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

**INFLUÊNCIA DE PARÂMETROS DE PROCESSO NO
CRESCIMENTO DE TRINCAS CURTAS POR FADIGA
EM CAMADA CEMENTADA DO AÇO DIN 20MnCr5**

MAURÍCIO CARVALHO DA CUNHA

Dissertação apresentada à área Interunidades em
Ciência e Engenharia de Materiais dos Institutos de
Física e Química e da Escola de Engenharia de São
Carlos - Universidade de São Paulo, como parte dos
requisitos para a obtenção do Título de Mestre em
Ciência e Engenharia de Materiais.

ORIENTADORA: Prof^a. Dr^a. Luralice de Campos F. Canale

DEDALUS - Acervo - EESC

31100017146

**São Carlos
2000**

Class.	TESE - EESC
Cutt.	1756
Tombo	10202/00

st 11343/13

Ficha catalográfica preparada pela Seção de Tratamento
da Informação do Serviço de Biblioteca – EESC/USP

C972i Cunha, Maurício Carvalho da
Influência de parâmetros de processo no crescimento de trincas curtas por fadiga em camada cementada do aço DIN 20MnCr5 / Maurício Carvalho da Cunha. -- São Carlos, 2000.

Dissertação (Mestrado) -- Escola de Engenharia de São Carlos-Universidade de São Paulo, 2000.

Área: Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientador: Profa. Dra. Lauralice de Campos F. Canale.

1. Cementação. 2. Jateamento por granalhas.
3. Revenimento. 4. Oxidação intergranular.
5. Propagação de trincas curtas por fadiga. I. Título.

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

Ciência e Engenharia de Materiais

Caixa Postal 369 – CEP 13560-970 - São Carlos-SP – Brasil

Tel: (0xx16) 2739589/ Fax: (0xx16) 2739777

E-mail: erica@ifsc.usp.br

MEMBROS DA COMISSÃO JULGADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE **MAURÍCIO CARVALHO DA CUNHA**, APRESENTADA A ÁREA INTERUNIDADES EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA EESC-IFSC-IQSC, UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO, EM **09/06/2000**.

COMISSÃO JULGADORA:

Prof. Dra. **Lauralice de Campos Franceschini Canale** - Orientadora (EESC/USP)

Prof. Dra. **Maria Clara Filippini Terardi** (UNICAMP)

Prof. Dr. **José Ângelo Rodrigues Gregolin** (UFSCar)

*Aos meus pais e irmãos,
e à Ana Cláudia.*

AGRADECIMENTOS

À Professora Lauralice de Campos Franceschini Canale pela orientação e apoio durante a elaboração deste trabalho.

A todos os professores do Departamento de Materiais, Aeronáutica e Automobilística da EESC-USP, que contribuíram para a realização deste trabalho.

À Mercedes-Benz do Brasil pela oportunidade e incentivo à pesquisa e desenvolvimento, em particular aos colaboradores: Ricardo Przada, Osvaldo Facini e José de Carlos do GET; Adelino Peters, Paulo Mendes, Renato Bueno e José Rocha do GED; Mauro Paraíso, Charles Conconi, Roque, Virgulino e Eizi do CTQ.

À José Cândido de Souza Neto, da EATON, pelas medidas de tensão residual.

A todos os colegas e funcionários do Departamento de Materiais, Aeronáutica e Automobilística da EESC-USP, pela amizade e apoio.

À Coordenadoria de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - CAPES, pela bolsa de estudo concedida.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	i
LISTA DE TABELAS.....	vi
LISTA DE ABREVEATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS.....	viii
RESUMO.....	xi
ABSTRACT.....	xii
1 INTRODUÇÃO.....	1
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
2.1 Cementação - processo.....	3
2.1.1 Cementação gasosa.....	5
2.1.2 Camada cementada.....	7
2.2 Revenimento.....	10
2.2.1 O processo de revenimento em peças cementadas.....	11
2.2.2 Estágios de revenimento.....	12
2.2.3 Propriedades mecânicas afetadas pelo revenimento.....	14
2.3 Jateamento por granalhas.....	17
2.3.1 Transformação microestrutural da austenita retida em martensita devido ao jateamento.....	18
2.3.2 Influência do jateamento no crescimento de trincas e em fadiga.....	19
2.4 Oxidação intergranular.....	22
2.4.1 Influência da oxidação intergranular na dureza e na resistência à fadiga.....	24
2.4.2 Precauções para evitar a oxidação intergranular.....	26
2.5 Microestrutura e elementos de liga.....	28
2.5.1 Microestrutura.....	28
2.5.2 Influência do tamanho de grão da microestrutura no desempenho de um aço cementado.....	30
2.5.3 Influência da austenita retida no desempenho de um aço cementado.....	31
2.5.4 Elementos de liga.....	34
2.6 Comportamento em fadiga de aços cementados.....	37
2.6.1 Fadiga dos metais.....	37
2.6.2 Fadigas de alto e baixo ciclo.....	37
2.6.3 Fatores que afetam a fadiga por flexão no aço cementado.....	38

2.7 Iniciação e propagação de trincas por fadiga em aços cementados.....	41
2.7.1 Iniciação intergranular e transgranular.....	41
2.7.2 Fatores relacionados com a iniciação e propagação de trincas.....	41
2.7.3 Zonas de fratura.....	42
2.8 Mecânica da fratura aplicada à fadiga.....	45
2.8.1 Relação da mecânica da fratura com a taxa de crescimento de trincas.....	47
2.8.2 Trincas curtas.....	49
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	51
3.1 Corpos de prova.....	51
3.2 Tratamento térmico.....	53
3.2.1 Cementação e têmpera.....	53
3.2.2 Ciclos de tratamento térmico.....	56
3.2.3 Revenimento.....	58
3.3 Jateamento por granalhas.....	59
3.4 Análise metalográfica.....	60
3.5 Medidas de dureza e microdureza.....	61
3.6 Medidas de tensão residual.....	62
3.7 Ensaio de fadiga por flexão.....	62
3.8 Propagação de trincas curtas.....	65
3.9 Análise da superfície fraturada.....	66
4 RESULTADOS.....	67
4.1 Análise do aço DIN 20MnCr5 como recebido.....	67
4.1.1 Dureza superficial.....	68
4.1.2 Microestrutura.....	68
4.2 Análise do tamanho de grão austenítico após tratamento térmico.....	68
4.3 Análise dos resultados dos corpos de prova que passaram pelo jateamento por granalhas.....	72
4.3.1 Dureza superficial.....	72
4.3.2 Perfil de microdureza.....	73
4.3.3 Tensão residual superficial.....	76
4.3.4 Microestrutura.....	77
4.3.5 Fadiga por flexão em quatro pontos e crescimento de trincas curtas superficiais.....	80
4.3.6 Análise das superfícies fraturadas por macrografias.....	91
4.3.7 Análise das superfícies fraturadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV).....	93
4.4 Análise dos resultados dos corpos de prova que passaram por diferentes temperaturas de revenimento.....	97
4.4.1 Dureza superficial.....	97
4.4.2 Microestrutura.....	98
4.4.3 Fadiga por flexão em quatro pontos e crescimento de trincas curtas superficiais.....	100
4.4.4 Análise das superfícies fraturadas por macrografias.....	107
4.4.5 Análise das superfícies fraturadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV).....	109
4.5 Análise dos resultados dos corpos de prova com diferentes profundidades de	

oxidação intergranular.....	113
4.5.1 Dureza superficial.....	113
4.5.2 Microestrutura.....	114
4.5.3 Fadiga por flexão em quatro pontos e crescimento de trincas superficiais..	115
4.5.4 Análise das superfícies fraturadas por macrografias.....	120
4.5.5 Análise das superfícies fraturadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV).....	120
5 DISCUSSÃO.....	122
5.1 Material como recebido.....	122
5.2 Análise do tamanho de grão austenítico após tratamento térmico.....	122
5.3 Corpos de prova que passaram pelo jateamento de granalhas.....	123
5.3.1 Dureza superficial e perfil de microdureza.....	123
5.3.2 Tensão residual superficial.....	123
5.3.3 Microestrutura.....	124
5.3.4 Fadiga por flexão em quatro pontos e crescimento de trincas curtas superficiais.....	125
5.3.5 Análise das superfícies fraturadas por macrografias e por MEV.....	126
5.3 Corpos de prova que passaram por diferentes temperaturas de revenimento.....	127
5.3.1 Dureza superficial.....	127
5.3.2 Microestrutura.....	127
5.3.3 Fadiga por flexão em quatro pontos e crescimento de trincas curtas superficiais.....	128
5.3.4 Análise das superfícies fraturadas por macrografias e por MEV.....	129
5.4 Corpos de prova com diferentes profundidades de oxidação intergranular.....	130
5.4.1 Dureza superficial e microestrutura.....	130
5.4.2 Fadiga por flexão em quatro pontos e crescimento de trincas curtas superficiais.....	130
5.4.3 Análise das superfícies fraturadas por macrografias e por MEV.....	131
5.5 Considerações finais.....	131
6 CONCLUSÕES.....	133
7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	134
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	135

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Diagrama ilustrativo mostrando os tratamentos de cementação, têmpera e revenimento, com os respectivos tempos e temperaturas.....	4
Figura 2.2 - Relação entre o ponto de orvalho e a porcentagem de dióxido de carbono em uma atmosfera endotérmica.....	6
Figura 2.3 - Relação entre o ponto de orvalho e a quantidade de carbono superficial para um aço carbono cementado em diferentes temperaturas.....	7
Figura 2.4 - Dureza máxima obtida após têmpera em função da quantidade de carbono.....	8
Figura 2.5 - Perfis de microdureza obtidos após têmpera para 3 tempos de cementação.....	9
Figura 2.6 - Curvas mostrando a variação do perfil de dureza de um aço-carbono cementado temperado, revenido à 150°C e revenido à 200°C.....	10
Figura 2.7 - Dureza da martensita revenida em função da porcentagem de carbono para várias temperaturas de revenimento.....	12
Figura 2.8 - Formação de carbeto de transição χ e ϵ e de cementita θ durante as fases de revenimento.....	13
Figura 2.9 - Influência da temperatura do primeiro estágio de revenimento sobre a dureza de vários aços.....	14
Figura 2.10 - Influência da temperatura de revenimento no limite de fadiga por flexão de vários aços.....	15
Figura 2.11 - Influência do jateamento por granalhas no comportamento de fadiga de um aço SAE 4028 cementado.....	17
Figura 2.12 - Influência do jateamento por granalhas no crescimento de trincas superficiais.....	19
Figura 2.13 - Potencial de oxidação de vários metais.....	23

