UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

**INSTITUTO DE FÍSICA DE SÃO CARLOS
INSTITUTO DE QUÍMICA DE SÃO CARLOS
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS**

**INFLUÊNCIA DA AUSTENITA RETIDA NO CRESCIMENTO
DE TRINCAS CURTAS SUPERFICIAIS POR FADIGA
EM CAMADA CEMENTADA DE AÇO SAE 8620**

VALDINEI FERREIRA DA SILVA

Dissertação apresentada à Área Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais, da Universidade de São Paulo, como parte dos requisitos para a obtenção do Título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

ORIENTADOR: Prof. Dr. Ovídio Richard Crnkovic

**São Carlos
1997**

*Aos meus pais,
pelo apoio e estímulo.*

AGRADECIMENTOS

Ao Professor Ovídio Richard Crnkovic pela orientação fornecida durante a elaboração deste trabalho.

Ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico - CNPq, pela bolsa de estudo concedida.

Aos professores: Luralice de Campos Franceschini Canale, Dirceu Spinelli e Waldek Wladimir Bose Filho, pela coorientação fornecida durante a elaboração deste trabalho.

A todos os colegas, funcionários e demais professores do Departamento de Engenharia de Materiais da EESC - USP, pela amizade e apoio.

À BRASIMET Comércio e Indústria S/A, pela realização da cementação e tratamentos térmicos de todos os corpos de provas utilizados neste trabalho.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	i
LISTA DE TABELAS.....	vi
LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS.....	vii
RESUMO.....	x
<i>ABSTRACT</i>	xi
1 INTRODUÇÃO.....	1
2 REVISÃO DA LITERATURA.....	3
2.1 Considerações gerais sobre a camada cementada.....	3
2.1.1 Processo.....	3
2.1.2 Microestrutura.....	4
2.1.3 Tensões residuais.....	5
2.1.4 Propriedades mecânicas.....	6
2.2 Austenita retida na camada cementada.....	8
2.2.1 Retenção da austenita	8
2.2.2 Influência da composição química.....	9
2.2.3 Medição da austenita retida.....	11
2.3 Controle da austenita retida.....	12
2.3.1 Revenimento.....	12
2.3.2 Tratamento sub-zero.....	15
2.3.3 Reaustenitização intercrítica.....	16
2.3.4 Jateamento com granalhas (<i>shot peening</i>).....	17
2.4 Efeito da austenita retida em fadiga.....	20
2.4.1 Fadiga de baixo e alto ciclo.....	21
2.4.2 Influência da austenita retida sobre as tensões residuais.....	22
2.4.3 Transformação mecânica da austenita retida.....	24
2.4.4 Transformação da austenita retida em fadiga.....	26
2.5 Iniciação e propagação de trincas por fadiga em camadas cementadas submetidas à flexão.....	31
2.5.1 Iniciação intergranular.....	31
2.5.2 Iniciação e propagação transgranular.....	33
2.6 Considerações gerais sobre crescimento de trincas por fadiga.....	34
2.6.1 Mecânica da fratura aplicada à fadiga.....	34
2.6.2 Conceito de similaridade.....	35
2.6.3 Curvas da/dN versus ΔK	36
2.6.4 Fechamento de trinca por fadiga (<i>fatigue crack closure</i>).....	38
2.6.5 Trincas curtas.....	41

2.6.6 Influência da austenita retida no crescimento de trincas por fadiga em camadas cementadas.....	43
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	45
3.1 Material.....	45
3.2 Corpo de prova.....	45
3.3 Tratamentos térmicos.....	46
3.4 Análise metalográfica.....	49
3.5 Dureza e microdureza.....	50
3.6 Análise de austenita retida.....	50
3.7 Ensaio de tenacidade ao impacto.....	52
3.8 Ensaio de fadiga por flexão em quatro pontos.....	52
3.9 Análise de crescimento de trincas curtas superficiais.....	55
3.10 Análise da superfície de fratura.....	57
4 RESULTADOS.....	58
4.1 Aço SAE 8620 como recebido.....	58
4.1.1 Análise química.....	58
4.1.2 Dureza e tamanho de grão.....	58
4.1.3 Microestrutura.....	58
4.2 Corpos de prova cementados.....	61
4.2.1 Dureza superficial e dureza do núcleo.....	61
4.2.2 Perfil de dureza e profundidade efetiva da camada cementada.....	61
4.2.3 Perfil de austenita retida.....	64
4.2.4. Microestrutura e tamanho de grão.....	64
4.3 Tenacidade ao impacto.....	72
4.4 Fadiga por flexão em quatro pontos.....	72
4.5 Propagação de trincas curtas por fadiga.....	75
4.6 Análise da superfície de fratura.....	92
4.6.1 Macrografias.....	92
4.6.2 Análise por MEV.....	92
5 DISCUSSÃO.....	104
5.1 Microestrutura.....	104
5.2 Dureza superficial.....	106
5.3 Tenacidade ao impacto.....	106
5.4 Ensaio de fadiga por flexão.....	107
5.5 Análise da superfície de fratura.....	109
5.6 Considerações finais.....	109
6 CONCLUSÕES.....	111
7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	113
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	114

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Perfil de distribuição de tensões residuais típico de uma camada cementada.....	6
Figura 2.2 - Diagrama de resfriamento contínuo de um aço 20NiMoCr6 cementado.....	9
Figura 2.3 - Variação das temperaturas Ms e Mf em função da porcentagem de carbono do aço.....	10
Figura 2.4 - Teor de austenita retida em função do tempo e temperatura de revenimento para aço 1,2% de carbono.....	13
Figura 2.5 - Efeito da temperatura de revenimento sobre fadiga por flexão para diversos aços cementados.....	14
Figura 2.6 - Efeito da temperatura de revenimento sobre a dureza e tenacidade à fratura de amostras cementadas.....	14
Figura 2.7 - Perfil de austenita retida de amostras cementadas com têmpera simples, reaustenitização simples e reaustenitização intercrítica.....	17
Figura 2.8 - Diminuição do teor de austenita retida com o jateamento com granalhas.....	19
Figura 2.9 - Perfis de tensões residuais na camada cementada de aço SAE 4028.....	19
Figura 2.10 - Curva tensão x número de ciclos, S-N.....	22
Figura 2.11 - Curva amplitude de deformação x número de ciclos reversos para falhar, ϵ -N.....	22
Figura 2.12 - Variação da tensão residual superficial com a deformação em ensaio de flexão para aço SAE 4620 cementado com diferentes tratamentos térmicos.....	24
Figura 2.13 - Variação do teor de austenita retida com a deformação para o aço SAE 4620 cementado com diferentes tratamentos térmicos.....	26

Figura 2.14 - Variação do volume de austenita retida e tensões residuais com ciclos de fadiga de 875MPa para dois tratamentos térmicos diferentes.....	27
Figura 2.15 - Diagrama esquemático da região de fratura de um corpo de prova submetido à fadiga de baixo ciclo por flexão.....	28
Figura 2.16 - Variação das tensões residuais e decomposição a austenita retida para várias profundidades e ciclos de fadiga.....	30
Figura 2.17 - Diagrama esquemático de um processo de fratura por fadiga em camada cementada submetida à flexão.....	32
Figura 2.18 - Crescimento de trincas por fadiga em metais.....	37
Figura 2.19 - Amplitude de fator de intensidade de tensão efetivo.....	39
Figura 2.20 - Comportamento típico de trincas curtas em metais.....	41
Figura 3.1 - Posição dos corpos de prova na barra original.....	46
Figura 3.2 - Diagrama dos ciclos de cementação e trat. térmicos.....	48
Figura 3.3 - Dispositivo de ensaio de fadiga em quatro pontos.....	53
Figura 3.4 - Distribuição de tensões em uma barra flexionada, distribuições de forças cortantes e momentos para flexão em quatro pontos.....	54
Figura 4.1 - Microestrutura do aço SAE 8620 como recebido. Direção transversal, região do meio raio.....	59
Figura 4.2 - Microestrutura do aço SAE 8620 como recebido. Direção longitudinal da barra, região do meio raio.....	60
Figura 4.3 - Perfil de dureza e profundidade efetiva da camada cementada do tratamento A.....	62
Figura 4.4 - Perfil de dureza e profundidade efetiva da camada cementada do tratamento B.....	62
Figura 4.5 - Perfil de dureza e profundidade efetiva da camada cementada do tratamento C.....	63
Figura 4.6 - Perfil de dureza e profundidade efetiva da camada cementada do tratamento D.....	63

Figura 4.7 - Perfis de austenita retida na camada cementada para os corpos de prova dos tratamentos A, B, C e D.....	64
Figura 4.8 - Contorno de grão austenítico da microestrutura da camada cementada do tratamento A.....	65
Figura 4.9 - Contorno de grão austenítico da microestrutura da camada cementada do tratamento B.....	65
Figura 4.10 - Contorno de grão austenítico da microestrutura da camada cementada do tratamento C.....	66
Figura 4.11 - Contorno de grão austenítico da microestrutura da camada cementada do tratamento D.....	66
Figura 4.12 - Microestrutura do núcleo da amostra do tratamento A.....	68
Figura 4.13 - Microestrutura do núcleo da amostra do tratamento B.....	68
Figura 4.14 - Microestrutura do núcleo da amostra do tratamento C.....	69
Figura 4.15 - Microestrutura do núcleo da amostra do tratamento D.....	69
Figura 4.16 - Microestrutura da superfície da camada cementada do tratamento A.....	70
Figura 4.17 - Microestrutura da superfície da camada cementada do tratamento B.....	70
Figura 4.18 - Microestrutura da superfície da camada cementada do tratamento C.....	71
Figura 4.19 - Microestrutura da superfície da camada cementada do tratamento D.....	71
Figura 4.20 - Curvas S-N para os tratamentos A, B, C e D.....	75
Figura 4.21 - Sequência de crescimento de uma trinca superficial registrada em réplica de acetato durante ensaio de fadiga por flexão à quatro pontos.....	76
Figura 4.22 - Resultados do crescimento de trincas para o tratamento A. $\Delta\sigma=1107\text{MPa}$	78
Figura 4.23 - Resultados do crescimento de trincas para o tratamento B. $\Delta\sigma=1107\text{MPa}$	79

Figura 4.24 - Resultados do crescimento de trincas para o tratamento D. $\Delta\sigma=1107\text{MPa}$	80
Figura 4.25 - Resultados do crescimento de trincas para o tratamento A. $\Delta\sigma=1181\text{MPa}$	81
Figura 4.26 - Resultados do crescimento de trincas para o tratamento B. $\Delta\sigma=1181\text{MPa}$	82
Figura 4.27 - Resultados do crescimento de trincas para o tratamento C. $\Delta\sigma=1181\text{MPa}$	83
Figura 4.28 - Resultados do crescimento de trincas para o tratamento D. $\Delta\sigma=1181\text{MPa}$	84
Figura 4.29 - Resultados do crescimento de trincas para o tratamento A. $\Delta\sigma=1255\text{MPa}$	85
Figura 4.30 - Resultados do crescimento de trincas para o tratamento B. $\Delta\sigma=1255\text{MPa}$	86
Figura 4.31 - Resultados do crescimento de trincas para o tratamento C. $\Delta\sigma=1255\text{MPa}$	87
Figura 4.32 - Resultados do crescimento de trincas para o tratamento D. $\Delta\sigma=1255\text{MPa}$	88
Figura 4.33 - Resultados comparativos do crescimento de trincas para $\Delta\sigma=1107\text{MPa}$	89
Figura 4.34 - Resultados comparativos do crescimento de trincas para $\Delta\sigma=1181\text{MPa}$	90
Figura 4.35 - Resultados comparativos do crescimento de trincas para $\Delta\sigma=1255\text{MPa}$	91
Figura 4.36 - Macrografia da superfície de fratura do corpo de prova do tratamento A.....	93
Figura 4.37 - Macrografia da superfície de fratura do corpo de prova do tratamento B.....	93
Figura 4.38 - Macrografia da superfície de fratura do corpo de prova do tratamento C.....	94
Figura 4.39 - Macrografia da superfície de fratura do corpo de prova do tratamento D.....	94

Figura 4.40 - Fratografia da camada cementada do corpo de prova do tratamento A.....	95
Figura 4.41 - Fratografia da camada cementada do corpo de prova do tratamento B.....	96
Figura 4.42 - Fratografia da camada cementada do corpo de prova do tratamento C.....	97
Figura 4.43 - Fratografia da camada cementada do corpo de prova do tratamento D.....	98
Figura 4.44 - Fratografia de uma região de fratura intergranular do corpo de prova do tratamento A.....	99
Figura 4.45 - Fratografia de uma região de fratura intergranular do corpo de prova do tratamento B.....	100
Figura 4.46 - Fratografia de uma região de fratura intergranular do corpo de prova do tratamento D.....	101
Figura 4.47 - Fratografia da região de fratura final dúctil do corpo de prova do tratamento A.....	102
Figura 4.48 - Fratografia da região de fratura final dúctil do corpo de prova do tratamento B.....	102
Figura 4.49 - Fratografia da região de fratura final dúctil do corpo de prova do tratamento C.....	103
Figura 4.50 - Fratografia da região de fratura final dúctil do corpo de prova do tratamento D.....	103

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Composição química nominal do aço SAE 8620 conforme norma SAE J404.....	45
Tabela 3.2 - Ciclos de cementação e tratamentos térmicos.....	47
Tabela 3.3 - Parâmetros da análise de Raios-X.....	52
Tabela 3.4 - Amplitudes de tensão ($\Delta\sigma$), tensão máxima ($\sigma_{\text{máx}}$) e razão de tensões ($R=\sigma_{\text{mín}}/\sigma_{\text{máx}}$).....	53
Tabela 4.1 - Análise química do aço SAE 8620.....	58
Tabela 4.2 - Dureza superficial e dureza do núcleo dos corpos de prova cementados.....	61
Tabela 4.3 - Profundidade efetiva da camada cementada.....	62
Tabela 4.4 - Tamanho de grão da microestrutura.....	67
Tabela 4.5 - Resultados dos ensaios de tenacidade ao impacto.....	72
Tabela 4.6 - Vida total (Nf) e amplitude de tensão ($\Delta\sigma$) para os corpos de prova do tratamento A.....	73
Tabela 4.7 - Vida total (Nf) e amplitude de tensão ($\Delta\sigma$) para os corpos de prova do tratamento B.....	73
Tabela 4.8 - Vida total (Nf) e amplitude de tensão ($\Delta\sigma$) para os corpos de prova do tratamento C.....	74
Tabela 4.9 - Vida total (Nf) e amplitude de tensão ($\Delta\sigma$) para os corpos de prova do tratamento D.....	74

LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS

$\frac{da}{dN}$	- taxa de crescimento de trinca
$\frac{d2c}{dN}$	- taxa de crescimento de trincas superficiais
γ	- austenita
λ	- comprimento de onda
σ	- tensão
$\Delta\sigma$	- amplitude de tensão
α'	- martensita
(hkl)	- planos cristalográficos
ΔJ	- amplitude de integral J
ΔK	- amplitude de fator de intensidade de tensão
ΔK_{ef}	- amplitude de fator de intensidade de tensão efetivo
ΔK_{op}	- amplitude de fator de intensidade de tensão para abertura de trinca
ΔK_{th}	- amplitude de fator limite de intensidade de tensão
$\sigma_{m\acute{a}x}$	- tensão máxima
$\sigma_{m\acute{i}m}$	- tensão mínima
ϵ -N	- curva deformação - vida
2θ	- ângulo de Bragg
$2c$	- comprimento de trinca superficial
$2c_{m\acute{e}d}io$	- tamanho de trinca superficial médio
a	- profundidade da trinca
	AR - austenita retida
ASM	- American Society for Metals
ASTM	- American Society for Testing and Materials
b	- largura do corpo de prova
	C - fator de forma / constante
$C\gamma$	- fração em volume de austenita

C_C	- fração em volume de carbonetos
CV	- coeficiente de variação
h	- altura do corpo de prova
	H - história de carregamento
HB	- dureza Brinell
HRC	- dureza Rockwell C
HV	- dureza Vickers
I_γ	- intensidade integrada da fase austenita
$I_{\alpha'}$	- intensidade integrada da fase martensita
J	- integral J
	K - fator de intensidade de tensão
K_C	- fator de intensidade de tensão crítico
K_I	- fator de intensidade de tensão do modo I
$K_{m\acute{a}x}$	- fator de intensidade de tensão máximo
$K_{m\acute{i}n}$	- fator de intensidade de tensão mínimo
L	- distância entre apoios externos
l	- distância entre apoios internos
	LTT - low-temperature-tempered
m	- inclinação da reta
M	- martensita
MEV	- Microscopia Eletrônica de Varredura
M_f	- temperatura de fim de transformação martensítica
$M_{m\acute{a}x}$	- momento fletor máximo
M_s	- temperatura de início de transformação martensítica
MTS	- Material Testing System
N	- número de ciclos
N_f	- vida total
P	- carga / cortante
$P_{m\acute{a}x}$	- carga máxima
$P_{m\acute{i}n}$	- carga mínima
R	- razão de tensões / razão de fator de intensidade de tensão / razão de cargas
R_γ	- constante de difração da fase austenita

$R\alpha'$	- constante de difração da fase martensita
S	- desvio padrão
SAE	- Society of Automotive Engineers
S-N	- curva tensão - vida
T_q	- temperatura do meio de têmpera
	U - fração efetiva de abertura de trinca
V_γ	- fração em volume de austenita
V_m	- fração em volume de martensita
y	- coordenada cartesiana y
z	- coordenada cartesiana z

RESUMO

SILVA, V.F. *Influência da austenita retida no crescimento de trincas curtas superficiais por fadiga em camada cementada de aço SAE 8620*. São Carlos, 1997. 121p. Dissertação (Mestrado) - Área Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade de São Paulo.

