carbonitrided and Case-hardened Components (Part 1). **Heat Treatment of Metals**, v 30, n 4, 2003, p 83-96.

Reti, T., Residual Stresses in Carburised, Carbonitrided and Case-hardened Components (Part 2). **Heat Treatment of Metals**, v 30, n 4, 2004, p 4-10.

Sadananda, K., Vasudevan, A. K., Fatigue crack growth mechanisms in steel. **International Journal of Fatigue**, v 25, 2003, p 899 – 914.

Sadananda, K; Glinka, G., Dislocation processes that affect kinetics of fatigue crack growth. **Philosophical Magazine**, v 85, Nos. 2-3, 2005, p 189 – 203.

Sandor, L.T., **Uma metodologia para avaliação dos gradientes de tenacidade à fratura ao longo da camada cementada do aço SAE 5115**. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas. Campinas, 2005, 153p. Tese (Mestrado).

Schön, C.G.. Mecânica dos materiais. **Apostila para os cursos PMT2405- Mecânica dos Materiais e PMT5860- Teoria da Plasticidade e da Fratura dos Materiais**. Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. São Paulo. 2007. p 205.

Shin, J.C., Lee, S.,Ryu, J. H., Correlation of microstructure and fatigue properties of two high-strength spring steels. **International Journal of Fatigue**, v 21 , 1999, p 571-579.

Shin, D. M.; Lee, C. Y.; Lee, K. S..Fatigue properties of plasma carburized low carbon Cr-Mo steel. **ISIJ International**, v 42, n 9, 2002, p 1042-1048.

Silva, A.L.C., Mei, P.R., **Aços e ligas especiais**, 2ª Edição, Sumaré: Eletrometal SA Metais Especiais, 1988. p. 212-213.

Silva, V.F., Canale, L.F., Spinelli, D., Bose-Fillho, W.W., Crnkovic, O.R.. Influence of retained austenite on short fatigue crack growth and wear resistance of case carburized steel. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v 8, 1999, p. 543-547.

Smithews, C.J., Brandes, E.A.. **Metals Reference Book**, 15ª Edição, London, The Butter Worth Group (England Butter Group & Co), 1976. p 908 – 912.

Society of Automotive Engineers SAE AEROSPACE. Aerospace Material Specification.

AMS 6414 J (Jun03) – Steel, bars, forgings and tubing SAE 4340 Steels. Warrendale.2003.

Society of Automotive Engineers SAE Handbook V.1. Materials, Fuels, Emissions and Noise

SAE J406 (Mai98) – Methods of determining hadernability of steels. Table A15 –

Hadernability multipling factors vs % element. 1.43. Warrendale. 1998. 140 p

SAE J404 (Jun00) – Chemical compositions of SAE alloy steels. Warrendale. 2000. 3 p.

SAE J409 (Fev95) – Product analysis permissible variations from specified chemical analysis of a heat or cast steel. Warrendale. 1995. 6 p.

SEP Stahl-Eisen-Prüfblätter, SEP-1520-98 – Microscopic examination of carbide structure in steels by means of diagram series. Verlag Stahleisen GmbH. Düsseldorf. 1998. 6p.

Stahlschlüssel - Verlag Stahlschlüssel Wegst GmbH, **Stahlschlüssel 2004 – la clé des aciers – key to steel**. Marbach. 2004

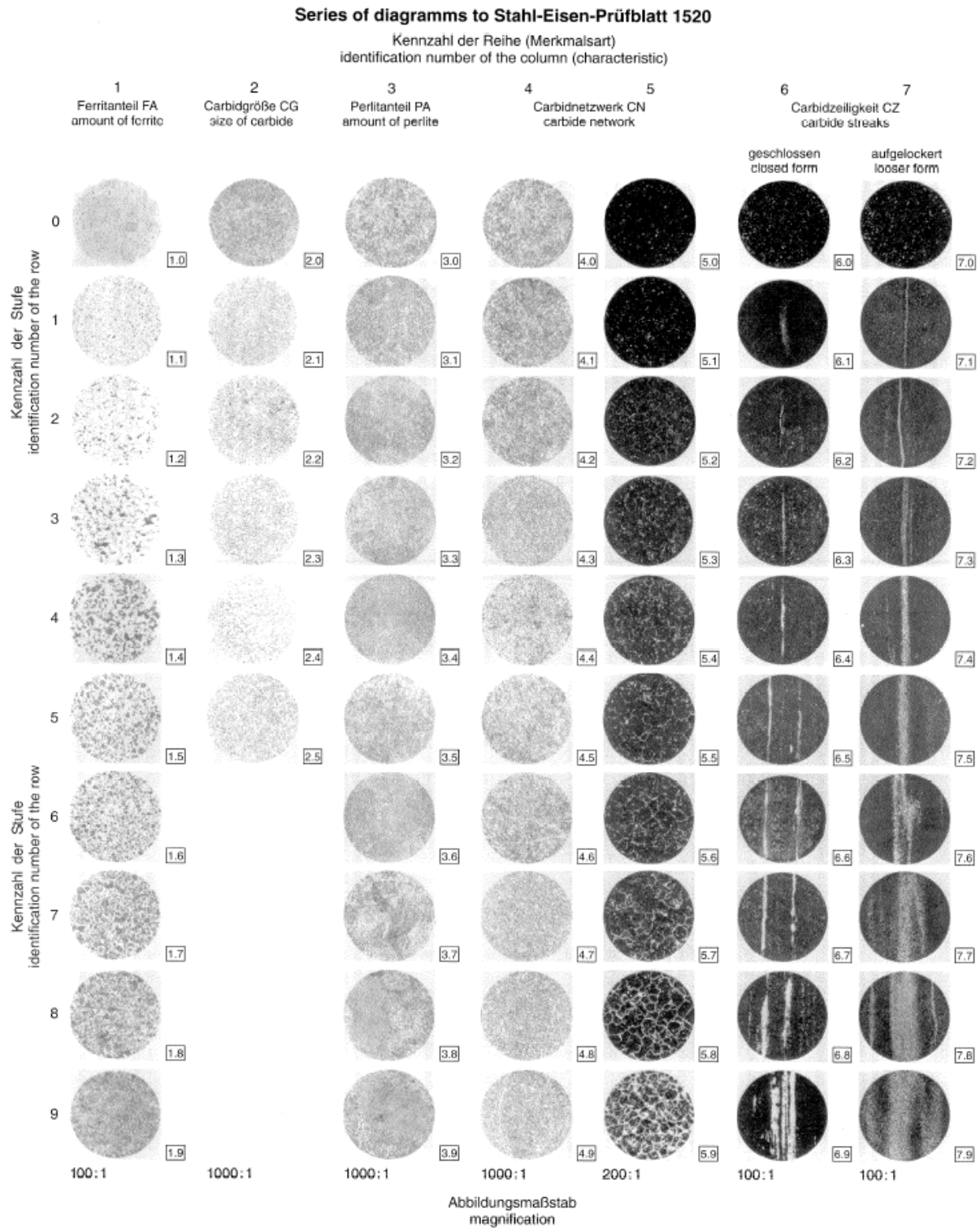
Tetelman, A.S., McEvily, A.J., Jr. **Fracture of Structural Materials**. John Wiley & Sons. New York. 1967 p.125-129.

Unterweiser, P.M., Boyer, H.E., Kubbs, J.J.. **Heat treater's guide**, American Society for **Metals**, 4ª Ed. 1987. Ohio. p. 135, 193, 188, 195, 198, 201, 204, 206.

Yang, Z.G., Zhang, J.M., Li, S.X., Li, G.Y., Wang, Q.Y., Hui, W.J., Weng, Y.Q.. On the critical inclusion size of high strength steels under ultra-high cycle fatigue. **Materials Science and Engineering**. A427, 2006, p 167-174.

Zhang, J.M., S.X. Li, Yang, Z.G., Li, G.Y., Hui, W.J., Weng, Y.Q.. Influence of inclusion size on fatigue behavior of high strength steels in the gigacycle fatigue regime. **International Journal of Fatigue**. 29, 2007, p 765-771.

Anexo I – Diagrama da norma SEP 1520-98 para análise de distribuição de carbonetos.



Apêndice A - Análise de custos da pesquisa

A proposta desta tese é fornecer uma metodologia para avaliação dos gradientes de tenacidade à fratura e de $da/dN \times \Delta K$ ao longo da camada cementada, e foi aqui apresentada após análise de resultados de 9 tipos de aços em 5 condições de tratamento térmico de têmpera e revenimento, cujos resultados finais são sumarizados nas figuras 4.12 a 4.16 e os critérios de determinação foram apresentados nas etapas anteriormente descritas. Porém para determinação desses resultados foram necessários recursos conjuntos da Unicamp, da Bosch e da Villares Metals e os envolvidos na execução do projeto são apresentados na tabela A abaixo, descrevendo os custos individuais de todas as etapas da pesquisa.

Tabela A – Demonstrativo de custos desta pesquisa para as atividades dos capítulos 3 e 4.

Entidade	Atividade executada	Custo (R\$)
Villares Metals	Fornecedor de barras de cada tipo de aço SAE 4320 até 43100 num total de 200 kg	9.000,00
Robert Bosch	Usinagem dos 450 corpos de prova de K_{IC} conforme figura 3.4 no torno MAZAK da figura 3.3	
	Fresamento de 30 corpos de prova de K_{IC}	39.000,00
	Fresamento do entalhe tipo chevron	
	Confecção de 2 roscas M3 por corpo de prova	
	Incisão por eletroerosão a fio de 1 mm de profundidade no vértice de cada chevron	10.800,00
	Usinagem dos 45 corpos de prova de tração conforme 3.5 no torno MAZAK da figura 3.3	
	Torneamento	2.200,00
	Polimento manual com lixa	1.000,00
	Aplicação de cobre eletrolítico	350,00
	Tratamento térmico dos corpos de prova	1.700,00
Unicamp	Ensaio de propagação de trinca de fadiga e K_{IC} na máquina MTS no tempo de 780 horas	117.000,00
	Fractografia em MEV no tempo de 20 horas	4.000,00
Total de Custos Diretos		185.050,00
Custos Indiretos	Planejamento, levantamento bibliográfico, análise dos resultados, composição da tese (atividades que não envolvem recursos materiais)	60.000,00
Total de Custos da Pesquisa		245.050,00

Além dos custos diretamente envolvidos nos recursos materiais envolvidos, existem os custos indiretos relativos ao tempo despendido no planejamento da pesquisa, levantamento bibliográfico, análise dos resultados e composição da tese, que correspondem às atividades do autor deste trabalho na condição de ex-engenheiro da Bosch e atual engenheiro da Villares Metals.

Isto comprova que os trabalhos complexos para serem desenvolvidos precisam da participação de várias entidades (empresas e/ou universidades) devido à diversificação de recursos materiais e financeiros necessários. Muitas vezes os equipamentos e instrumentos de teste e análise estão dispersos em vários locais, sendo necessária a sinergia dos interessados para a conclusão de uma pesquisa. Isto mais uma vez comprova o quanto é importante a participação de consórcios formados por universidades e empresas, para ser possível o desenvolvimento tecnológico de nosso país.

Se não houvesse a participação da conjunta Unicamp, Bosch e Villares e Villares Metals, este trabalho não teria condições de ser desenvolvido.

Apêndice B – Resultados de microdureza HV, KQ, RT e LE, e os valores de m e C da equação de Paris calculados para cada tipo de aço e temperatura de revenimento, com base nos gráficos da figuras 4.15 até 4.19.

Aço	HV	m	C	KQ	RT	LE
4320-200	457	2,50	3,88E-12	103,1	1428	1314
4330-200	511	2,34	1,21E-11	98,7	1596	1484
4340-200	566	2,37	1,40E-11	83,13	1766	1660
4350-200	607	3,54	1,20E-14	56,8	1893	1799
4360-200	654	4,87	3,55E-18	38,7	2039	1957
4370-200	671	4,40	2,83E-16	39,2	2092	2008
4380-200	686	4,74	3,68E-17	29,2	2138	2074
4390-200	691	5,34	3,82E-19	26,7	2154	2089
43100-200	712	5,78	1,8E-20	23,8	2219	2174
4320-300	439	2,50	4,55E-12	109	1372	1263
4330-300	456	2,36	1,16E-11	110	1425	1325
4340-300	498	2,91	3,54E-13	88,2	1555	1446
4350-300	520	3,08	1,67E-13	50,3	1624	1526
4360-300	551	4,25	1,79E-16	36,5	1782	1657
4370-300	571	5,31	3,45E-19	31,1	1782	1675
4380-300	613	5,35	4,55E-19	29	1912	1816
4390-300	621	5,16	9,81E-19	31,2	1937	1859
43100-300	636	5,68	6,69E-20	29,5	1983	1924
4320-400	407	2,51	3,66E-12	98,7	1273	1159
4330-400	449	2,51	4,03E-12	105,2	1403	1277
4340-400	463	2,52	4,08E-12	93,8	1447	1331
4350-400	494	2,97	2,42E-13	79	1543	1419
4360-400	511	2,91	3,46E-13	59,9	1596	1452
4370-400	533	2,98	2,89E-13	52,6	1664	1547
4380-400	551	3,06	1,93E-13	40,8	1720	1599
4390-400	569	3,46	1,90E-14	36	1775	1704
43100-400	588	3,29	5,67E-14	33,3	1834	1761
4320-500	373	2,56	2,39E-12	117,6	1168	1028
4330-500	387	2,71	8,23E-13	118,4	1211	1066
4340-500	403	2,54	2,40E-12	115,7	1261	1122
4350-500	413	2,78	4,89E-13	100,5	1292	1150
4360-500	449	2,72	8,23E-13	92	1403	1263
4370-500	463	2,75	8,48E-13	81	1447	1317
4380-500	475	2,86	5,02E-13	65,9	1484	1365
4390-500	486	3,08	1,18E-13	66,8	1518	1412
43100-500	494	3,24	4,76E-14	58,8	1543	1450
4320-600	285	2,61	1,41E-12	106,5	915	732
4330-600	297	2,88	2,26E-13	108,3	964	800
4340-600	315	2,71	8,23E-13	113	1014	851
4350-600	334	2,79	5,00E-13	110,9	1078	916
4360-600	364	2,90	2,68E-13	116,6	1160	997
4370-600	380	2,92	2,35E-13	105,5	1220	1061
4380-600	388	3,09	8,21E-14	99,6	1207	1062
4390-600	397	3,36	1,65E-14	93,8	1248	1111
43100-600	411	3,22	3,79E-14	93,6	1261	1148

Apêndice C – Planejamento Fatorial para os 9 tipos de aço e 5 níveis de temperatura de revenimento.

$$SS_{TOTAL} = \sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^b \sum_{k=1}^n y_{ijk}^2 - \frac{y_{...}^2}{a \cdot b \cdot n} \quad \nu = a \cdot b \cdot n - 1$$

$$SS_{AÇO} = \sum_{i=1}^a \frac{y_{i..}^2}{b \cdot n} - \frac{y_{...}^2}{a \cdot b \cdot n} \quad \nu = a - 1$$

$$SS_{REVEN.} = \sum_{j=1}^b \frac{y_{.j.}^2}{a \cdot n} - \frac{y_{...}^2}{a \cdot b \cdot n} \quad \nu = b - 1$$

$$SS_{AÇO-REVEN.} = \sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^b \frac{y_{ij.}^2}{n} - \frac{y_{...}^2}{a \cdot b \cdot n} - SS_{AÇO} - SS_{REVEN.} \quad \nu = (a - 1) \cdot (b - 1)$$

$$SS_{ERRO} = SS_{TOTAL} - SS_{AÇO} - SS_{REVEN.} - SS_{AÇO-REVEN.} \quad \nu = a \cdot b \cdot (n - 1)$$

$$F_{0AÇO} = \frac{SS_{AÇO} / (a - 1)}{SS_{ERRO} / a \cdot b \cdot (n - 1)}$$

$$F_{0REVEN.} = \frac{SS_{REVEN.} / (b - 1)}{SS_{ERRO} / a \cdot b \cdot (n - 1)}$$

$$F_{0AÇO-REVEN.} = \frac{SS_{AÇO-REVEN.} / ((a - 1) \cdot (b - 1))}{SS_{ERRO} / a \cdot b \cdot (n - 1)}$$

Resultados de K_Q (MPa.m ^{1/2}) em função dos tipos de aço e das temperaturas de revenimento											
Tipo de Aço	Temperaturas de Revenimento (°C)										y..
	ij.	200	ij.	300	ij.	400	ij.	500	ij.	600	
SAE 4320		108,8		107,4		88,7		117,7		104,6	1597,4
		108,6		102,4		96,1		121,8		106,7	
		109,5		99,3		111,3		106,3		108,2	
	22	327,0	23	309,2	24	296,1	25	345,7	26	319,6	
SAE 4330		108,7		97,3		104,9		118,7		106,1	1622,0
		112,6		100,1		103,5		120,1		111,1	
		108,8		98,8		107,1		116,5		107,8	
	32	330,1	33	296,2	34	315,5	35	355,2	36	325,0	
SAE 4340		89,5		82,3		94,6		121,4		110,1	1481,5
		87,7		84,4		91,5		115,2		113,8	
		87,4		82,7		95,4		110,6		115,0	
	42	264,6	43	249,4	44	281,4	45	347,2	46	338,9	
SAE 4350		48,7		56,2		78,9		97,8		108,5	1192,5
		49,5		53,0		81,5		99,6		110,0	
		52,7		61,2		76,6		104,0		114,3	
	52	150,9	53	170,4	54	237,0	55	301,4	56	332,8	
SAE 4360		35,5		38,6		58,7		96,1		111,8	1030,8
		36,9		37,4		59,8		93,6		117,3	
		37,0		40,0		61,1		86,4		120,6	
	62	109,4	63	116,0	64	179,7	65	276,1	66	349,7	
SAE 4370		31,2		33,7		55,7		80,0		108,7	913,1
		31,0		33,0		50,9		80,6		102,5	
		30,9		35,8		51,1		82,5		105,4	
	72	93,2	73	102,5	74	157,8	75	243,1	76	316,6	
SAE 4380		29,0		28,8		42,0		62,8		98,5	793,2
		29,5		28,9		39,2		69,2		96,1	
		28,4		29,7		41,3		65,8		104,2	
	82	86,9	83	87,5	84	122,4	85	197,7	86	298,7	
SAE 4390		30,4		28,2		36,0		68,2		95,4	763,2
		31,7		26,7		36,2		63,6		92,6	
		31,6		25,1		35,8		68,6		93,3	
	92	93,6	93	80,0	94	108,0	95	200,3	96	281,4	
SAE 43100		30,3		25,1		32,7		58,1		93,8	717,0
		28,6		22,8		33,2		58,2		94,4	
		29,5		23,3		34,0		60,3		92,6	
	102	88,4	103	71,3	104	100,0	105	176,5	106	280,8	
y.j.		1544,1		1482,5		1797,9		2443,2		2843,5	y...= 10110,7

a.b.n	=	135
SStotal	=	141404
SSaços	=	70872
SSreven.	=	52737
SSaço/rev	=	16977
SSerro	=	818

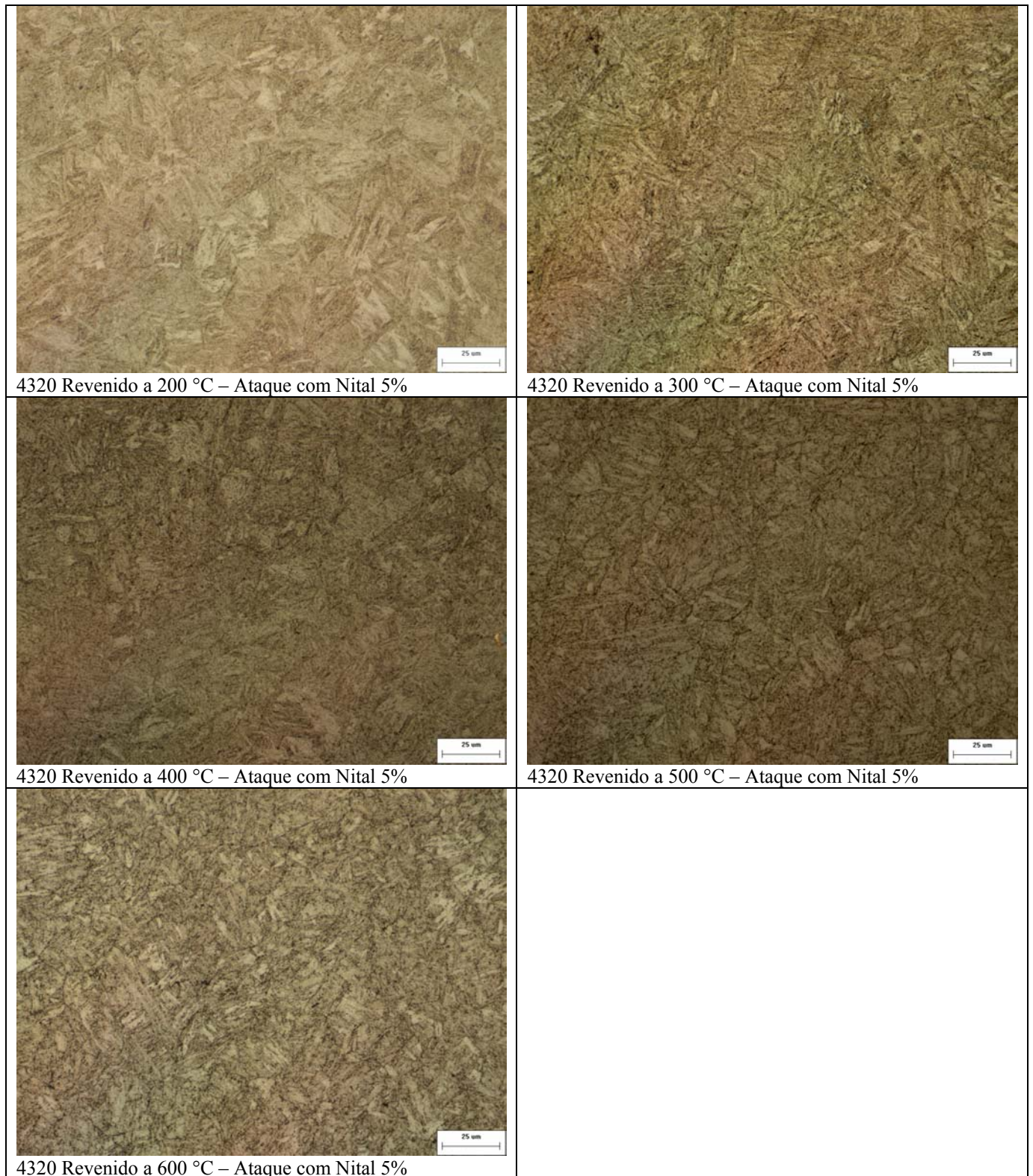
G.L.		
a.b.n-1	=	134
a-1	=	8
b-1	=	4
(a-1).(b-1)	=	32
a.b.(n-1)	=	90

Fo-aços	=	974
Fo-reven.	=	1450
Fo-aço/rev	=	58

F0,01;8,90	=	2,7	Tipo de aço influi nos resultados
F0,01;4,90	=	3,55	Temperatura de revenimento idem
F0,01;32,90	=	1,85	Existe a interação tipo de aço e revenim.

Apêndice D – Microestruturas dos aços SAE 4320 até 43100 revenidos de 200 a 600 °C

Mosaico das microestruturas do aço 4320 após revenimentos de 200 a 600 °C

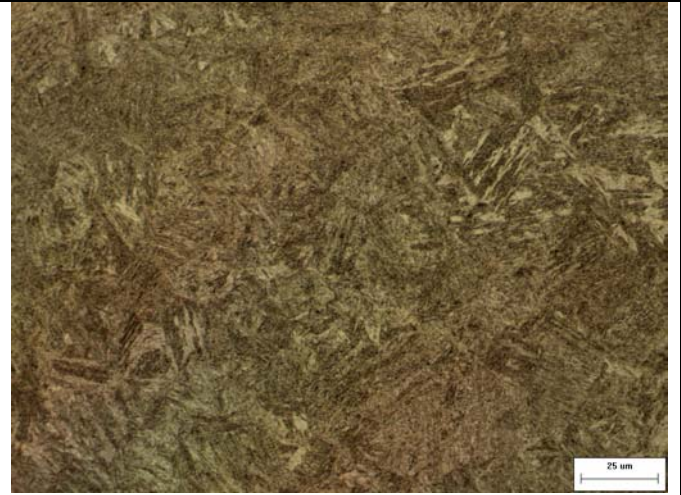


Apêndice D – continuação

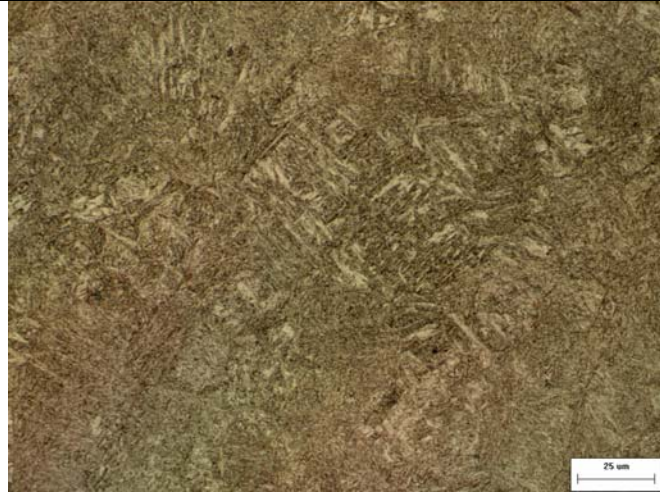
Mosaico das microestruturas do aço 4330 após revenimentos de 200 a 600 °C



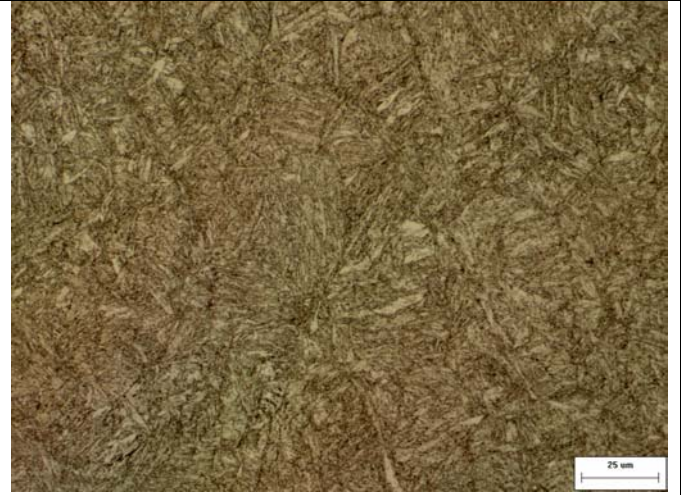
4330 Revenido a 200 °C – Ataque com Nital 5%



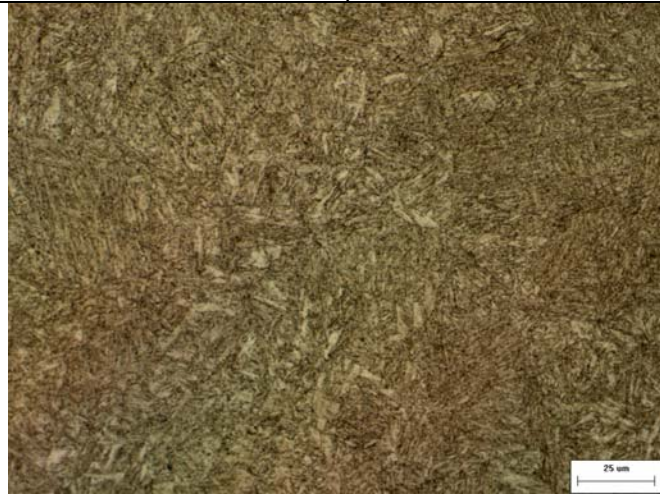
4330 Revenido a 300 °C – Ataque com Nital 5%



4330 Revenido a 400 °C – Ataque com Nital 5%



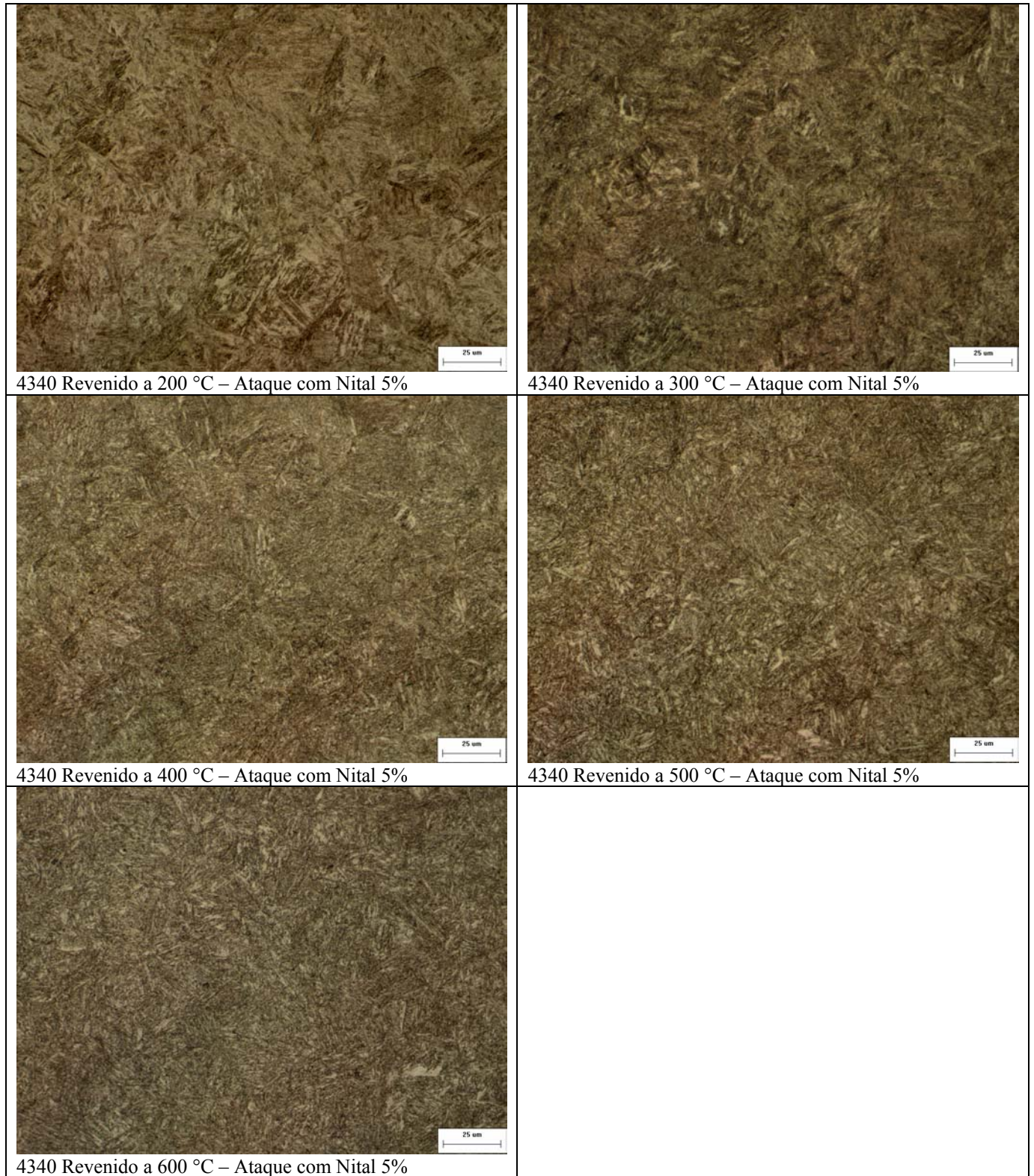
4330 Revenido a 500 °C – Ataque com Nital 5%



4330 Revenido a 600 °C – Ataque com Nital 5%

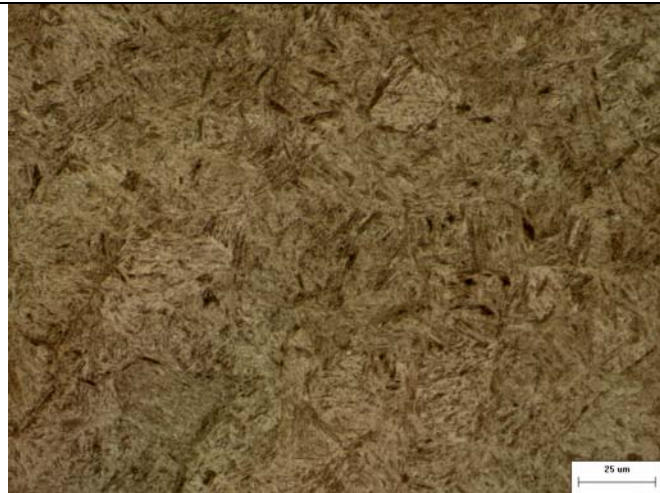
Apêndice D – continuação

Mosaico das microestruturas do aço 4340 após revenimentos de 200 a 600 °C

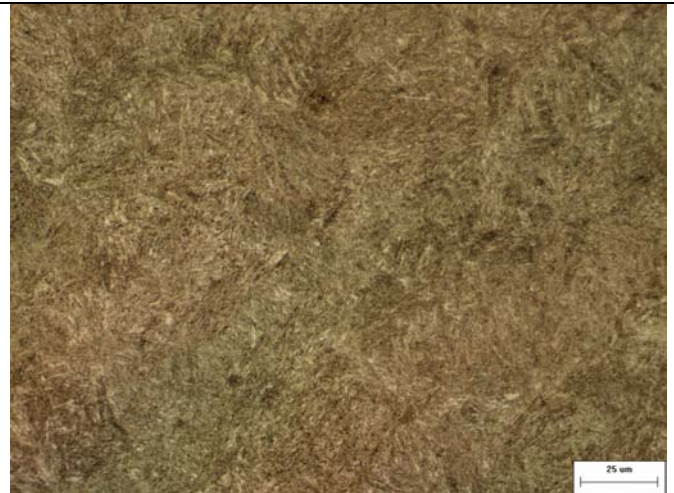


Apêndice D – continuação

Mosaico das microestruturas do aço 4350 após revenimentos de 200 a 600 °C



4350 Revenido a 200 °C – Ataque com Nital 5%



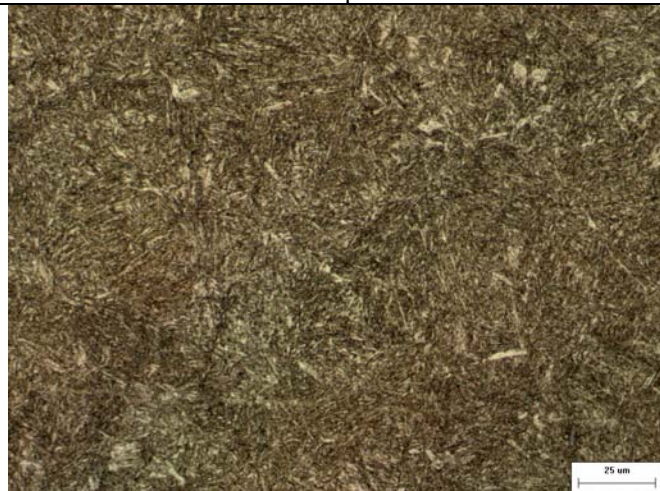
4350 Revenido a 300 °C – Ataque com Nital 5%



