

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA
TESE DEFENDIDA POR LEONARDO TABORDA
SANDOR E APROVADA PELA
COMISSÃO JULGADORA EM 28/03/2005


ORIENTADOR

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

**Uma Metodologia para a avaliação dos
gradientes de tenacidade à fratura ao
longo da camada cementada
do aço SAE 5115**

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**

**Uma metodologia para a avaliação dos
gradientes de tenacidade à fratura ao
longo da camada cementada
do aço SAE 5115**

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

Curso: Engenharia Mecânica
Área de Concentração: Materiais

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

Campinas, 2005
S.P. – Brasil

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

Sa57m Sandor, Leonardo Tabora
Uma metodologia para a avaliação dos gradientes de tenacidade à fratura ao longo da camada cementada do aço SAE 5115 / Leonardo Tabora Sandor. --Campinas, SP: [s.n.], 2005.

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

1. Mecânica da fratura. 2. Fractografia. 3. Metalografia. 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.

Título em Inglês: A model for fracture toughness evaluation of the carburized layer for SAE 5115 steel

Palavras-chave em Inglês: Fracture mechanics, Fractography, Metallography, Steel fatigue, Case hardening e High strength steel

Área de concentração: Materiais

Titulação: Mestre em Engenharia Mecânica

Banca examinadora: Sérgio Tonini Button e José Ricardo Tarpani

Data da defesa: 28/03/2005

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

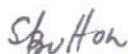
DISSERTAÇÃO DE MESTRADO ACADEMICO

**Uma metodologia para a avaliação dos
gradientes de tenacidade à fratura ao
longo da camada cementada
do aço SAE 5115**

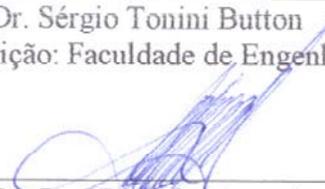
Autor: Leonardo Taborda Sandor
Orientador: Prof. Dr. Itamar Ferreira



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



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



Prof. Dr. José Ricardo Tarpani
Instituição: Escola de Engenharia de São Carlos - USP

Campinas, 28 de março de 2005

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 filhinha Julia.

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.

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 reconheceram a importância da pesquisa, colaborando na fabricação dos corpos de prova.

A Aços Villares S.A. usina de Mogi das Cruzes – SP, na pessoa do Sr Nery José Siqueira, por fornecer todas as amostras de aços necessárias à condução da pesquisa.

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

A todos os professores e 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 permitir vencer todas as dificuldades para chegar até aqui.

Na minha infância em Barão Geraldo eu brincava com peças quebradas e agora após 30 anos estudo peças quebradas.

Resumo

SANDOR, Leonardo Taborda, Uma metodologia para a 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, 2005. 153 p. Dissertação (Mestrado)

Este trabalho propõe um modelo para avaliar pontualmente as variações de tenacidade à fratura ao longo da camada cementada de um aço SAE 5115. 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 corpos de prova de tração e de tenacidade à fratura de amostras de aços SAE 5115, 5140, 5160 e 52100 assumindo a influência local apenas da variação do teor de carbono e considerando que os teores dos demais elementos de liga são essencialmente constantes. Os corpos de prova após eletrodeposição de cobre foram tratados termicamente numa carga industrial 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 foram agrupados em um único gráfico e comparados com o perfil de cementação de peças de aço SAE 5115 tratadas nas mesmas condições. Foi confirmado que a tenacidade à fratura varia 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 (K_{IC} ou $CTOD_C$).

Palavras Chave

- Tenacidade à Fratura, cementação, aço SAE 5115.

Abstract

SANDOR, Leonardo Taborda, *A Model for Fracture Toughness Evaluation of the Carburized Layer for SAE 5115 Steel*, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2005. 153 p. Dissertation (Master of Science).

The purpose of this work is to propose a model for evaluating the fracture toughness along the SAE 5115 steel carburized layer. Due to the small thickness of those layers, it is impossible to machine specimens from those layer 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 5115, 5140, 5160, and 52100 steels assuming the local influence just of 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, tension, and fracture toughness tests were placed in a single graph and compared with the profile of the carburizing of the steel SAE 5115 heat treated in the same conditions. It was confirmed that 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 $CTOD_C$).

Key Words

Fracture toughness, carburizing, steel SAE 5115.

Sumário

Lista de Figuras	v
Lista de Tabelas	x
Nomenclatura	xii
1 Introdução	1
1.1 Objetivo	6
2 Revisão da Literatura	7
2.1 Pesquisas aplicadas sobre fadiga em aços cementados	8
2.2 Pesquisas acadêmicas sobre fadiga em aços cementados	17
2.3 Abordagens complementares para mecânica da fratura	35
3 Materiais e Métodos	47
3.1 Processo de fabricação dos aços na Aços Villares	47
3.2 Usinagem dos corpos de prova na Bosch	48
3.3 Tratamento térmico dos corpos de prova na Bosch	50
3.4 Ensaio de microdureza Vickers	52

3.5 Análise Metalográfica	52
3.6 Ensaio de Tração	52
3.7 Ensaio de Tenacidade à Fratura	53
3.7.1 Obtenção da trinca por fadiga	53
3.7.2 Determinação da Tenacidade à Fratura (K_{IC} e CTOD)	55
3.8 Fractografia dos corpos de prova fraturados	56
4 Resultados e Discussão	57
4.1 Composição química, tamanho de grão e microinclusões	58
4.1.1 Temperabilidade e fator de liga da norma SAE J406 (Mai98)	59
4.1.2 Morfologia dos carbonetos de Cr-Fe	60
4.1.3 Elementos de liga e potencial de carbono da atmosfera	61
4.2 Análise Metalográfica	62
4.2.1 Tamanho de Grão e Microinclusões	62
4.2.2 Microestrutura	63
4.3 Ensaio de Microdureza HV1	72
4.4 Ensaio de Tração	75
4.5 Ensaio de Tenacidade à Fratura	80
4.6 Fractografia	91
4.6.1 Fractografia do aço SAE 5115	92
4.6.2 Fractografia do aço SAE 5140	95

4.6.3 Fractografia do aço SAE 5160	98
4.6.4 Fractografia do aço SAE 52100	102
4.7 Aplicação da Mecânica da Fratura (tamanho máximo da trinca)	108
4.8 Análise de custos da pesquisa	114
5 Conclusões e Sugestões para próximos trabalhos	116
5.1 Conclusões	116
5.2 Sugestões para próximos trabalhos	119
Referências Bibliográficas	122
Anexos	
Anexo I – Diagrama CCT para o Aço SAE 5120	129
Anexo II – Diagrama CCT para o Aço SAE 5140	130
Anexo III – Diagrama CCT para o Aço SAE 5160	131
Anexo IV – Diagrama CCT para o Aço SAE 52100	132
Anexo V – Resultados individuais dos ensaios de tração para cada um dos aços	133
Anexo VI – Cargas cíclicas para obtenção da propagação de trinca por fadiga	135
Anexo VII – Parâmetros de cálculo e resultados obtidos na determinação de K_Q	136
Anexo VIII – Parâmetros de cálculo e resultados na determinação de CTOD (δ)	137
Apêndices	
Apêndice A1 – Certificado de Qualidade Villares para o aço SAE 5115	139
Apêndice A2 – Certificado de Qualidade Villares para o aço SAE 5140	140

Apêndice A3 – Certificado de Qualidade Villares para o aço SAE 5160	141
Apêndice A4 – Certificado de Qualidade Villares para o aço SAE 52100	142
Apêndice B – Gráficos dos ensaios de tração conforme ASTM E8–01	143
Apêndice C – Gráficos dos ensaios de CTOD conforme ASTM E1820–01	149

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 Corpos de prova de CTOD conforme figura A.1.1 da ASTM E1820-01.....	3
1.3 Curvas Jominy mínimas características de aços SAE 51xx.....	5
2.1 Metodologia aplicada nas pesquisas asiáticas, enfocando a fadiga em dentes de engrenagem.....	8
2.2 Comparação da medição do crescimento de trinca por emissão acústica e microscopia ótica.....	9
2.3 Esquema da determinação das regiões com trincas inter e transgranulares, com uso da emissão acústica.....	10
2.4 Curva S-N para engrenagens de aço MAC 14 estudada por Nagamura.....	14
2.5 Curvas S-N para corpos de prova de aço SAE 4320 com cantos vivos e arredondados	18
2.6 Efeito do comprimento da trinca sobre o limite de fadiga segundo Preston.....	20
2.7 Microestruturas dos aços (a) 50CrV4 e (b) SK5-CSP segundo Shin.....	24

2.8 Ciclos de fadiga em função da deflexão da mola prato sob tensão de fadiga.....	25
2.9 Distribuição de tensões residuais através da espessura de uma amostra A temperada e revenida comparada com outra B cementada, temperada e revenida.....	29
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.....	30
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.....	31
2.12 Faixa de tensões residuais medidas em 70 aços diferentes cementados, temperados e revenidos.....	31
2.13 Variação do limite de fadiga em função da profundidade da camada cementada de aço SAE 8620 segundo Fárfan.....	34
2.14 Relação entre limite de fadiga médio e dureza do núcleo segundo Larsson.....	36
2.15 Esquema do diagrama de Kitagawa.....	36
2.16 Relação entre comprimento de trinca e limite de fadiga segundo Larsson.....	37
2.17 Representação em duas dimensões das forças motrizes atuantes na ponta da trinca. Alterações de $\Delta K^*_{MÁX}$ e $K^*_{MÁX}$ em função de da/dN	39
2.18 Ilustração dos mecanismos I a IV atuando nos aços segundo Sadananda.....	40
2.19 Mapa de trajetória de trinca para aço de baixa liga em diferentes meio ambientes	41
2.20 Trajetórias de crescimento de trinca e resultantes da soma linear dos componentes de fadiga e corrosão sob tensão.....	42

2.21 Esquema para determinação das grandezas δ_1 , δ_2 , e Δa_{TEAR}	45
2.22 Determinação do CTOD crítico através de regressão linear.....	45
3.1 Esquema da orientação do plano da trinca de tenacidade à fratura.....	48
3.2 Corpos de prova para ensaios de CTOD e de tração.....	49
3.3 Fotografia dos corpos de prova cobreados para evitar difusão de carbono.....	50
3.4 Esquema do ciclo de tratamento térmico aplicado nos corpos de prova.....	51
3.5 Corpos de prova de CTOD, $W = 20$ mm com incisão feita por eletroerosão e $W = 10$ mm de chevron cortado por eletroerosão	54
3.6 Detalhe do perfil chevron feito por eletroerosão nos corpos de prova $W = 10$ mm.....	54
4.1 Micrografias do aço SAE 5115.....	64
4.2 Micrografias do aço SAE 5140.....	64
4.3 Micrografias do aço SAE 5160.....	65
4.4 Micrografias do aço SAE 52100.....	66
4.5 Variação das temperaturas M_S e M_F em função do teor de carbono.....	68
4.6 Austenita retida no aço em função do teor de carbono segundo Reed-Hill.....	70
4.7 Curvas de revenimento para os aços SAE 5115, 5140, 5160 e 52100.....	73
4.8 Dureza HV da martensita Fe-C em função do teor de C.....	74
4.9 Sobreposição das durezas da camada cementada, com as durezas das amostras.....	74
4.10 Relação entre dureza HV com resistência à tração e limite de escoamento.....	77
4.11 Fotografia dos corpos de prova do ensaio de tração com $R_z = 10 \mu\text{m}$ fraturados.....	78

4.12 Fotografia dos corpos de prova do ensaio de tração com $R_z = 3 \mu\text{m}$ fraturados.....	79
4.13 Comparação de resistência à tração de aços tenaz e frágil com e sem entalhe.....	79
4.14 Esquema das áreas fraturadas dos corpos de prova de tenacidade à fratura.....	81
4.15 Curva ΔK x da/dN para aços SAE 52100, M50, e 18-4-1, por Averbach.....	83
4.16 Esquema das regiões com deformação plana e tensão plana em relação à B.....	85
4.17 Representação em 3D de curvas ΔK x da/dN em função da microdureza HV1.....	86
4.18 Representação em 2D das curvas da figura 4.17.....	87
4.19 Curvas ΔK x da/dN para as equações de Preston e de Averbach.....	87
4.20 Regiões de aplicação da MFEP e MFEL.....	88
4.21.A Variações de CTOD em função da microdureza HV1.....	89
4.21.B Variações de K_{IC} em função da microdureza HV1.....	90
4.22.A Fractografia do corpo de prova de aço SAE 5115 com aumento 15 X	93
4.22.B Fractografia do corpo de prova de aço SAE 5115 com aumento 100 X	93
4.22.C Fractografia do corpo de prova de aço SAE 5115 com aumento 1000 X	94
4.22.D Fractografia do corpo de prova de aço SAE 5115 com aumento 500 X	94
4.22.E Fractografia do corpo de prova de aço SAE 5115 com aumento 1000 X	95
4.23.A Fractografia do corpo de prova de aço SAE 5140 com aumento 15 X.....	96
4.23.B Fractografia do corpo de prova de aço SAE 5140 com aumento 100 X.....	96
4.23.C Fractografia do corpo de prova de aço SAE 5140 com aumento 1000 X.....	97
4.23.D Fractografia do corpo de prova de aço SAE 5140 com aumento 500 X.....	97

4.23.E Fractografia do corpo de prova de aço SAE 5140 com aumento 1000 X.....	98
4.24.A Fractografia do corpo de prova de aço SAE 5160 com aumento 15 X.....	99
4.24.B Fractografia do corpo de prova de aço SAE 5160 com aumento 100 X.....	99
4.24.C Fractografia do corpo de prova de aço SAE 5160 com aumento 1000 X.....	99
4.24.D Fractografia do corpo de prova de aço SAE 5160 com aumento 1000 X.....	99
4.24.E Fractografia do corpo de prova de aço SAE 5160 com aumento 500 X.....	99
4.24.F Fractografia do corpo de prova de aço SAE 5160 com aumento 1000 X.....	99
4.25.A Fractografia do corpo de prova de aço SAE 52100 de W = 20 m com 25 X.....	102
4.25.B Fractografia do corpo de prova de aço SAE 52100 de W = 20 m com 25 X.....	103
4.25.C Fractografia do corpo de prova de aço SAE 52100 de W = 20 m com 40 X.....	103
4.25.D Fractografia do corpo de prova de aço SAE 52100 de W = 20 m com 500 X.....	104
4.25.E Fractografia do corpo de prova de aço SAE 52100 de W = 20 m com 1000 X.....	104
4.25.F Fractografia do corpo de prova de aço SAE 52100 de W = 20 m com 1000 X.....	105
4.26.A Fractografia do corpo de prova de aço SAE 52100 de W = 10 m com 15 X.....	105
4.26.B Fractografia do corpo de prova de aço SAE 52100 de W = 10 m com 500 X.....	106
4.26.C Fractografia do corpo de prova de aço SAE 52100 de W = 10 m com 1000 X.....	106
4.26.D Fractografia do corpo de prova de aço SAE 52100 de W = 10 m com 500 X.....	107
4.26.E Fractografia do corpo de prova de aço SAE 52100 de W = 10 m com 1000 X.....	107
4.27 Curva de projeto de Dawes para determinação do parâmetro ϕ	110

4.28	Varição do tamanho máximo aceitável de trinca em função do carbono da camada cementada, calculado por MFEP.....	112
4.29	Varição do tamanho máximo aceitável de trinca em função do carbono da camada cementada, calculado por MFEL.....	113

Lista de Tabelas

2.1 Parâmetros estatísticos de Weibull determinados para engrenagens de aço MAC 14	14
2.2 Parâmetros estatísticos de Weibull para tamanho de carbonetos, rugosidade e grãos martensíticos.....	14
2.3 Correlação entre profundidade descarbonetada, a_{TH} , e limite de fadiga para O aço SCM 415.....	16
2.4 Influência dos parâmetros de Genel e tensão residual sobre o limite de fadiga.....	22
2.5 Aços estudados por Shin.....	23
2.6 Propriedades mecânicas em função do comprimento de grãos martensíticos e da fração volumétrica da martensita para aço SAE 8620.....	26
2.7 Parâmetro de vida sob deformação para aço SAE 8620 com diferentes espessuras de camadas cementadas.....	35
3.1 Condições de carregamento utilizadas na obtenção de trincas de fadiga nos corpos de prova.....	55
4.1 Resultados das composições dos aços fornecidos pela Villares.....	58

4.2 Equações dos fatores de liga, conforme norma SAE J406.....	59
4.3 Parâmetros atômicos do Ferro e do Cromo.....	60
4.4 Tamanho de grão austenítico e microinclusões para os aços Villares.....	62
4.5 Temperaturas de transformação calculadas segundo Atkins.....	67
4.6 Microdureza HV1 após tratamento térmico das amostras.....	72
4.7 Resultados dos ensaios de tração para os aços SAE 5115, 5140, 5160 e 52100 com rugosidades $R_z = 10 \mu\text{m}$ e $R_z = 3 \mu\text{m}$	76
4.8 Propriedades de tração para os aços SAE 5130 e 5160 revenidos a 205 °C.....	76
4.9 Resultados de K_Q , CTOD e B_{\min} para os aços SAE 5115, 5140, 5160 e 52100.....	81
4.10 Dimensões da Zona Plástica (m) na ponta da trinca em condições de tensão plana, de deformação plana e de tensões cíclicas.....	84
4.11 Demonstrativo de custos diretos consumidos na pesquisa.....	115

Nomenclatura

Letras Latinas

a	– comprimento de trinca	[m]
a₀	– comprimento inicial de trinca	[m]
a₀/W	– tamanho de trinca normalizado	[adimensional]
a_{th}	– comprimento limite de trinca	[m]
A_{C1}	– temperatura de transformação do diagrama Fé-C	[°C]
A_{C3}	– temperatura de transformação do diagrama Fé-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	[m]
B_{min}	– espessura mínima do corpo de prova de tenacidade à fratura	[m]
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	[%]
C₀	– 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	[m/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)	[m]
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 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_f	– carga aplicada no carregamento cíclico para obtenção da trinca de fadiga	[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 E1820-01	[adimensional]
r_y	– dimensão da zona plástica	[m]
R	– coeficiente de correlação	[adimensional]
R	– constante universal dos gases	[kJ.mol ⁻¹ .K ⁻¹]
R	– razão de carga	[adimensional]
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	– tensão	[MPa]
S_f	– limite de fadiga	[MPa]
S_f	– área final	[m ²]
S₀	– 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)	[m]
t	– tempo	[s]
T	– temperatura absoluta	[K]
V_{pl}	– deslocamento da linha de carga da parte plástica	[adimensional]
X	– profundidade da camada cementada	[m]

\bar{x}	– média aritmética	[unidade da grandeza física estudada]
W	– largura do corpo de prova de tenacidade à fratura	[m]
Z	– redução de área	[adimensional]
z	– espessura da placa de fixação do <i>clip-on-gage</i> no ensaio de CTOD	[m]

.....

Letras Gregas

α	– expoente da equação (2.3) de Massuyama	[adimensional]
γ	– parâmetro de localização da distribuição de Weibull	[adimensional]
δ	– deslocamento da abertura na ponta da trinca (CTOD)	[m]
δ	– espessura da região descarbonetada na equação (2.3)	[m]
δ_C	– deslocamento crítico da abertura na ponta da trinca (CTOD) _C	[m]
δ_1	– deslocamento da parte arredondada da boca da trinca (figura 2.21)	[m]
δ_2	– deslocamento da boca da trinca (figura 2.21)	[m]
$\Delta a_{\text{tear}} = \Delta a_{\text{ap}}$	– incremento do tamanho físico da trinca a	[m]
Δa	– variação do comprimento da trinca a	[m]
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}]

ΔK_{th}^{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}]
$\Delta I/I_{aust}$	– variação linear da transformação austenita-martensita	[adimensional]
$\Delta\sigma$	– variação de tensão	[MPa]
$\Delta\sigma_{eff}$	– parte da variação de tensão que efetivamente abre a trinca (Larsson)	[MPa]
$\Delta V/V_{aust}$	– variação volumétrica da transformação austenita-martensita	[adimensional]
ε	– alongamento específico ou deformação verdadeira	[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_f'	– coeficiente de resistência à fadiga	[adimensional]
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]

.....

Abreviações

- CCT** - continuous cooling transformation
CMOD – crack-mouth opening displacement
CTOD – crack-tip opening displacement
MEV– microscópio eletrônico de varredura
MFEP – mecânica da fratura elasto-plástica
MFLE – mecânica da fratura linear elástica

Siglas

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

.....

Capítulo 1

Introdução

A Robert Bosch Ltda utiliza em grandes quantidades peças de aço, que para aplicações em autopeças são submetidas a tratamento térmico de cementação, têmpera e revenimento, no intuito de se ter alta resistência ao desgaste associado a um núcleo tenaz. Porém nos exames metalográficos para controle de qualidade do tratamento térmico executado, verifica-se esporadicamente a ocorrência de microtrincas (ou eventuais trincas) nas camadas cementadas dessas peças. Por desconhecer-se o comportamento ou estabilidade dessas trincas sob uma sollicitação 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. Em vista disso, o trabalho aqui desenvolvido propõe uma metodologia para avaliação 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.

Para a determinação da Tenacidade à Fratura de materiais metálicos, conforme os critérios estabelecidos nas normas ASTM E399-91(1997), E1290-02 e E1820-01 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.

A figura 1.1 ilustra o perfil de carbono de uma camada cementada hipotética 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. No caso ilustrado, a superfície tem teor de carbono de 1,0%, e a região central não cementada tem 0,15%. É possível visualizar que ao longo da camada cementada, pontualmente, as composições correspondem, a partir do núcleo, a aços SAE 5115, 5120, 5130, ..., até atingir o SAE 51100 na superfície.

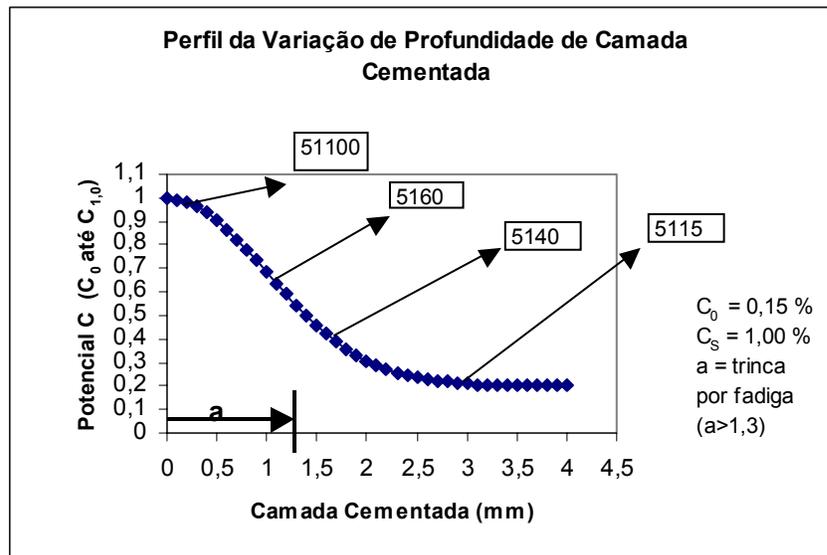


Figura 1.1 – Variação do teor de carbono, comparação do comprimento “a” de uma trinca em função da profundidade da camada, e a hipótese de aços SAE 51xx da camada cementada.

Assim, uma proposta para a avaliação da tenacidade à fratura ao longo da camada cementada, seria fazer ensaios de vários corpos de prova com composições químicas nominais correspondentes a vários aços SAE 51xx, ou seja, onde varie apenas o teor de carbono, e os demais elementos de liga possam ser considerados constantes, ou com variações desprezíveis. A seguir comparar a tendência dos valores obtidos nos ensaios, com a curva de cementação obtida para o SAE 5115, e tentar definir um comportamento para a tenacidade à fratura, em função da camada cementada.

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 5115. A espessura da camada deveria ter 100 mm de profundidade, e com isso seria possível, retirar vários corpos de prova com largura $B=10$ mm, atendendo as dimensões especificadas na norma ASTM E 1820-01, ver figura 1.2, onde cada fatia de 10 mm corresponderia a uma amostra de aço SAE 51XX, indo de 5115 no núcleo, até atingir 51100 na superfície, como mostrado na figura 1.1 acima.

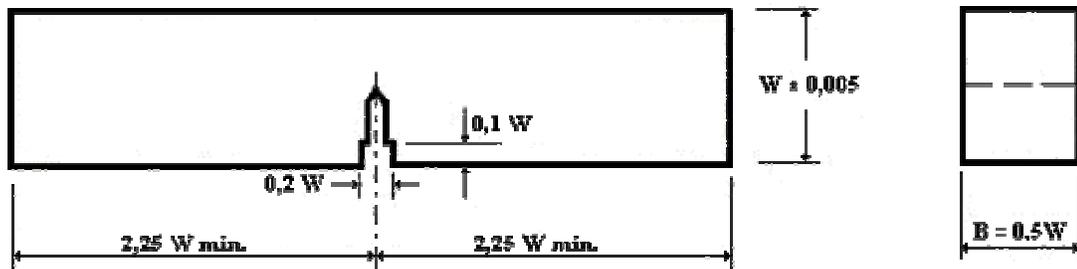


Figura 1.2 – Corpo de Prova de CTOD conforme figura A1.1 da norma ASTM E 1820-01, com $W = 20$ mm.

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)

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

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

Assumindo-se $C_{(X,t)} = 0,15$ % , $C_S = 1,00$ % , $C_0 = 0,15$ % , $X = 0,10$ m, com $Q = 113$ kJ/mol, $R = 8,31$ J.mol⁻¹.K⁻¹, $D_0 = 10^{-6}$ m².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 outra forma de execução dessa proposta, contornando a inviabilidade acima descrita, é através da utilização de corpos de prova retirados de amostras de diferentes tipos de aços dentro da série SAE 51xx. Neste trabalho foram utilizadas amostras de aços SAE 5115, 5140, 5160 e 51100, fabricados pela empresa Aços Villares SA, usina Anhangüera em Mogi das Cruzes – SP. Porém como o aço SAE 51100 não é utilizado no Brasil, para esta pesquisa o mesmo foi substituído por SAE 52100. As justificativas que tornam tal substituição válida serão feitas no item 4. Porém 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. Assumiu-se que apenas o teor de carbono varia, e que as variações dos teores dos demais elementos de liga possam ser desprezadas. Tal abordagem pode ser considerada adequada, analisando-se a figura 1.3 extraída do ASM Handbook, Volume 1.

Nela são mostradas diferentes curvas de temperabilidades mínimas para 7 aços da série SAE 51xx (do 5120 ao 5160), variando-se apenas o teor de carbono de 0,20 a 0,60 %, e os teores dos demais elementos de liga para os 7 aços são considerados essencialmente constantes. 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. 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 E 1820-01, retirados de diferentes tipos de aços da série SAE 51xx, onde se assume que apenas o teor de carbono tenha uma variação significativa.

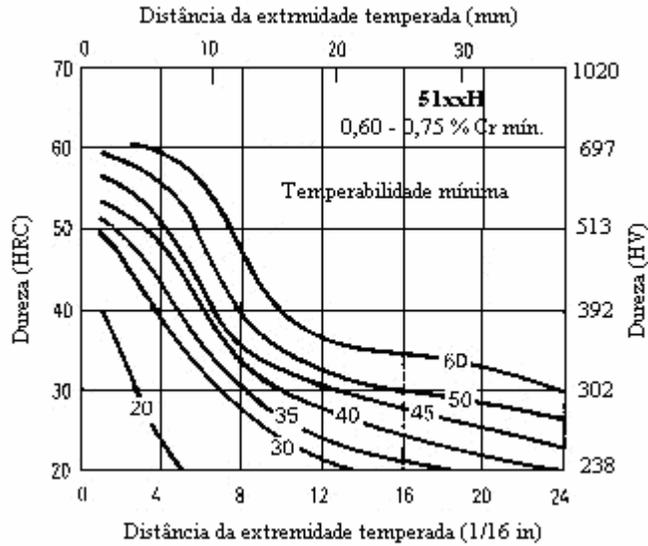


Figura 1.3 - Curvas Jominy mínimas características dos aços 51xx, onde os valores nas curvas representam os teores de carbono, indicados na nomenclatura 51xxH, conforme ASM Handbook Volume 1.

Os resultados obtidos para os diferentes aços, foram agrupados em um único gráfico, permitindo-se avaliar o comportamento da tenacidade à fratura, em função da variação do teor de carbono, considerando que os teores dos demais elementos de liga são essencialmente constantes. Com base nessas considerações, foram confeccionados corpos de prova de tenacidade à fratura conforme norma ASTM E 1820-01, fig. A1.1, e corpos de prova de tração conforme norma ASTM E 8-01, a partir de amostras de aços SAE 5115, 5140, 5160 e 52100. Os corpos de prova dos diferentes tipos de aço foram tratados termicamente numa mesma carga de cementação, têmpera e revenimento para engrenagens de aço SAE 5115 destinadas a motores de partida, a fim de serem submetidos aos mesmos efeitos térmicos das peças em questão. A seguir os corpos de prova foram ensaiados conforme as normas indicadas, e teve nas avaliações dos resultados tanto de tenacidade à fratura, dureza, limite de escoamento e microestrutura, comparados com o perfil de cementação esperado para o aço SAE 5115. Foi verificado que a tenacidade à fratura dos quatro aços, varia de forma inversa à equação de Neumann para o teor de carbono e dureza obtida. As conclusões são que a correlação é válida, e também é possível prever o comportamento de uma trinca numa camada cementada, ou prever a variação da tenacidade à fratura, quando se conhece o perfil de dureza dessa camada, através de um polinômio ou na forma gráfica.

1.1 - Objetivo

Este trabalho visa propor uma metodologia que possa ser aplicada na avaliação da variação da tenacidade à fratura ao longo de uma camada cementada para qualquer aço para 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 e microdureza obtém-se por métodos numéricos um polinômio que permite prever a tenacidade à fratura 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).

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 dissertação, 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. 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 a relação com a presente dissertação, além de se apresentar novas metodologias da mecânica da fratura, que também podem ser aplicadas a aços cementados.

2.1 – Pesquisas Aplicadas sobre fadiga em aços cementados

A mais importante aplicação de aços cementados, e 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.

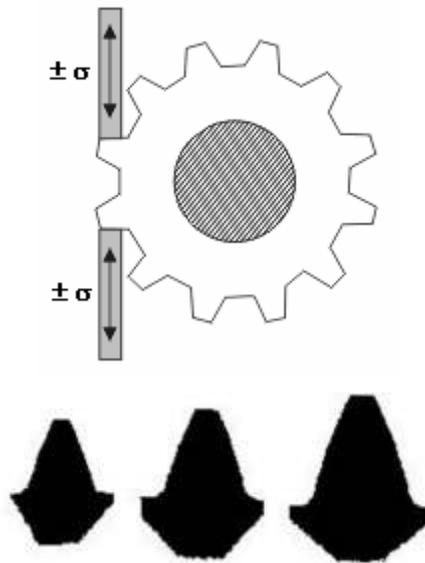


Figura 2.1 – Esquema da metodologia aplicada nas pesquisas asiáticas, enfocando a fadiga em dentes de engrenagem, correlacionando com aspectos geométricos, tamanhos diferentes e de processos de fabricações.

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, e as medições óticas apresentam-se difíceis e inexatas, 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.

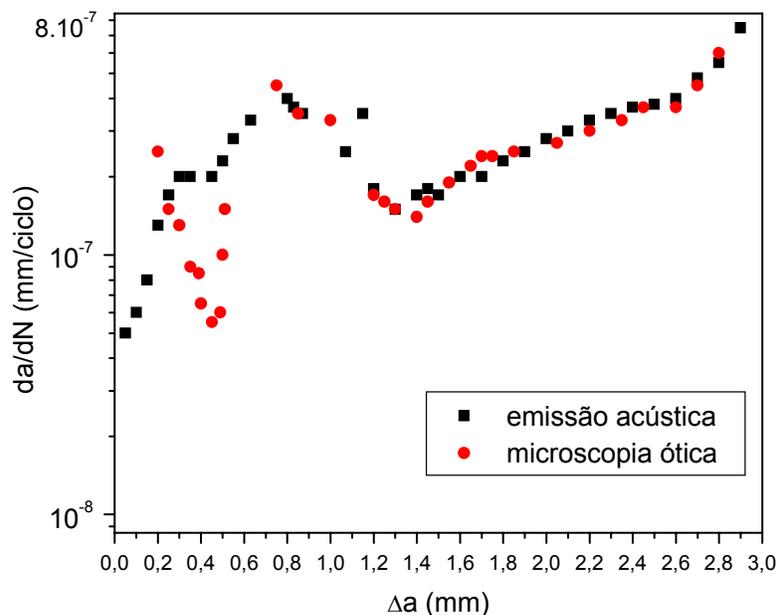


Figura 2.2 – Comparação da medição do crescimento de trinca de fadiga por emissão acústica e microscopia ótica de reflexão, segundo Obata et al (1991).

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.

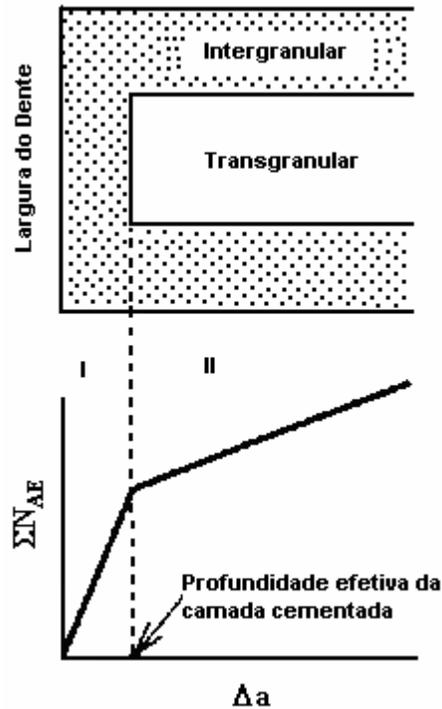


Figura 2.3 - Esquema da determinação das regiões com trincas inter e transgranulares, com uso da emissão acústica, e local da profundidade efetiva de camada cementada segundo Obata et al (1991). (ΣN_{AE} é o somatório do número de emissões acústicas).

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.

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. Essa mesma metodologia de determinação de curvas S-N, através da equação resolvida por mínimos quadrados e da resistência à fadiga pelo método escada, pode ser utilizada para outros tipos de geometria de peças. Essa sistemática pode inclusive ser aplicada como complemento ou aprofundamento do estudo desta dissertação, desde que haja a possibilidade de se ensaiar uma quantidade muito grande de corpos de prova.

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 predição 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/ 9horas e 20 minutos;

Têmpera: 850 °C/ 0,25 horas / óleo;

Revenimento: 160 °C/ 2 horas.

- Superfície cementada:

Rugosidade $R_{m\acute{a}x.}$; 2 μ m;

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, tamanhos 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 dissertação, 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 de um grão martensítico para outro são favoráveis, a trinca continuará a propagar-se dentro do próximo grão martensítico. 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, M é o parâmetro de forma, η é o parâmetro de escala, γ é o parâmetro de localização, e N_f é o número de ciclos até a fratura. Os resultados obtidos são apresentados na tabela 2.1. E ainda, segundo o 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 2.1 – 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

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

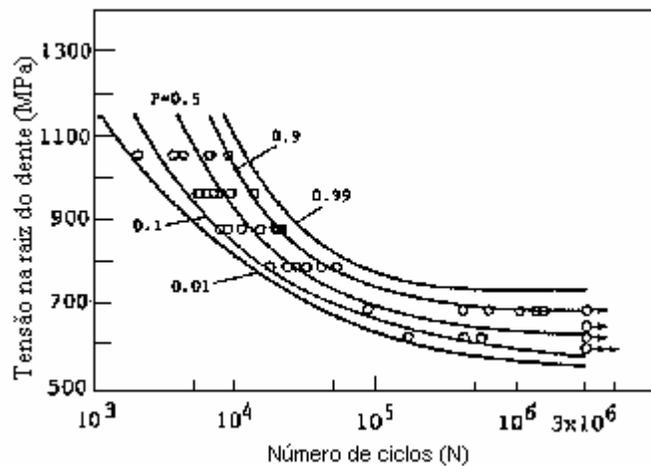


Figura 2.4 – Curva S-N para engrenagens de aço MAC 14 nas condições estudadas por Nagamura (1994)

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 dissertação, 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, têmpera a 830 °C com resfriamento em óleo quente a 130 °C, sem execução de tratamento criogênico, seguido de revenimento a 170 °C, obtendo-se 1 mm de camada cementada. 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).

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

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

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

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

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

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

a é o comprimento da trinca;

S_f é o limite de fadiga por flexão (nos dentes na camada cementada da engrenagem);

R é a razão de carga (R), a dureza (HV) da superfície da camada cementada.

Verificou ainda que na camada descarbonetada formam 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 micro-trincas 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 Massuyama (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 dissertação, 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.

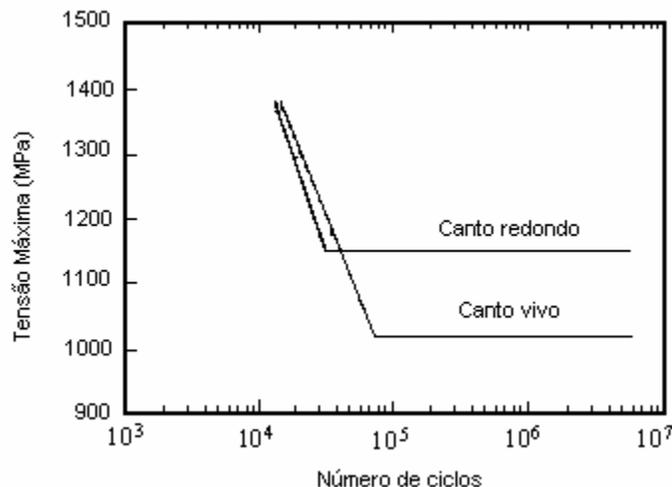


Figura 2.5 - Curva S-N para corpos de prova de aço SAE 4320 com cantos vivos e arredondados, por Cohen (1992).

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. 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 decarbonetação 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 ainda 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 dissertação.

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 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):

$$K_{m\acute{a}x} = 1,13 \cdot \sigma_n \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad (2.4)$$

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);

$K_{m\acute{a}x}$ (na flexão rotativa o $K_{m\acute{i}n} < 0$, então em substituição ao ΔK utiliza-se o $K_{m\acute{a}x}$ 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.

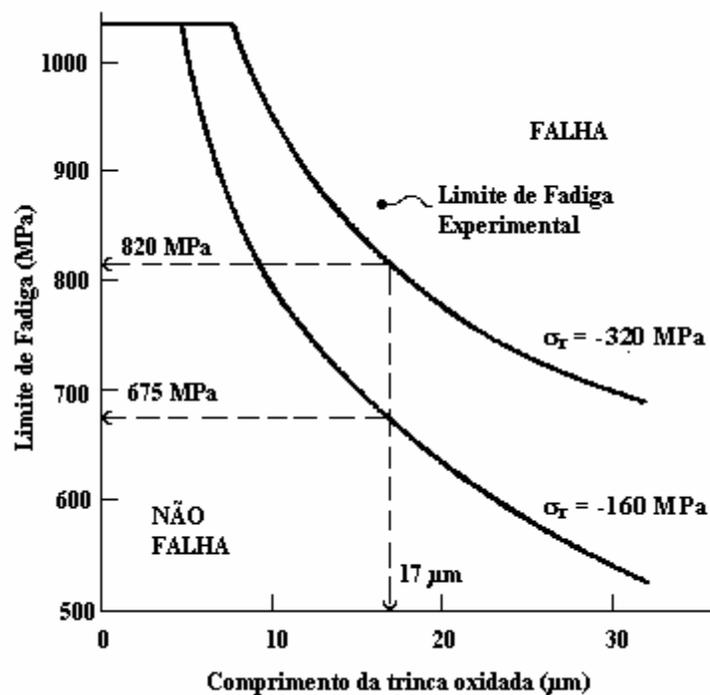


Figura 2.6 – Efeito do comprimento da trinca sobre o limite de fadiga, calculado pela equação para dois níveis de tensões residuais, segundo Preston (1993). Para $K_{m\acute{a}x} = \Delta K_{TH} = 4 \text{ MPa} \sqrt{m}$ e 17 µm de profundidade de oxidação.

O valor K_{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 $K_{m\acute{a}x}$. Assim $K_{eff} = K_{m\acute{a}x} - K_{cl}$, ou $K_{eff} =$

$0,4 \cdot K_{\text{máx}}$. 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:

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

Onde se substituindo os valores de $K_{\text{máx}}$ e K_{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 acima calculado 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 dissertação optou-se pelo revenimento como meio de reduzir o percentual desse constituinte.

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. 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 o limite de fadiga, como mostra a tabela 2.4.

Tabela 2.4 – Influência dos parâmetros de Genel (1999) e tensão residual (σ_r), sobre o limite de fadiga (σ_f).

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 predição 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 dissertação não foram submetidas a tratamento criogênico. Notar aqui que as conclusões complementam aquelas apresentadas por Kim (1996) citado anteriormente.