A austenita retida está sempre presente na microestrutura de camada cementada de aços, em maior ou menor quantidade. Como é uma fase dúctil comparada à martensita, sua presença tem sido alvo de muita controvérsia. Este trabalho apresenta um estudo sobre a influência da austenita retida na propagação de trincas curtas por fadiga em camada cementada de aço SAE 8620. Foram feitos ensaios de fadiga por flexão em quatro pontos, a temperatura ambiente, em corpos de prova sem entalhe com três níveis de amplitude de tensão e razão de tensões de 0,1. Através de diferentes ciclos de cementação e tratamentos térmicos, foram obtidas camadas cementadas com quatro níveis de austenita retida na microestrutura. O teor de austenita retida foi medido através da técnica de difração de Raios-X. Trincas superficiais foram monitoradas por meio da técnica de réplicas de acetato. Como resultados foram obtidos tamanho de trinca em função do número de ciclos e taxa de crescimento de trincas curtas. Corpos de prova com maiores níveis de austenita retida apresentaram maior vida em fadiga.

Palavras-chave: Austenita retida; Camada cementada; Crescimento de trincas curtas por fadiga.

ABSTRACT

SILVA, V.F. *The influence of retained austenite on short fatigue crack growth in case carburized SAE 8620 steel*. São Carlos, 1997. 121p. Dissertação (Mestrado) - Área Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade de São Paulo.

The retained austenite is always present in case carburized steel microstructure in small or high percentages. Since it is a ductile phase, its presence has long been a controversial subject. The influence of retained austenite on short fatigue crack propagation in case carburized SAE 8620 steel was studied in this work. Four-point-bend fatigue tests were carried out at room temperature in specimens without notch using three levels of stress range and a stress ratio of 0.1. Four different amount of retained austenite in the case carburized microstructure were obtained through different cycles of carburizing and heat treating. The retained austenite content was measured by X-ray technique, and the surface short crack growth was monitored by means of acetate replication technique. Crack length versus number of cycles and crack growth rate versus mean crack length were obtained as results. Specimens with higher levels of retained austenite in the carburized case showed longer fatigue life.

Key-words: Retained austenite; Case carburized; Short fatigue crack growth.

INTRODUÇÃO

Aços cementados apresentam uma combinação microestrutural que resulta em elevada dureza superficial, resistência mecânica, resistência à fadiga e resistência ao desgaste. Segundo KRAUSS (1993a), esta combinação de propriedades torna os aços cementados materiais preferenciais na confecção de componentes mecânicos sujeitos à elevadas tensões e solicitações cíclicas, tais como, eixos, mancais e engrenagens. Em particular, a resistência à fadiga por flexão em camadas cementadas, tem sido tratada em diversos trabalhos recentes, devido à grande importância em projetos de engrenagens, para prevenção de falhas na raiz dos dentes (KRAUSS, 1995d).

A microestrutura dos aços cementados é bastante complexa, pois o teor de carbono varia de cerca de 1,0% na superfície até cerca de 0,2% no núcleo. Próximo da superfície a microestrutura é constituída de martensita revenida de alto carbono, austenita retida e carbonetos. No núcleo a microestrutura pode ser formada de martensita revenida de baixo carbono, bainita ou ferrita e perlita, dependendo da espessura da peça, aço e meio de têmpera utilizados.

A presença de austenita retida na microestrutura da camada cementada, tem como principal fator o alto teor de carbono, que impede a transformação de toda austenita em martensita durante a têmpera, devido ao abaixamento da faixa de temperatura de transformação martensítica M_s - M_f (PARRISH, 1980).

A austenita retida é uma fase dútil e segundo PARRISH (1994), sua presença na microestrutura é ainda um assunto bastante polêmico entre pesquisadores. Altos teores de austenita retida na camada cementada

podem diminuir a resistência ao desgaste por pites ou fadiga de contato em engrenagens (FARIA, 1993). Porém, muitos autores sugerem o efeito benéfico da austenita retida na camada cementada durante solicitações cíclicas, devido à transformação induzida por deformação de parte da austenita em martensita.

O teor de austenita retida na camada cementada pode variar em função do ciclo de cementação e tratamentos térmicos utilizados. A influência da austenita retida nas propriedades da camada cementada está diretamente ligada à quantidade e distribuição desta na microestrutura, bem como, ao tipo de solicitação mecânica sofrida pela peça cementada.

De acordo com SMITH (1986), a partir da década de 80 houve um crescente interesse sobre o comportamento de trincas curtas em projetos de engenharia, e, desde então, diversos trabalhos apresentaram estudos sobre o assunto em vários tipos de materiais estruturais. Segundo TANAKA (1987), podem ser consideradas trincas curtas, trincas com comprimento menor que 1mm. Estas possuem um comportamento diferente em fadiga, apresentam taxas de propagação superiores, e crescem a partir de valores ΔK menores que os valores de trincas longas.

Este trabalho tem como objetivo o estudo da influência da austenita retida nas propriedades de fadiga por flexão em camadas cementadas de aço SAE 8620, através da avaliação da propagação de trincas curtas superficiais, utilizando o método de réplicas de acetato. Estudos sobre propagação de trincas por fadiga em camadas cementada, vêm sendo apresentados em diversos trabalhos recentes. Porém, o comportamento de trincas curtas neste tipo de material tem sido pouco estudado.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Considerações gerais sobre a camada cementada

2.1.1 Processo

A camada cementada de um aço é formada através do processo de cementação que, segundo GROSCH (1993), é constituído basicamente de duas etapas: difusão de carbono na superfície e têmpera da peça. A difusão resulta num gradiente de concentração de carbono na camada cementada, de cerca de 1,0% na superfície até o teor de carbono original do aço, geralmente 0,2%. A têmpera posterior tem como resultados um gradiente de dureza e um perfil de tensões residuais compressivas na camada cementada. O teor de carbono superficial é controlado pelo potencial de carbono do meio cementante. A profundidade da camada é controlada pela temperatura e tempo de cementação.

O processo de cementação pode ser classificado pelo meio onde ocorre a difusão: cementação em caixa ou sólida, cementação com sais fundidos, cementação gasosa e cementação iônica ou por plasma.

A etapa de difusão é geralmente realizada em temperatura de aproximadamente 930°C, dentro do campo austenítico. A difusão pode ser seguida de têmpera direta ou seguida de reaustenitização e têmpera. No caso da têmpera direta, ela pode ser feita a partir da temperatura de difusão ou de uma temperatura um pouco menor, aproximadamente 840°C, porém dentro do campo austenítico. A têmpera feita a partir desta temperatura, reduz a possibilidade da ocorrência de distorções na peça. A reaustenitização é feita em temperaturas que variam de 800 a 875°C. Esta reaustenitização tem como vantagens o melhor controle sobre o tamanho e

distribuição de carbonetos na camada cementada, refinamento de grãos e difusão adicional de carbono (HYDE et al.,1994b). Os dois métodos de têmpera são seguidos de revenimento, geralmente em temperaturas que variam de 150 a 180°C.

2.1.2 Microestrutura

Segundo PARRISH (1980), a microestrutura final de uma camada cementada geralmente é formada por martensita revenida de alto carbono, austenita retida, carbonetos dispersos, carbonetos de contorno de grão, inclusões, segregação de fósforo no contorno de grãos e óxidos superficiais. KRAUSS (1993b) destaca como principal componente da microestrutura da camada cementada a martensita de alto carbono revenida à baixa temperatura (*LTT martensite - Low-temperature-tempered-martensite*). A martensita de alto carbono é formada por plaquetas arranjadas de forma não paralelas. Cada plaqueta possui formato tridimensional de uma lentilha, e, quando vista em corte, possui aparência de agulhas. A austenita retida aparece ao redor das plaquetas de martensita.

Os trabalhos de WILLIAMSON et al. (1979), KRAUSS (1995a) e KRAUSS (1995b) apresentam estudos mais detalhados da microestrutura da martensita de alto carbono revenida à baixa temperatura. Quando a martensita é revenida à baixas temperaturas (150 a 200°C), carbonetos finamente dispersos são precipitados nas plaquetas de martensita para aliviar a super-saturação de carbono. Estes carbonetos são denominados de carbonetos de transição: carbonetos épsilon ou carbonetos eta, dependendo de pequenas diferenças em suas estruturas cristalinas. Associado aos carbonetos de transição estão altas densidades de discordâncias que são produzidas por deformações que ocorrem durante a transformação martensítica e durante o revenimento.

A alta densidade de carbonetos de transição associada a subestruturas de discordâncias dificultam a deformação da microestrutura martensítica. Como resultado temos uma microestrutura martensítica de elevada dureza. Embora a martensita de alto carbono revenida à baixa temperatura seja a principal responsável pela alta resistência da camada cementada, KRAUSS (1995b) lembra que a microestrutura da camada cementada pode ser considerada como um material compósito, formado por martensita e austenita retida.

A austenita retida é uma fase dúctil e exerce grande influência nas propriedades da camada cementada. Dependendo da quantidade e distribuição de austenita retida e da condição de carregamento em serviço, a austenita pode diminuir ou melhorar o desempenho da peça (KRAUSS 1995c). Fatores que promovem retenção de austenita retida e também, o desempenho em fadiga da microestrutura contendo austenita retida, serão discutidos adiante com maiores detalhes.

2.1.3 Tensões residuais

O processo de cementação introduz tensões residuais compressivas na camada cementada devido a gradientes de composição e de transformação. KRAUSS (1993a), em uma revisão sobre microestrutura e tensões residuais de aços cementados, explicou, de maneira resumida, a origem das tensões residuais em camadas cementadas. Segundo o autor, devido ao gradiente de carbono, a temperatura de início de transformação martensítica (M_s) do interior da camada é maior que a temperatura M_s da superfície, portanto durante a têmpera a transformação martensítica ocorre primeiro no interior da camada. A expansão de volume devido à transformação do interior da camada é acomodada pela superfície ainda austenítica e portanto mais dúctil. Quando a superfície atinge a temperatura M_s , inicia-se a formação de martensita de alto carbono na superfície. O interior da camada, com uma estrutura martensítica já formada, resiste à

expansão de volume devido a esta transformação, submetendo assim a superfície à compressão, enquanto que o interior é submetido à tração.

As tensões residuais da camada cementada são medidas através da técnica de difração de Raios-X, sendo que o perfil de distribuição dessas tensões pode ser obtido por uma série de exames de camadas sub-superficiais expostas por polimento. GUIMARÃES & IMAKUMA (1990) apresentaram uma revisão das técnicas utilizadas para medição de tensões residuais por difração de Raios-X. A Figura 2.1 mostra um perfil típico de distribuição dessas tensões em uma camada cementada. Os trabalhos de EBERT (1978) e MUNHOZ JR (1983) explicam com maiores detalhes a origem das tensões residuais em camadas cementadas.

Figura 2.1 - Perfil de distribuição de tensões residuais típico de uma camada cementada (HYDE et al.,1992).

2.1.4 Propriedades mecânicas

As propriedades mecânicas da camada cementada estão relacionadas à microestrutura de alta resistência formada basicamente por martensita de alto carbono e austenita retida, e às tensões residuais compressivas. A elevada dureza superficial somada às tensões residuais compressivas,

conferem à camada cementada ótimas propriedades de resistência ao desgaste, resistência à fratura por fadiga de contato, fadiga por impacto e fadiga por flexão.

As tensões residuais compressivas, presentes na camada cementada, exercem um importante papel no aumento da resistência à fratura por fadiga em diversos tipos de solicitações cíclicas. Elas atuam anulando parte das tensões de tração, que ocorrem devido a flexão da peça. A presença de tensões residuais compressivas em camadas cementadas, pode também afetar os mecanismos de propagação de trincas por fadiga. As trincas podem ser freadas, diminuindo sua taxa de propagação ou mesmo ter seu crescimento inibido.

Resistência à fadiga por flexão de camadas cementadas é uma propriedade de grande interesse no projeto de engrenagens. Dentes de engrenagens sofrem solicitações de flexão em serviço, e falhas geralmente ocorrem devido ao aparecimento de trincas na raiz do dente. Vários estudos de microestruturas mais resistente à fadiga por flexão foram realizados por meio de ensaios de flexão em corpos de prova. Em alguns destes trabalhos, foram utilizados corpos de prova com entalhes para simular a curvatura da raiz de um dente de engrenagem. FETT (1988) e SIEBER (1992) estudaram a influência da microestrutura e composição química sobre as propriedades de fadiga por flexão em aços cementados. COHEN et al. (1991) realizaram uma revisão sobre limites de fadiga por flexão em aços cementados de diversos trabalhos publicados com diferentes técnicas de ensaios, aços e tratamentos térmicos.

Resistência à fadiga de contato e resistência ao desgaste, em camadas cementadas, são também propriedades estudadas por alguns pesquisadores. ZHU et al. (1985) estudaram a resistência à fadiga de contato por rolamento em camadas cementadas. Amostras cementadas com 50% de austenita retida apresentaram maior resistência à fadiga de contato

por rolamento. Os autores atribuíram essa melhoria à transformação induzida por deformação da austenita retida. KIM & KWEON (1996) realizaram ensaios de desgaste adesivo em amostras cementadas. Amostras com teores médios de austenita retida (30 a 40%) apresentaram menor resistência ao desgaste sob condições mais severas de ensaios. SILVA et al. (1995) realizaram ensaios de desgaste abrasivos pino-sobre-lixo em amostras de aço SAE 8620 cementadas. Amostras com maiores teores de austenita retida na camada cementada apresentaram melhor resistência ao desgaste. Isto foi atribuído a capacidade de encruamento e transformação induzida por deformação da austenita retida.

2.2 Austenita retida na camada cementada

2.2.1 Retenção da austenita

Em aços, a austenita é estável a temperaturas acima das linhas Ac₃ e Ac_m do diagrama de fases. Durante o resfriamento a austenita torna-se instável e se decompõe em novos constituintes que dependem da taxa de resfriamento e composição química do aço. Quando a transformação envolve processo de difusão, toda a austenita se transforma em ferrita, perlita ou bainita. Porém quando a taxa de resfriamento é elevada, o processo de transformação deixa de ser difusional e a austenita se transforma em martensita por cisalhamento, sendo possível que alguma porcentagem de austenita continue estável a temperatura ambiente (PARRISH, 1980).

A Figura 2.2 apresenta um diagrama de resfriamento contínuo de um aço 20NiMoCr6 cementado, apresentando dureza e porcentagem de constituintes. Pode-se observar que para resfriamentos rápidos (até 10² segundos), a microestrutura resultante possui maior dureza e é composta basicamente de martensita e austenita retida (M+AR), com teor de austenita retida variando entre 50 e 60%.

Figura 2.2 - Diagrama de resfriamento contínuo de um aço 20NiMoCr6 cementado, apresentando dureza e porcentagem de constituintes (PARRISH, 1980).

2.2.2 Influência da composição química

Para que ocorra a transformação de toda austenita em martensita é necessário que no final da têmpera o material atinja a temperatura final de transformação martensítica M_f . As temperaturas de transformação martensítica inicial e final, M_s e M_f , são dependentes do tipo e porcentagem de elementos de liga e, principalmente, da porcentagem de carbono do aço. A Figura 2.3 mostra a variação das temperaturas M_s e M_f em função da porcentagem de carbono do aço. Para altas porcentagens de carbono, 0,7-0,8%, a temperatura M_f se situa abaixo da temperatura ambiente, o que

impede que a transformação chegue ao final durante a têmpera, fazendo com que parte da austenita fique retida na microestrutura. Na camada cementada o teor de carbono pode chegar a 1,0% na superfície e neste caso, a temperatura M_f se situa bem abaixo da temperatura ambiente, permitindo a presença de austenita retida na microestrutura (PARRISH, 1980).

Figura 2.3 - Variação das temperaturas M_s e M_f em função da porcentagem de carbono do aço (SILVA & MEI, 1988).

Algumas equações empíricas servem para o cálculo aproximado da temperatura M_s em função da composição química do aço. A eq. (2.1) publicada por HAYNES (1966) é válida para aços com até 0,5% de carbono e a eq. (2.2) publicada por ANDREWS (1965) é válida para aços com até 0,6% de carbono. Ambas mostram a forte influência do carbono sobre a temperatura M_s e a influência moderada dos elementos de ligas substitucionais que têm como principal função o aumento da temperabilidade do aço (KRAUSS, 1995c).

$$M_s(^{\circ}C) = 561 - 474C - 33Mn - 17Ni - 17Cr - 21Mo \quad (2.1)$$

$$M_s(^{\circ}C) = 539 - 423C - 30,4Mn - 12,1Cr - 17,7Ni - 7,5Mo \quad (2.2)$$

Como já comentado, na camada cementada o teor de carbono pode chegar a 1,0%. Assim, estas equações para aços de diferentes composições químicas, necessitam de correções que podem ser encontradas na literatura na forma de gráficos. Conhecendo a temperatura M_s e a temperatura do meio de têmpera T_q , pode-se também calcular de maneira aproximada a fração em volume de austenita retida V_{γ} , e a fração em volume de martensita $V_m = 1 - V_{\gamma}$, através da eq. (2.3). É importante notar que a fração em volume obtida não é função do tempo, assumindo uma condição de transformação não controlada por difusão (KRAUSS, 1995c).

$$V_{\gamma} = e^{-0,011(M_s - T_q)} \quad (2.3)$$

Para camadas cementadas de aços, os valores calculados e experimentais possuem razoável concordância, sendo que a maior parte dos erros é devido a heterogeneidades química e microestruturais da camada cementada. Apesar da modesta acuracidade, estes cálculos empíricos podem ser utilizados para prever a tendência de um determinado aço para reter austenita (PARRISH, 1980).

2.2.3 Medição da austenita retida

Existem dois métodos para medir o teor de austenita retida da camada cementada: método metalográfico e difração de Raios-X. O método metalográfico é o mais usual. Pode ser feito por comparação visual da microestrutura com padrões ou cartas, ou através de metalografia quantitativa utilizando computador. A difração de Raios-X possibilita medidas com acuracidade de 1%. O perfil do teor de austenita retida na camada cementada pode ser obtido por uma série de exames de camadas sub-

superficiais expostas por polimento. ELDIS (1980) realizou medidas de austenita retida em camadas cementadas através de metalografia quantitativa automatizada e também por difração de Raios-X. Os resultados foram coincidentes para a faixa de 10 a 40% de austenita retida. Teores fora desta faixa apresentaram pequenas diferenças.