4350 Revenido a 400 °C – Ataque com Nital 5%



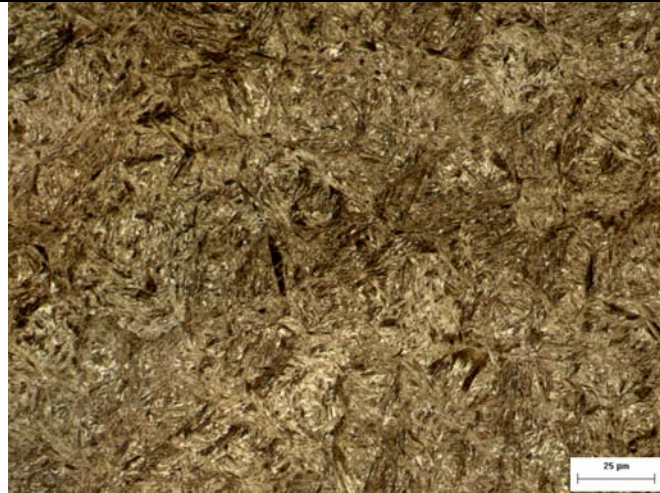
4350 Revenido a 500 °C – Ataque com Nital 5%



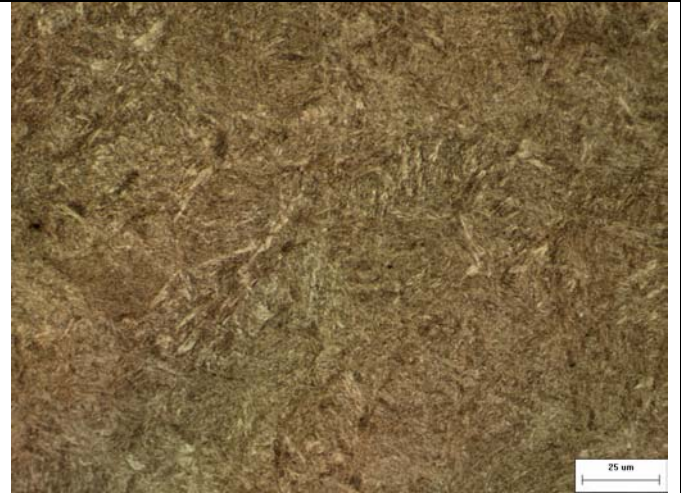
4350 Revenido a 600 °C – Ataque com Nital 5%

Apêndice D – continuação

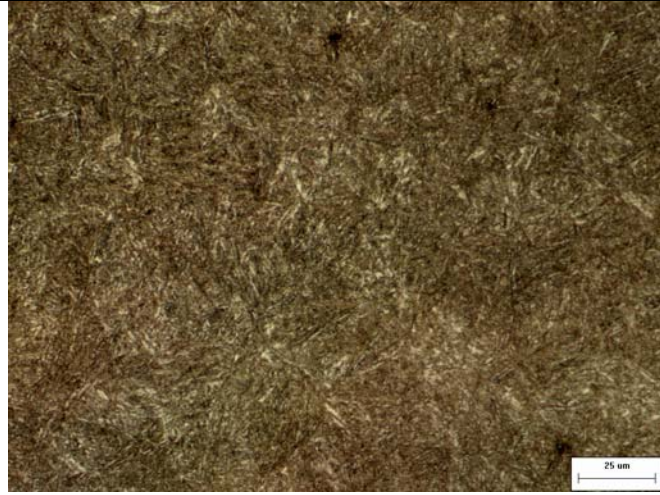
Mosaico das microestruturas do aço 4360 após revenimentos de 200 a 600 °C



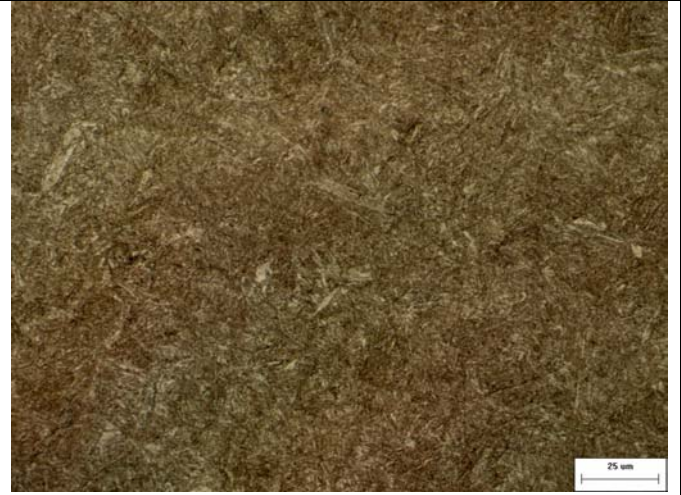
4360 Revenido a 200 °C – Ataque com Nital 5%



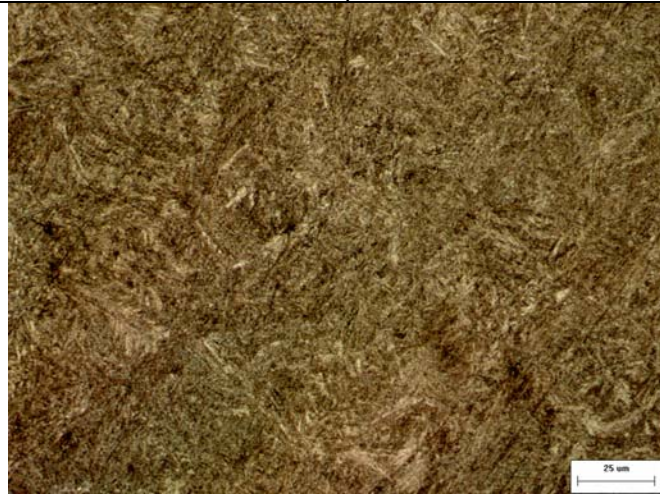
4360 Revenido a 300 °C – Ataque com Nital 5%



4360 Revenido a 400 °C – Ataque com Nital 5%



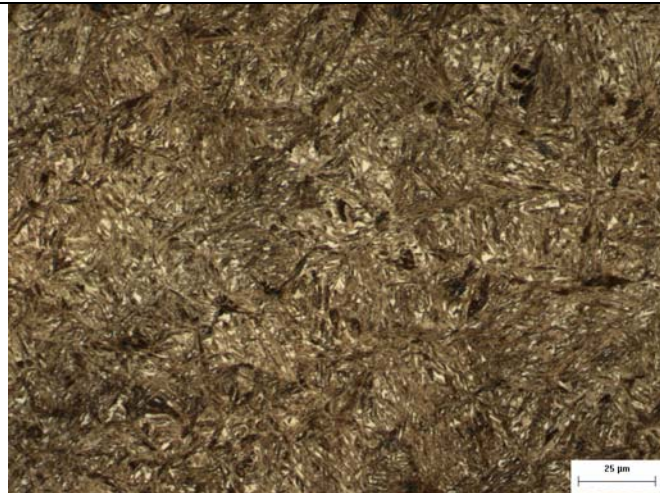
4360 Revenido a 500 °C – Ataque com Nital 5%



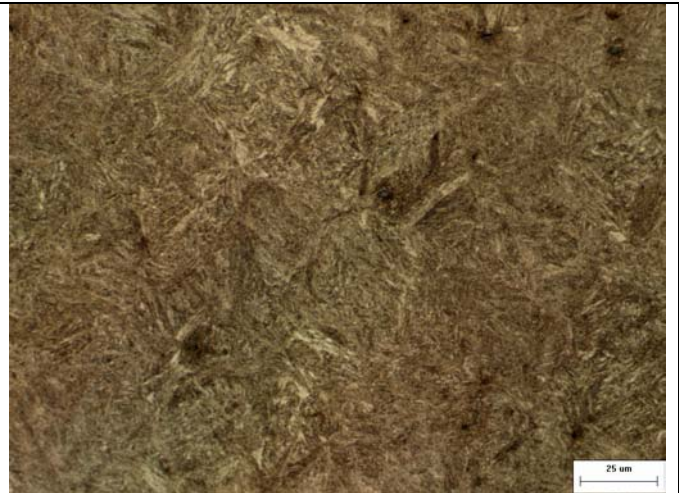
4360 Revenido a 600 °C – Ataque com Nital 5%

Apêndice D – continuação

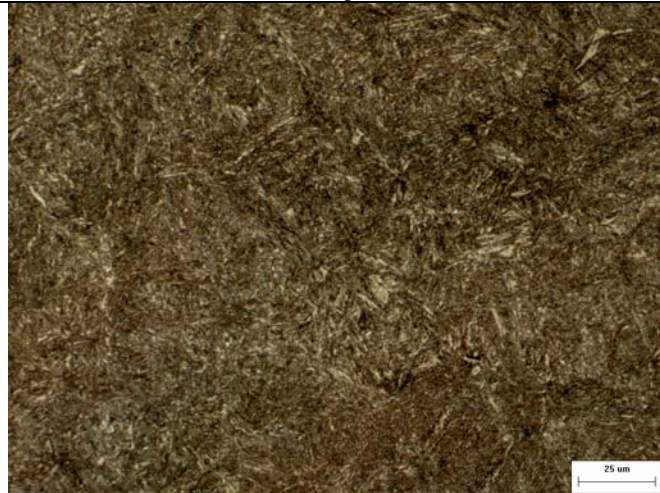
Mosaico das microestruturas do aço 4370 após revenimentos de 200 a 600 °C



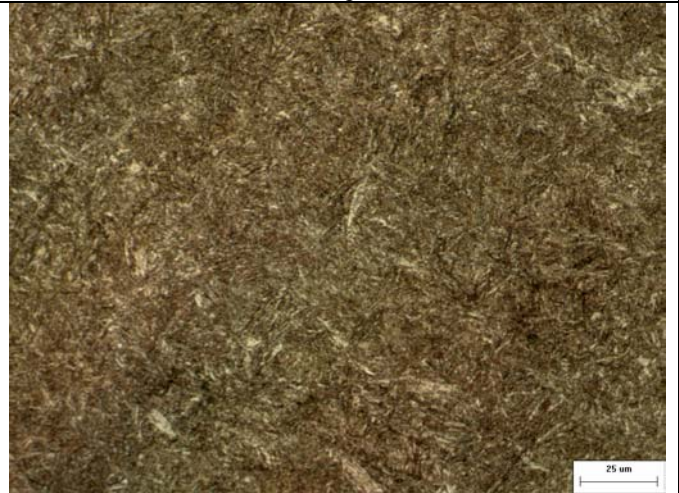
4370 Revenido a 200 °C – Ataque com Nital 5%



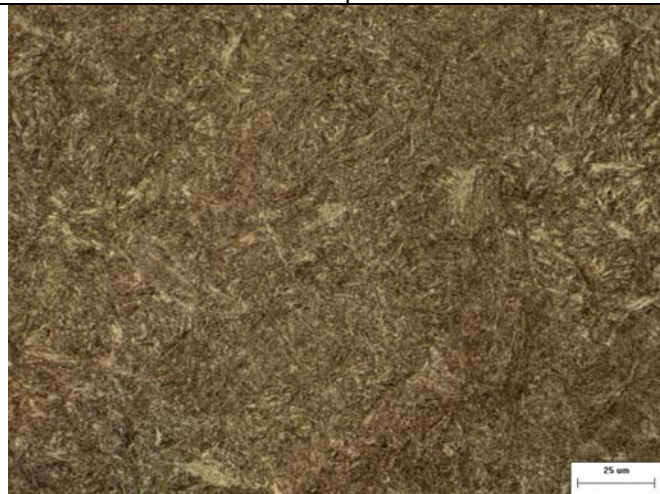
4370 Revenido a 300 °C – Ataque com Nital 5%



4370 Revenido a 400 °C – Ataque com Nital 5%



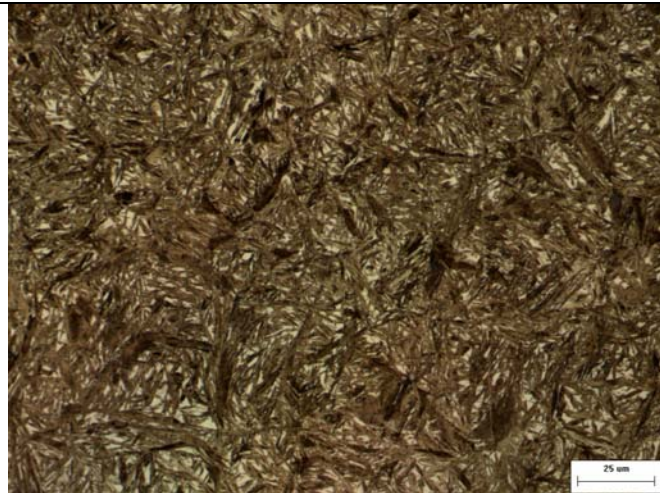
4370 Revenido a 500 °C – Ataque com Nital 5%



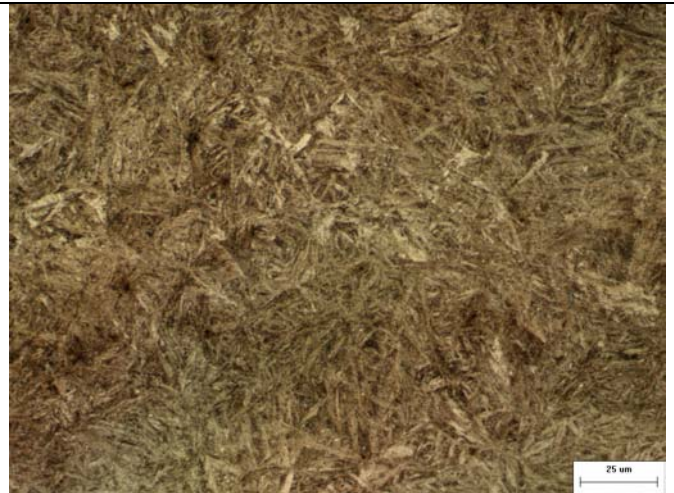
4370 Revenido a 600 °C – Ataque com Nital 5%

Apêndice D – continuação

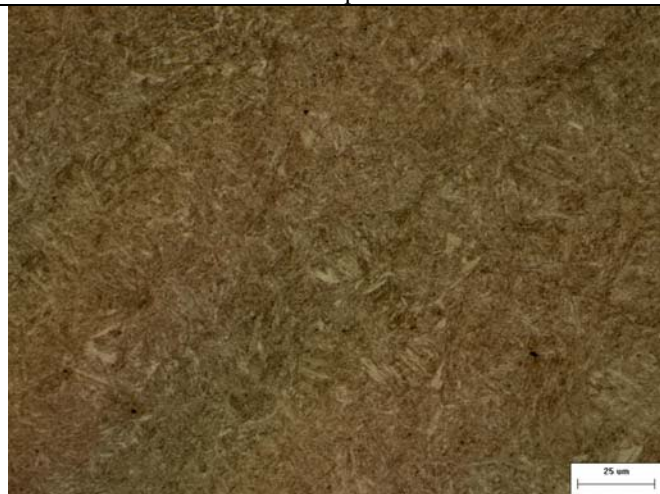
Mosaico das microestruturas do aço 4380 após revenimentos de 200 a 600 °C



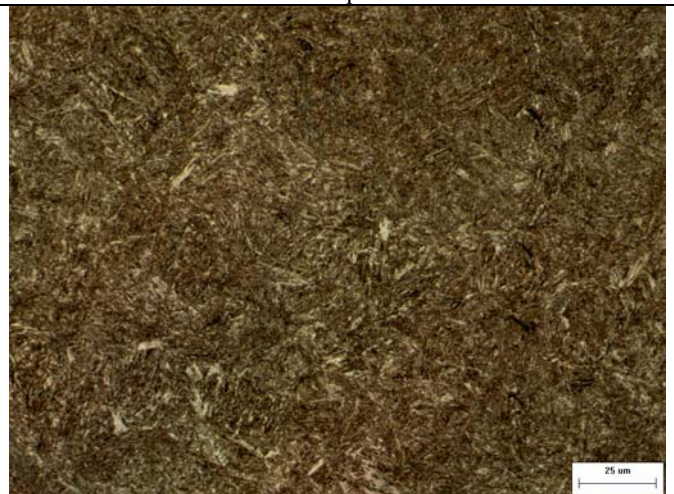
4380 Revenido a 200 °C – Ataque com Nital 5%



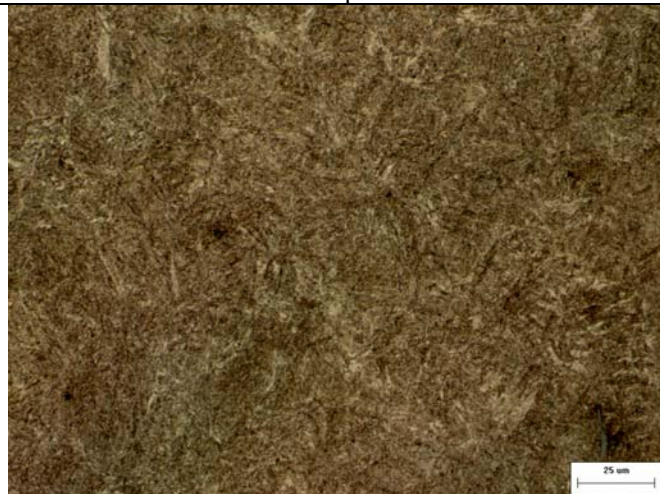
4380 Revenido a 300 °C – Ataque com Nital 5%



4380 Revenido a 400 °C – Ataque com Nital 5%



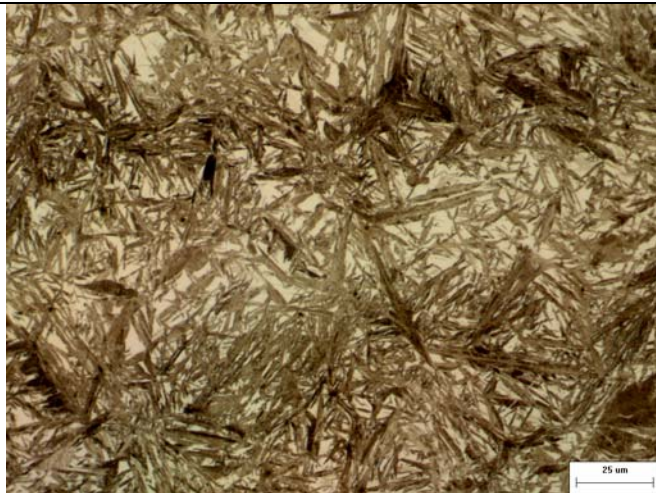
4380 Revenido a 500 °C – Ataque com Nital 5%



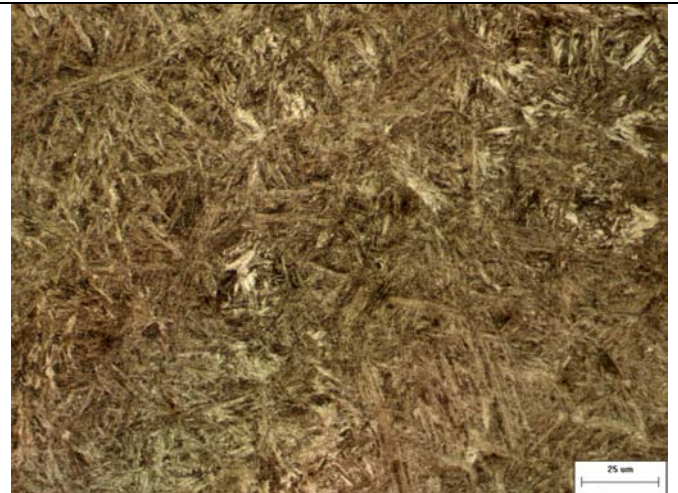
4380 Revenido a 600 °C – Ataque com Nital 5%

Apêndice D – continuação

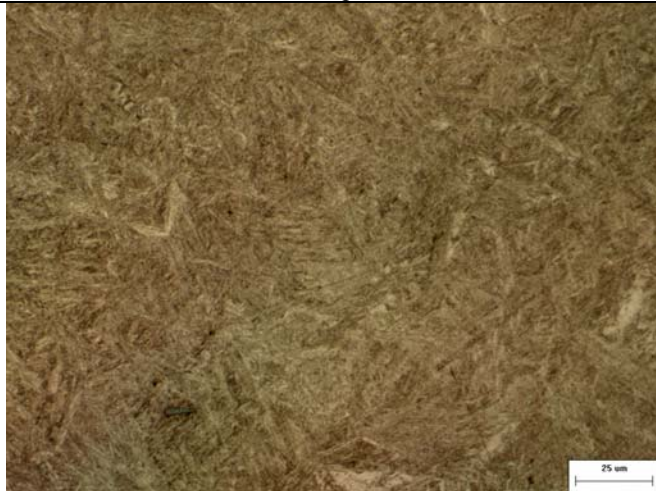
Mosaico das microestruturas do aço 4390 após revenimentos de 200 a 600 °C



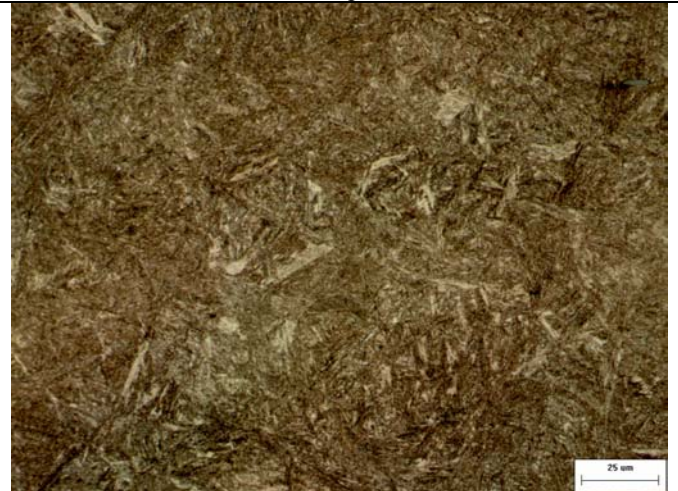
4390 Revenido a 200 °C – Ataque com Nital 5%



4390 Revenido a 300 °C – Ataque com Nital 5%



4390 Revenido a 400 °C – Ataque com Nital 5%



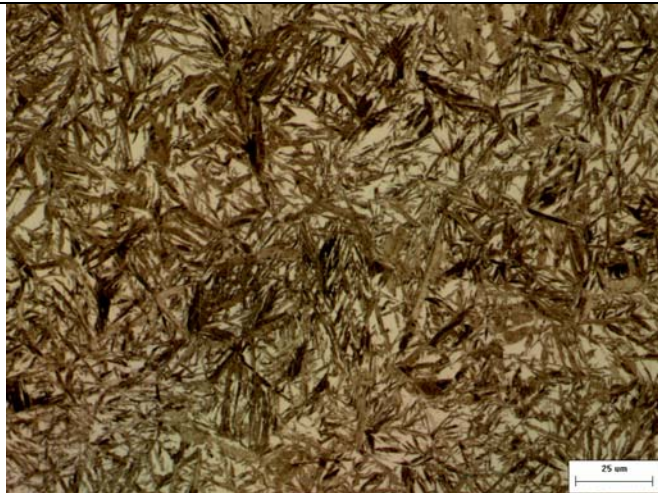
4390 Revenido a 500 °C – Ataque com Nital 5%



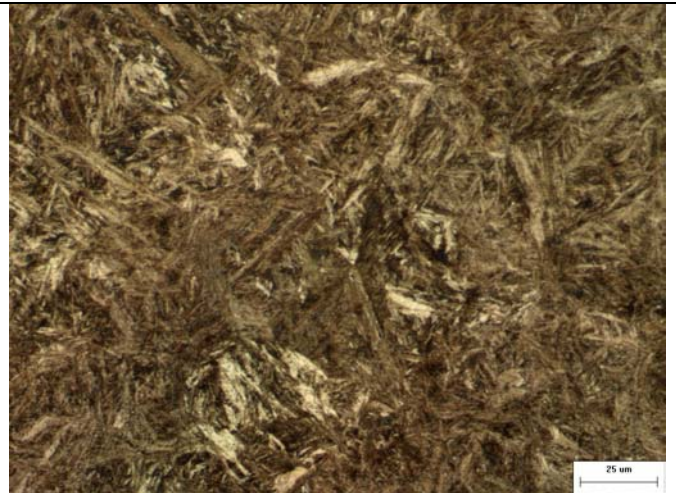
4390 Revenido a 600 °C – Ataque com Nital 5%

Apêndice D – continuação

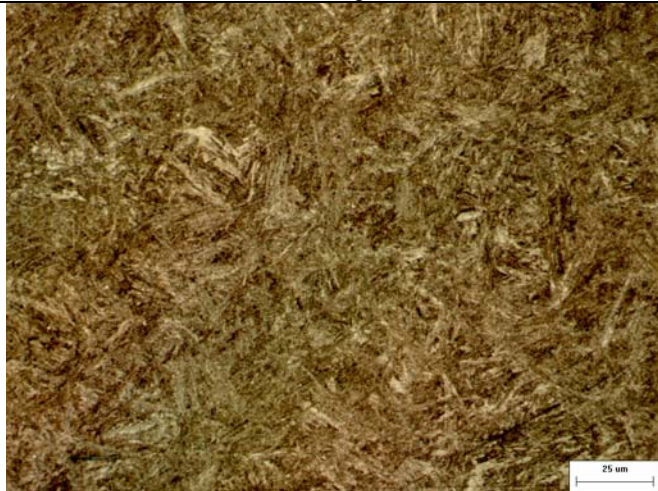
Mosaico das microestruturas do aço 43100 após revenimentos de 200 a 600 °C



43100 Revenido a 200 °C – Ataque com Nital 5%



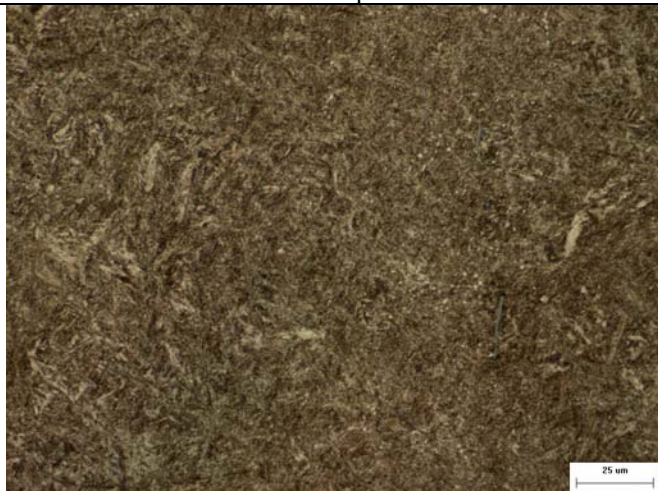
43100 Revenido a 300 °C – Ataque com Nital 5%



43100 Revenido a 400 °C – Ataque com Nital 5%

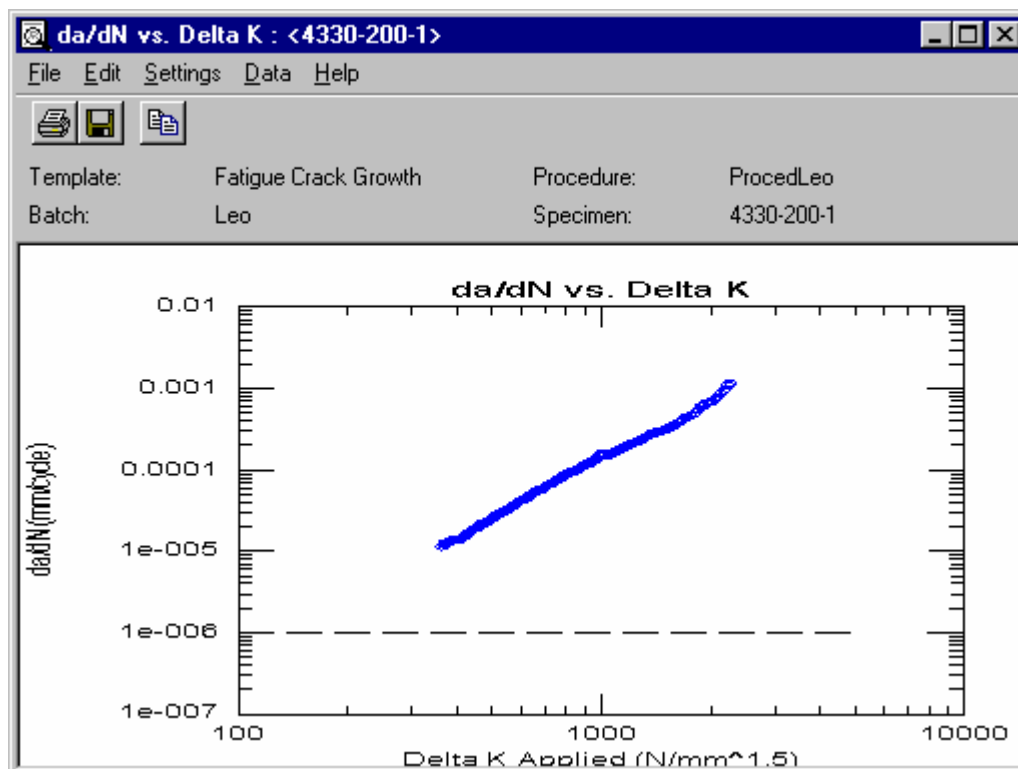
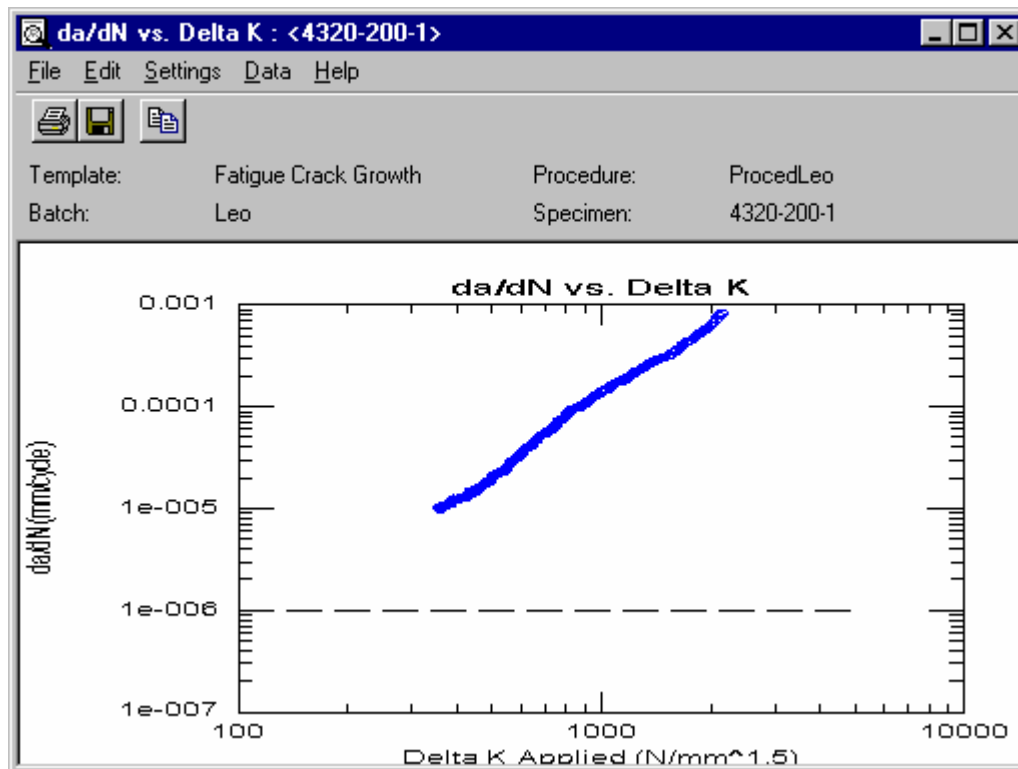