Figura 2.14 - Região superficial de um aço cementado afetada pela oxidação intergranular.....	23
Figura 2.15 - Redução do limite de fadiga por flexão devido ao aumento da oxidação intergranular acima de 13 μm	25
Figura 2.16 - Influência da temperatura e do tempo de cementação na profundidade da oxidação intergranular.....	27
Figura 2.17 - Diagrama Ferro-Carbono mostrando as microestruturas formadas após a têmpera.....	29
Figura 2.18 - Diagrama mostrando um ciclo de tratamento térmico em particular o reaquecimento anterior à têmpera que provoca um refinamento dos grãos austeníticos.....	30
Figura 2.19 - Influência da austenita retida e do tamanho de grão austenítico no limite de fadiga de um aço cementado e temperado.....	33
Figura 2.20 - Relação entre a porcentagem de carbono e a dureza superficial após têmpera direta de vários aços DIN.....	34
Figura 2.21 - Curva tensão x número de ciclos, S-N.....	38
Figura 2.22 - Desenho esquemático mostrando as zonas de fratura por fadiga em um aço cementado submetido à flexão.....	43
Figura 2.23 - Modos de deformação aplicados à mecânica da fratura.....	46
Figura 2.24 - Comportamento do crescimento de trincas por fadiga.....	48
Figura 2.25 - Comportamento do crescimento de trincas curtas comparada ao de trincas longas.....	50
Figura 3.1 - Esboço da vista lateral em corte do pinhão e dos corpos de prova.....	51
Figura 3.2 - Pinhão e diversos corpos de prova nas diferentes fases de confecção.....	52
Figura 3.3 - Esquema do corpo de prova e suas dimensões.....	53
Figura 3.4 - Corpos de prova colocados numa bandeja junto à coroas de diferencial antes da entrada no forno para cementação.....	54
Figura 3.5 - Forno de cementação à gás AICHELIN e suas seis zonas principais.....	54
Figura 3.6 - Equipamento de jateamento por granalhas com base giratória.....	60
Figura 3.7 - Ensaio de fadiga em quatro pontos.....	63

Figura 3.8 - a) Distribuições das tensões de tração e compressão em uma barra flexionada. b) Distribuição das forças cortantes e momentos em um ensaio de flexão à quatro pontos.....	64
Figura 4.1 - Microestrutura do aço DIN 20MnCr5 como recebido.....	69
Figura 4.2 - Contorno de grão austenítico de camada cementada.....	70
Figura 4.3 - Porcentagem dos tamanhos de grão detectada pelo programa de análise de imagem para os grãos da camada cementada.....	71
Figura 4.4 - Dureza superficial em função do tempo de jateamento.....	72
Figura 4.5 - Perfil de dureza para 2 horas de jateamento.....	73
Figura 4.6 - Perfil de dureza para 30 minutos de jateamento.....	74
Figura 4.7 - Perfil de dureza para 5 minutos de jateamento.....	74
Figura 4.8 - Perfil de dureza para amostra não jateada.....	75
Figura 4.9 - Perfil de dureza para amostras jateadas por 2 horas e sem jateamento.....	75
Figura 4.10 - Variação da tensão residual pelo tempo de jateamento.....	76
Figura 4.11 - Microestrutura do aço DIN 20MnCr5 após tratamento térmico a) Microestrutur da camada cementada. b) Microestrutura do núcleo.....	78
Figura 4.12 - Oxidação intergranular presente no aço após os tratamentos.....	79
Figura 4.13 -Curva S-N para os corpos de prova do aço 20MnCr5 cementado, temperado, revenido à 160°C e sem jateamento.....	81
Figura 4.14 -Crescimento de trinca registrada por réplicas de acetato em um corpo de prova revenido à 160°C e sem jateamento.....	83
Figura 4.15 - Crescimento de trincas para amostras jateadas por duas horas.....	84
Figura 4.16 - Crescimento de trincas para amostras jateadas por uma hora.....	85
Figura 4.17 - Crescimento de trincas para amostras jateadas por 30 minutos.....	86
Figura 4.18 - Crescimento de trincas para amostras jateadas por 15 minutos.....	87
Figura 4.19 - Crescimento de trincas para amostras jateadas por 5 minutos.....	88
Figura 4.20 - Crescimento de trincas para amostras sem jateamento.....	89

Figura 4.21 - Resultados comparativos do crescimento de trincas para todos os tempos de jateamento.....	90
Figura 4.22 - Macrografias das superfícies fraturadas. a) Amostra jateada por 2 horas. b) Amostra sem jateamento.....	92
Figura 4.23 - Região fraturada próxima à superfície. Fratura intergranular. a) Amostra jateada por 2 horas. b) Amostra não jateada.....	94
Figura 4.24 - Região de interface camada cementada-núcleo com fratura transgranular e coalescência de microcavidades. a) Amostra jateada por 2 horas. b) Amostra não jateada.....	95
Figura 4.25 - Região do núcleo da amostra com fratura final dúctil. Fratura de coalescência de microcavidades. a) Amostra jateada por 2 horas. b) Amostra não jateada.....	96
Figura 4.26 - Variação da dureza superficial devido às mudanças na temperatura de revenimento. A temperatura de revenimento 0 representa o material não revenido....	97
Figura 4.27 - Microestrutura do aço DIN 20MnCr5 após tratamento térmico. Ataque nital 2%. a) Microestruturra da camada cementada. b) Microestrutura do núcleo.....	99
Figura 4.28 - Oxidação intergranular presente no aço após o revenimento.....	100
Figura 4.29 - Crescimento de trincas para amostras não revenidas.....	102
Figura 4.30 - Crescimento de trincas para amostras revenidas à 120°C.....	103
Figura 4.31 - Crescimento de trincas para amostras revenidas à 160°C.....	104
Figura 4.32 - Crescimento de trincas para amostras revenidas a 250°C.....	105
Figura 4.33 - Resultados comparativos para diferentes temperaturas de revenimento.....	106
Figura 4.34 - Macrografia da superfície fraturada de um corpo de prova sem revenir.....	107
Figura 4.35 - Macrografia da superfície fraturada de um corpo de prova revenido à 120°C.....	108
Figura 4.36 - Macrografia da superfície fraturada de um corpo de prova revenido à 160°C.....	108
Figura 4.37 - Macrografia da superfície fraturada de um corpo de prova revenido à 250°C.....	109

Figura 4.38 - Região fraturada próxima à superfície. Fratura intergranular. a) Amostra revenida à 250°C. b) Amostra revenida à 160°C.....	110
Figura 4.39 - Região de interface camada cementada-núcleo com fratura intergranular, transgranular e coalescência de microcavidades. a) Amostra revenida à 250°C. b) Amostra revenida à 160°C.....	111
Figura 4.40 - Região do núcleo da amostra com fratura final dúctil. Fratura de coalescência de microcavidades. a) Amostra revenida à 250°C. b) Amostra revenida à 160°C.....	112
Figura 4.41 - Oxidação intergranular de aproximadamente 10 µm.....	114
Figura 4.42 - Oxidação intergranular de aproximadamente 20 µm.....	115
Figura 4.43 - Crescimento de trincas para amostras com 20 µm de oxidação.....	117
Figura 4.44 - Crescimento de trincas para amostras com 10 µm de oxidação.....	118
Figura 4.45 - Resultados comparativos para diferentes profundidades de oxidação....	119
Figura 4.46 - Região fraturada próxima à superfície. Amostra com 20 µm de oxidação.....	121
Figura 4.47 - Região fraturada próxima à superfície. Amostra com 10 µm de oxidação.....	121

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Composição química do aço 20MnCr5 conforme a norma para aços de cementação DIN 17210.....	53
Tabela 3.2 - Ciclo de tratamento térmico para o conjunto de corpos de prova utilizados no estudo da influência do jateamento por granalhas.....	57
Tabela 3.3 - Ciclo de tratamento térmico para o conjunto de corpos de prova utilizados no estudo da influência de diferentes temperaturas de revenimento.....	57
Tabela 3.4 - Ciclo de tratamento térmico para o conjunto de corpos de prova utilizados no estudo da influência da oxidação intergranular.....	58
Tabela 3.5 - Temperatura de revenimento para o conjunto de corpos de prova utilizados no estudo da influência de diferentes temperaturas de revenimento.....	59
Tabela 3.6 - Tempo de jateamento para os conjuntos de corpos de prova.....	59
Tabela 3.7 - Carga máxima ($P_{\max}$), tensão máxima ($\sigma_{\max}$), amplitudes de tensão ($\Delta\sigma$) e razão de tensões ($R=\sigma_{\min}/\sigma_{\max}$) utilizados.....	65
Tabela 4.1 - Análise química do aço DIN 20MnCr5 utilizado no estudo da oxidação intergranular.....	67
Tabela 4.2 - Análise química do aço DIN 20MnCr5 utilizado no estudo do revenimento e do jateamento.....	67
Tabela 4.3 - Dureza superficial para os corpos de prova jateados.....	72
Tabela 4.4 - Vida total (N_f) e amplitude de tensão ($\Delta\sigma$) para o ensaio de fadiga inicial.....	80
Tabela 4.5 - Vida total (N_f) para o ensaio de fadiga dos corpos de prova jateados.....	82
Tabela 4.6 - Temperatura de revenimento por dureza superficial.....	97
Tabela 4.7 - Vida total (N_f) para o ensaio de fadiga dos corpos de prova revenidos...	101

Tabela 4.8 - Dureza superficial para diferentes profundidades de oxidação intergranular.....	113
Tabela 4.9 - Vida total (Nf) para o ensaio de fadiga dos corpos de prova com oxidação intergranular.....	116

LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS

da/dN	taxa de crescimento de trincas
$d2c/dN$	taxa de crescimento de trincas superficiais
$2c$	comprimento de trinca superficial
$2c_{\text{médio}}$	comprimento de trinca superficial médio
α	ferrita
γ	austenita
χ	carbeto de transição eta
ε	carbeto de transição épsilon
θ	cementita
μm	micrometro
σ	tensão
σ_{min}	tensão mínima
σ_{max}	tensão máxima
$\Delta\sigma$	amplitude de tensão
ΔK	amplitude do fator de intensidade de tensão
ΔK_{th}	amplitude do fator limite de intensidade de tensão
a	tamanho da trinca

AISI	American Iron and Steel Institute
ASM	American Society for Metals
ASTM	American Society for Testing and Materials
b	largura do corpo de prova
C	fator de geometria do material e da trinca/constante de Paris
DIN	Deutsches Institut für Normung
h	altura do corpo de prova
HB	dureza Brinell
HRB	dureza Rockwell B
HRC	dureza Rockwell C
HV	dureza Vickers
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_{min}	fator de intensidade de tensão mínimo
K_{max}	fator de intensidade de tensão máximo
l	distância entre apoios internos
L	distância entre apoios externos
m	inclinação da reta
mm	milímetros
M_S	temperatura de início da formação de martensita
M_f	temperatura final da formação de martensita

MEV	microscopia eletrônica de varredura
MTS	Material Testing System
N	número de ciclos
N_f	vida total
P	carga
$P_{\min}$	carga mínima
$P_{\max}$	carga máxima
P.O.	ponto de orvalho
R	razão de tensões/razão do fator de intensidade de tensões
SAE	Society of Automotive Engineers
S-N	curva tensão-vida
Z	zonas do forno de cementação

RESUMO

CUNHA, M.C. *Influência de parâmetros de processo no crescimento de trincas curtas por fadiga em camada cementada*. São Carlos, 2000. 142p. Dissertação (Mestrado) – Área Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade de São Paulo.