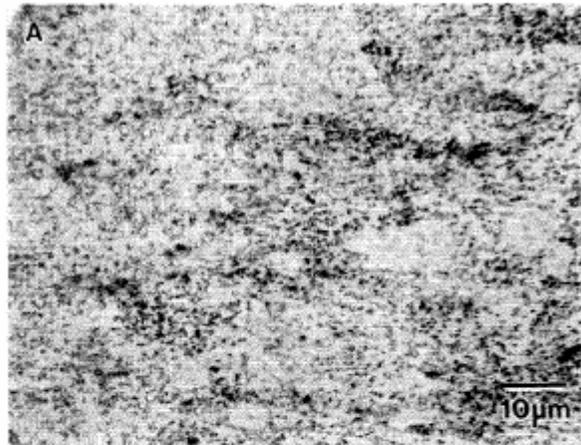
O comportamento em fadiga dos carbonetos formados durante a cementação, pode ser entendido através do estudo de Shin (1999), que correlacionou estruturas de dois aços diferentes com as respectivas vidas em fadiga, para aplicação de molas tipo diafragma utilizado em embreagens de automóveis. Os aços estudados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

Tabela 2.5 - Aços estudados por Shim (1999).

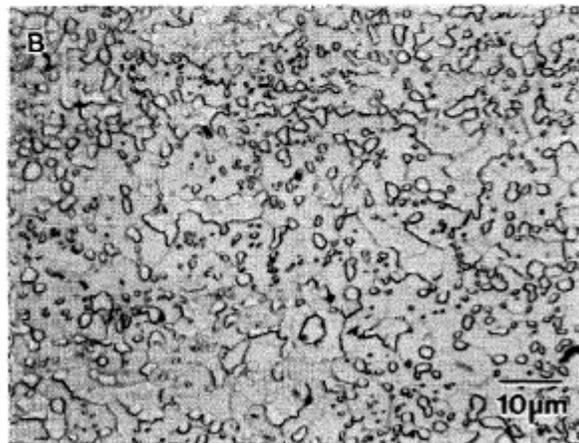
	Aço	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	V
A	50CrV4	0,49	0,29	0,82	0,012	0,004	0,031	1,06	0,11
B	SK5-CSP	0,84	0,18	0,44	0,012	0,003	0,002	0,17	-

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. 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

dissertação, para o aço SAE 52100. 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) 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.

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 variações na tenacidade à fratura esperada para teores crescentes de carbono estudados nesta dissertação.

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.

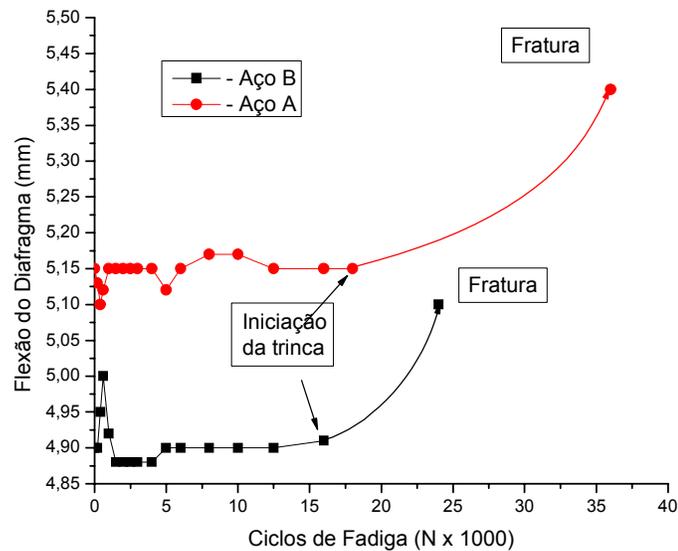


Figura 2.8 - Ciclos de fadiga em função da deflexão da mola prato sob tensão de fadiga, para os aços A e B segundo Shin (1999).

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 das partículas de martensita 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
Dual phase	$A_{c1} < T < A_{c3}$	3,56	25	921	405	10,5
Dual phase	$A_{c1} < T < A_{c3}$	6,96	25	798	375	2,1

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 das partículas de 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 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 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 $920\text{ }^{\circ}\text{C}$ + Difusão a $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ + Têmpera em óleo, sem resfriamento criogênico, tendo como resultado oxidação de $10\text{ }\mu\text{m}$;
- Plasma: Cementação a 900°C + Difusão a $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ + 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. 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 dissertação, 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 termoquímico, 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.

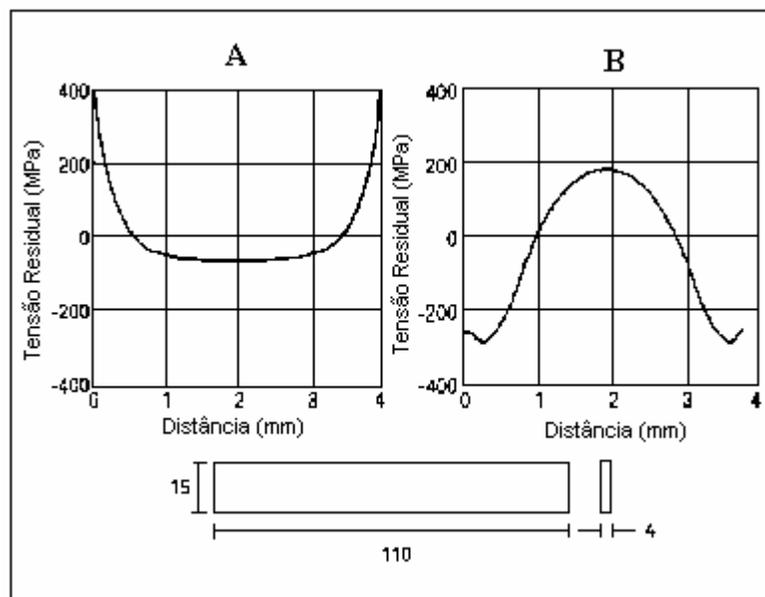


Figura 2.9 - Distribuição de tensões residuais através da espessura de uma amostra A temperada e revenida e outra B cementada, temperada e revenida, ambas de aço 26 MnCr4, e as dimensões indicadas da amostras são em mm, segundo Reti (2003).

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 dissertação, 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.

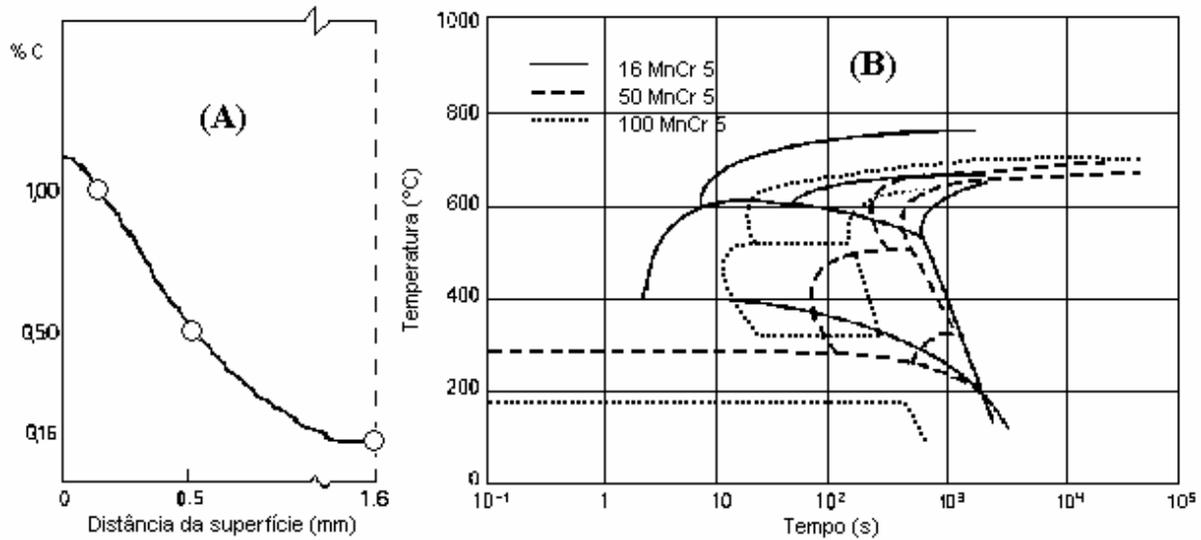


Figura 2.10 – (A) Teor de carbono próximo à superfície e (B) sobreposição dos diagramas de transformação sob resfriamento contínuo dos aços 16 MnCr 5, 50 MnCr 5 e 100 MnCr 5, segundo Reti (2003).

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 dissertação. 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.

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.

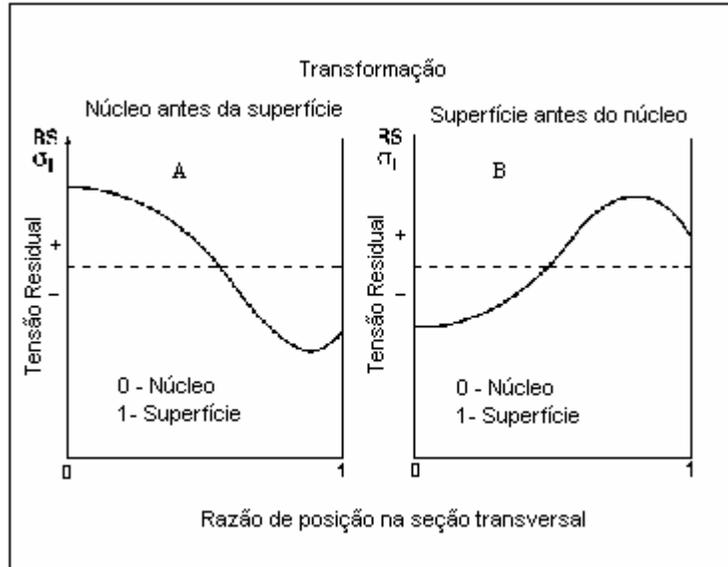


Figura 2.11 - Distribuição de tensões residuais do núcleo até a superfície de cilindros com superfície endurecida, influenciada pelos efeitos da austenita retida próximo e abaixo da superfície. Em A a transformação se inicia no núcleo e em B se inicia na superfície, conforme Reti (2003).

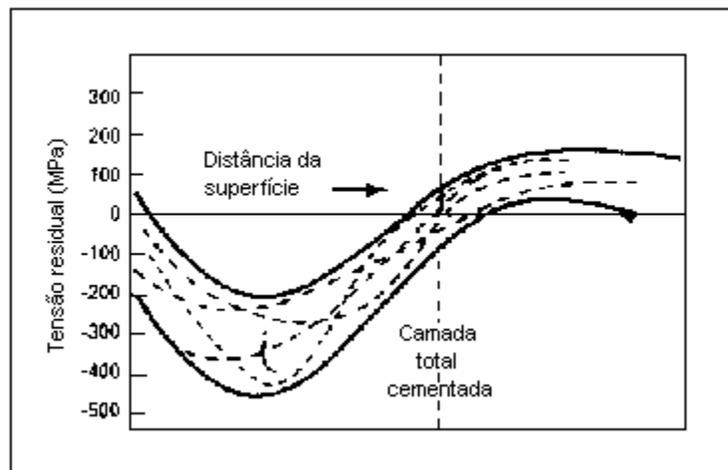


Figura 2.12 - Faixa de tensões residuais medidas em 70 aços diferentes cementados, temperados e revenidos, por Reti (2003).

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. 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 predição 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 predição 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.

Farfán 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 àquelas 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.

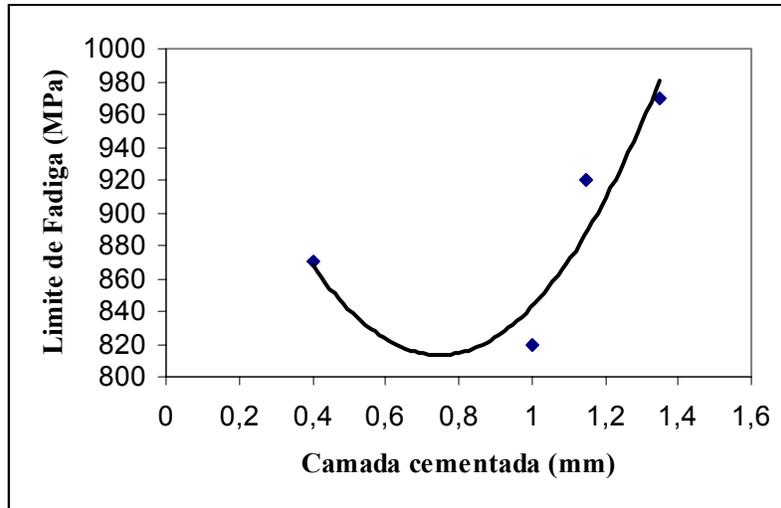


Figura 2.13 – Variação do limite de fadiga em função de profundidade da camada cementada de aço SAE 8620, segundo Farfán et al (2004).

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 flexão rotativa 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

2.3 – Abordagens complementares para mecânica da fratura

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.

Constatarem 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.

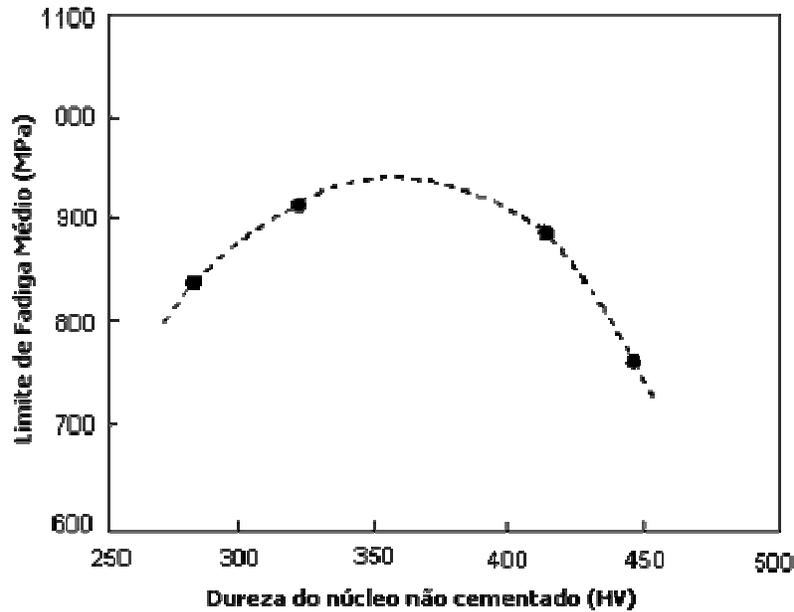


Figura 2.14 - Relação entre limite de fadiga médio e dureza de núcleo de amostras com superfície cementada conforme Larsson et al (1994).

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 predição 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.

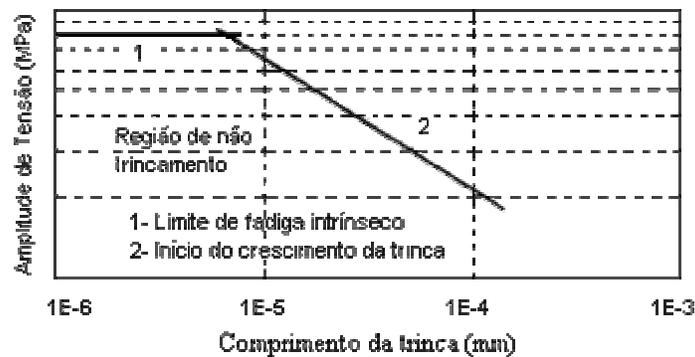


Figura 2.15 - Esquema de diagrama de Kitagawa que Larsson et al (1994) se baseou na sua abordagem. A reta 1 é definida por $\sigma_f = 1,6$ (HV), e a reta 2 por $\Delta K_{th} = f \cdot \Delta\sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a}$.

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.

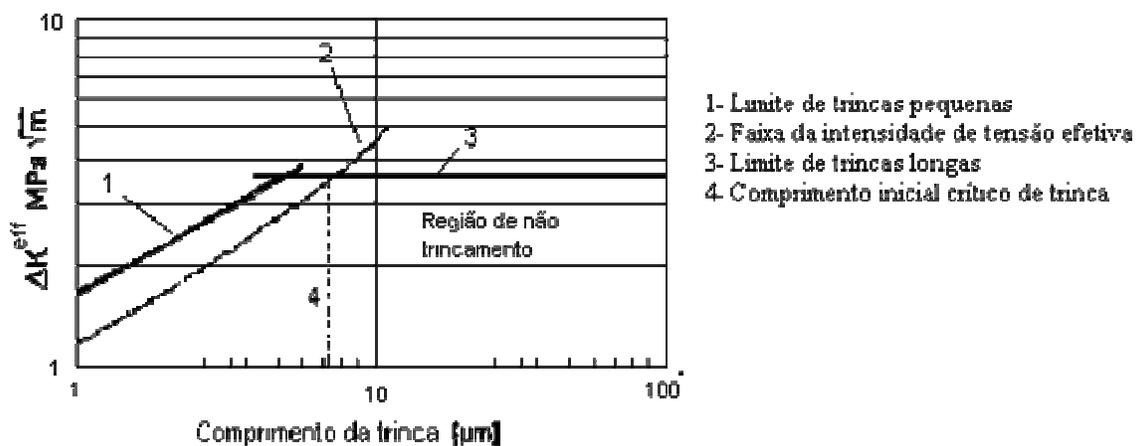


Figura 2.16 - Relação entre comprimento da trinca e limite de fadiga de Larsson et al (1994). Onde a reta 1 é definida por $\Delta K_{th} = f \cdot 1,6 \cdot (HV) \cdot \Delta \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a}$, e a reta 3 $\Delta K_{th}^{eff} = 4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Porém foi usado o $\Delta\sigma_{\text{eff}}$, 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 $\Delta\sigma_{\text{eff}}$ é definido pelas seguintes condições:

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

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

O limite de trinca curta da figura 2.16 é representado pela linha inclinada, onde o valor $\Delta\sigma_{\text{eff}}$ é $1,6 \times HV$ na equação (2.10). E o limite de trinca longa é representado por uma linha horizontal devido o $\Delta K_{\text{th}}^{\text{eff}}$ ser constante e igual a $4 \text{ MPa}\sqrt{m}$, que segundo o autor é o valor típico das estruturas de aços martensíticas revenidas abaixo de $200 \text{ }^\circ\text{C}$. 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 ($1,6 \text{ HV}$), 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 $K_{m\acute{a}x}$ e a amplitude da intensidade de tensões ΔK . Para uma trinca de fadiga crescer, ambos os parâmetro $K_{m\acute{a}x}$ e ΔK devem exceder seus respectivos valores limites. Similarmente, para alguma outra taxa de crescimento da trinca, dois valores limitantes $K_{m\acute{a}x}^*$ e $\Delta K_{m\acute{a}x}^*$ 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 $\Delta K_{m\acute{a}x}^* \times K_{m\acute{a}x}^*$, 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 $K_{m\acute{a}x,th}^*$ para baixos valores de R, e por $\Delta K_{m\acute{a}x,th}^*$ para altos valores de R. 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.

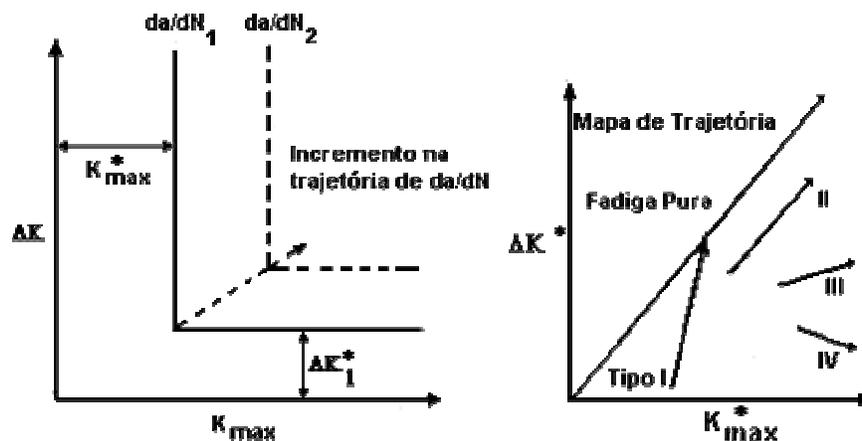


Figura 2.17 - Representação em duas dimensões das duas forças motrizes atuantes na ponta da trinca. Alterações nos valores de $\Delta K_{m\acute{a}x}^*$ e $K_{m\acute{a}x}^*$, em função de da/dN definindo o mapa de trajetória de crescimento da trinca, por Sadananda (2003).

Esquemáticamente, este Mapa de Trajetória $\Delta K_{m\acute{a}x}^* \times K_{m\acute{a}x}^*$ 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 $\Delta K_{m\acute{a}x}^* = K_{m\acute{a}x}^*$. 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 seqüência 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.

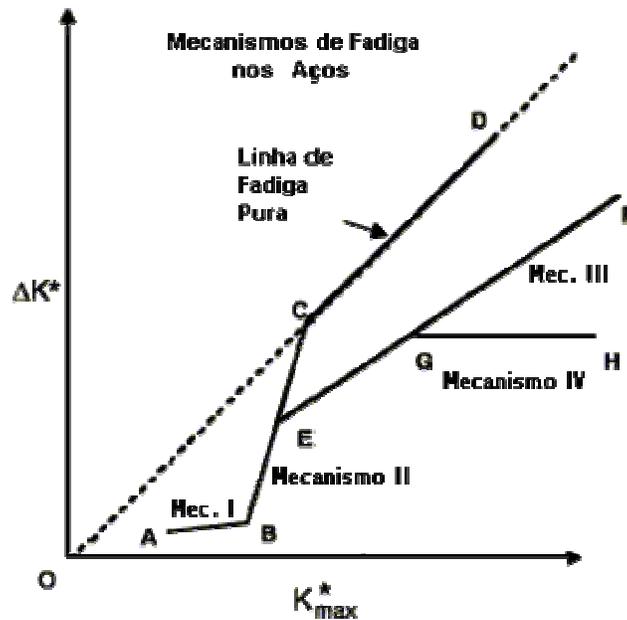


Figura 2.18 - Ilustração dos mecanismos de I a IV operando em aços. Correspondem a diferentes mecanismos de crescimento de trinca que desviam a trajetória da linha de 45°, desviando-se da fadiga pura, por Sadananda (2003).

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 $(K_{m\acute{a}x}^*)_c$ 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. E ainda o mecanismo III pode iniciar sem os outros mecanismos presentes, como num exemplo de crescimento de trinca na presença de H₂ em aços NiCrMo mostrado na figura 2.19, que compara três meios ambiente diferentes (vácuo, ar de laboratório e hidrogênio). Nota-se que o maior desvio da linha ideal de 45°  obtida para a atmosfera de laboratório e gás hidrogênio, enquanto que para o vácuo o desvio ocorre apenas para $K_{m\acute{a}x} < 10 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$.

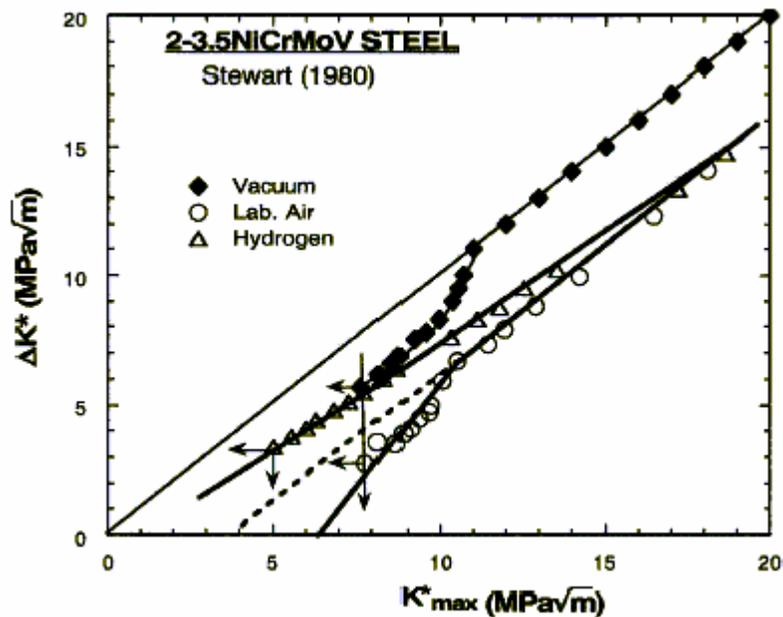


Figura 2.19 - Mapa da trajetória de crescimento de trinca para aço de baixa liga em diferentes meios ambientes para inciao da trinca, segundo Sadananda (2003).

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  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.

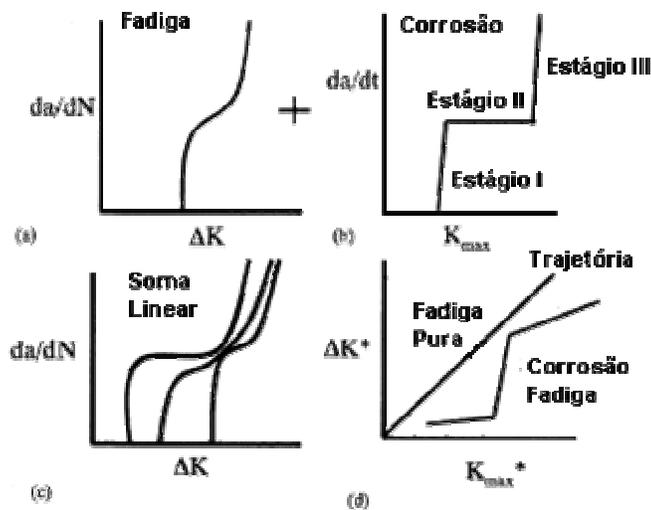


Figura 2.20 - Trajetórias de crescimento de trinca resultantes quando os componentes fadiga e corrosão sob tensão são linearmente somados, por Sadananda (2003).

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 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

freqüências. Para os valores limites, o fator de intensidade de tensão é também muito pequeno na ordem de $K_{\text{máx}} = 5 \text{ MPa}\sqrt{m}$, sendo muito próximo do valor verificado por Preston (1993) e Larsson et al (1994) citado no item 2.2 desta dissertação.

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 $K_{\text{máx}} = 10 \text{ a } 12 \text{ MPa}\sqrt{m}$. 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 seqüência do processo. A ramificação entre os dois mecanismos II e III, um válido para baixo R (efetivamente para baixo $K_{\text{máx}}$) e outro válido para alto R (efetivamente para alto $K_{\text{máx}}$), 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 $K_{m\acute{a}x}$ se aproximando do valor K_{IC} , a trajetória atinge um máximo e mergulha na direção dos eixos das abscissas $K_{m\acute{a}x}$. As microtrincas que se formam à frente da ponta da trinca, devido ao componente $K_{m\acute{a}x}$, 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.

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.

- 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.

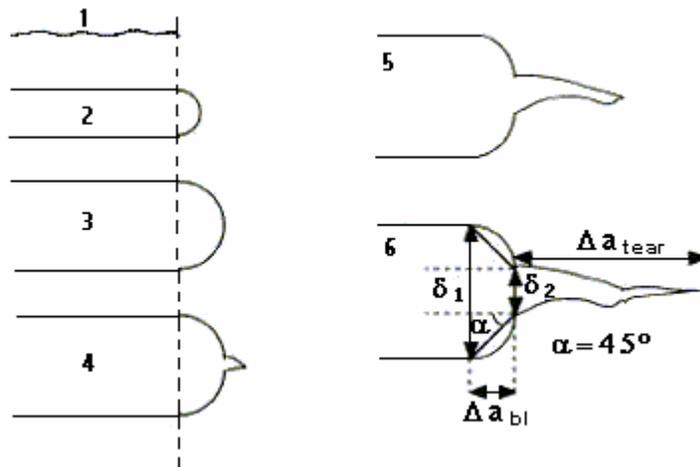


Figura 2.21 – Esquema para determinação das grandezas δ_1 , δ_2 , Δa_{tear} , do método de Pardoen (2000).

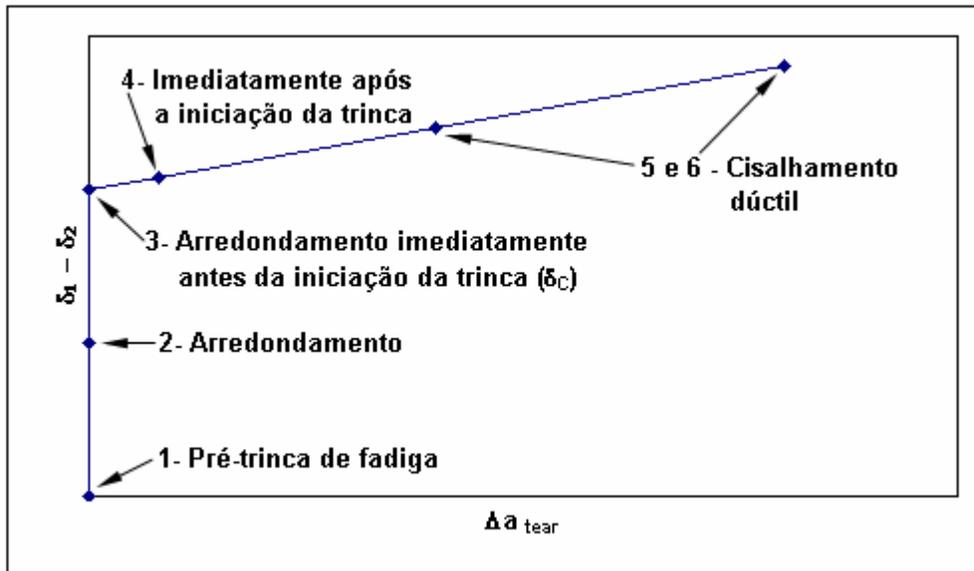


Figura 2.22 – Determinação do CTOD crítico através de regressão linear, por Pardoen (2000).

Tal metodologia apesar de simples, é difícil de ser aplicada para os corpos de prova dessa dissertação, devido os mesmos serem extremamente frágeis e de difícil obtenção de trincas por fadiga de propagação estável.

Capítulo 3

Materiais e Métodos

Foram utilizados neste trabalho quatro aços: SAE 5115, 5140, 5160 e 52100. As amostras desses aços foram retiradas a partir de barras laminadas pela usina siderúrgica Aços Villares – Mogi das Cruzes. A usinagem dos corpos de prova nas formas e dimensões especificadas pelas normas ASTM E8-01 e ASTM E1820-01, 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. O uso do aço SAE 52100 no lugar do SAE 51100 foi devido a este último não ser de uso corrente no Brasil, portanto não fabricado frequentemente pela usina siderúrgica Aços Villares. A justificativa dessa substituição sem comprometimento do estudo é descrita no capítulo 4.

3.1) Processo de fabricação dos aços na Aços Villares

Os aços SAE 51xx e 52100 foram fundidos em Forno Elétrico a Arco Voltaico com capacidade de 70 toneladas de aço líquido, e a seguir refinado e desgaseificado à vácuo em Forno Panela. Para a família SAE 51xx o lingotamento foi numa máquina de lingotamento contínuo de 4 veios, permitindo a obtenção de palanquilhas de 1.500 kg cada, com seção transversal quadrada com 155 mm. O SAE 52100 foi fundido em lingotes de 4.600 kg com seção transversal média quadrada de 560 mm e laminado para palanquilha quadrada de 155 mm. As palanquilhas foram laminadas à quente a temperatura de 1250 °C, até a obtenção de barras redondas com diâmetro 35 mm, o que corresponde a uma redução de área na laminação calculada pela equação (3.1).

$$Z = \frac{S_0 - S_f}{S_0} = 0,97 \text{ ou } 97 \% \quad (3.1)$$

Tal redução associada à recristalização dinâmica, ambos durante a laminação a quente, garantem um grande refino de microestrutura, com total quebra de estrutura bruta de fusão e redistribuição de microinclusões, resultando numa boa homogeneidade química, distribuição dos constituintes e tamanho de grão fino. Os apêndices A1 até A4 apresentam os certificados de qualidade do material fornecido pela Villares contendo os resultados de composição química, tamanho de grão austenítico (ASTM E112-96) e microinclusões (ASTM E45-97).

3.2) Usinagem dos corpos de prova na Bosch

Das amostras de aços SAE 5115, 5140, 5160 e 52100 foram usinados os corpos de prova para os ensaios de tração (ASTM E8-01) longitudinais e paralelos ao sentido de laminação e de tenacidade à fratura (ASTM E1820-01), com entalhe na posição L-C (ASTM E399-91(1997)). Os corpos de prova foram retirados a meio raio em conformidade com a norma ASTM A370.

A orientação do plano da trinca na figura 3.1, e as formas e dimensões dos corpos de prova estão indicadas na figura 3.2 e Para tenacidade à fratura usou-se $W = 20$ mm, porém para o aço SAE 52100 além de $W = 10$ mm utilizou-se também corpos de prova com $W = 10$ mm.

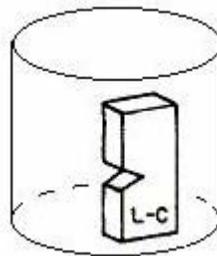


Figura 3.1 – Esquema da orientação do plano da trinca de tenacidade à fratura.

Todos esses corpos de prova foram submetidos ao tratamento térmico, numa mesma carga de forno, visando simular as mesmas condições de cementação, de têmpera e revenimento que uma camada cementada é submetida.

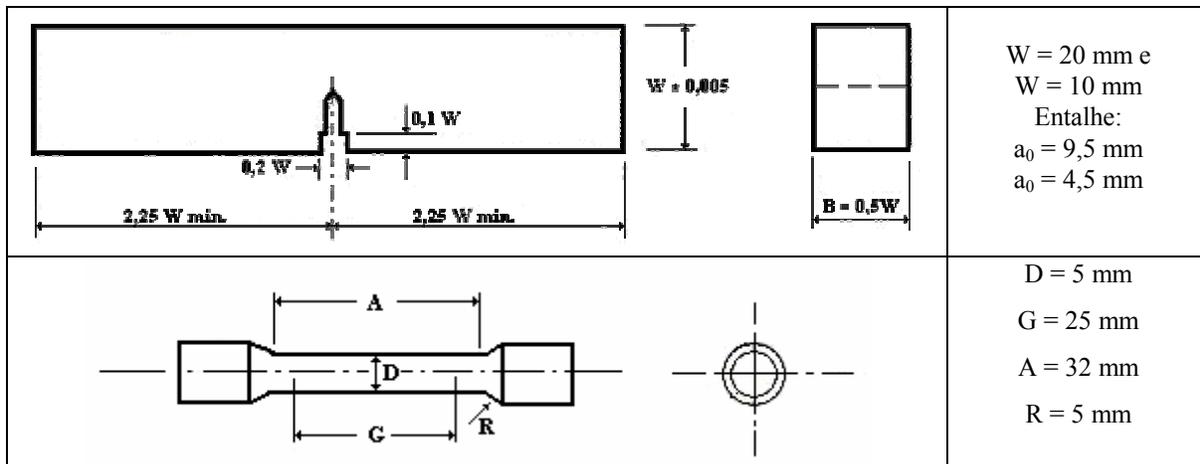


Figura 3.2 – Corpos de prova para ensaios de CTOD e de tração confeccionados para o estudo.

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 $25 \mu\text{m}$, que impede a difusão de carbono da atmosfera cementante para a superfície do corpo de prova, bem como evita a formação de oxidação superficial. A figura 3.3 mostra a fotografia dos corpos de prova “cobreados”, sendo que a aparência não se altera com o tratamento térmico.

Para ensaios de tração de materiais de alta resistência e baixa ductilidade a norma ASTM E8-01 recomenda particular atenção à uniformidade e qualidade do acabamento superficial, pois estes fatores podem influir na dispersão dos resultados. Para garantir o bom acabamento superficial dos corpos de prova de tração, após o tratamento térmico descrito no item 3.3 a seguir, um grupo deles foi polido com lixa 100, 180 e 360 e outro com 100, 180 e 420.

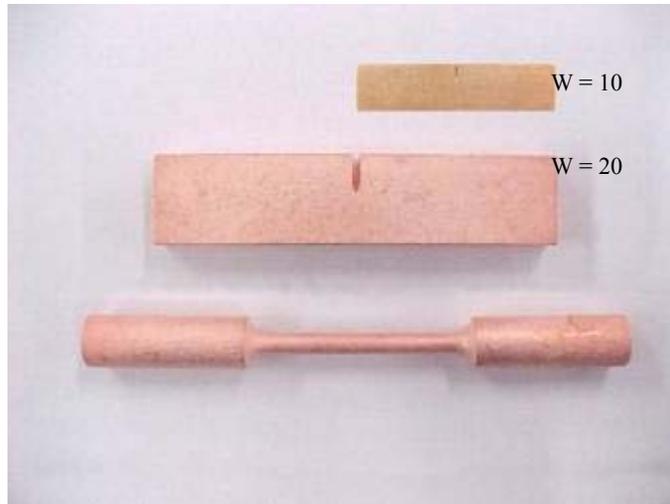


Figura 3.3 – Fotografia dos corpos de prova utilizados neste trabalho. Para evitar difusão de carbono, os corpos de prova foram cobreados eletroliticamente. Largura W em mm.

A rugosidade superficial foi medida de acordo com a norma DIN EN ISO 4287-1997 num rugosímetro Mahr Perthometer PGK com agulha apalpadora de raio $5 \mu\text{m}$ após percorrer 15 mm de extensão da parte útil do corpo de prova. O grupo polido com lixa 360 ficou com rugosidade $R_z = 10 \mu\text{m}$ e o outro polido com lixa 420 ficou com rugosidade $R_z = 3 \mu\text{m}$. A rugosidade R_v é a distância vertical entre o vale mais profundo medido e a reta média que é determinada pelo rugosímetro considerando todos os vales e todos os picos da superfície avaliada. Preston (1993) citado no capítulo 2 utilizou corpos de prova com rugosidade $R_z = 1 \mu\text{m}$.

3.3) Tratamento térmico dos corpos de prova na Bosch

O tratamento térmico foi executado na Bosch em fornos industriais de atmosfera controlada, com potencial de Carbono de 1% controlado automaticamente por sonda de oxigênio. Os corpos de provas foram tratados na carga nº 5954 de 21/07/2004, para pinhões de aço 16MnCr5 (similar a SAE 5115), destinados à produção de motores de partida. O tratamento constou do seguinte:

- Cementação - $920 \text{ }^\circ\text{C}$ por 180 minutos;
- Têmpera - $860 \text{ }^\circ\text{C}$ por 60 minutos;

- Resfriamento em óleo - 60 °C por 30 minutos;
- Revenimento - 160 °C por 90 minutos;
- Resfriamento em N₂ líquido a -196 °C - não aplicado no caso de aço 16MnCr5.

Lembrando, devido aos corpos de prova estarem revestidos com cobre os mesmos ficaram sujeitos apenas aos efeitos das temperaturas, não sendo influenciados pelo potencial de carbono da atmosfera do forno. O diagrama da figura 3.4 esquematiza o ciclo térmico realizado.

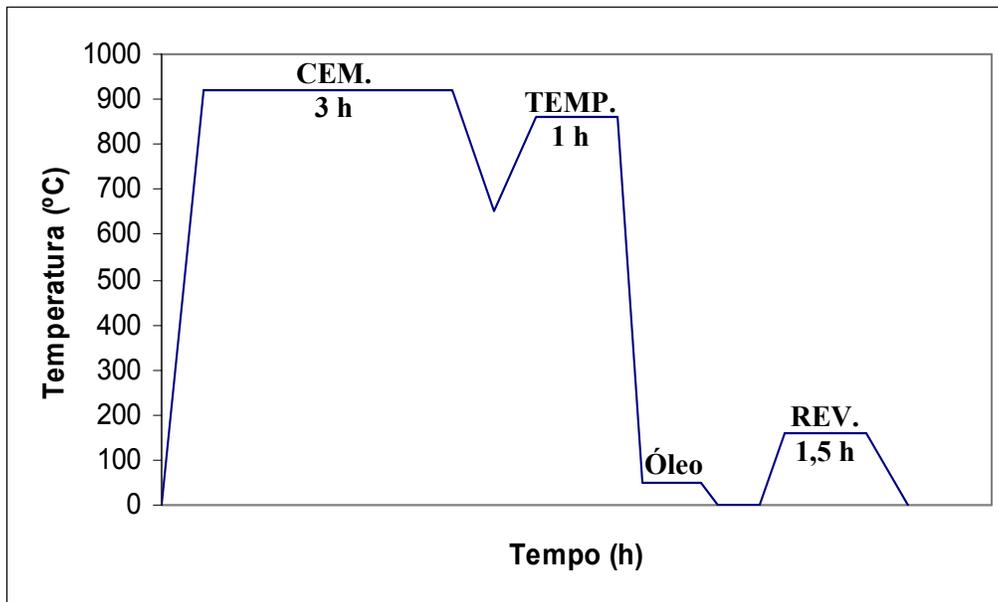


Figura 3.4 – Esquema do ciclo de tratamento térmico aplicado nos corpos de prova.