2.3 Controle da austenita retida

A austenita possui uma dureza menor do que a martensita. Assim, sua presença na camada cementada, dependendo da aplicação da peça, precisa ser controlada ou em algumas situações, até eliminada. Grande quantidade de austenita retida em camadas cementadas acontece principalmente em função do alto teor de carbono da camada cementada, alto teor de elementos de liga substitucionais, alta temperatura de cementação e geometria da peça. Pode-se reduzir o teor de austenita retida na camada cementada por vários métodos, incluindo revenimento, tratamento sub-zero, reaustenitização intercrítica e jateamento com granalhas (*shot peening*). A seleção do processo depende do nível de desempenho desejado da peça (KRAUSS, 1995c).

2.3.1 Revenimento

No tratamento térmico de revenido é possível transformar a austenita retida. Esta transformação é conhecida como segundo estágio do revenido, e acontece para temperaturas de revenido entre 200 e 250°C. Durante o revenimento, tempo e temperatura devem ser controlados para obter as propriedades finais desejadas. A Figura 2.4 apresenta o teor de austenita retida em função da temperatura de revenimento para aços alto carbono, obtidos por WILLIAMSON et al. (1979).

Figura 2.4 - Teor de austenita retida em função do tempo e temperatura de revenimento para aço 1,2% de carbono (WILLIAMSON et al., 1979).

Em alguns trabalhos, aços cementados revenidos na faixa de temperaturas entre 200 e 250°C, onde parte da austenita retida se transforma, apresentaram uma melhora em algumas propriedades. A Figura 2.5 apresenta um pequeno aumento no limite de fadiga por flexão de alguns aços cementados e revenidos nesta faixa de temperatura.

LEE & HO (1989) observaram um aumento da tenacidade à fratura em camadas cementadas para revenimento entre 300 e 500°C, com uma pequena diminuição da dureza. A Figura 2.6 mostra o efeito do revenimento sobre a dureza e tenacidade à fratura de amostras cementadas encontrado pelos autores.

Figura 2.5 - Efeito da temperatura de revenimento sobre fadiga por flexão para diversos aços cementados (PARRISH, 1980).

Figura 2.6 - Efeito da temperatura de revenimento sobre a dureza e tenacidade à fratura de amostras cementadas (LEE & HO, 1989).

Mas, segundo KRAUSS (1995b), peças cementadas de alto desempenho são geralmente revenidas em temperaturas entre 150 e 200°C, faixa em que a austenita permanece estável. Revenimento em temperaturas acima de 200°C, segundo estágio de revenido, causam a transformação de parte da austenita retida em uma mistura de ferrita e carbonetos. Estas

mudanças aumentam a estabilidade microestrutural, mas reduzem a tenacidade, dureza e resistência da camada cementada.

2.3.2 Tratamento sub-zero

O tratamento sub-zero é o método mais comum e eficaz na redução do teor de austenita retida da camada cementada. A eq. (2.3) mostra que quanto maior o resfriamento abaixo de M_s , maior quantidade de austenita se transformará em martensita durante a têmpera. Contudo, este tratamento deve ser utilizado com cautela, pois possui algumas desvantagens.

Segundo KRAUSS (1995c), a redução da resistência à fratura e à fadiga em aços cementados tratados com sub-zero tem sido documentada por muitos autores. Essa redução de desempenho é atribuída à microtensões residuais de tração que levam ao aumento da sensibilidade à trinca da camada cementada. O revenimento realizado antes e depois do tratamento sub-zero é recomendado para reduzir estas microtensões.

PARRISH (1994) acrescenta que o tratamento sub-zero diminui a ductilidade em flexão e a resistência à fadiga de impacto da camada cementada. O principal fator da queda nas propriedades mecânicas devido ao tratamento sub-zero, parece estar relacionado à formação de cristais grandes de martensita durante a transformação. Estes cristais grandes são mais propensos ao desenvolvimento de trincas sub-superficiais que cristais finos de martensita obtidos em camadas cementadas sem tratamento sub-zero.

Segundo PARRISH (1980), o tratamento sub-zero também produz alguns efeitos benéficos à camada cementada, tais como o aumento da dureza superficial, aumento da estabilidade dimensional em peças com precisão crítica e redução de defeitos causados pela retífica, como queima e trincas. Apesar disso, o autor considera que, tratamentos térmicos sub-zero

após a cementação, com o objetivo de diminuir o teor de austenita retida, são prejudiciais, provocando elevada fragilidade em razão do aparecimento de microtrincas na camada cementada.

O trabalho de PANHANS & FOURNELLE (1981) mostrou uma redução da vida em fadiga para ensaios de flexão rotativa para amostras de aço AISI E9310 cementadas com tratamento sub-zero. Os autores também observaram um aumento da dureza superficial e um aumento da tensão residual compressiva.

Resultados semelhantes foram obtidos por BRANDIS & SCHMIDT (1984), que observaram uma redução no limite de fadiga e resistência a flexão de aços cementados submetidos a tratamento sub-zero. Esta redução foi atribuída pelos autores possivelmente à menor ductilidade da martensita transformada por tratamento sub-zero, quando comparada à transformada por deformação.

2.3.3 Reaustenitização intercrítica

A reaustenitização na faixa de temperatura intercrítica é um método muito eficaz de redução de alto teor de austenita retida na camada cementada. A reaustenitização intercrítica é realizada na faixa de temperaturas entre as linhas Acm e A1 do diagrama de fases Fe-C (relativa ao teor de carbono da camada cementada), onde se encontra duas fases, austenita e carbonetos. Nesta faixa de temperatura o teor de carbono da austenita é reduzido, parte do carbono é utilizado na formação de carbonetos (KRAUSS, 1995c). Outra característica importante da reaustenitização é o refinamento do tamanho de grão austenítico da camada cementada, devido à recristalização dos grãos, resultando em uma microestrutura refinada com melhor distribuição da austenita retida e melhores propriedades mecânicas.

APPLE & KRAUSS (1973) obtiveram uma significativa diminuição no teor de austenita retida em amostras de aço SAE 8620 cementadas, tratadas com reaustenitização intercrítica. A Figura 2.7 mostra o perfil de austenita retida de amostras cementadas e tratadas com reaustenitização intercrítica.

Figura 2.7 - Perfil de austenita retida de amostras cementadas com têmpera simples, reaustenitização simples e reaustenitização intercrítica (APPLE & KRAUSS, 1973).

2.3.4 Jateamento com granalhas (*shot peening*)

A austenita retida na camada cementada pode ser efetivamente reduzida através de jateamento com granalhas. Segundo McCORMICK (1981), o tratamento de jateamento com granalhas (*shot peening*) consiste no bombardeamento de pequenas esferas de aço na superfície de uma peça provocando microdeformações plásticas induzindo tensões residuais de compressão próximas à superfície. Estas microdeformações plásticas podem também provocar transformação induzida por deformação de parte

da austenita retida em martensita próximo à superfície da camada cementada (FARIA & SILVA, 1995).

Em componentes cementados, o teor de austenita retida presente na camada, influencia o valor de tensão residual resultante. O grau de deformação plástica obtido com o jateamento em estruturas com austenita retida é maior, e, portanto, são esperadas tensões residuais compressivas de maior valor. Além disso, a transformação por deformação de parte da austenita irá provocar aumento ainda maior nas tensões residuais compressivas (FARIA, 1993).

KIM et al. (1981) estudaram a influência do jateamento com granalhas sobre as tensões residuais e austenita retida em camadas cementadas. Após o jateamento, observaram uma diminuição do teor de austenita retida e um aumento da dureza superficial, de 60,5 para 62,5 HRC. O gráfico da Figura 2.8 mostra a variação da austenita retida, obtida com o jateamento. Utilizando difração de Raios-X, mediram as tensões residuais na austenita retida e martensita, antes e depois do jateamento. Os resultados mostraram um aumento significativo das tensões residuais de compressão para ambas as fases, sendo o efeito mais acentuado na austenita retida. A Figura 2.9 mostra os perfis de tensões residuais em camadas cementadas tratadas com jateamento.

Figura 2.8 - Diminuição do teor de austenita retida com o jateamento com granalhas (KIM et al., 1981).

Figura 2.9 - Perfis de tensões residuais na camada cementada de aço SAE 4028 (KIM et al., 1981).

SIEBER (1992) destaca como principal fator de melhora das propriedades de fadiga por flexão em camadas cementadas tratadas com jateamento, a redução do teor de austenita retida através da deformação plástica superficial permanente, transformando parte da austenita

mecanicamente instável em martensita. Esta transformação provoca uma expansão de volume, que aumenta a deformação levando ao aumento das tensões residuais de compressão na camada cementada.

2.4 Efeito da austenita retida em fadiga

A resistência à fadiga de aços cementados é fortemente dependente da resistência do material e do perfil de tensões residuais. A austenita retida reduz a resistência da camada cementada e modifica o perfil de tensão residual para valores menos compressivos. Seguindo este raciocínio, a vida em fadiga seria diminuída com a presença de austenita retida, mas a conclusão fica prejudicada ao se considerar a transformação da austenita retida durante os ciclos de fadiga constatado por vários autores. A transformação da austenita retida em trabalho é considerada pela maior parte dos autores como de grande importância para a melhoria da resistência à fadiga (FARIA & MUNHOZ JR, 1990).

O estudo do efeito da austenita retida no comportamento mecânico de aços cementados e carbonitretados tem sido alvo de muitas discussões e controvérsias. No início, a linha de pensamento conduzia a especificações de microestruturas isentas de austenita retida. Os objetivos eram elevada dureza superficial e microestruturas totalmente martensíticas, mesmo que para isso fosse necessário tratamento sub-zero. No entanto, trabalhos mais recentes têm mostrado o efeito benéfico da austenita retida em fadiga, e considerado como prejudicial o tratamento sub-zero com objetivo de diminuir o teor de austenita retida na camada cementada (FARIA & MUNHOZ JR, 1990).

Em trabalhos sobre a influência da austenita retida em camadas cementadas, BRANDIS & SCHMIDT (1984); ZINCHENKO et al. (1988); DOANE (1990); FARIA & MUNHOZ JR (1990); PARRISH (1994) e KRAUSS (1995c), mostraram conclusões semelhantes. A presença de austenita retida

na microestrutura em teores menores que 40%, aumenta a resistência à fadiga por flexão e fadiga por contato em peças cementadas, devido a transformação induzida por deformação em serviço.

Novas pesquisas sobre o assunto visam obter mais dados sobre distribuição e teor ótimo de austenita retida para cada tipo de solicitação mecânica da peça, bem como mecanismos de atuação da transformação induzida por deformação da austenita sobre a nucleação e propagação de trincas por fadiga.

2.4.1 Fadiga de baixo e alto ciclo

KRAUSS (1995d) acredita que, em parte, a controvérsia que existe em torno do efeito da austenita retida sobre a resistência à fadiga, é devido a existência de dois tipos diferentes de solicitação em fadiga: fadiga de baixo ciclo (tensões elevadas) e fadiga de alto ciclo (tensões baixas). A Figura 2.10 apresenta uma curva S-N típica, em que se pode visualizar os dois regimes em fadiga controlados pela tensão. A Figura 2.11 apresenta uma curva ϵ -N típica. Neste tipo de curva o ensaio de fadiga é controlado por deformação, e os regimes de fadiga podem ser relacionados à deformação elástica e plástica. A curva de deformação total é a somatória das deformações elástica e plástica. Assim, pode-se observar que a fadiga de baixo ciclo é dominada pela deformação plástica, ou seja, a ductilidade do material controla a resistência à fadiga. A fadiga de alto ciclo é dependente da deformação elástica. Portanto, o desempenho neste regime é melhorado por microestruturas com alto limite de elasticidade e alta tensão de escoamento.

Figura 2.10 - Curva tensão x número de ciclos, S-N (HYDE et al., 1992).

Figura 2.11 - Curva amplitude de deformação x número de ciclos reversos para falhar, ϵ -N. (KRAUSS, 1995d)

2.4.2 Influência da austenita retida sobre as tensões residuais

A resistência à fadiga de aços cementados é principalmente devida à alta resistência do material e às tensões residuais compressivas na superfície da camada cementada (PARRISH, 1980).

Segundo FARIA & MUNHOZ JR (1990), a não transformação de parte da austenita em martensita, durante o têmpera, é acompanhada por uma variação do perfil de tensões residuais para valores menos compressivos. O

valor e a distribuição da tensão residual é dependente da quantidade e seqüência da transformação martensítica, devido à expansão volumétrica provocada pela reação, que é de aproximadamente 4%.

Em dois trabalhos sobre a influência da austenita retida em camadas cementadas, PANHANS & FOURNELLE (1981) e BRANDIS & SCHMIDT (1984) observaram diminuição das tensões residuais compressivas na camada cementada devido a presença de austenita retida. Em um trabalho anterior DIESBURG (1978), observou o deslocamento do perfil das tensões residuais compressivas para o interior da camada cementada devido a presença de austenita retida.

SHEA (1978) também observou mudanças nas tensões residuais superficiais em ensaios de flexão em aços cementados. Em amostras cementadas com têmpera direta, contendo mais de 20% de austenita retida, após uma deformação inicial (0,8-1,0%), as tensões residuais compressivas aumentaram significativamente com a deformação. Este aumento foi atribuído à transformação induzida por deformação da austenita. Amostras tratadas com sub-zero, com menor teor de austenita retida, aproximadamente 10%, quando deformadas, mostraram pequena redução nas tensões residuais compressivas. A Figura 2.12 apresenta a variação da tensão residual superficial com a deformação em ensaio de flexão para aço SAE 4620 cementado obtido pelo autor.

Figura 2.12 - Variação da tensão residual superficial com a deformação em ensaio de flexão para aço SAE 4620 cementado com diferentes tratamentos térmicos (SHEA, 1978).

2.4.3 Transformação mecânica da austenita retida

A austenita retida em camadas cementadas é instável e, tem excepcional capacidade para transformar-se em martensita sob ação mecânica. KRAUSS (1995d) descreve resumidamente dois tipos de transformação mecânica de austenita retida em martensita: a transformação induzida por tensão e a transformação induzida por deformação.

A transformação induzida por tensão da austenita retida em martensita ocorre em microestruturas contendo austenita retida em pequena quantidade e finamente distribuída. Este tipo de transformação ocorre quando a camada é submetida a tensões próximas do limite de escoamento com pequena deformação. Neste caso não é necessário a geração de sítios de nucleação por deformação.

A transformação induzida por deformação da austenita retida em martensita ocorre em microestruturas com grande quantidade de austenita retida. Neste tipo de transformação a microestrutura necessita de muita

deformação para geração de sítios de nucleação. Assim, uma certa deformação inicial é necessária à formação de martensita.

No trabalho de ZACCONE & KRAUSS (1989), foram observadas transformações induzidas por tensão em aços de alta resistência SAE 4150 de microestrutura martensita - austenita retida. Essas transformações ocorreram em deformações muito pequenas.

RICHMAN & LANDGRAF (1975) analisaram o comportamento do aço SAE 4027 cementado sob solicitação monotônica de tração ou compressão, obtendo porcentagens elevadas de transformação da austenita retida, em média 30% da austenita retida para cada 1% de deformação. Outra observação feita pelos autores é que, para esse tipo de solicitação, obteve-se maior transformação martensítica em deformação de tração que em compressão.

SHEA (1978) estudou a transformação da austenita em ensaios de flexão com corpos de provas de aços SAE 8620, SAE 4620 e SAE 3310 cementados com diferentes tratamentos térmicos. Com exceção das amostras tratadas com sub-zero, todas apresentaram diminuição no teor de austenita retida com o aumento da deformação por flexão. O autor observou uma faixa de deformação crítica (0,8-1,0%) para início da transformação em amostras cementadas e revenidas sem sub-zero para os três aços estudados. Esta deformação crítica é necessária para restabelecer os embriões de deformação na austenita, que foram estabilizados durante o revenimento, e, com isso, iniciar a transformação. A Figura 2.13 apresenta a variação do teor de austenita retida com a deformação para o aço SAE 4620 cementado com diferentes tratamentos térmicos.

Figura 2.13 - Variação do teor de austenita retida com a deformação para o aço SAE 4620 cementado com diferentes tratamentos térmicos (SHEA, 1978).

PANHANS & FOURNELLE (1981) observaram a transformação da austenita em martensita em uma amostra de aço cementada com 54% de austenita retida, através da variação da topografia na superfície da amostra, após um ciclo de fadiga a 875 MPa.

2.4.4 Transformação da austenita retida em fadiga

A transformação martensítica é fortemente influenciada por tensões externas e deformações plásticas. Em solicitações cíclicas de fadiga, devido ao efeito do carregamento e das deformações plásticas envolvidas, vários autores constataram transformações martensíticas a partir da austenita retida (FARIA & MUNHOZ JR, 1990).

PANHANS & FOURNELLE (1981) em testes de fadiga por flexão rotativa com aço AISI E9310 cementado, confirmaram transformações martensíticas em trabalho. A Figura 2.14 apresenta a variação do teor de austenita retida e tensões residuais com os ciclos de fadiga obtida pelos autores, em que se pode observar uma redução no teor de austenita retida e redução das tensões residuais em valores compressivos com os ciclos de

fadiga. Tratamento I, cementação normal. Tratamento II, cementação com sub-zero.

Figura 2.14 - Variação do volume de austenita retida e tensões residuais com ciclos de fadiga de 875 MPa. Tratamento I, cementação normal. Tratamento II, cementação com sub-zero (PANHANS & FOURNELLE, 1981).

ZACCONE et al.(1988) realizaram um estudo de fadiga de baixo ciclo por flexão em corpos de prova com entalhe, em aços alto carbono de microestrutura semelhante às encontradas em camadas de aços cementadas. Análises da superfície fraturada mostraram que uma quantidade significativa de austenita sofreu transformação na zona plástica ao redor da trinca de fadiga. Foram observadas três zonas distintas na região de fratura.

A Figura 2.15 apresenta um diagrama esquemático da região de fratura por fadiga obtida pelos autores. A zona de iniciação é associada a grande

deformação da martensita e quase completa transformação da austenita retida. Nesta zona a fratura é intergranular. Ao redor da zona de iniciação aparece uma extensa zona plástica, na qual muito austenita retida se transformou em martensita. E, por fim, uma estreita zona plástica possivelmente associada ao crescimento estável da trinca anterior à fratura final.