43100 Revenido a 500 °C – Ataque com Nital 5%

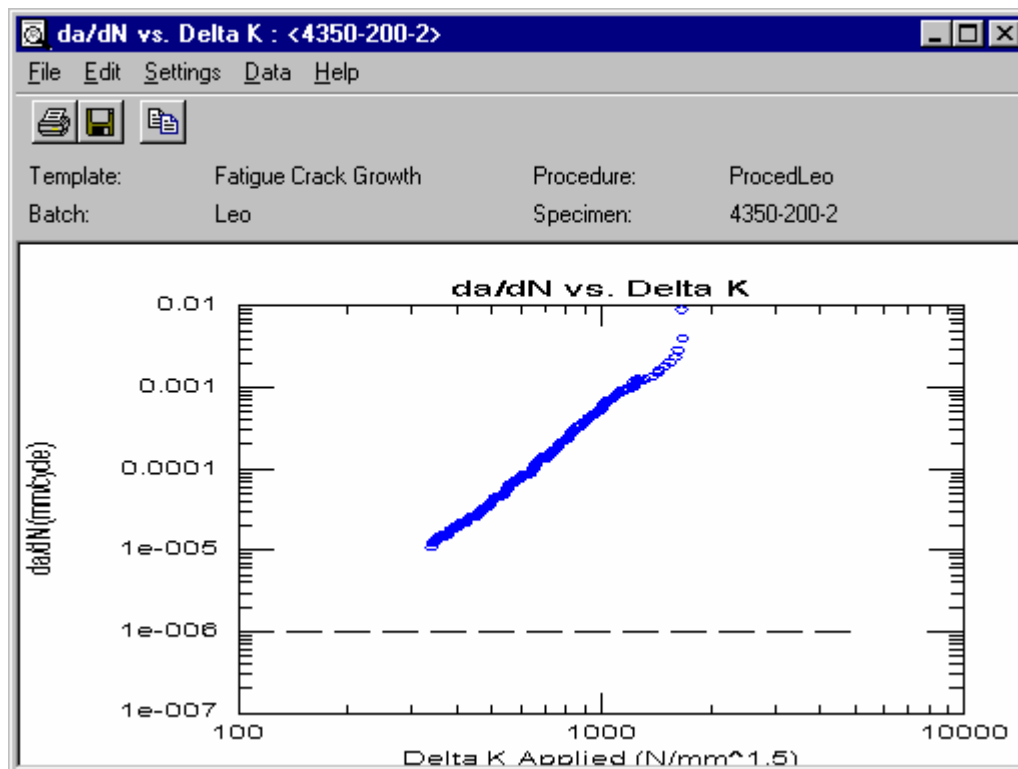
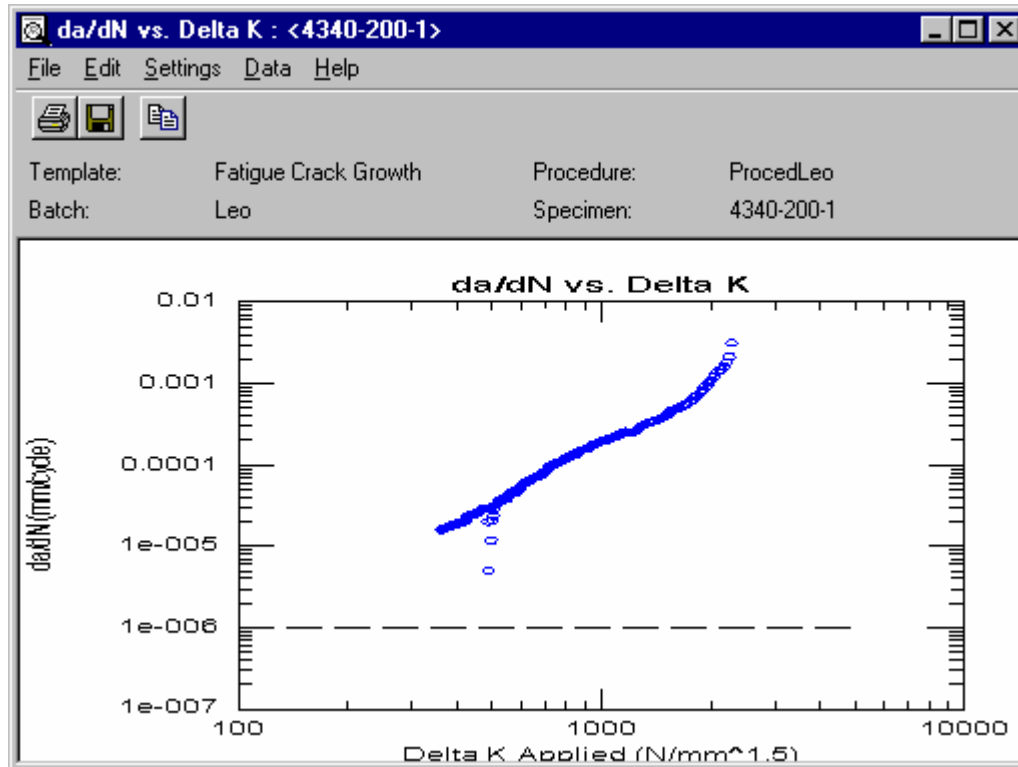


43100 Revenido a 600 °C – Ataque com Nital 5%

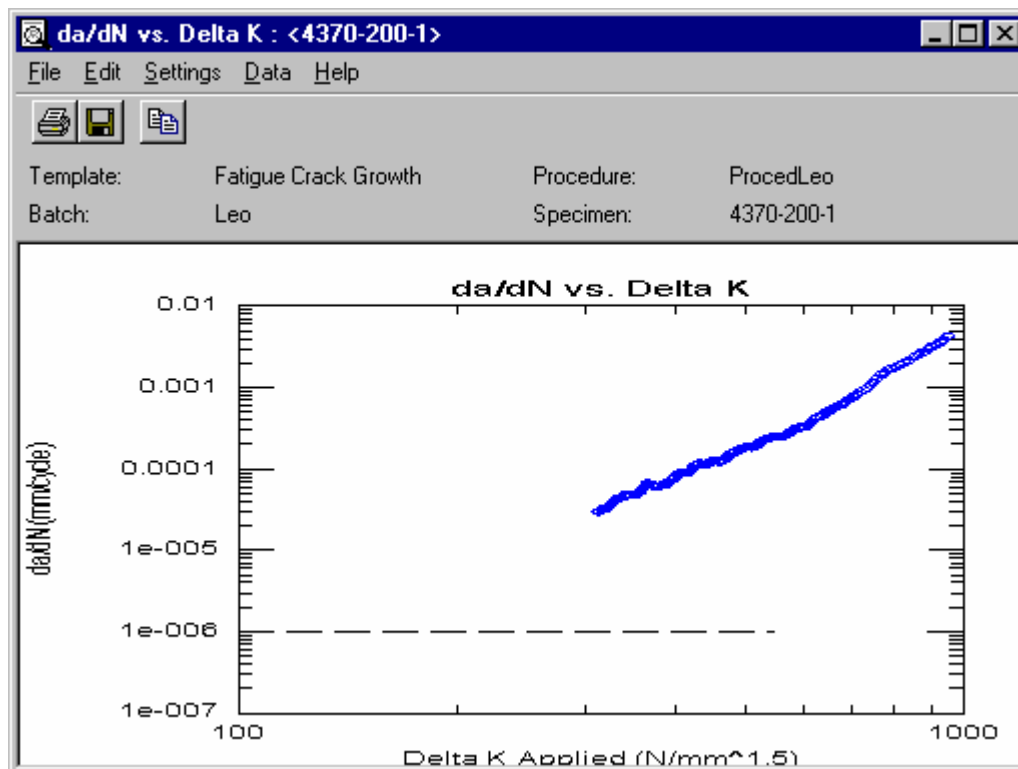
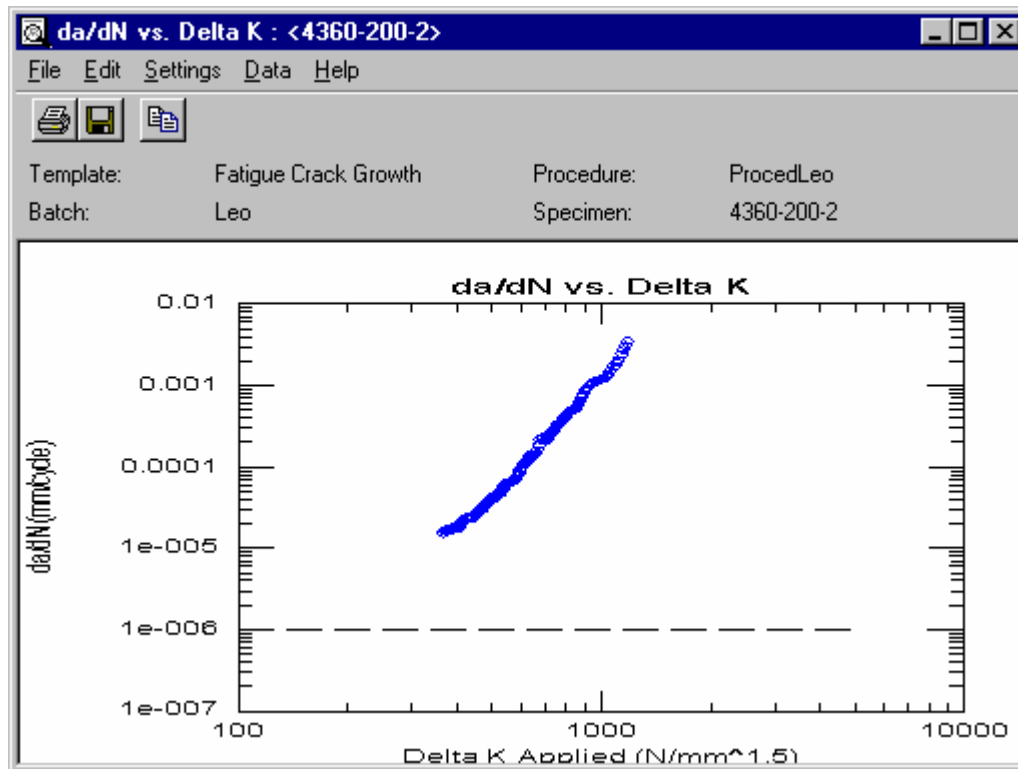
Apêndice E - Curvas $da/dN \times \Delta K$ dos aços SAE 4320 a 43100 revenidos de 200 a 600 °C



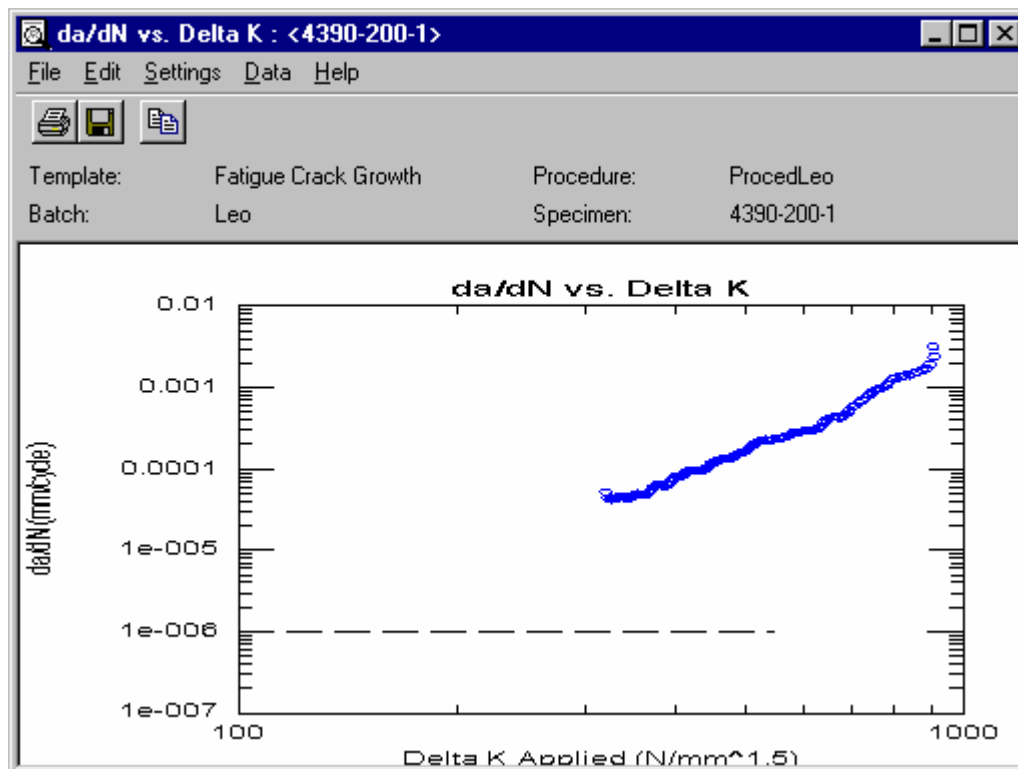
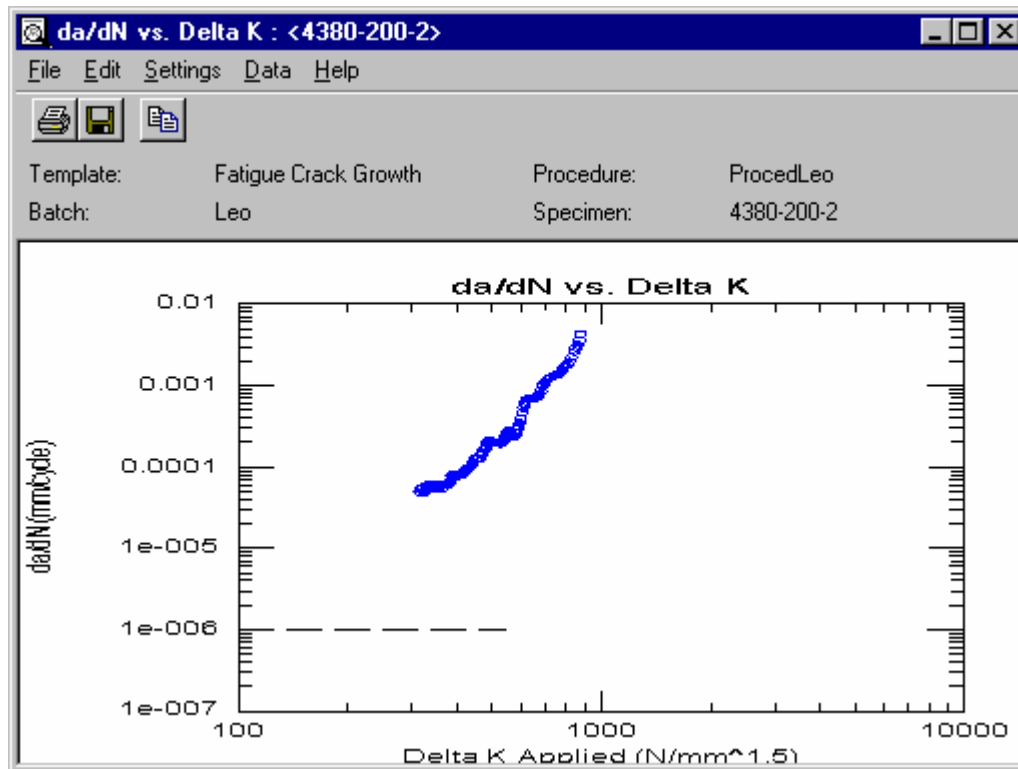
Apêndice E - continuação



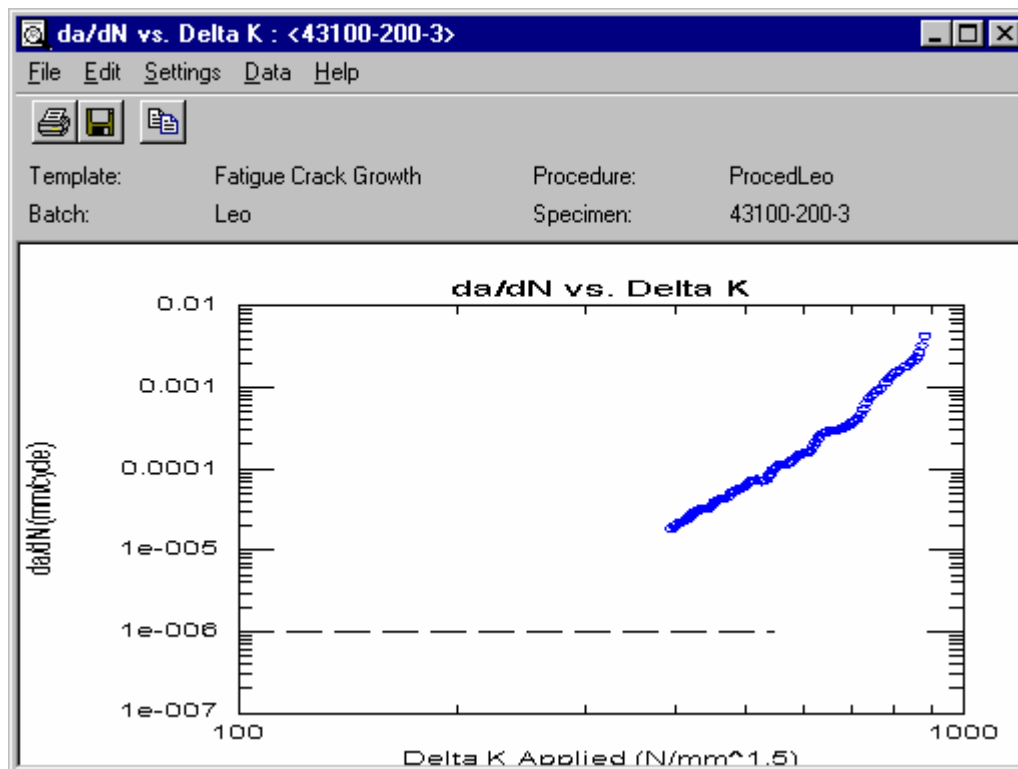
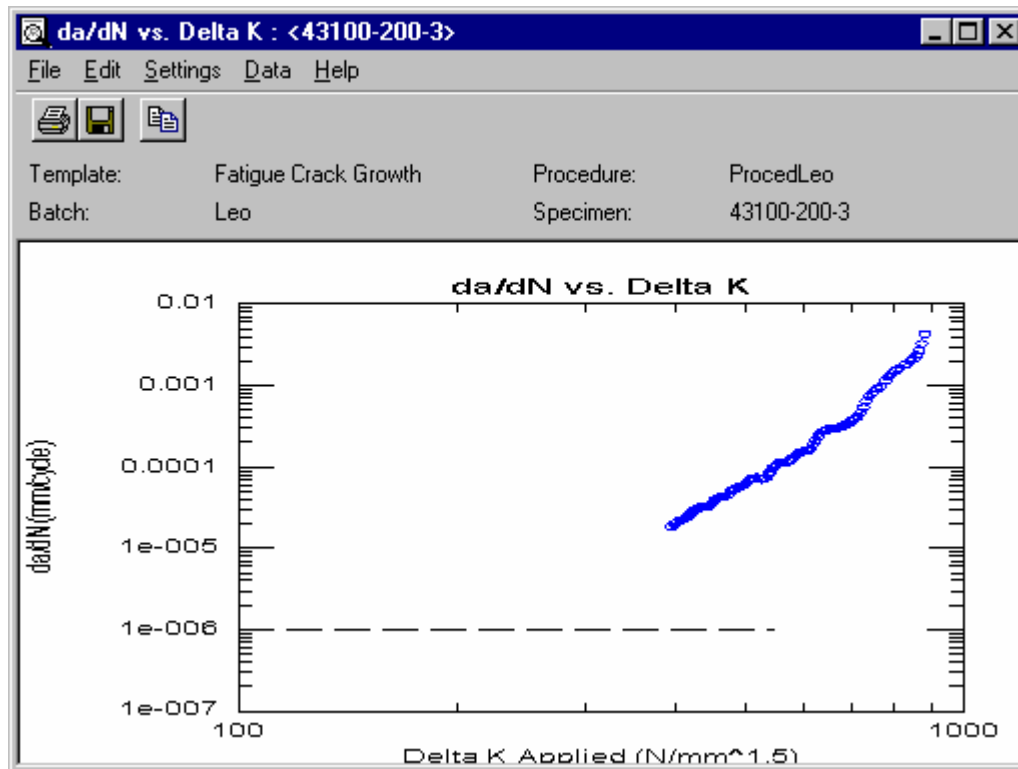
Apêndice E – continuação



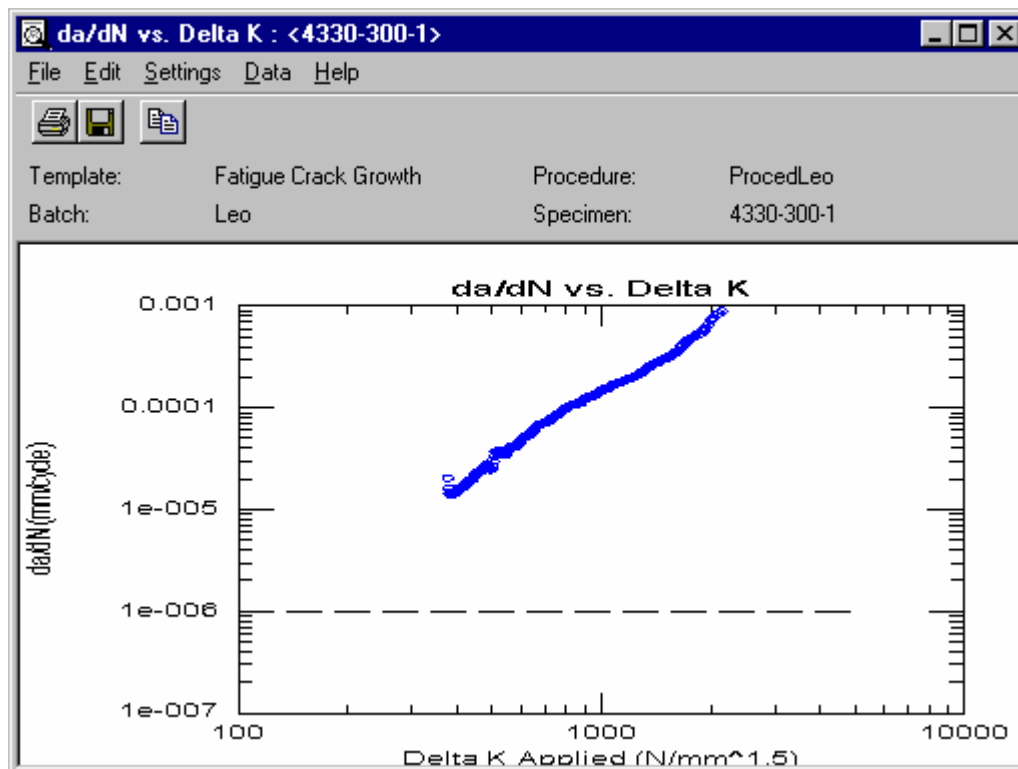
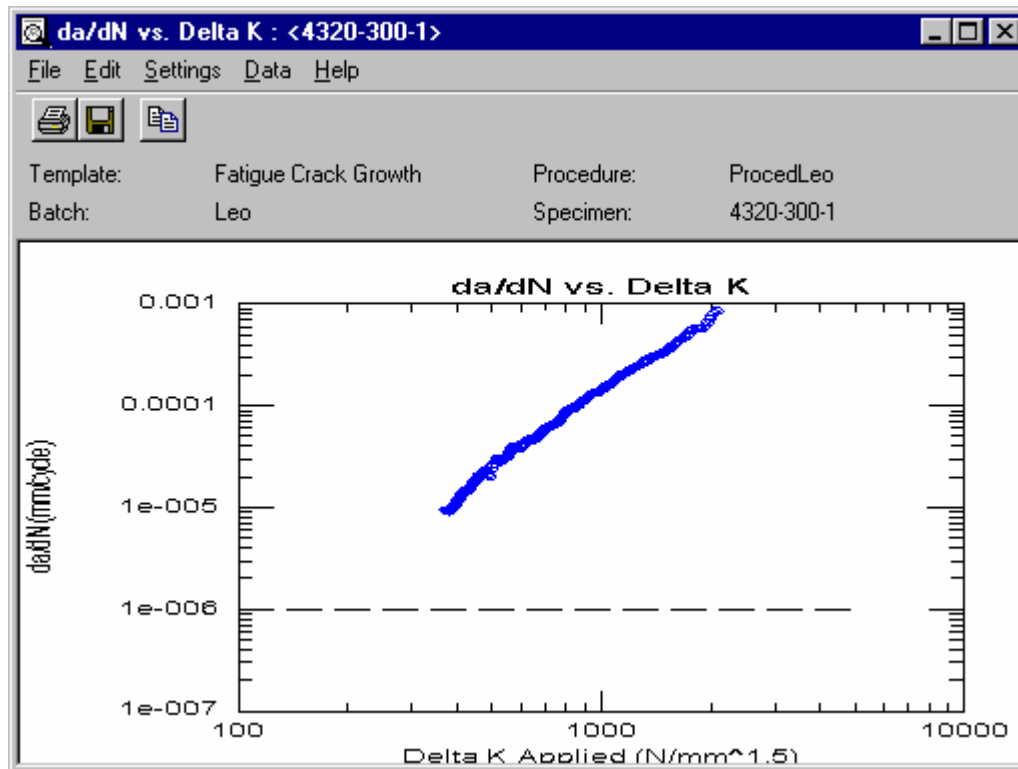
Apêndice E – continuação



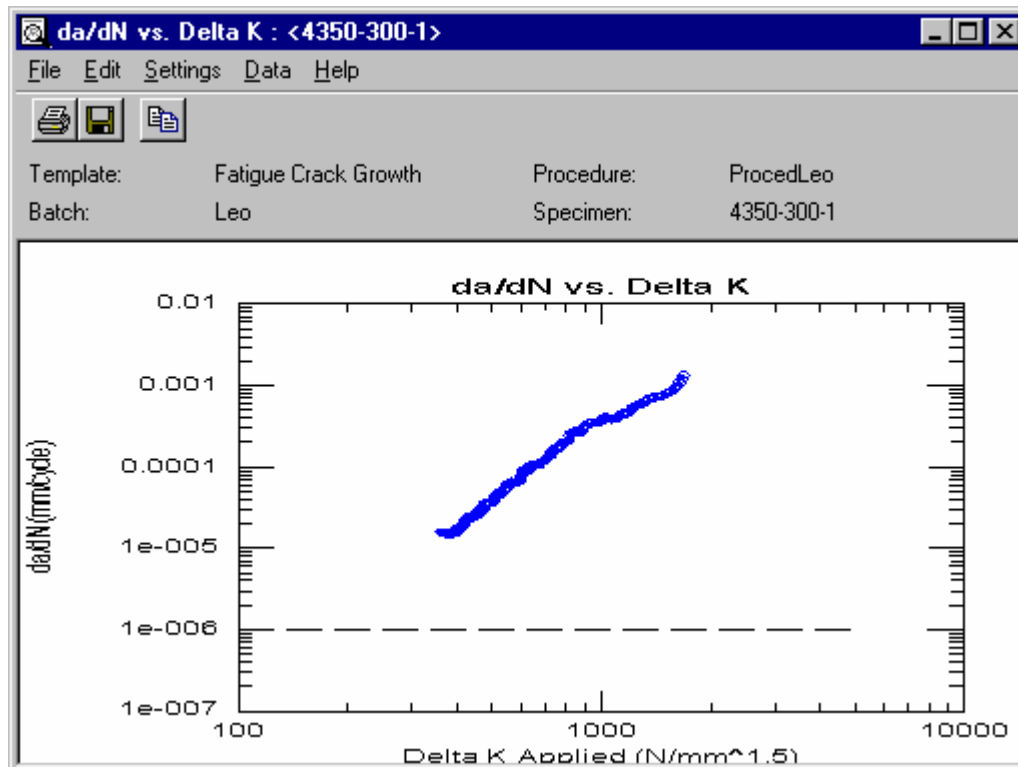
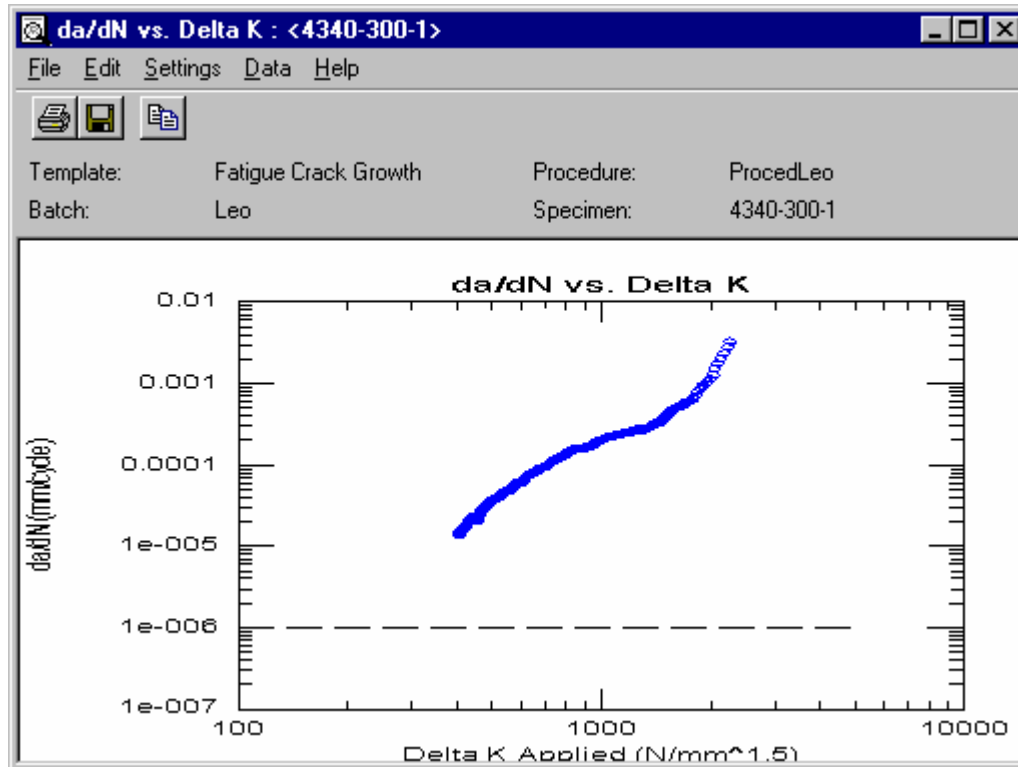
Apêndice E – continuação



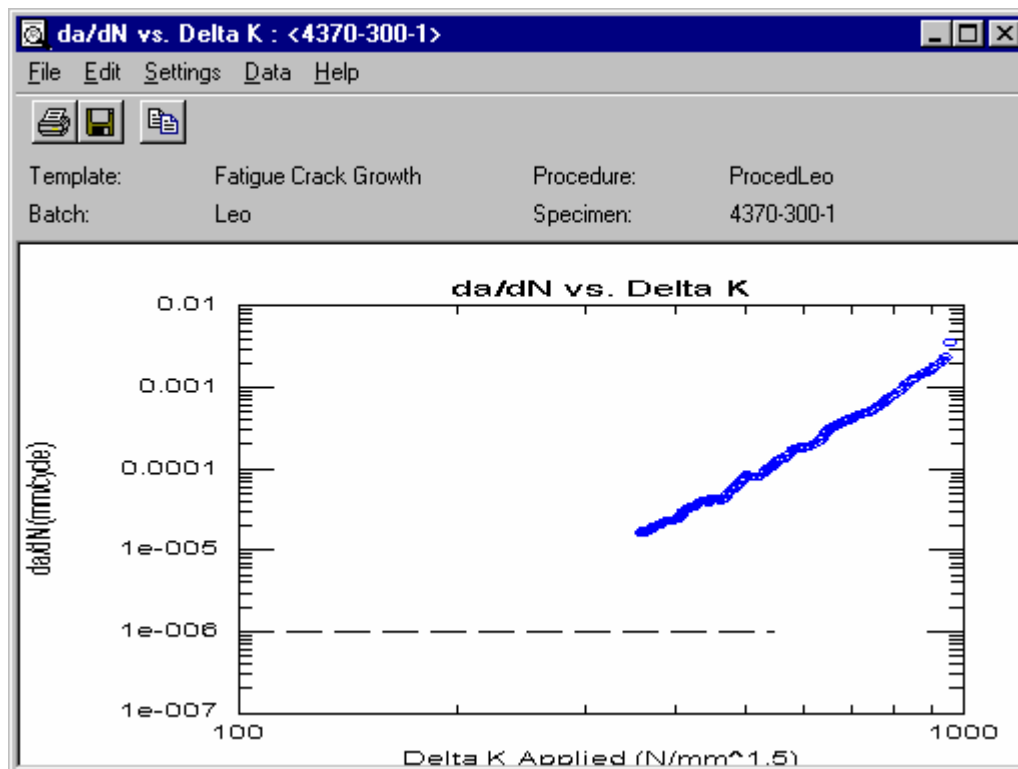
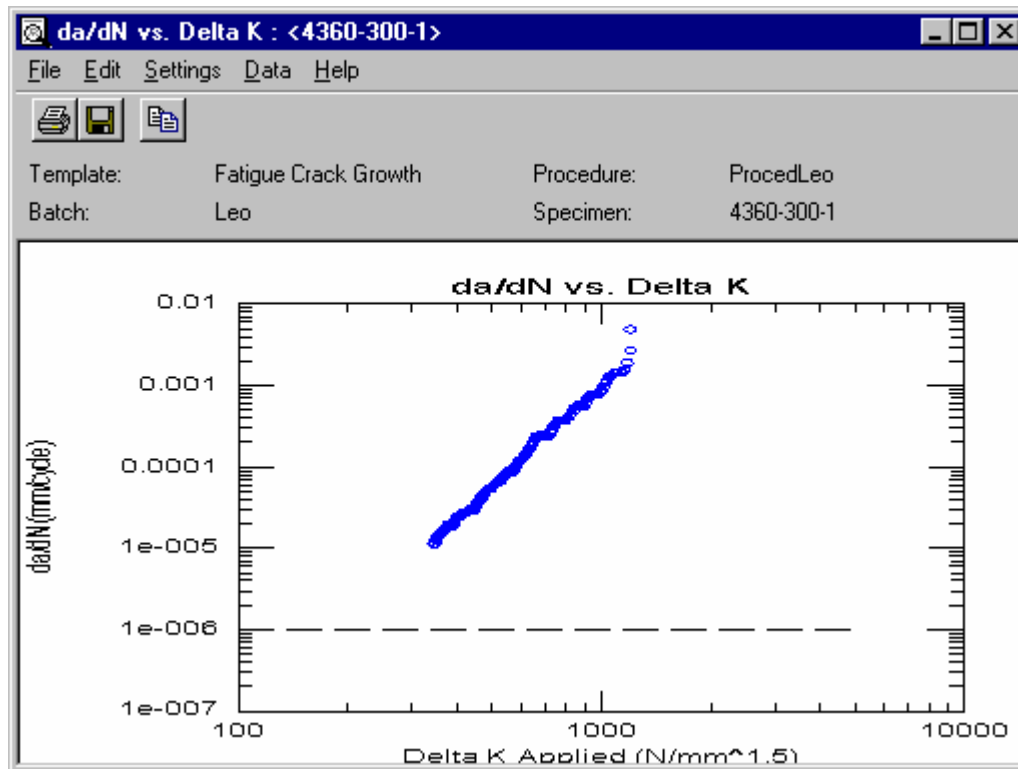
Apêndice E – continuação