Após a execução do tratamento térmico aqui descrito, e antes da realização dos ensaios mecânicos, os corpos de prova foram analisados em termos de microdureza e 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 0,15, 0,40, 0,60 e 1,00%. Após comprovar a superposição dos resultados, foram então executados os ensaios de tração, tenacidade à fratura, 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 – 92, utilizando um microdurômetro Shimadzu Type M na escala HV1 (carga de 9,81N), do laboratório Físico e Metalográfico da Bosch. Foram realizadas 5 medições para cada corpo de prova.

3.5) Análise Metalográfica

As amostras metalográficas foram preparadas conforme a norma ASTM E3-01. 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, também foram feitas no laboratório Físico e Metalográfico da Bosch, através de analisador de imagens computadorizado LEICA modelo Quantimet 600 S. No ataque químico utilizou-se Nital 3%, e as observações foram feitas com aumento de 25, 100, 500 e 1000 vezes. Escolheu-se o sentido longitudinal, por este permitir a observação do bandeamento da microestrutura e também possíveis anomalias do processo metalúrgico utilizado pela Villares.

3.6) Ensaios de Tração

Os ensaios de tração foram executados em conformidade com a norma ASTM E8-01, em 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, foram ensaiados 5 corpos de prova para determinação de média e desvio padrão.

3.7) Ensaio de Tenacidade à Fratura

3.7.1) Obtenção da Trinca por Fadiga

O critério seguido para obtenção da trinca por fadiga, foi o especificado na norma ASTM E1820-01, na mesma máquina de ensaios MTS 810 de 100 kN com sistema operacional Teststar II. O carregamento cíclico foi feito com frequência de 25Hz, e razão de carga $R = 0,1$. A carga para fazer a pré-trinca de fadiga, foi calculada conforme item A1.3.2 da norma ASTM E1820-01 com as equações (3.2), (3.3) e (3.4).

$$P_f = \frac{0,5 \cdot B \cdot b_0^2 \cdot \sigma_Y}{S} \quad (3.2)$$

$$\sigma_Y = \frac{\sigma_t + \sigma_e}{2} \quad (3.3)$$

$$b_0 = W - a_0 \quad (3.4)$$

Para os aços SAE 5115, 5140 e 5160 foram consumidos 5 corpos de prova de cada aço para obtenção de resultados válidos. Para o aço SAE 52100 consumiu-se 10 com largura $W = 20$ mm e 14 com largura $W = 10$ mm. Com as dimensões indicadas na figura 3.1 e resultados de σ_t e σ_e da tabela 3.4 determinou-se os valores de P_f , sendo que para os aços SAE 5140, 5160 e 52100 adotou-se $\sigma_Y = \sigma_t$, devido não se obter o σ_{YS} para esses aços. Devido a grande fragilidade observada no ensaio de tração, devido revenimento a baixa temperatura, optou-se por aplicar de 40 a 50% do valor do P_f calculado, mas mesmo assim não foi possível obter a trinca de fadiga, porque ocorreu seu crescimento instável, resultando em fratura dos corpos de prova principalmente para o aço SAE 52100. Para contornar o problema, nos entalhes usinados por frezamento fez-se uma pequena incisão com eletroerosão com fio de 0,25 mm de diâmetro. Essa incisão ficou com 0,32 mm de largura e 1,0 mm de profundidade. A figura 3.5 mostra os corpos de prova de dimensão $W = 20$ mm com a incisão de eletroerosão. Na mesma figura tem também o corpo de prova de $W = 10$ mm, feito para o SAE 52100 e que foi totalmente cortado por eletroerosão a fio, a partir das sobras dos corpos de prova com $W = 20$ mm fraturados no ensaio.

No caso de $W = 10$ mm utilizou-se o entalhe na forma de chevron, mostrado na fotografia da figura 3.6.



Figura 3.5 – Fotografia dos corpos de prova de CTOD com $W = 20$ mm com incisão feita por eletroerosão, e $W = 10$ mm com entalhe chevron esquematizado na figura 3.8, feito por eletroerosão.

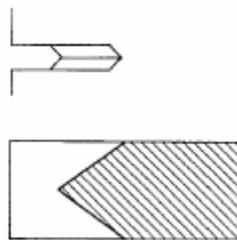


Figura 3.6 – Detalhe do perfil do chevron cortado por eletroerosão a fio no aço SAE 52100 com $W = 10$ mm.

A tabela 3.1 resume os valores de carga utilizados na criação das pré-trincas por fadiga. O anexo VI detalha os valores de cargas que foram aplicadas ciclicamente, para obter a propagação de trinca por fadiga, lembrando que as cargas são de 40 a 50 % da carga calculada P_f . O anexo mostra também o número de ciclos em que foi observada e medida a propagação da trinca de fadiga em ambas as superfícies livres do entalhe.

Tabela 3.1 – Condições de carregamento utilizadas na obtenção de trincas de fadiga nos corpos de prova.

Tipo de Aço SAE	W (mm)	B (mm)	S (mm)	b ₀ (mm)	σ _Y (MPa)	P _f (N) calculado	P _f (N) utilizado
5115	20	10	80	10,5	689	5995	2700
5140	20	10	80	10,5	706	5375	2100
5160	20	10	80	10,5	618	4479	1600
52100	20	10	80	10,5	735	5518	2000
	10	5	40	5,5	735	3513	1500

3.7.2) Determinação da Tenacidade à Fratura (K_{IC} e CTOD)

Os valores de tenacidade à fratura K foram determinados conforme ASTM E1820-01, com ensaio monotônico de flexão em três pontos feito nos corpos de prova pré-trincados conforme item 3.5.2, 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 5 corpos de prova válidos para determinação de média e desvio padrão. Os valores de K foram calculados conforme item A1.4.1 da referida norma por meio das equações (3.5) e (3.6).

$$K_Q = \left(\frac{P_Q \cdot S}{B \cdot W^{3/2}} \right) \cdot f\left(\frac{a_0}{W}\right) \quad (3.5)$$

$$f\left(\frac{a_0}{W}\right) = \frac{3 \cdot \left(\frac{a_0}{W}\right)^{1/2} \cdot \left[1,99 - \left(\frac{a_0}{W}\right) \cdot \left(1 - \left(\frac{a_0}{W}\right)\right) \cdot \left(2,15 - 3,93 \cdot \left(\frac{a_0}{W}\right) + 2,7 \cdot \left(\frac{a_0}{W}\right)^2 \right) \right]}{2 \cdot \left(1 + 2 \cdot \left(\frac{a_0}{W}\right)\right) \cdot \left(1 - \left(\frac{a_0}{W}\right)\right)^{3/2}} \quad (3.6)$$

E com critério de validade para verificar se o K_Q calculado corresponde a K_{IC}, definido pela equação (3.7).

$$B_{\min} \geq 2,5 \cdot \left(\frac{K_Q}{\sigma_e} \right)^2 \quad (3.7)$$

Foram utilizados os critérios da norma ASTM E1290-02 item A1.4.5.1 para determinação do CTOD e a partir deste analisar o comportamento da tenacidade à fratura. Onde o CTOD crítico foi determinado pela equação 3.8, utilizando-se os valores de K_Q determinados acima.

$$\delta = \frac{K_Q^2 \cdot (1 - \nu^2)}{2 \cdot \sigma_e \cdot E} + \left(\frac{r_p (W - a_0) \cdot V_{PL}}{r_p \cdot (W - a_0) + a_0 + z} \right) \quad (3.8)$$

Pela norma $r_p = 0,44$. A espessura da lâmina de fixação do “clip-on-gage” utilizado para medir a abertura da boca da trinca é $z = 1,7$ mm, $W = 20$ mm e $W = 10$ mm, $E = 207$ GPa, e $\nu = 0,3$.

3.8) Fractografia dos corpos de prova fraturados

A análise fractográfica dos corpos de prova dos ensaios CTOD, 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 5115, 5140 5160 e 52100, quanto às regiões de fadiga e de fratura final, e os micromecanismos de fratura.

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 foi assumir que apenas o teor de carbono varia entre os diferentes tipos de aço, e que as variações dos teores de elementos de liga possam ser desprezadas. Como mencionado no início deste trabalho, a proposta era a utilização de amostras de aços SAE 5115, 5140, 5160 e 51100, mas devido este último não ser de uso corrente no Brasil, optou-se pela substituição por SAE 52100. As conseqüências dessa substituição são amplamente analisadas e assumidas como não tendo influências significativas nos resultados.

4.1) Composição Química

Toda a pesquisa foi conduzida assumindo-se que, as diferenças assinaladas nos diferentes aços SAE 5115, 5140, 5160 e 52100 fornecidos pela Villares, não teriam influência significativa nos resultados finais. Tal justificativa foi fundamentada após análise das influências das diferenças dos teores de elementos de liga (no caso Mn e Cr) na temperabilidade, na morfologia dos carbonetos de ferro e cromo e no potencial de carbono da atmosfera cementante. Esses três aspectos associados também ao fato dos aços serem provenientes do mesmo processo metalúrgico na mesma usina, permitem assumir o processo metalúrgico como tendo pequena dispersão. A tabela 4.1 apresenta a composição química dos aços estudados, cujos valores foram retirados dos certificados de qualidade fornecidos pela Villares disponíveis nos apêndices A1 até A4.

Tabela 4.1 – Resultados das composições dos aços fornecidos pela Villares.

	Normas de Especificações		Resultados dos Certificados de Qualidade da Villares			
	SAE 51XX SAE J404- Jun/00	SAE 52100 SAE J404- Jun/00	SAE 5115 8331424	SAE 5140 8331632	SAE 5160 8332037	SAE 52100 2252518
C	Obs. 1	0,98 – 1,10	0,16	0,39	0,60	0,98
<u>Mn</u>	<u>0,70 - 0,90</u>	<u>0,25 – 0,45</u>	<u>0,80</u>	<u>0,78</u>	<u>0,92</u>	<u>0,32</u>
P	máx. 0,030	0,025	0,020	0,016	0,013	0,010
S	máx. 0,030	0,025	0,005	0,005	0,006	0,012
Si	0,15 - 0,35	0,15 – 0,35	0,27	0,23	0,22	0,23
<u>Cr</u>	<u>0,70 - 0,90</u>	<u>1,30 – 1,60</u>	<u>0,81</u>	<u>0,80</u>	<u>0,82</u>	<u>1,46</u>
Ni	máx. 0,25	max. 0,25	0,20	0,08	0,08	0,10
Mo	máx. 0,06	máx. 0,06	0,04	0,03	0,04	0,04
Al	não especific.	não especific.	0,018	0,019	0,018	0,031
Cu	max. 0,35	max. 0,35	0,16	0,16	0,13	0,20

Obs. 1 – SAE 5115, C = 0,13 a 0,18; SAE 5140, C = 0,38 a 0,43; SAE 5160, C = 0,56 a 0,64.

Obs. 2 – SAE 5160 especifica Cr = 0,75 a 1,00, mas aqui está na faixa de 0,70 – 0,90.

As justificativas para o uso de aço SAE 52100 no lugar do SAE 51100, devido à indisponibilidade desse último, são discutidas a seguir analisando as influências das diferenças

dos teores de elementos de liga (no caso manganês e cromo) na temperabilidade, na morfologia dos carbonetos de ferro e cromo, e no potencial de carbono da atmosfera cementante.

4.1.1) Temperabilidade e Fator de Liga da norma SAE J406(Mai98)

É necessário que o Fator de Liga definido na norma SAE J406(Mai98) descrito na tabela 4.2, seja aproximadamente constante para os aços analisados, ou seja, os produtos dos fatores por elemento de liga abaixo definidos, devem ser semelhantes entre si, e no caso apresentado nesta dissertação, a diferença é de 13,43%, que foi assumido como tolerável.

Tabela 4.2 - Equações dos fatores de liga, conforme norma SAE J406 (Mai98) tabela A15.

Elemento de liga	Equações do Fator de liga	Fator para 51xx	Fator para 52xx
Mn (até 1,20 %)	$F_{Mn} = 3,3333 (\%Mn) + 1$	3,667	2,067
Cr (até 1,75%)	$F_{Cr} = 2,16 (\%Cr) + 1$	2,728	4,154
Si (até 2,00 %)	$F_{Si} = 0,70 (\%Si) + 1$	1,175	1,161
Ni (até 2,00 %)	$F_{Ni} = 0,363 (\%Ni) + 1$	1,029	1,036
Mo (até 0,55 %)	$F_{Mo} = 3,00 (\%Mo) + 1$	1,120	1,120
Cu (até 0,55 %)	$F_{Cu} = 0,365 (\%Cu) + 1$	1,058	1,073
Fator Total	Multiplificação dos fatores	14,34	12,41

Essa diferença da ordem de 13 % entre os fatores totais, permite assumir que as influências nas propriedades mecânicas, devido às variações dos elementos de liga, possam ser desprezadas e também que as variações significativas nas propriedades são devido apenas às variações do teor de carbono dos diferentes aços. E com isso fazer uma aproximação para a situação existente em uma camada cementada, na qual prepondera apenas o efeito da variação do teor de carbono.

4.1.2) Morfologia dos Carbonetos de Cr-Fe

Os aços aqui estudados são basicamente constituídos por Fe-C-Cr-Mn. Segundo Hume-Rothery (1968), na presença de carbono, o manganês não forma carbonetos no aço, mas é solúvel tanto na ferrita quanto na cementita. O ferro forma cementita (Fe_3C). O cromo por sua vez, forma uma série de carbonetos complexos (Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3 , e Cr_3C_2), onde parte dos átomos de cromo podem ser substituídos por átomo de ferro (30 % no Cr_{23}C_6 , 50 % Cr_7C_3 , e menores teores no Cr_3C_2), devido talvez à semelhança atômica desses dois elementos, como mostra a tabela 4.3.

Tabela 4.3 – Parâmetros atômicos do Ferro e do Cromo.

	Número Atômico	Massa Atômica	Densidade (g/cm^3)	Reticulado cristalino	Raio Atômico Å	Valência
Cromo	24	52,00	7,19	C.C.C.	1,249	+3
Ferro	26	55,85	7,87	C.C.C.	1,241	+2; +3

Além disso, o cromo é solúvel na cementita de modo que, se num aço contendo cromo houver carbonetos de cromo e de ferro, em ambos os carbonetos existirão tanto átomos de cromo, como de ferro. Mesmo sendo os carbonetos de cromo mais estáveis termodinamicamente do que a cementita. O fato da estabilidade dos carbonetos de cromo ser maior que da cementita, é definida por uma diferença nas entalpias de formação dos carbonetos de cromo da ordem de $\Delta H_{293} = -20$ kJ/mol menor que para a cementita, conforme Silva (1988).

Desta forma, num mesmo carboneto precipitado em um aço, pode haver a coexistência de carbonetos de cromo e de ferro, em proporções aleatórias de ferro e cromo que podem atingir até 50 %. Uma vez que os aços SAE 51xx e 52xx têm cerca de 97 % de ferro na sua composição e o restante constituído de carbono, cromo e manganês, pode-se assumir que as diferenças observadas na tabela nos teores de cromo e manganês, não resultem em grandes diferenças de composição e morfologia dos carbonetos observados. Ou seja, pode ser assumido que essas diferenças são desprezíveis, não influenciando sobremaneira nas propriedades mecânicas de forma significativa, prevalecendo apenas a influência das variações dos teores de carbono nas variações dessas propriedades. Tal escolha 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.

4.1.3) Elementos de liga e potencial de carbono da atmosfera

Segundo Larsson et al (1994) que estudou a influência da camada endurecida e da geometria do entalhe nas propriedades de fadiga de aços cementados, temperados e revenidos, pela equação 4.1, é possível avaliar o relacionamento entre o teor de carbono da superfície da camada cementada e o potencial de carbono da atmosfera cementante. Porém deve ser considerado que o potencial do carbono é igual ao teor de carbono que o ferro puro deveria ter em equilíbrio com o gás cementante. E também considerando que a atividade do carbono é constante e igual ao potencial de carbono presente na atmosfera cementante. A equação (4.1) permite correlacionar o potencial de carbono do forno C_P com os elementos de liga e indica que com o aumento do teor de níquel, o teor de carbono C absorvido tende a decrescer.

$$\log \frac{C_P}{C} = 0,055.(\%Si) - 0,013.(\%Mn) - 0,040.(\%Cr) + 0,014.(Ni) - 0,013.(\%Mo) \quad (4.1)$$

Como os teores de níquel são praticamente o mesmo nos aços estudados como mostra a tabela 4.1, esse efeito pode ser desconsiderado. Aplicando-se esta equação para as composições dos aços estudados, verifica-se que os valores desse parâmetro termodinâmico são:

$$51xx: \log \frac{C_P}{C} = -0,025, \text{ que resulta na relação } \frac{C_P}{C} = 0,94.$$

$$52xx: \log \frac{C_P}{C} = -0,043, \text{ que resulta na relação } \frac{C_P}{C} = 0,91.$$

Com essa diferença de apenas 4% entre os fatores, comparando-se os aços SAE 51xx e SAE 52xx sob uma atmosfera cementante, assumiu-se que talvez não haja influência significativa na cinética da absorção de carbono e formação de carbonetos, além disso, uma variação desse tipo no potencial de carbono de um forno de processo industrial é considerada normal.

Assim, com base nas justificativas dos itens 4.1.1, 4.1.2 e 4.1.3, somado às considerações de Reti (2003) que estudou em conjunto 70 aços diferentes de cementação, adotou-se como aceitável a abordagem do uso do aço SAE 52100, no lugar do SAE 51100.

4.2) Análise Metalográfica

4.2.1) Tamanho de Grão e Microinclusões

A tabela 4.4 abaixo apresenta de tamanho de grão austenítico e microinclusões dos aços estudados, cujos valores estão nos certificados de qualidade da Villares disponíveis nos apêndices A1 até A4.

Tabela 4.4 – Resultados de tamanho de grão austenítico e microinclusões dos aços fornecidos pela Villares.

		Tipo de aço e número de corrida da Villares			
Norma de Controle		SAE 5115 8331424	SAE 5140 8331632	SAE 5160 8332037	SAE 52100 2252518
Tam. de Grão γ	ASTM E112-96	7-8 Têmp.925°C	7-8 Têmp.860°C	7-8 Têmp.860°C	8 Têmp. 850°C
Micro-inclusões	ASTM E45-97 Método A	Tipo A	Tipo A	Tipo A	Tipo A
		Fina – 1,0	Fina – 1,5	Fina – 1,0	Fina 1,5
		Grossa – 0,5	Grossa – 1,0	Grossa – 0,5	Grossa 1,0
		Tipo D	Tipo D	Tipo D	Tipo D
		Fina – 0,5	Fina – 1,0	Fina – 0,5	Fina 0,5
		Grossa 0,0	Grossa 0,0	Grossa 0,0	Grossa 0,5

Pelos resultados verifica-se que o tamanho de grão austenítico é fino e homogêneo para todos os aços. As inclusões 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 agravariam o efeito de entalhe comprometendo o estudo proposto. Os resultados de

microinclusões comprovam que os processos de aciaria, tratamento sob vácuo e lingotamento foram adequados para obtenção de aço metalurgicamente limpo.

4.2.2) Microestrutura

As seqüências de fotografias das microestruturas dos aços SAE 5115, 5140, 5160 e 52100 são apresentadas nas figuras 4.1, 4.2, 4.3 e 4.4 respectivamente, nas quais os índices A, B, C, e D correspondem aos aumentos de 25, 100, 500 e 1000 vezes, após ataque com reagente Nital 3%.

Devido não dispor de meios para avaliar o teor dos constituintes formados no tratamento térmico dos corpos de provas, utilizou-se os diagramas de transformação sob resfriamento contínuo do Atlas de Atkins (1980), de cada um dos aços, e que são apresentados nos anexos I a IV, para estimar quais as fases presentes. Os corpos de provas de tenacidade à fratura têm seção transversal retangular de 10 x 20 mm, e conforme o Atlas de Atkins (1980) equivale a uma seção redonda de 16 mm. É possível estimar quais os constituintes microestruturais formados, analisando as fotografias das figuras 4.1, 4.2, 4.3 e 4.4 juntamente com os diagramas dos anexos I a IV. Nesses diagramas as observações devem ser feitas na escala de resfriamento em óleo na posição correspondente ao diâmetro de 16 mm.

Assim, as seguintes considerações são também válidas:

- SAE 5115 – predomina estrutura de bainita revenida, pois nas figuras 4.1.A a 4.1.D não são vistas as agulhas características da martensita revenida. As poucas regiões escuras observadas, talvez seja uma pequena quantidade de martensita que pelo diagrama do anexo I seria em torno de 30%.
- SAE 5140 – predominância de estrutura de martensita revenida como revela as agulhas nas figuras 4.2.A a 4.2.D mesclada com alguma bainita. Esta aparência talvez seja decorrente de alguma austenita retida que se transformou no revenimento.
- SAE 5160 - predominância de estrutura de martensita revenida como mostram as figuras 4.3.A a 4.3.D mesclada com alguma bainita. A mesma observação do SAE 5140 aqui também é válida.

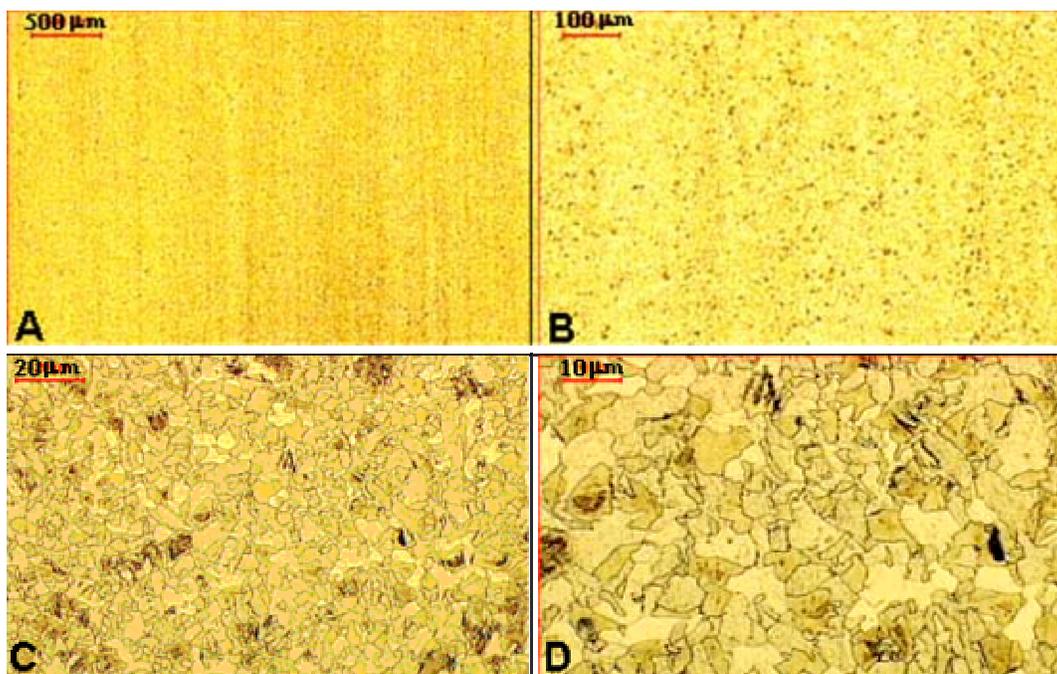


Figura 4.1 – Micrografias do aço SAE 5115 após ataque com Nital 3%, com aumentos (A) 25 X, (B) 100 X, (C) 500 X e (D) 1000 X.

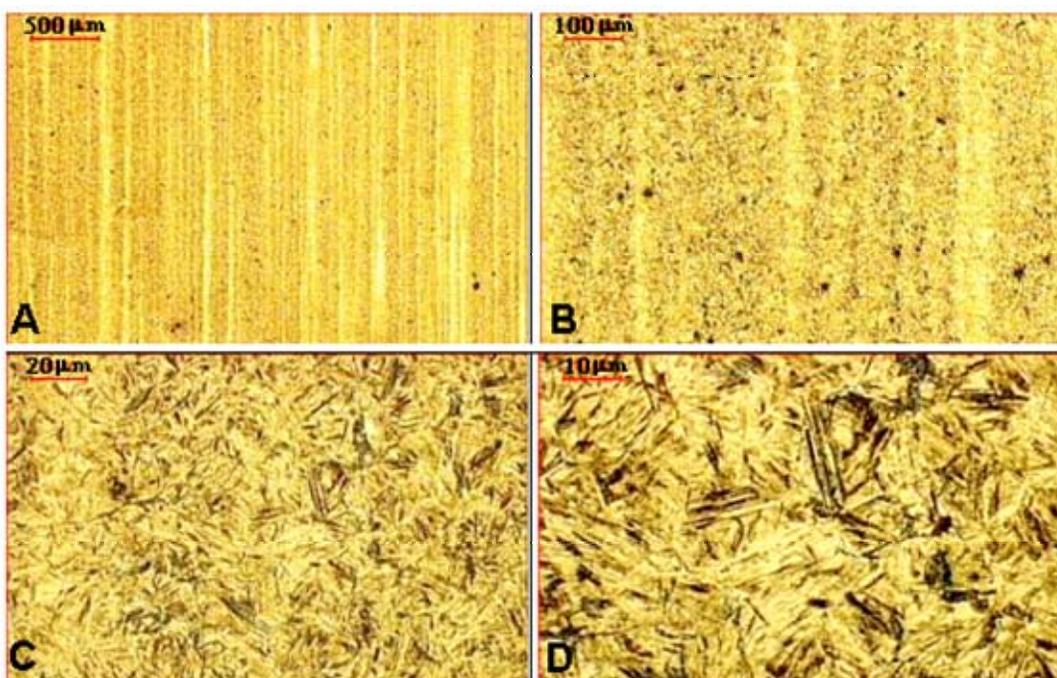


Figura 4.2 – Micrografias do aço SAE 5140 após ataque com Nital 3%, com aumentos (A) 25 X, (B) 100 X, (C) 500 X e (D) 1000 X.

- SAE 52100 – predominância de estrutura de martensita revenida mesclada com bainita, e também com carbonetos pró-eutetóides, devido ao teor de carbono ser superior a 0,77% como mostram as figuras 4.4.A a 4.5.D. A mesma explicação do SAE 5140 aqui também explica a aparência mesclada da microestrutura.

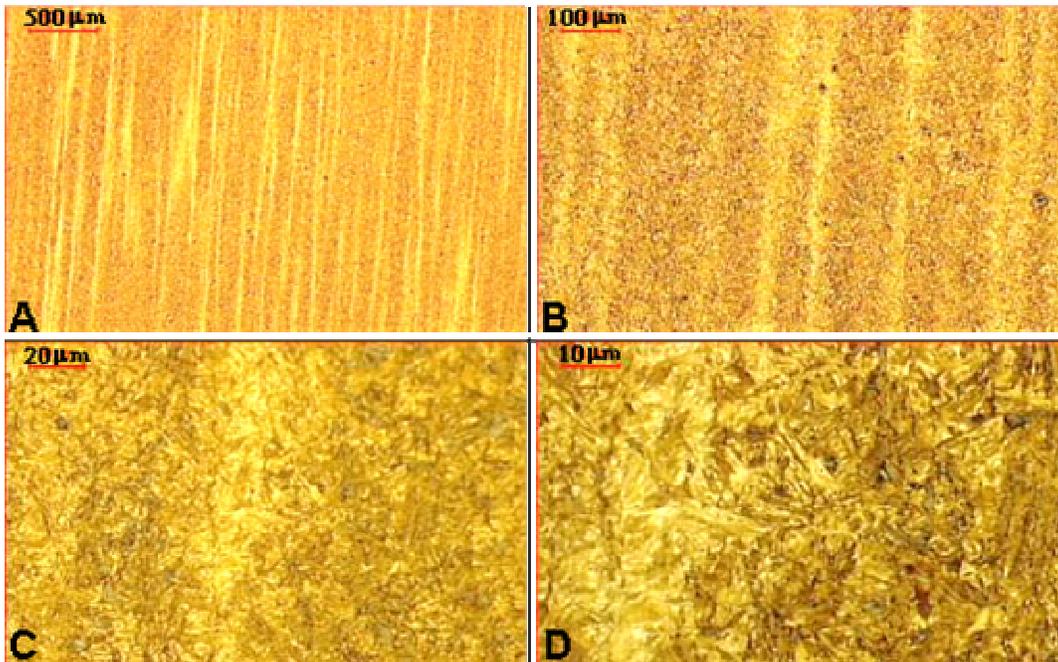


Figura 4.3 – Micrografias do aço SAE 5160 após ataque com Nital 3%, com aumentos (A) 25 X, (B) 100 X, (C) 500 X e (D) 1000 X.

A ocorrência de austenita retida na têmpera e sua transformação durante o revenimento é explicado na figura 4.5. Nas figuras 4.1.A, 4.2.A, 4.3A e 4.4.A com aumento de 25 vezes, percebe-se o bandeamento da microestrutura que indica o sentido da laminação. A severidade do bandeamento aumenta com o teor de carbono. Este fato comprova que os aços terão diferentes comportamentos sob tensões cíclicas, onde entalhes paralelos ao bandeamento resultarão em menor tenacidade à fratura do que entalhes perpendiculares a ele. No caso de ensaio de tração perpendicular ao sentido de laminação o comportamento será o mesmo.

Como as barras têm diâmetro de 35 mm, obrigatoriamente todo corpos de prova foram extraídos na direção paralela à laminação, e os entalhes para tenacidade à fratura são perpendiculares a este sentido.

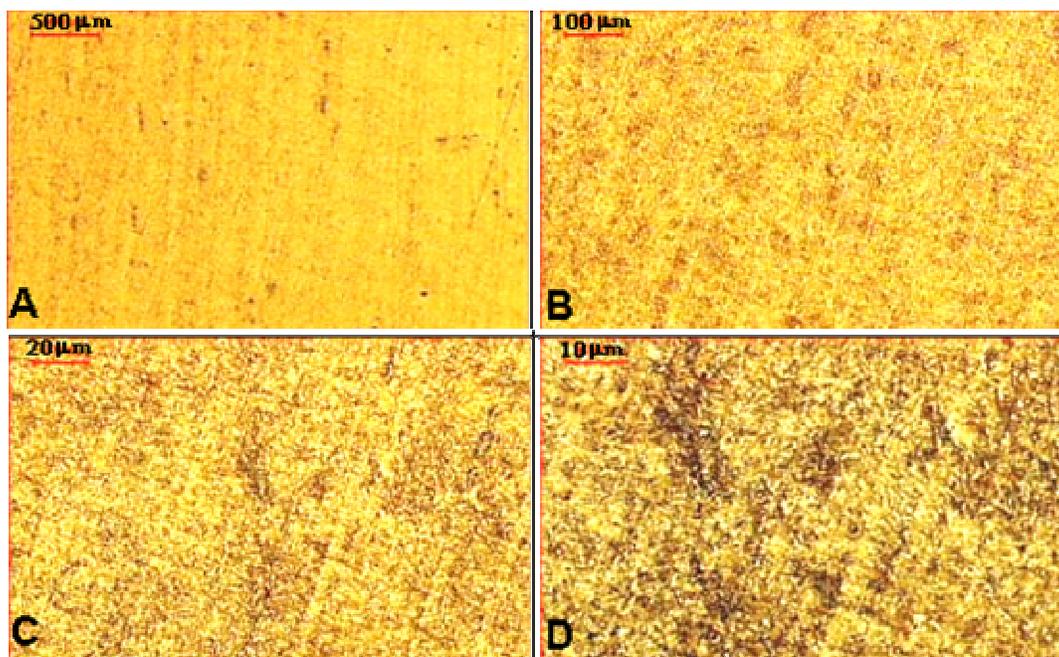


Figura 4.4 – Micrografias do aço SAE 52100 após ataque com Nital 3%, com aumentos (A) 25 X, (B) 100 X, (C) 500 X e (D) 1000 X.

A descrição de microestrutura aqui apresentada está correta uma vez que está de acordo com os valores de microdurezas que serão discutidos no item 4.3 apresentado mais a frente.

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. O autor fez medições de micro-tensões 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 dissertação 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 fun o da profundidade dessa camada cementada, tal como mostrado na figura 2.9. Na simula o da camada cementada feita neste trabalho, através do uso de várias amostras de aços SAE 5115, 5140, 5160 e 52100, assumiu-se apenas a influência do teor de carbono, e as influências das varia es 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   necessário avaliar como variam as temperaturas de transforma o dos diferentes aços utilizados na simula o da camada cementada. Atkins (1980) sugere que essas temperaturas variam conforme as equa es (4.2) a (4.5), onde os símbolos químicos denotam os teores em porcentagem em peso (%) do elemento, sendo que para o cálculo abaixo considerou as m dias dos teores relacionados na tabela 4.1.

$$A_{C1} (\text{ C}) = 723 - 20,7.Mn - 16,9.Ni + 29,1.Si + 16,9.Cr + 290.As + 6,38.W \quad (4.2)$$

$$A_{C3} (\text{ C}) = 910 - 203.C^{1/2} - 15,2.Ni + 44,7.Si + 104.V + 31,5.Mo + 13,1.W \quad (4.3)$$

$$M_S (\text{ C}) = 539 - 412.C - 30,4.Mn - 17,7.Ni - 12,1.Cr - 7,5.Mo \text{ (exatidão de } \pm 13\text{ C)} \quad (4.4)$$

$$M_F (\text{ C}) = M_S - 215 \text{ (exatidão de } \pm 15\text{ C)} \quad (4.5)$$

As equa es (4.2) e (4.3), de A_{C1} e A_{C3} , são válidas apenas para aços hipoeutetóides, não podendo ser utilizadas para o SAE 52100; para o qual A_{C1} foi obtida do diagrama de transforma o sob resfriamento contínuo de Atkins (1980) mostrado no anexo IV. Para as composi es da tabela 4.1, têm-se as temperaturas teóricas de transforma o indicadas na tabela 4.5.

Tabela 4.5 – Temperaturas de transforma o calculadas segundo Atkins (1980)

Temp. (�C)	SAE 5115	SAE 5140	SAE 5160	SAE 52100
A_{C1}	725	726	723	727
A_{C3}	840	794	758	840
M_S	433	339	246	76
M_F	218	124	31	- 139

Comparando-se as temperaturas aqui indicadas, com as que foram utilizadas no ciclo de tratamento térmico aplicado mostrado na figura 3.4, 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 SAE 5160 e 52100 ultrapassem M_F , restando nesse caso um volume de austenita retida não transformada. 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 4.5 mostra como varia M_S e M_F , em função do teor de carbono.

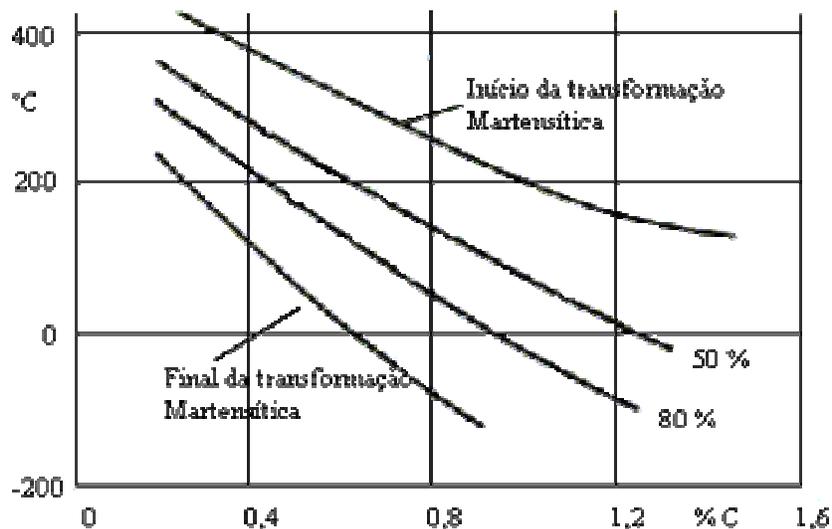


Figura 4.5 - Variação das temperaturas M_S e M_F em função do teor de carbono segundo Norma Bosch N67W 2.2 (1973)

- O revenimento a 160 °C permite que ocorram apenas os primeiro e segundo estágios do revenido, como proposto por Reed-Hill (1982), cujos efeitos serão comentados a frente.

Assim sendo, o tratamento térmico aplicado nas amostras está de acordo com as diretrizes de Unterweiser (1987) definidas para a série de aços SAE 51xx e é uma boa simulação para o que ocorre na formação de camada cementada de um aço SAE 5115. 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 51xx e 52100 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 conseqüência 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 ser calculada considerando-se a distorção de Bain e os parâmetros do reticulado da austenita e da martensita. As mudanças relativas de volume e para uma dimensão devido à transformação de austenita em martensita, são respectivamente:

$$\frac{\Delta V}{V_{AUST.}} = 1,043 \cdot (\%C) \quad (4.6)$$

$$\frac{\Delta l}{l_{AUST.}} = 1,014 \cdot (\%C) \quad (4.7)$$

As alterações dimensionais podem produzir tensões internas muito elevadas, resultando em deformações plásticas que podem 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 4.5. 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 M_F de

início e final de transformação martensítica respectivamente, são função do teor de carbono como mostrado na figura 4.5. 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 4.6 que mostra resfriamento de têmpera feito a 25 °C e a -196 °C.

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. O fator principal que controla as frações volumétricas dessas duas formas é aparentemente a temperatura de transformação. 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.

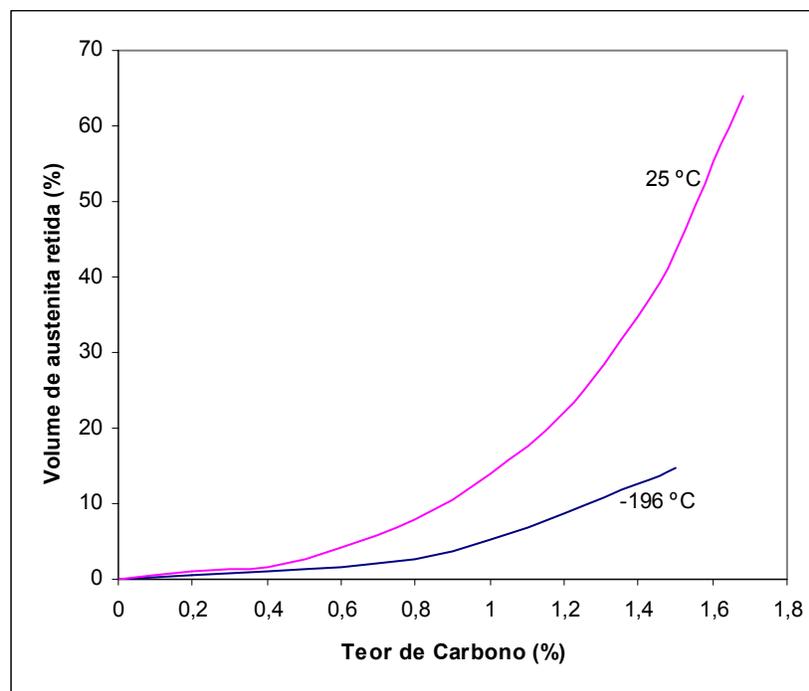


Figura 4.6 - Austenita retida no aço em função do teor de carbono segundo Reed-Hill (1982) – Roberts, C.S.. Trans AIME , 197, 203. 1953.

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. Essas diferenças morfológicas em função do teor de carbono, para mesmas condições de tratamento térmico, podem ser vistas nas figuras 4.1 a 4.4.

Reed-Hill (1982) sugere também que para teores de carbono inferiores a 0,2 %, pode-se admitir que o carbono esteja quase que completamente associado às discordâncias e contornos das ripas, que seria o caso das micrografias da figura 4.1 referente ao aço SAE 5115. Acima de 0,2 % de carbono, uma fração do soluto excedente não consegue segregar dessa maneira, permanecendo nos interstícios normais. Essa fração cresce com o teor de carbono, e também pelo aumento da fração de martensita maclada com esse aumento de carbono. Como esta fração tem densidade de discordância mais baixa, há um decréscimo no número de discordâncias onde o carbono excedente dos 0,2 % acima citado pode segregar-se, o que seria de esperar para as micrografias mostradas na figuras 4.2, 4.3 e 4.4. Com o revenimento feito a 160 °C foi 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 na figura 4.5, 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). Isso sugere que a martensita de alto carbono se decompõe por nucleação e crescimento, em uma mistura bifásica de carbonetos e martensita de baixo carbono. O teor de carbono da martensita produzida no revenimento de 0,2 % é independente do teor de carbono da martensita obtida na têmpera anterior ao revenimento. Portanto o primeiro estágio do revenimento produz uma mistura de martensita e de uma segunda fase, o carboneto ϵ , cuja quantidade cresce linearmente com o aumento do teor de carbono do aço, quando este é superior a 0,2 %. As partículas desses carbonetos ϵ são muito pequenas por terem sido formadas à baixas temperaturas e espessura de rede desses carbonetos da ordem de 2×10^{-6}

cm. 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 os 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 contém carbonetos ϵ , mas têm matrizes diferentes. Devido a este fato somado à não disponibilidade de meios para determinação das quantidades dos constituintes formados no tratamento térmico, interpretou-se as micrografias óticas deste estudo, com base nos diagramas de transformação sob resfriamento contínuo apresentados nos anexos I a IV.

4.3) Ensaio de Microdureza HV1

Os resultados de microdureza HV1, obtidos como resposta ao ciclo de tratamento térmico da figura 3.4, são mostrados na tabela 4.6 na qual as médias e desvios padrões foram calculados a partir de 15 valores individuais para cada tipo de aço.