Figura 2.15 - Diagrama esquemático da região de fratura de um corpo de prova submetido à fadiga de baixo ciclo por flexão. Corpos de prova de aço alto carbono com microestrutura martensita-austenita retida (ZACCONE et al., 1988).

Ainda segundo os autores, a transformação induzida por deformação mostrou ser benéfica para a resistência à fadiga de baixo ciclo e alta tensão. Corpos de prova com maior teor de austenita retida mostraram maior vida em fadiga. O efeito benéfico da transformação induzida por deformação da austenita foi atribuído à associação do aumento do encruamento e geração de tensões residuais compressivas que freiam e diminuem a propagação de trinca por fadiga.

VOSKAMP¹ apud FARIA (1993) também observou a transformação da austenita em fadiga no estudo de aços SAE 52100 com vários teores de austenita retida. A Figura 2.16 apresenta a variação do teor de austenita retida e tensão residual com o número de ciclos, notando-se a semelhança do comportamento para as duas variáveis estudadas. O aumento da tensão residual foi correlacionado à expansão volumétrica de 3% na transformação da austenita retida. Esse aumento de tensão residual foi apontado pelo autor como principal fator responsável pelo aumento da resistência à fadiga.

RICHMAM & LANDGRAF (1975) também consideraram a transformação da austenita retida em trabalho como fator muito importante no aumento da resistência à fadiga. Os autores associaram essa melhoria com o ganho de ductilidade por causa da transformação por cisalhamento da austenita ser um mecanismo extra de deformação, e também porque a martensita transformada por deformação é mais dúctil do que a obtida termicamente.

¹ VOSKAMP, A.P.; OSTERLUND, R.; BECKER, P.C.; VINGSBO, O. *Gradual change in residual stress and microstructure during contact fatigue in ball bearing.* **Metals Technology**, Jan. 1980. Apud FARIA, J.V. (1993). **Desenvolvimento de um método de ensaio de fadiga de contato de engrenagens.** São Paulo, 1993. 149p. Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.

Figura 2.16 - Variação da tensão residual e decomposição da austenita retida para várias profundidades e ciclos de fadiga (FARIA, 1993).

Em estudos de fadiga de alto e baixo ciclo, PACHECO & KRAUSS (1989) e ZACCONE et al. (1988) observaram diferenças significativas no efeito do teor e distribuição da austenita retida. Em fadiga de baixo ciclo (altas tensões), grande quantidade de austenita retida (30 a 40%) é favorável para aumento da vida em fadiga. A melhoria é atribuída à transformação da austenita retida em trabalho. Entretanto, em fadiga de alto ciclo (baixas tensões), além do teor de austenita, a distribuição da austenita também é importante. A estrutura fina de martensita e austenita retida, obtida, por exemplo, através da cementação com reaustenitização, reduz significativamente a deformação necessária para a transformação da austenita.

2.5 Iniciação e propagação de trincas por fadiga em camadas cementadas submetidas à flexão.

2.5.1 Iniciação intergranular

Existem muitos locais para nucleação de trincas por fadiga em camadas cementadas submetidas à fadiga por flexão: descontinuidades superficiais, marcas de usinagem, pites, inclusões, óxidos superficiais, carbonetos grandes, cantos vivos e contornos de grão (KRAUSS, 1993a). Porém, no caso de aços cementados com têmpera direta apresentando bom acabamento superficial e oxidação superficial moderada, os contornos de grãos austeníticos são locais preferenciais para nucleação de trincas por fadiga em flexão.

KRAUSS (1978) e HYDE et al. (1994a) mostraram que a susceptibilidade à nucleação de trinca no contorno de grão, em camadas cementadas, está relacionada a dois fatores: segregação de fósforo e formação de carbonetos (cementita) nos contornos de grão. Ambos ocorrem durante a cementação e durante a têmpera, mas não ocorrem durante o revenimento. Portanto, a iniciação de trincas por fadiga em camadas cementadas submetidas à flexão geralmente ocorre de forma intergranular.

HYDE et al. (1992), utilizando réplicas de acetato de celulose, observaram a nucleação de trincas intergranulares na superfície de corpos de prova de aço SAE 4320 cementados submetidos a fadiga por flexão. A nucleação ocorreu durante o primeiro ciclo de fadiga com tensão acima do limite de fadiga. MAGNUSSON & ERICSSON (1980) também monitoraram a formação de trincas em camadas cementadas através da técnica de réplicas de acetato. Os autores concluíram que as trincas intergranulares iniciam prematuramente em fadiga depois de aproximadamente 20% da vida.

Os trabalhos de COHEN et al. (1991); HYDE et al. (1992) e MEDLIN et al. (1995) descrevem os estágios do processo de fratura por fadiga de camadas cementadas submetidas a flexão. A Figura 2.17 apresenta um diagrama esquemático do processo de fratura. Três zonas distintas podem ser identificadas: iniciação, propagação estável e propagação instável da trinca por fadiga. A iniciação ocorre através de trinca intergranular nucleada na superfície, estendendo-se por poucos grãos (2 a 4 grãos de profundidade). Depois, esta trinca é freada (*arrested*) e sua ponta aguda torna-se o ponto de partida para propagação estável de uma trinca transgranular. A trinca transgranular propaga-se até atingir um tamanho crítico, depois, continua sua propagação de forma instável e predominantemente intergranular iniciando a fratura final da camada cementada de aspecto dúctil.

Figura 2.17 - Diagrama esquemático de um processo de fratura por fadiga em camada cementada submetida à flexão.

A região de fratura estável transgranular possui um formato semi-elíptico. O tamanho crítico desta região é determinado pela tenacidade à fratura da microestrutura da camada cementada, e é delineada por um retorno à fratura intergranular. Devido a baixa tenacidade à fratura da região superficial da camada cementada, o tamanho crítico é bem pequeno, aproximadamente 0,2mm. MAGNUSSON & ERICSSON (1980); HYDE et al.

(1992) e REGULY et al. (1995) determinaram a tenacidade à fratura de camadas cementadas através da mecânica da fratura usando como parâmetros a profundidade e largura da região de fratura estável transgranular.

O freamento da trinca intergranular inicial é atribuído, pela maioria dos autores, a dois fatores: à transformação induzida por deformação da austenita retida e às tensões residuais compressivas. Segundo KRAUSS (1995d), microestruturas martensíticas de alto carbono com quantidade moderada de austenita retida (20 a 30%) são susceptíveis à iniciação de fratura intergranular em fadiga de alto ciclo. Portanto, a seqüência de fratura por fadiga não pode ser reprimida. Contudo, mesmo nos primeiros estágios de fadiga em camadas cementadas, a austenita pode ser benéfica através das tensões residuais compressivas introduzidas pela transformação induzida por deformação da austenita. As tensões residuais compressivas podem ajudar a frear a iniciação da trinca intergranular e retardar a propagação estável transgranular da trinca por fadiga.

2.5.2 Iniciação e propagação transgranular

Um segundo mecanismo de iniciação e propagação de trincas por fadiga em camadas cementadas pode ocorrer através de trinca transgranular apresentando um aspecto único de fratura através da camada cementada. Segundo KRAUSS (1993a), essas trincas aparecem em descontinuidades superficiais e aparentemente dependem de mecanismos de escorregamento. Este tipo de iniciação está associada à microestruturas de grãos refinados e baixo teor de austenita retida, geralmente microestruturas produzidas por reaustenitização intercrítica. Os limites de fadiga associados a este tipo de iniciação são maiores que os associados a microestruturas sensíveis à iniciação intergranular.

2.6 Considerações gerais sobre propagação de trinca por fadiga

2.6.1 Mecânica da fratura aplicada à fadiga

Em um trabalho pioneiro, PARIS et al.² apud ANDERSON (1995), trouxeram para a fadiga o conceito de fator de intensidade de tensão, desenvolvido para a fratura monotônica, tornando possível a aplicação da mecânica da fratura à fadiga.

Na fratura monotônica a força motriz para a propagação de uma trinca é o fator de intensidade de tensão K . Na fadiga, a força motriz para a propagação de uma trinca é a amplitude de fator de intensidade de tensão ΔK , ou seja, $\Delta K_{\text{máx}} - \Delta K_{\text{mín}}$.

O fator de intensidade de tensão descreve o estado de tensões nas proximidades da trinca. Este fator foi definido considerando o sólido com comportamento linear elástico. Entretanto, esse conceito é válido também quando há uma deformação não linear em uma pequena zona na ponta da trinca. Isso faz com que a mecânica da fratura linear elástica possa ser aplicada também aos metais e ligas metálicas no regime de escoamento em pequena escala. Para que isto seja possível é necessário que a região de deformação não linear seja pequena e confinada bem dentro da região do domínio do fator de intensidade de tensão (BASTIAN, 1994).

A expressão geral do fator de intensidade de tensão para diferentes geometrias de corpos de prova, trincas e condições de carregamento no modo I, é dada pela eq. (2.4).

$$K_I = C\sigma \sqrt{\pi a} \quad (2.4)$$

onde, K_I é o fator de intensidade de tensão do modo I;
 C é o fator de forma;
 σ é a tensão uniaxial perpendicular ao plano da trinca;
 a é o tamanho da trinca.

² PARIS, P.C.; GOMEZ, M.P.; ANDERSON, W.P. *A rational analytic theory of fatigue. The Trend in Engineering*. V.13, n.1, 1960. p.9-14 apud ANDERSON, T.L. **Fracture Mechanics - Fundamentals and Applications**. 2ed. Boca Raton. CRC press. 1995.

Para um corpo de prova trincado submetido a um carregamento cíclico com tensões aplicadas remotamente, variando entre valores mínimos e máximos, ou seja, com amplitude de tensão constante $\Delta\sigma$, podemos definir a amplitude de fator de intensidade de tensão pela eq. (2.5).

$$\Delta K_I = K_{\max} - K_{\min} = C \Delta\sigma \sqrt{\pi a} \quad (2.5)$$

onde, $\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$, e a razão de tensões $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$ pode ser expressa em função de $K_{\max}$ e $K_{\min}$, ou seja, $R = K_{\min} / K_{\max}$.

Paris et al. mostraram que a taxa do crescimento da trinca devida ao carregamento cíclico podia ser expressa como uma função da amplitude de fator de intensidade de tensão e razão de tensões, resultando na expressão dada pela eq. (2.6).

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R) \quad (2.6)$$

onde da/dN é a taxa de crescimento da trinca por ciclo de carregamento.

2.6.2 Similaridade em fadiga

O conceito de similaridade proporciona a base teórica da mecânica da fratura. Similaridade implica que as condições na ponta da trinca são definidas unicamente por um parâmetro de carregamento como o fator de intensidade de tensão. Sob certas condições o crescimento de trincas por fadiga pode ser caracterizado pelo fator de intensidade de tensão.

Considerando uma trinca crescendo na presença de uma tensão cíclica de amplitude constante, uma zona de deformação plástica forma na ponta da trinca, e o crescimento da trinca deixa para trás uma deformação plástica nas faces da trinca. Se a zona plástica é suficientemente pequena para ser envolvida dentro da zona de singularidade elástica, as condições da ponta da trinca são definidas unicamente por K , e a taxa de crescimento da trinca é caracterizada por $K_{\min}$, $K_{\max}$, e R , ou seja, pela expressão da mostrada na eq. (2.6).

Se $K_{\text{máx}}$ e/ou $K_{\text{mín}}$ variam durante o carregamento cíclico, o crescimento da trinca depende da história de carregamento, assim, a taxa de crescimento de trinca é caracterizado pela expressão dada pela eq. (2.7).

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R, H) \quad (2.7)$$

onde H representa a história de carregamento.

Excessiva plasticidade durante a fadiga pode violar a similaridade, desde que K não caracterize as condições na ponta da trinca. Alguns trabalhos aplicam a integral J à fadiga acompanhada de deformação em larga escala, caracterizando a taxa de crescimento de trinca com a relação dada pela eq. (2.8)

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta J, R) \quad (2.8).$$

Onde ΔJ é a variação da integral J.

2.6.3 Curvas da/dN versus ΔK

A curva da/dN versus ΔK apresentada na Figura 2.18 ilustra o comportamento típico do crescimento de trincas por fadiga em metais. A curva possui um formato sigmoidal, e pode ser dividida em três regiões distintas. Para valores intermediários de ΔK , a curva é linear. Para valores extremos de ΔK o comportamento deixa de ser linear, tendendo para um ΔK limite no início e um ΔK crítico no final.

Figura 2.18 - Crescimento de trincas por fadiga típico em metais (ANDERSON, 1995).

A região I apresenta o fator limite de intensidade de tensão (ΔK_{th}), abaixo do qual não há propagação da trinca. Assim, ΔK_{th} é um parâmetro de resistência à fadiga do material. A propagação da trinca nessa região envolve processos de falhas não contínuos, cujas taxas médias de extensão da trinca são inferiores a 10^{-6} mm/ciclo. Essa região é bastante sensível à microestrutura do material (morfologia, tamanho de grão, dispersão de partículas de segunda fase e inclusões), razão de tensões e meio ambiente.

Na região III a taxa de propagação da trinca é muito elevada e a vida em propagação é muito pequena. Nessa região há uma superposição de mecanismos de fratura monotônica com o mecanismo de estrias. Ela é controlada primariamente pela tenacidade à fratura do material e é de pequena importância na maioria das situações de fadiga (BASTIAN, 1994). Os valores de ΔK tendem aos valores de K_c do material.

Na região II tem-se um crescimento de trinca com taxas intermediárias. O mecanismo de crescimento de trinca é o de estrias. A taxa de crescimento de trincas também é dependente da microestrutura, razão de tensões e meio

ambiente, embora, de forma menos acentuada do que a região A. Devido ao comportamento linear e sua maior extensão, é a região de maior interesse em fadiga, em função de importância na vida em serviço de componentes trincados submetidos à carregamento cíclico. A Lei de Paris expressa o comportamento linear dessa região segundo a eq. (2.9).

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (2.9)$$

onde, m é a inclinação da reta e C é o coeficiente encontrado estendendo a linha reta até $\Delta K = 1 \text{ Mpa.m}^{1/2}$. Dessa forma m e C são parâmetros experimentais que caracterizam o comportamento em fadiga de um dado material para uma determinada razão de tensões e meio ambiente.

A partir da integração da expressão de Paris e da expressão de ΔK , é possível fazer previsões de vida para uma estrutura contendo uma trinca de tamanho conhecido.

2.6.4 Fechamento de trinca por fadiga

Um fenômeno importante para a compreensão da propagação de trincas por fadiga foi observado por ELBER³ apud BASTIAN (1994). Ele constatou que no ciclo de fadiga, durante o descarregamento, a trinca de fadiga fecha-se antes da carga aplicada atingir o valor mínimo. Esse fenômeno foi denominado de fechamento de trinca por fadiga.

O fechamento de trinca ocorre acima da tensão mínima, reduzindo o valor de ΔK para um valor definido como amplitude de fator de intensidade de tensão efetivo ΔK_{ef} , dado pela eq. (2.10):

$$\Delta K_{ef} = K_{max} - K_{op} \quad (2.10)$$

onde K_{op} é o fator de intensidade de tensão para abertura da trinca. A Figura 2.19 ilustra o conceito de ΔK_{ef} .

³ ELBER, W. *Fatigue crack closure under tension*. **Engineering Fracture Mechanics**, v.2, 1970, p.37-45 apud BASTIAN, F.L. **Aplicações da Mecânica da Fratura à Fadiga - Possibilidades e Limitações**. Rio de Janeiro, 1994 (Texto de Conferência) COPPE, UFRJ.

Figura 2.19 - Amplitude de fator de intensidade de tensão efetivo ΔK_{ef} (ANDERSON, 1995).

Quando o corpo de prova é carregado ciclicamente de $K_{mín}$ à $K_{máx}$, as faces da trinca estão em contato abaixo de K_{op} . A porção do ciclo que está abaixo de K_{op} não contribui para o crescimento da trinca por fadiga, diminuindo a taxa de crescimento da trinca. A relação entre ΔK_{ef} e ΔK é dada pela fração efetiva U apresentada pela eq. (2.11):

$$U = \frac{\Delta K_{ef}}{\Delta K} \quad (2.11)$$

Na região intermediária de crescimento de trinca (região II), a taxa de crescimento é função de ΔK_{ef} , e pode ser definida pela eq.(2.12):

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{ef})^m = C(U.\Delta K)^m \quad (2.12)$$

onde C e m são constantes experimentais, independentes da razão de tensões R . A eq.(2.12) ilustra bem o efeito do fechamento de trinca no crescimento de trincas por fadiga, quanto maior o fechamento de trinca, menor será o valor de ΔK_{ef} e de U , fazendo com que a taxa de crescimento de trinca diminua.

SURESH & RITCHIE⁴ apud ANDERSON (1995) identificaram cinco mecanismos de fechamento de trinca por fadiga. Fechamento induzido por

⁴ SURESH, S.; RITCHIE, R.O. Propagation of short fatigue cracks. **International Metallurgical Reviews**, v.45,1978, p.267-276 apud ANDERSON, T.L. **Fracture Mechanics - Fundamentals and Applications**. 2ed. Boca Raton. CRC press. 1995.

plasticidade, fechamento induzido por rugosidade, fechamento induzido por fluido viscoso, fechamento induzido por óxido e fechamento induzido por transformação de fase.

O fechamento de trinca induzido por plasticidade resulta de deformações plásticas residuais nas faces da trinca. Durante os ciclos de carregamento, deformações plásticas na ponta da trinca provocam alongamento de material. Com o avanço da trinca, regiões com deformações plásticas residuais são deixadas para trás nas faces da trinca. Forma-se então, um volume extra de material deformado plasticamente nas faces da trinca. No descarregamento, ocorre o fechamento precoce da trinca pelo contato desse material deformado, produzindo um campo de tensões residuais que anulam parte das tensões externas aplicadas.

O fechamento de trinca induzido por rugosidade pode ocorrer em situações onde a escala do tamanho da rugosidade da superfície da trinca é comparável a um possível deslocamento lateral das superfícies da trinca (modo II). Nestas condições pode ocorrer o fechamento da trinca pelo contato entre as partes salientes das faces da trinca.

O fechamento de trinca induzido por óxidos é geralmente associado com um meio agressivo. Fragmentos de óxidos ou outros produtos de corrosão tornam-se calços entre as faces da trinca.