Os tratamentos de cementação, têmpera, revenimento e jateamento por granalhas são muito utilizados na produção seriada de peças da indústria automobilística, como engrenagens e eixos. Variações destes processos podem influenciar a vida em fadiga por flexão dos componentes descritos. O objetivo deste trabalho foi estudar a influência de variações no tempo de jateamento por granalhas, variações na temperatura de revenimento e de diferentes profundidades de oxidação intergranular, no crescimento de trincas curtas por fadiga na camada cementada do aço DIN 20MnCr5. Para isso foram feitos ensaios de fadiga por flexão em quatro pontos, utilizando corpos de prova de seção retangular e sem entalhe. Para o acompanhamento do crescimento de trincas curtas foi utilizado o método de réplicas de acetato. Foram estudados seis níveis de jateamento, quatro níveis de revenimento e dois níveis de oxidação intergranular. Como resultados principais, foram obtidas curvas de comprimento de trinca por número de ciclos e taxa de crescimento de trinca por tamanho médio da trinca. Amostras jateadas entre trinta minutos e uma hora, revenidas à 160°C e com oxidação intergranular por volta de dez microns, apresentaram os melhores resultados em relação à vida em fadiga.

Palavras-chave: cementação; jateamento por granalhas; revenimento; oxidação intergranular; propagação de trincas curtas por fadiga.

ABSTRACT

CUNHA, M.C. *The influence of manufacturing process parameters on short fatigue crack growth in a carburized case*. São Carlos, 2000. 142p. Dissertação (Mestrado) – Área Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade de São Paulo.

Carburizing, quenching, tempering and shot peening treatments are often used in mass production of automotive parts, such as gears and shafts. Changes in these treatments can influence the bending fatigue life of these parts. The purpose of this study was to measure the influence of different shot peening times, different tempering temperature and different internal oxidation depths, on the short fatigue crack growth in case carburized DIN 20MnCr5 steel. Four-point-bend fatigue tests were carried out in rectangular section specimens without notch. The surface short crack growth was monitored by means of acetate replication technique. Six levels of shot peening, four levels of tempering temperatures and two levels of internal oxidation were studied in this work. Crack length versus number of cycles and crack growth rate versus mean crack length were obtained as principal results. Shot peening from 30 minutes to one hour, tempering at 160°C and a 10µm depth of internal oxidation showed the best results in fatigue life.

Keywords: carburizing; shot peening; tempering; internal oxidation; short fatigue crack propagation.

1 INTRODUÇÃO

Os tratamentos termoquímicos são bastante usados quando se deseja reunir num único componente as propriedades de alta dureza superficial com núcleo tenaz, requisitos necessários para peças que trabalham com solicitações de choque e desgaste.

Há diversos tipos de tratamentos onde o aumento da dureza superficial é obtido através da introdução, por difusão, de elementos químicos que se combinarão com os elementos que compõe o aço, gerando intermetálicos de alta dureza.

Segundo CHIAVERINI (1985), tais tratamentos podem ser feitos em meios sólidos, líquidos ou gasosos. Em função destes meios e das reações químicas que ocorrem, os tratamentos termoquímicos mais comuns são:

- Cementação: o elemento principal deste tratamento é o carbono que é adicionado a um metal de baixo carbono através da cementação sólida, líquida ou gasosa;
- Nitretação: neste tratamento, o endurecimento superficial é promovido pelo nitrogênio que se combina com elementos presentes no aço e forma nitretos de elevadas dureza e resistência ao desgaste;
- Sulfonitretação: uma variável da nitretação que consiste em adicionar-se enxofre, além de nitrogênio e carbono;
- Cianetação: adiciona-se carbono e nitrogênio na superfície;
- Carbonitretação: é uma modificação da cementação a gás, pois a atmosfera cementante neste caso é enriquecida com amônia;

- Boretção: neste processo o elemento endurecedor é o boro que se difunde pelo aço formando o boreto de ferro.

Para engrenagens, eixos e outros elementos de transmissão, a cementação é o processo de tratamento termoquímico mais utilizado para a obtenção das características mecânicas necessárias. Segundo DIESBURG (1978) a cementação tem sido usada para melhorar a durabilidade de componentes de aço sujeitos à tensões de flexão repetidas. A introdução de carbono na superfície de aços, de maneira controlada, combinada com os subsequentes tratamentos de têmpera e revenimento, aumentam significativamente o limite de resistência à fadiga do material. GENEL & DEMIRKOL (1999) explicam que as superfícies das estruturas são as regiões mais susceptíveis para a fadiga por fratura, e as trincas por fadiga são geralmente iniciadas na superfície. Neste processo, as trincas curtas apresentam um comportamento diferente quando comparadas às trincas longas.

O objetivo deste trabalho é estudar a influência de tratamentos térmicos e superficiais no crescimento de trincas curtas. Serão verificados como o jateamento por granalhas, variações na temperatura de revenimento e a oxidação intergranular, influenciam as propriedades de fadiga por flexão em camada cementada do aço DIN 20MnCr5, através do estudo do crescimento de trincas curtas.

O trabalho, feito em conjunto com a Mercedes-Benz do Brasil, foi realizado utilizando-se o mesmo aço de coroas e pinhões de diferencial de caminhões, e as amostras foram tratadas da mesma maneira que as peças produzidas na indústria, visando obter resultados que possam ser aplicados.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Cementação – processo

A cementação é um processo termoquímico que objetiva aumentar a dureza e a resistência ao desgaste superficial dos aços, mantendo um núcleo dúctil e tenaz. Estas características são necessárias para peças que deverão resistir ao desgaste e a choques, como engrenagens e eixos. No processo de cementação tem-se um aumento do teor do elemento químico carbono numa camada superficial do aço. Isto é feito mantendo-se a peça num meio rico em carbono à altas temperaturas durante um certo tempo, partindo de um aço de baixo carbono. O uso de aços de baixo carbono é necessário pois com um núcleo de baixo carbono se consegue melhor tenacidade e resistência ao choque, além de uma melhor difusão de carbono no processo. Geralmente após a cementação seguem-se os tratamentos de têmpera e revenimento, obtendo assim a formação de uma camada superficial com uma microestrutura formada por martensita de alto carbono e um núcleo formado por martensita de baixo carbono e/ou perlita e bainita. A figura 2.1 mostra um diagrama ilustrativo de um ciclo de tratamento térmico.

Figura 2.1 – Diagrama ilustrativo mostrando os tratamentos de cementação, têmpera e revenimento, com os respectivos tempos e temperaturas (GENEL & DEMIRKOL, 1999).

Na cementação, o aço deve ser aquecido até o estado austenítico de ferro γ , entre 900°C e 950°C, para que haja a maior absorção de carbono possível. A solubilidade do carbono aumenta com a temperatura. Geralmente é desejável após a cementação uma porcentagem de carbono na superfície do aço por volta de 0,8%, já que altas concentrações de carbono são prejudiciais pois formam uma camada frágil composta de carbeto, principalmente cementita de contorno de grão (GENEL & DEMIRKOL, 1999).

KRAUSS (1993) destaca que o fato mais importante da cementação é que com este tratamento se torna possível o aproveitamento da alta dureza e resistência da martensita de alto carbono minimizando o trincamento por têmpera, já que a cementação induz à formação de tensões residuais compressivas na superfície, que previnem o trincamento.

O processo de cementação também é muito benéfico para o desempenho de peças que podem sofrer fraturas por fadiga. GENEL & DEMIRKOL (1999) explicam que as superfícies das estruturas são as regiões mais susceptíveis à fratura por fadiga, e as trincas por fadiga são geralmente iniciadas na superfície. Portanto é

muito importante aumentar a resistência do material na sua superfície utilizando tratamentos de superfície, mecânicos e/ou termoquímicos.

2.1.1 Cementação gasosa

O processo de cementação pode ser desenvolvido em três meios: sólido, líquido ou gasoso. Na cementação sólida as peças são colocadas em um forno, junto à cementantes sólidos, como carvão de madeira aglomerado a uma solução oleosa. A cementação líquida é obtida por uma mistura de sais fundidos, principalmente cianeto ou cianureto de sódio. Já a cementação gasosa é a mais utilizada em produção de grande escala de peças na indústria. Neste processo consegue-se camadas cementadas de 0,2 a 1,5 mm, mantendo-se o aço de 1 a 8 horas à temperaturas entre 850°C e 950°C.

Na cementação gasosa, o forno utilizado possui uma atmosfera composta por dois gases principais: o gás veículo e o gás cementante. A função do gás cementante é de efetivamente produzir a camada cementada, e geralmente os gases mais utilizados são o metano (CH_4), o propano (C_3H_8) ou uma mistura de ambos. O gás veículo tem o papel de ser um catalizador e levar o gás cementante até o aço. Na verdade o gás veículo é uma mistura de gases que produz a chamada atmosfera endotérmica.

Segundo o METALS handbook – heat treating (1988) atmosferas endotérmicas são produzidas em geradores que usam ar e gases hidrocarbonetos como combustível. Estes dois gases são misturados e comprimidos em uma razão controlada e passam por um catalizador de níquel a uma temperatura de aproximadamente 1040°C (1900°F) para formarem o gás endotérmico. Os gases hidrocarbonetos usados geralmente são o metano, o propano e o butano. Utilizando o propano, por exemplo, tem-se uma atmosfera endotérmica composta por monóxido de carbono (CO), dióxido de carbono (CO_2), gás hidrogênio (H_2), metano (CH_4) e vapor d'água.

Os geradores de atmosfera endotérmica são controlados pelo monitoramento do ponto de orvalho ou ponto de condensação do vapor d'água presente no gás produzido. A figura 2.2 mostra a relação entre a porcentagem de dióxido de carbono e o ponto de orvalho em um gás endotérmico. Em resumo, um ponto de orvalho entre 20°C e -12°C irá produzir um gás em equilíbrio para um aço contendo de 0,2% a 0,8% de carbono numa dada temperatura de cementação. A figura 2.3 mostra a relação entre o ponto de orvalho e a porcentagem de carbono superficial em um aço carbono não-ligado entre as temperaturas de 815°C a 925°C.