Tabela 4.6 – Microdureza HV1 após tratamento térmico das amostras.

	SAE 5115	SAE 5140	SAE 5160	SAE 52100
Média	324	613	756	832
Desvio Padr.	11	29	31	13

A figura 4.7 de Unterweiser (1987) mostra a variação de dureza em função da temperatura de revenimento para os aços SAE 5120, 5140, 5160 e 52100, representando uma média de valores de dureza baseada numa estrutura totalmente temperada. Notar que as médias apresentadas na tabela 4.6 têm valores próximos aos indicados na figura 4.7 para revenimento a 150 °C, confirmando que o tratamento térmico aplicado está correto. As dispersões nos valores da tabela 4.6 podem ser explicadas pelas figuras 4.1A a 4.4A. Os aços SAE 5115 e 52100 nas micrografias

revelaram bandeamento menos intenso que dos aços SAE 5140 e 5160, e também menores desvios padrões nos resultados de dureza.

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 4.8. Os valores da tabela 4.6 têm igual tendência de aumentar junto com o teor de carbono, mas são inferiores aos indicados nesta figura, pelo fato dos corpos de prova serem revenidos, e a figura considera dureza sem revenimento.

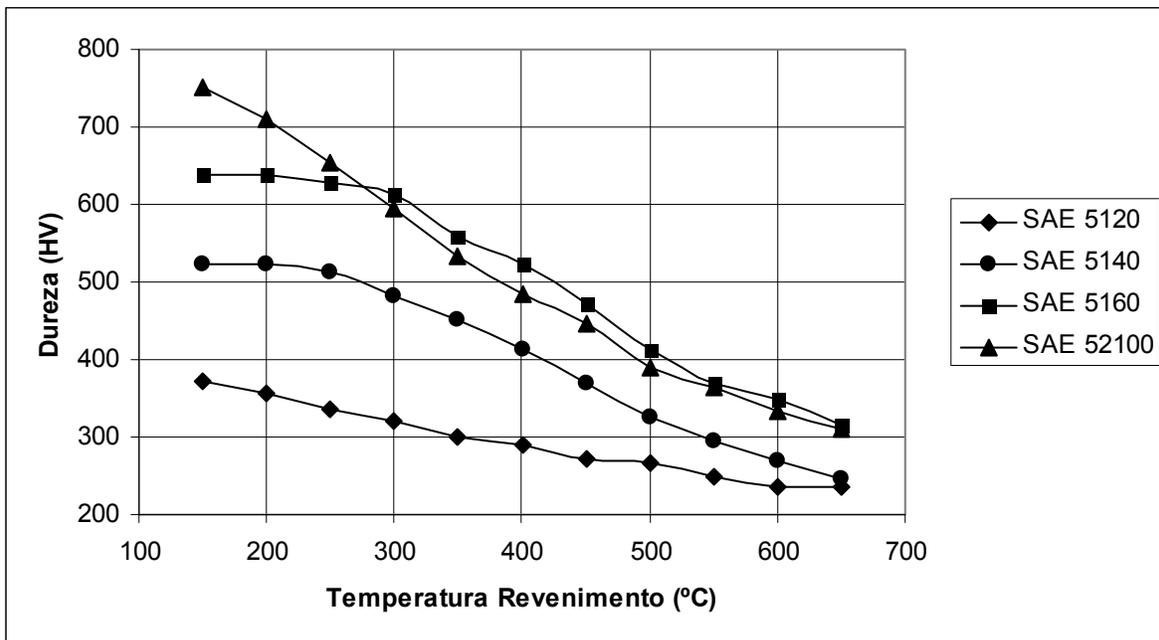


Figura 4.7 – Curvas de revenimento para os aços SAE 5120, 40, 60 e 52100 estudados, segundo Unterweiser (1987). O autor não estudou o revenimento para o aço SAE 5115.

Uma variação semelhante a esta, é observada no perfil de microdureza de uma camada cementada. Como a tenacidade diminui com o aumento do teor de carbono, e aqui se considera apenas os dois primeiros estágios do revenimento abaixo de 200 °C, talvez possa se relacionar a baixa tenacidade da camada cementada, com o aumento da fração de rede de carbonetos ϵ que cresce com o teor de carbono. A figura 4.9 mostra a sobreposição dos valores de microdureza obtidos nos corpos de prova (tabela 4.6) sobre a curva de microdureza dos pinhões de motor de partida de aço SAE 5115, cementados na mesma carga de tratamento térmico.

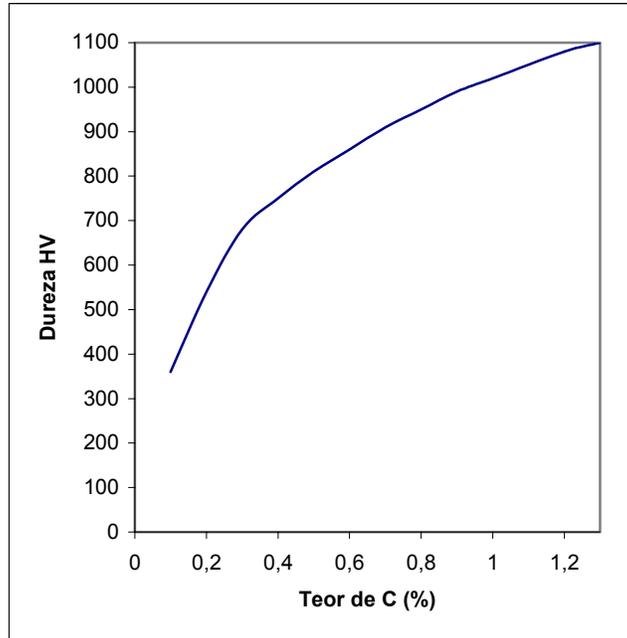


Figura 4.8 - Dureza HV da martensita Fe-C em função do teor de C (Bain, E.C., Functions of the alloying elements in steel, ASM, Cleveland, 1939 – Reed-Hill p.615)

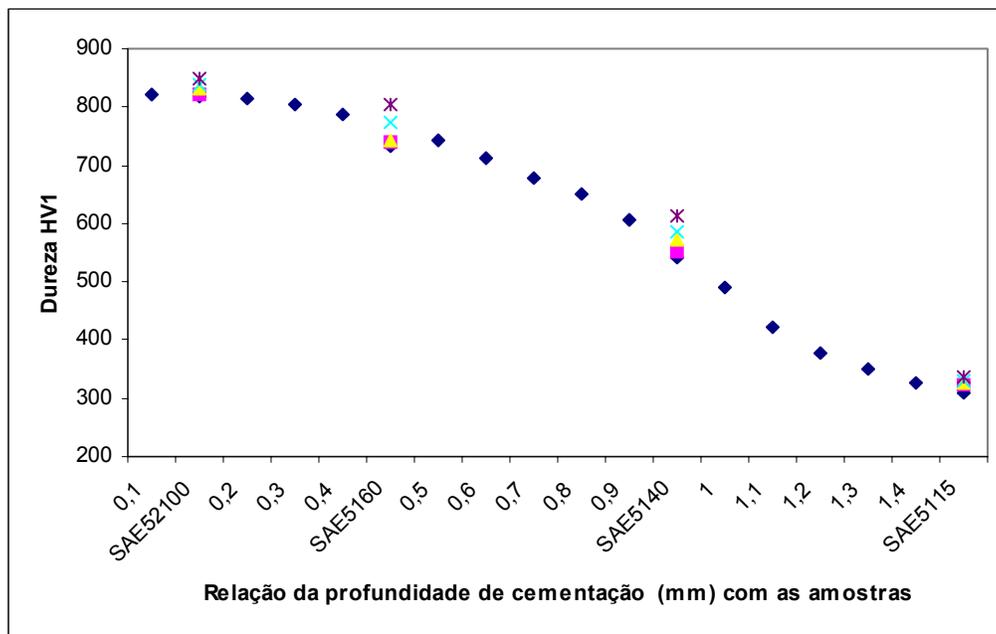


Figura 4.9 - Sobreposição dos resultados de durezas das amostras dos aços, com o perfil de dureza de cementação obtido para pinhão de aço 16MnCr5, tratados na mesma carga nº 5954.

O resultado da sobreposição demonstra que a 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.

4.4) Ensaios de Tração

Pelos resultados de microestrutura e microdureza discutidos nos itens 4.2 e 4.3 verifica-se que os aços SAE 5140, 5160 e 52100 estão bastante fragilizados devido ao revenimento feito a 160 °C. Para os altos valores de dureza obtidos são esperados também altos valores de resistência à tração e limite de escoamento. Porém, conforme citado no item 3.2, nos ensaios de tração de materiais de alta resistência e baixa ductilidade, a uniformidade e qualidade do acabamento superficial podem influir na exatidão e dispersão dos resultados. Neste contexto, foi verificado que apesar da rugosidade superficial dos corpos de prova ser baixa ela influi drasticamente nos resultados, não permitindo obter os valores altos esperados. Na tabela 4.7 são apresentados os resultados de resistência à tração e limite de escoamento obtidos para corpos de prova com rugosidades superficiais de $R_z = 10 \mu\text{m}$ e $R_z = 3 \mu\text{m}$ respectivamente. Os valores da tabela 4.7 correspondem à média aritmética e desvio padrão de 5 corpos de prova para cada tipo de aço. No anexo V estão os resultados para cada corpo de prova individualmente, e no apêndice B estão os respectivos gráficos dos ensaios. Os resultados indicados na tabela 4.7 para os aços SAE 5140, 5160 e 52100 são reconhecidamente baixos talvez devido às influências fragilizantes das imperfeições superficiais traduzidas pelos valores de rugosidade R_z . Como citado no item 3.2, Preston (1993) utilizou corpos de prova com rugosidade máxima $R_z = 1 \mu\text{m}$ obtida por eletropolimento.

Nas referências ASM Handbook Volume 1 (2000), SAE Handbook Volume 1 (1995), Unterweiser (1987), na biblioteca eletrônica MatWeb (2005) e na publicação alemã Stahlschlüssel 2004, não foram encontradas informações sobre propriedades mecânicas esperadas para aços revenidos abaixo de 200 °C. O catálogo Metal Progress Databook (1981) contém

informações para os aços SAE 5130 a 5160 revenidos a 205 °C, cujos valores são mostrados na tabela 4.8.

Tabela 4.7 – Resultados dos ensaios de tração para os aços SAE 5115, 5140, 5160 e 52100 com rugosidades Rz = 10 µm e Rz = 3 µm respectivamente. O σ_e foi detectado apenas para o aço SAE 5115.

Tipo de Aço		σ_t (MPa)	$\sigma_{e-0,2\%}$ (MPa)	Rugosidade Rz (µm)
SAE 5115	\bar{X}	1055	689	10
	S	34	27	
	\bar{X}	1068	852	3
	S	54	42	
SAE 5140	\bar{X}	780	-	10
	S	68		
	\bar{X}	955	-	3
	S	74		
SAE 5160	\bar{X}	651	-	10
	S	49		
	\bar{X}	1143	-	3
	S	163		
SAE 52100	\bar{X}	805	-	10
	S	33		
	\bar{X}	1020	-	3
	S	164		

Tabela 4.8 – Propriedades de tração esperadas para aços SAE 5130 a 5160 temperados e revenidos a 205 °C, segundo Metal Progress Databook'81.

	SAE 5130	5140	5150	5160
σ_t (MPa)	1613	1793	1944	2220
σ_e (MPa)	1517	1641	1731	1793
Dureza (HV)	475	490	525	627

Comparando os valores das tabelas 4.7 e 4.8 verifica-se que os resultados obtidos nesta dissertação estão muito abaixo do esperado que seria da ordem de duas vezes o apresentado na tabela 4.7. Para o SAE 5115 os valores podem ser considerados corretos.

O gráfico mostrado na figura 4.10 extraído da norma DIN EM ISO 18265 (02.2004) permite estimar os valores de resistência à tração e limite de escoamento a partir da dureza HV.

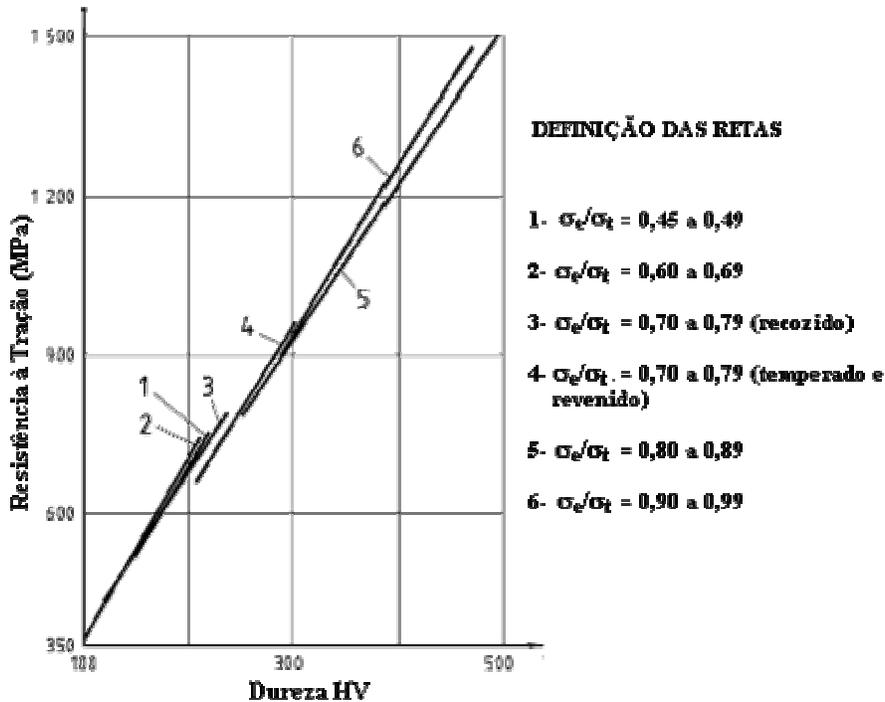


Figura 4.10 – Relação entre dureza HV com resistência à tração e limite de escoamento (MPa) segundo norma DIN EN ISO 18265 (02.2004).

Porém, os valores de dureza da tabela 4.6 dos aços SAE 5140, 5160 e 52100 são superiores ao limite de 500 HV do gráfico, não sendo possível estimar as propriedades esperadas nas condições desse estudo.

Tal comportamento frágil observado na tabela 4.7, talvez se deva ao fato de o revenimento a 160 °C garantir a alta dureza indicada na tabela 4.6, comparável ao indicado aqui na tabela 4.8, porém sem ser suficiente para diminuir a fragilidade do material temperado de modo a permitir obtenção de níveis mais elevados de propriedades de tração. Possivelmente o polimento superficial correspondente a rugosidade $R_z = 3 \mu\text{m}$ não foi suficiente para garantir a uniformidade

e qualidade superficial necessárias para ensaiar os corpos de prova de materiais tão frágeis como esses aços. A figura 4.11 mostra as fotografias dos corpos de prova de tração fraturados dos aços SAE 5115 até 52100 com rugosidade $R_z = 10 \mu\text{m}$ e a figura 4.12 mostra a mesma situação para $R_z = 3 \mu\text{m}$. Comparando-se as duas figuras verifica-se que aumentou a ductilidade no caso do aço SAE 5115 mas para os aços SAE 5140, 5160 e 52100 o tipo de fratura não se alterou.

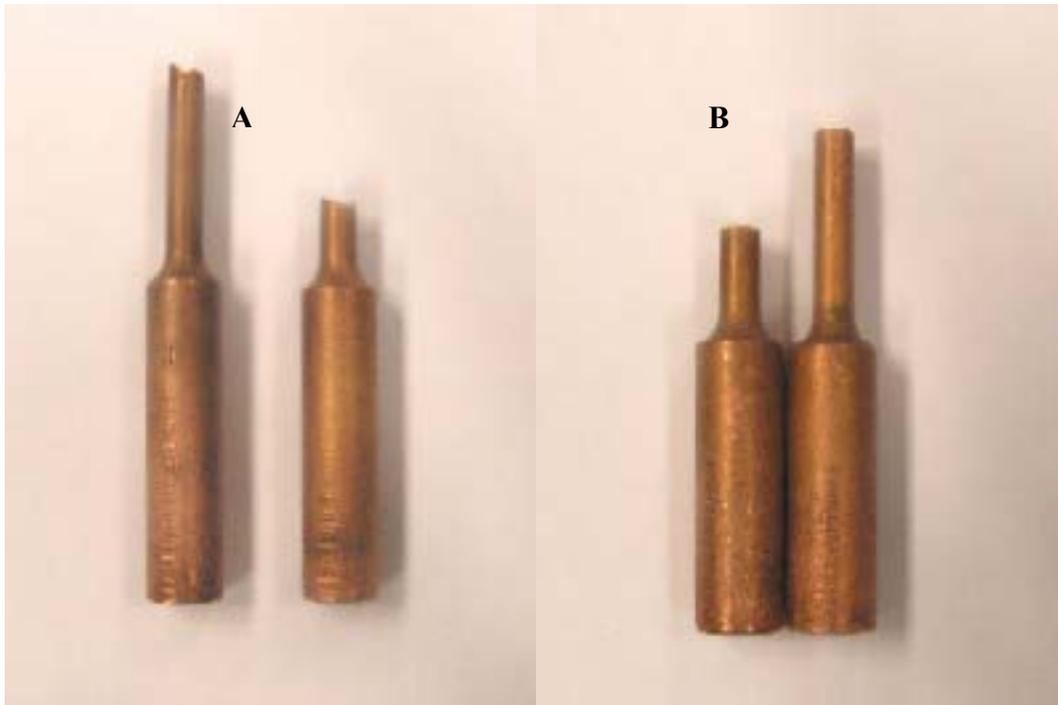


Figura 4.11 – Fotografia da aparência das fraturas dos corpos de prova do ensaio de tração para o aço SAE 5115 (A), e (B) para os aços SAE 5140, 5160 e 52100. Rugosidade $R_z = 10 \mu\text{m}$.

As fotografias das fraturas dos corpos de prova de aço SAE 5115 (figuras 4.11 e 4.12) mostram que o melhor polimento permitiu obter uma fratura dúctil nesse aço. Porém para os aços SAE 5140, 5160 e 52100 não houve diferenças nas aparências das fraturas. A questão do efeito do entalhe nos resultados dos ensaios de tração é explicada pela figura 4.13 extraída de Tetelman (1967) que relaciona as diferenças que podem ser verificadas no ensaio de tração nas condições com e sem entalhe. Esta abordagem explica porque mesmo com elevados valores de dureza não foi obtido altos valores de propriedades de tração devido ao acabamento superficial dos corpos de prova ainda não ser o adequado.

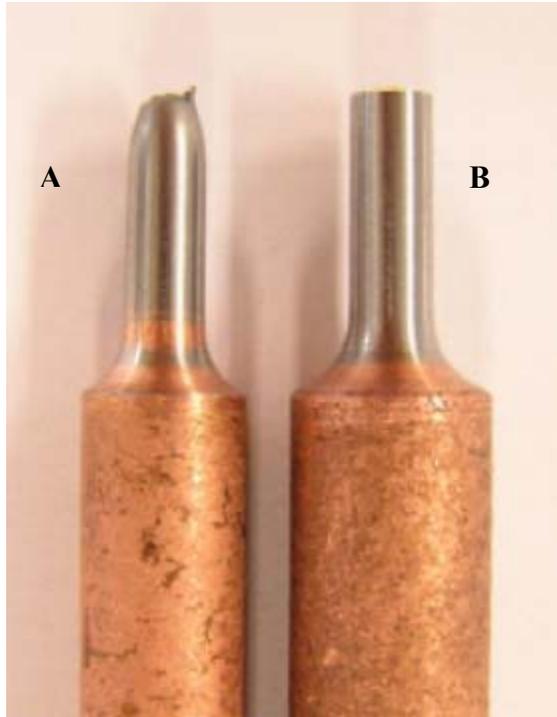


Figura 4.12 – Fotografia da aparência das fraturas dos corpos de prova do ensaio de tração para o aço SAE 5115 (A), e (B) para os aços SAE 5140, 5160 e 52100. Rugosidade $R_z = 3 \mu\text{m}$.

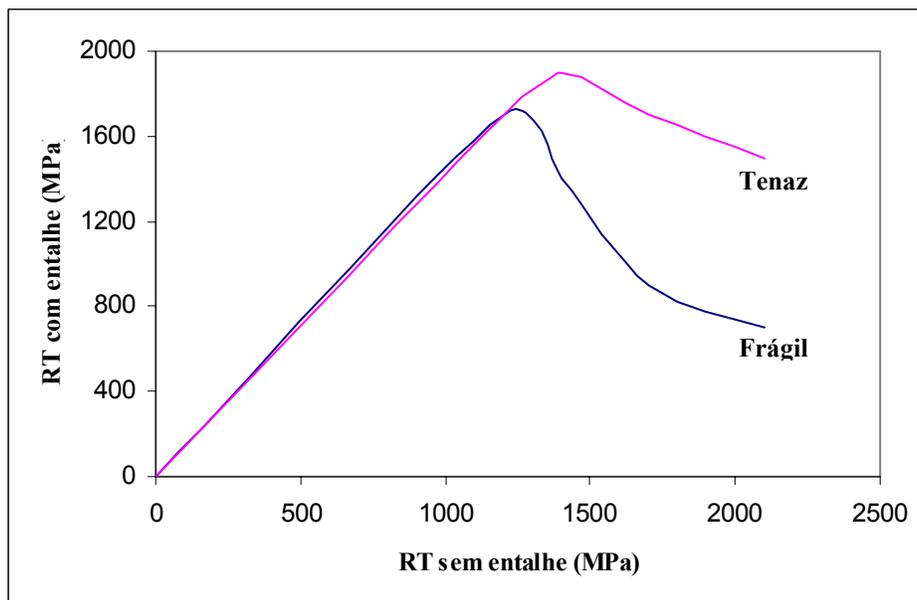


Figura 4.13 – Comparação de resistência à tração de aços tenaz e frágil nas condições com e sem entalhe segundo Tetelman (1967).

Este fato comprova que o revenimento a 160 °C é suficiente para aumentar a ductilidade do aço SAE 5115, mas não melhora esta característica nos aços com maior teor de carbono. Os aspectos da influência do revenimento em função do teor de carbono foram comentados no item 4.2 indicando que, para maiores teores de carbono como o observado para os aços SAE 5140, 5160 e 52100, talvez a temperatura de revenimento não seja suficiente para permitir os fenômenos de difusão necessários para se ter um aumento da ductilidade. Para efeito de todos os cálculos necessários a esta dissertação utilizou os valores da tabela 4.7 correspondentes aos corpos de prova com rugosidade $R_z = 3 \mu\text{m}$. Para os aços SAE 5140, 5160 e 52100 para os quais não foi possível a determinação dos limites de escoamento, nos cálculos relativos à validade do ensaio de tenacidade à fratura apresentados no item 4.5 a seguir, utilizou-se a resistência à tração no lugar do limite de escoamento.

4.5) Ensaio de Tenacidade à Fratura

A tabela 4.9 apresenta os resultados de K_Q calculados pelas equações (3.5) e (3.6) e por meio da equação (3.7) verificou-se, se os valores de K_Q são válidos para serem definidos como o K_{IC} dos aços.

Os resultados apresentados na tabela 4.9 demonstram que os valores K_{IC} são válidos para os aços SAE 5140, 5160 e 52100 e para o SAE 5115 tem-se o valor de K_Q para espessura de 10 mm. A partir da superfície cementada em direção ao núcleo da peça, alterna-se o campo de aplicação da fratura de Mecânica da Fratura Elástica Linear para Mecânica da fratura Elasto-Plástica. Para atender ao critério de validade, seriam necessários corpos de prova com dimensões 16 x 32 x 144 mm, que pelas dimensões teriam que ser retirados de uma barra com diâmetro 65 mm. Estas novas condições acarretariam outros fatores metalúrgicos tais como redução na laminação, refino de grão, distribuição de inclusões e resposta ao tratamento térmico dos corpos de prova maiores, que seriam diferentes das adotadas neste trabalho e que dificultariam a análise. A tabela 4.9 apresenta também os valores de CTOD crítico calculados por meio da equação (3.8). Os parâmetros e resultados individuais de cada corpo de prova utilizados para calcular os valores da

tabela 4.9 são apresentados nos anexos V, VII e VIII e o apêndice C apresenta os gráficos individuais de força x CMOD.

Tabela 4.9 – Resultados de K_Q , CTOD e B_{\min} para os aços SAE 5115, 5140, 5160 e 52100 calculados pelas equações (3.5), (3.6) e (3.7). Para os aços SAE 5140, 5160 e 52100 o valor de K_Q corresponde ao K_{IC} .

		SAE 5115	SAE 5140	SAE 5160	SAE 52100
σ_t (MPa)		889	955	1143	1020
K_Q (MPa.m ^{1/2})	\bar{X}	71	40	22	22
	S	1,6	1,5	1,9	2,8
B_{\min} (mm)		16	5	1	1
CTOD _C (m)	\bar{X}	1,17E-04	2,12E-05	4,29E-06	1,94E-06
	S	8,83E-06	1,93E-05	3,93E-07	6,05E-07

Devido à alta fragilidade dos corpos de prova como mostram os resultados dos itens 4.3 e 4.4, a opção de fazer uma incisão com eletroerosão a fio, como descrito no item 3.7.1 para facilitar a nucleação da trinca de fadiga, mostrou ser adequada. Para os aços SAE 5115, 5140 e 5160 foi possível a propagação estável da trinca de fadiga nos cinco corpos de prova, sem dificuldades. A figura 4.14.A ilustra o aspecto da frente de propagação de trinca obtida para esses aços que está em conformidade com a norma ASTM E1820-01.

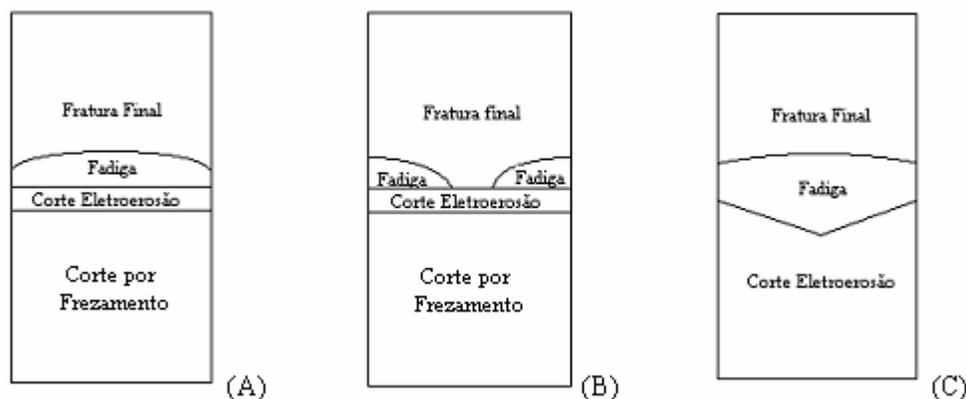


Figura 4.14 – Esquema das áreas observadas após fratura dos corpos de prova de aços SAE 5115, 5140, 5160 e 52100. (a) ensaios válidos para os quatro aços, com $W = 20$ mm, (b) ensaios não válidos para o aço SAE 52100 com $W = 20$ mm, e (c) ensaio válido para o SAE 52100 com $W = 10$ mm.

Para o aço SAE 52100 houve grande dificuldade em obter o crescimento estável de trincas de fadiga. De nove corpos de prova com $B = 10$ mm, em cinco houve propagação como mostrado na figura 4.14.A (de acordo com a norma) e em quatro deles ocorreu a propagação lateral da trinca como esquematizado na figura 4.14.B. E para os corpos de prova de aço SAE 52110 com $B = 5$ mm, dos 14 corpos de prova ensaiados em apenas 1 foi possível a obtenção da trinca conforme norma ASTM E1820-01, como mostra a figura 4.14.C. 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), Masuyama et al (2002) e Farfan 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 foi existência de uma competição estatística entre:

- 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. Nas fractografias das regiões de fadiga dos aços SAE 5140, 5160 e 52100 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 carboneto e fósforo. Ambas sendo regiões extremamente frágeis que dificultam a propagação estável da trinca. Esta característica de instabilidade para a camada cementada e para o aço SAE 52100 que representa a superfície mais externa dessa camada nesta dissertação pode ser entendida pela análise da curva $\Delta K \times da/dN$ do aço SAE 52100 temperado a 845 °C e revenido a 170 °C traçada por Averbach (1980) e mostrada na figura 4.15. Pela curva verifica-se que o ΔK_{th} é em torno de 5 a $4 \text{ MPa}\sqrt{m}$, e a região onde a trinca passa a ser instável é com ΔK em torno de $12 \text{ MPa}\sqrt{m}$, ficando uma região muito restrita para propagação estável de trinca por fadiga. O autor determinou o valor de K_{IC} variando entre 18 e $20 \text{ MPa}\sqrt{m}$. Na curva percebe-se também que o valor de ΔK_{th} é estimado. Este valor foi revisto por Larsson et al (1994), que determinou $\Delta K_{th} = 4 \text{ MPa}\sqrt{m}$ que segundo o autor é o valor típico das estruturas de aços martensíticas revenidas abaixo de 200 °C.

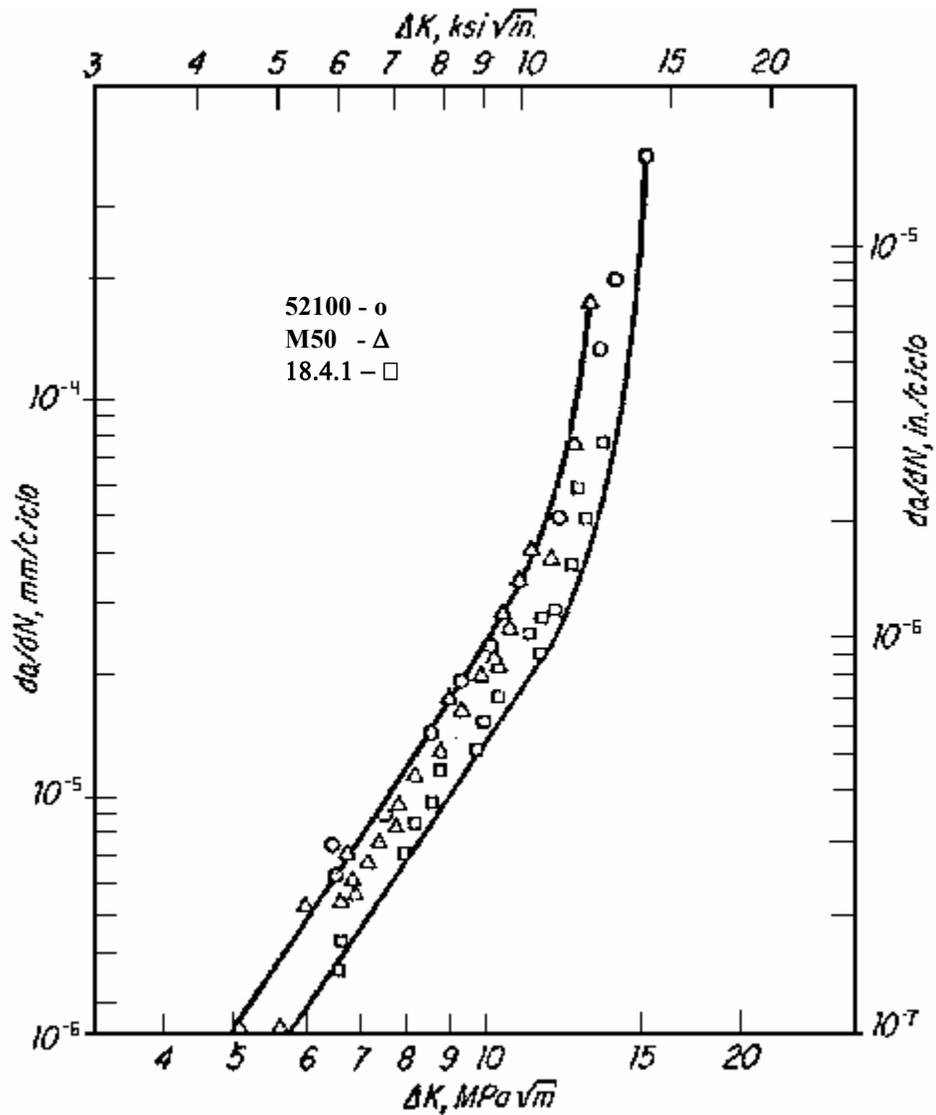


Figura 4.15 – Curva $da/dN \times \Delta K$ para aços SAE 52100, M50, e 18-4-1, por Averbach (1980). Aço SAE 52100 temperado a 945 °C e revenido a 170 °C.

Para os dados do aço SAE 52100 da curva mostrada na figura 4.15, a equação de Paris correspondente é aproximadamente a equação (4.8), estimada pelo programa OriginPro 7.5.

$$\frac{da}{dN} = 1,61 \cdot 10^{-9} \cdot (\Delta K)^{4,34} \quad (4.8)$$

Com coeficiente de correlação $R = 0,89$ e erro padrão $E = 5,99E-05$. O baixo valor de R pode estar associado ao pequeno número de pontos que o autor utilizou para traçar a curva e à

dispersão de resultados característica dos ensaios de tenacidade à fratura. Na tabela 4.9 os valores obtidos de K_{IC} para o aço SAE 52100 são da ordem de $22 \text{ MPa}\sqrt{m}$, tanto para os ensaios inválidos ($B = 10 \text{ mm}$), como para o único ensaio válido ($B = 5 \text{ mm}$), e os valores obtidos por Averbach (1980) são da ordem de $18 \text{ a } 20 \text{ MPa}\sqrt{m}$. Com esta pequena diferença nos resultados de K_{IC} do aço SAE 52100 desta dissertação e o gráfico de Averbach (1980), somado às dificuldades na obtenção da trinca de fadiga sugere que os valores da tabela 4.9 tenham significado físico.

Outro modo de entender as diferenças nos comportamentos das trincas de fadiga dos 4 aços é analisando as figuras 4.14.A e B do ponto de vista de dimensões da zona plástica na ponta da trinca cujos valores calculados são apresentados na tabela 4.10. Verifica-se que em condições de tensão plana conforme equação (4.9), deformação plana conforme equação (4.10) e tensões cíclicas segundo equação (4.11) para as condições ensaiadas, o aço SAE 5115 tem zona plástica 3 vezes maior que do SAE 5140, 8 vezes maior que do SAE 5160 e 10 vezes maior que do SAE 52100. Deve ser lembrado que para os cálculos da tabela 4.10 foram utilizados os valores de limite de escoamento da tabela 4.7 que não são valores reais como já discutido no item 3.4. Desta forma é de se esperar que as dimensões reais sejam em torno de 50 % dos valores da tabela 4.10. A figura 4.16 ilustra como se distribuem a deformação plana na região central, e a tensão plana na superfície livre.

Tabela 4.10 - Dimensões da Zona Plástica (μm) na ponta da trinca em condições de tensão plana, de deformação plana e de tensões cíclicas.

Aço SAE	Tensão Plana (4.9) $r_y = \frac{1}{2\pi} \cdot \left(\frac{K_Q}{\sigma_e} \right)^2$	Deformação Plana (4.10) $r_y = \frac{1}{6\pi} \cdot \left(\frac{K_Q}{\sigma_e} \right)^2$	Tensões Cíclicas (4.11) $r_y = \frac{1}{8\pi} \cdot \left(\frac{K_Q}{\sigma_e} \right)^2$
5115	1020	340	255
5140	279	93	70
5160	206	69	52
52100	59	20	15

Assim sendo, com base nos dados de dimensões de zona plástica da tabela 4.10 e figura 4.16, com os resultados de K_Q da tabela 4.9, associados às informações de Averbach (1980) e Larsson et al (1994) comentados neste parágrafo, é possível entender o motivo da dificuldade de obter propagação estável de trincas por fadiga em aço SAE 52100.

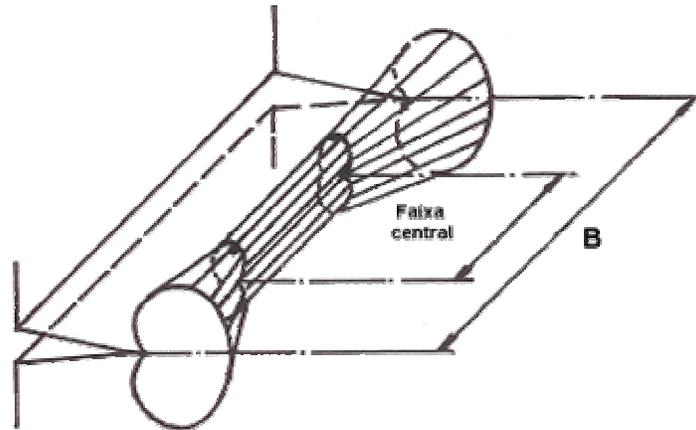


Figura 4.16 – Esquema das regiões com deformação plana (faixa central) e tensão plana (superfície livre) em relação à espessura B do corpo de prova.

Nesta dissertação o aço SAE 52100 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 E1820-01, 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 dissertação e pelos autores citados. Com o valor de $\Delta K_{th} = 4 \text{ MPa.m}^{1/2}$ de Larsson et al (1994) que o autor adota para todas as estruturas martensíticas de aços revenidos abaixo de $200 \text{ }^\circ\text{C}$, mais a curva da/dN x ΔK de Averbach (1980) para o aço SAE 52100, somados às observações desta dissertação, poder-se-ia sugerir que uma camada cementada teria suas curvas da/dN x ΔK para cada teor de carbono como esquematizado em três dimensões hipoteticamente na figura 4.17. Nela verifica-se que à medida que se afasta da superfície externa de alto carbono e alta dureza em direção ao núcleo ou em direção à diminuição do teor de carbono e da dureza, há diminuição da inclinação da parte reta do gráfico da/dN x ΔK , de modo que vai se obtendo um comportamento mais estável de propagação da trinca.

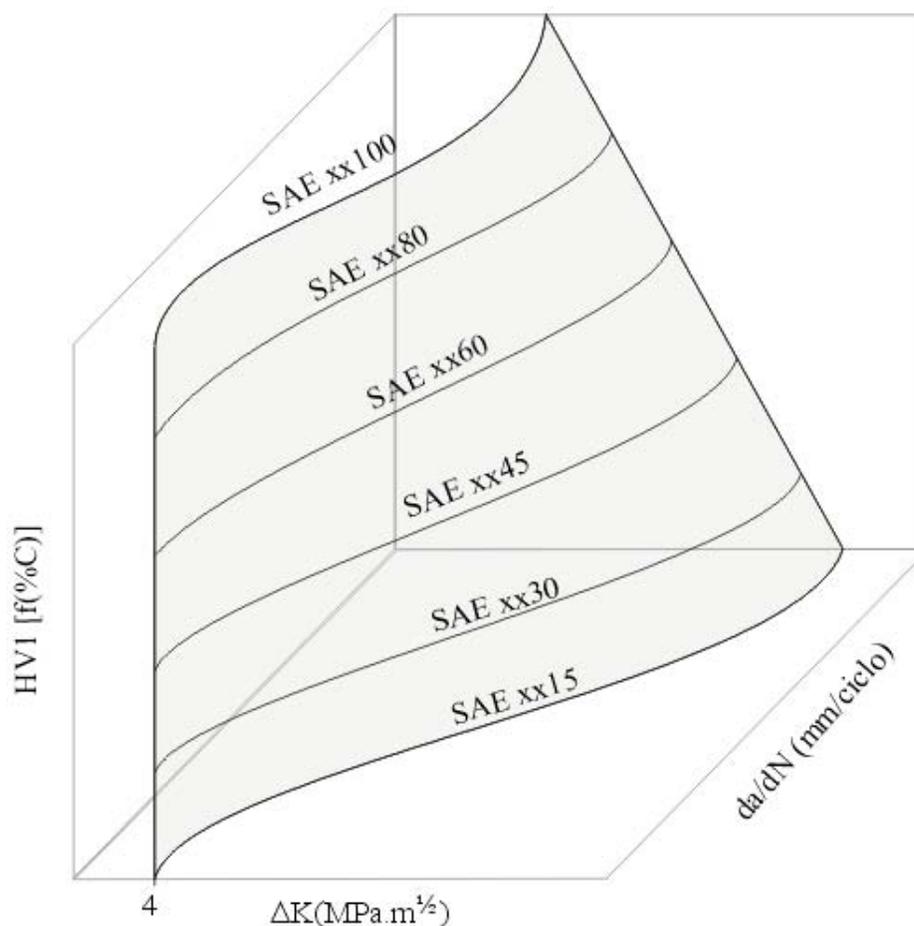


Figura 4.17 – Representação em 3D de curvas $da/dN \times \Delta K$ em função da microdureza HV1 [f(%C)]. O valor limite $\Delta K_{th} = 4 \text{ MPa.m}^{1/2}$ de Larsson et al (1994) é o mesmo para todos os aços SAE xx15 até xx100. As inclinações das regiões retas das curvas correspondentes a equações de Paris diminuem com a microdureza.