O fechamento de trinca pode ser induzido por um fluido viscoso. O fluido age como um calço entre as faces da trinca, como o mecanismo do óxido.

O fechamento de trinca induzido por transformação de fase pode ocorrer em materiais que sofrem transformação de fase induzida por tensão ou deformação. A transformação de austenita induzida por tensão ou deformação em martensita na ponta de uma trinca em crescimento pode levar ao fechamento de trinca devido ao aumento de volume e aparecimento de tensões residuais compressivas nas faces e ponta da trinca.

2.6.5 Trincas curtas

O comportamento em fadiga de trincas curtas é geralmente muito diferente do comportamento de trincas longas. Não há uma definição muito precisa de trinca curta, mas a maioria dos pesquisadores consideram trincas curtas, aquelas com menos de 1mm de comprimento.

Trincas curtas possuem um comportamento diferente quando comparado às trincas longas sob as mesmas condições de carregamento em fadiga. As trincas curtas apresentam crescimento de trinca para valores de ΔK abaixo de ΔK_{th} das trincas longas. A Figura 2.20 mostra o comportamento típico do crescimento de trincas curtas comparadas às trincas longas.

Figura 2.20 - Comportamento típico de trincas curtas em metais (ANDERSON, 1995).

Segundo TANAKA (1987), o comportamento anômalo das trincas curtas é resultado da quebra de similaridade, devido ao tamanho reduzido das trincas. De acordo com Tanaka a quebra de similaridade é possivelmente induzida por alguns mecanismos que dependem do tipo de trinca, microestruturalmente curta ou mecanicamente curta.

Trincas microestruturalmente curtas tem dimensões da ordem do tamanho de grão. Geralmente, trincas menores que 100 μ m de comprimento são consideradas microestruturalmente curtas. Estas trincas tem seu comportamento explicado pela quebra de similaridade microestrutural, a deformação plástica próximo à ponta da trinca é muito influenciada pela microestrutura do material. Nesta escala, o material não se comporta como um sólido contínuo. O crescimento da trinca é fortemente influenciado pela microestrutura, e é geralmente esporádico. A trinca pode crescer rapidamente em certos intervalos, e então ser freada (*crack arrest*) quando encontra uma barreira, como um contorno de grão ou uma partícula de segunda fase.

Trincas mecanicamente curtas têm comprimento entre 100 μ m e 1mm. O tamanho é suficiente para aplicar a teoria do sólido contínuo, mas o comportamento não é o mesmo que o de trincas longas. Trincas mecanicamente curtas crescem mais rápidas que trincas longas para o mesmo nível de ΔK , particularmente próximo ao ΔK_{th} . Dois fatores foram identificados como responsáveis pelo crescimento rápido de trincas mecanicamente curtas: o tamanho da zona plástica e fechamento de trinca.

Quando o tamanho da zona plástica é relativamente grande comparado ao tamanho da trinca, não existe uma singularidade elástica na ponta da trinca, e K é invalidado. A efetiva força motriz pode ser inferida pela adição de uma correção através da zona plástica de Irwin. Alguns autores propuseram o ajuste da plasticidade na ponta da trinca caracterizando da/dN com ΔJ ao invés de ΔK .

Segundo TANAKA (1987), o fechamento de trinca desempenha um papel dominante no comportamento anômalo do crescimento de trincas curtas. Trincas curtas exibem diferente comportamento de fechamento de trinca que estão relacionados ao valor de ΔK_{ef} . O fechamento de trinca não é

completamente desenvolvido por causa do tamanho menor das faces das trincas. K_{op} é menor, aumentando o valor de ΔK_{ef} . Isso leva ao aumento do valor de U , portanto a taxa de crescimento é maior para trincas curtas de acordo com o que foi mostrado na eq (2.10), eq.(2.11) e eq.(2.12).

2.6.6 Influência da austenita retida no crescimento de trincas por fadiga

LOU & AVERBACH (1983), observaram, através de ensaios de crescimento de trincas por fadiga em aços inoxidáveis martensíticos alto carbono (1%), um pequeno aumento de ΔK_{th} para corpos de prova com maior teor de austenita retida (20%) em comparação com corpos de prova submetidos ao sub-zero (-120°C) com 6% de austenita retida. Os autores atribuíram esse fato a presença de grande rugosidade nas superfícies fraturadas e presença adicional de tensões residuais compressivas associadas a transformação da austenita em martensita na zona plástica à frente da ponta da trinca. Ambos fatores promovem o fenômeno de fechamento de trinca (*crack closure*).

O crescimento de trincas por fadiga em camada cementada tem sido estudado por alguns pesquisadores. Existe uma dificuldade muito grande devido ao tamanho da camada cementada com relação ao tamanho da trinca nos ensaios tradicionais de propagação de trincas por fadiga. Os resultados de crescimento de trinca são obtidos em função da profundidade da camada cementada, pois a trinca atravessa toda a camada até atingir o núcleo durante o ensaio.

GU et al. (1989), observaram que a presença de austenita retida em camadas cementadas e carbonitretadas é benéfica ao aumento da resistência à fadiga devido à diminuição da taxa de crescimento de trinca por fadiga (da/dN). Segundo os autores, camadas cementadas com 25 a 35% de austenita retida, apresentam um valor máximo de tensão residual compressiva, o que possivelmente causa um significativo fechamento de trinca, levando à diminuição da taxa de crescimento de trinca por fadiga.

LOU et al. (1990) realizaram ensaios de crescimento de trincas por fadiga em corpos de prova cementados com diferentes níveis de austenita retida na camada cementada. Foram observados menores taxas de crescimento de trinca na região próxima à superfície de corpos de prova com maior teor de austenita retida na camada cementada. Os autores atribuíram essa diminuição ao fechamento de trinca induzido por transformação de fase. Esses corpos de prova apresentaram maior efeito de fechamento de trinca, constatados por valores baixos da fração efetiva de fechamento de trinca U ($U = \Delta K_{ef} / \Delta K$), além de apresentarem transformação de fase confinada na zona de deformação plástica da superfície de fratura.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Material

Foi utilizado o aço para construção mecânica SAE 8620 obtido de uma barra laminada à quente, de 19,05mm de diâmetro (3/4 de polegada). A composição química nominal do aço é mostrada na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 - Composição química nominal do aço SAE 8620 conforme norma SAE J404.

Elemento	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	P	S
%mínima	0,18	0,70	0,15	0,40	0,40	0,15	-	-
%máxima	0,23	0,90	0,30	0,70	0,60	0,25	0,035	0,040

O aço SAE 8620 possui como características gerais, média temperabilidade, boa resistência ao desgaste na camada cementada e núcleo tenaz com limite de resistência entre 690 e 1080MPa, dependendo da seção e da temperatura de revenimento. Tem como principais aplicações, a confecção de peças para tratamento superficial de cementação, utilizadas na indústria mecânica e automotiva, tais como, engrenagens, eixos, pinos, etc.

3.2 Corpo de Prova

Foram confeccionados 40 corpos de prova no formato de barras de seção retangular com dimensões finais de 8x10x100mm, após retificados. Os corpos de prova foram retirados da região central da barra de aço, conforme mostrado na Figura 3.1, de modo que as laterais ficaram localizadas na região do meio raio da barra original.

Figura 3.1 - Posição dos corpos de prova na barra original.

Os cantos das laterais dos corpos de prova foram levemente arredondados, para garantir a formação de uma microestrutura homogênea na camada cementada. Segundo COHEN et al. (1992), os cantos quadrados de corpos de prova cementados apresentam maior teor de carbono na microestrutura da camada cementada. Este fato leva a diminuição do desempenho em fadiga por flexão, devido a fragilização e criação de regiões preferenciais de aparecimento de trincas.

3.3 Tratamentos Térmicos

Os corpos de provas foram submetidos a quatro ciclos diferentes de cementação e tratamentos térmicos, denominados tratamentos A, B, C e D. Os ciclos de cementação e tratamentos térmicos estão descritos com detalhes na Tabela 3.2, e os respectivos diagramas estão representados na Figura 3.2.

Tabela 3.2 - Ciclos de cementação e tratamentos térmicos.

Tratamento	Ciclo	Temperatura (°C)	Tempo (minutos)
A	Pré-aquecimento	400	40
	Cementação	930	180
	Austenitização	840	20
	Martêmpera	160	20
	Revenimento	160	120
B	Pré-aquecimento	400	40
	Cementação	930	180
	Austenitização	840	20
	Martêmpera	160	20
	Revenimento	240	120
C	Pré-aquecimento	400	40
	Cementação	930	180
	Martêmpera	160	20
	Pré-aquecimento	400	40
	Reaustenitização	840	20
	Martêmpera	160	20
	Revenimento	160	120
D	Pré-aquecimento	400	40
	Cementação	930	180
	Austenitização	840	20
	Martêmpera	160	20
	1º Revenimento	160	120
	Sub-zero	-190	20
	2º Revenimento	160	120

Figura 3.2 - Diagrama dos ciclos de cementação e tratamentos térmicos.

A cementação e os tratamentos térmicos de todos os corpos de provas foram feitos na BRASIMET Comércio e Indústria S/A. O pré-aquecimento foi feito em estufa tipo poço. A cementação foi feita em meio líquido (banho de sal fundido), utilizando o sal CC110. A austenitização foi feita em banho de sal fundido CC110 a 5%. A martêmpera e o revenimento à 160°C foram feitos em banho de sal fundido AS140. Após a martêmpera os corpos de prova foram resfriados ao ar. O revenimento à 240°C foi feito em forno tipo mufla, e o tratamento sub-zero foi feito com nitrogênio líquido.

3.4 Análise metalográfica

No material como recebido foram feitas análises metalográficas de amostras da região do meio raio da barra original, nas direções longitudinal e transversal. Em amostras dos corpos de prova dos tratamentos A, B, C e D, ensaiadas, foram feitas análises metalográficas da região do núcleo e superfície da camada cementada. As análises da superfície também foram feitas nas regiões próximas da fratura dos corpos de prova. Foi utilizado nital 2% para ataque das microestruturas.

O tamanho de grão austenítico foi medido em amostras do material como recebido e em amostras dos corpos de prova dos tratamentos A, B, C e D. Foi utilizado o *Método do Intercepto de Heyn*, conforme norma ASTM E112-88. Para revelar os contornos de grãos austeníticos do material como recebido foi utilizado nital 2%, nas amostras dos tratamentos A, B, C e D foi utilizado uma solução contendo 10ml de ácido pícrico saturado, 150ml de água, 0,2ml de HCl e 15ml de detergente neutro.

As amostras para análises metalográficas foram polidas manualmente seguindo norma ASTM E3-80, com polimento final em alumina 0,05µm. As análises metalográficas foram feitas em um microscópio óptico LEICA modelo LEITZ DMRX.

3.5 Dureza e microdureza

No material como recebido foram feitas medidas de dureza Brinell, utilizando carga de 187,5kg e esfera de 2,5mm de diâmetro. Na superfície e núcleo dos corpos de prova dos tratamentos A, B, C e D foram feitas medidas de dureza Rockwell C. As medidas de dureza Brinell e Rockwell C foram feitas na máquina Otto Wolpert - Werke, conforme norma ASTM E10 e ASTM E18 respectivamente.

Foi obtido o perfil de microdureza Vickers (200g) para a camada cementada dos corpos de provas dos tratamentos A, B, C e D. Através deste perfil, foi obtido o valor da profundidade efetiva da camada cementada para os quatro tratamentos. Segundo ASM (1988), a profundidade efetiva da camada cementada é definida como sendo a profundidade em que a dureza é igual a 50HRC (equivalente a 513HV).

Foi utilizada uma tabela de conversão de durezas apresentada em ASM (1985). As medidas de microdureza foram feitas na máquina Vickers Microhardness M41 conforme norma ASTM E384.

3.6 Análise de austenita retida

A porcentagem em volume de austenita retida na camada cementada das amostras dos tratamentos A, B, C e D foi determinada através da técnica de difração de Raios-X. Para análise quantitativa de austenita retida foi utilizado o *Método da Comparação Direta*. Este método se baseia na comparação direta entre as intensidades integradas de picos de difração correspondentes aos planos (hkl) das fases martensita (α') e austenita (γ).

O método da comparação direta é apresentado com detalhes em CULLITY (1978) e MUNHOZ JR. (1982). Para o cálculo da fração volumétrica de austenita retida, foi utilizada a equação (3.1).

$$C_{\gamma} = \frac{1 - C_c}{1 + \left(\frac{R_{\gamma}}{R_{\alpha'}} \frac{I_{\alpha'}}{I_{\gamma}} \right)} \quad (3.1)$$

onde, C_{γ} : fração volumétrica de austenita;
 C_c : fração volumétrica de carbonetos;
 R_{γ} : constante de difração da fase γ ;
 $R_{\alpha'}$: constante de difração da fase α' .
 I_{γ} : intensidade integrada da fase γ
 $I_{\alpha'}$: intensidade integrada da fase α'

Os valores de I_{γ} e $I_{\alpha'}$ foram obtidos diretamente dos picos de difração $(220)\gamma$ com ângulo $2\theta \cong 74,4^\circ$ e $(200)\alpha'$ com ângulo $2\theta \cong 65,0^\circ$. Os picos foram integrados utilizando o programa ORIGIN 4.1. Os valores de $R_{\alpha'}$ e R_{γ} foram calculados através de tabelas e ábacos apresentados em CULLITY (1978). O valor calculado para a razão $R_{\gamma}/R_{\alpha'}$ foi 1,4. O valor de C_c foi desprezado nos cálculos.

O perfil de austenita retida na camada cementada para os quatro tratamentos foi obtido por análises de Raios-X sub-superficiais. As remoções sucessivas de material foram realizadas através de polimento mecânico. Foram realizadas seis análises sub-superficiais para cada tratamento.

As medições foram realizadas em um difratômetro com goniômetro horizontal marca RIGAKU-ROTAFLEX modelo RU-200B. Os parâmetros utilizados nas medições são apresentados na Tabela 3.3.

Tabela 3.3 - Parâmetros da análise de Raios-X.

Parâmetro	Valores
Radiação	CuK α
Filtro	Ni
Comprimento de Onda - λ	1,5418Å
Tensão	50kV
Corrente	100mA
Velocidade de Varredura	1°/minuto
Passo	0,02°
Ângulo 2 θ	48 - 97°

3.7 Ensaios de tenacidade ao impacto

Foram realizados ensaios de tenacidade ao impacto, do tipo Charpy, à temperatura ambiente para os tratamentos A, B, C e D, utilizando corpos de prova sem entalhe de dimensões finais de 8x10x55mm. Os resultados foram obtidos à partir da média de seis ensaios para cada condição. Foi utilizada uma máquina de ensaios de impacto HECKERT modelo PSd 50/15.

3.8 Ensaio de fadiga por flexão em quatro pontos

Os ensaios de fadiga em quatro pontos foram realizados à temperatura ambiente em uma máquina servo-hidráulica MTS-810, de 250kN, equipada com um controlador MicroConsole 458.20 e um gerador de funções programável MicroProfiler 458.91. Foi utilizado o modo de controle de carga, com razão de cargas ($P_{\text{mín}}/P_{\text{máx}}$) igual a 0,1 e onda senoidal com frequência de 3Hz.

Os corpos de provas foram ensaiados em flexão com distância entre os apoios internos de 10,0mm e distância entre os apoios externos de 80,0mm. Foram utilizados roletes internos de 6,0mm de diâmetro e roletes externos

de 7,0mm de diâmetro. O dispositivo de ensaio em quatro pontos utilizado é apresentado na Figura 3.3.

Figura 3.3 - Dispositivo de ensaio de fadiga em quatro pontos.

O ensaio de fadiga por flexão em quatro pontos foi utilizado no estudo da propagação de trincas superficiais devido ao tipo de distribuição de tensões durante a flexão. Neste tipo de carregamento, as tensões máximas são concentradas na superfície do corpo de prova entre os dois apoios centrais, onde o momento é máximo. A Figura 3.4 apresenta a distribuição de tensões em uma barra flexionada e as distribuições de tensões cortantes e momentos para a flexão em quatro pontos.

BOABAID (1993) e YATES et al. (1993), utilizaram ensaio semelhante para o estudo de propagação de trincas curtas superficiais por fadiga em quatro pontos em liga a base de níquel Waspaloy.

Figura 3.4 - a) Distribuição de tensões em uma barra flexionada. b) Distribuições de forças cortantes e momentos para a flexão em quatro pontos.

Para o cálculo das tensões na superfície sob tração do corpo de prova foi utilizado a equação (3.2).

$$\sigma = \frac{3}{2}(L-l) \frac{P}{bh^2} \quad (3.2)$$

onde,

- σ : tensão na superfície sob tração;
- L : distância entre apoios externos (80,0mm);
- l : distância entre apoios internos (10,0mm);
- P : carga aplicada
- b : largura do corpo de prova (10,0mm);
- h : altura do corpo de prova (8,0mm).

Foram utilizados três níveis diferentes de carga máxima (7,5, 8,0 e 8,5kN) resultando em três níveis diferentes de tensões máximas na superfície do corpo de prova. A Tabela 3.4 apresenta as amplitudes de tensão ($\Delta\sigma$), tensão máxima ($\sigma_{\text{máx}}$) e razão de tensões ($R=\sigma_{\text{mín}}/\sigma_{\text{máx}}$).

Tabela 3.4 - Amplitudes de tensão ($\Delta\sigma$), tensão máxima ($\sigma_{\text{máx}}$) e razão de tensões ($R=\sigma_{\text{mín}}/\sigma_{\text{máx}}$) utilizadas.

$\Delta\sigma$ (MPa)	$\sigma_{\text{máx}}$ (MPa)	$R=\sigma_{\text{mín}}/\sigma_{\text{máx}}$
1107	1230	0,1
1181	1312	0,1
1255	1394	0,1

Os ensaios de fadiga por flexão em quatro pontos foram realizados até o rompimento dos corpos de prova. Foram obtidos como resultados curvas tensão-vida (S-N) da região de baixo ciclo para os corpos de prova dos tratamentos A, B, C e D.