Figura 2.2 – Relação entre o ponto de orvalho e a porcentagem de dióxido de carbono em uma atmosfera endotérmica (METALS HANDBOOK, 1988).

Figura 2.3 – Relação entre o ponto de orvalho e a quantidade de carbono superficial para um aço carbono cementado em diferentes temperaturas (METALS HANDBOOK, 1988).

Outros gases também podem ser adicionados durante a cementação à gás. SIEBER (1992) adicionou amônia em concentração de 7% em metade dos corpos de prova de seu trabalho durante a fase de difusão do tratamento à 843 °C para aumentar a dureza superficial formando nitretos de ferro e reduzindo a formação de perlita e bainita nos contornos de grão da superfície causados pela perda de elementos de liga devido à oxidação intergranular. Esta oxidação será melhor discutida adiante.

2.1.2 Camada cementada

A camada cementada é a zona periférica da peça que possui um teor de carbono superior à do aço original. Após a têmpera, a dureza superficial da camada atinge valores superiores à faixa de 58-60 HRC com um percentual de carbono de 0,8 à 0,9%. A sua profundidade é controlada pelo tempo e pela temperatura que o aço permanece no meio cementante, atingindo valores que variam de 0,1 mm até 2,0 mm.

As figuras 2.4 e 2.5 mostram a relação da quantidade de carbono e tempo de cementação, respectivamente, com a dureza obtida após a têmpera de um aço.

Figura 2.4 – Dureza máxima obtida após têmpera em função da quantidade de carbono (BILLINGHAM, 1992).

Figura 2.5 – Perfis de microdureza obtidos após têmpera para 3 tempos de cementação (GENEL & DEMIRKOL, 1999).

A profundidade da camada cementada é um fator muito importante e que deve ser controlado. FETT (1988) concluiu que a camada cementada, principalmente diferentes profundidades de camada, afetam diretamente as propriedades dos aços cementados SAE mais comuns. Além disso, para grandes profundidades de camada, não há ganho apreciável na resistência à fadiga, podendo existir até risco da baixa resistência mecânica.

Segundo KRAUSS (1993), normalmente, por volta de 4 horas à 925°C/1697°F é o suficiente para produzir uma camada cementada de profundidade de aproximadamente 1,0 mm. Em contraste, num processo de nitretação, para atingir uma camada de 1,0 mm, levaria mais de 70 horas.

2.2 Revenimento

O revenimento é um tratamento posterior à têmpera, com o objetivo de aumentar a tenacidade dos aços, diminuindo as tensões internas resultantes da têmpera. Neste tratamento ocorre uma conseqüente diminuição da dureza e resistência, que é função da temperatura de tratamento utilizada. O revenimento dá ao material características mais adequadas de serviço comparado ao material sem este tratamento. Segundo KRAUSS (1995a) o revenimento diminui a dureza da martensita na camada cementada por causa do alívio do carbono supersaturado e do alívio de tensões, aumentando a tenacidade. A figura 2.6 mostra a influência do revenimento no perfil de dureza de um aço carbono cementado e temperado.

Figura 2.6 – Curvas mostrando a variação do perfil de dureza de um aço-carbono cementado temperado, revenido à 150°C e revenido à 200°C (KRAUSS, 1995a).

2.2.1 O processo de revenimento em peças cementadas

Segundo PARRISH (1980) o revenimento é feito após a cementação e a têmpera e consiste em aquecer o aço entre 140°C e 250°C, sendo mais comum o aquecimento entre 150°C e 200°C, por um período de 2 a 10 horas e seguido por um resfriamento geralmente ao ar. Alguns autores como GRANGE et al. (1977) realizaram estudos com altas temperaturas de revenimento. Neste trabalho, quando ligas ferro-carbono são revenidas por volta de 700°C (1300°F), o aumento da dureza é mínimo quando relacionado com a quantidade de carbono, como mostra a figura 2.7. Com o aumento da quantidade de carbono, as partículas de cementita, que se formam devido à alta temperatura de revenimento, tornam-se maiores em vez de mais numerosas; portanto, a distância média entre as partículas, que influi principalmente na dureza, muda muito pouco.

Figura 2.7 – Dureza da martensita revenida em função da porcentagem de carbono para várias temperaturas de revenimento (GRANGE et al., 1977).

2.2.2 Estágios de revenimento

Alguns autores dividem o tratamento de revenimento em três estágios principais, dependendo da faixa de temperatura. O primeiro estágio, segundo SAEGLITZ & KRAUSS (1997), é a faixa de revenimento à baixa temperatura, entre 100°C e 200°C. Neste estágio, a supersaturação de carbono da martensita recém temperada é aliviada pela precipitação de carbeto de transição. PARRISH (1980) explica que devido ao rápido resfriamento na têmpera, o carbono é mantido intersticialmente no reticulado cristalino ao invés de formar carbeto estáveis, atingindo sua condição de equilíbrio. A aplicação de calor durante o primeiro estágio

de revenimento altera o estado de energia, de forma que o carbono se difunde e alcança uma condição mais próxima do equilíbrio. Entretanto antes do carbono formar carbeto mais estáveis como a cementita (Fe_3C), há a formação de carbeto de transição, como os carbeto épsilon (ϵ), com estrutura hexagonal e carbeto eta (χ), com estrutura ortorrômbica. A figura 2.8 mostra a formação de tais carbeto. Também associados com os carbeto de transição existem altas densidades de discordâncias que são produzidas por deformação que acompanha as transformações martensíticas e o revenimento subsequente. KRAUSS (1993) mostra que o principal componente microestrutural formado na camada cementada neste estágio é a martensita revenida à baixa temperatura (*LTT martensite – Low temperature tempered martensite*).

Figura 2.8 – Formação de carbeto de transição χ e ϵ e de cementita θ durante as fases de revenimento (PARRISH, 1980).

O segundo estágio do revenimento ocorre entre 200°C e 250°C e a principal característica deste estágio é a transformação da austenita retida em martensita. Segundo KRAUSS (1993) revenir à temperaturas entre 150°C e 200°C não causa a transformação da austenita retida. Para temperaturas de revenimento maiores, há a ocorrência da formação de cementita e esferoidização de outros carbeto, que podem se precipitar no contorno das agulhas de martensita, fragilizando a martensita revenida; atingindo-se assim, o terceiro estágio do revenimento, onde as durezas resultantes são menores.

2.2.3 Propriedades mecânicas afetadas pelo revenimento

A propriedade mecânica de um aço mais afetada após o tratamento de revenimento é a dureza. As mudanças de dureza variam com a mudança de temperatura e do tempo de revenimento. No início deste tratamento, a dureza cai acentuadamente mas a partir de 2 horas a queda de dureza diminui. PARRISH (1980) acrescenta que o revenimento abaixo de 100°C não modifica de forma acentuada a dureza e a resistência à fadiga de materiais cementados, mas entre 100°C e 200°C há uma progressiva redução do limite de fadiga e da dureza conforme a temperatura aumenta. A figura 2.9 exemplifica a influência da temperatura de revenimento sobre a dureza.

Figura 2.9 – Influência da temperatura do primeiro estágio de revenimento sobre a dureza de vários aços (PARRISH, 1980).

Nos trabalhos de GRANGE et al. (1977) há uma estimativa da dureza da martensita revenida com qualquer quantidade de carbono. Para se estimar o aumento da dureza produzida por outros elementos além do carbono, é preciso de vários gráficos quantitativos para cada elemento de liga. O método de avaliação desenvolvido, usando um aço com 0,2% de carbono, parece funcionar também para

aços de médio e alto carbono tanto quanto para os de baixo carbono. Isto indica que o efeito quantitativo de cada elemento de liga é independente da quantidade de carbono, pelo menos na faixa de 0,2% a 0,8% de carbono.

Além da dureza, outras propriedades mecânicas também são afetadas pelo revenimento, como por exemplo, a tenacidade. TAVARES (1999) analisou um aço 0.12C-0.82Mn temperado em água, que pôde ter a tenacidade aumentada por um tratamento de revenimento entre 200°C e 300°C. Também o limite de elasticidade e o limite de ruptura decaem linearmente com o tratamento de revenimento na faixa de 100°C a 300°C.

Variações no revenimento também influenciam as propriedades de fadiga e fratura dos metais. Segundo FETT (1998), que estudou vários aços do tipo SAE, um revenimento por volta de 180° aumenta a vida em fadiga de baixo-ciclo enquanto que a vida em alto-ciclo não é afetada. Outros trabalhos mostraram que há um aumento da vida em fadiga em aços revenidos entre 200°C e 250°C (segundo estágio de revenimento) devido ao início da transformação da austenita retida. A figura 2.10 ilustra este fato.

Figura 2.10 – Influência da temperatura de revenimento no limite de fadiga por flexão de vários aços (PARRISH, 1980).

SAEGLITZ & KRAUSS (1997) mostraram em ensaios de tração, que em aços contendo mais que 0,5% de carbono, a fratura da martensita revenida, à baixa temperatura, (*LTT martensite*) é dúctil, ocorrendo por nucleação, crescimento e coalescência de microcavidades em inclusões e em partículas de carbeto retidas após a austenitização. Os testes de tração mostraram que a susceptibilidade para a fratura intergranular de aços com martensita revenida à baixa temperatura aumenta com o aumento da quantidade de carbono, e que 0,5% de carbono é o limite de transição entre as fraturas dúctil e intergranular. Em todos os casos estudados, os valores de dureza e do limite de resistência mostraram uma pequena diminuição com o aumento do tempo a uma mesma temperatura (10 minutos, 1 hora e 10 horas). Quase todas as medidas de ductilidade diminuíram com o aumento da quantidade de carbono nos aços com martensita revenida à baixa temperatura. Já os aços revenidos em altas temperaturas, por um longo período, não falharam por fratura intergranular, talvez por causa do alívio das tensões residuais resultantes do tratamento.

Porém outros autores dizem que, em aços com martensita revenida à baixa temperatura contendo mais que 0,5% de carbono em massa, a fratura acontece por mecanismos intergranulares frágeis associados à segregação de fósforo e também à formação de carbeto nos contornos de grãos austeníticos durante a austenitização e a têmpera. Alguns trabalhos mostraram que, aparentemente, a concentração de fósforo e cementita nos contornos de grão da austenita anterior à têmpera, em aços 4340, foi suficiente para causar fratura intergranular (SAEGLITZ & KRAUSS, 1997).

Segundo STRENG, H. et al. (1989), um revenimento adequado também pode melhorar as características de fadiga de um material. Isto é possível pois durante o revenimento pode haver uma efusão de hidrogênio do metal. O hidrogênio é absorvido durante a cementação e causa fragilidade ao material, diminuindo sua tenacidade.