A figura 4.18 é a representação em duas dimensões do diagrama da figura 4.17. Tal raciocínio talvez esteja correto, pois a sobreposição da equação (2.4) que é a equação de Paris para a camada cementada, sobre a equação (4.8) que é a equação de Paris para o aço SAE 52100 (aqui representando a superfície da camada cementada), resulta no gráfico mostrado na figura 4.19 que assemelha ao modelo proposto pela figura 4.18.

Devido aos fatores aqui comentados, somados ao fato de que pelos resultados da tabela 4.9, para o aço SAE 5115 foi determinado K_Q e para os demais aços o K_{IC} , onde o primeiro ficou na região de MFEP e os outros na região de MFEL como esquematiza a figura 4.20.

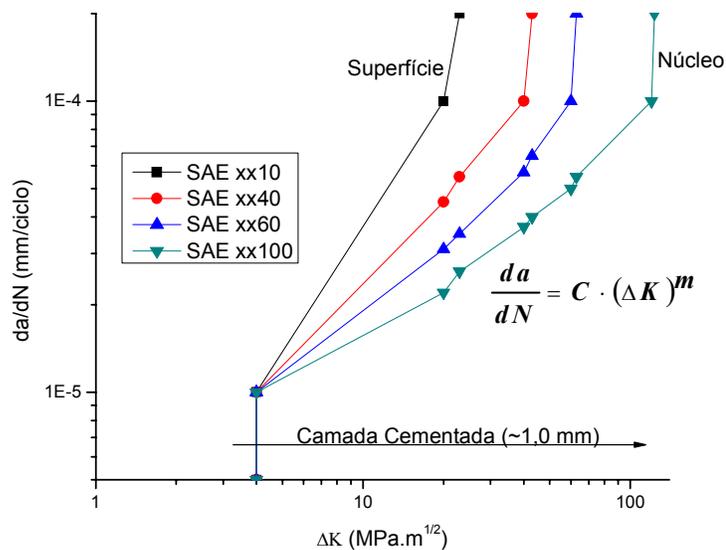


Figura 4.18 – Representação em 2D das curvas $da/dN \times \Delta K$ hipotéticas para uma camada cementada correspondentes à figura 4.17. A inclinação da região reta do gráfico (equação de Paris) diminui com a microdureza.

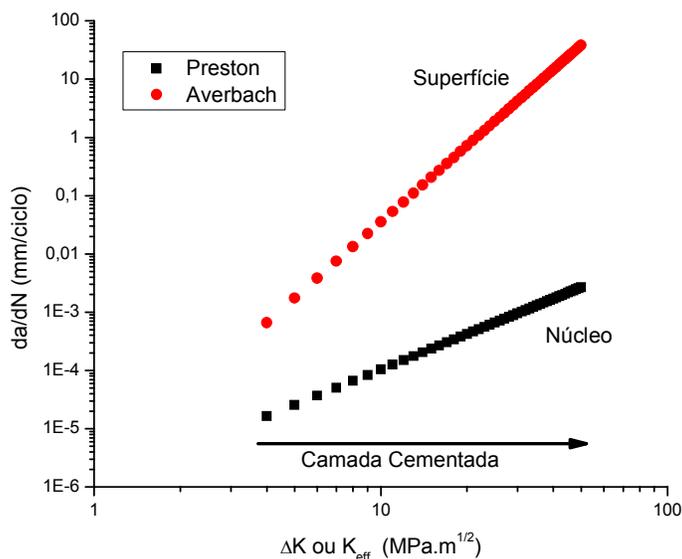


Figura 4.19 – Curvas $da/dN \times \Delta K$ para as equações (2.4) de Preston (1993) para camada cementada e (4.8) de Averbach (1980) para o aço SAE 52100. Notar a semelhança com a proposta da figura 4.18, se considerar que o sentido da camada cementada é da esquerda para a direita e o aço SAE 52100 representa a superfície.

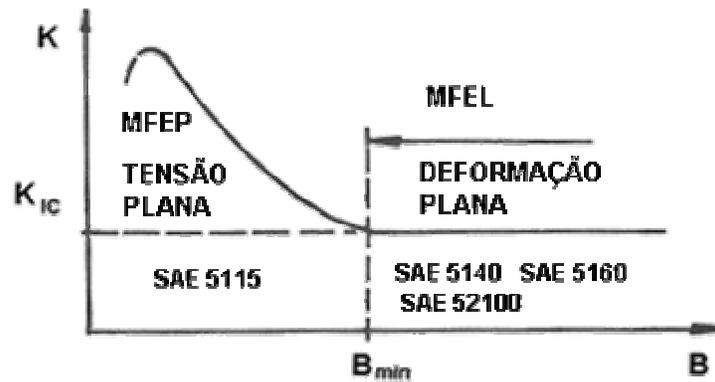


Figura 4.20 – Regiões de aplicação da MFEP e MFEL, e caracterização de cada aço nas condições da tabela 4.9.

Com base nos resultados da tabela 4.9 associado à figura 4.20 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} válidos, que nesta dissertação 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 dissertação inclui os quatro aços estudados, o que corresponde ir da superfície em direção ao núcleo. 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 conseqüentemente a microdureza na posição em questão dentro da camada cementada.

Este comportamento é mostrado nos gráficos da figura 4.21(A) que relaciona microdureza HV com K_{IC} e 4.21(B) que relaciona microdureza HV com $CTOD_C$. Era de se esperar que a variação do teor de carbono em função da dureza fosse semelhante às representadas pelas figuras 1.1 e 4.9 que respeitam a equação (1.1). Porém as figuras 4.21 (A) e (B) não representam exatamente o inverso das figuras 1.1 e 4.9 e equação (1.1) talvez pelo fato desta dissertação analisar apenas quatro pontos de uma camada cementada hipotética, somado às dificuldades de análise das amostras relatadas acima devido à fragilidade dos aços SAE 5140, 5160 e 52100. As figuras 1.1. e 4.9 são definidas por um número bem maior de pontos que as deixam mais próximas da equação (1.1).

Os resultados de microdureza da tabela 4.6 e de K_{IC} e $CTOD_C$ da tabela 4.9 foram correlacionados no programa de ajuste e regressão numérica OriginPro 7.5 permitindo a obtenção de dois polinômios que relacionam HV x K_{IC} e HV x $CTOD_C$ que são representados pelas equações (4.12) e (4.13) respectivamente.

- Microdureza HV1 com K_{IC} .

$$K_{IC} = 138,25 \cdot (HV1)^{-3,41 \cdot 10^{-4} \cdot (HV1)} \quad (4.12)$$

Com coeficiente de correlação $R = 0,991$ e erro padrão $E = 3,82 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$.

- Microdureza HV1 com $CTOD_C$.

$$CTOD_C = 1,07 \cdot 10^{-3} \cdot (HV1)^{-1,1 \cdot 10^{-3} \cdot (HV1)} \quad (4.13)$$

Com coeficiente de correlação $R = 0,968$ e erro padrão $E = 1,64 \cdot 10^{-5} \text{ m}$.

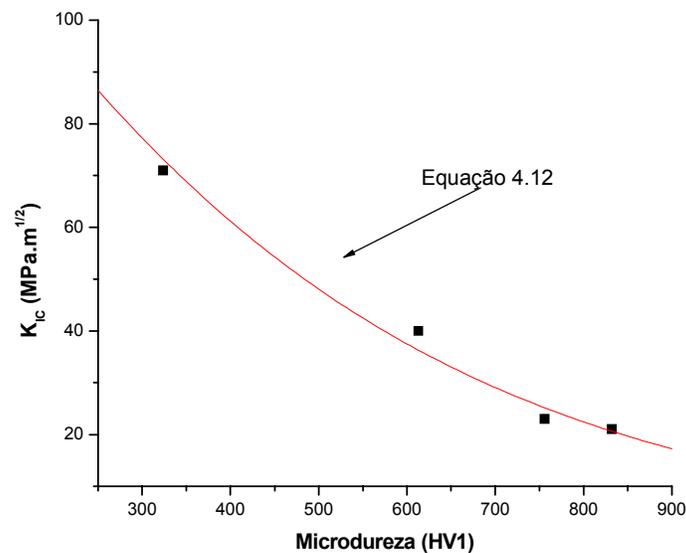


Figura 4.21.A - Variação de K_{IC} em função da microdureza HV1 na camada cementada hipotética. O valor 350 HV1 seria o núcleo não cementado e 850 HV1 seria a superfície cementada. Dados das tabelas 4.6 e 4.9. Os pontos são os valores obtidos, e curva é o ajuste da equação 4.12.

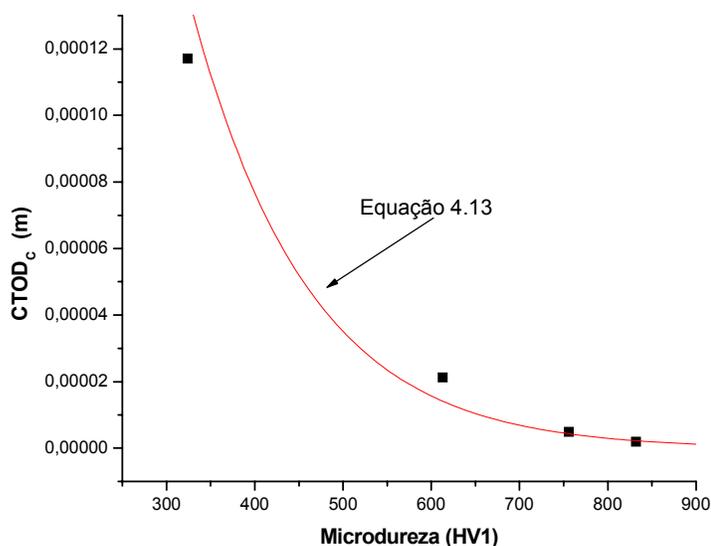


Figura 4.21.B - Variação de CTOD em função da microdureza HV1 na camada cementada hipotética. O valor 350 HV1 seria o núcleo não cementado e 850 HV1 seria a superfície cementada. Dados das tabelas 4.6 e 4.9. Os pontos são os valores obtidos, e curva é o ajuste da equação 4.13.

O significado das equações (4.12) e (4.13) é que para o aço SAE 5115 tratado termicamente segundo o ciclo da figura 3.4, em função da microdureza HV1 obtida na camada cementada é possível estimar o K_{IC} e o $CTOD_C$. A equação (4.12) é válida para microdureza superior a 550 HV1, sendo que este valor define a profundidade efetiva da camada cementada. E a equação (4.13) é válida para durezas a partir de 300 HV1 que é a dureza característica do núcleo. Aqui deve ficar claro que os resultados das regressões numéricas foram equações do tipo supergeométrica devido ao pequeno número de dados. Na possibilidade de se fazer estudo semelhante a este, mas com corpos de prova com maior variedade de teor de carbono, por exemplo, SAE 5110, 20, 30, ..., 90 e 100, é de se esperar que, para a relação microdureza HV1 com K_{IC} e com $CTOD_C$ uma equação com tendência oposta a essa equação 1.1 seja obtida.

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 vista 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 5115, 5140, 5160 e 52100, e que não apresentariam grandes dificuldades na posterior obtenção da trinca por fadiga e determinação da tenacidade a fratura. As dificuldades observadas nesta

dissertação seriam bastante reduzidas. 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. E a metodologia para determinação do CTOD crítico por via metalográfica proposta por Pardoen (2000), é aplicável para materiais bastante dúcteis, não sendo de possível aplicação nos corpos de prova desta dissertação. Porém poderia ser aplicado aos corpos de prova com teor de carbono abaixo do eutetóide (0,77%), desde que o tratamento térmico aplicado fosse o proposto por Erdogan (2002). Estas três abordagens discutidas neste parágrafo não foram aplicadas nesta dissertação.

4.6) Fractografia

As fractografias feitas com MEV das superfícies de fratura revelam aspecto dúctil no aço SAE 5115, e alternância de aspecto dúctil para frágil à medida que se vai do SAE 5140 para 5160 e 52100. Devido à grande fragilidade dos aços SAE 5140,5160 e 52100, que estão com dureza acima de 550 HV1, torna-se difícil perceber as diferenças fractográficas na região de propagação de trinca por fadiga e na região de fratura final. Levando-se estas características para uma camada cementada, poderia ser interpretado como sendo o 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 52100 tem muitos carbonetos como mostra a figura 4.4). 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. No núcleo não cementado há uma zona de fratura dúctil, devido talvez à nucleação, crescimento e coalescência de vazios microscópicos que iniciam em inclusões de MnS e MnS.Ca e Al₂O₃, pois conforme tabela 4.4 e certificados da Villares dos apêndices A1 a A4, estas são as únicas inclusões presentes. As microestruturas mostradas na figura 4.1 mostram esse comportamento no aço SAE 5115 que pode ser chamada de região

martensítica de baixo carbono. A zona de martensita abaixo da superfície pode ser comparada às micrografias mostradas nas figuras 4.2 e 4.3 dos aços SAE 5140 e 5160 respectivamente, onde é observada uma combinação dos dois mecanismos. E a região superficial de martensita mais carbonetos pode ser comparada às micrografias mostradas nas figuras 4.4.

Nos diagramas da figura 4.14 no item 4.5 estão esquematizadas as regiões nas quais foram feitas as respectivas análises fractográficas registradas por MEV. O diagrama 4.14(A) mostra o aspecto dos ensaios válidos para os aços SAE 5115, 5140, 5160 e 52100 todos com $W = 20$ mm; o 4.14(B) mostra o aspecto dos ensaios não válidos obtidos para o aço SAE 52100 com $W = 20$ mm; e o 4.14(C) mostra o aspecto do ensaio válido para SAE 52100 com $W = 10$ mm.

4.6.1) Fractografia do aço SAE 5115

O diagrama da figura 4.14(A) ilustra o aspecto básico observado na superfície de fratura dos corpos de provas de CTOD. Adjacente à superfície fresada tem-se uma faixa de 1 mm do corte por eletroerosão a fio, feita para facilitar a nucleação e propagação da trinca por fadiga, a região de fadiga nas dimensões exigidas em norma e a área de fratura final. As figuras de 4.22.A até 4.22.E mostram a partir da próxima página as imagens do MEV com as respectivas descrições sobre os aspectos observados nos corpos de prova fraturados.

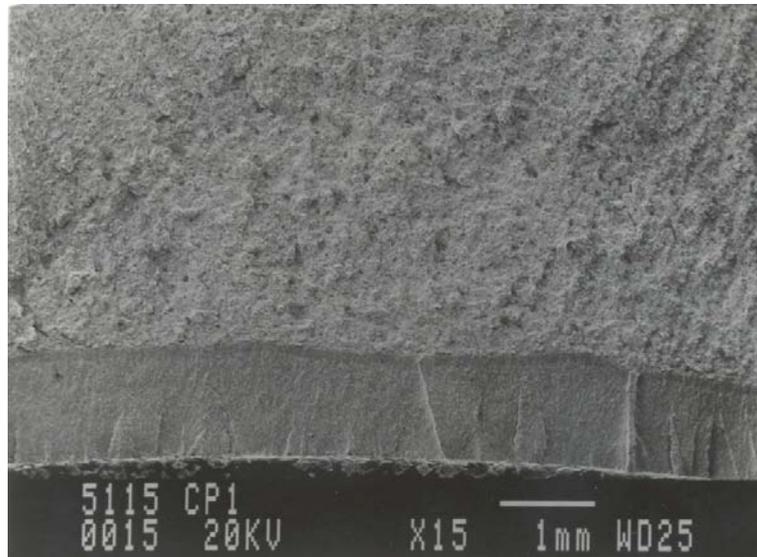


Figura 4.22.A – Fractografia dos corpos de prova de tenacidade à fratura para o aço SAE 5115. Aspecto macroscópico das 3 regiões.

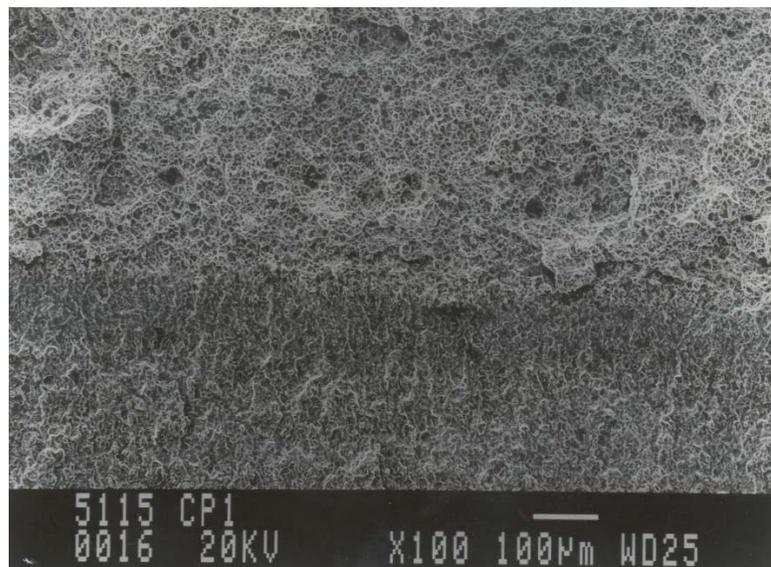


Figura 4.22.B – Fractografia dos corpos de prova de tenacidade à fratura para o aço SAE 5115. Aspecto microscópico da interface da trinca de fadiga com fratura final.

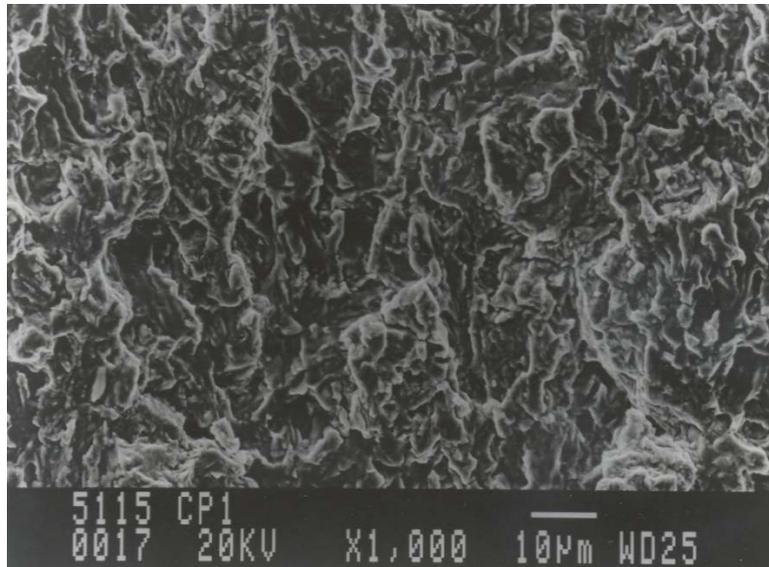


Figura 4.22.C – Fractografia dos corpos de prova de tenacidade à fratura para o aço SAE 5115. Região de fadiga com micromecanismo de fratura característico da zona de fadiga.

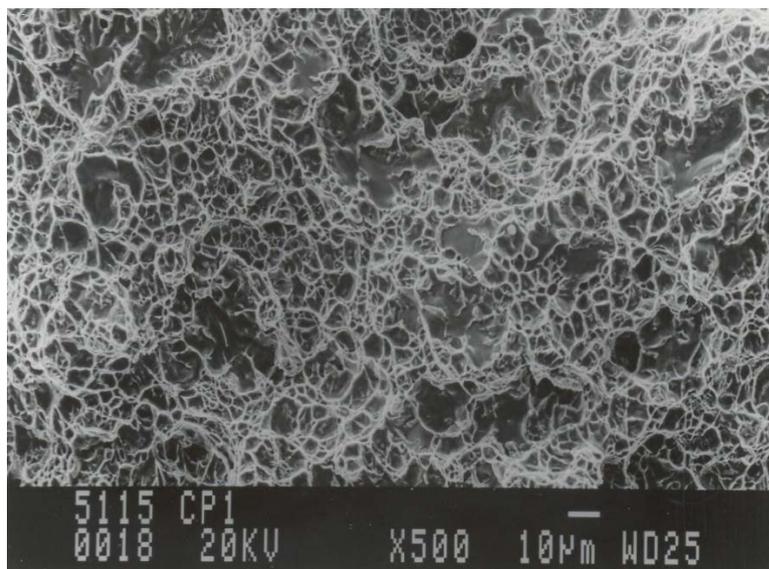


Figura 4.22.D – Fractografia dos corpos de prova de tenacidade à fratura para o aço SAE 5115. Região da fratura final, onde também predominam os alvéolos de fratura dúctil, sem mecanismo intergranular.

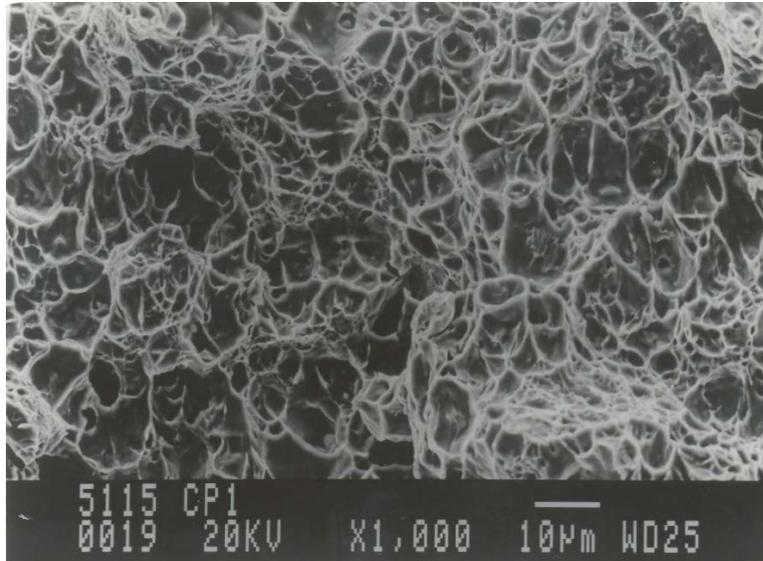


Figura 4.22.E – Fractografia dos corpos de prova de tenacidade à fratura para o aço SAE 5115. Idem a anterior, com maior aumento mostrando detalhes dos alvéolos, sem mecanismo intergranular.

Estas características de ductilidade justificam a determinação do K_{IC} inválido para as condições e resultados constantes das tabelas 4.7 e 4.9.

4.6.2) Fractografia do aço SAE 5140

As posições analisadas são as mesmas do diagrama da figura 4.14(A), e as figuras 4.23.A até a 4.23.E mostram a partir da próxima página as imagens do MEV com as respectivas descrições sobre os aspectos observados nos corpos de prova fraturados.

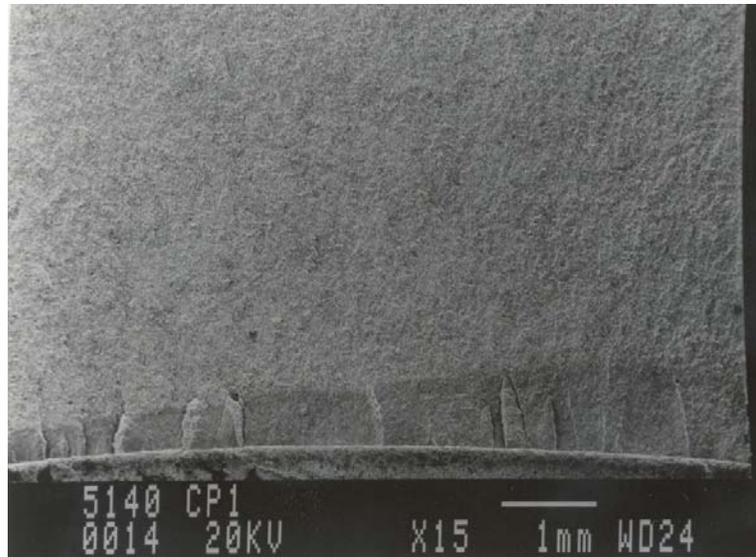


Figura 4.23.A – Fractografia dos corpos de prova de tenacidade à fratura para o aço SAE 5140. Aspecto macroscópico das 3 regiões. Apesar da trinca por fadiga estar inclinada, ainda está de acordo com os limites da norma.

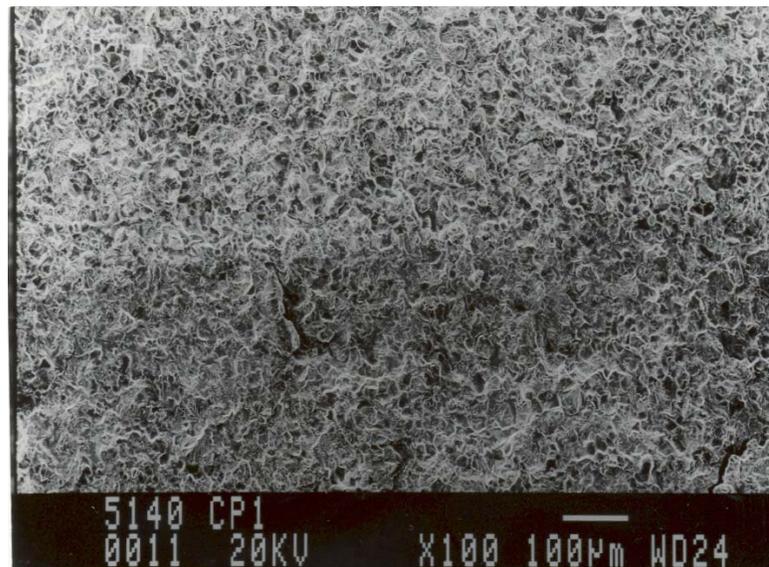


Figura 4.23.B - Fractografia dos corpos de prova de tenacidade à fratura para o aço SAE 5140. Aspecto microscópico da interface da trinca de fadiga com fratura final.

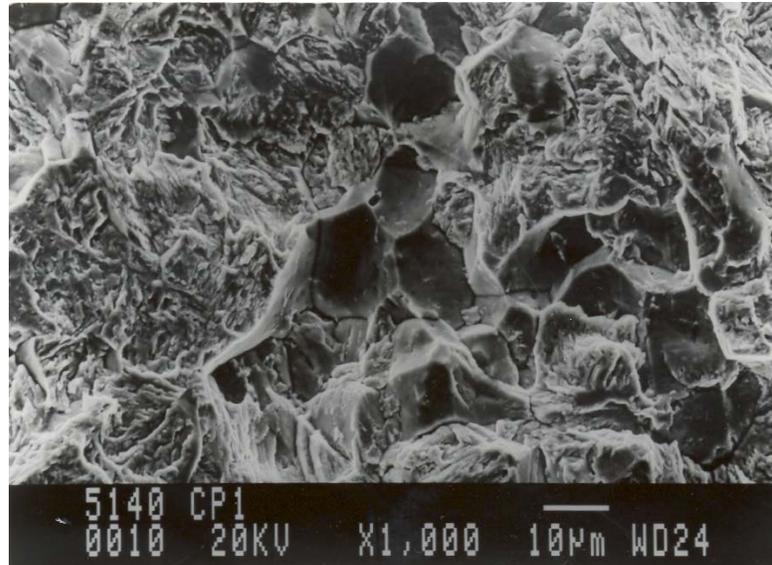


Figura 4.23.C – Fractografia dos corpos de prova de tenacidade à fratura para o aço SAE 5140. Região de fadiga com micromecanismo de fratura característico da zona de fadiga.

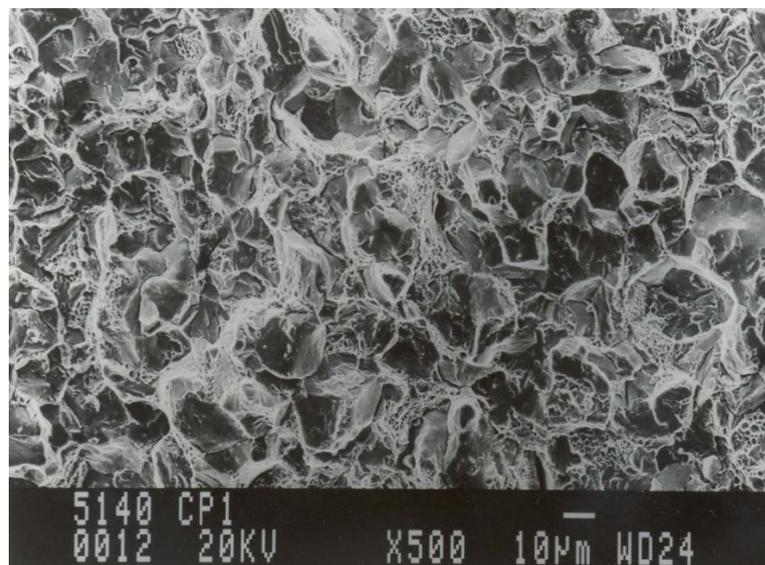


Figura 4.23.D – Fractografia dos corpos de prova de tenacidade à fratura para o aço SAE 5140. Região de fratura final, também com predominância de fratura alveolar, e poucas regiões com intergranular.

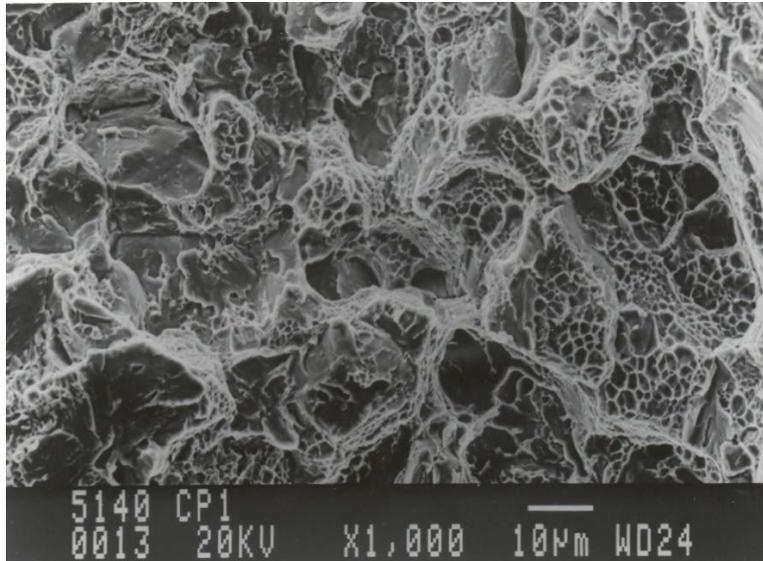


Figura 4.23.E – Fractografia dos corpos de prova de tenacidade à fratura para o aço SAE 5140. detalhe do anterior da região de fratura final, onde os alvéolos são bem identificados.

4.6.3) Fractografia do aço SAE 5160

Para as posições já indicadas no diagrama da figura 4.14(A), e as figuras de 4.24.A até 4.24.E mostram a partir da próxima página as imagens do MEV com as respectivas descrições sobre os aspectos observados nos corpos de prova fraturados.

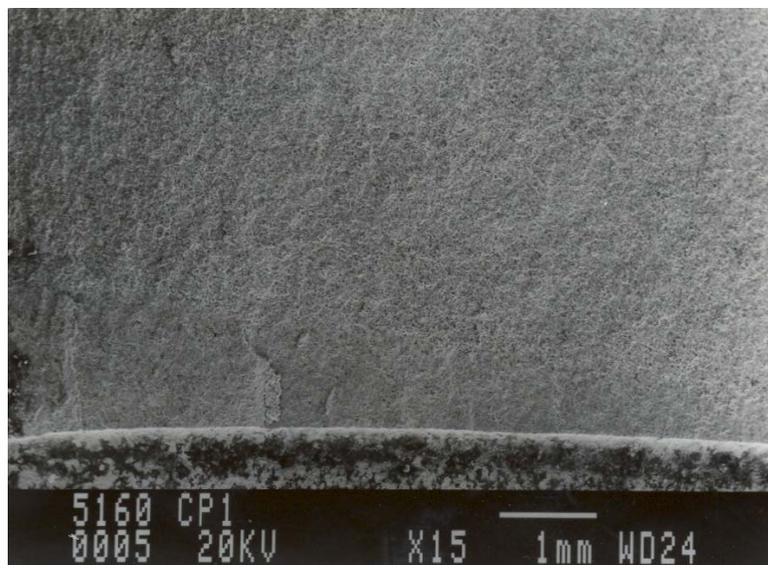


Figura 4.24.A - Fractografia dos corpos de prova de tenacidade à fratura para o aço SAE 5160. Aspecto macroscópico das 3 regiões. Apesar da trinca por fadiga estar inclinada, ela ainda está de acordo com os limites da norma.

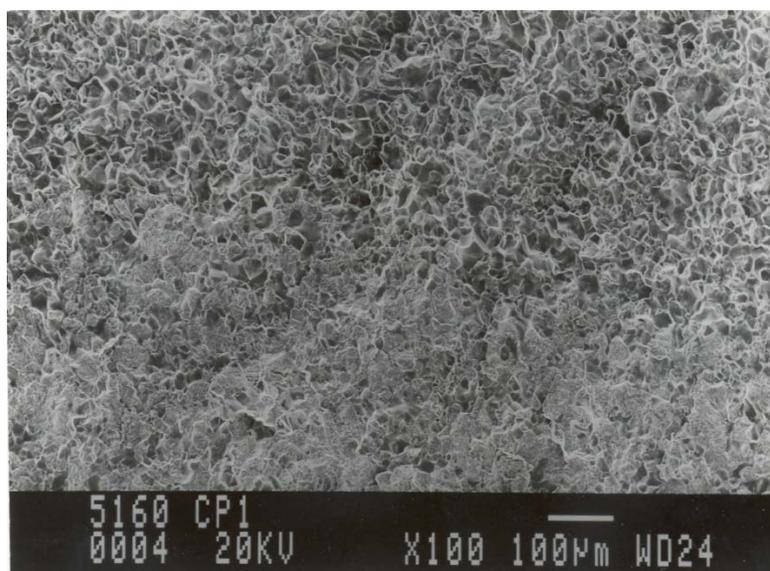


Figura 4.24.B - Fractografia dos corpos de prova de tenacidade à fratura para o aço SAE 5160. Aspecto microscópico da interface da trinca de fadiga com fratura final.

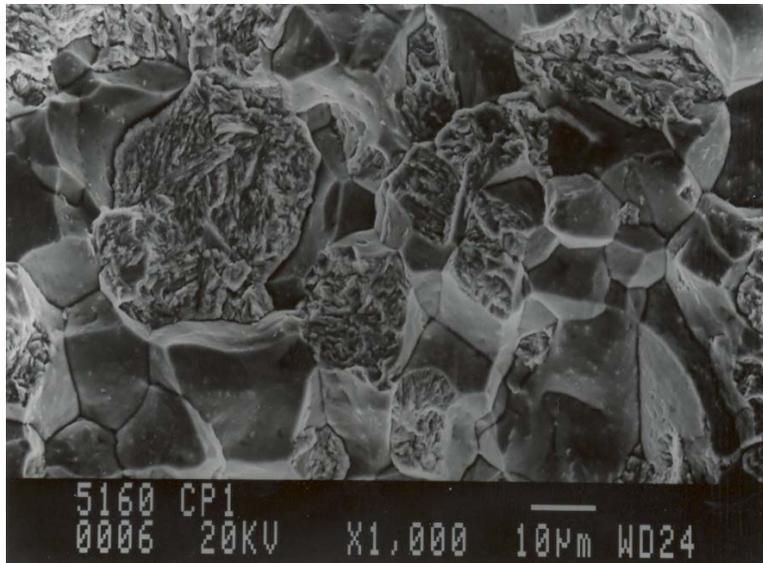


Figura 4.24.C – Fractografia dos corpos de prova de tenacidade à fratura para o aço SAE 5160. Região de fadiga com micromecanismo de fratura característico da zona de fadiga e fratura intergranular.

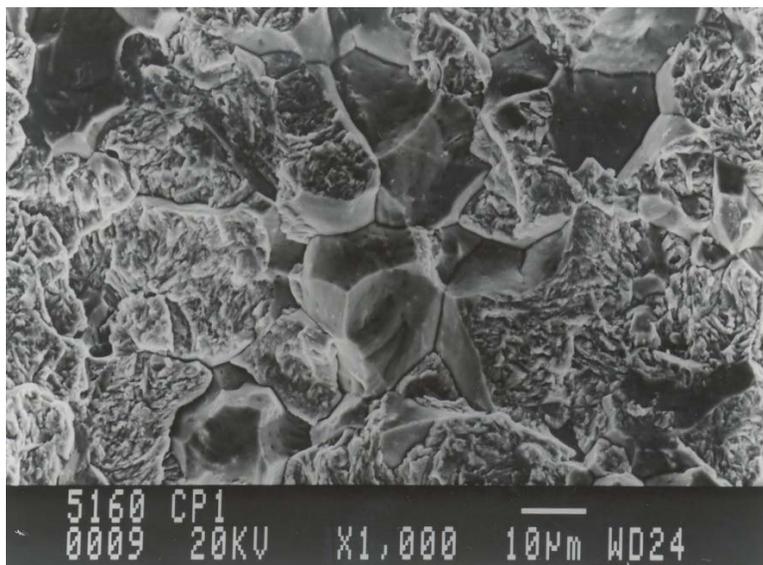


Figura 4.24.D – Fractografia dos corpos de prova de tenacidade à fratura para o aço SAE 5160. Região de fadiga com fratura intergranular.

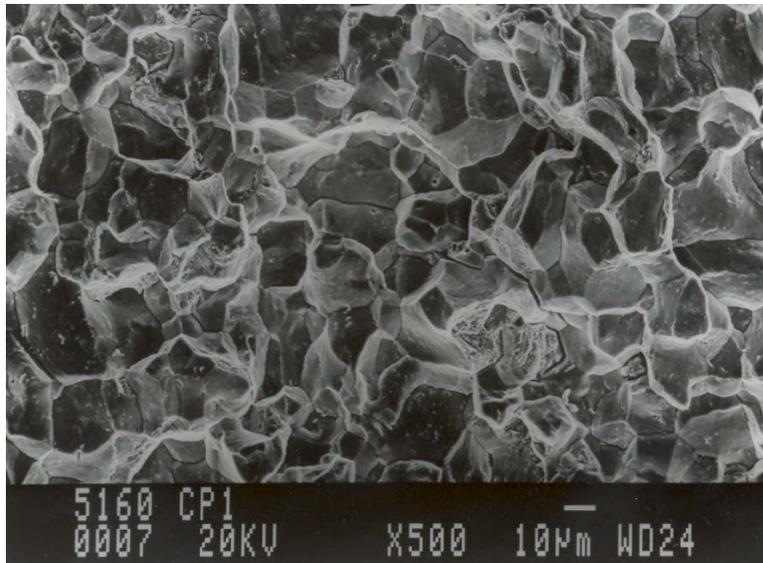


Figura 4.24.E – Fractografia dos corpos de prova de tenacidade à fratura para o aço SAE 5160. Região de fratura final, com predominância quase que total de fratura intergranular.



Figura 4.24.F – Fractografia dos corpos de prova de tenacidade à fratura para o aço SAE 5160. Idem a acima, com maior aumento, onde se detalha a predominância de fratura intergranular.

4.6.4) Fractografia do aço SAE 52100

Dos 9 corpos de prova com $W = 20$ mm de aço SAE 52100 ensaiados, 5 se apresentaram como a figura 4.14(A) com resultados válidos, e 4 como a figura 4.14(B) com resultados inválidos, estando em desacordo com a norma. Esse modo irregular de crescimento lateral da figura 4.14(B) ocorre devido à espessura do corpo de prova ser muito maior que aquela mínima especificada para validar o ensaio, associada à pequena zona plástica na ponta da trinca na região de deformação plana. Em vista disso, decidiu-se em aproveitar as metades dos corpos de prova $W = 20$ mm ensaiados, e cortar 14 corpos de prova $W = 10$ mm e entalhe na forma de chevron, como indicado no item 3.7.1 (figuras 3.7 e 3.8) para verificar os resultados quando a espessura é próxima da mínima calculada. Desse total de 14, apenas 1 teve propagação estável da trinca e válido como ensaio como mostrado na figura 4.14(C), com resultado igual ao obtido para o caso de $W = 20$ mm. Os corpos de prova com $W = 20$ mm apresentaram as características abaixo, cujas imagens do MEV são apresentadas nas figuras de 4.25.A até 4.25.F com as respectivas descrições.

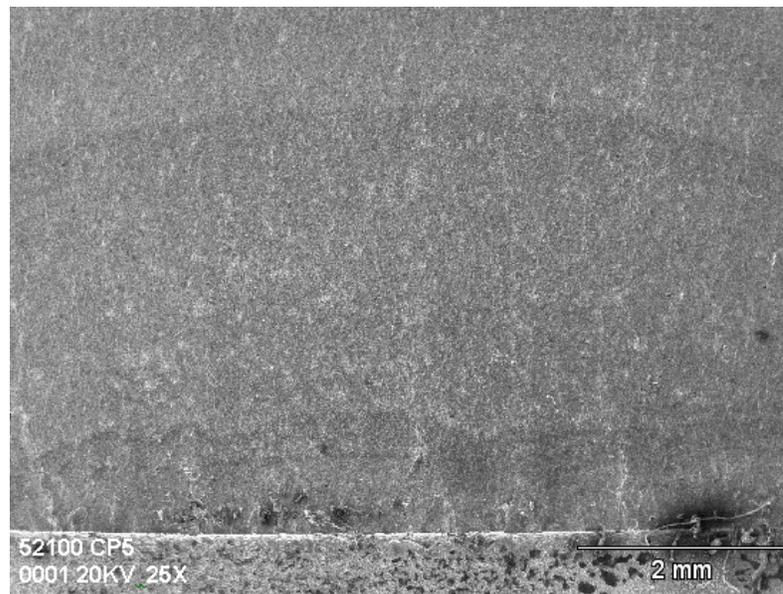


Figura 4.25.A - Fractografia dos corpos de prova de tenacidade à fratura para o aço SAE 52100 com $W = 20$. Aspecto macroscópico das 3 regiões da figura 4.14.A.