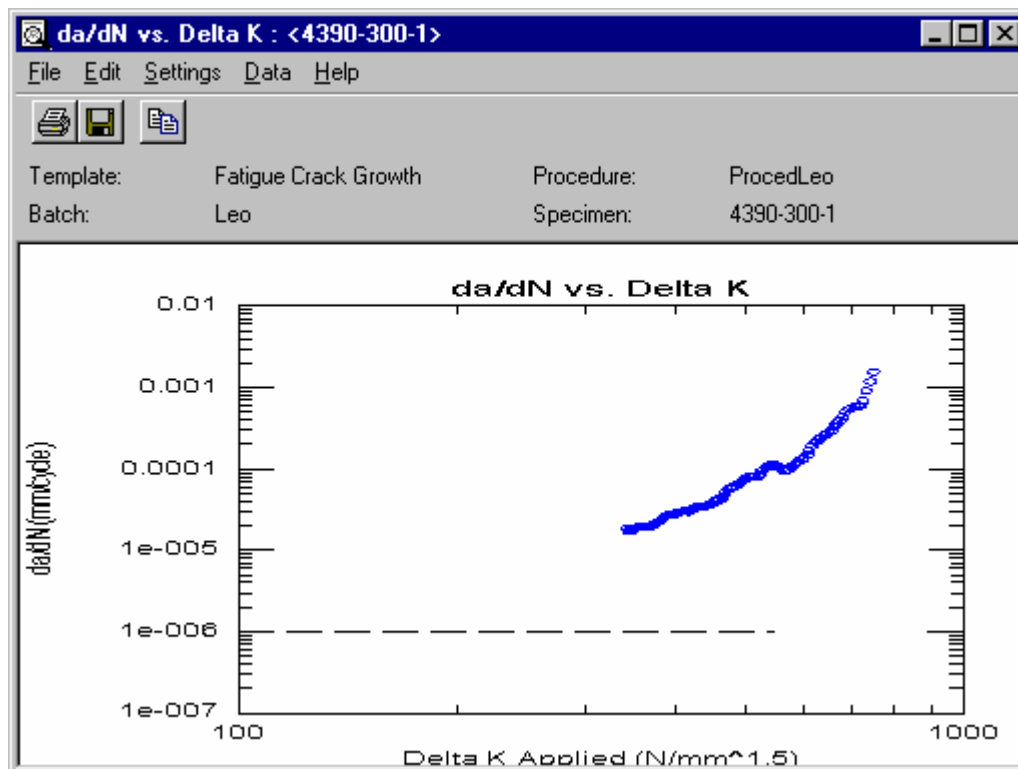
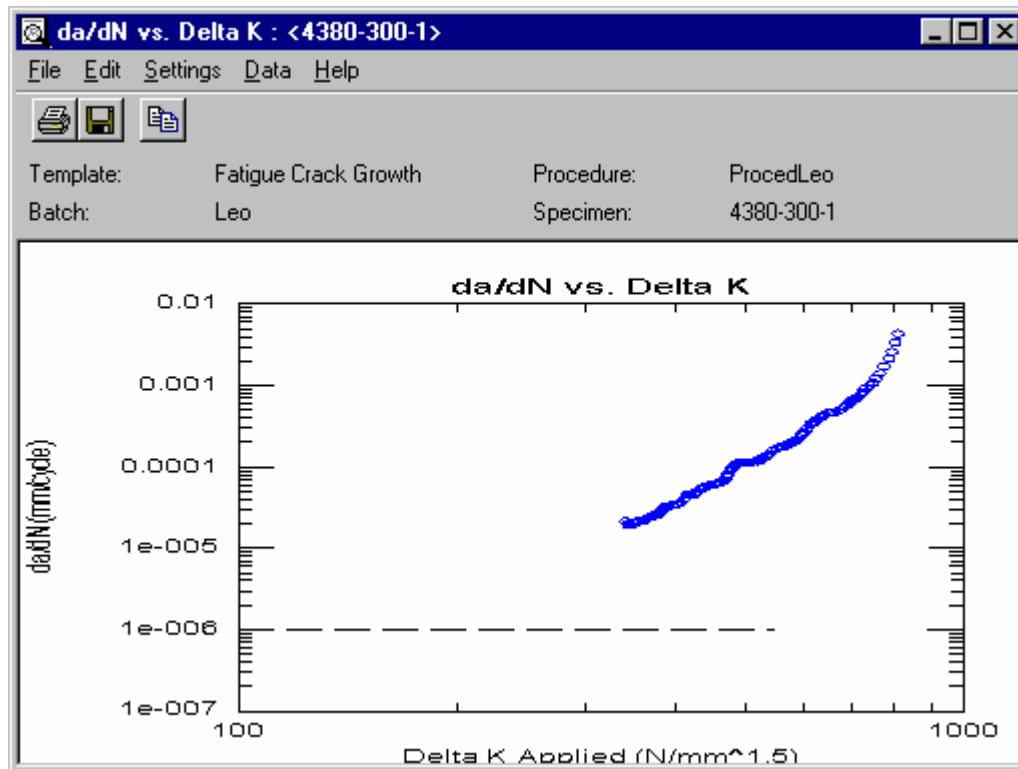
Apêndice E – continuação



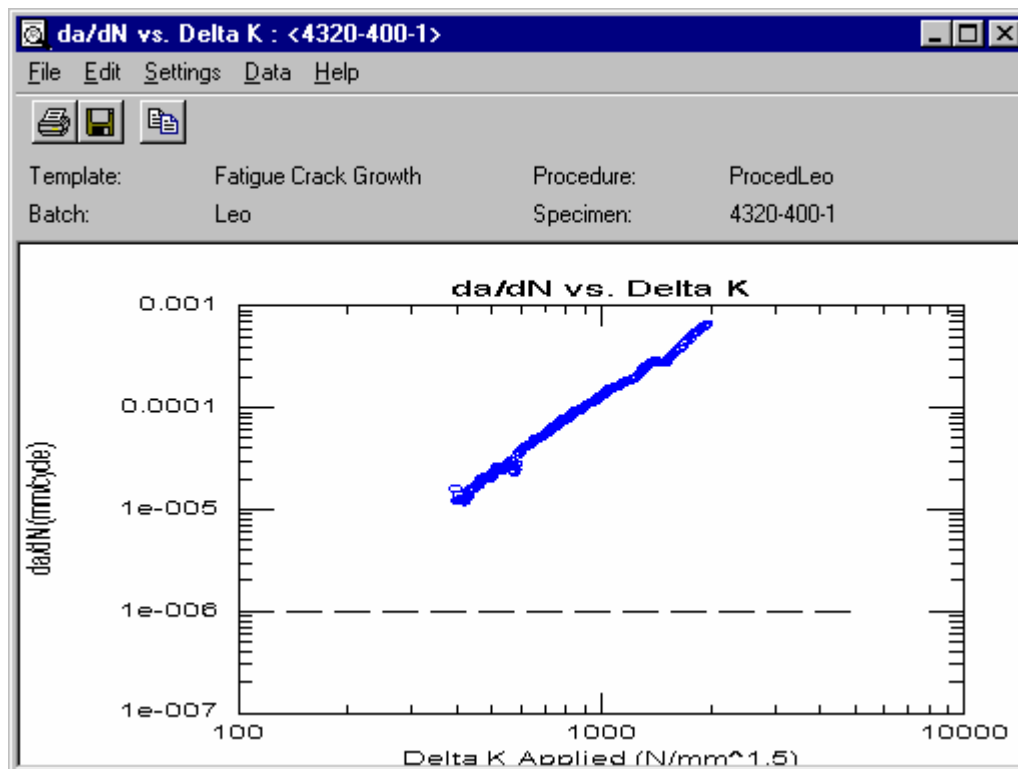
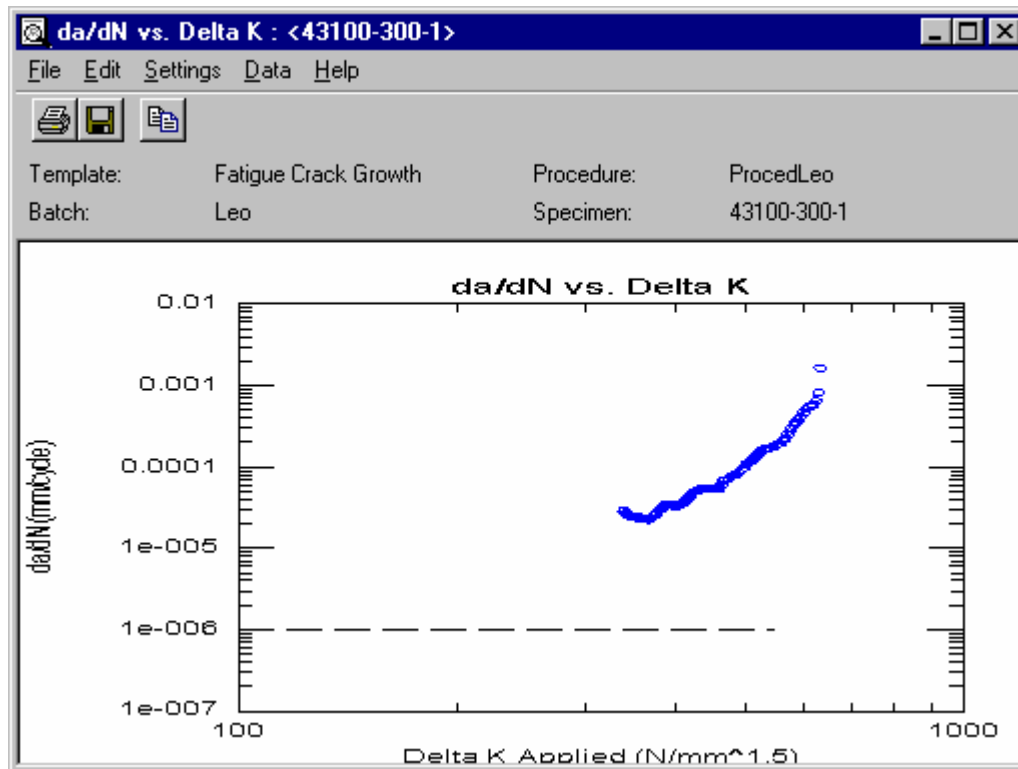
Apêndice E – continuação



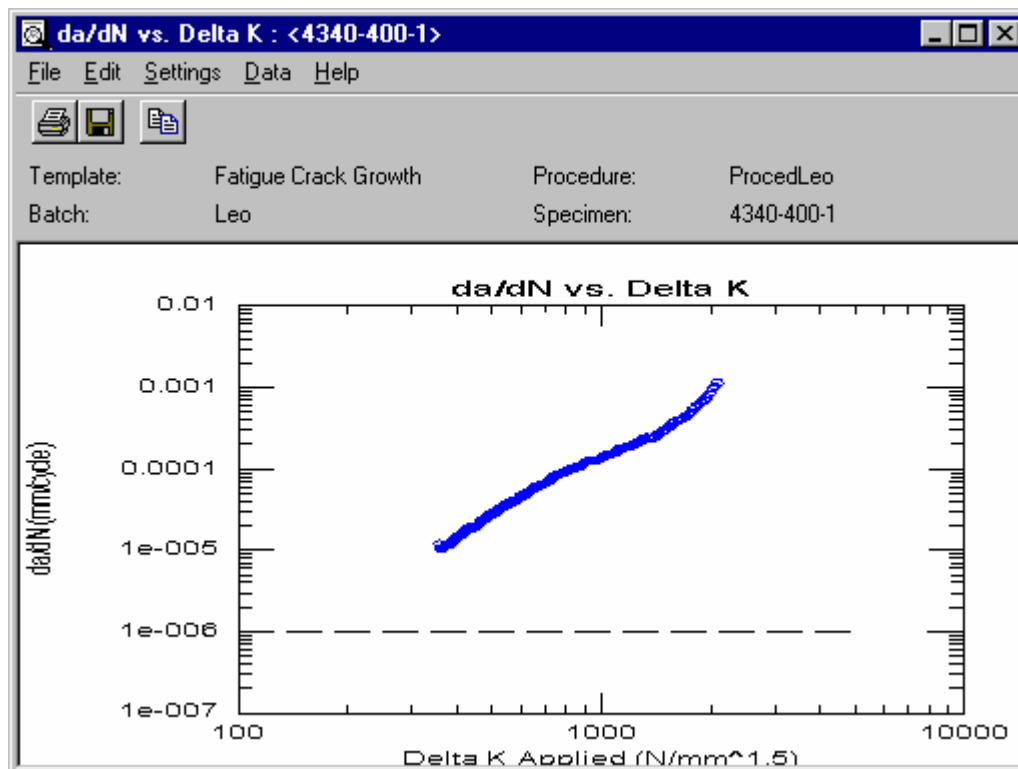
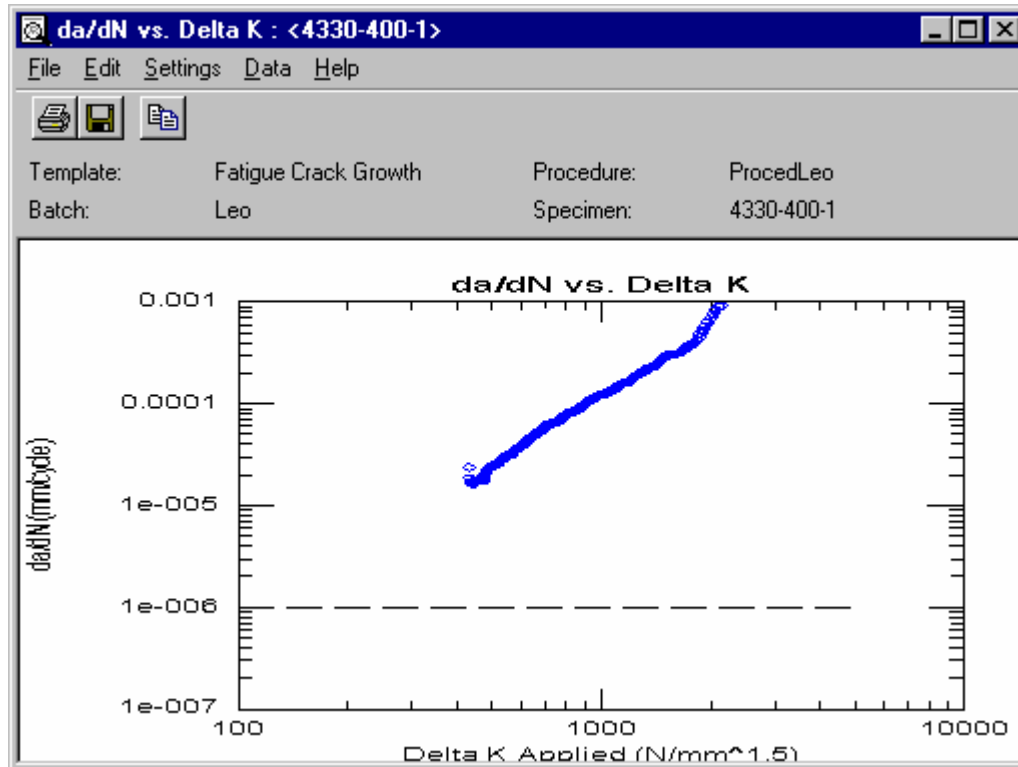
Apêndice E – continuação



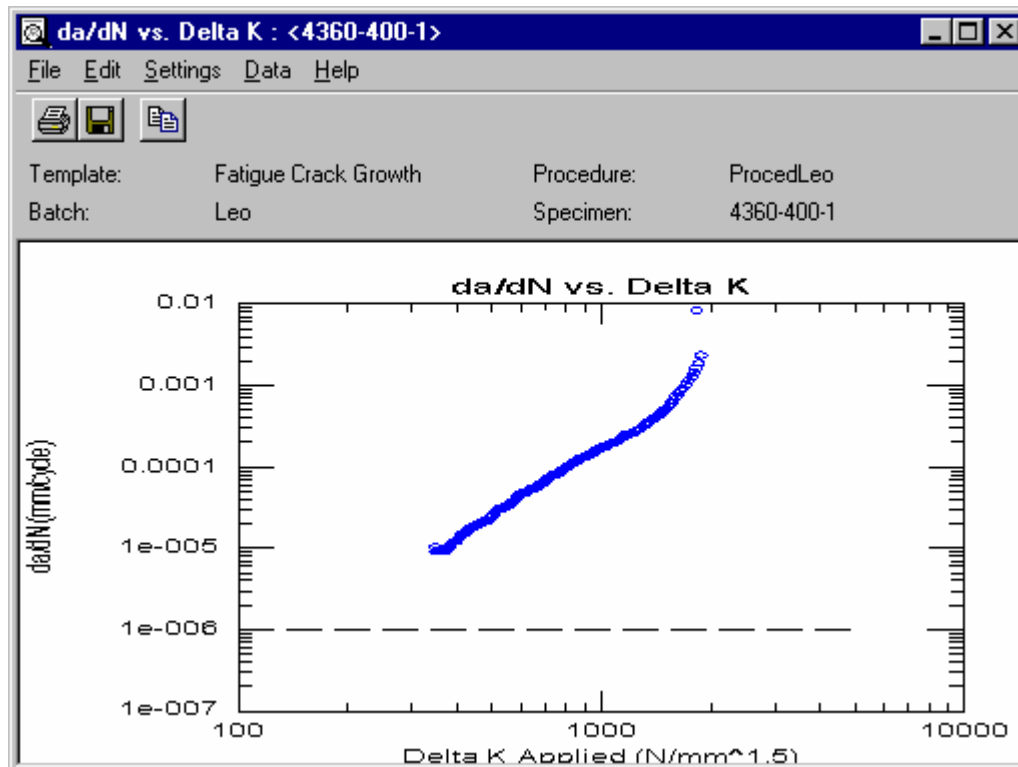
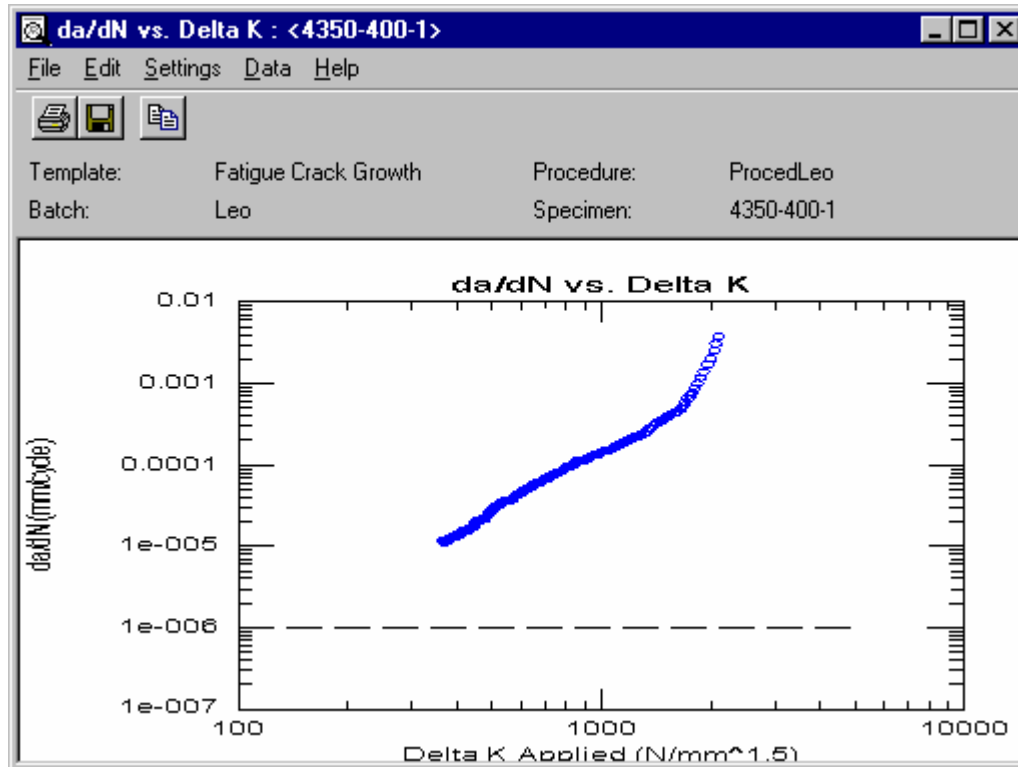
Apêndice E – continuação



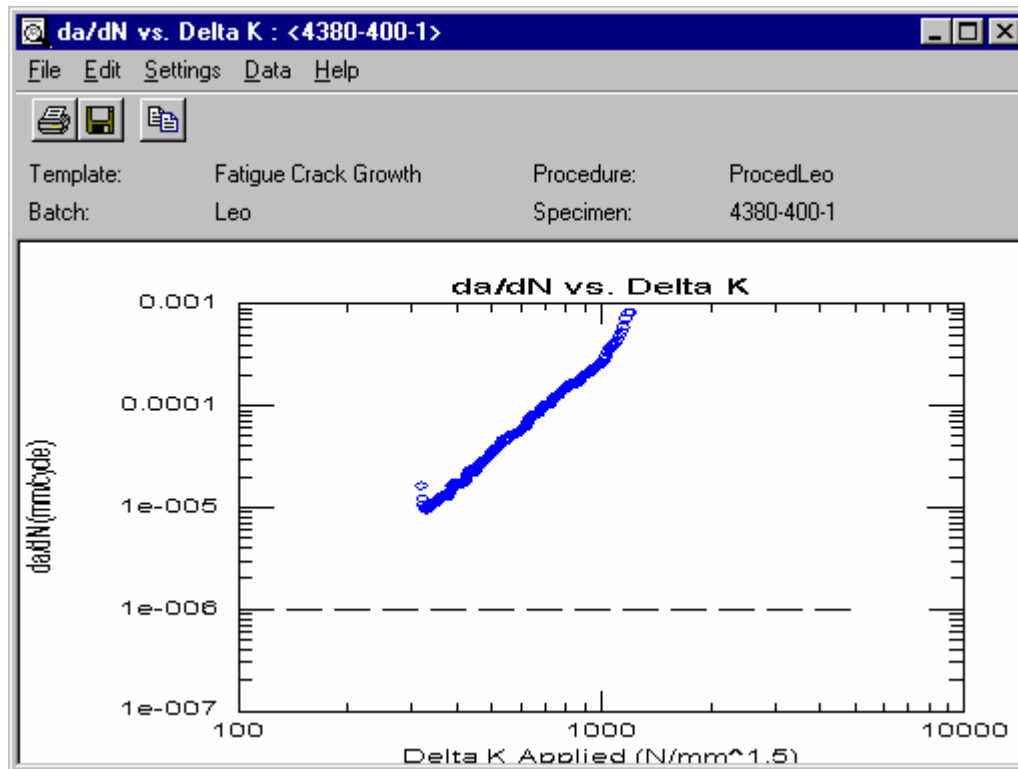
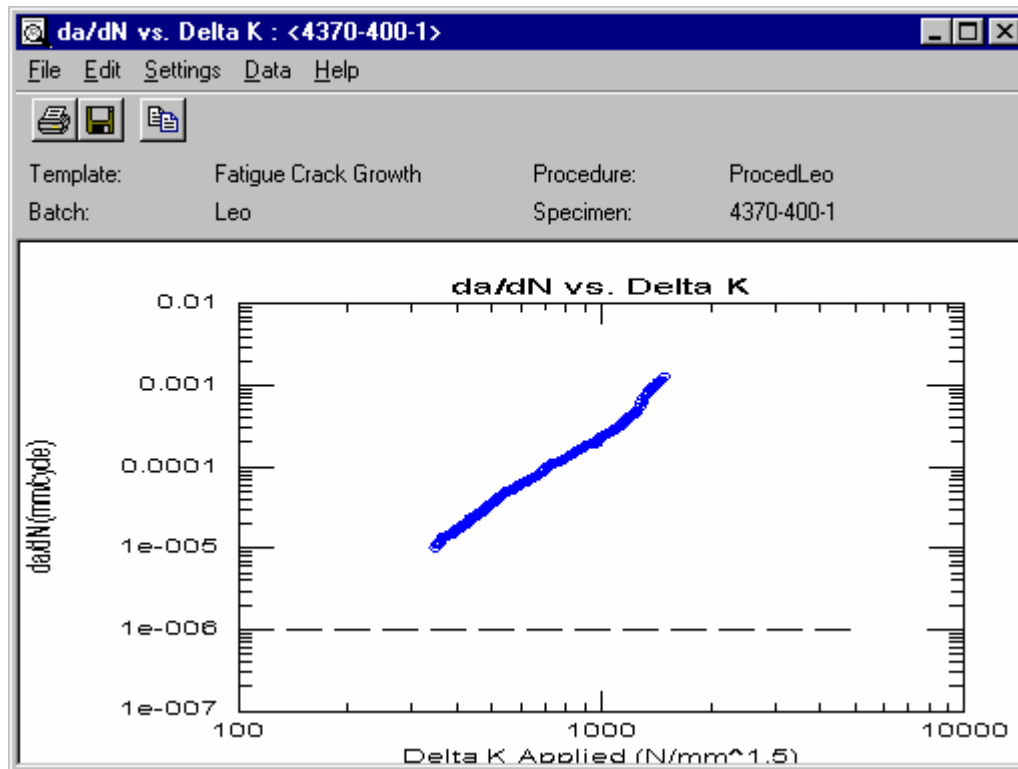
Apêndice E – continuação



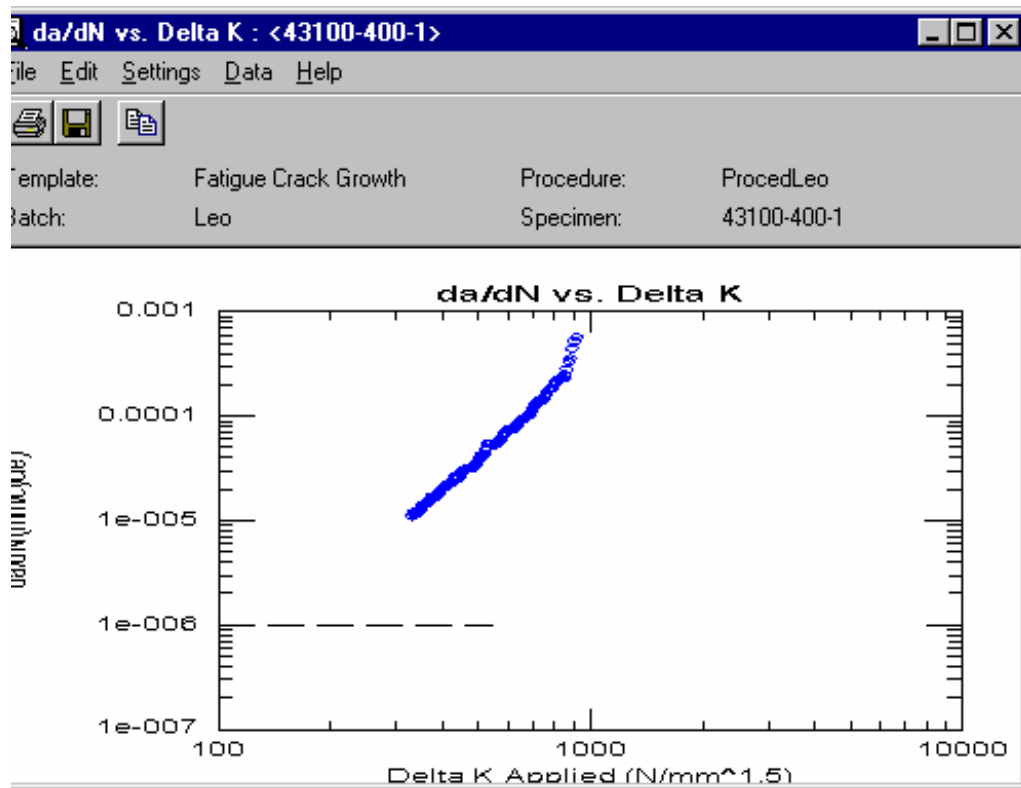
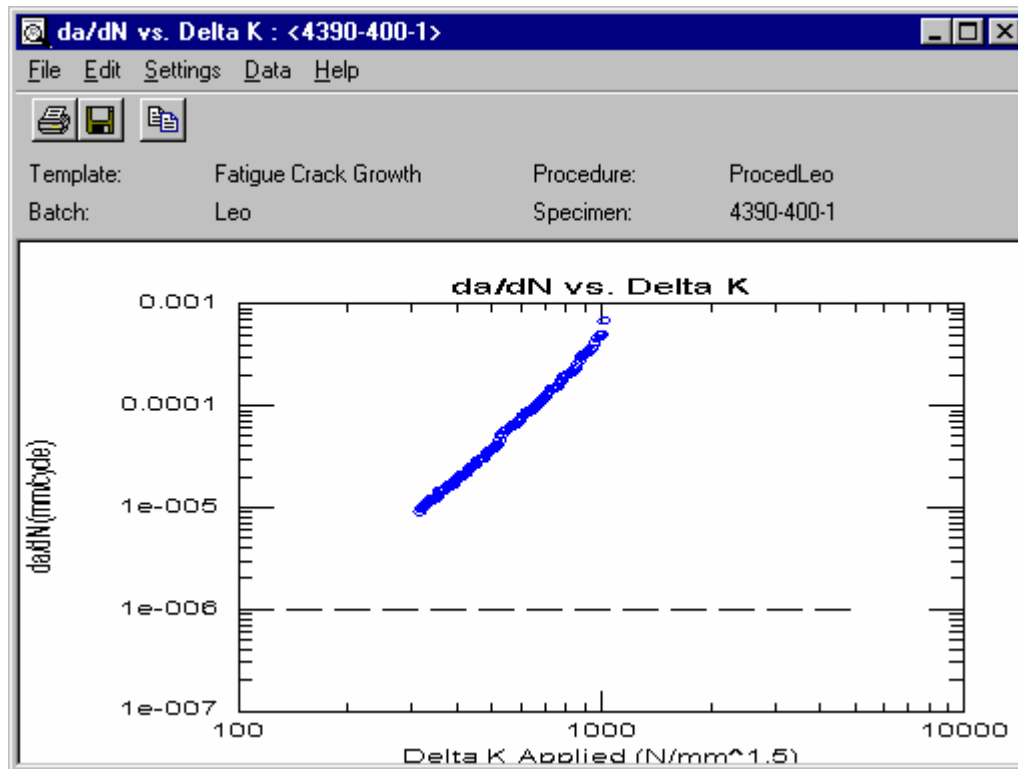
Apêndice E – continuação



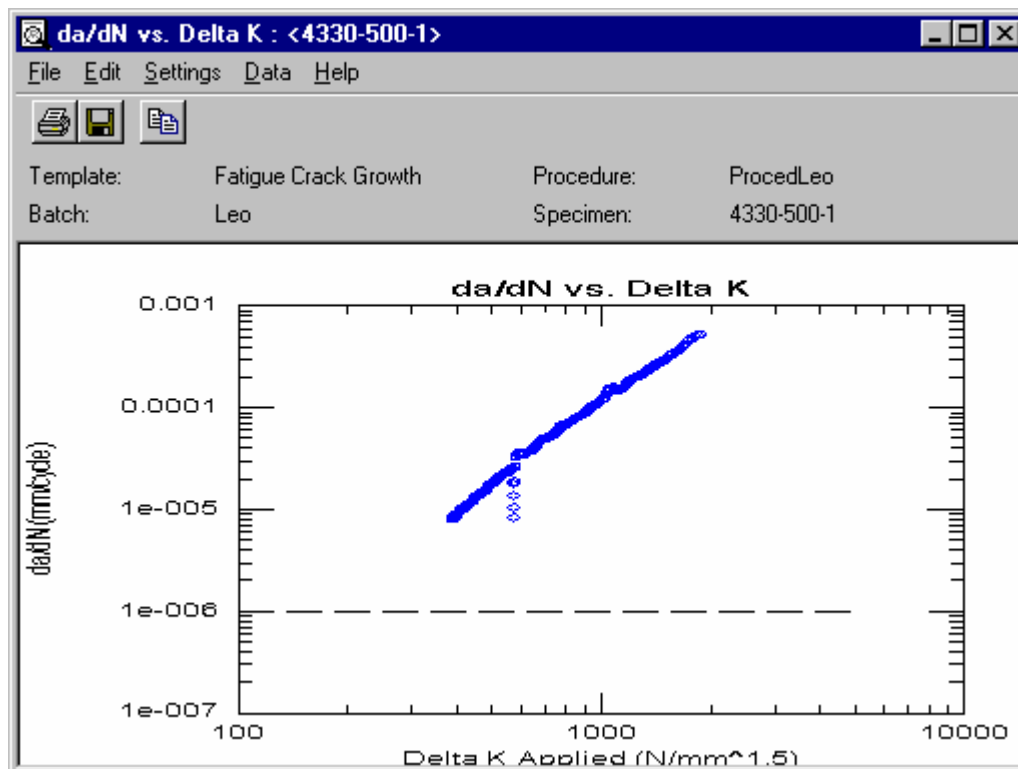
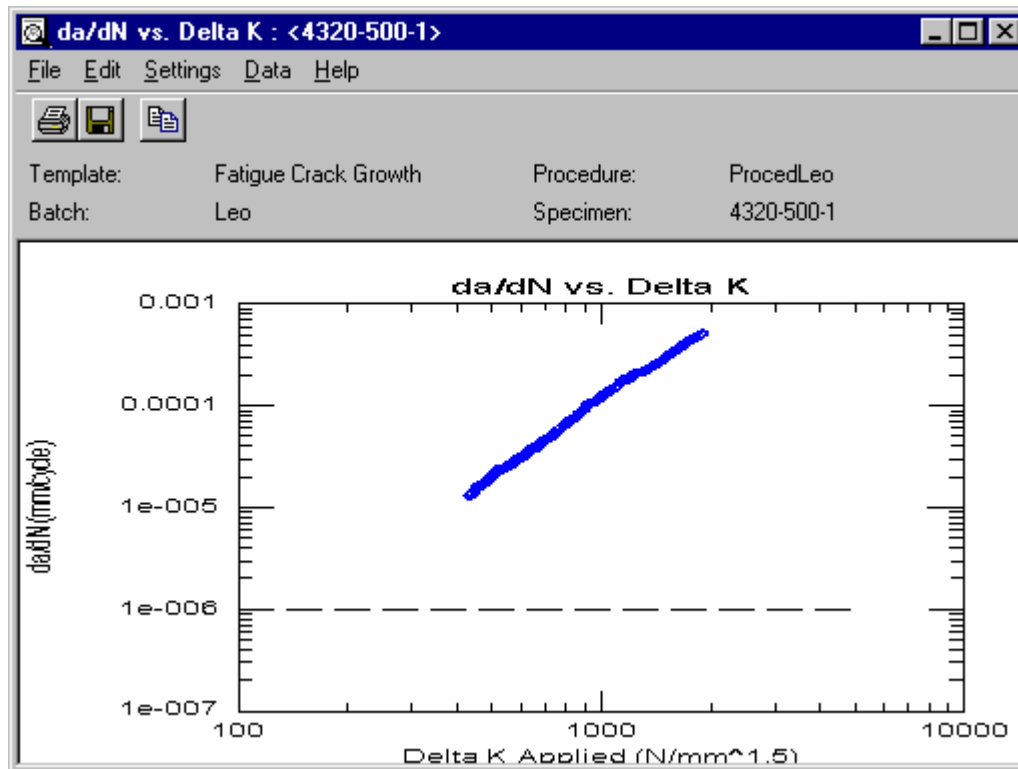
Apêndice E – continuação