2.3 Jateamento por granalhas

Segundo PARRISH (1980) o jateamento por granalhas ou *shot-peening* é um processo de endurecimento mecânico no qual a superfície de um componente é bombardeada por uma enorme quantidade de projéteis esféricos metálicos com suficiente velocidade para produzir uma zona de deformação plástica superficial. Este trabalho à frio provoca um aumento na dureza e na resistência do material na camada deformada, aumentando a resistência à fadiga por flexão. O jateamento também induz a transformação da austenita retida em martensita, reduz o tamanho médio das placas de martensita devido à deformação, aumenta a densidade de discordâncias e pode eliminar os efeitos ruins da oxidação intergranular e da descarbonetação. SIEBER (1992) também mostra que o jateamento pode aumentar a rugosidade superficial.

Vários autores como DE LOS RIOS et al. (1996), KIM et al. (1981), SIEBER (1992) e WIDMARK & MELANDER (1999) citam que o fator chave no aumento da vida em fadiga de componentes jateados é a criação de tensões altamente compressivas na superfície e imediatamente abaixo desta. A figura 2.11 compara as curvas S-N de um aço jateado e outro sem jateamento exemplificando a influência do jateamento na vida em fadiga.

Figura 2.11 – Influência do jateamento por granalhas no comportamento de fadiga de um aço SAE 4028 cementado (KIM et al., 1981).

A camada deformada, devido ao jateamento por granalhas, pode ser estimada através de medidas de microdureza. Como exemplo, em DE LOS RIOS et al. (1996) a máxima dureza devido ao jateamento, de 322 HV, foi alcançada a aproximadamente 120 microns da superfície com uma subsequente queda a valores médios de corpos de prova não jateados – 250 HV – por volta de 350 microns. A profundidade do jateamento portanto foi estimada como sendo 350 microns.

Atualmente o jateamento por granalhas tem sido amplamente utilizado com o objetivo de se promover um aumento de resistência à fadiga de contato e flexão em dentes de engrenagens cementadas (FARIA & SILVA, 1995).

2.3.1 Transformação microestrutural da austenita retida em martensita devido ao jateamento

Muitas vezes as transformações das propriedades mecânicas de um aço temperado e jateado é devido à transformação da austenita retida em martensita. KIM et al. (1981) mostram em seu trabalho que o jateamento provocou uma transformação da austenita retida em martensita muito próximo da superfície. A profundidade na qual as transformações ocorreram foram menores que 0,05 mm sendo que, nos corpos de prova jateados, a quantidade de austenita retida à grandes profundidades era a mesma comparada aos de corpos não jateados.

PARRISH (1980) mostra que em superfícies cementadas contendo quantidades de 30% de austenita retida e dureza máxima por volta de 60 HRC, a dureza aumentou em 1 ou 2 pontos devido ao jateamento que induziu a transformação de parte da austenita.

2.3.2 Influência do jateamento no crescimento de trincas e em fadiga

Em KOCANDA¹ apud KOCANDA (1998) para o crescimento de trincas curtas em corpos de prova jateados, as fases de iniciação e propagação da trinca se diferem completamente dos dados obtidos em corpos não-jateados. O jateamento por granalhas pode acelerar as fases de iniciação das trincas e do crescimento da trinca durante os primeiros estágios da vida em fadiga. Porém, a taxa de crescimento de trincas durante o período de propagação da trinca e a densidade de trincas são significativamente menores em corpos jateados.

DE LOS RIOS et al. (1995) também mostra que o jateamento aumenta a vida em fadiga, atrasando a iniciação da trinca e deixando a propagação mais lenta como mostra a figura 2.12.

Figura 2.12 – Influência do jateamento por granalhas no crescimento de trincas superficiais (DE LOS RIOS et al., 1996).

¹ KOCANDA D., KOCANDA S., MILLER K.J. (1996) Influence of shot-peening on short crack behavior in a medium carbon steel. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials & Structures*, v.19, n.7, p.911-917 apud KOCANDA, D.; KOCANDA, S.; TOMASZEK, H. (1998). Description of short fatigue crack growth in a shot-peened medium carbon steel. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials & Structures*, v.21, p.977-985.

As taxas de propagação de trincas curtas nos corpos de prova jateados são muito menores porque, em adição ao efeito inicial da tensão residual, a resistência à deformação plástica na ponta da trinca é muito maior devido ao trabalho à frio que provoca um aumento do número de barreiras nos grãos altamente deformados e um aumento na densidade de discordâncias.

Segundo WANG et al. (1998b) as trincas por fadiga de corpos não-jateados estão sempre localizadas na superfície, enquanto que em corpos jateados as posições de iniciação e propagação de trincas podem variar, com trincas localizadas abaixo da zona de tensão residual compressiva ou trincas localizadas dentro da camada endurecida com a zona de tensão residual compressiva. Um jateamento adequado poderia “forçar” o início de trincas da superfície para regiões subsuperficiais com a zona de tensão residual tensiva. Os efeitos de aumento de resistência têm relações com a posição das trincas. Os valores de tensão máxima de fadiga dos corpos com iniciação de trincas abaixo da camada com tensão compressiva são sempre maiores do que aqueles corpos com trincas superficiais.

FARIA & SILVA (1995) também citam que a nucleação de trincas por fadiga de contato em engrenagens jateadas pode ocorrer na superfície ou em posições subsuperficiais. A posição de nucleação das trincas de fadiga está relacionada com os movimentos das superfícies em contato (rolamento e deslizamento), o nível de inclusões presente no aço, a espessura do filme de óleo entre as partes e ainda as condições superficiais das regiões em contato.

Segundo PARRISH (1980) o aumento no limite de fadiga por flexão é devido principalmente à tensão residual compressiva na superfície produzida pelo jateamento que pode ser acompanhado por uma redução da tensão compressiva imediatamente abaixo da camada jateada. Esta tensão residual criada pelo jateamento pode variar durante solicitações cíclicas que provocam fadiga.

PANHANS & FOURNELLE² apud FARIA & SILVA (1995), num estudo de flexão rotativa em aços cementados, mostraram que existe um relaxamento das tensões residuais em fadiga. O alívio de tensões, denominado “shake-down” na literatura americana, é o resultado de um rearranjo das estruturas de discordâncias.

Já MOTOYAMA³ apud FARIA & SILVA (1995) mostra que o comportamento das tensões residuais, ocasionadas pelo jateamento, depende do perfil de tensões residuais prévio e da profundidade da camada cementada. Além disso, a magnitude, forma e deformação elástica provocada pela solicitação em fadiga influenciam nas tensões residuais do material.

² PANHANS, D.P.; FOURNELLE, R.A. (1981) High cycle fatigue resistance of AISI 9310 carburized steel with two different levels of surface retained austenite and surface residual stress. *Journal of Heat Treating*, v.2, n.1 apud 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, v.3, p.111-125.

³ MOTOYAMA, M. (1976). Residual stress and fatigue strength of carburized and quenched steel. *SAE Technical Paper Series*, n. 761716 apud 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, v.3, p.111-125.

2.4 Oxidação intergranular

A oxidação intergranular ocorre durante o processo de cementação devido aos componentes presentes na atmosfera endotérmica de um forno de cementação à gás. Tais componentes como o dióxido de carbono (CO_2), o monóxido de carbono (CO) e o vapor d'água possuem como principal elemento químico o oxigênio. Este oxigênio se combina com elementos de liga no aço com um certo potencial oxidante como o cromo, o manganês, o silício e o próprio carbono, os quais possuem mais afinidade para ligações químicas com o oxigênio do que com o ferro. A figura 2.13 mostra o potencial de oxidação de vários metais presentes em ligas de aço.

Tipicamente uma camada oxidada chega a uma profundidade de 25 μm , sendo que em casos severos pode chegar a 60 μm . A explicação para a profundidade da camada é que a difusão de oxigênio e a formação de óxidos é mais lenta do que a difusão do carbono e por isso a oxidação geralmente atinge a faixa de 10 a 25 μm para uma camada cementada de 1 mm (KRAUSS, 1995d). Segundo FARIA (1993) a oxidação intergranular é de difícil controle e é inerente ao processo de cementação gasosa. A figura 2.14 mostra uma região afetada pela oxidação intergranular.

Figura 2.13 – Potencial de oxidação de vários metais. As colunas brancas (1) mostram a oxidação ou redução devido aos elementos H_2O e H_2 . As colunas achuradas (2) mostram a oxidação ou redução devido aos elementos CO_2 e CO . (CHATTERJEE-FISCHER, 1978).

Figura 2.14 – Região superficial de um aço cementado afetada pela oxidação intergranular (PARRISH, 1980)

2.4.1 Influência da oxidação intergranular na dureza e na resistência à fadiga

Segundo KRAUSS (1995d) e PARRISH (1980), a oxidação de elementos de liga na superfície de aços cementados pode causar efeitos negativos na dureza superficial e na resistência à fadiga. Geralmente a dureza da superfície diminui para a região de 58 a 60 HRC devido à essa oxidação, pois os elementos da solução sólida do aço, substitucionais e até intersticiais que dão a dureza, são removidos da solução sólida na austenita, diminuindo a temperabilidade e ocasionando a formação de microestruturas não-martensíticas (ferrita, perlita ou bainita) na região superficial de peças cementada e que, muitas vezes, a dureza Rockwell pode não mostrar.

WEIGAND & TOLASCH⁴ apud PARRISH (1980) concluíram que, para que haja um decaimento no desempenho em fadiga de um aço, a dureza da superfície deve diminuir abaixo de 59 HRC. Já BELMELBURG⁵ apud PARRISH (1980) achou que uma profundidade de 6 a 10 μm de oxidação não influencia o desempenho à fadiga por flexão quando comparado com superfícies sem oxidação. Porém, KOZLOVSKII⁶ et al. apud PARRISH (1980) concluiu que para uma oxidação acima de 13 μm haverá uma acentuada redução no limite de fadiga, conforme mostra a figura 2.15. Como exemplo disto, um aumento da camada oxidada num aço C-Mn de 13 μm para 30 μm reduziu a resistência à fadiga em 45%.

⁴ WEIGAND, H.; TOLASCH, G. (1967). Dauerfestigkeitsverhalten einsatzgehärteter Proben. *Härterei-Technische Mitteilungen*, v.22, n.4, p.330-338, Dec. apud PARRISH, G. (1980). *The influence of microstructure on the properties of case-carburized components*. Ohio, ASM.

⁵ BELMELBURG, W. (1970). Der Einfluss von Randoxydation auf die Umlaufbiegefestigkeit und statische Biegefestigkeit einsatzgehärteter Proben. *Härterei-Technische Mitteilungen*, v.25, n.3, p.191-194, Oct. apud PARRISH, G. (1980). *The influence of microstructure on the properties of case-carburized components*. Ohio, ASM.