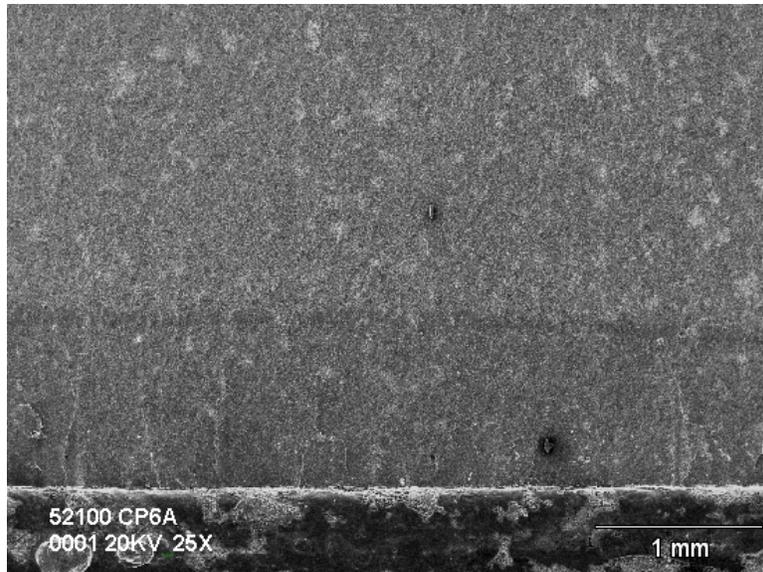


Figura 4.25.B - Fractografia dos corpos de prova de tenacidade à fratura para o aço SAE 52100 com $W = 20$. Aspecto macroscópico das 3 regiões da figura 4.14.A, para outra amostra diferente da figura 4.25.A.

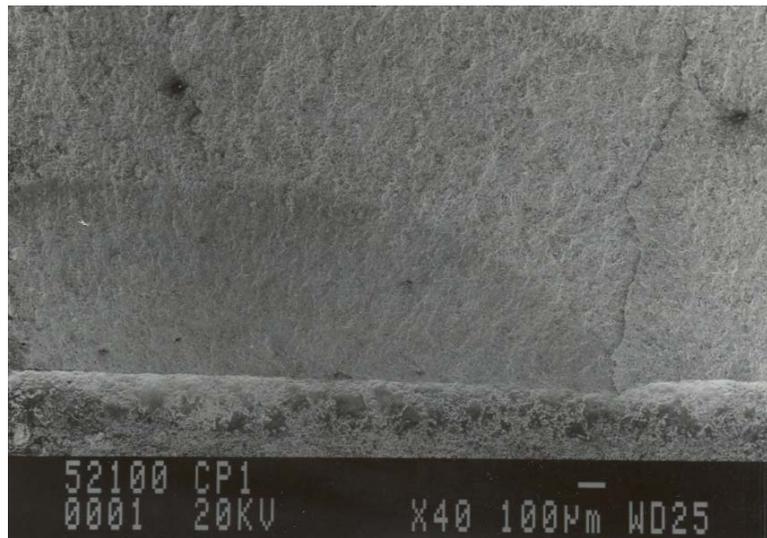


Figura 4.25.C - Fractografia dos corpos de prova de tenacidade à fratura para o aço SAE 52100 com $W = 20$. Aspecto macroscópico das 3 regiões da figura 4.14.B, com detalhe do crescimento irregular da trinca de fadiga, que invalida o resultado para a amostra em questão.

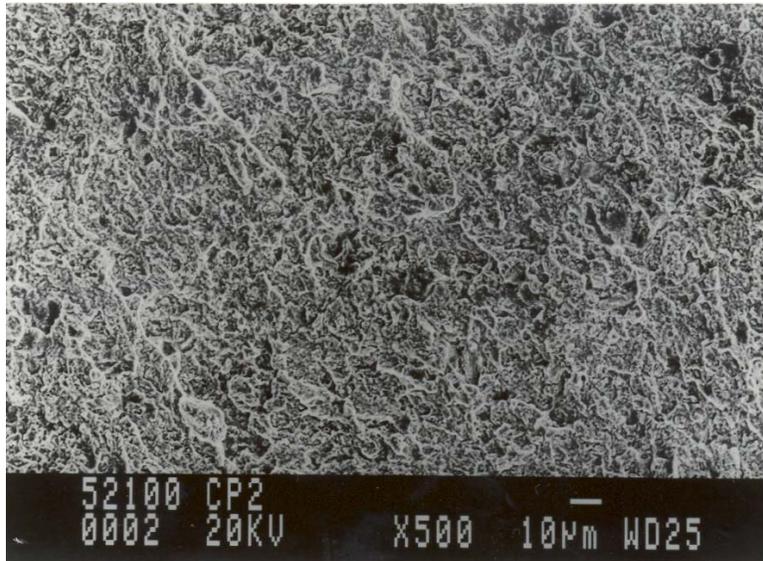


Figura 4.25.D – Fractografia dos corpos de prova de tenacidade à fratura para o aço SAE 52100 com $W = 20$. Região de fadiga, com aspecto mais liso do que a região de fratura final, o que é característico para esse tipo de aço.

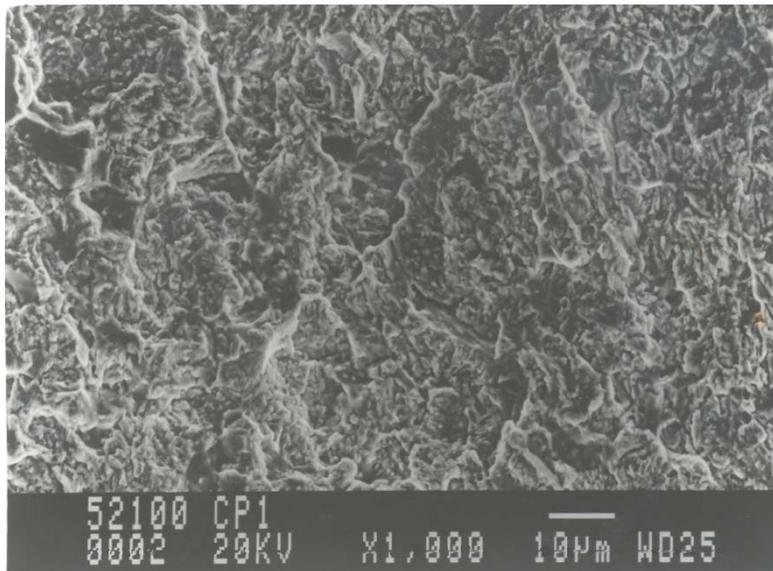


Figura 4.25.E – Fractografia dos corpos de prova de tenacidade à fratura para o aço SAE 52100 com $W = 20$. Região da fratura final, com predominância de fratura intergranular, apresentando pequenas regiões de alvéolos, possivelmente formados devido aos carbonetos existentes nesse material com 1,00 % de carbono.

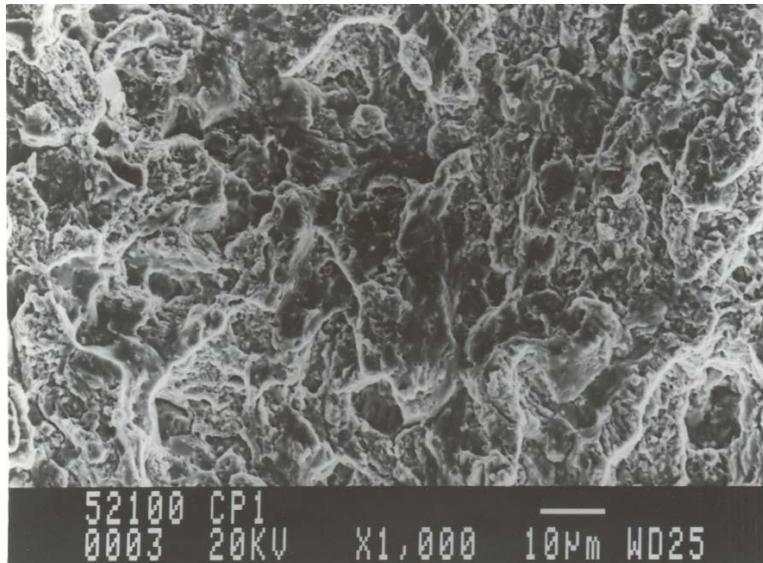


Figura 4.25.F – Fractografia dos corpos de prova de tenacidade à fratura para o aço SAE 52100 com $W = 20$.
Idem ao anterior.

As imagens do MEV dos corpos de prova com $W = 10$ mm são mostradas nas figuras de 4.26.A até 4.26.E com as respectivas descrições.

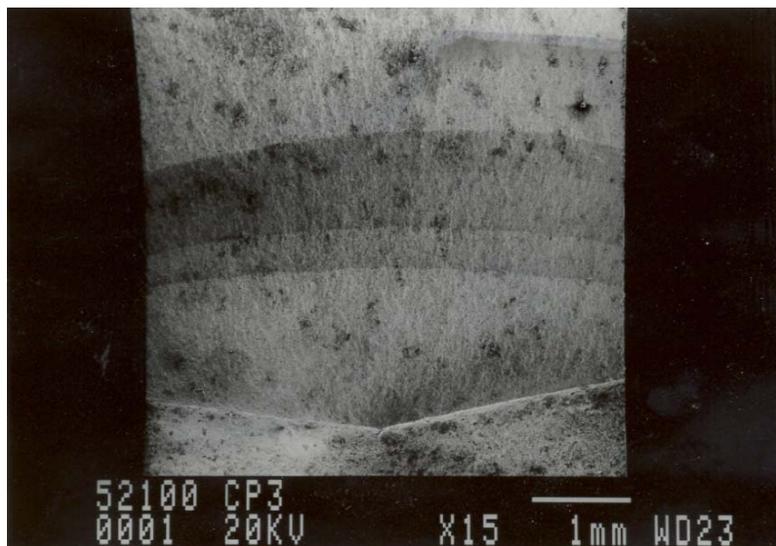


Figura 4.26.A - Fractografia dos corpos de prova de tenacidade à fratura para o aço SAE 52100 com $W = 10$ mm. Aspecto macroscópico das 2 regiões citadas no diagrama, com detalhe do crescimento regular da trinca de fadiga favorecida pelo chevron. As faixas de diferentes colorações são resultados das paralisações dos carregamentos cíclicos para se fazer a medição do comprimento propagado na lateral do corpo de prova.

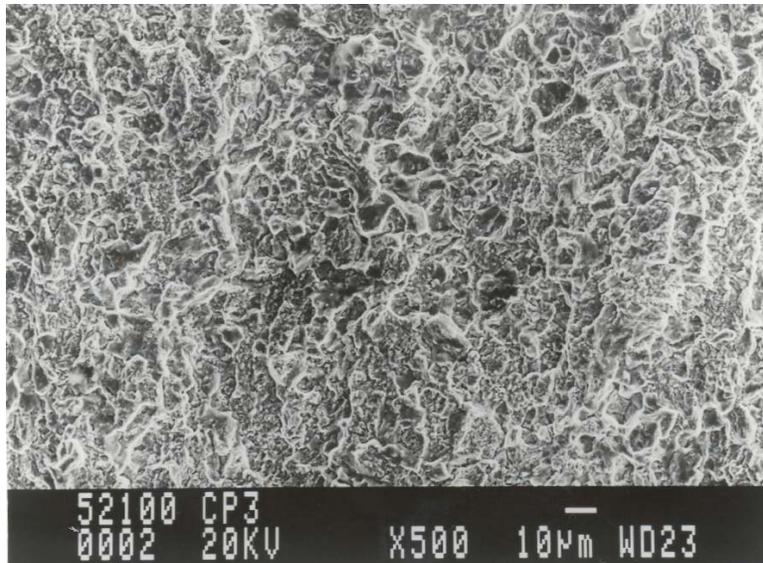


Figura 4.26.B – Fractografia dos corpos de prova de tenacidade à fratura para o aço SAE 52100 com W = 10 mm. Região de fadiga, onde predomina fratura intergranular, intercalada com regiões de aspecto alveolar.

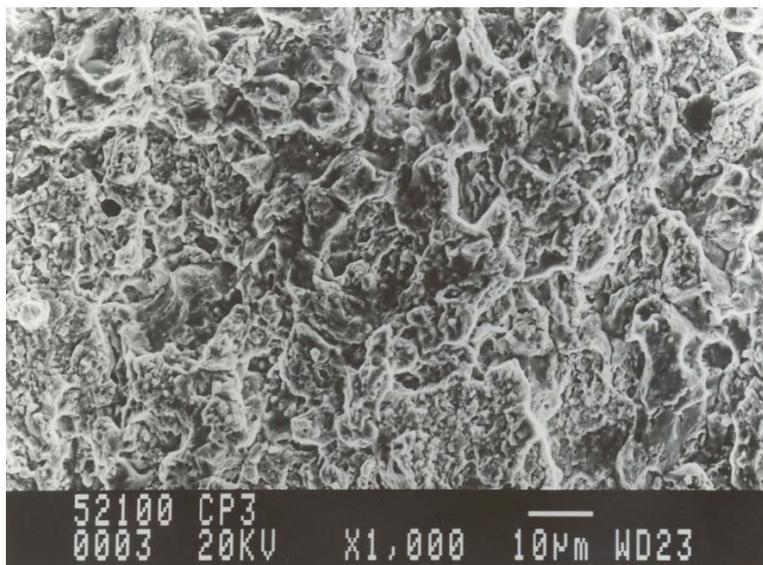


Figura 4.26.C – Fractografia dos corpos de prova de tenacidade à fratura para o aço SAE 52100 com W = 10 mm. Detalhe da mesma região descrita em 4.26.B.

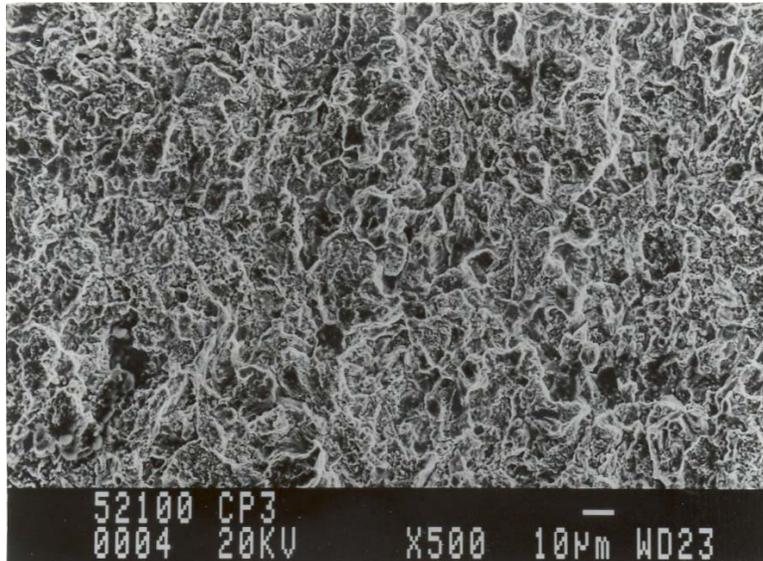


Figura 4.26.D – Fractografia dos corpos de prova de tenacidade à fratura para o aço SAE 52100 com $W = 10$ mm. Região de fratura final com fratura intergranular, intercalada com regiões de aspecto alveolar.

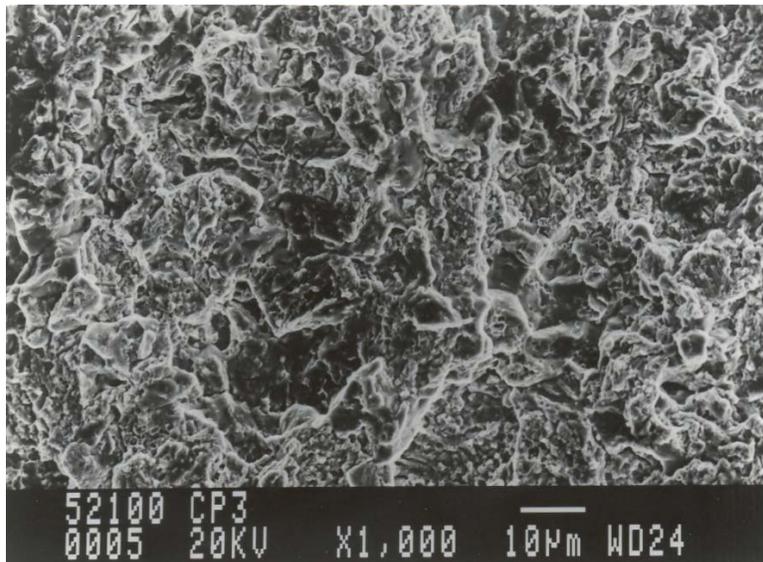


Figura 4.26.E – Fractografia dos corpos de prova de tenacidade à fratura para o aço SAE 52100 com $W = 10$ mm. Idem a 4.26.D com aumento maior.

A existência aqui de aspecto alveolar mais pronunciado do que nos aço 5160, talvez seja devido ao aço 52100 ter carbono mais elevado, portanto, mais carbonetos pró-eutetóides que após a fratura revelariam um aspecto alveolar, mas não devido à ductilidade mas talvez ao arrancamento

dos carbonetos. Não existem diferenças significativas entre as regiões de fadiga e de fratura final. Isso talvez justifique a grande dificuldade observada na obtenção de trinca de fadiga e sua propagação estável, onde no caso do corpo de prova com $B = 5$ mm, das catorze amostras ensaiadas em apenas uma foi possível a obtenção da trinca estável de fadiga.

4.7) Aplicação da Mecânica da Fratura (tamanho máximo da trinca)

Segundo Caminha (1989), a mecânica da fratura elástica linear tem aplicação nos casos onde predomina o regime elástico linear que ocorre nas ligas metálicas de alta resistência mecânica e baixa tenacidade à fratura. Ou seja, nos casos onde o tamanho da zona plástica na ponta da trinca é muito pequeno comparando-se com a espessura do componente, em que prevalece um estado de deformação plana na ponta de trinca e neste caso pode ser utilizada a equação (4.12). Com o abaixamento da resistência mecânica e conseqüente aumento da tenacidade, ocorre um substancial aumento no tamanho da zona plástica e afastamento das condições de utilização da mecânica da fratura elástica linear. Assim, como a maioria dos componentes mecânicos é fabricada com ligas de baixa ou média resistência mecânica e elevada tenacidade à fratura, é de se esperar que a maioria das rupturas ocorra predominantemente no campo da mecânica da fratura elasto-plástica, que é uma extensão natural da elástica linear. Neste estudo, sugere-se que ao longo da camada cementada do aço SAE 5115 de baixa liga e média resistência, há uma transição de MFEL para MFEP à medida que se diminui o teor de carbono, como mostrado pelos resultados da tabela 4.9, torna-se mais adequada a aplicação da MFEP para dimensionamento do tamanho máximo da trinca que leva a fratura instável. Este método baseia-se na hipótese que quando ocorre plasticidade significativa, o processo de fratura é controlado primeiramente pela intensa deformação adjacente à ponta da trinca, e que a separação das superfícies da trinca, na ponta da mesma, ou a abertura na ponta da trinca, é uma medida dessa deformação. A propagação da trinca inicia-se, em um valor crítico dessa abertura na ponta da trinca ($CTOD_C$), cujos valores para cada um dos aços estão indicados na tabela 4.9. Qualquer carregamento que provoque uma abertura da trinca $CTOD$ maior que o $CTOD_C$, causará a

propagação da trinca e a ruptura do componente. Como existe relação entre o valor de CTOD e a tenacidade à fratura K_{IC} , o conceito de CTOD crítico também pode ser utilizado como critério para previsão de ocorrência de fratura frágil, nas situações de carregamento elástico (tensão aplicada é inferior ao limite de escoamento). Isso é válido mesmo quando o nível de deformação plástica na ponta da trinca atinge valores suficientemente elevados para invalidar a utilização da mecânica da fratura linear elástica, como aconteceu para as amostras de aço SAE 5115 e que pode ser utilizada a equação (4.13). É, portanto, aplicável a materiais onde a zona plástica na ponta da trinca não pode ser desprezada, quando haja abertura das faces da trinca sem aumento de seu comprimento. No caso aqui estudado, que procura simular uma camada cementada, tende-se a ter um maior comportamento plástico à medida que decresce o teor de carbono, o que torna o método CTOD o mais indicado, do mesmo modo que seria esperado numa camada cementada real.

Os valores críticos de CTOD δ e da tenacidade à fratura K_{IC} de um material podem ser relacionados pela equação (4.14):

$$\delta_C = \frac{K_{IC}^2}{E \cdot \sigma_e} \quad (4.14)$$

e que a partir da equação (4.15) de Burdekin e Stone abaixo:

$$\delta = \frac{8\sigma_e \cdot a}{\pi \cdot E} \ln \left(\sec \frac{\pi \cdot \sigma}{2 \cdot \sigma_e} \right) \quad (4.15)$$

resulta na equação (4.16) do CTOD o adimensional ϕ :

$$\phi = \frac{\delta}{2\pi \cdot \varepsilon_e \cdot a} = \frac{4}{\pi^2} \ln \sec \left(\frac{\pi}{2} \cdot \frac{\sigma}{\sigma_e} \right) \quad (4.16)$$

que permite traçar a chamada Curva de Projeto de Dawes, que relaciona os valores da relação σ/σ_{LE} (ou $\varepsilon/\varepsilon_{LE}$), com os valores de ϕ a serem utilizados na equação acima que pode ser vista na

figura 4.27, onde para $\frac{\varepsilon}{\varepsilon_e} = \frac{\sigma}{\sigma_e} \leq 0,5$, tem-se o valor de ϕ definido pela equação (4.17)

$$\phi = \left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_e} \right)^2 = \left(\frac{\sigma}{\sigma_e} \right)^2 \quad (4.17)$$

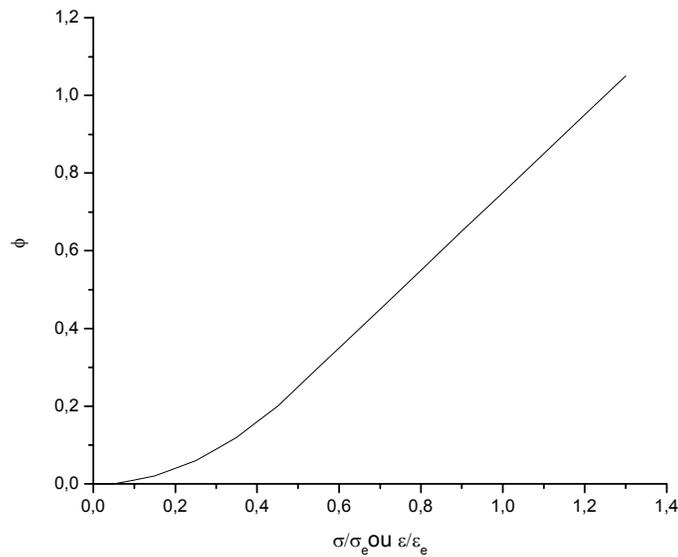


Figura 4.27 – Curva de projeto de Dawes para determinação do parâmetro ϕ , para cálculo do comprimento máximo da trinca admissível.

E para $\frac{\varepsilon}{\varepsilon_e} = \frac{\sigma}{\sigma_e} > 0,5$, tem-se o valor definido pela equação (4.18)

$$\phi = \left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_e} - 0,25 \right) = \left(\frac{\sigma}{\sigma_e} - 0,25 \right) \quad (4.18)$$

Valores válidos apenas quando $\sigma < \sigma_e$.

Com essa curva de projeto de Dawes, mais as expressões analíticas, é possível determinar os tamanhos máximos toleráveis de trincas em chapas ou estruturas. A sistemática para essa determinação, deve seguir a seguinte seqüência:

- Determinação em laboratório dos valores de σ_e , ε_e , e δ_C do material em análise, feito nos itens 3.5.1. e 3.5.3.
- Determinação da tensão e/ou deformação de projeto atuantes no componente, conforme projeto de engenharia.
- Determinação dos valores $\frac{\varepsilon}{\varepsilon_e}$ ou $\frac{\sigma}{\sigma_e}$, e obtenção do valor de ϕ na curva de projeto de

Dawes da figura 4.1.

- Com esse valor de ϕ , através das equações (4.19), (4.20) e (4.21) abaixo, obtém-se o tamanho máximo tolerável para a trinca:

$$a_C = \frac{\delta_c}{2\pi \cdot \varepsilon_e \cdot \phi} = \frac{E \cdot \delta_c}{2\pi \cdot \sigma_e \cdot \phi} \quad (4.19)$$

quando $\frac{\varepsilon}{\varepsilon_e} = \frac{\sigma}{\sigma_e} \leq 0,5$, e

$$a_C = \frac{\delta_c \cdot \varepsilon_e}{2\pi \cdot \varepsilon^2} = \frac{\delta_c \cdot E \cdot \sigma_e}{2\pi \cdot \sigma^2} \quad (4.20)$$

para $\frac{\varepsilon}{\varepsilon_e} = \frac{\sigma}{\sigma_e} > 0,5$

$$a_C = \frac{\delta_c}{2\pi(\varepsilon - 0,25 \cdot \varepsilon_e)} = \frac{\delta_c \cdot E}{2\pi(\sigma - 0,25 \cdot \sigma_e)} \quad (4.21)$$

O tamanho máximo de trinca obtido pelo critério de Dawes é conservador, sendo que o valor crítico da trinca que leva a ruptura é 2,5 vezes maior que o calculado. Além disso, as expressões acima são limitadas a situações onde as tensões atuantes não excedam σ_{LE} . Portanto a aplicação destas equações para os valores das tabelas 4.7 e 4.9 oferece uma boa margem de segurança. Para os materiais aqui estudados, aplicando-se a equação (4.21) aos resultados das tabelas 4.7 e 4.9, para uma suposta tensão de tração de 420 MPa em uma chapa que corresponde a quase 50 % do limite de escoamento, obtém-se os seguintes resultados de tamanho crítico de trinca:

- SAE 5115 : $a_C = 19,3$ mm;
- SAE 5140 : $a_C = 3,6$ mm;
- SAE 5160 : $a_C = 0,7$ mm;
- SAE 52100 : $a_C = 0,3$ mm.

O valor de CTOD_C (δ_C) a ser utilizado na equação (4.21) poderia também ter sido determinado pela equação (4.13) após avaliação da espessura da camada cementada pela medição de microdureza HV1. O significado desse resultado pode ser visto na figura 4.28, que mostra como cresce a sensibilidade a trincas, com aumento do teor de carbono. Em apenas 1 mm a sensibilidade à trinca aumenta 50 vezes. Por outro lado, os defeitos inerentes do processo de fabricação (mecânico ou metalúrgico), às vezes podem atingir dimensões da ordem de 0,20 – 0,30 mm, tais como riscos de usinagem, dobras e trincas dos processos de conformação, linhas de inclusões, oxidação, decarbonetação, redes de carbonetos, e estrutura bandeada.

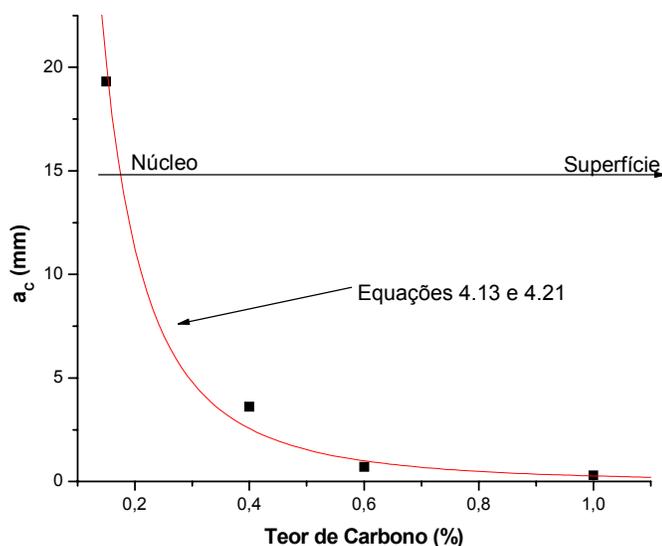


Figura 4.28 – Variação do tamanho máximo aceitável de trinca em função do teor de carbono da camada cementada, calculado por MFEP na qual a curva representa a equação (4.13).

Estas discontinuidades quando são submetidos a um carregamento, ficam sujeitas a uma competição estatística desde o momento da criação da trinca de fadiga até seu modo de propagação (estável ou instável).

Em teoria essas discontinuidades estariam dentro do campo crítico de uma posição atual, mas com a propagação a trinca teria um novo tamanho crítico, que se não for superado pela propagação, ocorreria a paralisação ou ancoramento da trinca e como consequência a não fratura do componente. Tal hipótese explicaria porque é raro peças cementadas falharem em grandes quantidades, mesmo sabendo-se da existência de defeitos inerentes do componente como os listados acima. A dificuldade é aplicar esta conclusão em componentes com geometrias complexas (como engrenagens por exemplo), onde a falta de fatores de forma para superfícies tridimensionais, dificulta a previsão em fadiga desses componentes. Mas os resultados aqui demonstram que a ordem de grandeza da sensibilidade a trincas no núcleo é cerca de 50 vezes menor que da superfície para as condições estudadas. Ou seja, na região do núcleo as trincas maiores ainda são estáveis.

Os resultados obtidos para K_{IC} válidos para os aços SAE 5140, 5160 e 52100 indicados na tabela 4.9, podem também ser utilizados para análise do comportamento da trinca na camada cementada. Da MFEL tem-se que o K_{IC} , tensão aplicada e comprimento da trinca se relacionam segundo as equações (4.22) e (4.23).

$$K_{IC} = \sigma_C \sqrt{\pi \cdot a_C \cdot f(a/w)} \quad (4.22)$$

$$a_C = \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_C} \right)^2 \cdot \frac{1}{\pi \cdot (f(a/w))^2} \quad (4.23)$$

Aplicando-se os valores da tabela 4.9 na equação 4.23 para a mesma tensão de 420 MPa, obtêm-se os seguintes comprimentos críticos de trinca:

- SAE 5140: $a_C = 2,9$ mm;
- SAE 5160: $a_C = 0,9$ mm;
- SAE 52100: $a_C = 0,8$ mm.

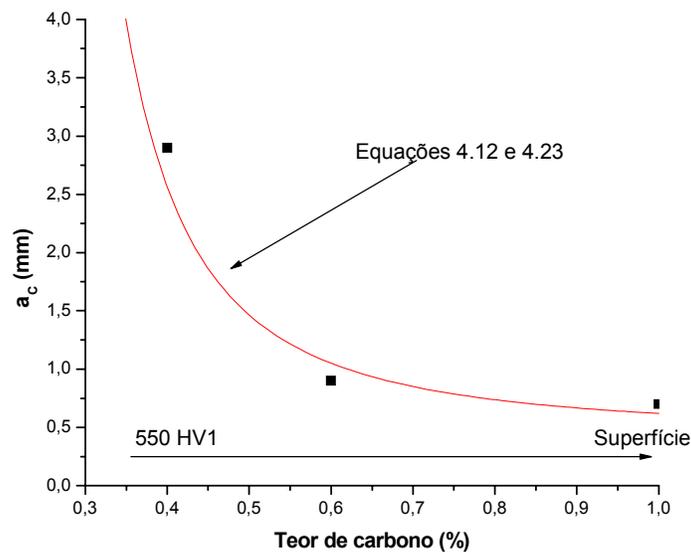


Figura 4.29 – Variação do tamanho máximo aceitável de trinca em função do carbono da camada cementada, calculado por MFEL na qual a curva representa a equação (4.12).

O valor de K_{IC} a ser utilizado na equação (4.23) poderia também ter sido determinado pela equação (4.12) após avaliação da espessura da camada cementada pela medição de microdureza HV1. O significado desse resultado pode ser visto na figura 4.29, que a exemplo da figura 4.28 mostra como decresce a sensibilidade a trincas, com aumento do teor de carbono. Porém, como a

figura 4.29 representa MFEL, apenas os valores de K_{IC} válidos podem ser utilizados. Isso restringe a aplicação das equações (4.12) e (4.23) para durezas mínimas de 550 HV1 que corresponde à espessura efetiva da camada cementada como citado anteriormente.

Aqui também a sensibilidade à trinca diminui com o teor de carbono, indicando que uma trinca superficial pode ser paralisada ou ancorada, quando durante sua propagação, atingir um ponto que tenha um valor de K_{IC} mais elevado. As demais considerações feitas para a figura 4.28 valem neste caso para a figura 4.29.

Lembrar que através do método de elementos finitos, obtém-se exatidão no dimensionamento da peça, mas até o momento não existe uma grande variedade de fatores de forma que permitam o uso dos valores de tenacidade à fratura para componentes de geometrias complexas. Talvez seja por este motivo que nos trabalhos de pesquisa aplicada desenvolvida pelos países asiáticos, como descrito no item 2.1, seja identificar o comportamento sob fadiga de determinados tipos de geometria para componentes mecânicos com predominância para engrenagens.

4.8) Análise de custos da pesquisa

A proposta desta dissertação é fornecer uma metodologia para avaliação dos gradientes de tenacidade à fratura ao longo da camada cementada, e foi aqui apresentada após análise de resultados de apenas quatro pontos em uma curva definidos por meio de amostras de apenas quatro aços diferentes, cujos critérios de determinação foram apresentados nas etapas anteriormente descritas. Porém para determinação desses quatro pontos foram necessários recursos conjuntos da Unicamp, da Bosch e da Villares cujos custos diretos para execução são apresentados na tabela 4.11. Nesta tabela estão descritos os custos individuais desde a obtenção da matéria-prima para retirada das amostras até os custos dos ensaios.

Os custos da tabela 4.11 são os diretamente envolvidos nos recursos materiais envolvidos, e adicionalmente existem os custos indiretos relativos ao tempo despendido no planejamento da

pesquisa, levantamento bibliográfico, análise dos resultados e composição da dissertação, que correspondem às atividades do autor deste trabalho na condição de engenheiro da Bosch. Uma estimativa seria da ordem de R\$ 60.000,00 em dois anos de pesquisa juntamente com outras atividades profissionais, que somados ao total da tabela 4.11 resultaria em torno de R\$ 80.000,00.

Tabela 4.11 – Demonstrativo de custos diretos consumidos na pesquisa para as atividades descritas no capítulo 3.

Entidade	Atividade executada	Custo (R\$)
Aços Villares	Fornecedor de 50 kg de cada tipo de aço SAE 5115, 5140, 5160 e 52100 num total de 200 kg	600,00
Robert Bosch	Usinagem dos corpos de prova de K_{IC} Frezamento de 30 corpos de prova de K_{IC} 2.028,00 Frezamento do entalhe nos 30 corpos de prova 200,00 Confecção de 2 roscas M3 para cada corpo de prova 200,00 Incisão por eletroerosão a fio em cada corpo de prova 350,00 Corte por eletroerosão a fio de 14 corpos de prova B=5 800,00	
	Usinagem dos corpos de prova de tração Frezamento de 30 tarugos quadrados 2.028,00 Torneamento de 30 corpos de prova 1.014,00 Polimento com lixa dos 30 corpos de prova 30,00	
	Aplicação de cobre eletrolítico nos corpos de prova 150,00	
	Tratamento térmico dos corpos de prova 1.224,00	
	Ensaio de microdureza 60,00	
	Análise metalográfica com fotos 300,00	
Unicamp	Ensaio de tração, obtenção de trinca por fadiga e ensaio de K_{IC} na máquina MTS no tempo de 60 horas 9.000,00	
	Fractografia em MEV no tempo de 4 horas 400,00	
Total de Custos Diretos		18.324,00
Custos Indiretos	Planejamento, levantamento bibliográfico, composição da dissertação (atividades que não envolvem recursos materiais) 60.000,00	
Total de Custos da Pesquisa		78.324,00

Tal valor para uma pesquisa com quatro tipos de aços e um número pequeno de corpos de prova já é bastante expressivo indicando uma pesquisa mais sofisticada e ampla pode ser inviabilizado por falta de recursos se não houver uma parceria como a aqui composta por Unicamp, Bosch e Villares.

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 no estado temperado e revenido em temperaturas abaixo de 200 °C. Operacionalmente, foi verificada uma grande fragilidade dos materiais devido às condições impostas pelo tratamento térmico, que resultaram em dificuldades na obtenção de trincas com crescimento estável e propriedades de tração confiáveis. Estes fatos quase inviabilizaram a execução do trabalho. Esse inconveniente da fragilidade foi contornado através dos seguintes artifícios:

- Nos corpos de prova de tenacidade à fratura fez-se uma incisão com eletroerosão a fio nos entalhes pré-usinados para se ter um facilitador da nucleação da trinca de fadiga.
- Nos corpos de prova de tração fez-se polimento com lixa de modo a se obter acabamentos superficiais com rugosidades $R_z = 10$ e $R_z = 3 \mu\text{m}$.

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 o relatado pelos autores citados no capítulo 2.

Assumiu-se que a partir do uso de amostras retiradas numa mesma família de aço com variação apenas do teor de carbono, seria possível simular o comportamento da tenacidade à fratura ao longo de uma camada cementada. Para a comprovação da hipótese, utilizou-se aços da família SAE 51xx, no caso em questão SAE 5115, 5140, 5160 e 52100 devido a falta do SAE 51100. Assumiu-se também variar apenas o teor de carbono de modo significativo, conforme justificado pelo fator de liga, morfologia dos carbonetos de cromo e de ferro, e pelo comportamento dos elementos de liga em função do potencial de carbono da atmosfera cementante. Constatou-se também que as durezas individuais dos corpos de prova, coincidem com a curva de dureza obtida após a cementação, têmpera e revenimento de pinhões do mesmo aço SAE 5115. Tal fato mostrou consistência na proposta de se fazer análises discretas para entender o comportamento contínuo ao longo da camada cementada, no que diz respeito à variação da tenacidade à fratura.

A dificuldade de nucleação e propagação da trinca de fadiga nos aços aqui estudados que simulam a camada cementada, pode ser correlacionada com a mesma dificuldade relatada pelos autores citados no capítulo 2. Esses autores também constataram instabilidade da trinca de fadiga na superfície mais externa da camada cementada onde o teor de carbono é elevado e que são comparáveis às dificuldades observadas nesta dissertação para o aço SAE 52100. Para este aço o valor de ΔK_{TH} é próximo do K_{IC} , e a curva $da/dN \times \Delta K$ possui uma grande inclinação que caracteriza a instabilidade da propagação da trinca de fadiga na superfície da camada cementada. À medida que trinca avança na camada cementada onde diminui o teor de carbono e dureza, com conseqüente aumento da tenacidade à fratura, verifica-se que diminuem as inclinações das curvas $da/dN \times \Delta K$, permitindo interpretar que uma trinca pode ser retardada ou ancorada ao atingir um local de maior resistência à propagação da trinca.

Observou-se que à medida que uma trinca avança ao longo da camada cementada, ela sai de um local onde predomina a MFEL até atingir um local abaixo da camada cementada onde predomina a MFEP. Assumindo que estes resultados são válidos para uma camada cementada,

então em 1 mm de espessura da camada as dimensões da zona plástica aumentam em 17 vezes quando a trinca avança em direção ao núcleo. 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 abaixo da superfície. Isso desde que seu comprimento fique abaixo do crítico para a região em questão, de modo a não ocorrer fratura frágil. Essa previsão pode ser feita com as equações propostas que relacionam o comprimento da trinca crítica em função da dureza na camada cementada. Tal hipótese talvez seja verdadeira, uma vez que o processo de cementação é largamente utilizado nas indústrias, 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).

As análises das microestruturas confirmam as características esperadas para as aparências das estruturas martensíticas em função do teor de carbono, quando revenida abaixo de 200 °C. Confirma também a grande heterogeneidade microestrutural que é observada nas pequenas espessuras da camada cementada. As diferenças de morfologias que são verificadas para as martensitas obtidas para teores de carbono de 0,15, 0,40, 0,60 e 1,00 % atestam esse fato.