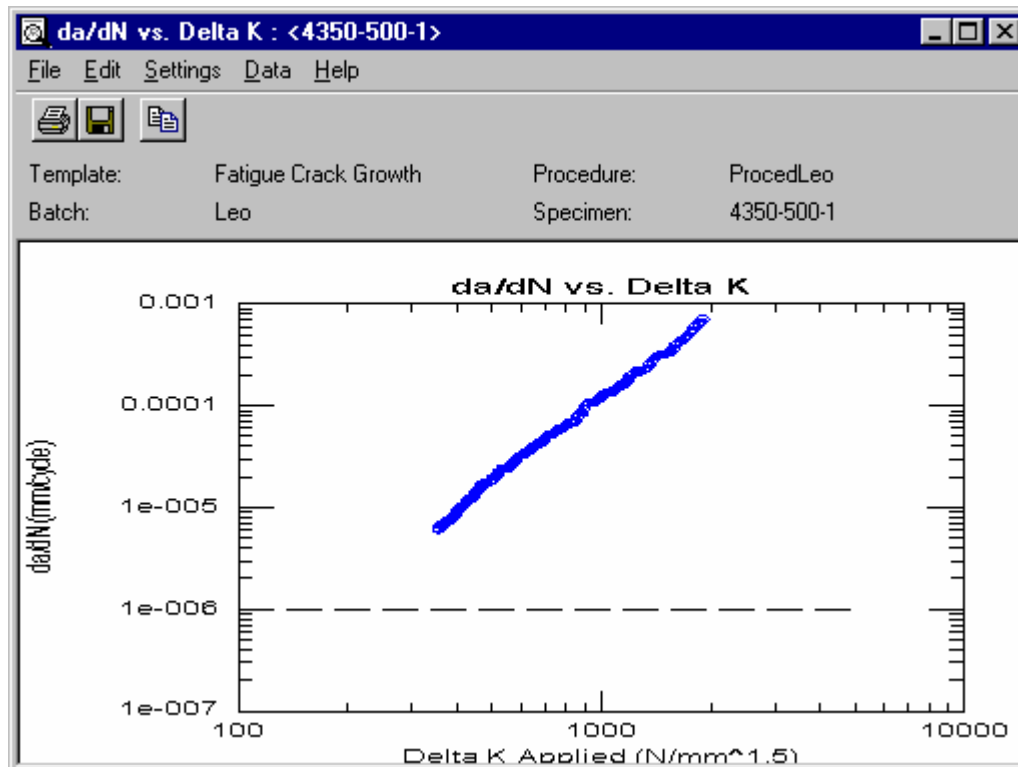
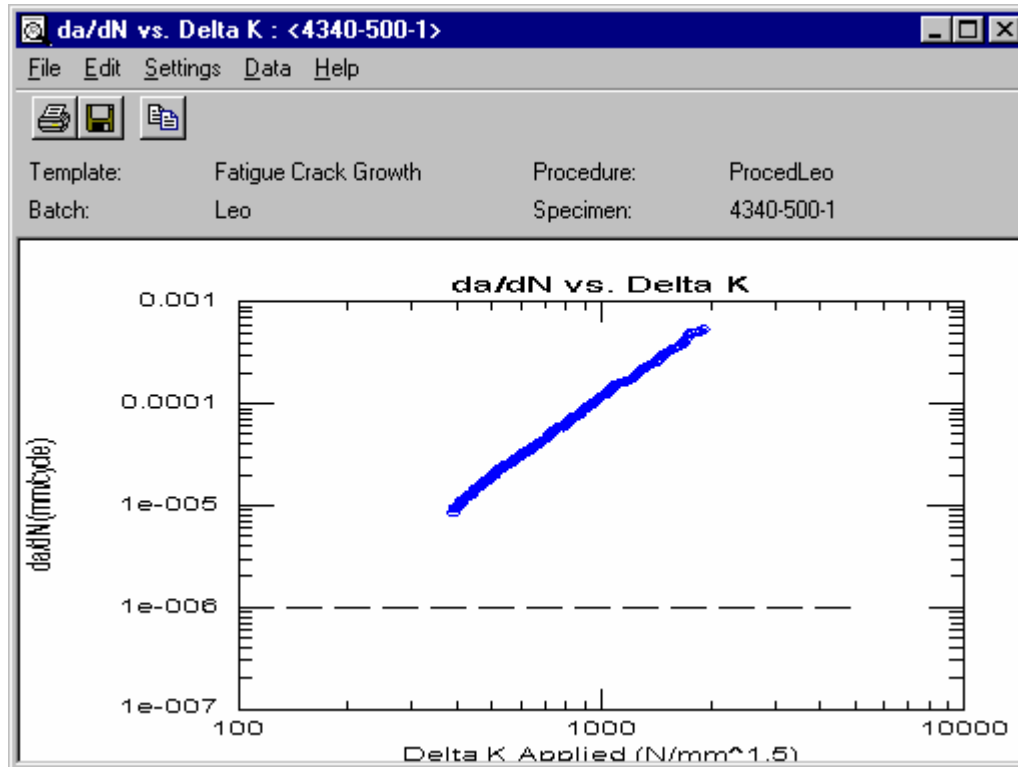
Apêndice E – continuação



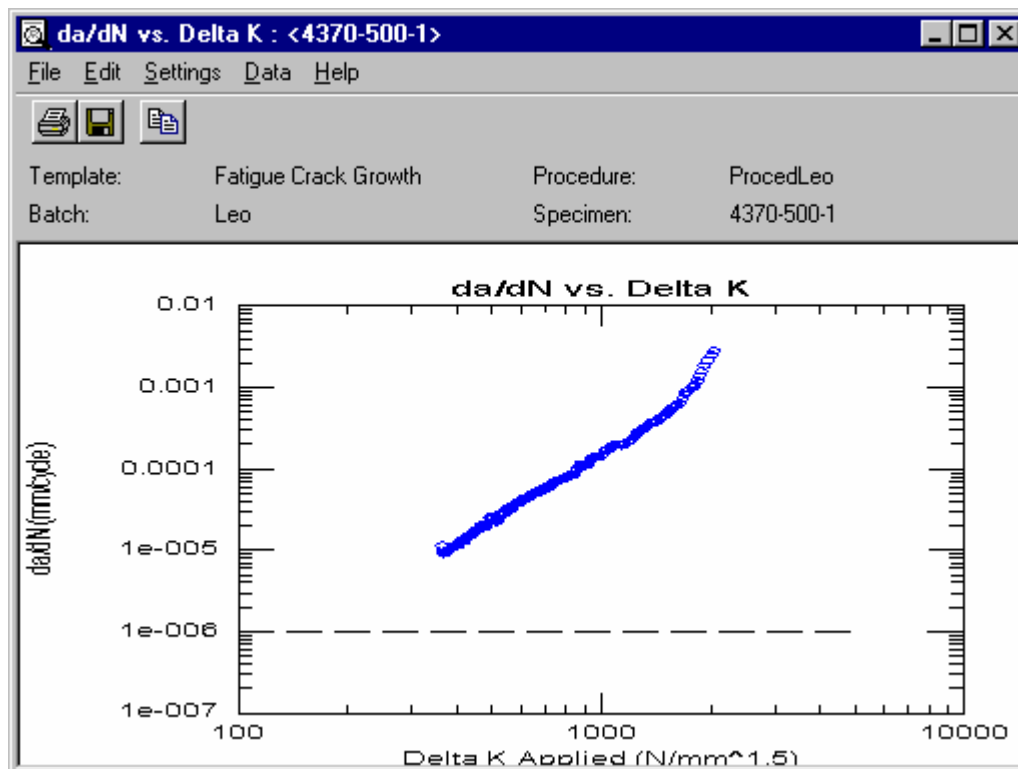
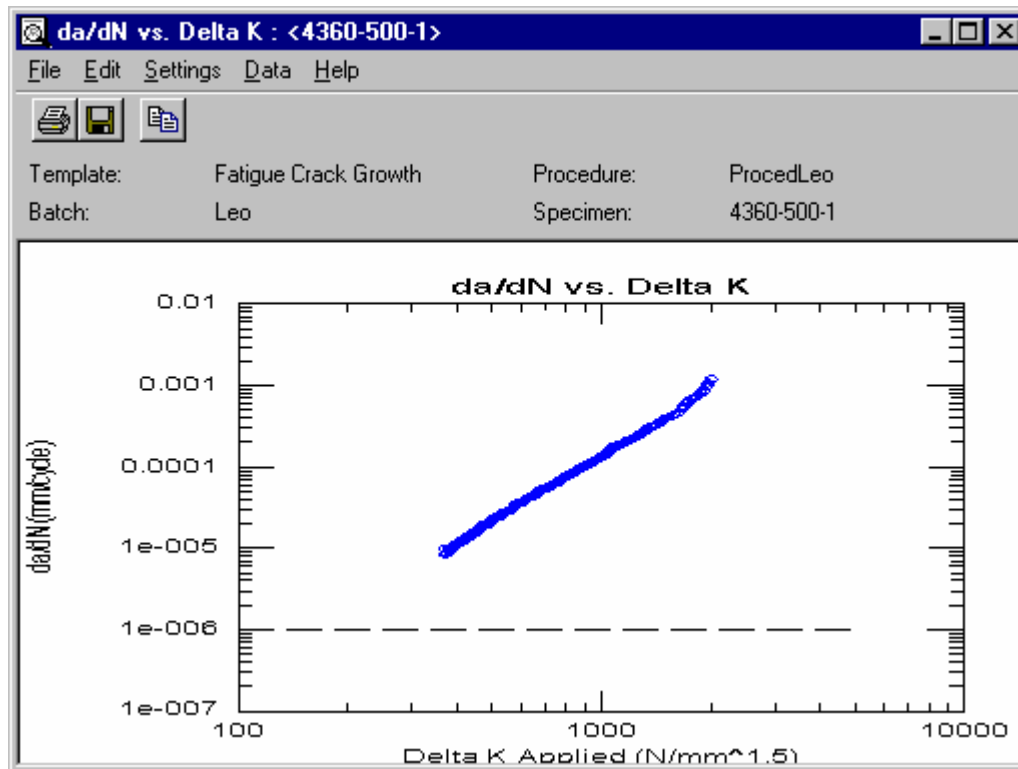
Apêndice E – continuação



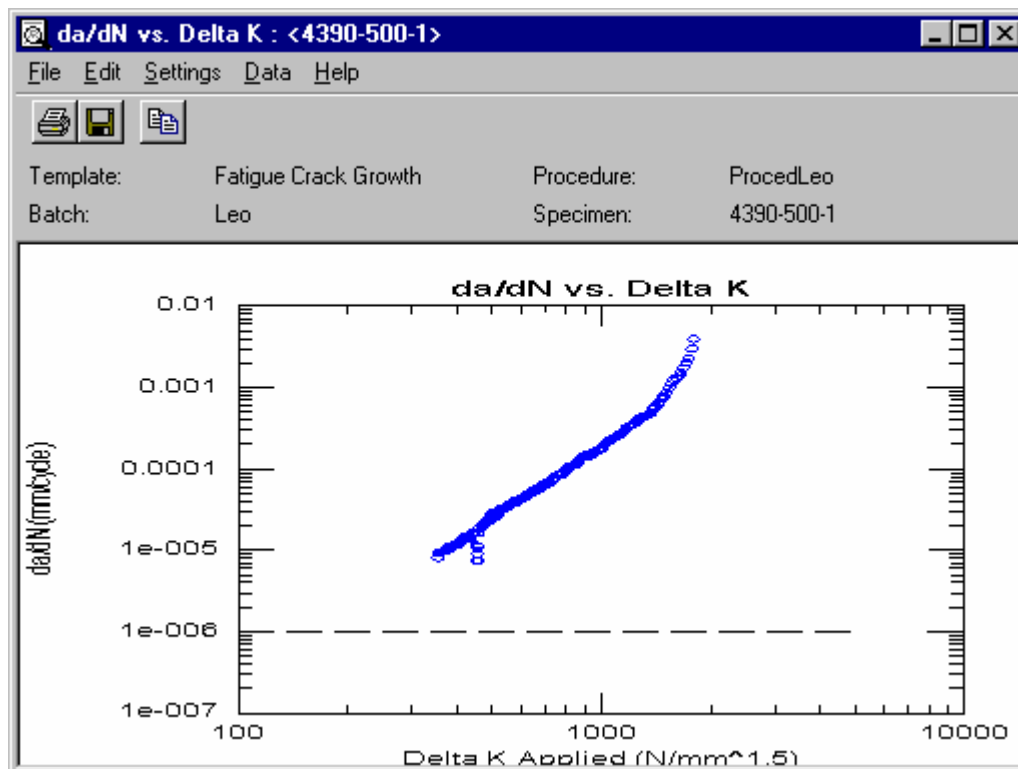
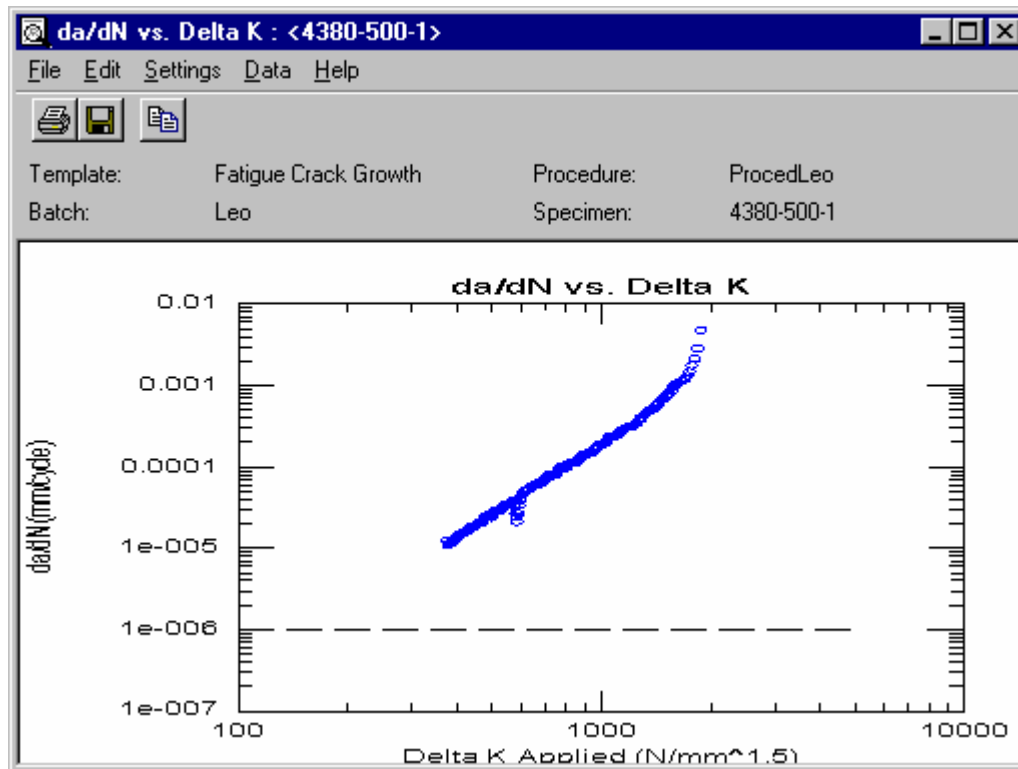
Apêndice E – continuação



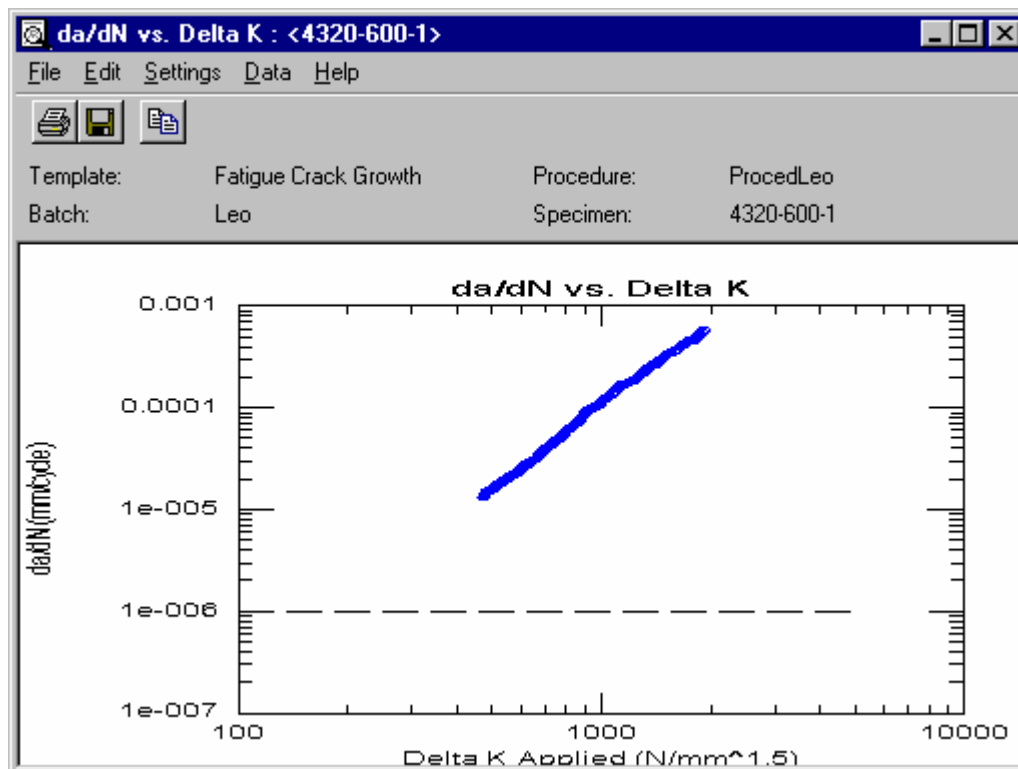
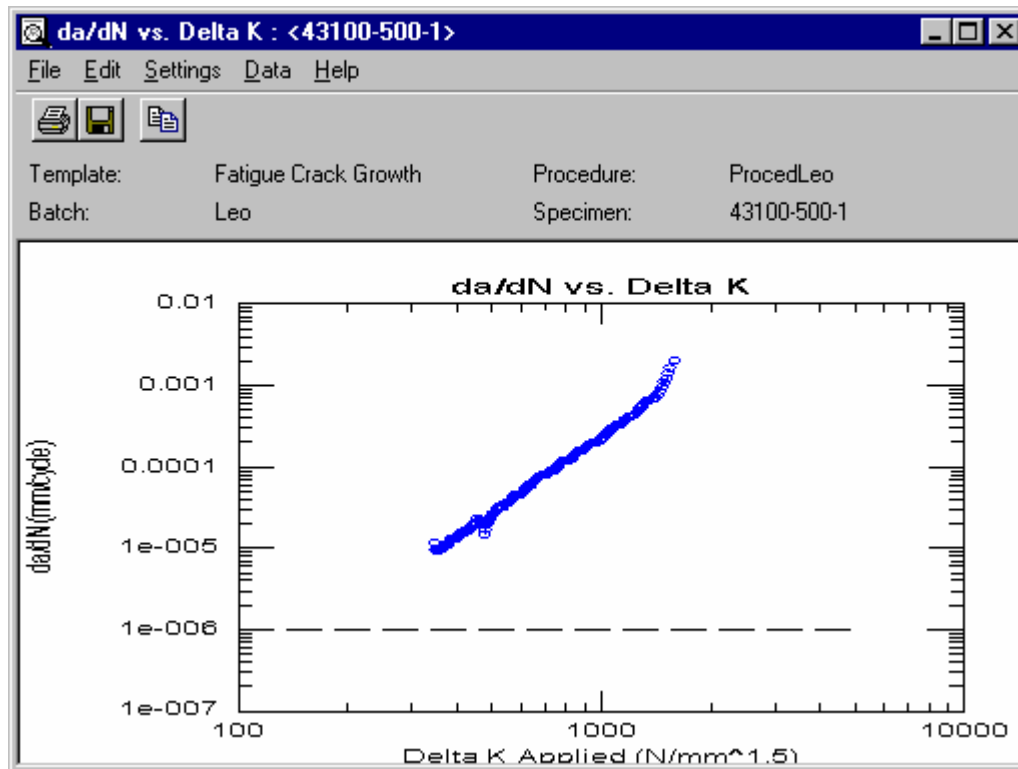
Apêndice E – continuação



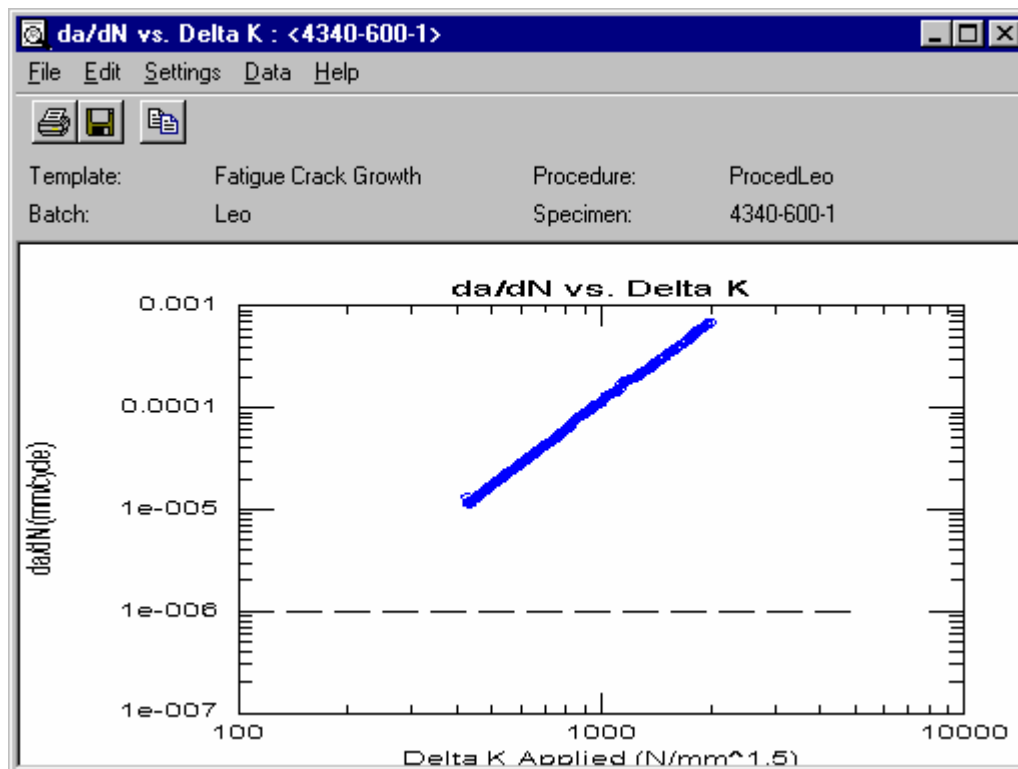
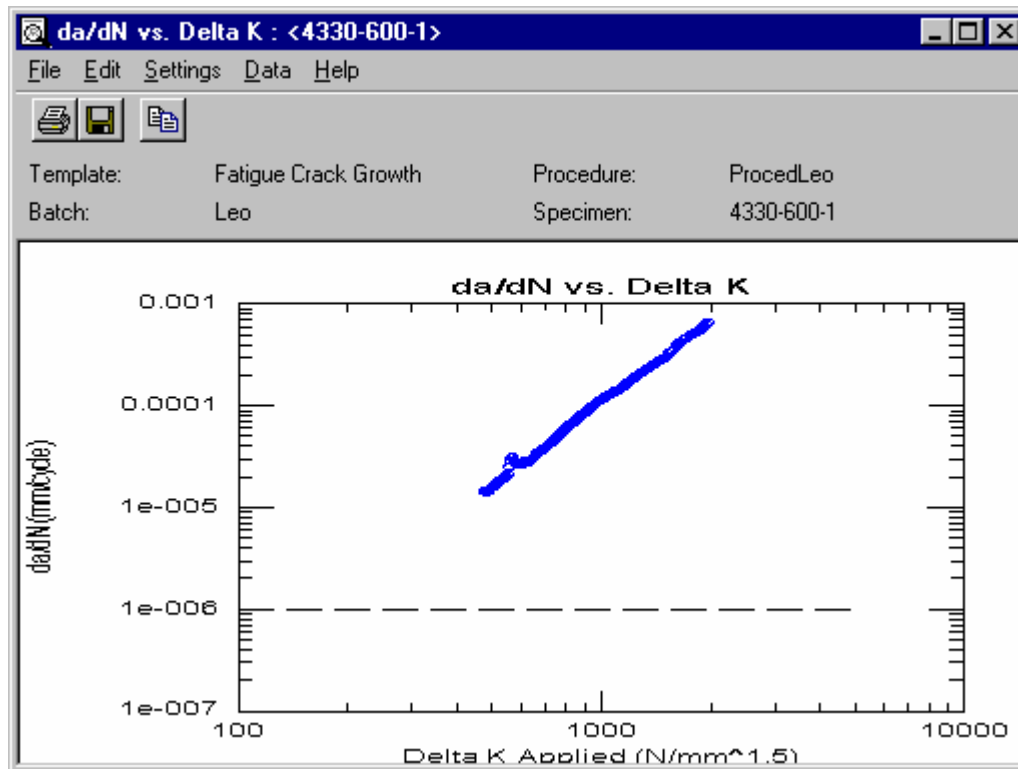
Apêndice E – continuação



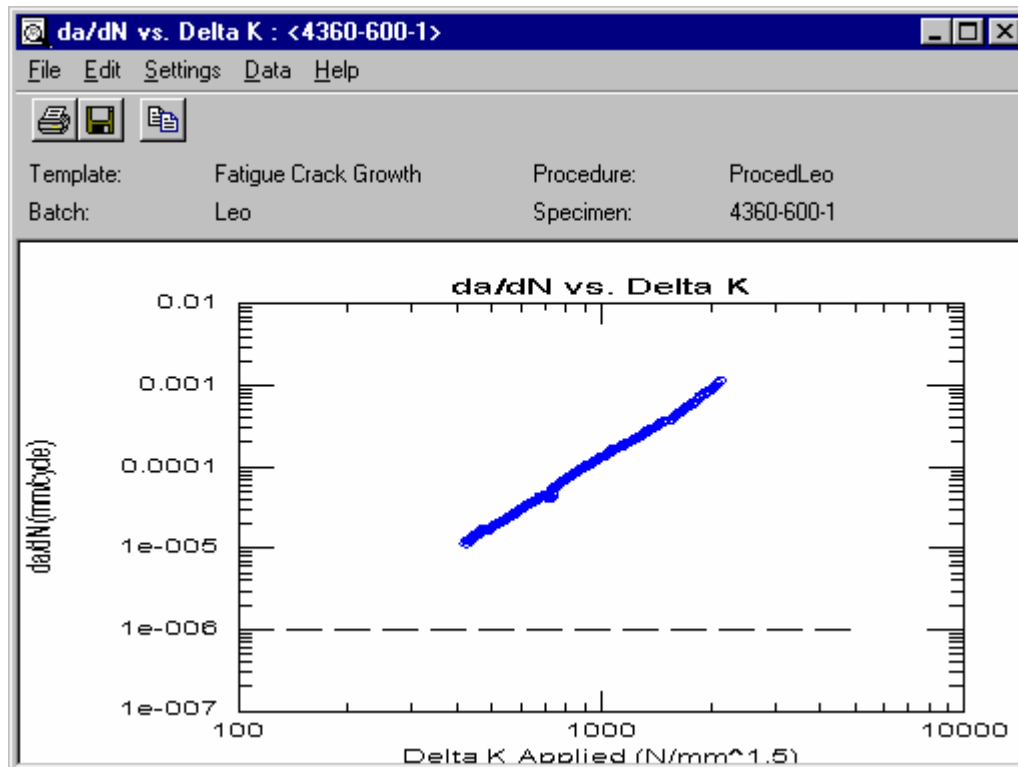
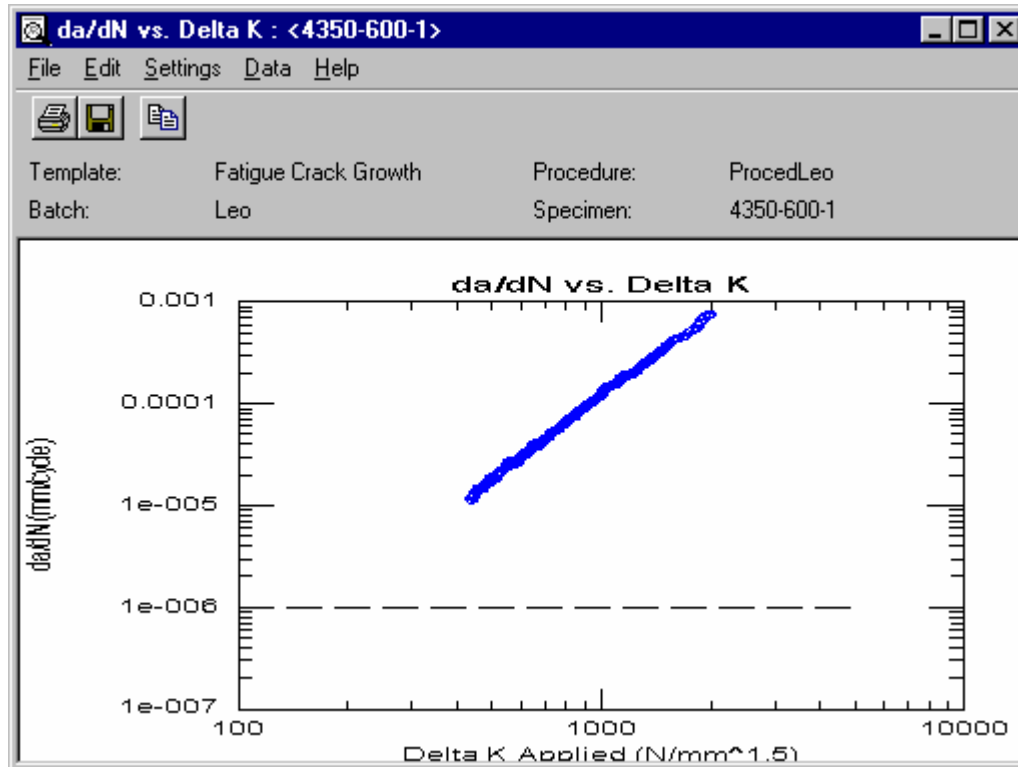
Apêndice E – continuação