⁶ KOZLOVSKII, I. S.; KALININ, A. T.; NOVIKOVA, A. Y.; LEBEDEVA, E. A.; FEOFANOVA, A. I. (1967). Internal oxidation during case-hardening of steels in endothermic atmospheres. *Metal Science and Heat Treatment*, n.3, p.157-161, Mar. apud PARRISH, G. (1980). *The influence of microstructure on the properties of case-carburized components*. Ohio, ASM.

Figura 2.15 – Redução do limite de fadiga por flexão devido ao aumento da oxidação intergranular acima de 13 µm (PARRISH, 1980).

Vários autores como CHATTERJEE-FISCHER (1978) e KRAUSS (1993) mostram que devido à diminuição da temperabilidade na região oxidada, há um decaimento na tensão compressiva residual superficial podendo ocorrer até tensões tensivas na superfície, piorando o desempenho à fadiga.

HINDENHALL & ERICSSON⁷ apud DOANE (1990) mediram tensões residuais em função da profundidade da oxidação na camada cementada e acharam baixas tensões residuais compressivas ou mesmo tensões tensivas quando o esgotamento de elementos de liga era evidente. Esta redução na tensão residual pode dar uma razoável explicação para a baixa resistência à fadiga em aços com uma considerável oxidação intergranular.

⁷ HILDENWALL, B.; ERICSSON, T. (1980) The residual stresses in the soft pearlite layer of carburized steel. *Journal of Heat Treating*, v.1, n.3, Jun. apud DOANE, D.V. (1990). Carburized steel - update on a mature composite. *Journal of Heat Treatment*, v. 8, n. 1, p. 33-53.

2.4.2 Precauções para evitar a oxidação intergranular

Algumas precauções podem ser tomadas para evitar ou diminuir a formação de oxidação intergranular. Antes do tratamento de cementação, a superfície do aço deve estar livre de óxidos metálicos. Por isso, antes deste processo, é necessário uma lavagem da peça com produtos químicos especiais que removam os óxidos metálicos presentes na superfície. A dureza superficial e a resistência pode ser restaurada introduzindo de 5% a 10% de amônia por aproximadamente 10 minutos na câmara de cementação antes do fim do ciclo de cementação. Também pode-se reduzir a oxidação após a cementação e a têmpera retificando as partes oxidadas, utilizando jateamento por granalhas ou ainda com polimento eletrolítico.

Para CHATTERJEE-FISCHER (1978) outros métodos podem ser usados para diminuir a camada oxidada, como diminuir o tempo ou a temperatura de cementação, pois a profundidade de oxidação será maior quanto maior for a temperatura ou o tempo de cementação como mostra a figura 2.16 para um aço SAE 1015.

A escolha de um aço com certos elementos de liga e em proporções adequadas também podem minimizar a oxidação. CHATTERJEE-FISCHER cita que quanto maior a quantidade de silício, maior é o número de óxidos e mais estes se concentram pela superfície, portanto, é aconselhável um aço com baixíssima porcentagem de silício em sua composição. Em ligas Fe-Cr os óxidos só irão aparecer com quantidades de cromo maiores que 1,3% e em ligas Fe-Mn não é observada a aparição de óxidos se a quantidade de Mn for menor que 0,8%.

Os efeitos da oxidação superficial podem ser reduzidos selecionando um aço “mais ligado” de maior temperabilidade, onde a perda de elementos de liga para formar óxidos não diminuirá a temperabilidade ao ponto de formar produtos não-martensíticos. Também, aços contendo elementos de liga que não oxidam, como Ni ou Mo, poderiam ser escolhidos (KRAUSS, 1995d).

Figura 2.16 – Influência da temperatura e do tempo de cementação na profundidade da oxidação intergranular (CHATTERJEE-FISHER, 1978).

Outros fatores microestruturais também minimizam a fratura intergranular devido à oxidação, como o tamanho de grão da austenita inicial. PACHECO & KRAUSS (1989) mostraram que as amostras cementadas à gás com grãos finos, toleram a presença de oxidação intergranular superficial e tem melhor resistência à fadiga do que outras sem oxidação mas com grãos grosseiros.

Apesar dos problemas causados pela oxidação intergranular, ainda é mais vantajoso economicamente o uso da cementação à gás, dando adequada temperabilidade com aços ligados com Ni e Mo para minimizar a oxidação durante a cementação (DOANE, 1990).

2.5 Microestrutura e elementos de liga

2.5.1 Microestrutura

Para peças cementadas, a microestrutura que proporciona as melhores características de resistência é produzida pelos tratamentos de têmpera e revenimento, formando como principal constituinte na camada cementada a martensita revenida. Devem ser evitadas como componentes microestruturais da camada a bainita superior e grandes partículas de carbeto ou redes de carbeto pois estes diminuem a resistência à fadiga por flexão e à fadiga de contato. A quantidade de carbono na martensita da camada varia geralmente de 0,8% a 1,0 % e diminui gradualmente até 0,2% no centro do aço cementado. A morfologia da camada é caracterizada por placas de martensita de vários tamanhos, sendo esta chamada de martensita em forma de placa ou lâmina, enquanto que a morfologia do núcleo é caracterizada por pequenos filamentos de martensita reunidos em grupos e arranjados paralelamente, sendo chamada de martensita em forma de ripas. A figura 2.17 mostra o diagrama ferro-carbono e a classificação das martensitas que se formam. A martensita em forma de placa, por se originar da austenita de alto carbono, tem uma maior quantidade de austenita retida do que a martensita em forma de ripas (KRAUSS, 1978).

Figura 2.17 – Diagrama Ferro-Carbono mostrando as microestruturas formadas após a têmpera (KRAUSS, 1978).

A microestrutura da camada externa destes aços, além de martensita revenida e austenita retida, também pode conter microtrincas, inclusões, carbeto de contorno de grão, segregação de fosfatos e óxidos de superfície. Já a microestrutura do núcleo pode conter martensita revenida, bainita ou ferrita e perlita (KRAUSS, 1995a).

A grande maioria das peças cementadas, temperadas e revenidas são revenidas entre as temperaturas de 150°C e 200°C, formando, como microestrutura predominante na camada, a martensita revenida à baixa temperatura (*LTT martensite* – *Low temperature tempered martensite*). A dureza e resistência da martensita LTT aumenta com o aumento da quantidade de carbono até 0,8%. Acima de 0,8% a dureza cai devido à formação crescente de austenita retida. O aumento da resistência da martensita LTT está associada com as altas taxas de endurecimento por tensão (KRAUSS, 1995a).

DOANE (1990) e KRAUSS (1995b) consideram os aços cementados como sendo materiais compostos, com uma camada extremamente dura sobre uma base de baixo carbono, com uma dureza menor mas com elevada tenacidade, além de possuir na microestrutura da camada duas fases: a austenita retida e martensita revenida. A melhor estrutura de camada cementada é uma mistura de martensita de alto carbono e

austenita com martensita suficiente para assegurar pelo menos 57 HRC de dureza, sendo que muitos projetistas especificam uma dureza mínima de 58 HRC.

2.5.2 Influência do tamanho de grão da microestrutura no desempenho de um aço cementado

Segundo PARRISH (1980), para que o aço cementado tenha um bom desempenho é essencial que o tamanho de grão seja uniforme e com granulação fina, geralmente com tamanho mínimo entre ASTM 6 e ASTM 8. A granulação fina pode ser conseguida adicionando elementos de liga no aço, que estabilizam o movimento dos contornos e o crescimento dos grãos, como o alumínio que inibe o crescimento do grão austenítico. Geralmente grãos austeníticos tem o mesmo tamanho no centro e na superfície das peças quando temperadas após cementadas, porém um reaquecimento anterior à têmpera, conforme mostra a figura 2.18, também resulta num refinamento de grãos da superfície (KRAUSS, 1995b).

Figura 2.18 – Diagrama mostrando um ciclo de tratamento térmico em particular o reaquecimento anterior à têmpera que provoca um refinamento dos grãos austeníticos (KIM & KWEON, 1996).

Conforme o tamanho de grão aumenta, certas propriedades do aço como alongamento, temperatura de transição de impacto e resistência à fadiga diminuem ou pioram. A propagação de uma trinca, por exemplo, é favorecida com o crescimento do tamanho de grão. Além disso, componentes com grãos grosseiros são mais susceptíveis à distorção e ao aparecimento de trincas na têmpera e na retífica. PACHECO & KRAUSS (1989) mostraram também que o refinamento microestrutural dos grãos austeníticos desloca o efeito prejudicial da oxidação intergranular para níveis muito elevados de tensão.

BOABAID & YATES (1993) mostraram que há uma desaceleração no crescimento de trincas curtas observada nos gráficos de taxa de crescimento de trinca por comprimento da trinca em corpos de prova ensaiados sob fadiga. Esta desaceleração foi atribuída às interações entre as trincas e os contornos de grão. Foram observadas desacelerações mesmo com diferentes acabamentos superficiais, sugerindo que a microestrutura afeta de forma considerável o crescimento de trincas curtas mesmo em superfícies mal acabadas.

2.5.3 Influência da austenita retida no desempenho de um aço cementado

Há muita controvérsia em relação à influência da austenita retida no desempenho de aços cementados principalmente em relação ao desempenho em fadiga. A austenita retida é uma fase dútil e altos teores desta na camada cementada podem diminuir a resistência ao desgaste por pites ou fadiga de contato em engrenagens (FARIA, 1993). Porém, muitos autores sugerem que a austenita retida na camada cementada é benéfica, pois durante solicitações cíclicas, parte da austenita se transforma em martensita, devido à transformação induzida por deformação.

Segundo BREEN⁸ apud DOANE (1990) , de 15% a 25% de austenita retida num aço cementado parece ser desejável tanto para a melhora da resistência ao desgaste quanto à resistência ao aparecimento de pites, e que mesmo grandes quantidades de austenita são toleráveis.

SILVA (1997) concluiu que a presença de até 35 % de austenita retida na microestrutura da camada cementada de um aço SAE 8620, aumentou a tenacidade ao impacto e melhorou o desempenho em fadiga de baixo ciclo por flexão, retardando a nucleação de trincas. Esta melhora no desempenho em fadiga foi causada principalmente devido à transformação induzida por deformação da austenita em martensita.

Já DIESBURG (1978) mostrou que uma microestrutura de camada cementada apresentando altas quantidades de austenita retida possui baixas tensões residuais compressivas. Uma quantidade excessiva de austenita retida, por volta de 45% por exemplo, é considerada prejudicial por pelo menos duas razões: produz baixa dureza superficial e portanto possui um baixo limite de resistência e produz baixas tensões residuais compressivas. Porém, níveis de 10 a 40% de austenita retida parecem contribuir com o comportamento de fadiga sob condições de flexão.