Confirmou-se ainda que a tenacidade à fratura varia de modo inversamente proporcional ao teor de carbono e microdureza, indicando que o modelo proposto pode ser utilizado para previsão do comportamento da tenacidade à fratura de camada cementada. E também que é possível obter por regressão com boa correlação e pequeno erro, um polinômio que possa ser utilizado nessa previsão. Porém esses dados são válidos apenas para avaliar a tenacidade à fratura da camada cementada do aço SAE 5115 e podem ser utilizados para outras geometrias mais complexas desde que seja aplicado o fator de forma correspondente. O comprimento crítico de trinca obtido para cada, demonstra que os defeitos inerentes, tais como oxidação, descarbonetação, carbonetos, inclusões e marcas de usinagem, podem ter o comportamento de pré-trincas. E devido à variedade e distribuição aleatória desses defeitos ao longo da camada cementada, justificam as hipóteses descritas no texto de que talvez a nucleação e a propagação da trinca de fadiga ocorram devido uma competição estatística destes defeitos quando submetidos a tensões locais de tração. Essa

competição pode acelerar ou não o crescimento da trinca, caso seus efeitos possam ser somados ou subtraídos, associados aos efeitos das tensões residuais de compressão características das camadas cementadas. A resistência à propagação de trinca diminui com o teor de carbono, indicando que uma trinca superficial pode ser paralisada ou retardada, quando durante sua propagação atingir um ponto que tenha um valor de K_{IC} mais elevado. Esta observação vem também justificar a dificuldade de se conduzir teste de fadiga de modo estável em aços cementados, temperados e revenidos. É difícil determinar se o da/dN pontual aplicado em um ensaio faria a trinca ultrapassar ou não o seu comprimento crítico naquele local. No caso de outros tipos de aços para cementação, tais como SAE 4320, 8620, 9310 e outros, seria viável fazer um estudo semelhante para determinação dos polinômios característicos desses aços.

As fractografias confirmaram a predominância do mecanismo de fratura intergranular para teores de carbono acima de 0,40 %, como é esperado para aços de baixa liga cementados e temperados. Para o aço SAE 5115 predominou o micromecanismo de fratura alveolar. Para os aços SAE 5140, 5160 e 52100, verifica-se o micromecanismo predominantemente intergranular com uma certa quantidade de alvéolos sendo que o percentual de cada micromecanismo observado (intergranular ou alveolar) está associado à austenita retida transformada em fase mais dúctil durante o revenimento, ou carbonetos esféricos arrancados durante a propagação da trinca no corpo de prova de tenacidade à fratura.

5.2) Sugestões para Próximos Trabalhos

Por se utilizar apenas 4 tipos de aços foram obtidos apenas 4 pontos nas curvas da figura 4.21.A e B, e por isso verifica-se que as equações (4.12) e (4.13) não são exatamente o inverso da equação (1.1), como inicialmente idealizado neste trabalho. Fazendo-se o mesmo experimento desta dissertação para uma maior variedade de teores de carbono em uma mesma família de aço, talvez sejam obtidos polinômios que mais se aproximam do inverso da equação (1.1). Porém, é pouco provável uma usina siderúrgica fabricar séries de aços de cementação (SAE 51xx, SAE 43xx, SAE 86xx, SAE 93xx, etc) variando o teor de carbono de 0,10 a 1,00 %. Uma forma de executar tal opção seria a fusão de dez pequenos lingotes, de 50 a 100 kg, fabricados em fornos

de laboratório com variação apenas do teor de carbono de 0,10 a 1,00 %. E após a laminação desses lingotes para obtenção de barras, repetir os procedimentos descritos no capítulo 3.

Os resultados dos ensaios de tração apresentados no item 4.4 são reconhecidamente abaixo do esperado mesmo com acabamento superficial de rugosidade $R_z = 3 \mu\text{m}$ nos corpos de prova. Para que sejam obtidos resultados mais exatos, os corpos de prova após serem usinados com a rugosidade $R_z = 3 \mu\text{m}$, devem ser polidos com pasta de lapidação que permite obter acabamentos com rugosidade $R_z < 0,20 \mu\text{m}$. Assim o efeito de entalhe discutido no item 4.4 (com base nos resultados da tabela 4.7) talvez possa ser minimizado, permitindo a obtenção de valores de propriedades de tração na ordem de grandeza daqueles indicados na tabela 4.8.

Por outro lado, os corpos de prova de tenacidade à fratura podem ser confeccionados da forma com espessuras menores, como calculadas as espessuras mínimas listadas na tabela 4.9. Para facilitar a usinagem dos pequenos corpos de prova, o entalhe pode ser feito com eletroerosão a fio com diâmetro da ordem de 0,1 mm. Nestas condições fazer o ensaio monotônico sem nucleação da trinca de fadiga, para cálculo direto do K_{IC} .

Os corpos de prova (de tração e de tenacidade à fratura) revestidos eletroliticamente com cobre devem ser submetidos ao ciclo de tratamento térmico descrito na figura 3.4 para levantamento da curva de microdureza em função dos teores de carbono. Outra opção adicional de tratamento térmico que pode ser utilizada é fazer o aquecimento para têmpera entre as temperaturas A_{C1} e A_{C3} dos vários aços, a exemplo do estudo de Erdogan (2002), que por permitir a formação de constituintes pró-eutetóides em condição de equilíbrio, resultam em estruturas de maior ductilidade minimizando a fragilidade que foi verificada nesta pesquisa. Esta opção deve resultar num maior poder de retardamento ou ancoramento de uma trinca em propagação, tendo como consequência valores de K_{IC} mais elevados.

Fazer a determinação dos valores de tenacidade à fratura para cada um dos aços desde o SAE xx10 até o SAE xx100 e através de regressão estimar um polinômio que melhor relacione os resultados de microdureza com os resultados de K_{IC} e $CTOD_C$. Utilizando-se essa variação de

carbono de 0,10 a 1,00 %, seria possível determinar com maior precisão a partir de qual teor de carbono, ou valor de microdureza correspondente, ocorre a transição de MFEL para MFEP que não determinado com precisão na figura 4.20. Um maior aprofundamento pode ser feito com a construção de diagramas semelhantes ao mostrado na figura 4.17 e 4.18, de modo que seja possível estimar os parâmetros C e m da equação de Paris, para cada um dos aços desde o SAE xx10 até o SAE xx100 para mesmos valores de da/dN e ΔK . Assim seria possível se ter todas as equações de Paris ao longo da camada cementada. Com a integração de cada uma dessas equações seria possível estimar a vida em fadiga (valores de N_f) para cada região ao longo da camada cementada.

Um trabalho mais simples seria analisar as equações (4.12) e (4.13) conjuntamente com a equação (2.3) de Masuyama et al (2002) e equação (2.1) de Larsson (1994) que relacionam limite de resistência à fadiga de camadas cementadas com valores de microdureza HV. Porém, não pode ser desconsiderada a associação benéfica das tensões residuais de compressão características do processo de cementação que sempre devem ser somadas algebricamente às tensões atuantes sobre o componente analisado.

Referências Bibliográficas

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**. Standard Practice of Preparation of Metallographic Specimens. West Conshohocken, 2001. 26 p.

American Society for Testing and Materials. **ASTM E8-01**. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. West Conshohocken, 2001. 22 p.

American Society for Testing and Materials. **ASTM E45-97**. Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel. West Conshohocken, 1997. 48p.

American Society for Testing and Materials. **ASTM E92-82**. 1982 Standard test method of Vickers. Hardness of metallic materials. West Conshohocken, 1982. 31 p.

American Society for Testing and Materials. **ASTM E112-96**. . Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. West Conshohocken, 1996. 57 p.

American Society for Testing and Materials. **ASTM E399-91(1997)**. Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials. West Conshohocken, 1997. 31p.

American Society for Testing and Materials. **ASTM E1290-02**. Standard Test Method for Crack-Tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement. West Conshohocken, 2002. 13 p.

American Society for Testing and Materials. **ASTM E1820-01**. Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness. West Conshohocken, 2001. 46 p.

American Society for Testing and Materials. **ASTM E1823-96(2002)**. Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing. West Conshohocken, 2002. 21 p.

Atkins, M. **Atlas of continous 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.

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

DIN Deutsches Institut für Normung. **DIN EN ISO 18265 Conversion of hardness values**. Berlim, 2004. 78p.

DIN Deutsches Institut für Normung. **DIN EN ISO 2639 Determination and verification of the depth of carburized and hardened case** . Berlim, 2002. 11p.

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

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.

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.

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.

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.

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.

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 multiplýng 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.

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**, 4^a Ed. 1987. Ohio. p. 135, 193, 188, 195, 198, 201, 204, 206.

Anexos

Anexo I – Diagrama de Transformação Sob Resfriamento Contínuo para o Aço SAE 5120

Anexo II – Diagrama de Transformação Sob Resfriamento Contínuo para o Aço SAE 5140

Anexo III – Diagrama de Transformação Sob Resfriamento Contínuo para o Aço SAE 5160

Anexo IV – Diagrama de Transformação Sob Resfriamento Contínuo para o Aço SAE 52100

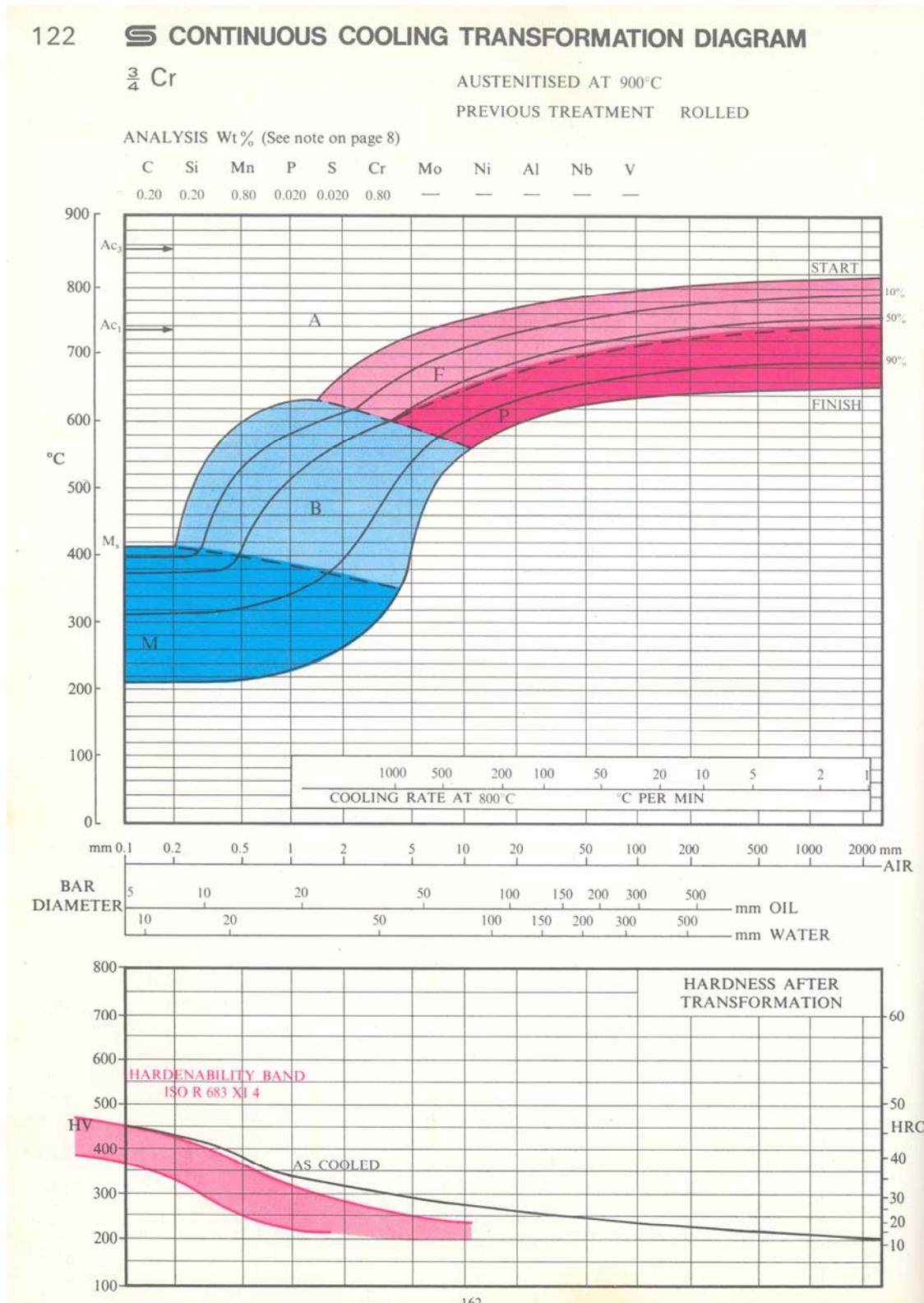
Anexo V – Resultados individuais dos ensaios de tração para cada um dos aços.

Anexo VI – Cargas cíclicas para obtenção da propagação de trinca por fadiga.

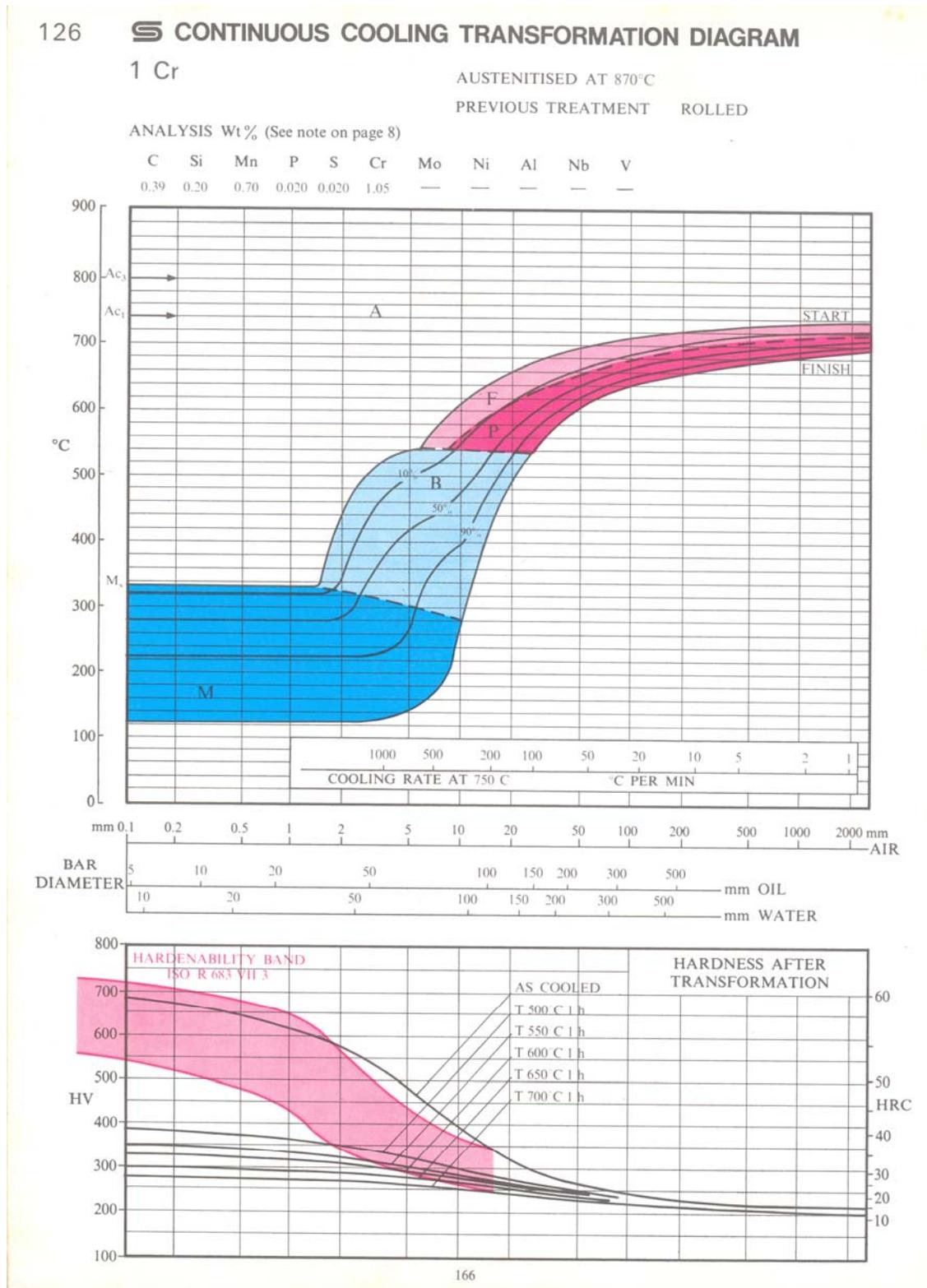
Anexo VII – Parâmetros de cálculo e resultados obtidos na determinação de K_Q

Anexo VIII – Parâmetros de cálculo e resultados obtidos na determinação de CTOD (δ)

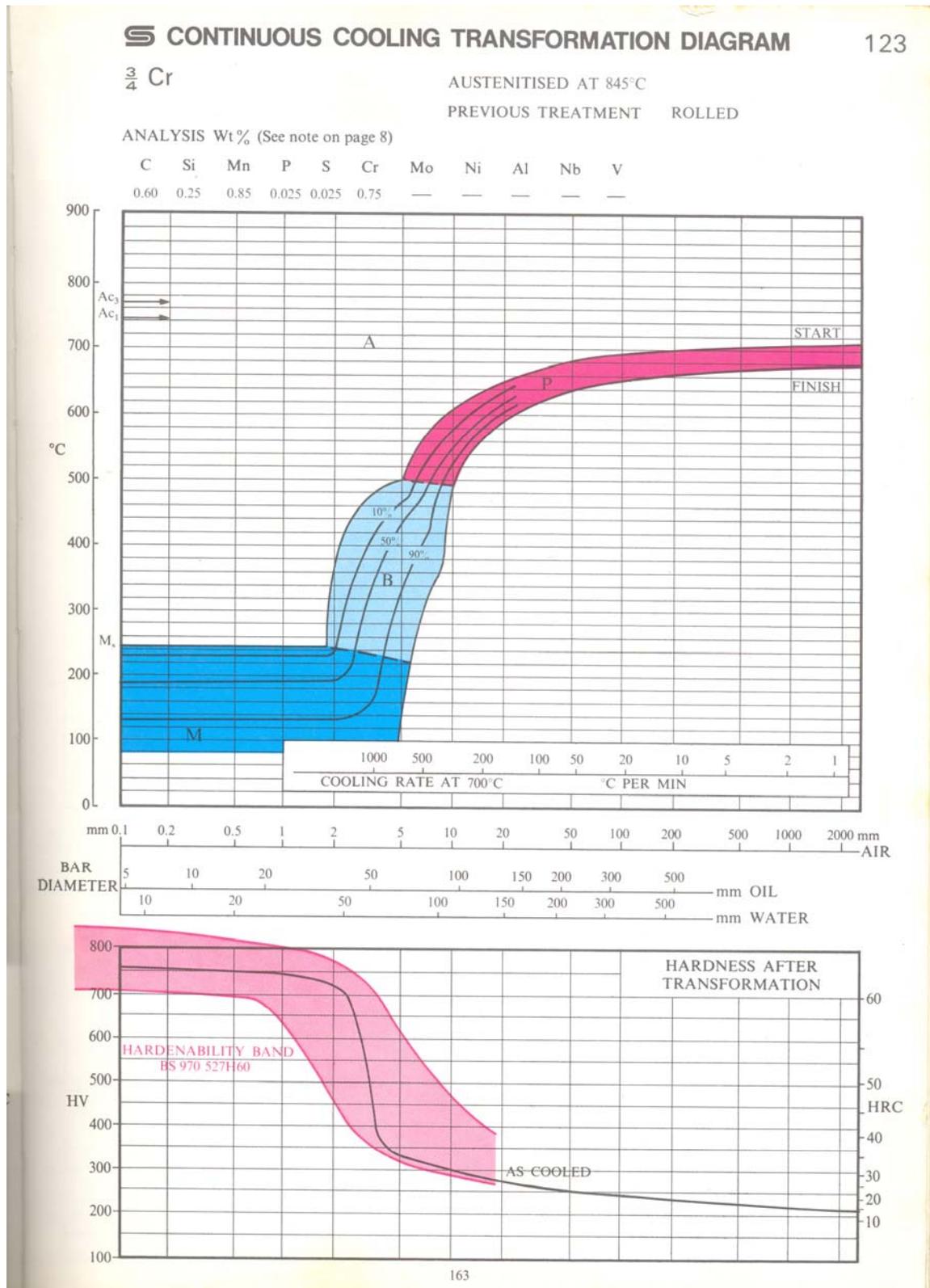
Anexo I – Diagrama de Transformação Sob Resfriamento Contínuo para o Aço SAE 5120



Anexo II – Diagrama de Transformação Sob Resfriamento Contínuo para o Aço SAE 5140



Anexo III – Diagrama de Transformação Sob Resfriamento Contínuo para o Aço SAE 5160



Anexo IV – Diagrama de Transformação Sob Resfriamento Contínuo para o Aço SAE 52100

171

S CONTINUOUS COOLING TRANSFORMATION DIAGRAM

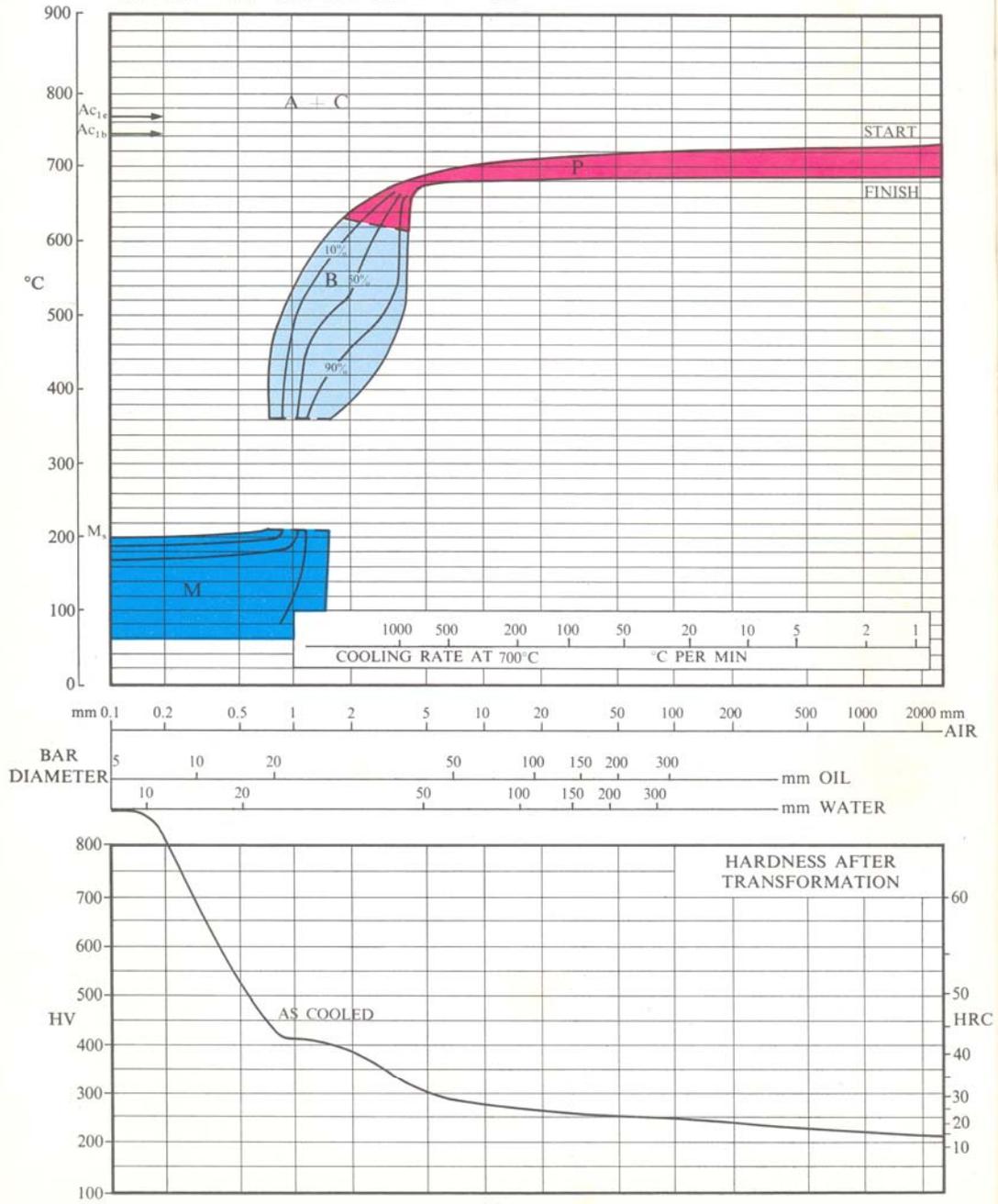
1 C Cr

AUSTENITISED AT 830°C

PREVIOUS TREATMENT AS ROLLED AND SOFTENED
650°C A.C.

ANALYSIS Wt% (See note on page 8)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Nb	V
1.01	0.22	0.40	0.039	0.021	1.36	—	0.21	—	—	—



Anexo V – Resultados individuais dos ensaios de tração para os aços SAE 5115, 5140, 5160 e 52100, para corpos de prova polidos com rugosidade Rz = 10 µm.

Corpo de prova	Diâm. Inicial (mm)	Diâm. Final (mm)	F. máx.(N)	Obs.	σ_{LR} (MPa)	$\sigma_{LE 0,2\%}$ (MPa)
5115 Cp1a	5,05	4,70	21122		1054,54	640,75
5115 Cp1b	5,05	4,80	21610		1078,90	699,57
5115 Cp1c	5,05	4,70	21443		1070,56	706,03
5115 Cp1d	5,05	4,80	19961		996,57	702,18
5115 Cp1e	5,05	4,70	21508		1073,81	696,00
				Média	1054,88	688,91
				D. Padrão	33,84	27,17
5140 Cp4a	5,05	5,00	14194		708,65	
5140 Cp4b	5,05	5,00	15190		758,38	
5140 Cp4c	5,05	5,05	14676	*	732,71	
5140 Cp4d	5,05	5,00	17549		876,15	
5140 Cp4e	5,05	5,00	16483		822,93	
				Média	779,76	
				D. Padrão	68,71	
5160 Cp6a	5,05	5,05	12145		606,35	
5160 Cp6b	5,05	5,05	12895		643,80	
5160 Cp6c	5,05	5,05	12475		622,83	
5160 Cp6d	5,05	5,05	14676	*	732,71	
5160 Cp6e	5,05	5,05	8219	*	651,42	
				Média	651,42	
				D. Padrão	48,77	
52100 Cp0a	5,4	5,40	17672		771,63	
52100 Cp0b	5,5	5,50	18945	*	797,40	
52100 Cp0c	5,5	5,50	18635		784,36	
52100 Cp0d	5,4	5,40	18893	*	824,94	
52100 Cp0e	5,4	5,40	19518		852,23	
52100 Cp0f	5,5	5,50	19842		835,16	
52100 Cp0g	5,5	5,50	18268		768,91	
				Média	804,95	
				D. Padrão	32,76	

Anexo V – Resultados individuais dos ensaios de tração para os aços SAE 5115, 5140, 5160 e 52100, para corpos de prova polidos com rugosidade Rz = 3 µm.

C. prova	Diâm. Inicial (mm)	Diâm. Final (mm)	F. máx.(N)	Obs.	R. T. (MPa)	L. E. (MPa)
5115 Cp1a	5,0	3,6	22119		1126,50	872,10
5115 Cp1b	4,9	3,3	21923		1118,50	894,70
5115 Cp1c	4,8	3,2	20905		1066,60	863,30
5115 Cp1d	5,1	3,7	20021		1021,50	845,60
5115 Cp1e	5,0	3,3	19782		1009,30	784,80
				Média	1068,48	852,10
				D. Padrão	33,84	27,17
5140 Cp4a	5,1	5,1	19450		952,60	952,60
5140 Cp4b	4,8	4,8	17445		964,50	964,50
5140 Cp4c	5,0	5,0	17151	*	873,90	873,90
5140 Cp4d	5,2	5,2	22740		1071,30	1071,30
5140 Cp4e	4,9	4,9	17186		911,80	911,80
				Média	954,82	954,82
				D. Padrão	74,27	74,27
5160 Cp6a	4,9	4,9	19227		1019,60	1019,60
5160 Cp6b	4,7	4,7	20318		1171,10	1171,10
5160 Cp6c	4,9	4,9	21477		1138,90	1138,90
5160 Cp6d	4,8	4,8	17817	*	984,60	984,60
5160 Cp6e	4,8	4,8	25310	*	1398,70	1398,70
				Média	1142,58	1078,55
				D. Padrão	163,18	163,18
52100 Cp1	5,0	5,0	17672		978,00	978,00
52100 Cp2	5,0	5,0	18945	*	858,40	858,40
52100 Cp3	5,0	5,0	18635		1005,80	1005,80
52100 Cp4	5,5	5,5	18893	*	1166,20	1166,20
52100 Cp5	5,4	5,4	19518		1260,00	1260,00
52100 Cp6	5,1	5,1	19842		854,40	854,40
				Média	1020,47	1020,47
				D. Padrão	164,00	164,00

Anexo VI - Cargas cíclicas aplicadas com frequência de 25 Hz e razão de carga $R = 1$, para obter a propagação de trinca por fadiga. Os valores correspondem de 40 a 50 % da carga calculada P_f pelo item A1.3.2 da ASTM E1820-2001.

Tipo de Aço dimens. CP	Carga 1 (N)	Carga 2 (N)	Carga 3 (N)	N. ciclos	Observação
W = 20 mm	B = 10 mm	S = 80 mm	b ₀ = 10,5 mm		
SAE 52100b	2700	2000		6045	Fraturou
SAE 52100c	2000	1500		18924	Trinca fadiga
SAE 52100d	2000	1500		15686	Trinca fadiga
SAE 52100e	2000	1500		19586	Trinca fadiga
SAE 52100f	2000	1500		14261	Trinca fadiga
SAE 5160a	1700	1300		6701	Trinca fadiga
SAE 5160b	1600	1200		15807	Trinca fadiga
SAE 5160c	1600	1200		7678	Trinca fadiga
SAE 5160d	1600	1200		13088	Trinca fadiga
SAE 5160e	1600	1200		21730	Trinca fadiga
SAE 5140a	2100	1600		11987	Trinca fadiga
SAE 5140b	2100	1600		13614	Trinca fadiga
SAE 5140c	2100	1600		17942	Trinca fadiga
SAE 5140d	2100	1600		14896	Trinca fadiga
SAE 5140e	2100	1600		15803	Trinca fadiga
SAE 5115a	2500	1900		60848	Trinca fadiga
SAE 5115b	2700	2100		76423	Trinca fadiga
SAE 5115c	2700	2100		58572	Trinca fadiga
SAE 5115d	2700	2100		55109	Trinca fadiga
SAE 5115e	2700	2100		77495	Trinca fadiga
W = 10 mm	B = 5 mm	S = 40 mm	b ₀ = 5,5 mm		
SAE 51200 0	1700	1000	800	35000	Fraturou
SAE 51200 1	1600	1000	700	9000	Fraturou
SAE 51200 2	1500	1000	600	227000	Trinca fadiga
SAE 51200 3	1500	1000	600	350000	Fraturou
SAE 51200 4	1500	1000	600	173000	Fraturou
SAE 51200 5	1500	1000	600	606000	Fraturou
SAE 51200 6	1500	1000	600	24000	Fraturou
SAE 51200 7	1500	1000	600	54000	Fraturou
SAE 51200 8	1500	1000	600	34000	Fraturou
SAE 51200 9	1400	1000	600	34000	Fraturou

Anexo VII – Parâmetros de cálculo e resultados obtidos na determinação de K_Q

Cálculos de acordo com a norma ASTM 1820-2001, item A1.4.1.

Tipo de aço e n° de amostras	B (mm)	W (mm)	P_Q (N)	a_0 (mm)	(a/W)	K_Q (MPa.m ^{1/2})
SAE 5115 a	10	20	8980,37	10,42	0,521	72,14
SAE 5115 b	10	20	8986,12	10,34	0,517	72,18
SAE 5115 c	10	20	8896,54	10,54	0,527	71,46
SAE 5115 d	10	20	9001,28	10,38	0,519	72,30
SAE 5115 e	10	20	8525,81	10,40	0,520	68,49
\bar{x}			8878,02	10,416	0,521	71,31
s			201,09	0,075	0,004	1,62
SAE 5140 a	10	20	4972,21	9,60	0,480	39,94
SAE 5140 b	10	20	4782,03	9,70	0,485	38,41
SAE 5140 c	10	20	5278,17	9,60	0,480	42,40
SAE 5140 d	10	20	4968,77	9,60	0,480	39,91
SAE 5140 e	10	20	5137,59	9,60	0,480	41,27
\bar{x}			5027,75	9,620	0,481	40,39
s			188,23	0,045	0,002	1,51
SAE 5160 a	10	20	2509,43	9,60	0,480	20,16
SAE 5160 b	10	20	3058,32	9,50	0,475	24,57
SAE 5160 c	10	20	2684,46	9,50	0,475	21,56
SAE 5160 d	10	20	2822,97	9,50	0,475	22,68
SAE 5160 e	10	20	3364,59	9,50	0,475	27,03
\bar{x}			2768,79	9,520	0,476	22,24
s			231,76	0,045	0,002	1,86
SAE 52100 b	10	20	instável			
SAE 52100 c	10	20	2827,79	9,50	0,475	22,71
SAE 52100 d	10	20	3405,24	9,60	0,480	27,35
SAE 52100 e	10	20	2778,18	9,60	0,480	22,32
SAE 52100 f	10	20	2774,73	9,50	0,475	22,29
SAE 52100 g	10	20	2429,50	9,50	0,475	19,52
\bar{x}			2843,09	9,540	0,477	22,84
s			352,20	0,055	0,003	2,83
SAE 52100 h	5	10	951,18	5,23	0,523	21,61

Para a série SAE 52100 de B = 5 e W = 10 mm, foram testados 10 corpos de prova, mas apenas em 1 conseguiu-se fazer a trinca por fadiga e determinar o K, devido a grande fragilidade desse aço.

Anexo VIII – Parâmetros de cálculo e resultados obtidos na determinação de CTOD (δ)

Aço SAE e amostra	σ_{LE} (MPa)	K_Q (MPa.m ^{1/2})	a_0 (mm)	V_{PL} (mm)	CTOD _{elást.} (mm)	CTOD _{plást.} (m)	CTOD _{crit.} (m)
5115 Cp1a	840,75	72,14	10,42	0,3419	1,34E-05	8,82E-05	1,02E-04
5115 Cp1b	899,57	72,18	10,34	0,4138	1,25E-05	1,08E-04	1,21E-04
5115 Cp1c	906,03	71,46	10,54	0,4421	1,22E-05	1,12E-04	1,24E-04
5115 Cp1d	902,18	72,30	10,38	0,414	1,26E-05	1,07E-04	1,20E-04
5115 Cp1e	896,00	68,49	10,40	0,41	1,13E-05	1,06E-04	1,17E-04
\bar{x}	888,91	71,31	10,416	0,4044	1,24E-05	1,04E-04	1,17E-04
s	27,17	1,62	0,075	0,0372	7,45E-07	9,31E-06	8,83E-06
5140 Cp4a	952,60	39,94	9,60	0,0120	3,63E-06	3,46E-06	7,09E-06
5140 Cp4b	964,50	38,41	9,70	0,1450	3,31E-06	4,12E-05	4,46E-05
5140 Cp4c	873,90	42,40	9,60	0,0115	4,46E-06	3,31E-06	7,77E-06
5140 Cp4d	1071,30	39,91	9,60	0,0119	3,22E-06	3,43E-06	6,65E-06
5140 Cp4e	911,80	41,27	9,60	0,1250	4,05E-06	3,60E-05	4,01E-05
\bar{x}	954,82	40,39	9,620	0,0611	3,73E-06	1,75E-05	2,12E-05
s	74,27	1,51	0,045	0,0678	5,17E-07	1,94E-05	1,93E-05
5160 Cp6a	1019,60	20,16	9,60	0,0131	8,63E-07	3,78E-06	4,64E-06
5160 Cp6b	1171,10	24,57	9,50	0,0100	1,12E-06	2,92E-06	4,04E-06
5160 Cp6c	1138,90	21,56	9,50	0,0134	8,85E-07	3,91E-06	4,80E-06
5160 Cp6d	984,60	22,68	9,50	0,0098	1,13E-06	2,85E-06	3,98E-06
5160 Cp6e	1398,70	27,03	9,50	0,00985	1,13E-06	2,88E-06	4,01E-06
\bar{x}	1078,55	22,24	9,520	0,0112	1,03E-06	3,27E-06	4,29E-06
s	163,18	1,86	0,045	0,0019	1,39E-07	5,30E-07	3,93E-07
52100 Cp0b	978,00	22,71	9,50	0	1,30E-06	0,00E+00	1,30E-06
52100 Cp0c	858,40	27,35	9,60	0	1,61E-06	0,00E+00	1,61E-06
52100 Cp0d	1005,80	22,32	9,60	0,00648	9,25E-07	1,87E-06	2,79E-06
52100 Cp0e	1166,20	22,29	9,50	0,00283	8,54E-07	8,26E-07	1,68E-06
52100 Cp0f	1260,00	19,52	9,50	0,00469	9,66E-07	1,37E-06	2,34E-06
\bar{x}	1020,47	22,84	9,540	0,0028	1,13E-06	8,13E-07	1,94E-06
s	164	2,83	0,055	0,0029	3,19E-07	8,28E-07	6,05E-07
52100 Cp5mm	1020,47	21,61	5,23	0,0041	7,36E-08	9,53E-04	9,53E-04

Apêndices

Apêndice A1 – Certificado de Qualidade Villares para o aço SAE 5115

Apêndice A2 – Certificado de Qualidade Villares para o aço SAE 5140

Apêndice A3 – Certificado de Qualidade Villares para o aço SAE 5160

Apêndice A4 – Certificado de Qualidade Villares para o aço SAE 52100

Apêndice B – Gráficos dos ensaios de tração conforme norma ASTM E8 –2001

Apêndice C – Gráficos dos ensaios de CTOD conforme norma ASTM E1820 – 2001

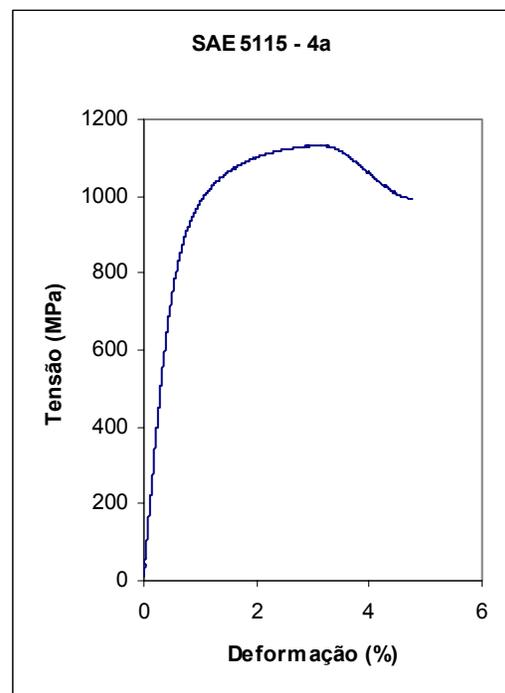
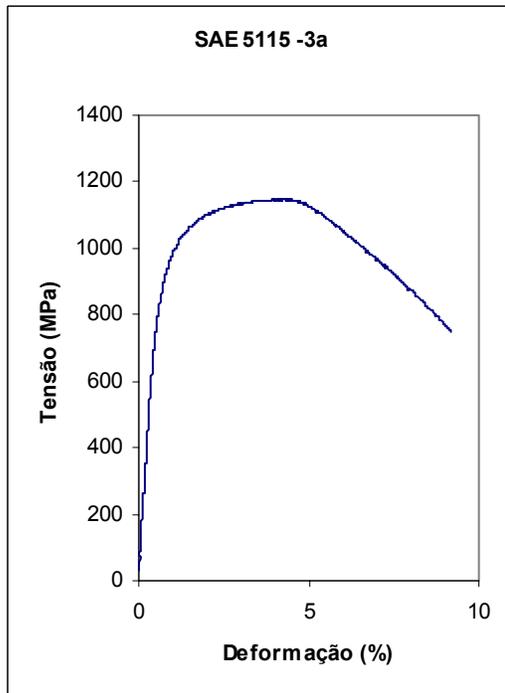
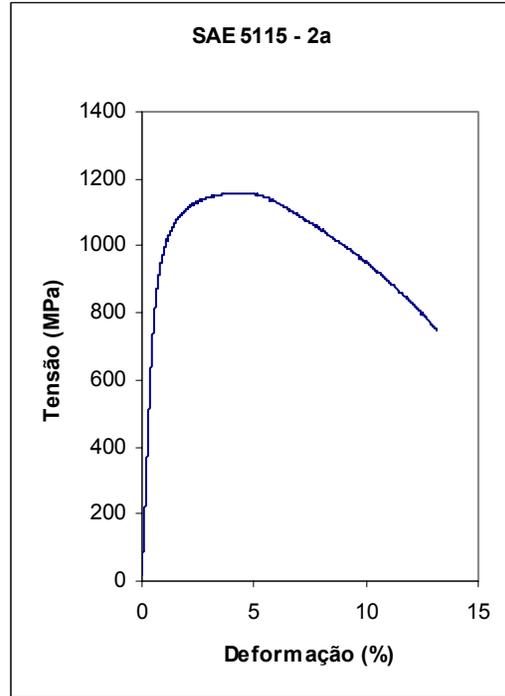
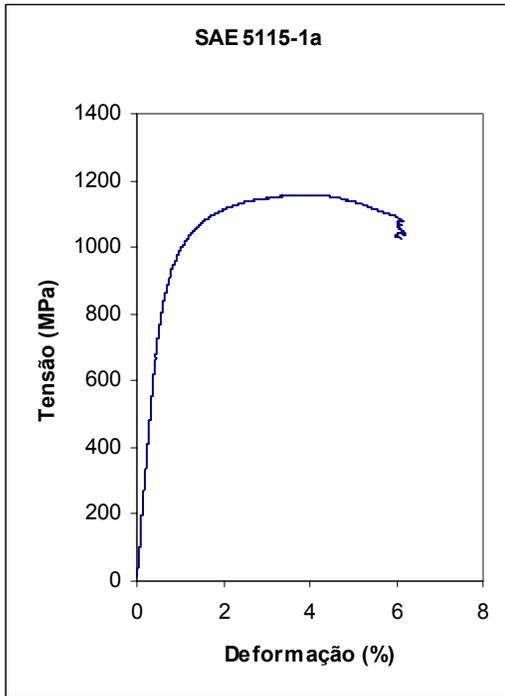
Apêndice A2 – Certificado de Qualidade Villares para o aço SAE 5140