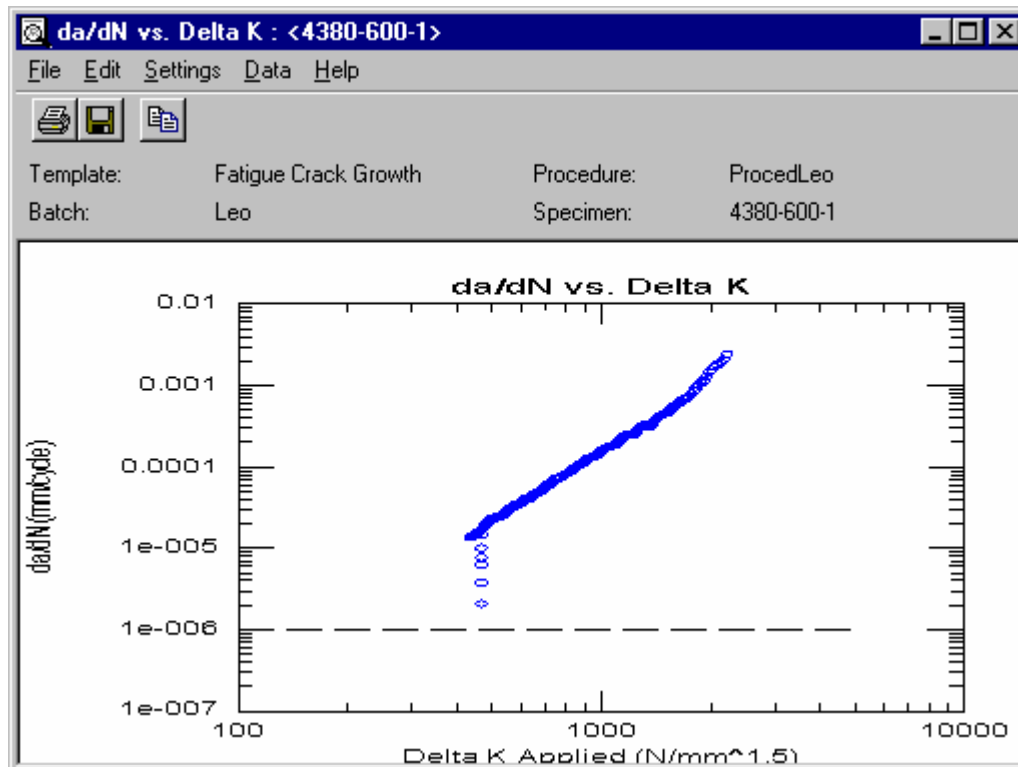
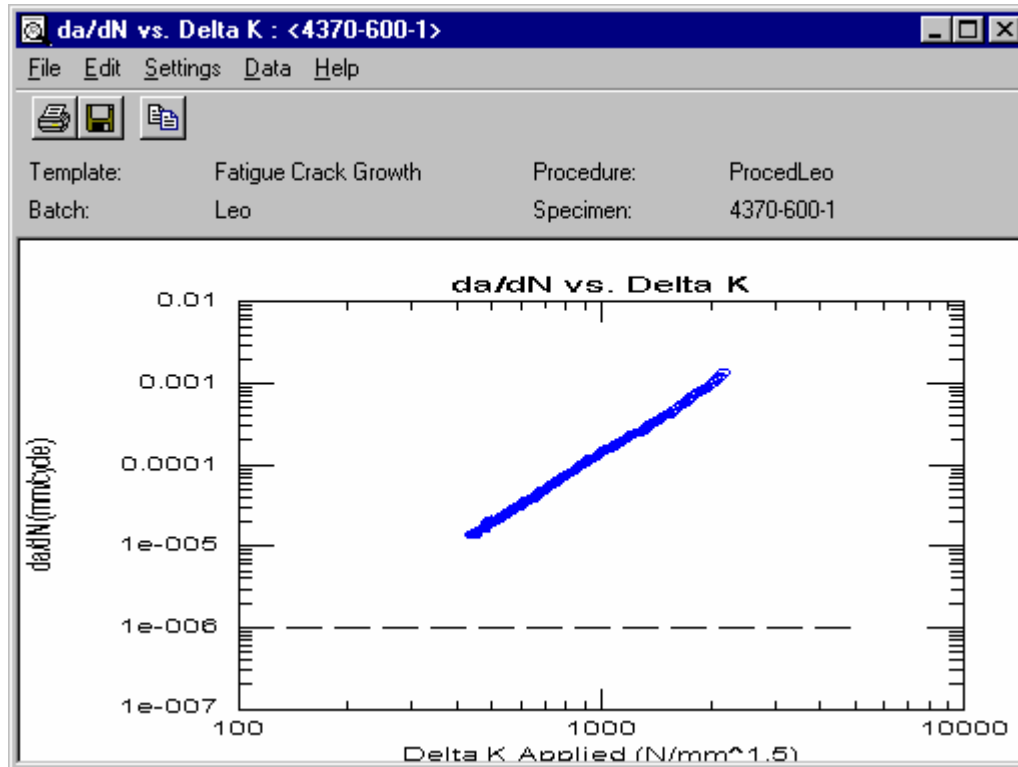
Apêndice E – continuação



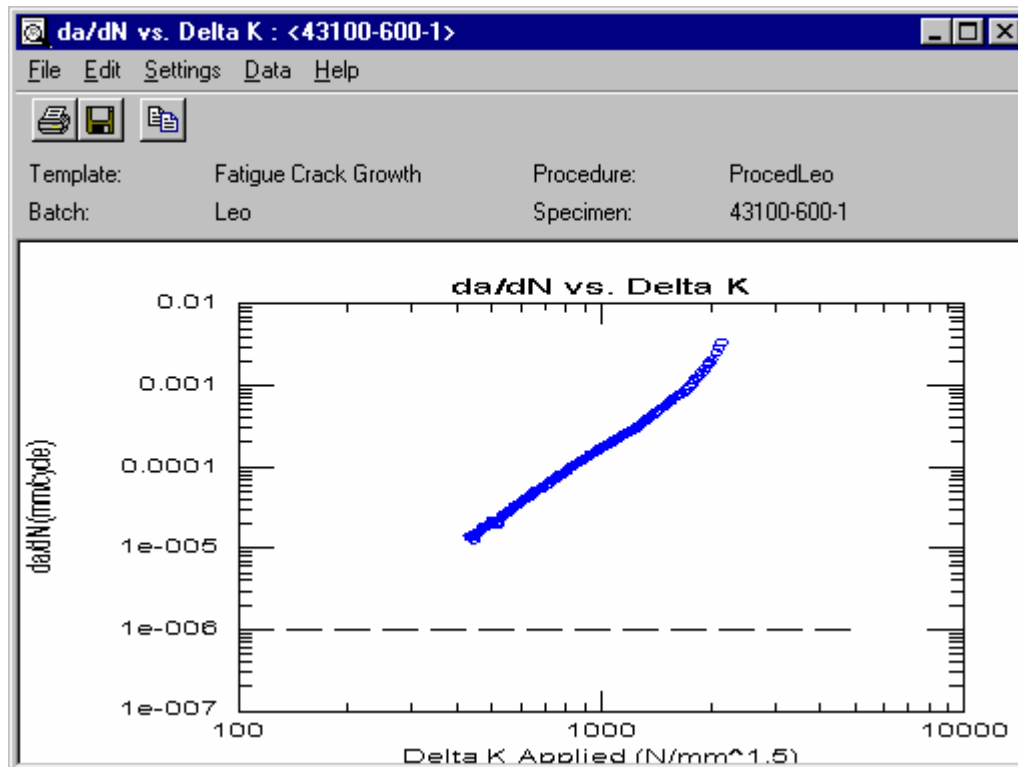
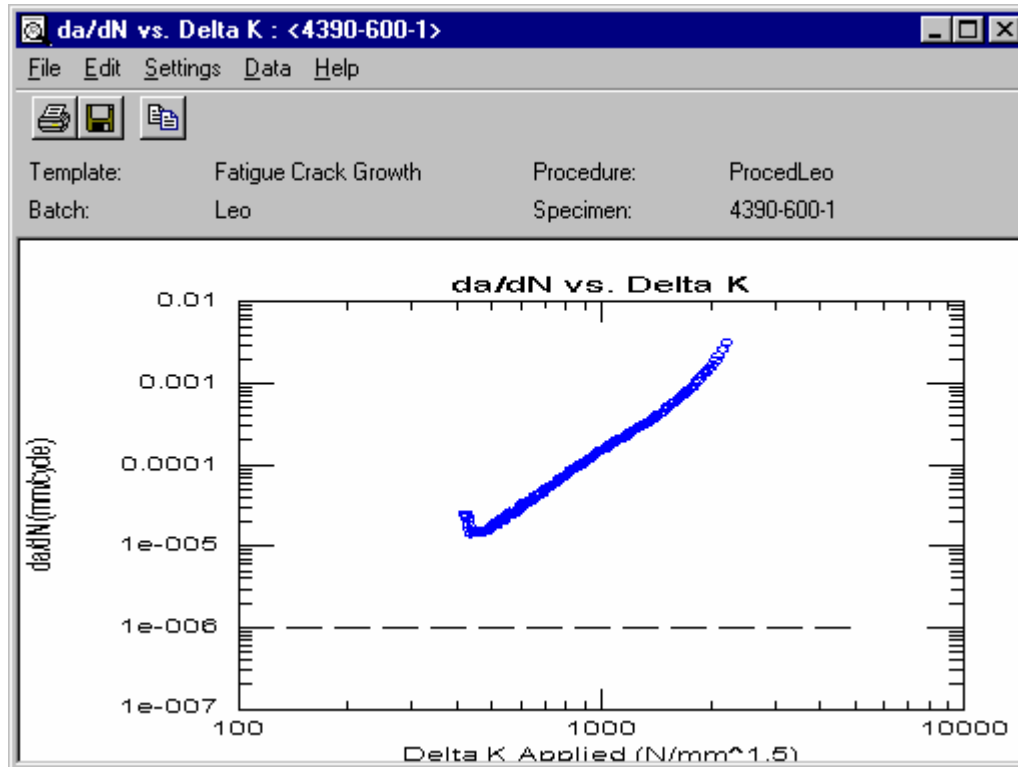
Apêndice E – continuação



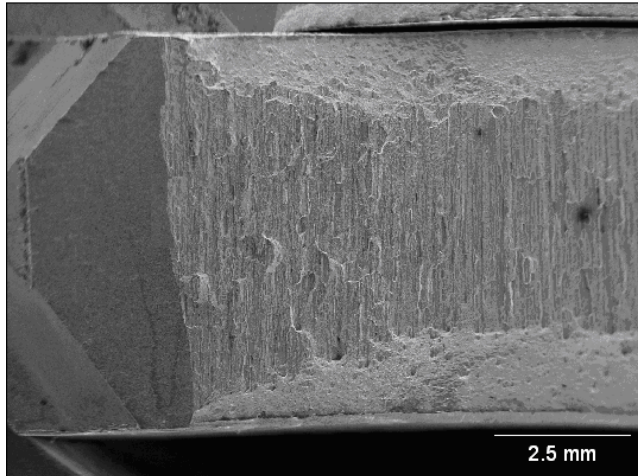
Apêndice E – continuação



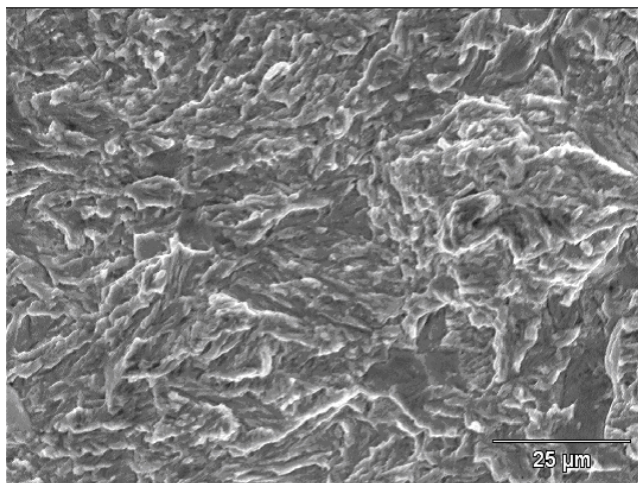
Apêndice E – continuação



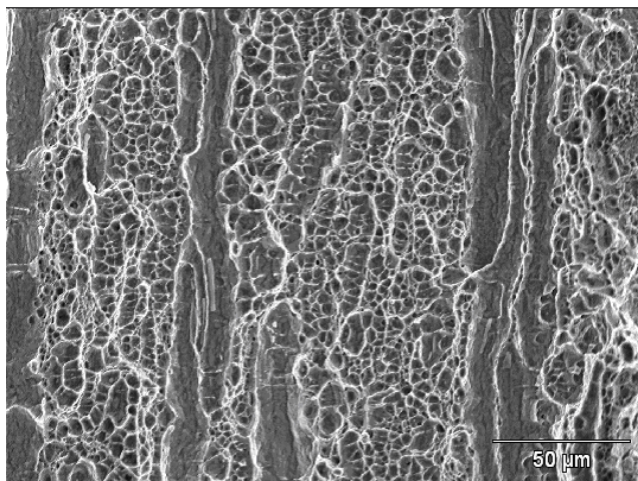
Apêndice F – Fractografias dos aços SAE 4320 até 43100 revenidos a 200, 300 e 400 °C



Aço 4320 revenido a 200 °C com dureza 457 HV1. Aumento de 6,6 X. Os “*shear lips*” correspondem a cerca de 40 % da região de fratura final.

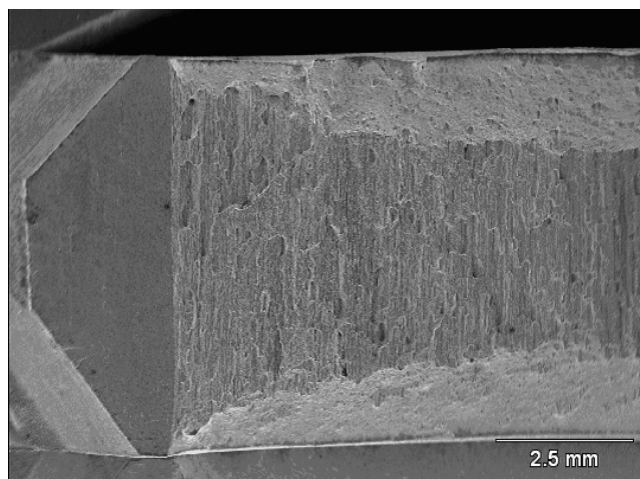


Aço 4320 revenido a 200 °C com dureza 457 HV1. Região da trinca de fadiga com micromecanismo transgranular. Aumento de 660 X.

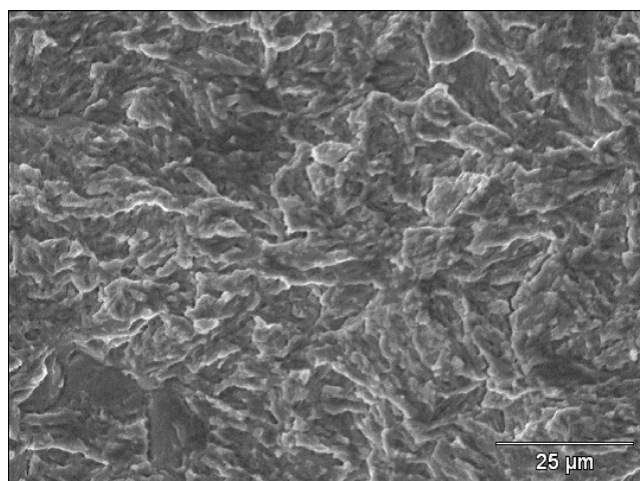


Aço 4320 revenido a 200 °C com dureza 457 HV1. Região da fratura final com micromecanismo alveolar. Aumento de 330 X.

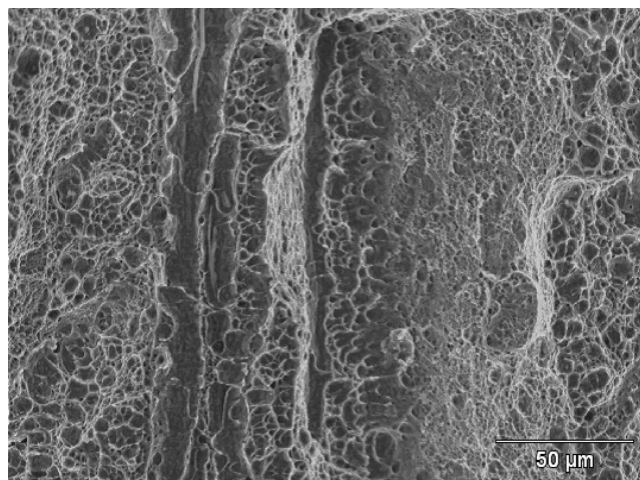
Apêndice F – continuação



Aço 4320 revenido a 300 °C com dureza 439 HV1. Aumento de 6,6 X. Os “*shear lips*” correspondem a cerca de 50 % da região de fratura final.

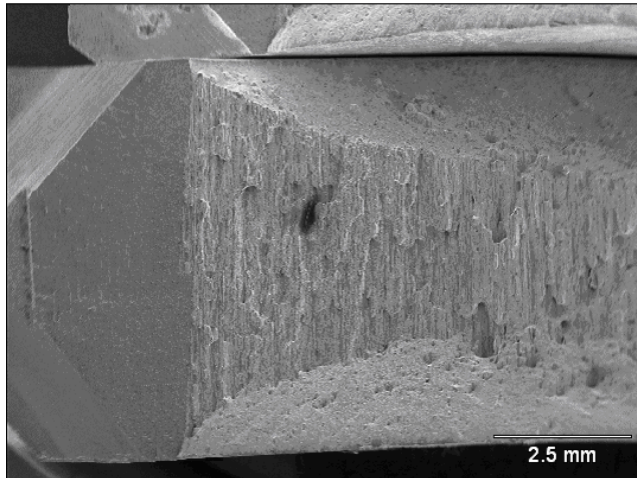


Aço 4320 revenido a 300 °C com dureza 439 HV1. Região da trinca de fadiga com micromecanismo transgranular. Aumento de 660 X.

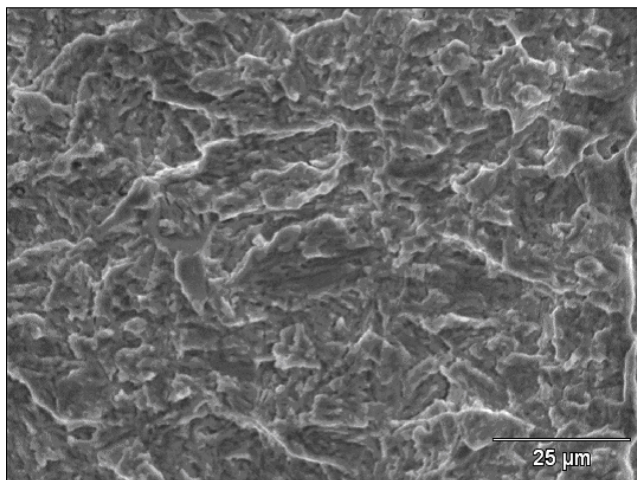


Aço 4320 revenido a 300 °C com dureza 439 HV1. Região da fratura final com micromecanismo alveolar. Aumento de 330 X.

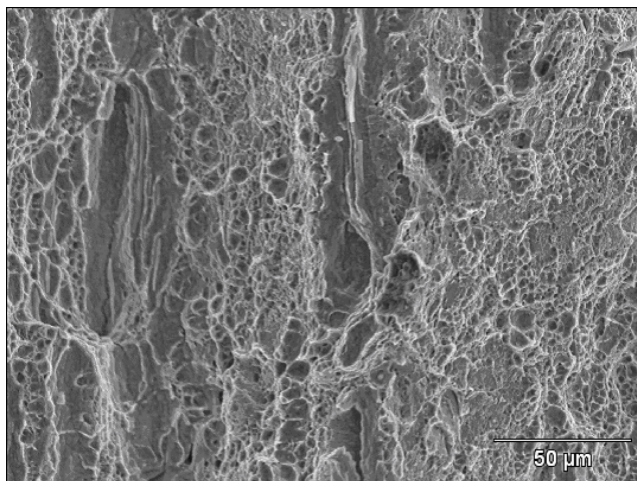
Apêndice F – continuação



Aço 4320 revenido a 400 °C com dureza 407 HV1. Aumento de 6,6 X. Os “*shear lips*” correspondem a mais de 60 % da região de fratura final.

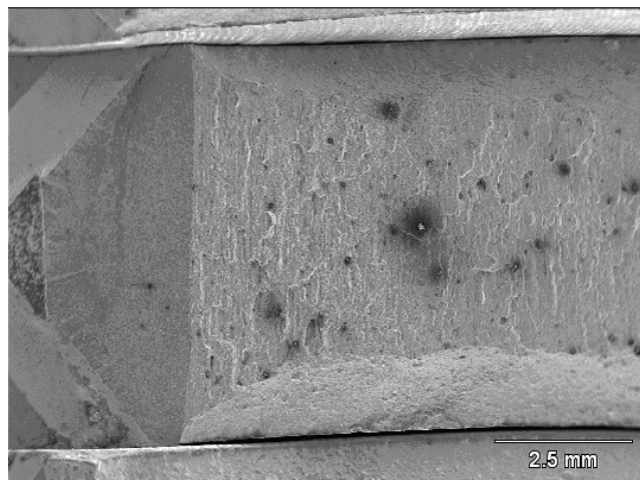


Aço 4320 revenido a 400 °C com dureza 407 HV1. Região da trinca de fadiga com micromecanismo transgranular. Aumento de 660 X.

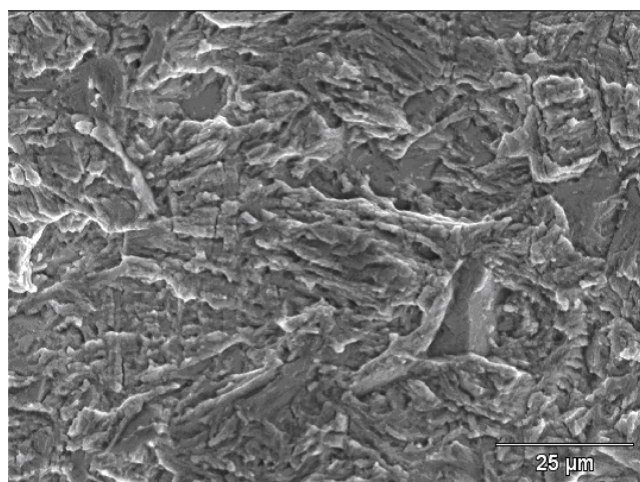


Aço 4320 revenido a 400 °C com dureza 407 HV1. Região da fratura final com micromecanismo alveolar. Aumento de 330 X.

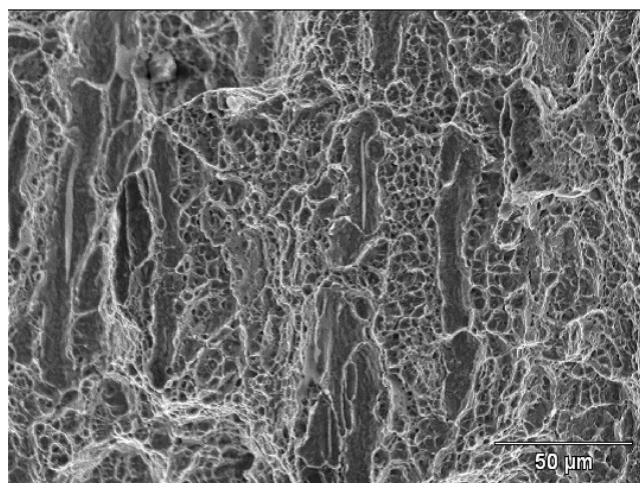
Apêndice F – continuação



Aço 4330 revenido a 200 °C com dureza 511 HV1. Aumento de 6,6 X. Os “*shear lips*” correspondem a cerca de 50 % da região de fratura final.

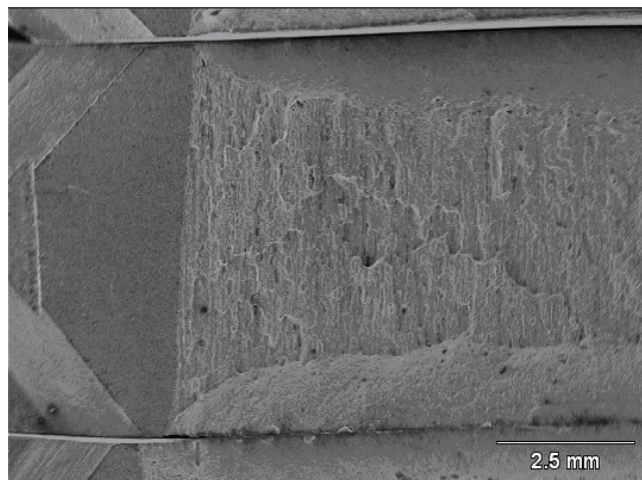


Aço 4330 revenido a 200 °C com dureza 511 HV1. Região da trinca de fadiga com micromecanismo transgranular. Aumento de 660 X.

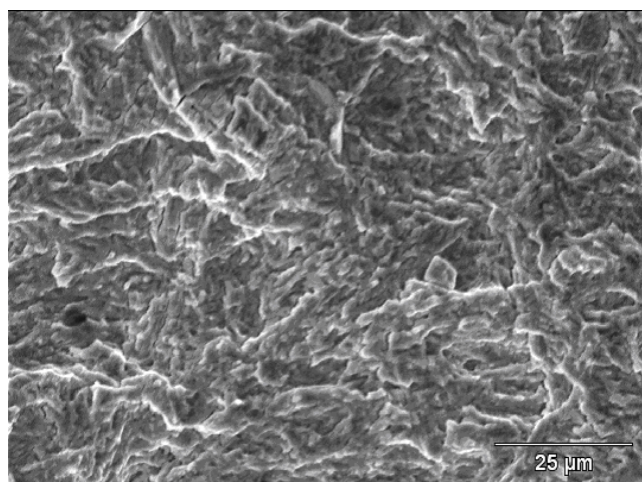


Aço 4330 revenido a 200 °C com dureza 511 HV1. Região da fratura final com micromecanismo alveolar. Aumento de 330 X.

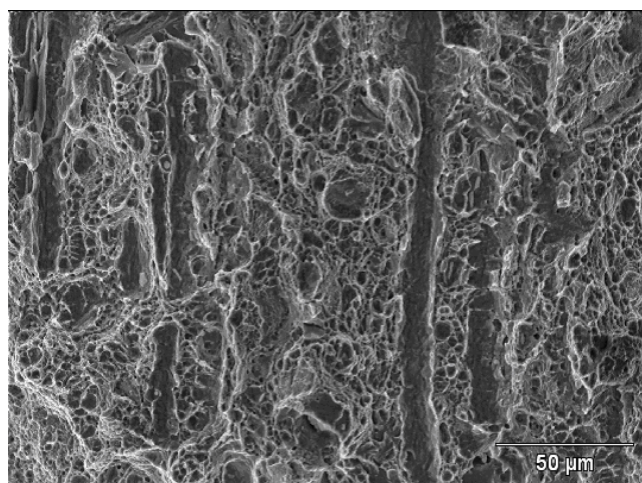
Apêndice F – continuação



Aço 4330 revenido a 300 °C com dureza 456 HV1. Aumento de 6,6 X. Os “*shear lips*” correspondem a cerca de 50 % da região de fratura final.

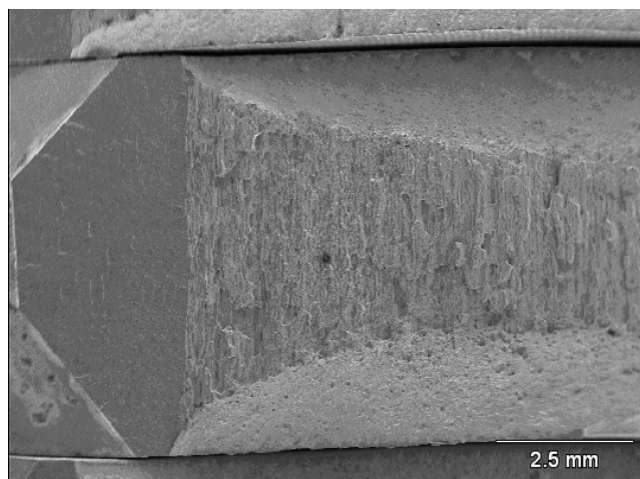


Aço 4330 revenido a 300 °C com dureza 456 HV1. Região da trinca de fadiga com micromecanismo transgranular. Aumento de 660 X.

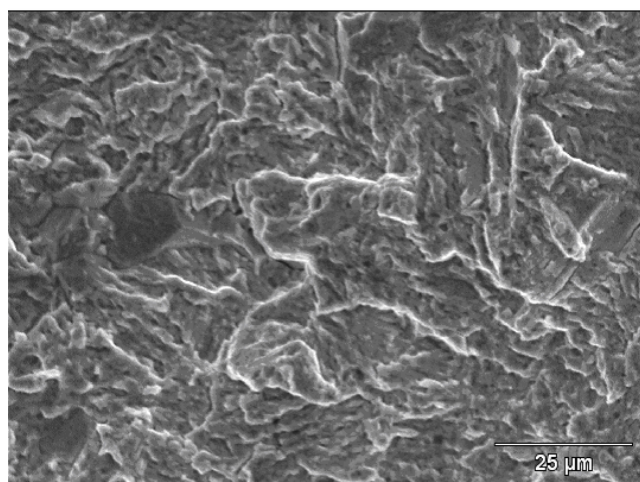


Aço 4330 revenido a 300 °C com dureza 456 HV1. Região da fratura final com micromecanismo alveolar. Aumento de 330X.

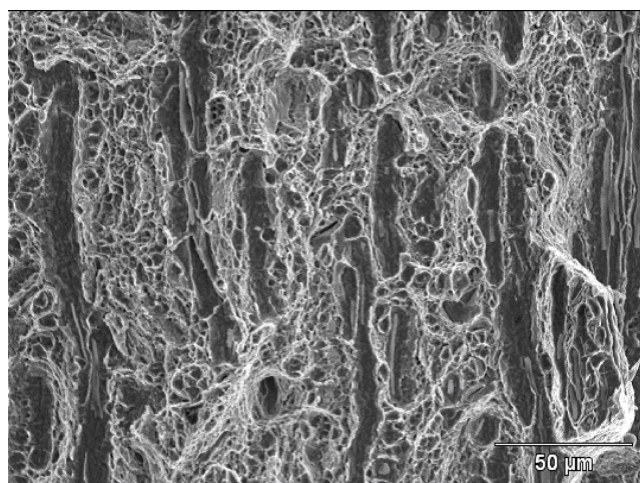
Apêndice F – continuação



Aço 4330 revenido a 400 °C com dureza 449 HV1. Aumento de 6,6 X. Os “*shear lips*” correspondem a mais de 60 % da região de fratura final.

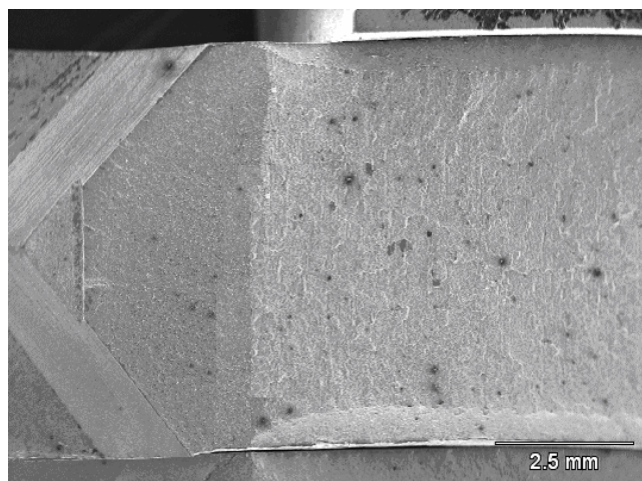


Aço 4330 revenido a 400 °C com dureza 449 HV1. Região da trinca de fadiga com micromecanismo transgranular. Aumento de 660 X.

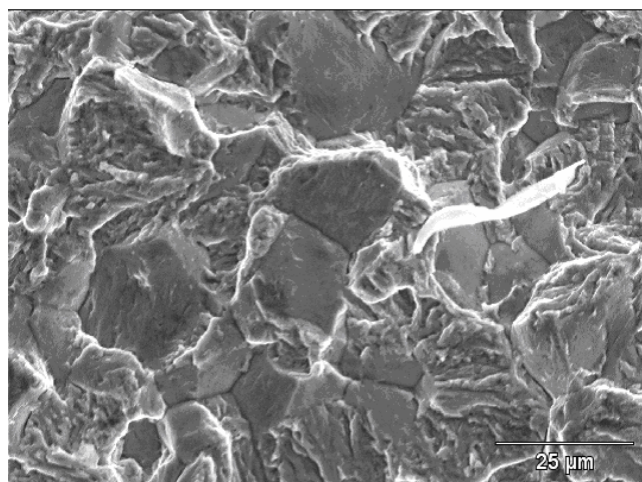


Aço 4330 revenido a 400 °C com dureza 449 HV1. Região da fratura final com micromecanismo alveolar. Aumento de 330 X.

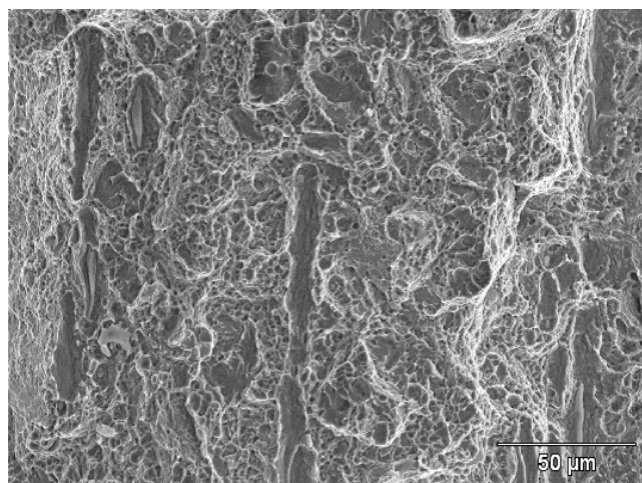
Apêndice F – continuação



Aço 4340 revenido a 200 °C com dureza 566 HV1. Aumento de 6,6 X. Os “*shear lips*” correspondem a cerca de 15 % da região de fratura final.

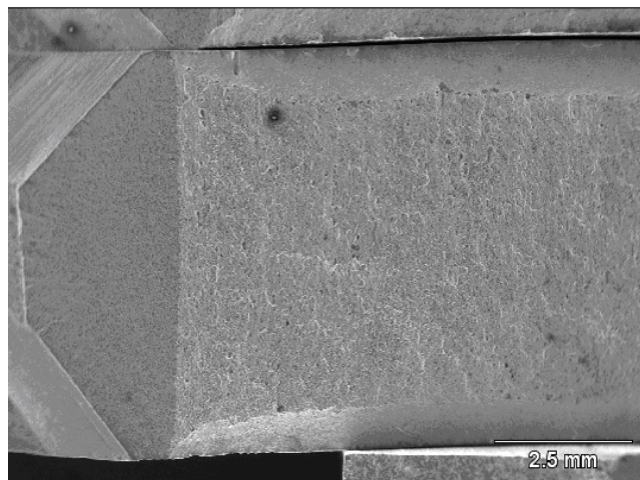


Aço 4340 revenido a 200 °C com dureza 566 HV1. Região da trinca de fadiga com micromecanismo transgranular com uma parcela de mecanismo intergranular. Aumento de 660 X.

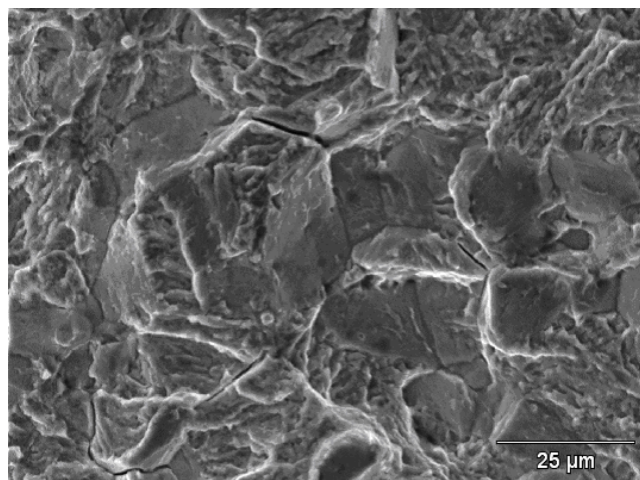


Aço 4340 revenido a 200 °C com dureza 566 HV1. Região da fratura final com micromecanismo alveolar. Aumento de 330 X.