3.9 Análise da propagação de trincas curtas superficiais

As trincas superficiais foram monitoradas através da técnica de réplicas de acetato. Os ensaios foram interrompidos em intervalos freqüentes para a utilização das réplicas. Assim, as réplicas de acetato possibilitaram gravações permanentes da história das trincas para cada corpo de prova.

Nas paradas para utilização das réplicas, os corpos de prova foram mantidos sob flexão com carga média ($\Delta P/2$). Assim, possíveis trincas superficiais foram mantidas abertas, facilitando a impressão nas réplicas. As superfícies dos corpos de prova submetidas a tração foram previamente polidas com óxido de cromo de 10 μm .

Foram utilizadas réplicas de acetato de celulose de dimensões aproximadas de 20x15mm com espessura de 5mm. A superfície da réplica foi levemente dissolvida com acetona e pressionada contra a superfície do corpo de prova e após aproximadamente 5 minutos, a réplica foi retirada e identificada com o número de ciclos e corpo de prova correspondentes.

As réplicas foram examinadas em um microscópio óptico OLYMPUS BX60MF. As trincas foram medidas utilizando uma escala na ocular do microscópio que foi previamente calibrada por uma escala padrão micrométrica.

A análise da propagação de trincas curtas superficiais por fadiga em flexão à quatro pontos foi feita através de gráficos do tamanho da trinca ($2c$) em função do número de ciclos (N) e taxa de crescimento de trincas ($d2c/dN$) em função do tamanho médio de trinca ($2c_{\text{médio}}$). A taxa de crescimento de trincas foi estimada utilizando o método da secante, equação (3.3), de acordo com BOABAID (1993) e DE LOS RIOS et al. (1995).

$$\frac{d2c}{dN} = \frac{2c_{n+1} - 2c_n}{N_{n+1} - N_n} \quad (3.3)$$

Segundo BOABAID (1993), o valor da taxa de crescimento estimado é mais representativo entre dois estágios, portanto, foi utilizado a equação (3.4) para obtenção do tamanho de trinca médio.

$$2c_{\text{médio}} = \frac{1}{2}(2c_{n+1} + 2c_n) \quad (3.4)$$

3.10 Análise da superfície da fratura

Os aspectos morfológicos das superfícies de fratura dos corpos de provas ensaiados dos tratamentos A, B, C e D foram examinados através de macrografias e de microscopia eletrônica de varredura (MEV). Foi utilizado um estéreo-microscópio LEICA modelo WILD M3B e um microscópio eletrônico de varredura ZEISS DSM960 nas análises.

4 RESULTADOS

4.1 Aço SAE 8620 como recebido

4.1.1 Análise química

O resultado da análise química do aço SAE 8620 utilizado é apresentado na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 - Análise química do aço SAE 8620.

Elemento	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	P	S
% em peso	0,22	0,84	0,26	0,48	0,53	0,16	0,018	0,021

4.1.2 Dureza e tamanho de grão

O aço SAE 8620 no estado como recebido apresentou dureza de 185HB. O tamanho de grão austenítico apresentou diâmetro médio de 10,9 μ m (10,0 ASTM) com desvio padrão $S=1,35$ e coeficiente de variação $CV=3,9\%$.

4.1.3 Microestrutura

A microestrutura é constituída de ferrita e perlita. Na direção longitudinal a microestrutura apresenta bandeamento devido a laminação. As Figuras 4.1 e 4.2 apresentam as microestruturas do aço SAE 8620 no estado como recebido nas direções longitudinal e transversal, respectivamente.

Figura 4.1 - Microestrutura do aço SAE 8620 como recebido. Direção transversal, região do meio raio. Áreas de ferrita (regiões claras) e perlita. Ataque nital 2%. a) Aumento de 70x. b) Aumento de 280x.

Figura 4.2 - Microestrutura do aço SAE 8620 como recebido. Direção longitudinal da barra, região do meio raio. Áreas de ferrita (regiões claras) e perlita. Ataque nital 2%. a) Aumento de 70x. b) Aumento de 280x.

4.2 Corpos de prova cementados

4.2.1 Dureza superficial e dureza do núcleo

O resultado da dureza superficial e dureza do núcleo, para os corpos de prova dos tratamentos A, B, C e D, são apresentados na Tabela 4.2.

Tabela 4.2 - Dureza superficial e dureza do núcleo dos corpos de prova cementados.

Tratamento	Dureza Superficial (HRC)	Dureza do Núcleo (HRC)
A	62,0	44,7
B	59,6	43,9
C	61,7	43,7
D	63,7	44,1

4.2.2 Perfil de dureza e profundidade efetiva da camada cementada

O perfil de dureza Vickers e a profundidade efetiva da camada cementada para os corpos de prova dos tratamentos A, B, C e D, são apresentados nas Figuras 4.3, 4.4, 4.5 e 4.6. A Tabela 4.3 apresenta os valores da profundidade efetiva da camada cementada dos tratamentos.

Tabela 4.3 - Profundidade efetiva da camada cementada.

Tratamento	Profundidade Efetiva (mm)
A	1,54
B	1,09
C	1,23
D	1,20

Figura 4.3 - Perfil de dureza e profundidade efetiva da camada cementada do tratamento A.

Figura 4.4 - Perfil de dureza e profundidade efetiva da camada cementada do tratamento B.

Figura 4.5 - Perfil de dureza e profundidade efetiva da camada cementada do tratamento C.

Figura 4.6 - Perfil de dureza e profundidade efetiva da camada cementada do tratamento D.

4.2.3 Perfil de austenita retida

O resultado das análises de austenita retida da camada cementada das amostras dos tratamentos A, B, C e D, obtidos por difração de Raios-X, são apresentados na Figura 4.7.

Figura 4.7 - Perfis de austenita retida na camada cementada das amostras dos tratamentos A, B, C e D. Medidas realizadas por difração de Raios-X, método da comparação direta.

4.2.4 Microestrutura e tamanho de grão

As micrografias dos contornos de grãos austeníticos das microestruturas das amostras dos tratamentos A, B, C e D são apresentadas nas Figuras 4.8, 4.9, 4.10 e 4.11. A amostra do tratamento C apresentou o menor tamanho de grão, devido ao tratamento de reaustenitização durante o ciclo de cementação e tratamento térmico.

Figura 4.8 - Contorno de grão austenítico da microestrutura da camada cementada do tratamento A. Ataque a base de ácido pícrico, água, HCl, e detergente neutro. Aumento de 280x.

Figura 4.9 - Contorno de grão austenítico da microestrutura da camada cementada do tratamento B. Ataque a base de ácido pícrico, água, HCl, e detergente neutro. Aumento de 280x.

Figura 4.10 - Contorno de grão austenítico da microestrutura da camada cementada do tratamento C. Ataque a base de ácido pícrico, água, HCl, e detergente neutro. Aumento de 280x.

Figura 4.11 - Contorno de grão austenítico da microestrutura da camada cementada do tratamento D. Ataque a base de ácido pícrico, água, HCl, e detergente neutro. Aumento de 280x.

O tamanho de grão da microestrutura das amostras dos tratamentos A, B, C e D são apresentados na Tabela 4.4.

Tabela 4.4 - Tamanho de grão da microestrutura das amostras.

Tratamento	Diâmetro médio (μm)	ASTM	S	CV (%)
A	10,3	10,2	2,36	6,2
B	9,9	10,3	1,95	5,0
C	7,7	11,1	1,64	3,2
D	9,8	10,4	2,51	6,3

As Figuras 4.12, 4.13, 4.14 e 4.15 apresentam as microestruturas do núcleo das amostras dos tratamentos A, B, C e D. Essas microestruturas são compostas de martensita revenida de baixo carbono, ferrita e pequenas áreas de perlita.

As microestruturas das camadas cementadas das amostras dos tratamentos A, B, C e D são apresentadas nas Figuras 4.16, 4.17, 4.18 e 4.19. Essas microestruturas são compostas basicamente de martensita revenida de alto carbono, austenita retida e carbonetos. A austenita retida aparece em maior quantidade na microestrutura das amostras dos tratamentos A e C, a amostra do tratamento B apresentou uma quantidade intermediária, e a amostra do tratamento D apresentou uma quantidade muito pequena. A amostra do tratamento C destaca-se pela presença de uma microestrutura mais refinada que as demais, com carbonetos esféricos finamente dispersos.

Figura 4.12 - Microestrutura do núcleo da amostra do tratamento A. Martensita revenida de baixo carbono e ferrita. Ataque nital 2%. Aumento de 280x.

Figura 4.13 - Microestrutura do núcleo da amostra do tratamento B. Martensita revenida de baixo carbono e ferrita. Ataque nital 2%. Aumento de 280x.

Figura 4.14 - Microestrutura do núcleo da amostra do tratamento C. Martensita revenida de baixo carbono e ferrita. Ataque nital 2%. Aumento de 280x.

Figura 4.15 - Microestrutura do núcleo da amostra do tratamento D. Martensita de baixo carbono revenida e ferrita. Ataque nital 2%. Aumento de 280x.

Figura 4.16 - Microestrutura da superfície da camada cementada da amostra do tratamento A. Martensita revenida de alto carbono, austenita retida e carbonetos. Ataque nital 2%. Aumento de 700x.

Figura 4.17 - Microestrutura da superfície da camada cementada da amostra do tratamento B. Martensita revenida de alto carbono, austenita retida e carbonetos. Ataque nital 2%. Aumento de 700x.

Figura 4.18 - Microestrutura da superfície da camada cementada da amostra do tratamento C. Martensita revenida de alto carbono, austenita retida e carbonetos esféricos. Ataque nital 2%. Aumento de 700x.

Figura 4.19 - Microestrutura da superfície da camada cementada do corpo de prova do tratamento D. Martensita de alto carbono revenida, austenita retida e carbonetos. Ataque nital 2%. Aumento de 700x.

4.3 Ensaio de tenacidade ao impacto

Os resultados obtidos nos ensaios de tenacidade ao impacto são apresentados na Tabela 4.5. Os tratamentos com maiores teores de austenita retida na microestrutura da camada cementada apresentaram maior tenacidade ao impacto.

Tabela 4.5 - Resultados dos ensaios de tenacidade ao impacto. Corpos de prova sem entalhe.

Tratamento	Tenacidade ao impacto (J)						média
A	20,33	20,74	20,09	20,32	19,50	20,19	20,19
B	16,43	14,93	13,76	16,35	14,41	14,76	15,11
C	24,12	27,34	27,45	25,11	27,04	23,20	25,71
D	14,67	14,32	15,25	15,83	14,46	15,14	14,94

4.4 Fadiga por flexão em quatro pontos

Como descrito no capítulo 3, os ensaios de fadiga por flexão em quatro pontos, foram realizados em três níveis diferentes de amplitude de tensão ($\Delta\sigma$) com razão de tensões $R=0,1$. A vida total (N_f) para os corpos de prova dos tratamentos A, B, C e D ensaiados são apresentados nas Tabelas 4.5, 4.6, 4.7 e 4.8, respectivamente.

Tabela 4.6 - Vida total (Nf) e amplitude de tensão ($\Delta\sigma$) para os corpos de prova do tratamento A.

Corpo de prova	$\Delta\sigma$ (MPa)	Nf (ciclos)
4A	1107	5271
5A	1107	12454
8A	1107	21342
1A	1181	6594
2A	1181	3893
3A	1181	4367
6A	1181	4028
7A	1255	1756
9A	1255	4149
10A	1255	3074

Tabela 4.7- Vida total (Nf) e amplitude de tensão ($\Delta\sigma$) para os corpos de prova do tratamento B.

Corpo de prova	$\Delta\sigma$ (MPa)	Nf (ciclos)
3B	1107	2515
4B	1107	4683
7B	1107	10026
2B	1181	2098
5B	1181	1615
6B	1181	1420
8B	1181	1573
1B	1255	1067
9B	1255	2193
10B	1255	1277

Tabela 4.8 - Vida total (Nf) e amplitude de tensão ($\Delta\sigma$) para os corpos de prova do tratamento C.

Corpo de prova	$\Delta\sigma$ (MPa)	Nf (ciclos)
6C	1107	200000*
10C	1107	58026
3C	1181	49118
7C	1181	18228
8C	1181	38431
1C	1255	26132
4C	1255	22057
5C	1255	14279
2C	1255	12160

* não rompeu

Tabela 4.9- Vida total (Nf) e amplitude de tensão ($\Delta\sigma$) para os corpos de prova do tratamento D.

Corpo de prova	$\Delta\sigma$ (MPa)	Nf (ciclos)
1D	1107	767
3D	1107	1242
6D	1107	1541
7D	1107	772
2D	1181	216
4D	1181	323
5D	1181	322
8D	1255	118
9D	1255	268
10D	1255	138

A partir dos dados de vida total (Nf) e amplitude de tensão dos corpos de prova ensaiados, Tabelas 4.6 a 4.9, foram obtidas curvas tensão-vida (S-N) para os quatro tratamentos. A Figura 4.20 apresenta as curvas S-N para os corpos de prova dos quatro tratamentos.

Figura 4.20 - Curvas S-N para os corpos de prova dos quatro tratamentos. Ensaio realizado com $R=0,1$.

4.5 Crescimento de trincas curtas superficiais por fadiga

Como descrito no capítulo 3, a propagação de trincas curtas superficiais por fadiga em flexão à quatro pontos foi realizada através de monitoramento, em intervalos freqüentes, utilizando a técnica de réplicas de acetato. As trincas superficiais foram denominadas de acordo com o exemplo abaixo,

Exemplo: trinca $4A/b$.

onde,

- 4 : número do corpo de prova,
- A : tratamento,
- b : trinca superficial b .

A Figura 4.21 apresenta uma seqüência de crescimento de uma trinca superficial registrada em réplica de acetato.

Figura 4.21 - Seqüência de crescimento de uma trinca superficial registrada em réplica de acetato durante ensaio de fadiga por flexão à quatro pontos. Trinca superficial 8B/a. $\Delta\sigma=1181\text{MPa}$. Aumento de 280x. a) $N=300$ ciclos, $2c=30\mu\text{m}$. b) $N=400$ ciclos, $2c=50\mu\text{m}$. c) $N=900$ ciclos, $2c=90\mu\text{m}$. d) $N=1100$ ciclos, $2c=132\mu\text{m}$. e) $N=1300$ ciclos, $2c=162\mu\text{m}$. f) $N=1500$ ciclos, $2c=190\mu\text{m}$.

A seqüência de figuras subsequentes, referem-se aos resultados do crescimento de trincas curtas superficiais por fadiga em flexão à quatro pontos para os diversos tratamentos, com amplitudes de tensão ($\Delta\sigma$) variáveis, sendo que as três últimas figuras, mostram os resultados comparativos entre trincas curtas dominantes dos diferentes tratamentos para cada amplitude de tensão. São apresentados o comprimento de trinca versus o número de ciclos e a taxa de crescimento de trinca versus o comprimento médio da trinca.

Assim, respectivamente:

As Figuras 4.22, 4.23 e 4.24 apresentam os resultados para os tratamentos A, B e D com $\Delta\sigma=1107\text{MPa}$;

As Figuras 4.25, 4.26, 4.27 e 4.28 apresentam os resultados para os tratamentos A, B, C e D com $\Delta\sigma=1181\text{MPa}$;

As Figuras 4.29, 4.30, 4.31 e 4.32 apresentam os resultados para os tratamentos A, B, C e D com $\Delta\sigma=1255\text{MPa}$;

As Figuras 4.33, 4.34 e 4.35 apresentam os resultados comparativos para os tratamentos A, B, C e D com amplitudes de tensão de 1107, 1181 e 1255MPa.

Figura 4.22 - Resultados do crescimento de trincas para o tratamento A. Amplitude de tensão $\Delta\sigma=1107\text{MPa}$. a) Comprimento de trinca versus número de ciclos. b) Taxa de crescimento de trinca versus comprimento médio de trinca.

Figura 4.23 - Resultados do crescimento de trincas para o tratamento B. Amplitude de tensão $\Delta\sigma=1107\text{MPa}$. a) Comprimento de trinca versus número de ciclos. b) Taxa de crescimento de trinca versus comprimento médio de trinca.

Figura 4.24 - Resultados do crescimento de trincas para o tratamento D. Amplitude de tensão $\Delta\sigma=1107\text{MPa}$. a) Comprimento de trinca versus número de ciclos. b) Taxa de crescimento de trinca versus comprimento médio de trinca.

Figura 4.25 - Resultados do crescimento de trincas para o tratamento A. Amplitude de tensão $\Delta\sigma=1181\text{MPa}$. a) Comprimento de trinca versus número de ciclos. b) Taxa de crescimento de trinca versus comprimento médio de trinca.

Figura 4.26 - Resultados do crescimento de trincas para o tratamento B. Amplitude de tensão $\Delta\sigma=1181\text{MPa}$. a) Comprimento de trinca versus número de ciclos. b) Taxa de crescimento de trinca versus comprimento médio de trinca.

Figura 4.27 - Resultados do crescimento de trincas para o tratamento C. Amplitude de tensão $\Delta\sigma=1181\text{MPa}$. a) Comprimento de trinca versus número de ciclos. b) Taxa de crescimento de trinca versus comprimento médio de trinca.

Figura 4.28 - Resultados do crescimento de trincas para o tratamento D. Amplitude de tensão $\Delta\sigma=1181\text{MPa}$. a) Comprimento de trinca versus número de ciclos. b) Taxa de crescimento de trinca versus comprimento médio de trinca.

Figura 4.29 - Resultados do crescimento de trincas para o tratamento A. Amplitude de tensão $\Delta\sigma=1255\text{MPa}$. a) Comprimento de trinca versus número de ciclos. b) Taxa de crescimento de trinca versus comprimento médio de trinca.

Figura 4.30 - Resultados do crescimento de trincas para o tratamento B. Amplitude de tensão $\Delta\sigma=1255\text{MPa}$. a) Comprimento de trinca versus número de ciclos. b) Taxa de crescimento de trinca versus comprimento médio de trinca.

Figura 4.31 - Resultados do crescimento de trincas para o tratamento C. Amplitude de tensão $\Delta\sigma=1255\text{MPa}$. a) Comprimento de trinca versus número de ciclos. b) Taxa de crescimento de trinca versus comprimento médio de trinca.