PACHECO & KRAUSS (1989) também concordam que a austenita retida em microestruturas da camada cementada deve ser minimizada e finamente dispersa para um bom desempenho em fadiga. Microestruturas da camada superficial com baixa quantidade de austenita retida, em conjunto com um tamanho de grão refinado, tiveram excelente resistência à fadiga de alto ciclo, como mostra a figura 2.19.

⁸ BREEN, D.H. (1984) Fundamentals of gear stress/strength relationships-materials. *SAE Technical Papers Series*, nº 841083 apud DOANE, D.V. (1990). Carburized steel - update on a mature composite. *Journal of Heat Treatment*, v. 8, n. 1, p. 33-53.

Figura 2.19 – Influência da austenita retida e do tamanho de grão austenítico no limite de fadiga de um aço cementado e temperado (PACHECO & KRAUSS, 1989).

Havendo a necessidade de se reduzir a quantidade de austenita retida presente na camada cementada, pode-se utilizar alguns métodos citados a seguir:

- revenimento à alta temperatura: um revenimento à alta temperatura, acima da faixa de 150°C a 200°C, transforma a austenita retida em ferrita e carbeto grosseiros, havendo a redução de tenacidade, dureza e resistência, mas melhorando a estabilidade microestrutural;
- reaquecimento intercrítico: o mesmo processo utilizado para reduzir o tamanho de grão, mostrado na figura 2.18;
- jateamento por granalhas: mecanicamente, o jateamento transforma a austenita retida em martensita, introduzindo tensões residuais compressíveis e aumentando o desempenho à flexão por fadiga (KRAUSS, 1995b).
- tratamentos de resfriamento: tratamentos como o sub-zero reduzem a austenita retida, porém devem ser considerados como um último recurso pois também reduzem a resistência à fadiga por flexão e provocam elevada fragilidade em razão do aparecimento de microtrincas na camada cementada (PARRISH, 1980);

2.5.4 Elementos de liga

Os elementos de liga presentes nos aços alteram profundamente suas propriedades. Para peças cementadas, a composição química altera a profundidade da camada, o perfil de dureza e portanto altera a capacidade da peça de resistir à esforços de flexão, contato, impacto, além da resistência ao desgaste (FARIA, 1993).

O elemento químico mais importante num aço cementado é o carbono. Segundo FARIA (1993) o teor de carbono tem grande influência na resistência à fadiga de engrenagens e também o aumento do teor de carbono da superfície aumenta a resistência da matriz martensítica, minimiza a formação de perlita na superfície, porém aumenta o teor de austenita retida na camada.

Segundo DOANE (1990) uma quantidade de carbono na superfície de 0,9% a 1,1% oferece uma ótima resistência ao desgaste e ao desgaste por pites. DOANE também mostra que aços com baixa temperabilidade, como os aços 16MnCr5 e 20MoCr4 comparados com outros aços da norma DIN, exibem uma larga faixa de porcentagem de carbono sobre o qual uma alta dureza pode ser alcançada, mas somente se temperado em seções pequenas o suficiente para se obter estruturas totalmente martensíticas. A figura 2.20 exemplifica este fato.

Figura 2.20 – Relação entre a porcentagem de carbono e a dureza superficial após têmpera direta de vários aços DIN (DOANE, 1990).

Outros elementos de liga também causam grande influência em aços. SCHULTZ & McMAHON⁹ apud KRAUSS (1978) investigando o tratamento de aços AISI 3340 acharam que o molibdênio elimina a fragilização causada pelos elementos arsênio, antimônio e manganês, mas não elimina a fragilização causada pelo fósforo. Aliás o fósforo estava presente em todos os corpos após a têmpera, indicando que a segregação de fósforo nos contornos de grão austeníticos ocorreu durante a austenitização.

Adições moderadas dos elementos cromo e manganês podem aumentar a dureza do núcleo de um aço, com a adição de 0,5% de cada elemento (PARRISH, 1980), mas são elementos com alto potencial de oxidação o que pode acarretar o aparecimento de oxidação intergranular durante a cementação e portanto podem reduzir a vida em fadiga do aço. SIEBER (1992) recomenda o uso de elementos com menor potencial de oxidação, tais como o níquel e o molibdênio ao invés do cromo e do manganês. Aços contendo o elemento boro obtiveram ótimos desempenhos com relação à testes de fadiga.

KRAUSS (1993) observou que os elementos de liga substitucionais, tais como o manganês, o níquel, o cromo e o molibdênio presentes num aço, diminuem as temperaturas de início (Ms) e de término (Mf) de formação de martensita e portanto contribuem para a retenção de austenita na camada.

Num estudo da influência de elementos de liga na dureza de aços de médio e baixo carbono após os tratamentos de têmpera e revenimento, GRANGE et al. (1977) concluíram que a dureza da martensita após a têmpera não mudou significativamente devido à adição de manganês ou outro elemento de liga e que a quantidade de liga aparentemente também não mudou o nível de austenita retida dos aços ao ponto de afetar a dureza.

⁹ SCHULTZ, B.J.; McMAHON, E.C.J. (1972) ASTM STP 499, p. 104 apud KRAUSS, G. (1978) The microstructure and fracture of a carburized steel. *Metallurgical Transactions A*, v.9A, p.1527-1535, Nov.

O manganês não provocou nenhum efeito na dureza da martensita temperada por volta de 200°C. Porém, à altas temperaturas de revenimento, acima de 350°C, a presença de manganês resultou numa alta dureza após o tratamento. O fósforo produziu um aumento de dureza da martensita revenida com revenimento acima de 200°C. O silício aumentou a dureza da martensita revenida em todas as temperaturas de revenimento (de 200°C a 700°C). O cromo retardou o revenimento da martensita em todas as temperaturas estudadas, e o molibdênio, assim como o cromo, mostrou ser um forte formador de carbeto, produzindo uma dureza maior do que em uma liga Fe-C. Estes resultados mostram que o efeito de outros elementos de liga podem ser independentes da quantidade de carbono presente no aço.

2.6 Comportamento em fadiga de aços cementados

2.6.1 Fadiga dos metais

Fadiga é o termo utilizado para expressar a falha de um material submetido a um carregamento cíclico ou flutuante, mesmo se os níveis de tensões aplicados sejam menores que o limite de escoamento. Os materiais solicitados dinamicamente podem apresentar falhas em níveis de tensão bem abaixo da tensão de fratura sob carregamento estático. Estima-se que cerca de 90% das falhas ocorridas em componentes automotivos, aeronáuticos, pontes, turbinas, bombas e equipamentos em geral sujeitos a carregamentos cíclicos, deve-se ao fenômeno de fadiga (SPINELLI, 1997).

2.6.2 Fadigas de alto e baixo ciclo

Segundo KRAUSS (1995c) existem dois diferentes regimes de comportamento à fadiga: alta tensão e baixo ciclo e baixa tensão e alto ciclo. No regime de baixo ciclo, identificado pela linha inclinada da figura 2.21, a vida em fadiga ou limite à fadiga a um nível de tensão dado, é finita, excedendo um número limitado de ciclos. No regime de alto ciclo, identificado pela linha horizontal da figura 2.21, a vida em fadiga é considerada infinita, desde que a tensão definida pela linha horizontal não seja excedida.

A tensão equivalente à linha horizontal é chamada limite de resistência à fadiga. Entretanto, o desempenho de fadiga real depende da razão entre a mínima e a máxima tensão aplicada, ou valor R. Pelo fato da fadiga de baixo ciclo ser dominada pela deformação plástica, a ductilidade é que controla a resistência à fadiga. A fadiga de alto ciclo, por outro lado, é dependente da deformação elástica, onde microestruturas com alto limite de elasticidade e de escoamento dão o controle sobre a resistência à fadiga.

Figura 2.21 – Curva tensão x número de ciclos, S-N (KIM & KWEON, 1996).

2.6.3 Fatores que afetam a fadiga por flexão no aço cementado

O estudo de fadiga por flexão em camadas cementadas vem sendo amplamente estudado pois a resistência à fadiga por flexão é muito importante para prevenção de falhas na raiz dos dentes de engrenagens cementadas (KRAUSS, 1995c).

As principais causas que influenciam o surgimento de trincas e a resistência à fadiga por flexão listadas por vários autores como DIESBURG (1978), DOANE (1990), HYDE et al. (1992), KRAUSS (1995c), PACHECO & KRAUSS (1989) e SIEBER (1992), são: descontinuidades superficiais ou marcas de usinagem e retífica, inclusões, carbeto, gradiente microestrutural, perfil de tensão residual, dureza da camada cementada, quantidade de carbono superficial, profundidade da camada cementada, austenita retida, oxidação intergranular, microtrincas, segregação de fósforo para os contornos de grão da austenita, temperatura de revenimento, tipo de aço-liga e a absorção de hidrogênio durante a cementação à gás.

SIEBER (1992) mostrou que o processo de retífica pode ser um fator importante na vida em fadiga. Com uma remoção de 0,15 mm da superfície na retífica, a vida média em fadiga por flexão aumentou 6 vezes comparado com os corpos de prova sem retífica. A influência da retífica parece ser a de retirar filmes de oxidação superficial e oxidação intergranular associados com a atmosfera do forno. Outros fatores que também melhoraram a vida em fadiga foram: a diminuição de austenita retida, a diminuição da profundidade de oxidação intergranular e a diminuição do tamanho de grão. Para COHEN et al. (1991) a baixa quantidade de austenita retida também aumentou os limites de fadiga dos aços cementados estudados.

Segundo PACHECO & KRAUSS (1989), em baixo ciclo, fadiga de alta tensão, grandes quantidades de austenita retida, entre 30% e 40%, estão relacionadas com uma longa vida em fadiga, um resultado que é explicado pela transformação induzida por deformação da austenita retida à altas deformações geradas na fadiga de baixo ciclo. Na fadiga de alto ciclo, os efeitos da austenita retida são mais difíceis de se separar de outras características da camada superficial. A microestrutura da camada superficial formada pelo conjunto austenita-martensita, que se origina de finos grãos de austenita, mostram excelente resistência à fadiga de alto ciclo.

Uma média porcentagem de carbono, abaixo de 1,0%, variando de 0,60% a 0,92% na camada cementada, aumentou a vida em fadiga dos aços estudados por SIEBER (1992). Acredita-se que isto aconteça pois altas porcentagens de carbono formam grandes quantidades de martensita em forma de placa que estão associadas com a formação de microtrincas.

As durezas superficial e do núcleo de um aço cementado também influenciam a vida em fadiga. Segundo DIESBURG (1978) uma baixa dureza superficial reduz as propriedades de fadiga de alto ciclo. FETT (1988), num estudo da influência da dureza do núcleo de aços SAE cementados, concluiu que uma baixa dureza do núcleo é melhor sob condições de fadiga de baixo ciclo, mas uma dureza de núcleo de 30 HRC ou maior pode melhorar a fadiga de alto ciclo. Os melhores resultados para vida em fadiga foram obtidos para uma dureza de núcleo acima de 25 HRC.