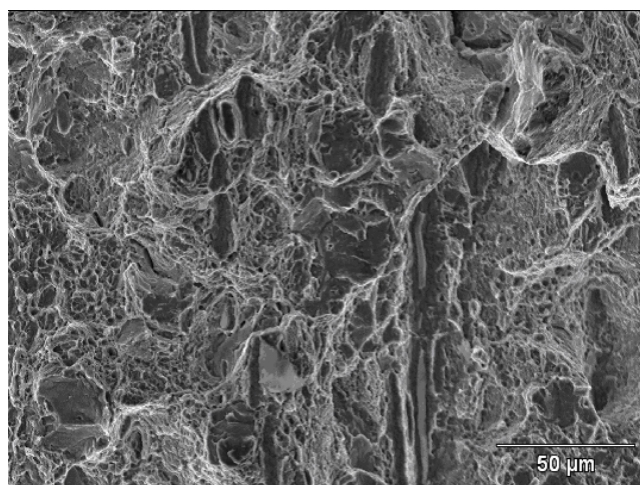
Apêndice F – continuação



Aço 4340 revenido a 300 °C com dureza 498 HV1. Aumento de 6,6 X. Os “*shear lips*” correspondem a cerca de 20 % da região de fratura final.

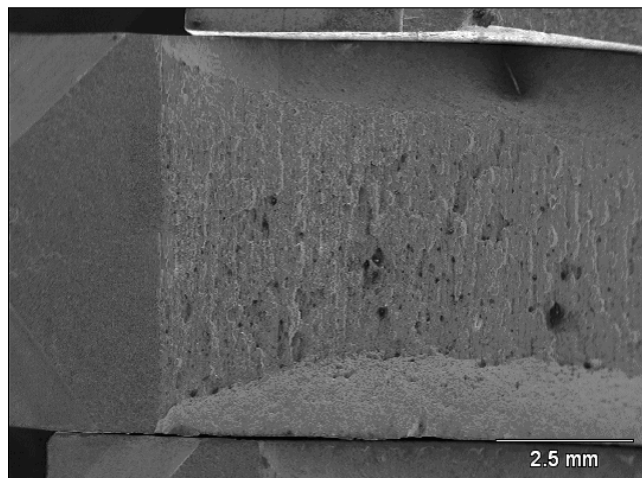


Aço 4340 revenido a 300 °C com dureza 498 HV1. Região da trinca de fadiga com micromecanismo transgranular com uma parcela de mecanismo intergranular. Aumento de 660 X.

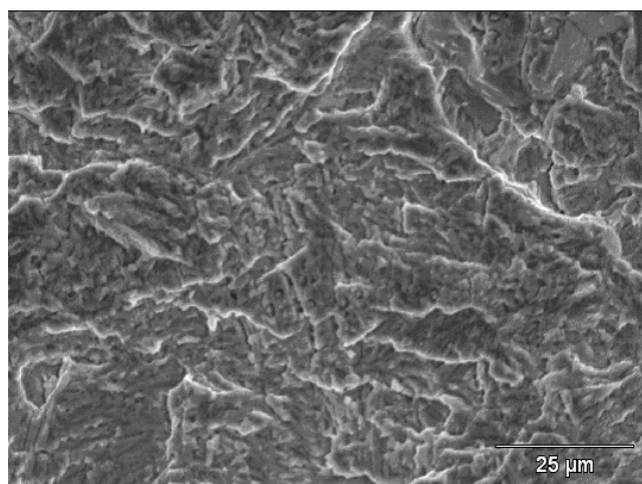


Aço 4340 revenido a 300 °C com dureza 498 HV1. Região da fratura final com micromecanismo alveolar. Aumento de 330 X.

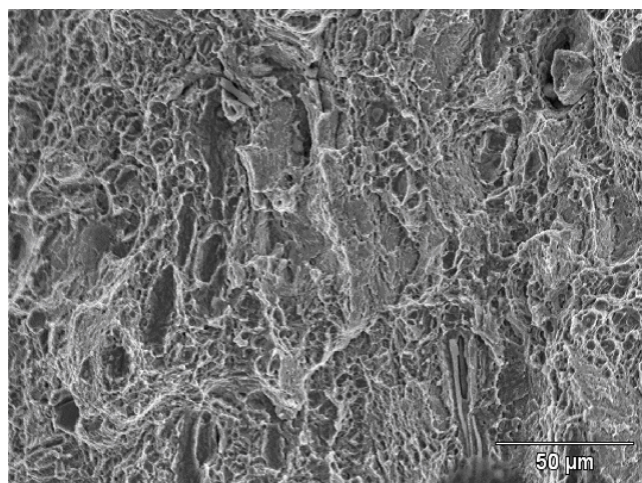
Apêndice F – continuação



Aço 4340 revenido a 400 °C com dureza 463 HV1. Aumento de 6,6 X. Os “*shear lips*” correspondem a cerca de 20 % da região de fratura final.

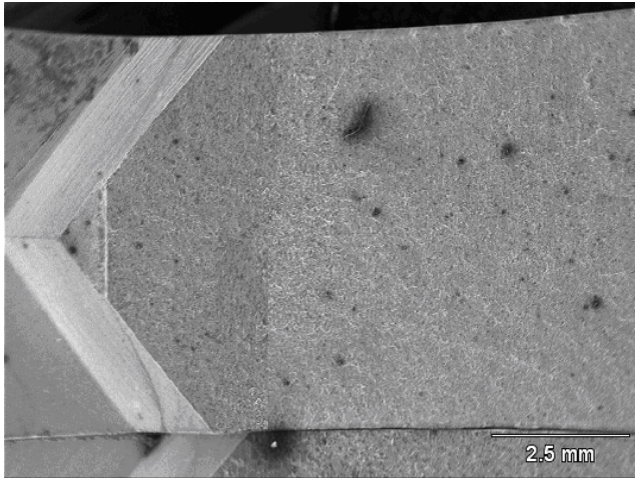


Aço 4340 revenido a 400 °C com dureza 463 HV1. Região da trinca de fadiga com micromecanismo transgranular. Aumento de 660 X.

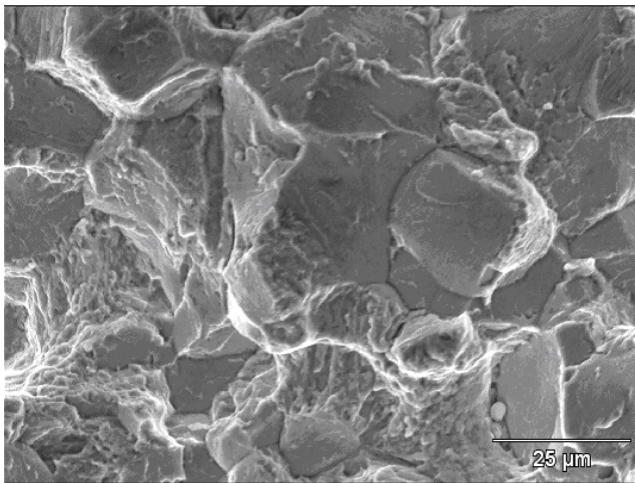


Aço 4340 revenido a 400 °C com dureza 463 HV1. Região da fratura final com micromecanismo alveolar. Aumento de 330 X.

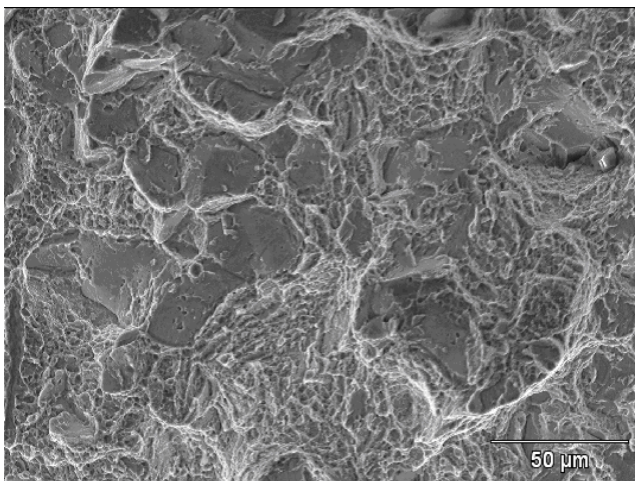
Apêndice F – continuação



Aço 4350 revenido a 200 °C com dureza 607 HV1. Aumento de 6,6 X. Os “*shear lips*” não são observados na região de fratura final.

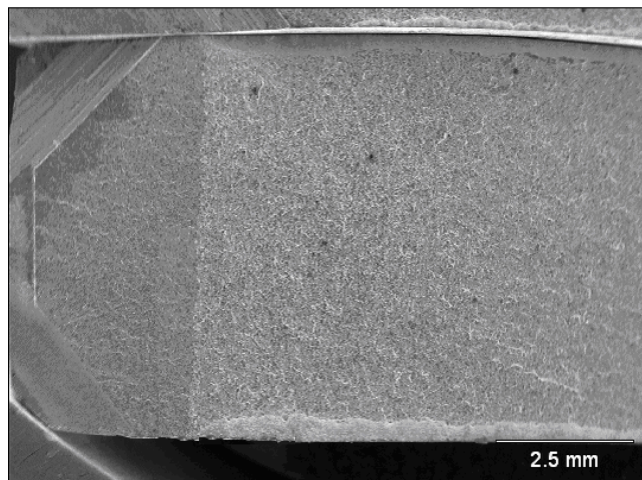


Aço 4350 revenido a 200 °C com dureza 607 HV1. Região da trinca de fadiga com micromecanismo transgranular com facetas intergranular. Aumento de 660 X.

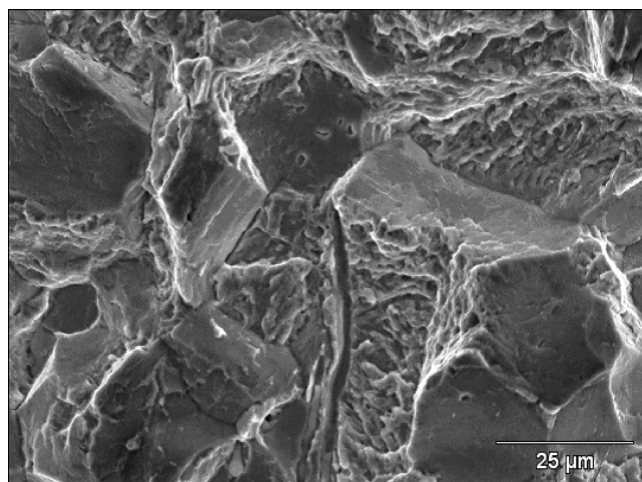


Aço 4350 revenido a 200 °C com dureza 607 HV1. Região da fratura final com micromecanismo predominante alveolar e algumas facetas intergranular. Aumento de 330 X.

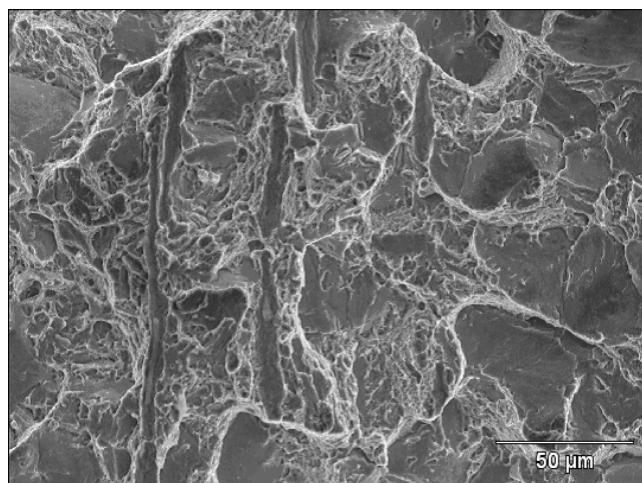
Apêndice F – continuação



Aço 4350 revenido a 300 °C com dureza 520 HV1. Aumento de 6,6 X. Os “*shear lips*” correspondem a cerca de 5 % da região de fratura final.

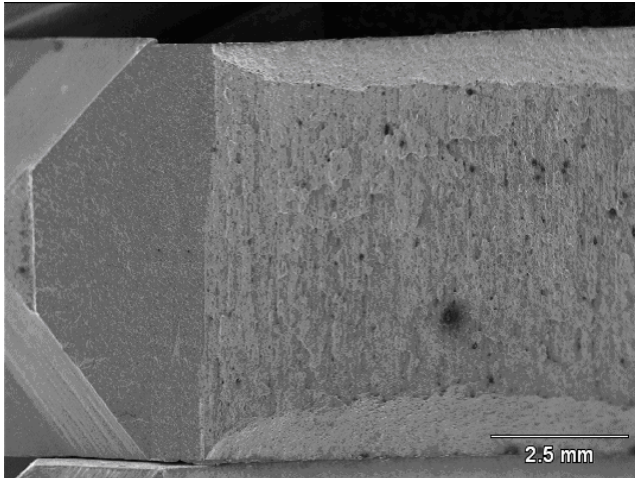


Aço 4350 revenido a 300 °C com dureza 520 HV1. Região da trinca de fadiga com micromecanismo transgranular com facetas intergranular. Aumento de 660 X.

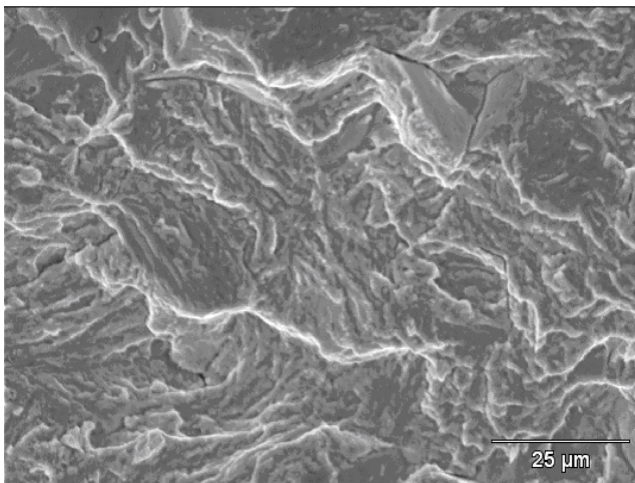


Aço 4350 revenido a 300 °C com dureza 520 HV1. Região da fratura final com micromecanismo alveolar. Aumento de 330 X.

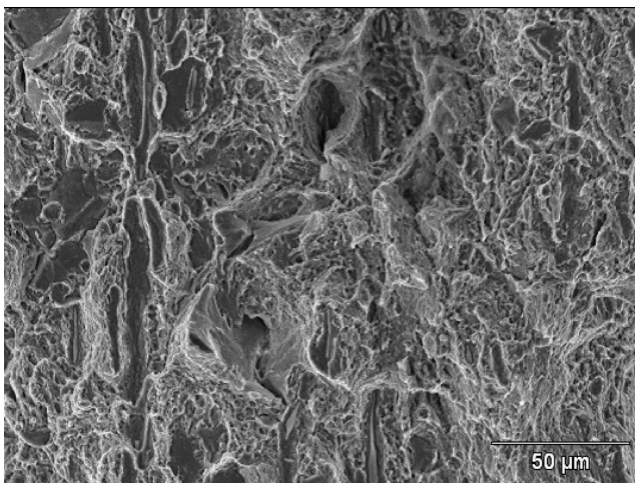
Apêndice F – continuação



Aço 4350 revenido a 400 °C com dureza 494 HV1. Aumento de 6,6 X. Os “*shear lips*” correspondem a cerca de 30 % da região de fratura final.

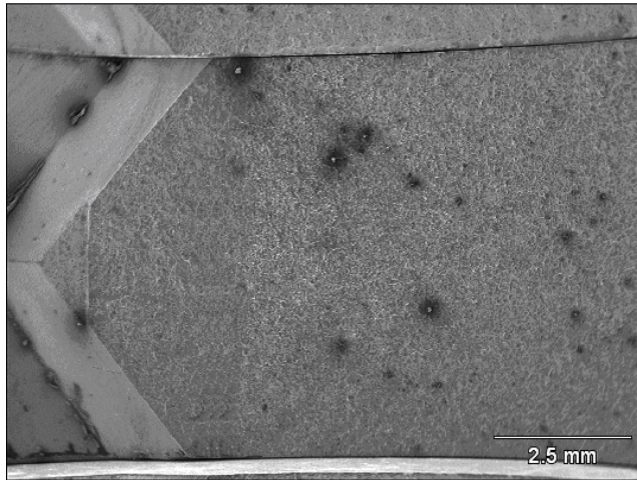


Aço 4350 revenido a 400 °C com dureza 494 HV1. Região da trinca de fadiga com micromecanismo transgranular com ocorrência de poucas facetas intergranular. Aumento de 660 X.

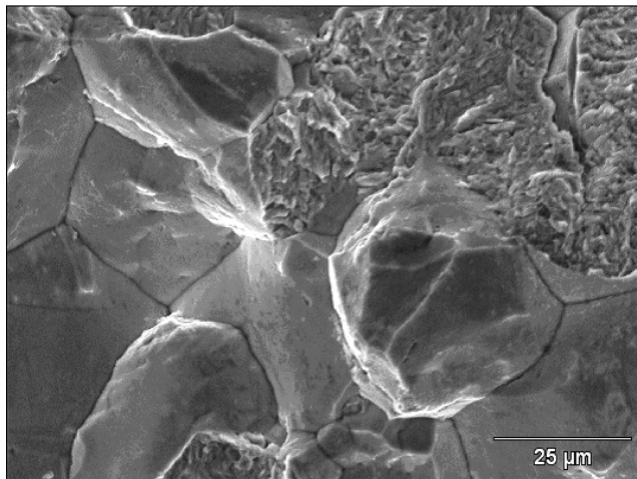


Aço 4350 revenido a 400 °C com dureza 494 HV1. Região da fratura final com micromecanismo alveolar. Aumento de 330 X.

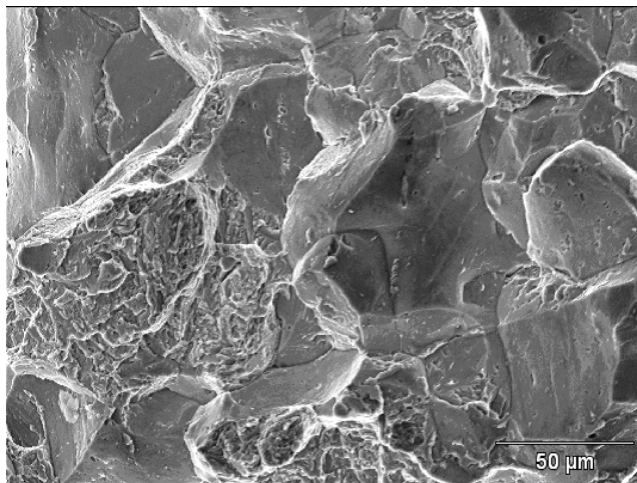
Apêndice F – continuação



Aço 4360 revenido a 200 °C com dureza 654 HV1. Aumento de 6,6 X. Os “*shear lips*” não são observados na região de fratura final. A separação entre as regiões de trinca de fadiga e fratura final fica mais difícil de ser diferenciada.

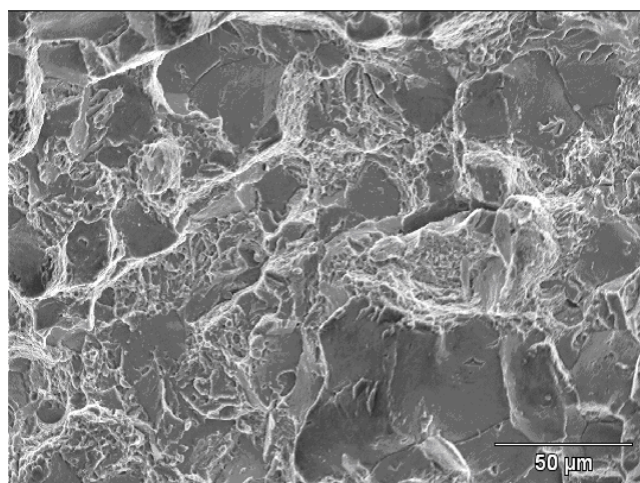
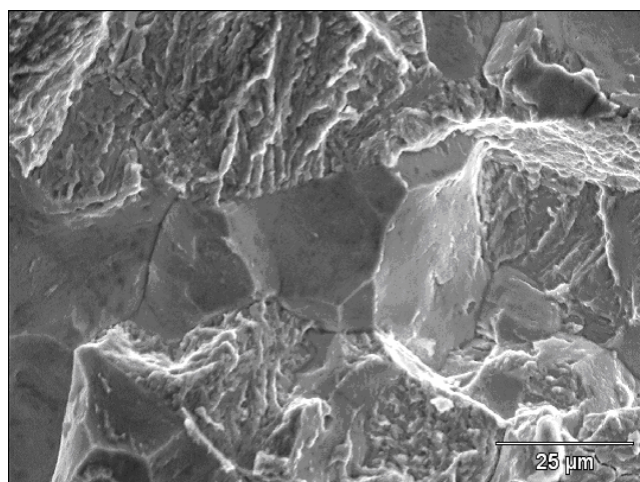
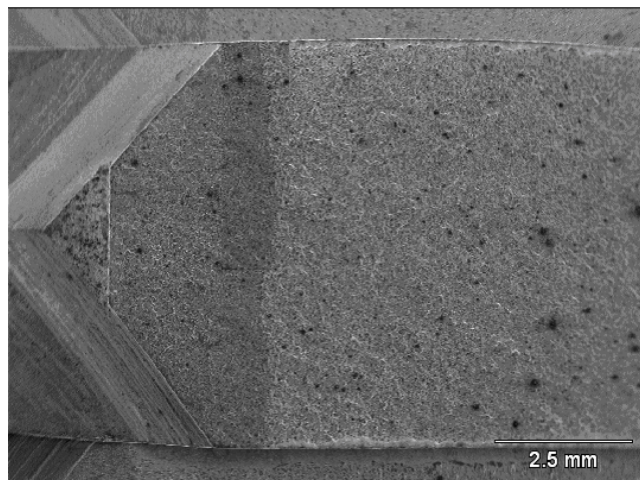


Aço 4360 revenido a 200 °C com dureza 654 HV1. Região da trinca de fadiga com micromecanismo predominante intergranular com regiões de aspecto transgranular. Aumento de 660 X.

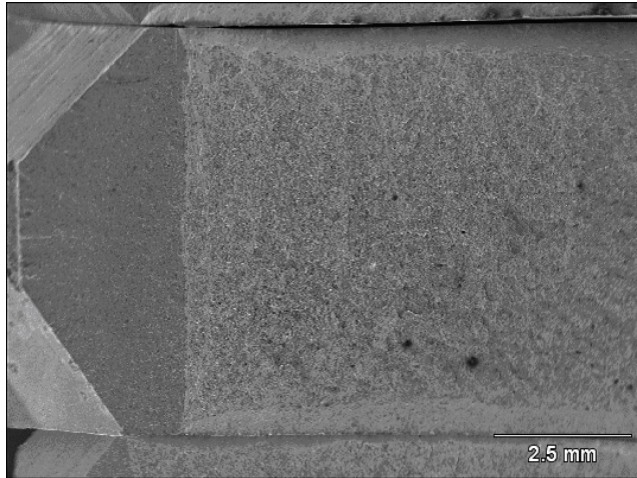


Aço 4360 revenido a 200 °C com dureza 654 HV1. Região da fratura final com micromecanismo alveolar e intergranular. Aumento de 330 X.

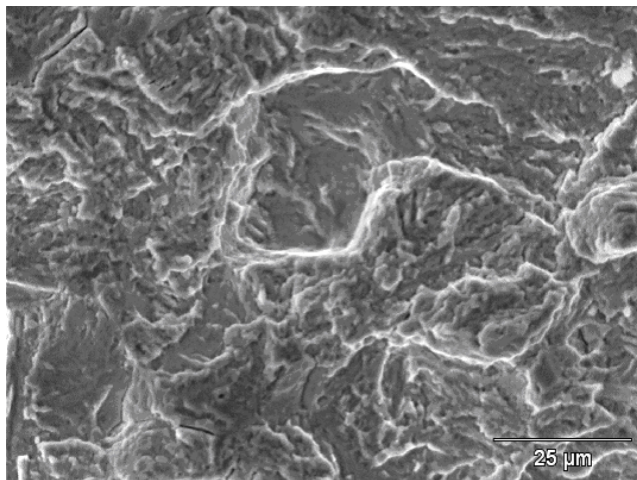
Apêndice F – continuação



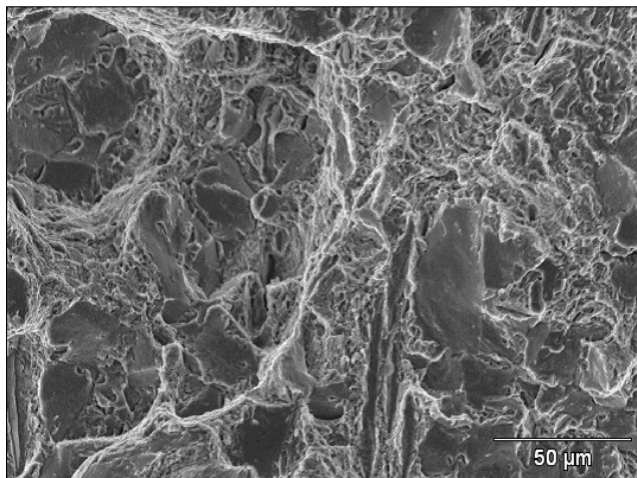
Apêndice F – continuação



Aço 4360 revenido a 400 °C com dureza 511 HV1. Aumento de 6,6 X. Os “*shear lips*” correspondem a cerca de 10 % da região de fratura final.

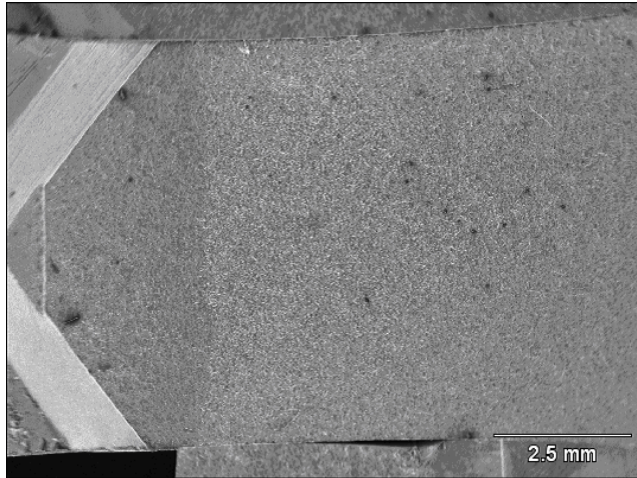


Aço 4360 revenido a 400 °C com dureza 511 HV1. Região da trinca de fadiga com micromecanismo predominante transgranular. Aumento de 660 X.

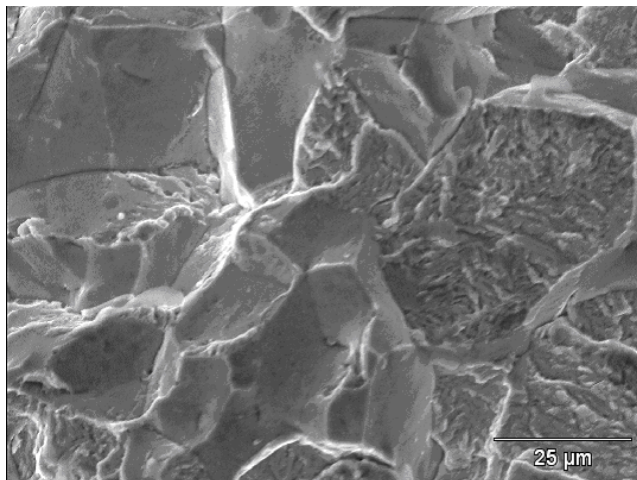


Aço 4360 revenido a 400 °C com dureza 511 HV1. Região da fratura final com micromecanismo predominante alveolar e regiões com aspecto intergranular. Aumento de 330 X.

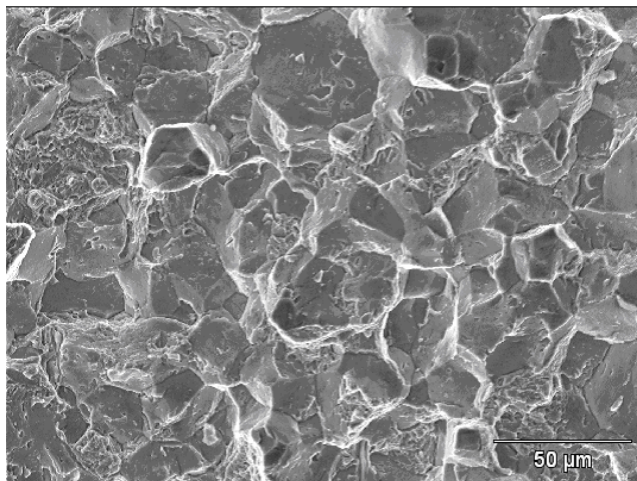
Apêndice F – continuação



Aço 4370 revenido a 200 °C com dureza 671 HV1. Aumento de 6,6 X. Os “*shear lips*” não são observados na região de fratura final. A separação entre as regiões de fadiga e fratura final não é bem visível.

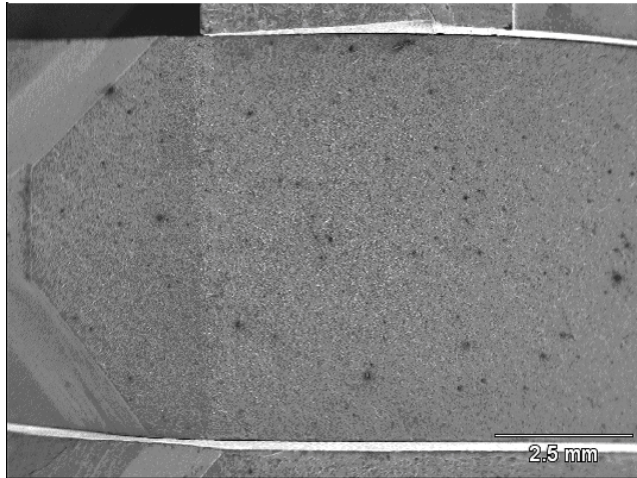


Aço 4370 revenido a 200 °C com dureza 671 HV1. Região da trinca de fadiga com micromecanismo predominante intergranular com regiões de aspecto transgranular. Aumento de 660 X.

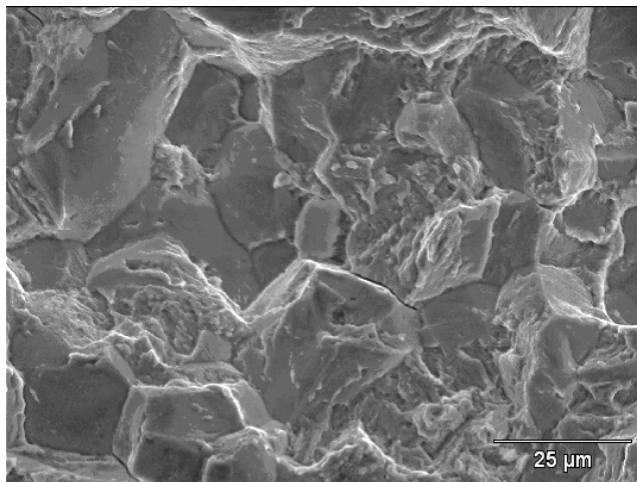


Aço 4370 revenido a 200 °C com dureza 671 HV1. Região da fratura final com micromecanismo predominante intergranular e regiões com aspecto alveolar devido arrancamento de carbonetos. Aumento de 330 X.

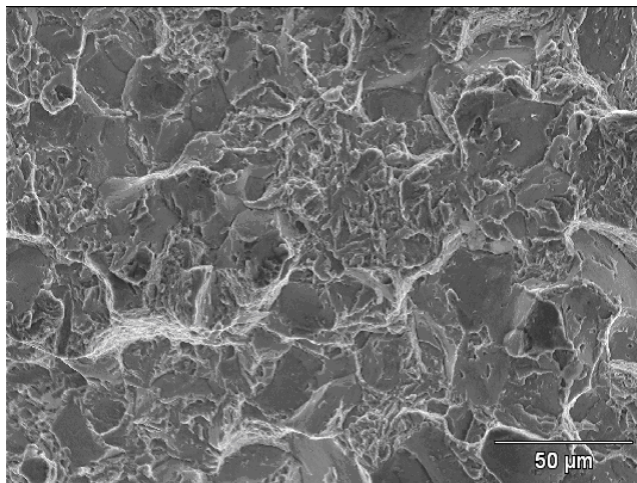
Apêndice F – continuação



Aço 4370 revenido a 300 °C com dureza 571 HV1. Aumento de 6,6 X. Os “*shear lips*” não são observados na região de fratura final. A separação entre as regiões de fadiga e fratura final não é bem visível.

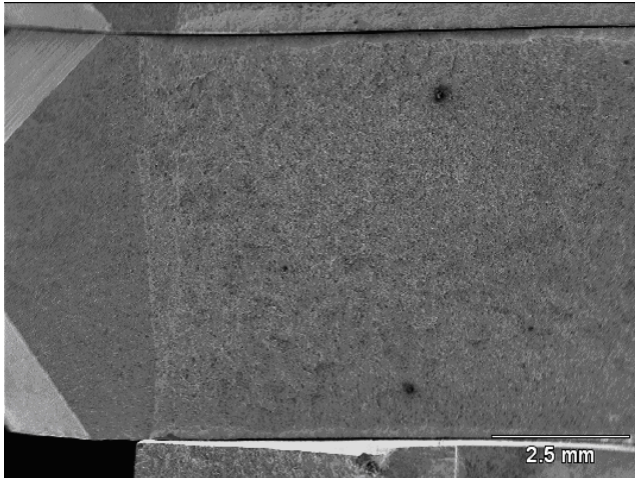


Aço 4370 revenido a 300 °C com dureza 571 HV1. Região da trinca de fadiga com micromecanismo predominante intergranular com regiões de aspecto transgranular e trincas secundárias. Aumento de 660 X.