Figura 4.32 - Resultados do crescimento de trincas para o tratamento D. Amplitude de tensão $\Delta\sigma=1255\text{MPa}$. a) Comprimento de trinca versus número de ciclos. b) Taxa de crescimento de trinca versus comprimento médio de trinca.

Figura 4.33 - Resultados comparativos do crescimento de trincas para amplitude de tensão $\Delta\sigma=1107\text{MPa}$. a) Comprimento de trinca versus número de ciclos. b) Taxa de crescimento de trinca versus comprimento médio de trinca.

Figura 4.34 - Resultados comparativos do crescimento de trincas para amplitude de tensão $\Delta\sigma=1181\text{MPa}$. a) Comprimento de trinca versus número de ciclos. b) Taxa de crescimento de trinca versus comprimento médio de trinca.

Figura 4.35 - Resultados comparativos do crescimento de trincas para amplitude de tensão $\Delta\sigma=1255\text{MPa}$. a) Comprimento de trinca versus número de ciclos. b) Taxa de crescimento de trinca versus comprimento médio de trinca.

4.6 Análise da superfície de fratura

4.6.1 Macrografias

As macrografias das superfícies de fratura dos corpos de prova dos tratamentos A, B, C e D são apresentadas nas Figuras 4.36, 4.37, 4.38 e 4.39, respectivamente. Três regiões distintas podem ser visualizadas: uma região de fratura frágil próximo à superfície (parte superior da macrografia), onde a trinca se iniciou e propagou através da camada cementada; uma região de transição entre a camada cementada e o núcleo, também de fratura frágil; e uma região final de fratura dúctil.

4.6.2 Análise por MEV

As macrografias da camada cementada dos corpos de prova dos tratamentos A, B, C e D são apresentadas nas Figuras 4.40, 4.41, 4.42 e 4.43, respectivamente. É mostrado o aspecto transgranular das trincas por fadiga em dois aumentos.

As Figuras 4.44, 4.45, e 4.46 apresentam macrografias de regiões diferenciadas de propagação de trinca localizada na camada cementada, próximo à um dos cantos dos corpos de prova dos tratamentos A, B e D, respectivamente. É mostrado o aspecto intergranular da fratura em dois aumentos.

As macrografias das regiões de fratura final dúctil dos corpos de prova dos tratamentos A, B, C e D são apresentadas nas Figuras 4.47, 4.48, 4.49 e 4.50, respectivamente. A região é formada por microvazios, sendo que alguns apresentam em seu interior inclusões não metálicas (MnS).

Figura 4.36 - Macrografia da superfície de fratura do corpo de prova do tratamento A submetido a ensaio de fadiga em flexão. Aumento de 10x.

Figura 4.37 - Macrografia da superfície de fratura do corpo de prova do tratamento B submetido a ensaio de fadiga em flexão. Aumento de 10x.

Figura 4.38 - Macrografia da superfície de fratura do corpo de prova do tratamento C submetido a ensaio de fadiga em flexão. Aumento de 10x.

Figura 4.39 - Macrografia da superfície de fratura do corpo de prova do tratamento D submetido a ensaio de fadiga em flexão. Aumento de 10x.

Figura 4.40 - a) Fratografia da camada cementada do corpo de prova do tratamento A submetido à fadiga em flexão. Fratura transgranular. b) Mesma região com maior aumento.

Figura 4.41 - a) Fratografia da camada cementada do corpo de prova do tratamento B submetido à fadiga em flexão. Fratura transgranular. b) Mesma região com maior aumento.

Figura 4.42 - a) Fratografia da camada cementada do corpo de prova do tratamento C submetido à fadiga em flexão. Fratura transgranular. b) Mesma região com maior aumento.

Figura 4.43 - a) Fratografia da camada cimentada do corpo de prova do tratamento D submetido à fadiga em flexão. Fratura transgranular. b) Mesma região com maior aumento.

Figura 4.44 - a) Fratografia de uma região de fratura intergranular localizada na camada cimentada, próximo à um dos cantos do corpo de prova do tratamento A submetido à fadiga em flexão. b) Mesma região com maior aumento.

Figura 4.45 - a) Fratografia de uma região de fratura intergranular localizada na camada cimentada, próximo à um dos cantos do corpo de prova do tratamento B submetido à fadiga em flexão b) Mesma região com maior aumento.

Figura 4.46 - a) Fratografia de uma região de fratura intergranular localizada na camada cementada, próximo à um dos cantos do corpo de prova do tratamento D submetido à fadiga em flexão. b) Mesma região com maior aumento.

Figura 4.47 - Fratografia da região de fratura final dúctil do corpo de prova do tratamento A submetido à fadiga em flexão. Alguns microvazios apresentam em seu interior inclusões não metálicas (MnS).

Figura 4.48 - Fratografia da região de fratura final dúctil do corpo de prova do tratamento B submetido à fadiga em flexão. Alguns microvazios apresentam em seu interior inclusões não metálicas (MnS).

Figura 4.49 - Fratografia da região de fratura final dúctil do corpo de prova do tratamento C submetido à fadiga em flexão. Alguns microvazios apresentam em seu interior inclusões não metálicas (MnS).

Figura 4.50 - Fratografia da região de fratura final dúctil do corpo de prova do tratamento D submetido à fadiga em flexão. Alguns microvazios apresentam em seu interior inclusões não metálicas (MnS).

5 DISCUSSÃO

5.1 Microestrutura

As microestruturas do núcleo das amostras cementadas, Figuras 4.12 a 4.15 (páginas 68 e 69), apresentaram-se semelhantes para os quatro tratamentos, constituídas basicamente de martensita revenida de baixo carbono, ferrita (regiões claras) e pequenas áreas de perlita (regiões escuras). O aparecimento de ferrita na microestrutura é devido à austenitização à 840 °C, temperatura na qual o material do núcleo, que tem 0,2% de carbono, se encontra dentro da zona intercrítica hipoeutetóide (ferrita e austenita), portanto, durante a têmpera a austenita é transformada em martensita, resultando nas microestruturas observadas.

Os diferentes tratamentos térmicos realizados após a cementação não provocaram mudanças consideráveis nas microestruturas do núcleo das amostras, isto pode ser constatado a partir da semelhança existente entre as microestruturas e também entre os valores de dureza do núcleo, Tabela 4.2 (página 61). Essas observações sugerem que as propriedades mecânicas das amostras foram influenciadas de forma aproximadamente igual pela microestrutura do núcleo.

As amostras dos quatro tratamentos apresentaram as microestruturas da camada cementada constituídas de martensita revenida de alto carbono, austenita retida e carbonetos, Figuras 4.16 a 4.19 (páginas 70 e 71), entretanto, apresentaram grandes variações quanto ao teor e distribuição destes constituintes, e também quanto ao tamanho de grão austenítico, devido aos diferentes ciclos de cementação e tratamentos térmicos utilizados. Os resultados das análises de difração de Raios-X, Figura 4.7 (página 64), mostraram a variação do teor de austenita retida através da

camada cementada das quatro amostras. Os tratamentos A e C apresentaram as maiores quantidade de austenita retida próximo à superfície, cerca de 35 e 32%, respectivamente, o tratamento B apresentou cerca de 12% e o tratamento D apresentou cerca de 5%.

A diferença do teor de austenita retida do tratamentos B em relação aos tratamentos A e C é devida à variação da temperatura de revenimento. As amostras dos tratamentos A e C foram revenidas à 160°C, primeiro estágio do revenido, faixa de temperatura na qual a austenita permanece estável, ocorrendo apenas o alívio de tensões e formação de carbonetos de transição na microestrutura. Esta temperatura está dentro da faixa considerada ideal (150-200°C) para se obter uma microestrutura da camada cementada com melhores propriedades (KRAUSS, 1995b). Já o tratamento B apresentou uma redução no teor de austenita retida devido ao revenimento à 240°C, segundo estágio do revenido, faixa de temperatura em que ocorre transformação de parte da austenita retida em uma mistura de ferrita e carbonetos (HONEYCOMBE & BHADSHIA, 1995). O tratamento D apresentou o menor teor de austenita retida devido ao tratamento sub-zero, com nitrogênio líquido, o qual proporcionou a transformação da maior parte de austenita em martensita. O revenimento feito antes do tratamento sub-zero é recomendado para diminuir o risco de trincas na camada.

O tratamento C apresentou uma microestrutura mais refinada que as demais; em consequência, a austenita retida aparece de maneira mais dispersa. Comparando as micrografias dos contornos de grãos e os respectivos valores de tamanho de grão austenítico, Figuras 4.8 a 4.11 (páginas 65 e 66), e Tabela 4.4 (página 67), foi observado que o tratamento de reaustenitização à 840°C, zona intercrítica hipereutetóide (austenita e cementita), levou à recristalização dos grãos austeníticos e à formação de carbonetos globulares na microestrutura da camada cementada da amostra do tratamento C. O teor de austenita retida pouco menor desse tratamento comparado ao tratamento A, também é devido a reaustenitização: parte do

carbono da austenita é utilizado na formação de carbonetos. Devido à presença de carbonetos esféricos dispersos na microestrutura é esperado que este tratamento apresente excelente resistência ao desgaste.

5.2 Dureza superficial

Na análise dos valores de dureza superficial das amostras cementadas, Tabela 4.2 (página 61), pode-se estabelecer uma relação entre dureza, teor de austenita retida na camada cementada e temperatura de revenimento. Os tratamentos A, C e D, revenidos à 160°C, apresentaram valores de dureza em função do teor de austenita retida: quanto maior o teor de austenita menor a dureza superficial. Já o tratamento B apresentou menor valor de dureza devido ao revenimento ter sido realizado à uma temperatura maior, 240°C, apesar de possuir um teor de austenita intermediário em relação aos demais tratamentos.

5.3 Tenacidade ao impacto

Os resultados de tenacidade ao impacto, Tabela 4.5 (página 72), mostraram-se estar relacionados ao teor de austenita retida e tamanho de grão austenítico da camada cementada das amostras. O tratamento C apresentou o maior valor de tenacidade devido à combinação de alto teor de austenita retida e menor tamanho de grão austenítico, o tratamento A apresentou o segundo melhor resultado devido ao alto teor de austenita retida, os tratamentos B e D apresentaram os menores valores de tenacidade. O resultado obtido para o tratamento D é devido ao tratamento sub-zero, que segundo PARRISH (1980), PARRISH (1994) e KRAUSS (1995c), levam à fragilização da camada cementada em razão do aparecimento de microtrincas. Para o tratamento B (revenido à 240°C) era esperado um valor de tenacidade superior ao tratamento D, entretanto, o valor apresentado pode ser explicado por um dos fatores descritos a seguir, ou pela combinação deles:

a) Diminuição das tensões residuais compressivas: o revenimento em temperaturas acima de 200°C, causa redução acentuada das tensões residuais compressivas da camada cementada levando ao empobrecimento das propriedades mecânicas da peça (PARRISH, 1980);

b) Transformação da austenita retida no revenido: em temperaturas de revenido acima de 200°C, segundo estágio do revenido, parte da austenita retida transforma-se em uma mistura de ferrita e cementita (HONEYCOMBE & BHADESHIA, 1995). Essa microestrutura resultante é frágil, o que pode levar à uma redução acentuada da tenacidade ao impacto da camada cementada, caso não sofra um segundo revenimento.

5.4 Ensaio de fadiga por flexão

Os resultados obtidos nas curvas S-N, Figura 4.20 (página 75), mostraram um melhor desempenho em fadiga por flexão, (fadiga de baixo ciclo), para os tratamentos que apresentaram maior teor de austenita retida na microestrutura da camada cementada. O mesmo comportamento pode ser observado na análise do crescimento de trincas por fadiga para os três níveis de tensões, Figuras 4.33a, 4.34a e 4.35a (páginas 89 a 91). Os corpos de prova dos tratamentos com maiores teores de austenita retida tiveram o início da propagação de trincas retardados, para as mesmas condições de ensaios.

O desempenho superior do tratamento C, quando comparado ao tratamento A, se deve à microestrutura mais refinada apresentada pelo primeiro, segundo HYDE et al. (1994b), o tamanho de grão austenítico da camada cementada exerce uma influência sobre o limite de fadiga similar à relação de “Hall-Petch”, onde o aumento do limite de fadiga é diretamente proporcional ao inverso do quadrado do diâmetro do grão ($d^{-1/2}$). Outro fator importante é a influência da microestrutura no crescimento de trincas curtas. Segundo DE LOS RIOS et al. (1995), a microestrutura age como barreiras

durante a propagação de trincas curtas, portanto, como a microestrutura mais refinada do tratamento C apresenta um menor espaçamento entre barreiras (contornos de grãos, carbonetos esféricos e placas de martensita), esse tratamento apresenta maior resistência à fadiga devido à redução da taxa de propagação dessas trincas.

Todas as trincas analisadas apresentaram um comportamento típico de trincas curtas. As Figuras 4.33b, 4.34b e 4.35b (páginas 89 a 91), mostram as variações da taxa de crescimento, indicando um crescimento esporádico, principal característica que as diferenciam das trincas longas (ANDERSON, 1995).

Para as condições de ensaios utilizadas neste trabalho, fadiga de baixo ciclo em flexão, a presença de austenita retida na microestrutura da camada cementada mostrou-se benéfica para o aumento da vida em fadiga dos corpos de prova. De modo genérico, diversos pesquisadores, em estudos semelhantes, atribuem essa melhora nas propriedades de fadiga à capacidade de transformação induzida por deformação de austenita em martensita e à presença adicional de tensões residuais compressivas devidas à essa transformação. Nos trabalhos de PANHANS & FOURNELLE (1981), e ZACCONE et al. (1988), foram observados a ocorrência dessa transformação em camadas cementadas de aço em ensaios de fadiga de baixo ciclo.

A melhora nas propriedades de fadiga devido à presença de austenita retida na camada cementada, também pode ser entendida através de estudos de crescimento de trincas por fadiga, utilizando a mecânica da fratura. A presença de tensões residuais associadas à transformação induzida por deformação na zona plástica à frente da ponta da trinca são fatores que promovem o fenômeno de fechamento de trinca (*crack closure*), o qual leva à uma redução da taxa de crescimento de trincas. GU et al. (1989) e LOU et al. (1990), realizaram ensaios de propagação de trincas por

fadiga em corpos de prova cementados. Ambos observaram uma redução da taxa de propagação de trincas para corpos de provas com maior teor de austenita retida na camada cementada, e atribuíram esse fato ao fechamento de trinca induzido por transformação de fase, causado pela presença de tensões residuais compressivas e transformação induzida por deformação da austenita retida.

5.5 Análise da superfície de fratura

Através das análises das superfícies de fratura, foi constatado que houve iniciação e propagação transgranular de trincas por fadiga através da camada cementada para os corpos de prova dos quatro tratamentos, Figuras 4.40 a 4.43 (páginas 95 a 98). Este mecanismo de trinca por fadiga, segundo KRAUSS (1993a), está associado a microestruturas de grão refinado e de alto limite de fadiga. As superfícies de fratura dos corpos de provas dos tratamentos A, B e D apresentaram regiões onde a iniciação de trincas ocorreu de forma intergranular, Figuras 4.44 a 4.46 (páginas 99 a 101). Essas regiões foram localizadas próximo à um dos cantos dos corpos de prova analisados, porém, não representam o mecanismo predominante de fratura. A superfície de fratura do corpo de prova do tratamento C não apresentou esta região, provavelmente devido ao refinamento de grão. As regiões de fratura final dúctil dos corpos de prova dos quatro tratamentos, Figuras 4.47 a 4.50 (páginas 102 e 103), apresentaram grande semelhança. No interior de alguns microvazios foi constatada a presença de partículas, MEDLIN et al. (1995) identificou partículas semelhantes como sendo inclusões não metálicas de sulfeto de manganês, MnS.

5.6 Considerações finais

As amostras dos tratamentos com maiores teores de austenita retida na microestrutura da camada cementada (tratamentos A e C), apresentaram ótimos valores de dureza superficial, tenacidade ao impacto e resistência à

fadiga por flexão (baixo ciclo), sendo que para as duas últimas propriedades, o tratamento C apresentou resultados superiores devido à microestrutura mais refinada, o que possibilitou uma melhor distribuição da austenita retida. O controle do teor de austenita retida feito através de revenimento à temperatura mais elevada (tratamento B), ou através de tratamento sub-zero (tratamento D), mostrou-se prejudicial, com redução da tenacidade ao impacto e da resistência à fadiga por flexão. O tratamento A é geralmente utilizado na indústria, devido à sua simplicidade e ótimas propriedades finais, o tratamento C é o mais recomendado quando se deseja obter propriedades superiores, porém, apresenta como desvantagem o aumento do custo do processo. Já o tratamento B, para ser utilizado, é necessário que se faça um segundo revenimento para melhorar a tenacidade ao impacto, e o tratamento D, que apresenta como vantagem a elevada dureza superficial, pode ser utilizado no projeto de peças que necessitam de elevada resistência ao desgaste, porém, com moderada resistência ao impacto e à fadiga por flexão.

6 CONCLUSÕES

1. A presença de austenita retida na microestrutura da camada cementada aumenta a tenacidade ao impacto e melhora o desempenho em fadiga de baixo ciclo por flexão de peças cementadas, retardando a nucleação de trincas por fadiga.
2. O mecanismo de transformação induzida por deformação da austenita retida em martensita e a presença adicional de tensões residuais devido a essa transformação são os principais responsáveis pelo aumento da resistência à fadiga. Ambos fatores promovem o fenômeno de fechamento de trincas por fadiga, responsável pela diminuição da taxa de propagação de trincas.
3. A cementação com tratamento térmico de reaustenitização produz uma camada cementada com elevada resistência à fadiga por flexão (baixo ciclo) e elevada tenacidade ao impacto devido à microestrutura mais refinada e com melhor distribuição de austenita retida.
4. O tratamento sub-zero, produz uma microestrutura da camada cementada com baixo teor de austenita retida e elevada dureza, porém com baixa resistência à fadiga de baixo ciclo em flexão e baixa tenacidade ao impacto.
5. O controle de austenita retida feito através de revenimento à 240°C, mostrou-se inadequado, resultando em uma camada cementada com menor dureza superficial, baixa resistência à fadiga por flexão e baixa tenacidade, sendo que esta última propriedade pode ser melhorada com a realização de um segundo revenimento.