 OFFICE / ESCRITÓRIO - USINA MOGI A.V. ENG. MIGUEL SEMMA, 1871 B. DO RIO ACIMA, MOGI DAS CRUZES SÃO PAULO - BRASIL - CEP 08780-180 Fone: (011) 4786-8170 e-mail: molmet@atacos.com.br		QUALITY CERTIFICATE / CERTIFICADO DE QUALIDADE Nº 000.111 Customer Order Nº / Pedido do Cliente Nº: 3369-49 Customer Order Nº / Pedido do Cliente Nº: 052310-0 OV: 0424697/01 99999-9																					
ROBERT BOSCH RD. 37.00 mm Comprimento: Fixo 5915 mm		Customer Grade / Norma Esq. Cliente: SAE 5140M Customer Grade / Norma Esq. Cliente: SAE 5140																					
1 - Chemical Composition (%) / Análise Química (%) Heat Nº / Cordão Nº: B331632 <table border="1"> <tr> <td>C</td> <td>Si</td> <td>Mn</td> <td>P</td> <td>S</td> <td>Cr</td> <td>Ni</td> <td>Mo</td> <td>Al</td> <td>Cu</td> </tr> <tr> <td>.39</td> <td>.23</td> <td>.78</td> <td>.016</td> <td>.005</td> <td>.80</td> <td>.08</td> <td>.03</td> <td>.019</td> <td>.16</td> </tr> </table>				C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Cu	.39	.23	.78	.016	.005	.80	.08	.03	.019	.16
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Cu														
.39	.23	.78	.016	.005	.80	.08	.03	.019	.16														
2 - Mechanical Properties / Propriedades Mecânicas Tensile Strength / Limite de Resistência: -X- Yield Strength / Limite de Escoamento: -X- Elongation / Alongamento (%): -X- Charpy / Impact Test: -X- Hardness / Dureza: -X- Microstructure / Microestrutura: -X-																							
3 - Heat Treatment / Tratamento Térmico Tempering / Revenido: -X- Hardness of Heat / Dureza do Produto: -X-																							
4 - Dimensions / Dimensões Dimensions / Dimensões: -X- Hardness / Dureza: -X- Microstructure / Microestrutura: -X-																							
5 - Impact Test / Ensaio de Tenacidade Charpy / Impact Test: -X- Hardness / Dureza: -X- Microstructure / Microestrutura: -X-																							
6 - Grain Size / Tamanho de Grão ASTM E 112 - TEMPERA 860°C Grain Size / Tamanho de Grão: -X- Hardness / Dureza: -X- Microstructure / Microestrutura: -X-																							
7 - Sonarization Level (%) / Grau de Esboamento (%) Sonarization Level (%) / Grau de Esboamento (%): -X- Hardness / Dureza: -X- Microstructure / Microestrutura: -X-																							
8 - Ultrasonic Test / Ensaio de Ultrassom Ultrasonic Test / Ensaio de Ultrassom: 100 % Hardness / Dureza: -X- Microstructure / Microestrutura: -X-																							

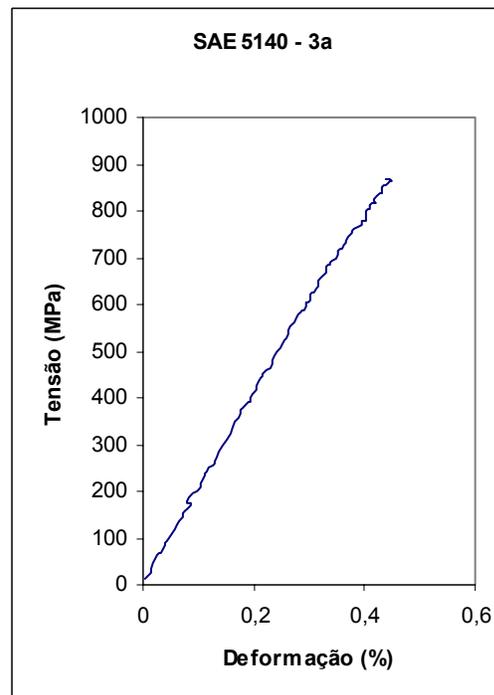
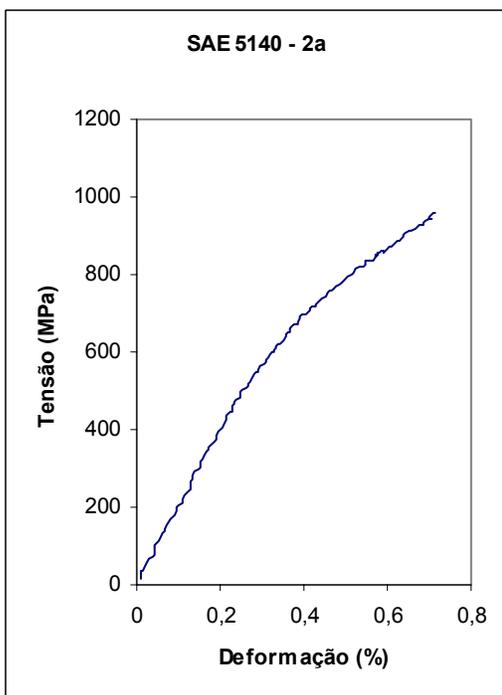
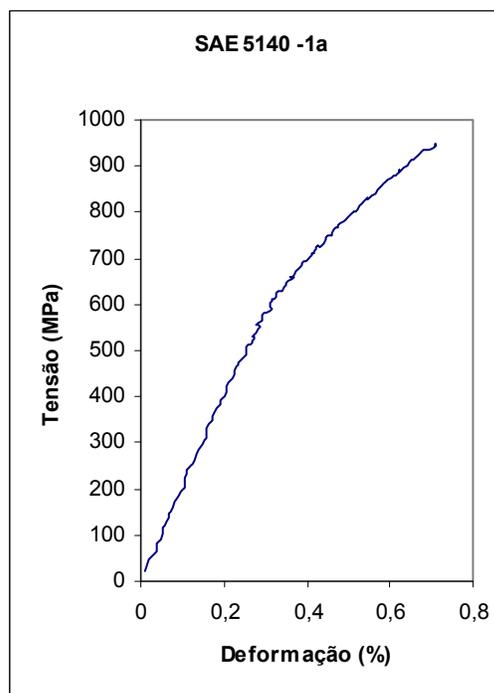
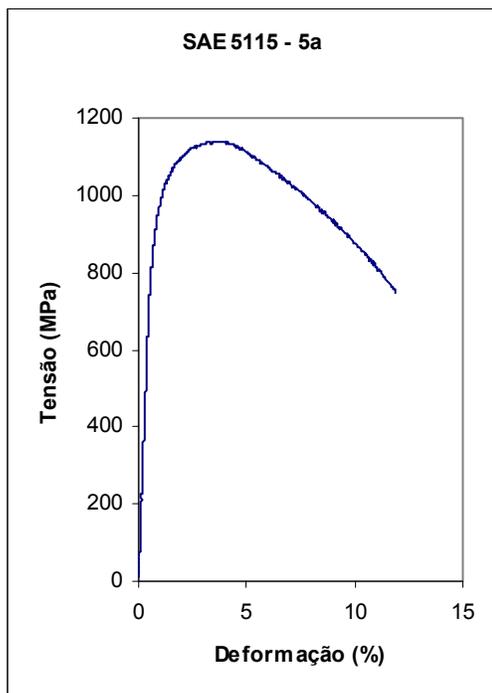
MOGI DAS CRUZES, 18 Feb 2004

MOGI DAS CRUZES, 18 Feb 2004

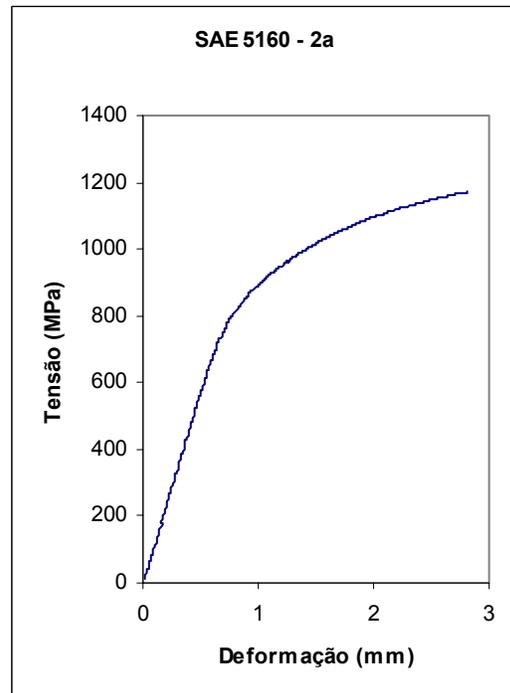
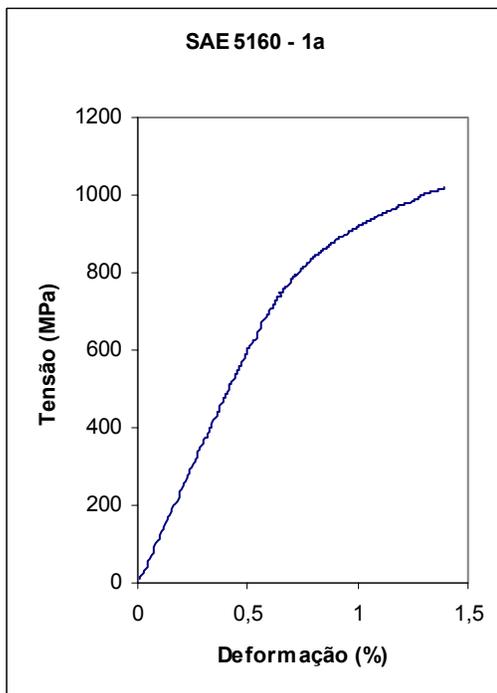
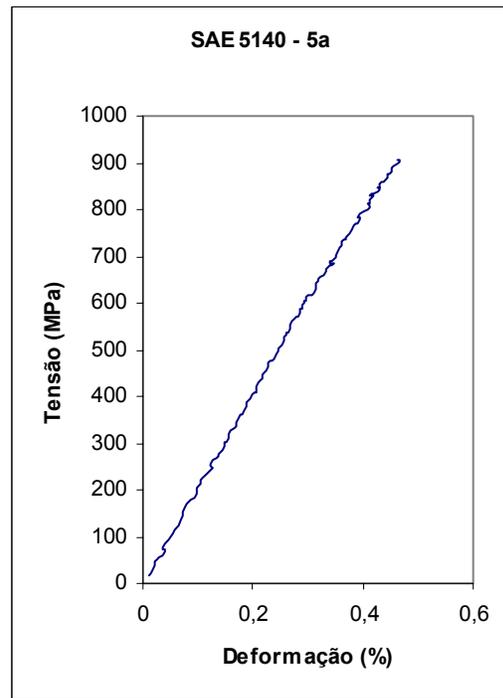
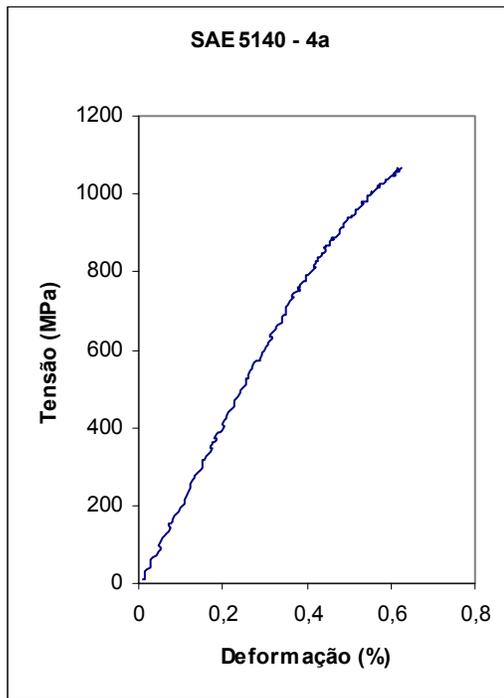
Apêndice B – Gráficos dos ensaios de tração conforme norma ASTM E8 -2001 ($R_z = 3 \mu\text{m}$)



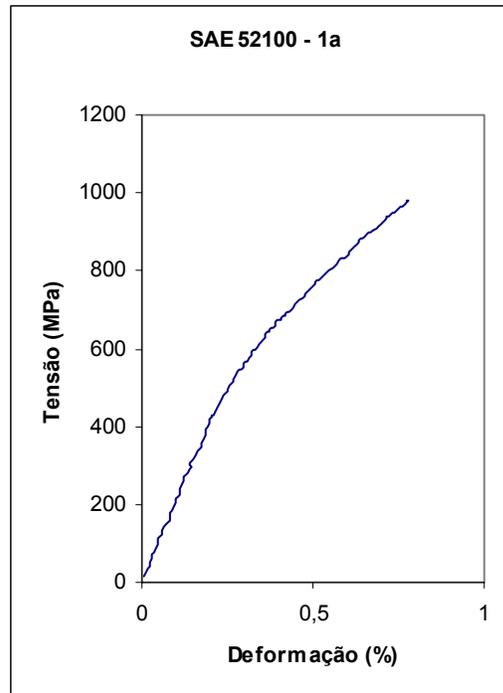
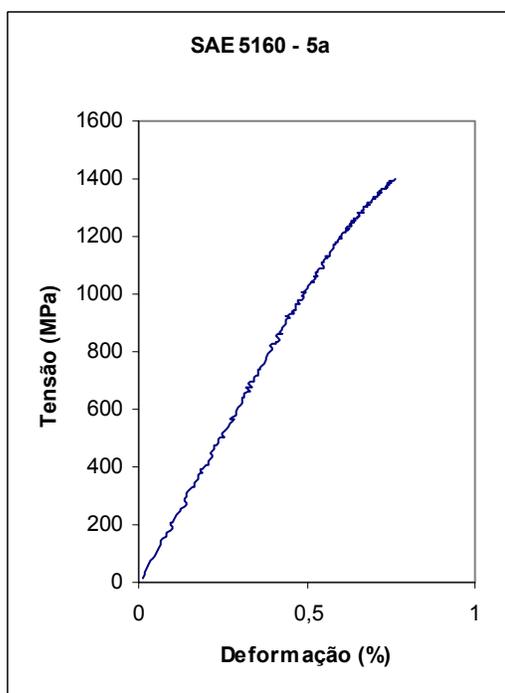
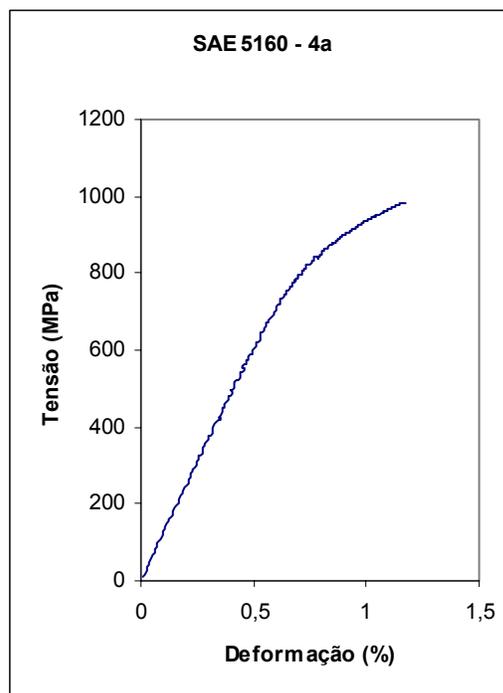
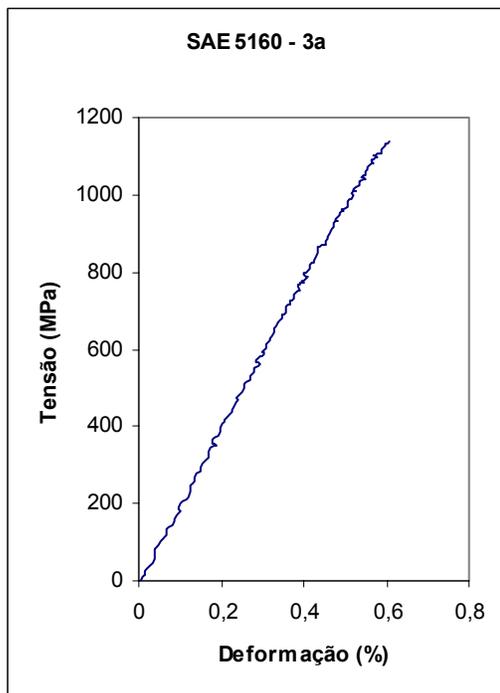
Apêndice B – Gráficos dos ensaios de tração conforme norma ASTM E8 -2001 ($R_z = 3 \mu\text{m}$)



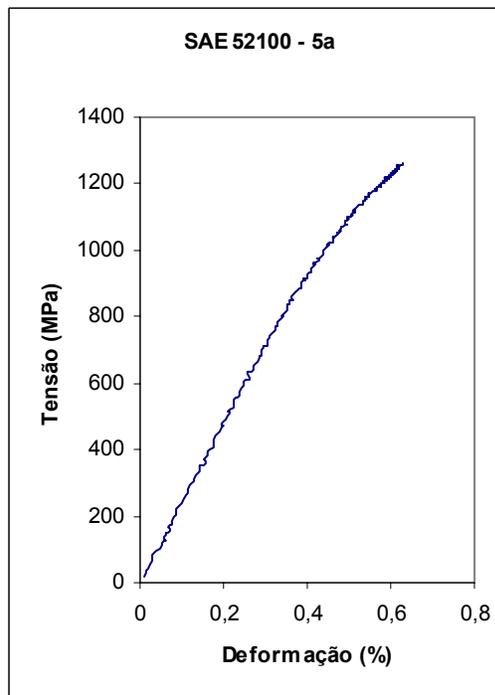
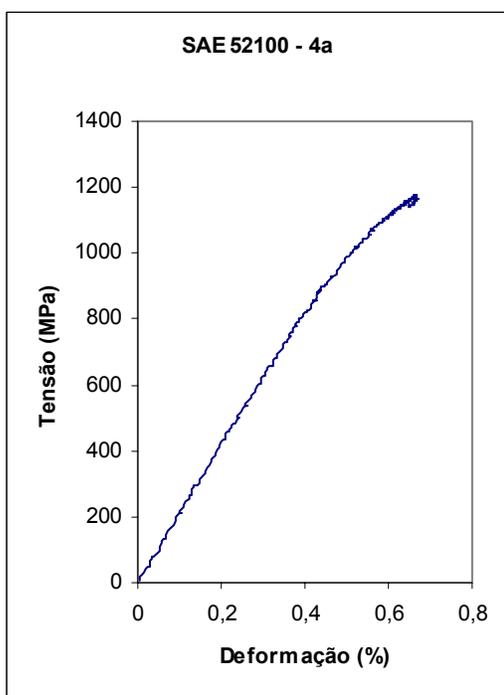
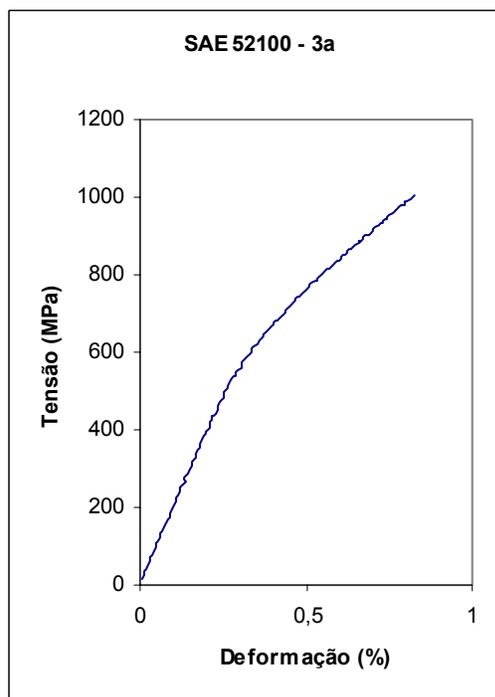
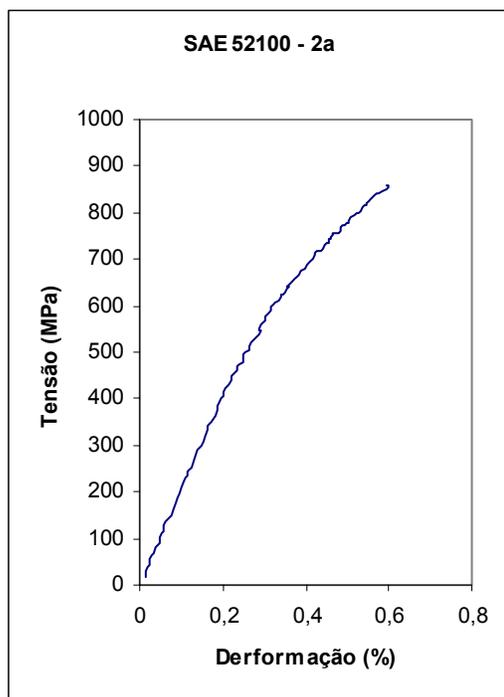
Apêndice B – Gráficos dos ensaios de tração conforme norma ASTM E8 -2001 ($R_z = 3 \mu\text{m}$)



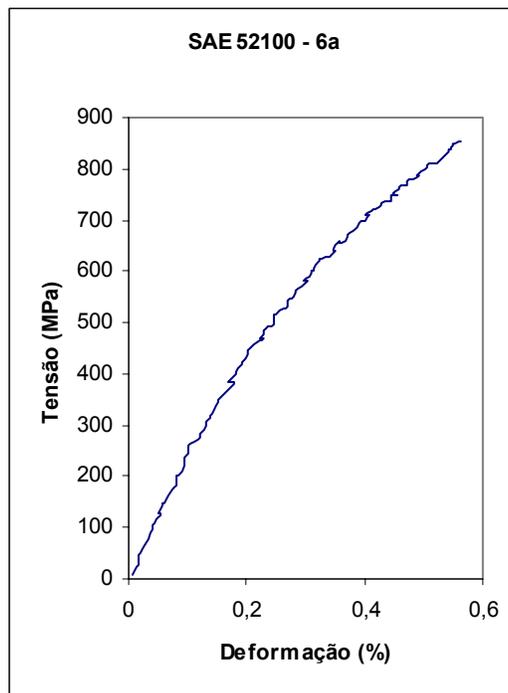
Apêndice B – Gráficos dos ensaios de tração conforme norma ASTM E8 -2001 ($R_z = 3 \mu\text{m}$)



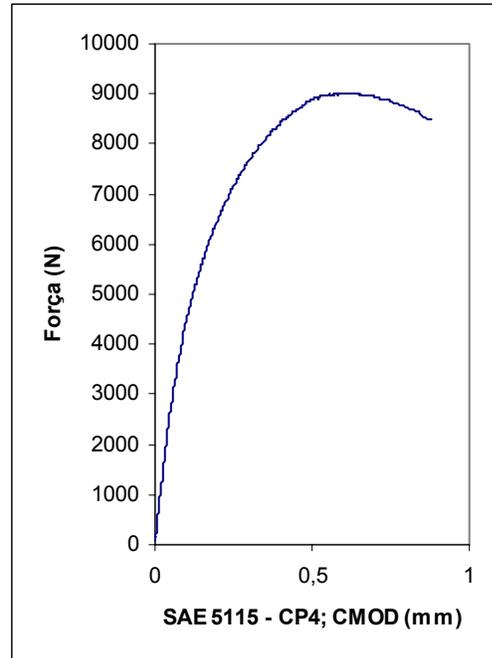
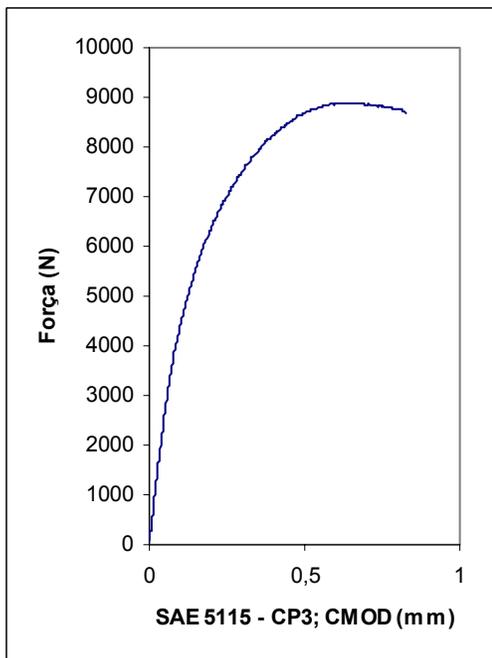
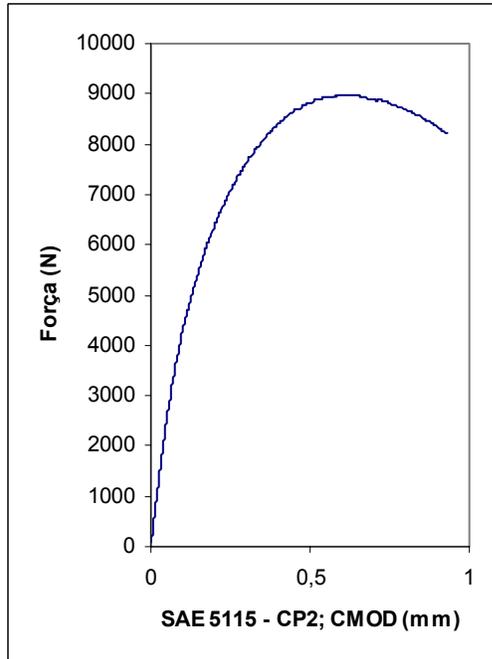
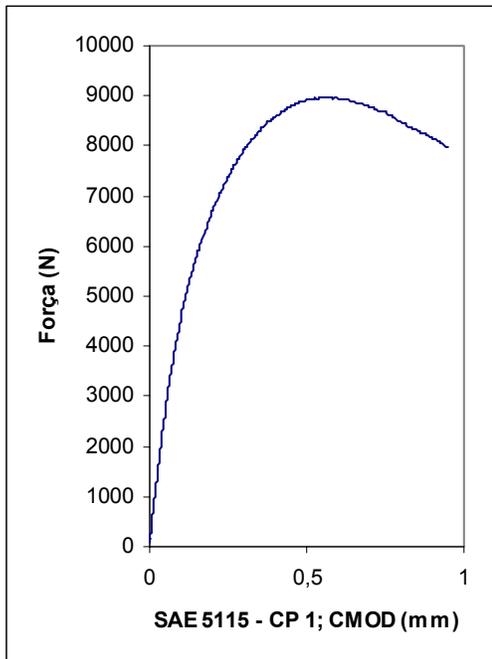
Apêndice B – Gráficos dos ensaios de tração conforme norma ASTM E8 -2001 ($R_z = 3 \mu\text{m}$)



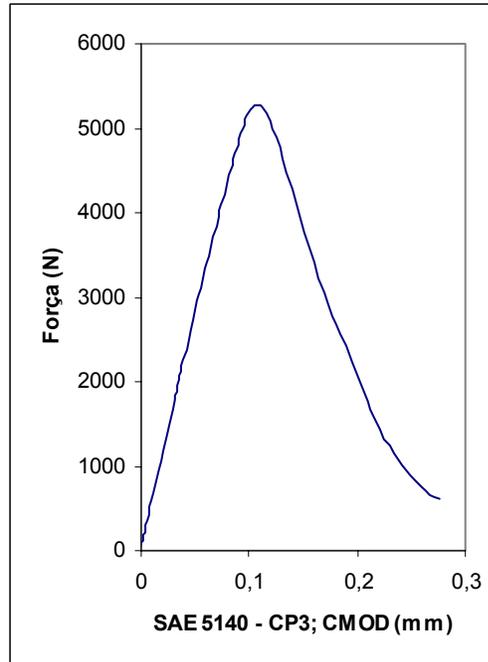
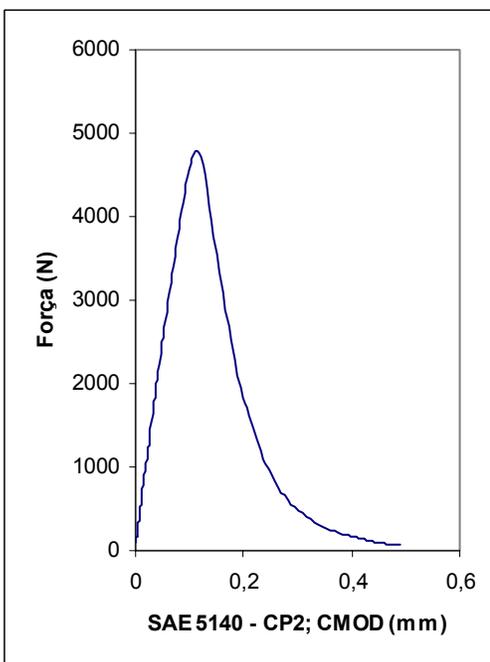
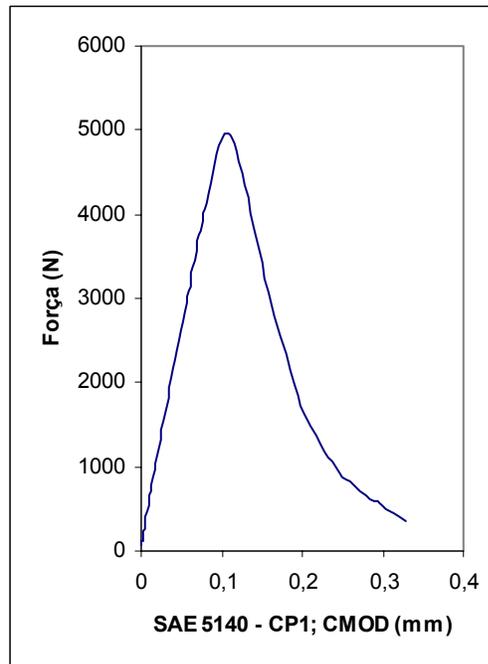
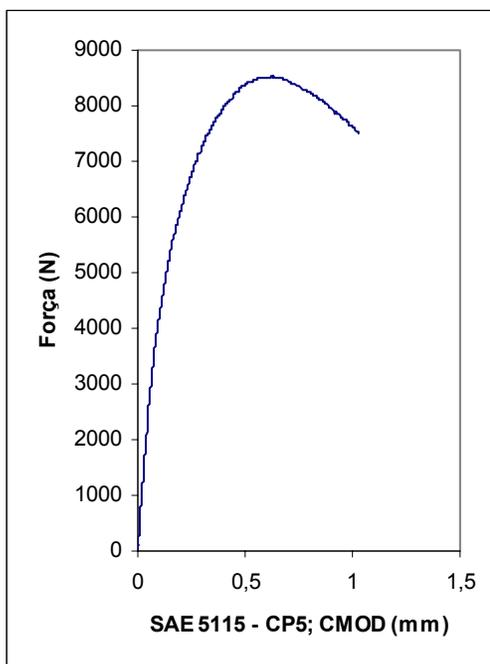
Apêndice B – Gráficos dos ensaios de tração conforme norma ASTM E8 -2001 ($R_z = 3 \mu\text{m}$)



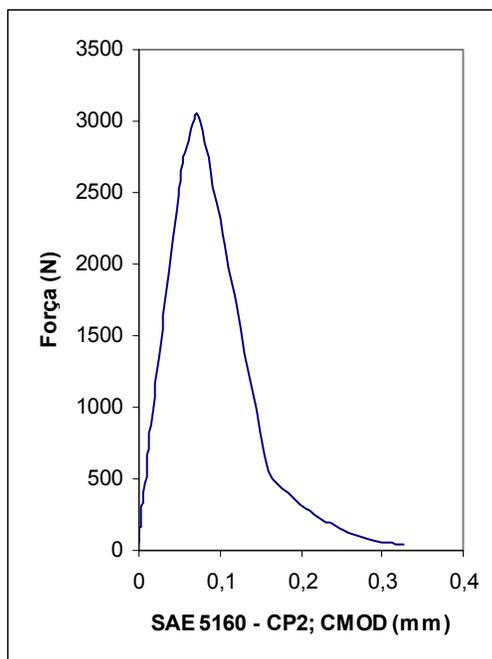
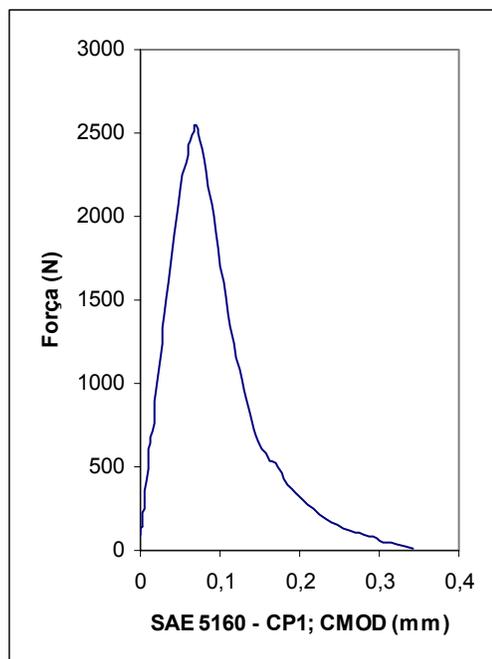
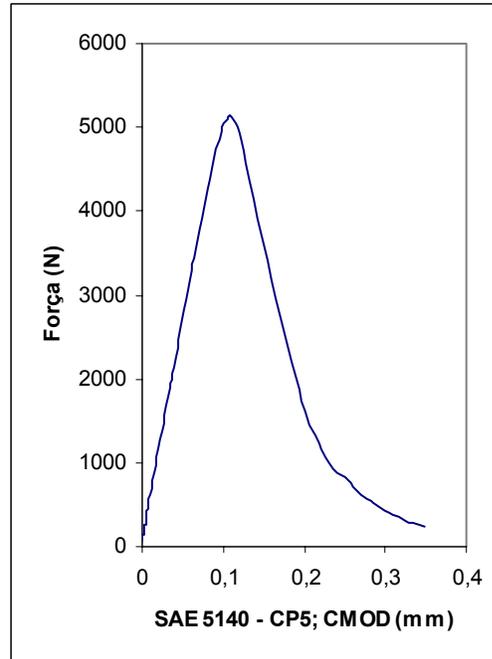
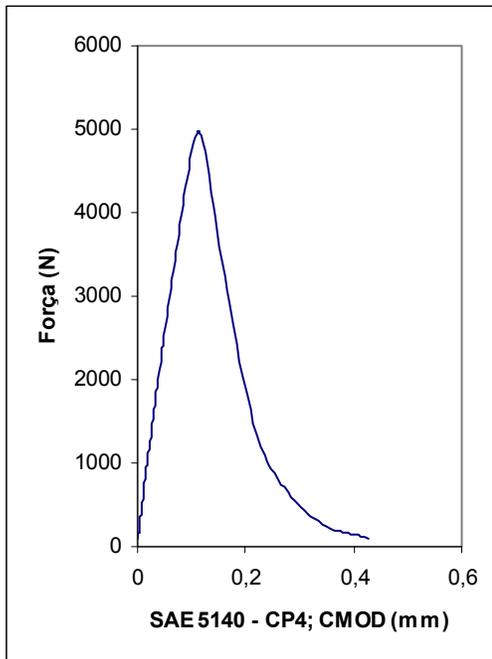
Apêndice C – Gráficos dos ensaios de CTOD conforme norma ASTM E1820 – 2001



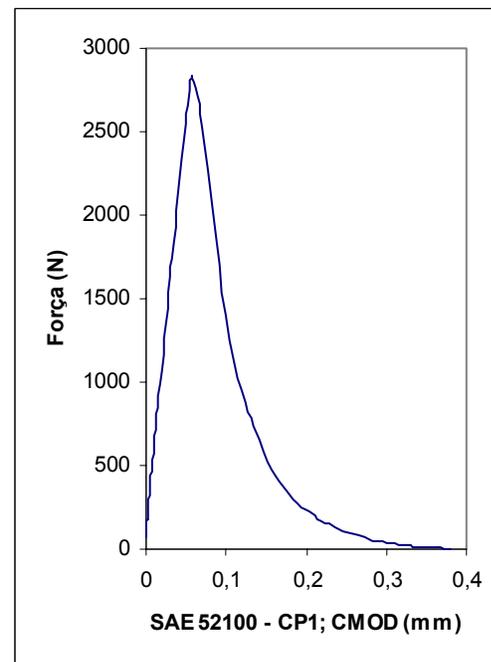
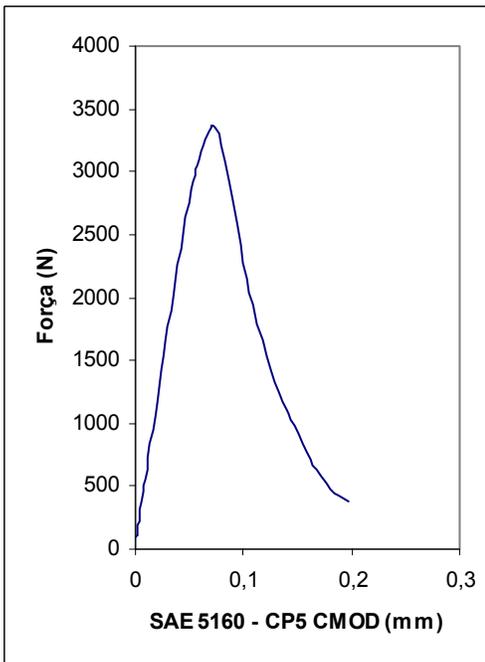
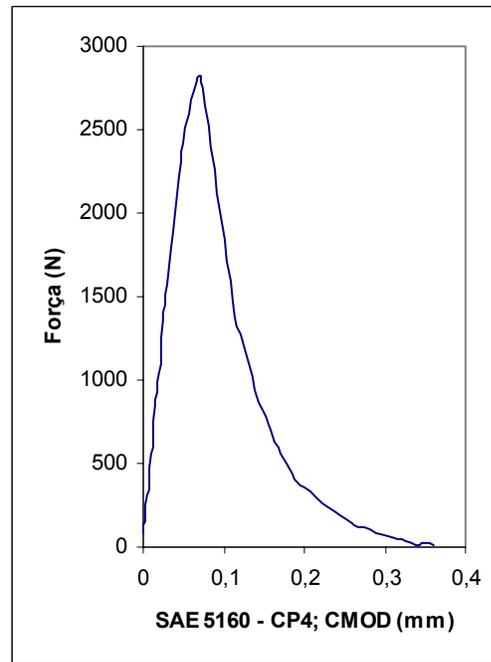
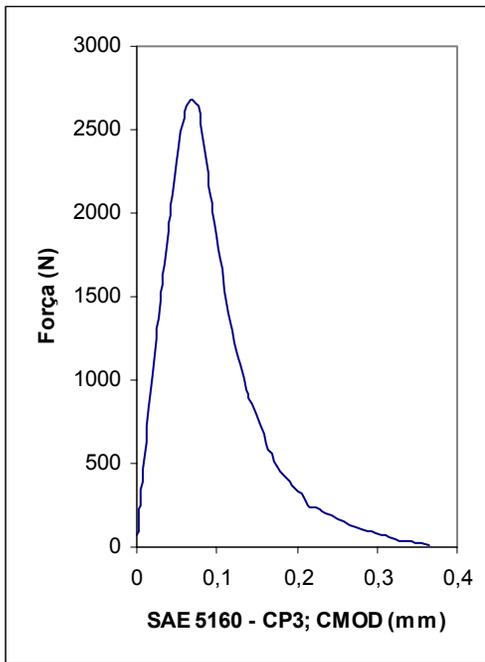
Apêndice C – Gráficos dos ensaios de CTOD conforme norma ASTM E1820 – 2001



Apêndice C – Gráficos dos ensaios de CTOD conforme norma ASTM E1820 – 2001



Apêndice C – Gráficos dos ensaios de CTOD conforme norma ASTM E1820 – 2001



Apêndice C – Gráficos dos ensaios de CTOD conforme norma ASTM E1820 – 2001