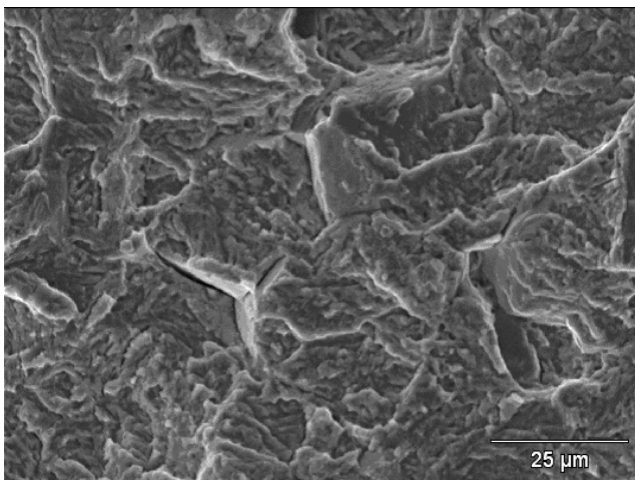


Aço 4370 revenido a 300 °C com dureza 571 HV1. Região da fratura final com micromecanismo predominante intergranular e regiões com aspecto alveolar devido arrancamento de carbonetos. Aumento de 330 X.

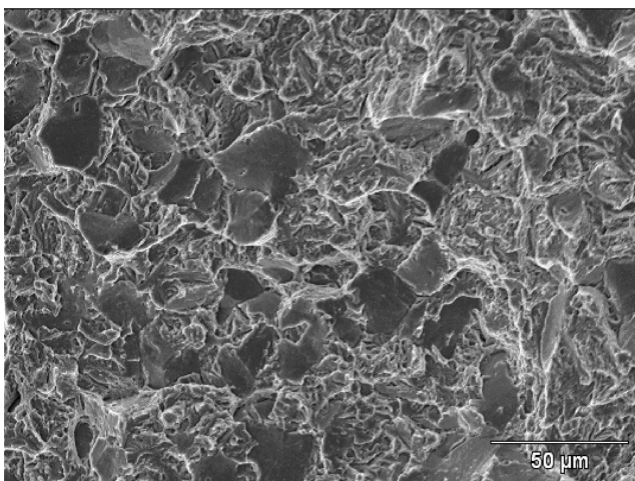
Apêndice F – continuação



Aço 4370 revenido a 400 °C com dureza 533 HV1. Aumento de 6,6 X. Os “*shear lips*” são observados na região de fratura final numa fração menor que 5 %. A separação entre as regiões de fadiga e fratura final não é bem visível.



Aço 4370 revenido a 400 °C com dureza 533 HV1. Região da trinca de fadiga com micromecanismo predominante transgranular. Aumento de 660 X.

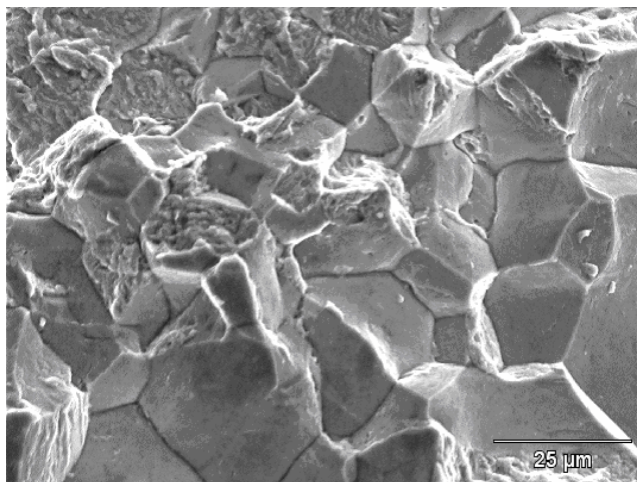


Aço 4370 revenido a 400 °C com dureza 533 HV1. Região da fratura final com micromecanismo predominante intergranular e regiões com aspecto alveolar devido arrancamento de carbonetos. Aumento de 330 X.

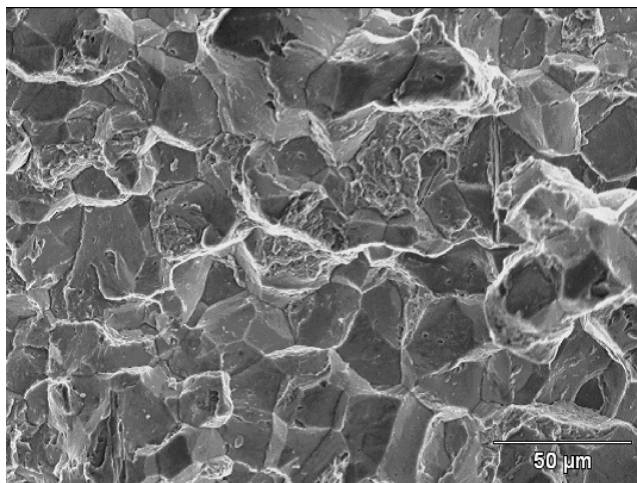
Apêndice F – continuação



Aço 4380 revenido a 200 °C com dureza 686 HV1. Aumento de 6,6 X. Os “*shear lips*” não são observados na região de fratura final. A separação entre as regiões de fadiga e fratura final não é bem visível.

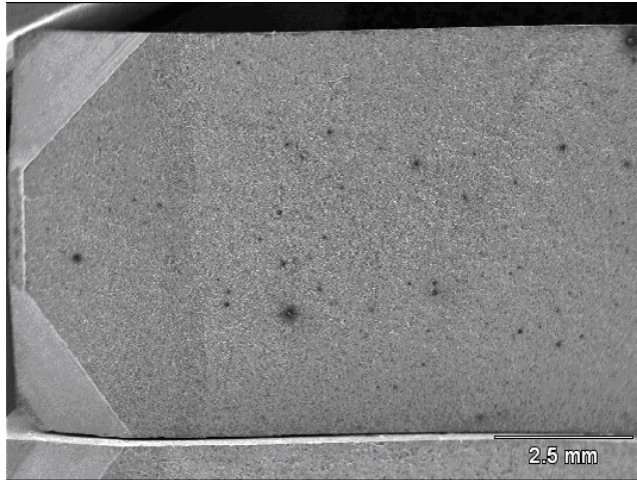


Aço 4380 revenido a 200 °C com dureza 686 HV1. Região da trinca de fadiga com micromecanismo predominante intergranular, algumas regiões com transgranular e muitas trincas secundárias. Aumento de 660 X.

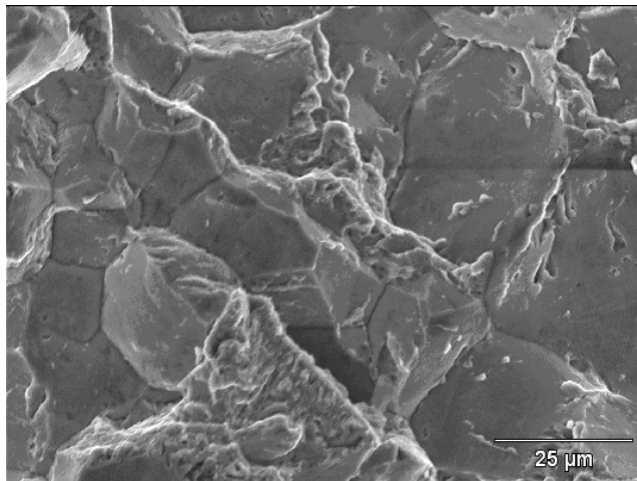


Aço 4380 revenido a 200 °C com dureza 686 HV1. Região da fratura final com micromecanismo predominante intergranular e regiões com aspecto alveolar devido arrancamento de carbonetos. Aumento de 330 X.

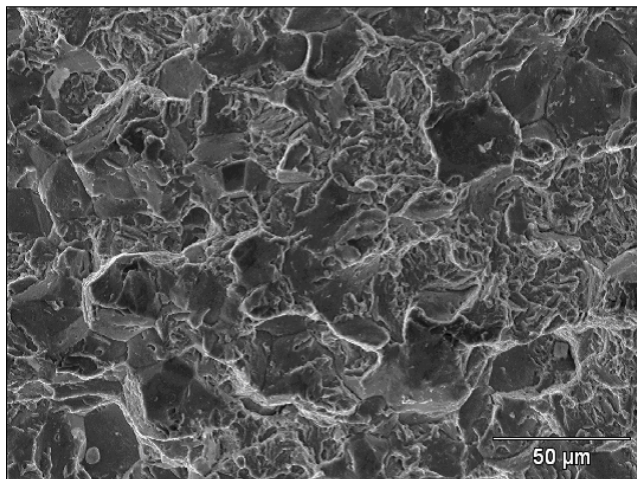
Apêndice F – continuação



Aço 4380 revenido a 300 °C com dureza 613 HV1. Aumento de 6,6 X. Os “*shear lips*” não são observados na região de fratura final. A separação entre as regiões de fadiga e fratura final não é bem visível.

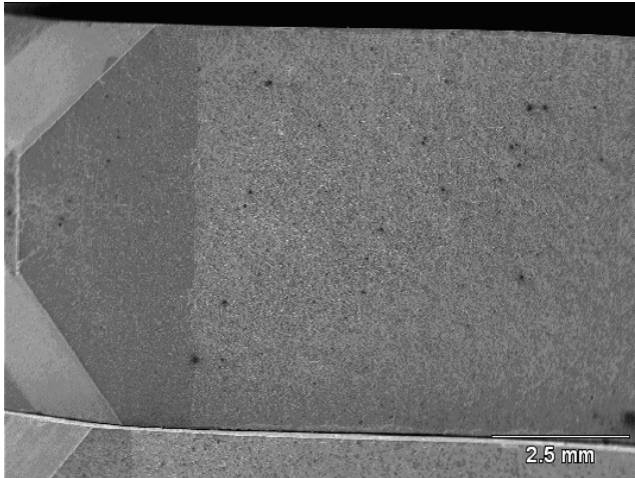


Aço 4380 revenido a 300 °C com dureza 613 HV1. Região da trinca de fadiga com micromecanismo predominante intergranular, algumas regiões com transgranular e muitas trincas secundárias. Aumento de 660 X.

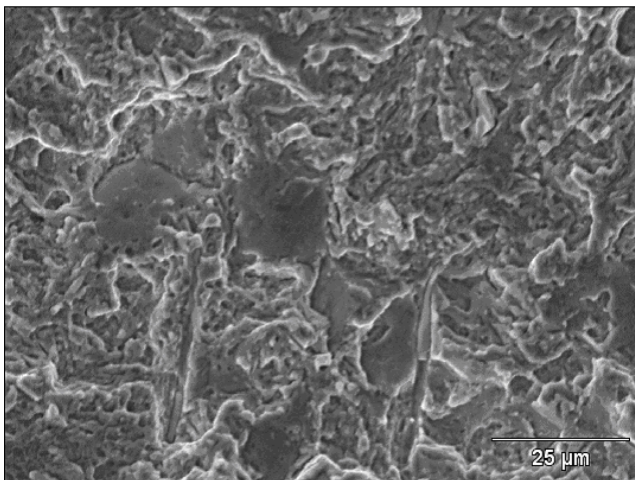


Aço 4380 revenido a 300 °C com dureza 613 HV1. Região da fratura final com micromecanismo predominante intergranular e regiões com aspecto alveolar devido arrancamento de carbonetos e trincas secundárias. Aumento de 330 X.

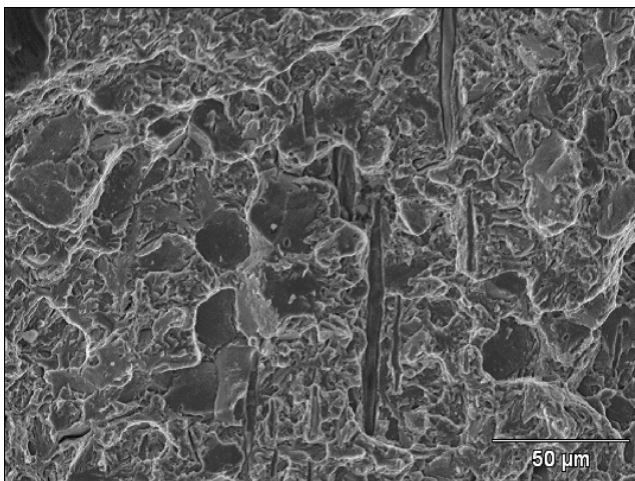
Apêndice F – continuação



Aço 4380 revenido a 400 °C com dureza 551 HV1. Aumento de 6,6 X. Os “*shear lips*” não são observados na região de fratura final. A separação entre as regiões de fadiga e fratura final não é bem visível.

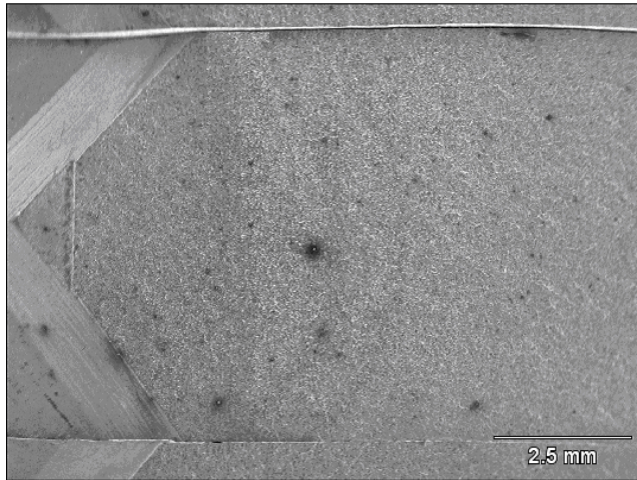


Aço 4380 revenido a 400 °C com dureza 551 HV1. Região da trinca de fadiga com micromecanismo predominante alveolar devido carbonetos arrancados. Aumento de 660 X.

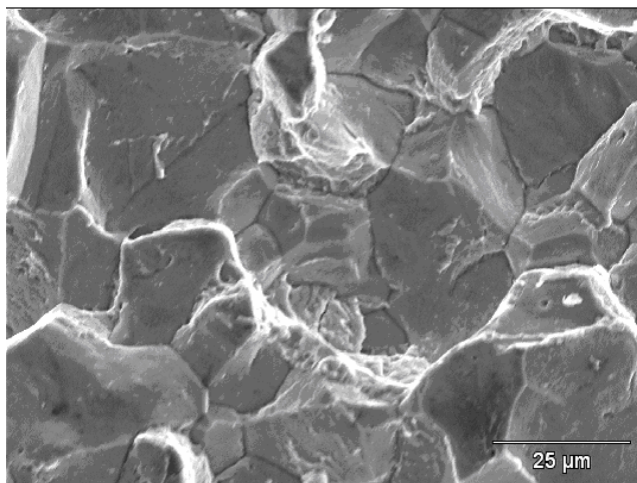


Aço 4380 revenido a 400 °C com dureza 551 HV1. Região da fratura final com micromecanismo predominante intergranular e regiões com aspecto alveolar devido arrancamento de carbonetos. Aumento de 330 X.

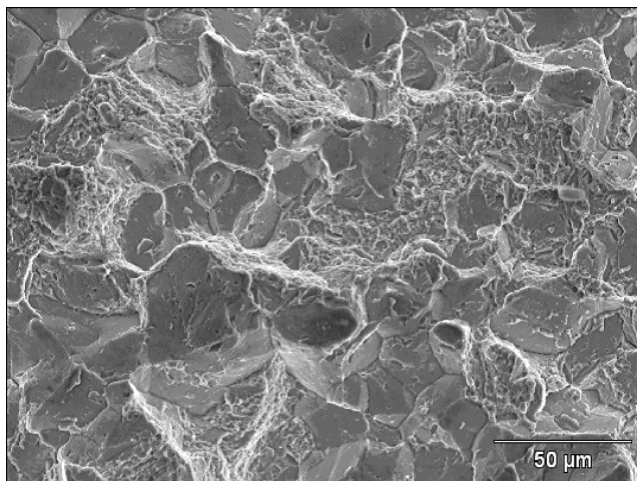
Apêndice F – continuação



Aço 4390 revenido a 200 °C com dureza 691 HV1. Aumento de 6,6 X. Os “*shear lips*” não são observados na região de fratura final. A separação entre as regiões de fadiga e fratura final é visível com grande dificuldade.

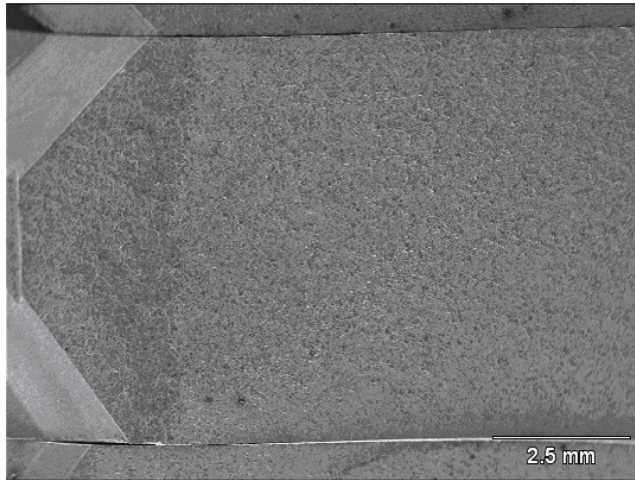


Aço 4390 revenido a 200 °C com dureza 691 HV1. Região da trinca de fadiga com micromecanismo predominante intergranular e trincas secundárias. Aumento de 660 X.

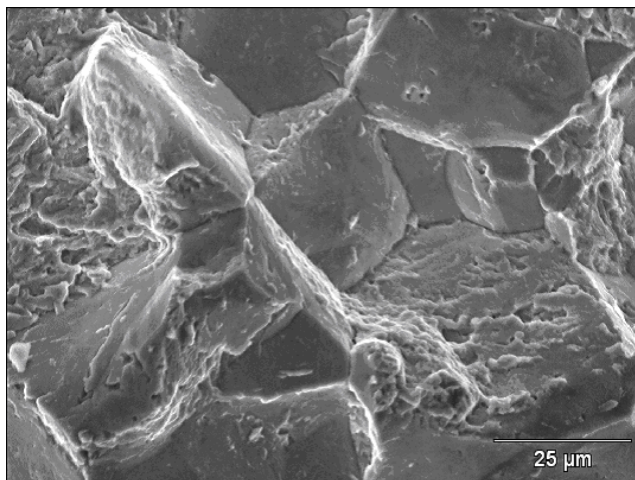


Aço 4390 revenido a 200 °C com dureza 691 HV1. Região da fratura final com micromecanismo predominante intergranular e regiões com aspecto alveolar devido arrancamento de carbonetos. Aumento de 330 X.

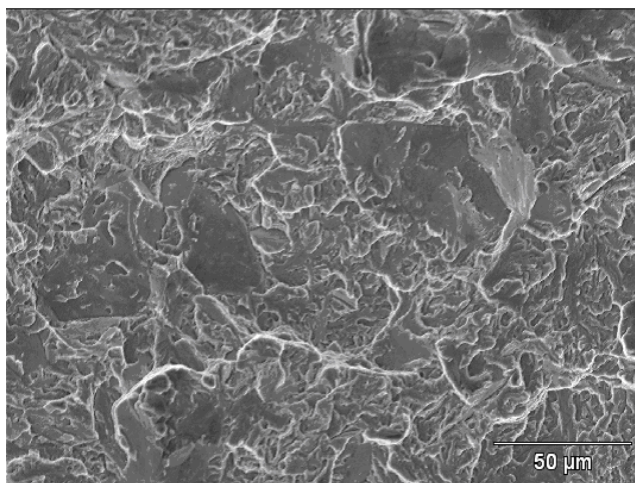
Apêndice F – continuação



Aço 4390 revenido a 300 °C com dureza 621 HV1. Aumento de 6,6 X. Os “*shear lips*” não são observados na região de fratura final. A separação entre as regiões de fadiga e fratura final é visível com grande dificuldade.

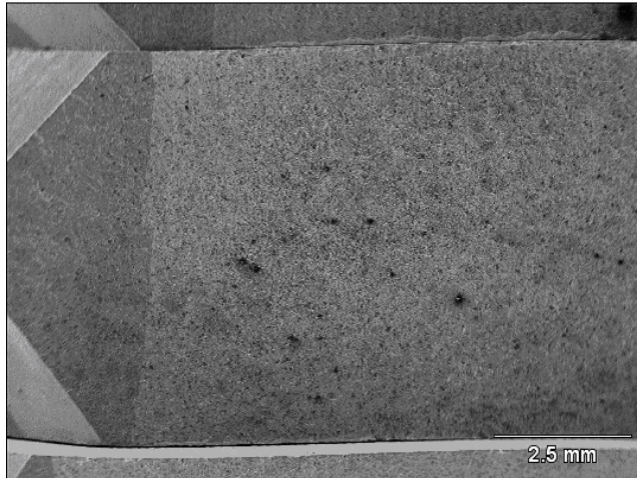


Aço 4390 revenido a 300 °C com dureza 621 HV1. Região da trinca de fadiga com micromecanismo predominante intergranular e trincas secundárias. Aumento de 660 X.

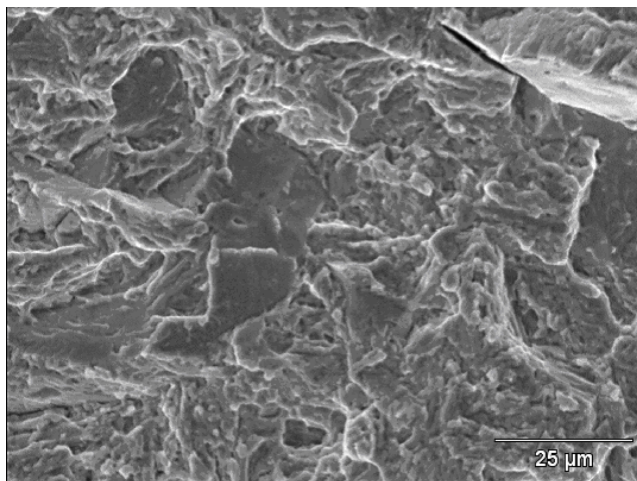


Aço 4390 revenido a 300 °C com dureza 621 HV1. Região da fratura final com micromecanismo predominante intergranular e regiões com aspecto de clivagem talvez de carbonetos. Aumento de 330 X.

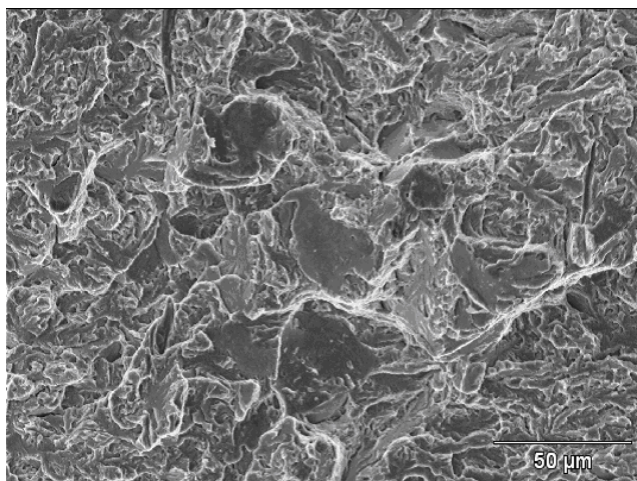
Apêndice F – continuação



Aço 4390 revenido a 400 °C com dureza 569 HV1. Aumento de 6,6 X. Os “*shear lips*” não são observados na região de fratura final. A separação entre as regiões de fadiga e fratura final é visível com grande dificuldade.

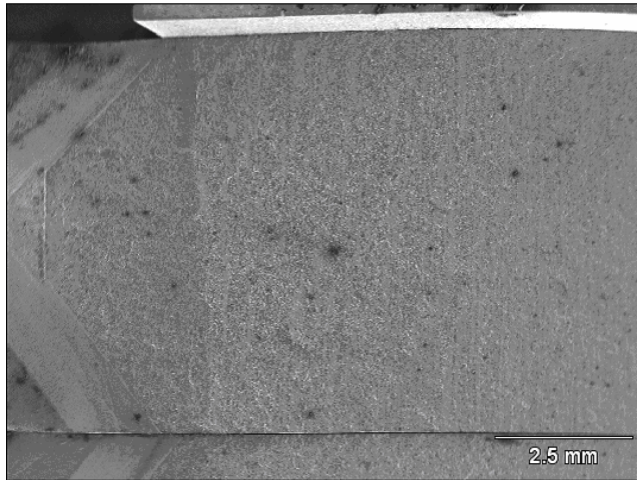


Aço 4390 revenido a 400 °C com dureza 569 HV1. Região da trinca de fadiga com micromecanismo predominante transgranular e trincas secundárias. Aumento de 660 X.

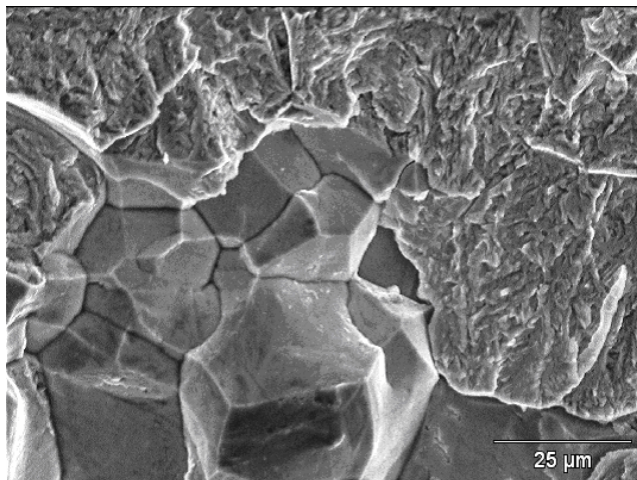


Aço 4390 revenido a 400 °C com dureza 569 HV1. Região da fratura final com micromecanismo misto intergranular e regiões com aspecto de clivagem talvez de carbonetos. Aumento de 330 X.

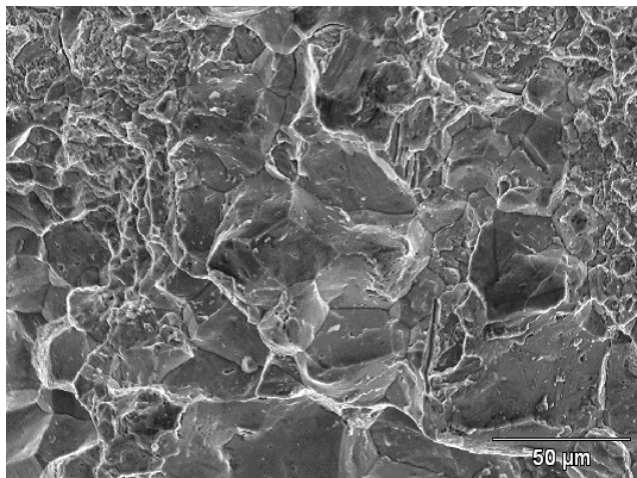
Apêndice F – continuação



Aço 43100 revenido a 200 °C com dureza 712 HV1. Aumento de 6,6 X. Os “*shear lips*” não são observados na região de fratura final. A separação entre as regiões de fadiga e fratura final é visível com grande dificuldade.

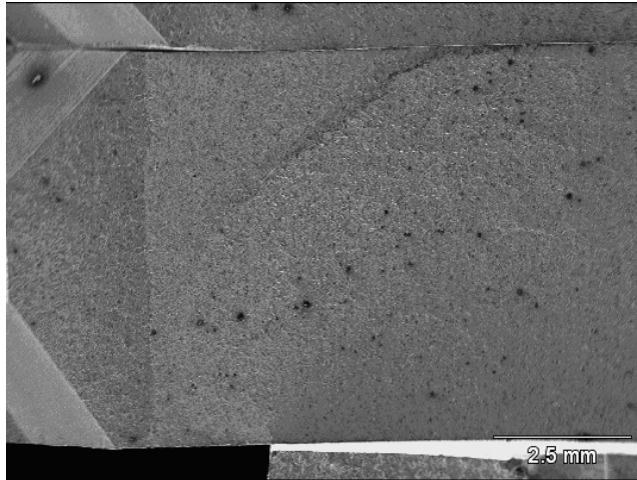


Aço 43100 revenido a 200 °C com dureza 712 HV1. Região da trinca de fadiga com micromecanismo predominante intergranular com regiões de aspecto transgranular e muitas trincas secundárias. Aumento de 660 X.

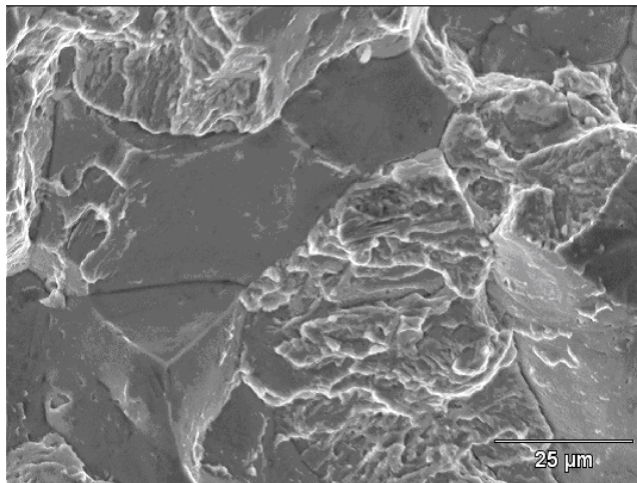


Aço 43100 revenido a 200 °C com dureza 712 HV1. Região da fratura final com micromecanismo intergranular, com regiões com aspecto de carbonetos arrancados e trincas secundárias. Aumento de 330 X.

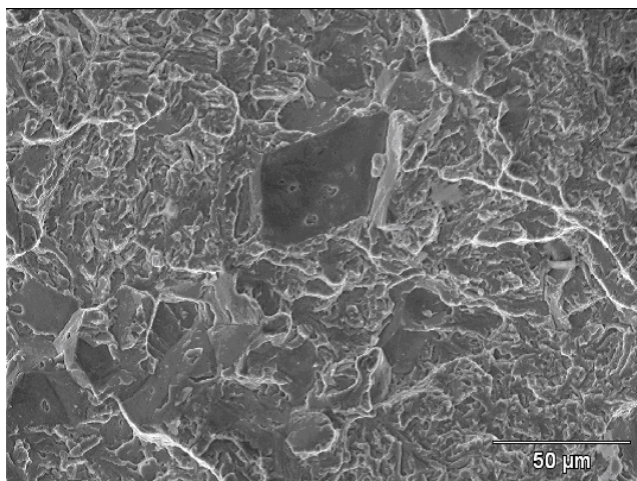
Apêndice F – continuação



Aço 43100 revenido a 300 °C com dureza 636 HV1. Aumento de 6,6 X. Os “*shear lips*” não são observados na região de fratura final. A separação entre as regiões de fadiga e fratura final é visível com grande dificuldade.

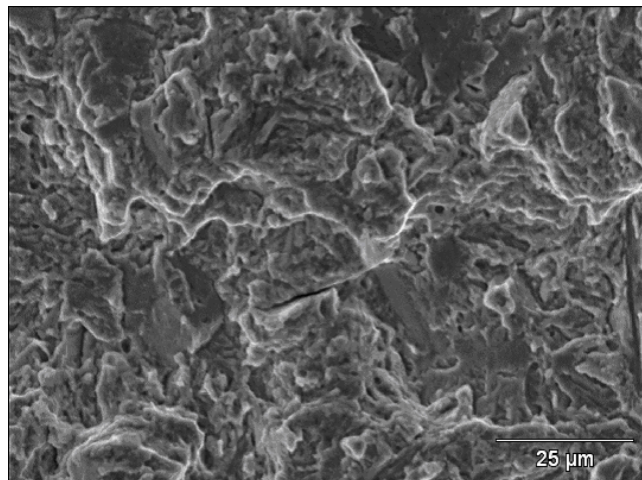


Aço 43100 revenido a 300 °C com dureza 636 HV1. Região da trinca de fadiga com micromecanismo predominante intergranular com regiões de aspecto transgranular e muitas trincas secundárias. Aumento de 660 X.

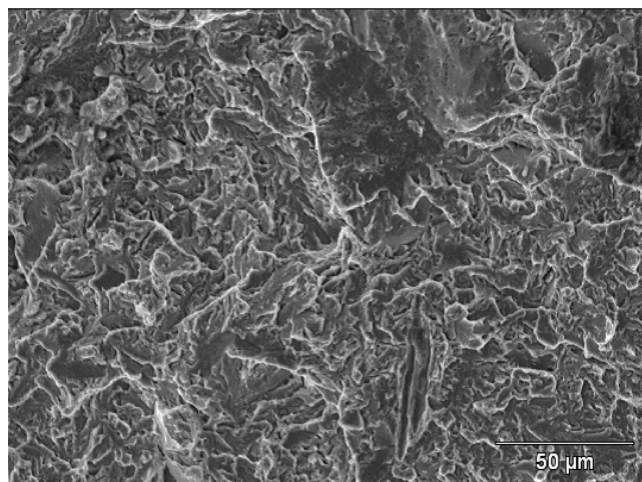


Aço 43100 revenido a 300 °C com dureza 636 HV1. Região da fratura final com micromecanismo transgranular, e regiões com aspecto de facetas intergranulares. Aumento de 330 X.

Apêndice F – continuação



Aço 43100 revenido a 400 °C com dureza 588 HV1. Região da trinca de fadiga com micromecanismo predominante transgranular com regiões de aspecto transgranular e poucas trincas secundárias. Aumento de 660 X.



Aço 43100 revenido a 400 °C com dureza 588 HV1. Região da fratura final com micromecanismo transgranular, e regiões com aspecto alveolar devido carbonetos arrancados e clivagem de carbonetos. Aumento de 330 X.