6. Os corpos de prova dos quatro tratamentos apresentaram iniciação e propagação transgranular de trincas por fadiga através da camada cementada, característica esta, encontrada em microestruturas de aços cementados com tamanho de grão austenítico refinado.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Estudos do crescimento de trincas curtas superficiais através do método de réplicas de acetato em outros aços utilizados para cementação.
2. Avaliação da influência da austenita retida em ensaios de desgaste adesivo (metal-metal), fadiga de contato e fadiga por impacto de engrenagens.
3. Análise do perfil de tensões residuais da camada cementada, bem como sua influência nas propriedades, para os tratamentos utilizados neste trabalho.
4. Estudo do crescimento de trincas curtas superficiais para fadiga de alto ciclo em flexão.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN SOCIETY FOR METALS (1985). *Metals Handbook* - Properties and Selection: Irons and Steels. 9.ed. Ohio, v.1

AMERICAN SOCIETY FOR METALS (1987). *Metals Handbook* - Mechanical Testing. 9.ed. Ohio, v.8

AMERICAN SOCIETY FOR METALS (1988). *Metals Handbook* - Heat Treating. 9.ed. Ohio, v.4

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM E10 (1991). Standard test method for Brinell hardness of metallic materials. Philadelphia, ASTM.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM E112-88 (1991). Standard test methods for determining average grain size. Philadelphia, ASTM.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM E18 (1991). Standard test methods for Rockwell hardness and Rockwell superficial hardness of metallic materials. Philadelphia, ASTM.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM E3-80 (1991). Standard methods of preparation of metallographic specimens. Philadelphia, ASTM.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM E384 (1991). Standard methods for microhardness of materials. Philadelphia, ASTM.

ANDERSON, T.L. (1995). *Fracture Mechanics - fundamentals and applications*. Boca Raton, CRC press.

ANDREWS, K.W. (1965). Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures. *Journal of The Iron and Steel Institute*, v.203, n.7, p.721-727, Jul.

APPLE, C.A.; KRAUSS, G. (1973). Microcracking and fatigue in carburized steel. *Metallurgical Transactions*, v.4, n.5, p.1195-1200, May.

- AVERBACH, B.L.; LOU, B.; PEARSON, P.K.; FAIRCHILD, R.E.; BAMBERGER, E.N. (1985). Fatigue crack propagation in carburized high alloy bearing steels. *Metallurgical Transactions A*, v.16A, n.7, p.1253-1265, Jul.
- BASTIAN, F.L. (1994). *Aplicação da Mecânica da Fratura à Fadiga - Possibilidades e Limitações*. Rio de Janeiro. (Texto de Conferência). COPPE. UFRJ.
- BOABAID, J.S. (1993). *The effect of manufacturing variables on short fatigue crack growth in Waspaloy at 19°C* - Second Progress Report. Sheffield, University of Sheffield, May.
- BOABAID, J.S.; YATES, J.R. (1993). The effect of grinding condition on short fatigue crack growth in Waspaloy at 19°C. *Durability and Structural Reliability of Airframes*. Sheffield.
- BRANDIS, H.; SCHMIDT, W. (1984). Contribution to the influence of retained austenite on the mechanical properties of case hardened steels. In: CASE HARDENED STEELS: MICROSTRUCTURAL AND RESIDUAL STRESS EFFECTS, Atlanta, 1983. *Proceedings*. Warrendale, The Metallurgical Society of AIME. p.189-209.
- CARNEIRO, T.; PAPALÉO, R.; CESCÓN, T. (1986). Determinação da quantidade de austenita retida em aços rápidos contendo nióbio, por meio de difratometria de raios x. *Metallurgia ABM*, v.42, n.340, p.193-197, mar.
- COHEN, R.E.; HAAGENSEN, P.J.; MATLOCK, D.K.; KRAUSS, G. (1991). Assessment of bending fatigue limits for carburized steel. *SAE Technical Paper Series*, n.910140.
- COHEN, R.E.; MATLOCK, D.K.; KRAUSS, G. (1992). Specimen edge effects on bending fatigue of carburized steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, v.1, n.5, p.695-703, Oct.
- CULLITY, B.D. (1978). *Elements of x-ray diffraction*. 2.ed. Reading, Addison - Wesley.
- DE LOS RIOS, E.R.; MERCIER, P.; EL-SEHILY, B.M. (1996) Short crack growth behaviour under variable amplitude loading of shot peened surfaces. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v.19, n.2/3, p.175-184.
- DE LOS RIOS, E.R.; WALLEY, A.; MILAN, M.T.; HAMMERSLEY, G. (1995). Fatigue crack initiation and propagation on shot-peened surfaces in A316 stainless steel. *International Journal of Fatigue*, v.17, n.7, p.493-499.

- DIESBURG, D.E. (1978). High-cycle and impact fracture behavior of carburized steels. *SAE Technical Paper Series*, n.780771.
- DIESBURG, D.E.; ELDIS, G.T. (1978). Fracture resistance of various carburized steels. *Metallurgical Transactions A*, v.9A, n.11, p.1561-1570, Nov.
- DOANE, D.V. (1990). Carburized steel - update on a mature composite. *Journal of Heat Treating*, v.8, n.1, p.33-53.
- EBERT, L.J. (1978). The role of residual stresses in the mechanical performance of case carburized steels. *Metallurgical Transactions A*, v.9A, n.11, p.1537-1551, Nov.
- ELDIS, G.T. (1980). Correlation of measurements of retained austenite in carburized steels by x-ray diffraction and quantitative metallography. *Journal of Heat Treating*, v.1, n.3, p.24-30.
- EWALDS, H.L.; WANHILL, R.J.H. (1986). *Fracture Mechanics*. London, Edward Arnold - DUM.
- FARIA, J.V. (1993). *Desenvolvimento de um método de ensaio de fadiga de contato de engrenagens*. São Paulo. 149p. Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.
- FARIA, J.V.; MUNHOZ JR., D. (1990). Efeito da austenita retida nas propriedades de fadiga de aços cementados - uma breve revisão. In: SEMINÁRIO BRASILEIRO DE ENGRENAGENS, 3., São Paulo, 1990. *Anais*. São Paulo, ABM. p.163-183.
- FARIA, J.V.; SILVA, P.S.C.P. (1995). Influência do jateamento com granalhas nas tensões residuais e na resistência à fadiga de contato de engrenagens. In: CONGRESSO INTERNACIONAL DE TECNOLOGIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS, 49., São Paulo, 1994. *Anais*. São Paulo, ABM e M. v.3, p.111-125.
- FETT, G.A. (1988). Bending properties of carburizing steels. *Advanced Materials & Processes*, v.133, n.4, p.43-45, Apr.
- FINE, M.E. (1980). Fatigue resistance of metals. *Metallurgical Transactions A*, v.11A, n.3, p.365-379, Mar.
- FULLER, G.A. (1990). Atmosphere carburizing at 927°C (1700°F) for distortion control. *Journal of Heat Treating*, v.8, n.1, p.21-26.
- GRANGE, R.A.; HRIBAL, C.R.; PORTER, L.F. (1977). Hardness of tempered martensite in carbon and low-alloy steels. *Metallurgical Transactions A*, v.8A, n.11, p.1775-1985, Nov.

- GROSCH, J. (1993) Fundamentals of carburising and toughness of carburised components. In: QUENCHING AND CARBURISING, Melbourne, 1991. *Proceedings*. London, The Institute of Materials. P.227-249.
- GU, C.; LOU, B.; JING, X.; SHEN, F. (1989). Mechanical properties of carburized Cr-Ni-Mo steels with added case nitrogen. *Journal of Heat Treating*, v.7, n.2, p.87-94.
- GUIMARÃES, L.R.; IMAKUMA, K. (1990). Determinação da tensão residual por difração de raio-x. In: SEMINÁRIO BRASILEIRO DE ENGRENAGENS, 3., São Paulo, 1990. *Anais*. São Paulo, ABM. p.185-200.
- HONEYCOMBE, R.W.K.; BHADESHIA, H.K.D.H. (1995) *Steels - microstructure and properties*. London, Edward Arnold.
- HYDE, R.S.; COHEN, R.E.; MATLOCK, D.K.; KRAUSS, G. (1992). Bending fatigue crack characterization and fracture toughness of gas carburized SAE 4320 steel. *SAE Technical Paper Series*, n.920534.
- HYDE, R.S.; KRAUSS, G.; MATLOCK, D.K. (1994a). Phosphorus and carbon segregation: effects on fatigue and fracture of gas-carburized modified 4320 steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.25A, n.6, p.1229-1240, Jun.
- HYDE, R.S.; KRAUSS, G.; MATLOCK, D.K. (1994b). The effect of reheat treatments on fatigue and fracture of carburized steels. *SAE Technical Paper Series*, n.940788.
- HYNES, A.G. (1966). Interrelation of isothermal and continuous cooling heat treatments of low-alloy steels transformation and their practical significance. *Heat Treatment of Metals*. Special Report 95, p.13-23. The Iron and Steel Institute.
- JOST, N.; SCHMIDT, I. (1983). Friction-induced martensite in austenitic Fe-Mn-C steels. In: WEAR OF MATERIALS, New York, 1983. *Proceedings*. New York, ASME. p.205-211.
- KAYNAK, C.; ANKARA, A.; BAKER, T.J. (1996a). A comparison of short and long fatigue crack growth in steel. *International Journal of Fatigue*, v.18, n.1, p.17-23.
- KAYNAK, C.; ANKARA, A.; BAKER, T.J. (1996b). Effects of short cracks on fatigue life calculations. *International Journal of Fatigue*, v.18, n.1, p.25-31.

- KIM, C.; DIESBURG, D.E. (1983). Fracture of case-hardened steel in bending. *Engineering Fracture Mechanics*, v.18, n.1.
- KIM, C.; DIESBURG, D.E.; BUCK, R.M. (1981). Influence of sub-zero and shot-peening treatments on impact and fatigue fracture properties of case-hardened steels. *Journal of Heat Treating*, v.2, n.1, p.43-53.
- KIM, H.J.; KWEON, Y.G. (1996). The effects of retained austenite on dry sliding wear behavior of carburized steels. *Wear*, n.193, p-8-15.
- KRAUSS, G. (1978). The microstructure and fracture of a carburized steel. *Metallurgical Transactions A*, v.9A, n.11, p. 1527-1535, Nov.
- KRAUSS, G. (1993a). Microstructure, residual stresses and fatigue of carburised steels. In: QUENCHING AND CARBURISING, Melbourne, 1991. *Proceedings*. London, The Institute of Materials. p.205-225.
- KRAUSS, G. (1993b). Microstructure of carburized steels. *Heat Treating*, v.25, n.4, p.12-15, Apr.
- KRAUSS, G. (1995a). Heat treated martensitic steels: microstructural systems for advanced manufacture. *ISIJ International*, v.35, n.4, p.349-359, 1995.
- KRAUSS, G. (1995b). Microstructure and performance of carburized steel, part I: martensite. *Advanced Materials & Processes*, v.147, n.5, p.40Y-40BB, May.
- KRAUSS, G. (1995c). Microstructure and performance of carburized steel, part II: austenite. *Advanced Materials & Processes*, v.148, n.1, p.48U-48Y, Jul.
- KRAUSS, G. (1995d). Microstructure and performance of carburized steel, part III: austenite & fatigue. *Advanced Materials & Processes*, v.148, n.3, p.42EE-42II, Sep.
- KRAUSS, G. (1995e). Microstructure and performance of carburized steel, part IV: oxidation & inclusions. *Advanced Materials & Processes*, v.148, n.6, p.36Z-36DD, Dec.
- KROTINE, F.T.; McGUIRE, M.F.; EBERT, L.J.; TROIANO, A.R. (1969). The influence of case properties and retained austenite on the behavior of carburized components. *Transactions of the ASM*, v.62, p.829-838.
- LEE, S.C.; HO, W.Y. (1989). The effects of surface hardening on fracture toughness of carburized steel. *Metallurgical Transactions A*, v.20A, n.3, p.519-525, Mar.

- LOU, B.; AVERBACH, B.L. (1983). The effects of heat treatment on fracture toughness and fatigue crack growth rates in 440C and BG42 steels. *Metallurgical Transactions A*, v.14A, n.9, p.1899-1906, Sep.
- LOU, B.; AVERBACH, B.L. (1983). The effects of heat treatment on fracture toughness and fatigue crack growth rates in 440C and BG42 steels. *Metallurgical Transactions A*, v.14A, n.9, p.1899-1906, Sep.
- LOU, B.; JING, X.; GU, C.; SHEN, F.; HE, L. (1990). Fatigue crack growth and closure behaviours in carburized and hardened case. In: FATIGUE '90, Honolulu, 1990. *Proceedings*. Birmingham, Materials and Component Engineering Publications. p.1161-1166.
- MAGNUSSON, L.; ERICSSON, T. (1980). Initiation and propagation of fatigue cracks in carburized steel. In: HEAT TREATMENT '79, Birmingham, 1979. *Proceedings*. London, The Metals Society. p.202-206.
- MARTINS, J.M. (1994). Cementação em plasma: teoria, prática e benefícios industriais. *Metalurgia & Materiais*, v.50, n.430, p.590-595, jun.
- McCORMICK, D. (1981). Shot peen gears for longer life. *Design Engineering*, v.52, n.7, p.49-54, Jul.
- MEDLIN, D.; KRAUSS, G.; MATLOCK, D.K.; BURRIS, K.; SLANE, M. (1995). Comparison of single gear tooth and cantilever beam bending fatigue testing of carburized steel. *SAE Technical Paper Series*, n.950212.
- MILLER, R.L. (1964). A rapid x-ray method for the determination of retained austenite. *Transactions of the ASM*, v.57, p.892-899.
- MUNHOZ JR., D. (1983). *Determinação de tensões residuais e austenita retida em aços cementados usando difração de raio-x*. São Carlos. 191p. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de São Carlos.
- NEU, R.W.; SEHITOGLU, H. (1991). Transformation of retained austenite in carburized 4320 steel. *Metallurgical Transactions A*, v.22A, n.7, p.1491-1500, Jul.
- PACHECO, J.L.; KRAUSS, G. (1989). Microstructure and high bending fatigue strength in carburized steel. *Journal of Heat Treating*, v.7, n.2, p.77-86.
- PANHANS, M.A.; FOURNELLE, R.A. (1981). High cycle fatigue resistance of AISI E9310 carburized steel with two different levels of surface retained austenite and surface residual stress. *Journal of Heat Treating*, v.2, n.1, p.54-61.

- PARAÍSO, M.S.; GARCIA, R.W.; SILVA, P.S.C.P. (1995). Comportamento a fratura de peça cementada. In: CONGRESSO INTERNACIONAL DE TECNOLOGIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS, 49., São Paulo, 1994. *Anais*. São Paulo, ABM e M. v.1, p.465-477.
- PARRISH, G. (1980). *The influence of microstructure on the properties of case-carburized components*. Ohio, ASM.
- PARRISH, J. (1994). Retained austenite: new look at an old debate. *Advanced Materials & Processes*, v.145, n.3, p.25-28, Mar.
- REGULY, A.; STROHAECKER, T.R.; MATLOCK, D.K.; KRAUSS, G. (1995). Tenacidade à fratura em camadas de aços cementados. In: CONGRESSO INTERNACIONAL DE TECNOLOGIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS, 49., São Paulo, 1994. *Anais*. São Paulo, ABM e M. v.1, p.401-413.
- RICHMAN, R.H.; LANDGRAF, R.W. (1975). Some effects of retained austenite on the fatigue resistance of carburized steel. *Metallurgical Transactions A*, v.6A, n.5, p.955-964, May.
- SHEA, M.M. (1978). Impact Properties of selected gear steels. *SAE Technical Paper Series*, n.780772.
- SIEBER, R. (1992). Bending fatigue performance of carburized gear steels. *SAE Technical Paper Series*, n.920533.
- SILVA, A.L.C.; MEI, P.R. (1988). *Aços e Ligas Especiais*. 2.ed. Sumaré, Eletrometal.
- SILVA, V.F.; CANALE, L.F.C.; CRNKOVIC, O.R. (1995). Influência da austenita retida nas propriedades de desgaste em peças cementadas. COBEM-CIDIM/95, Belo Horizonte, 1995. *Anais*. Belo Horizonte, ABCM.
- SMITH, I.F.C. (1986). Applying fatigue research to engineering design. In: *The Behaviour of Short Fatigue Cracks*. London, MEP.
- TANAKA, K. (1987). Mechanisms and mechanics of short fatigue crack propagation. *JSME International Journal*, v.30, n.259, p.1-13, Jan.
- WILLIAMSON, D.L.; NAKAZAWA, K.; KRAUSS, G. (1979). A study of the early stages of tempering in an Fe-1.2 pct alloy. *Metallurgical Transactions A*, v.10A, n.9, p.1351-1363, Sep.

- YATES, J.R.; ZHANG, W.; MILLER, K.J. (1993). The initiation and propagation behaviour of short fatigue cracks in Waspaloy subjected to bending. *Fatigue & fracture of Engineering Materials & Structures*, v.16, n3, p.351-362.
- ZACCONE, M.A.; KELLEY, J.B.; KRAUSS, G. (1988). Fatigue and strain-hardening of high carbon martensite-austenite composite microstructures. In: HEAT TREATMENT '87, London, 1987. *Proceedings*. London, The Institute of Metals. p.93-101.
- ZACCONE, M.A.; KRAUSS, G. (1989). Elastic limits and microplastic response in ultrahigh strength carbon steels. *Metallurgical Transactions A*, v.20A, n.1, p.188-191, Jan.
- ZHU, D.; WANG, F.; CAI, Q.; ZHENG, M.; CHENG, Y. (1983). Effect of retained austenite on rolling element fatigue and its mechanisms. In: WEAR OF MATERIALS, New York, 1983. *Proceedings*. New York, ASME. p.572-577.
- ZINCHENKO, V.M.; GEORGIEVSKAYA, B.V.; OLOVYANISHNIKOV, V.A. (1988). Effect of residual austenite on the mechanical properties of carburized steels. *Metal Science and Heat Treatment*, v.29, n.11-12, p.919-925, May.