2.7 Iniciação e propagação de trincas por fadiga em aços cementados

2.7.1 Iniciação intergranular e transgranular

A iniciação de trincas por fadiga num aço cementado pode ocorrer de duas maneiras distintas: iniciação intergranular ou transgranular. A iniciação intergranular é a mais comum em aços cementados sendo que a região preferencial para o início da trinca são os contornos de grãos austeníticos da camada cementada (KRAUSS, 1995c).

COHEN et al. (1992), HYDE et al. (1992), KIM & KWEON (1996) e KRAUSS (1995c) analisaram a fratura intergranular superficial e constataram que, relacionados com fratura de contorno de grão, estão uma combinação de segregação de fósforo e a formação de carbeto nos contornos de grãos austeníticos. Tais mudanças de contorno de grão ocorrem na cementação e na têmpera, e não no revenimento.

A iniciação de trinca transgranular é menos comum e está associado ao tamanho de grão austenítico. Uma granulação fina provoca uma iniciação transgranular, e segundo KRAUSS (1993), isto ocorre pois os grãos finos diluem a segregação de fósforo e formação de cementita em contornos de grãos. Portanto, sugere-se que a iniciação de trincas por fadiga em aços com grãos austeníticos de tamanho grosseiro é intergranular, enquanto que a iniciação em aços com grãos finos é transgranular.

2.7.2 Fatores relacionados com a iniciação e propagação de trincas

Além dos contornos de grãos austeníticos, outros fatores estão relacionados com o início de trincas intergranulares e transgranulares como inclusões, defeitos superficiais e microtrincas residuais. Segundo APPLE & KRAUSS (1973), as microtrincas residuais se formam durante a têmpera como resultado da colisão das

lâminas de martensita em aços com alto carbono. Tais microtrincas normalmente provocam trincas intergranulares mas também podem iniciar uma falha transgranular. GENEL & DEMIRKOL (1999) citam que a oxidação interna nos contornos de grão da austenita pode ser reconhecida como uma origem efetiva de iniciação de trincas por fadiga. Já BOABAID & YATES (1993) abordam três parâmetros principais que afetam a iniciação de trincas por fadiga: a rugosidade superficial, a tensão residual e a microestrutura da superfície.

Após o início das trincas, a propagação ou crescimento destas também depende de um grande número de variáveis, incluindo as propriedades mecânicas e microestruturais do material e as tensões e deformações cíclicas aplicadas. Segundo DIESBURG (1978) o aumento da resistência à propagação de trincas pode ser realizado de duas maneiras: desenvolvendo microestruturas com uma alta tenacidade à fratura por deformação plana, e produzindo uma alta tensão residual compressiva na camada e, portanto, reduzindo efetivamente a tensão aplicada na microestrutura da camada. DE LOS RIOS et al. (1995) observaram um crescimento mais rápido de trincas no sentido da profundidade da amostra do que na superfície, provando que a tensão compressiva da superfície atrasa o crescimento da trinca.

DE LOS RIOS et al. (1996) concluíram também que a ponta de trinca obtusa e o endurecimento por deformação plástica do material ao redor da ponta da trinca são outros parâmetros de controle responsáveis pelo crescimento de trincas. Ficou bem claro que a tensão residual na zona plástica da ponta da trinca é um fator importante no retardo no crescimento de trincas por fadiga.

2.7.3 Zonas de fratura

Normalmente, aços cementados submetidos à flexão exibem modos de fratura mistos, intergranular e transgranular; com um início de propagação intergranular, uma propagação transgranular e uma fratura final dúctil do núcleo. Ensaio de fadiga por flexão mostram que pequenas regiões de fratura intergranular ocorrem nos primeiros ciclos de carregamento com tensões acima do limite de resistência do aço

cementado (KRAUSS, 1993). Esta trinca inicial torna-se o início da propagação de uma trinca transgranular estável; em seguida tal trinca torna-se instável ocorrendo uma fratura intergranular por sobrecarga.

A descrição anterior, de 3 zonas ou modos do processo de fratura por fadiga de camadas cementadas submetidas à flexão, é a mais citada pelos pesquisadores. Porém, PACHECO & KRAUSS (1989) identificaram 4 zonas: uma de iniciação, uma região transgranular de crescimento da trinca estável, uma zona instável de fratura através da camada superficial, na maior parte intergranular, e uma zona de sobrecarga dúctil através do centro. Já MEDLIN et al. (1995) identificaram cinco diferentes zonas: uma iniciação intergranular na superfície da camada (zona 1), uma fratura transgranular primária estável na camada (zona 2), uma fratura de sobrecarga intergranular instável através da camada (zona 3), uma fratura por fadiga secundária perto da interface camada cementada-núcleo e dentro do núcleo (zona 4) e uma fratura de sobrecarga final através do núcleo (zona 5). A figura 2.22 mostra as cinco zonas citadas.

Figura 2.22 – Desenho esquemático mostrando as zonas de fratura por fadiga em um aço cementado submetido à flexão (MEDLIN et al., 1995).

A iniciação da fratura intergranular na zona 1 se origina na superfície da camada da peça, nos contornos de grãos austeníticos. No processo de cementação, tanto a oxidação intergranular como a formação de cementita e segregação de fósforo nos contornos de grão, especialmente nos corpos diretamente temperados após a cementação, podem causar a iniciação de fadiga na zona 1. Entretanto, se a formação de cementita-fósforo nos contornos é reduzida, a camada de oxidação intergranular irá controlar a iniciação de trincas.

A trinca por fadiga primária e estável (zona 2) propaga transgranularmente através das microestruturas de martensita temperada e austenita retida até atingir o tamanho crítico para uma camada de alto carbono. A iniciação e estabilização do crescimento de trinca primário por fadiga (zonas 1 e 2) podem envolver a maior parte da vida em fadiga de um componente. A zona 3 consiste de uma fratura intergranular instável na camada. A trinca intergranular instável é parada perto da interface camada-núcleo e continua como uma trinca por fadiga secundária estável através do núcleo na zona 4. A zona 5 corresponde à zona final de fratura devido à sobrecarga no qual a superfície de fratura do núcleo consiste inteiramente da coalescência de microvazios, característica de fratura dúctil. Uma vez a fratura de sobrecarga alcance a camada cementada do lado oposto da peça, a fratura muda para o modo de fratura intergranular frágil.

2.8 Mecânica da fratura aplicada à fadiga

Fratura é a separação ou fragmentação de um corpo sólido em duas partes ou mais, sob a ação de uma tensão. O processo de fratura pode se dividir em duas partes: o início da trinca e a propagação da trinca e também se classifica em duas categorias gerais: fratura frágil e fratura dúctil. Na fratura dúctil há a ocorrência de uma apreciável deformação plástica antes e durante a propagação da trinca. A fratura frágil é caracterizada pela rápida propagação da trinca, sem deformação macroscópica e pouca microdeformação (DIETER, 1981).

A mecânica da fratura estuda o comportamento de materiais contendo trincas ou outras pequenas falhas. Com a mecânica da fratura podemos ter uma tolerância ao dano, permitindo que a peça continue trabalhando com uma falha subcrítica. Em muitos casos, uma peça mecânica pode não correr perigo de falha mesmo apresentando trincas. Para estimar quando a falha pode ocorrer, a taxa de propagação da trinca torna-se importante.

A aplicação da mecânica da fratura à fadiga surgiu quando P.C. Paris trouxe para a fadiga o conceito de tenacidade à fratura. A tenacidade à fratura mede a capacidade que um material, contendo uma falha, suporta uma carga aplicada. A tensão aplicada ao material é intensificada pela falha, a qual age como um intensificador de tensão. As tensões locais perto da trinca dependem do produto da tensão nominal σ e da raiz quadrada da metade do comprimento da trinca a . Esta relação é chamada de fator de intensidade de tensão K onde, para uma trinca aguda elástica, K é representado pela seguinte equação:

$$K = C\sigma \sqrt{\pi a} \quad (2.1)$$

onde C é um fator da geometria do material e da falha, σ é a tensão aplicada e a é o tamanho médio da trinca.

Portanto, sabendo o tamanho da falha, podemos determinar o valor de K que causará o crescimento da trinca e a fratura final. Teremos então o K_C , que é o valor de K requerido para a trinca propagar.

Existem padrões de modos de deformação que podem ser aplicados à uma trinca e se relacionam com o fator de intensidade de tensão. No modo I, tem-se uma tensão trativa na direção normal às arestas da trinca. No modo II, há uma tensão de cisalhamento aplicada na direção normal à aresta frontal da trinca. E no modo III há uma tensão cisalhante aplicada paralelamente à aresta frontal da trinca. A figura 2.23 ilustra os três modos de deformação. O modo I é a situação mais importante e mais usual para o teste de tenacidade à fratura onde o valor crítico da intensidade de tensões neste modo chama-se K_{IC} . Os valores de K_{IC} para o caso de deformações planas são propriedades válidas independente da espessura da amostra e descrevem a tenacidade à fratura de materiais resistentes como os materiais tratados termicamente.

Figura 2.23 – Modos de deformação aplicados à mecânica da fratura (ANDERSON, 1995).

2.8.1 Relação da mecânica da fratura com a taxa de crescimento de trincas

Quando um corpo de prova é submetido a um carregamento cíclico, com tensões aplicadas no modo I, haverá uma variação de tensão $\Delta\sigma$, entre valores máximos e mínimos. Portanto haverá uma variação no valor da intensidade de tensão, ΔK_I , definida pela equação 2.2.

$$\Delta K_I = K_{\max} - K_{\min} = C\Delta\sigma\sqrt{\pi a} \quad (2.2)$$

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

Segundo ANDERSON (1995), a base teórica da mecânica da fratura é proporcionada pelo conceito da similaridade. Tal conceito implica que as condições na ponta de uma 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 também pode ser caracterizado por este fator.

Considerando uma trinca crescendo na presença de uma tensão cíclica de amplitude constante, uma zona de deformação plástica se forma na ponta da trinca, e o crescimento deixa para trás uma região com deformação plástica nas faces da trinca. Se a região de deformação plástica é suficientemente pequena a ponto de ser envolvida dentro da zona de singularidade elástica, as condições da ponta da trinca serão definidas unicamente por K , e portanto, a taxa de crescimento da trinca será caracterizada por ΔK e R , conforme a equação 2.3.

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R) \quad (2.3)$$

onde da/dN é a taxa de crescimento da trinca.

A figura 2.24 ilustra o comportamento típico do crescimento de trincas por fadiga em metais. Na figura temos a taxa de propagação de trincas pela variação do fator de intensidade de tensão, ΔK , que caracteriza a geometria da trinca e a amplitude de tensão. Na região I, a trinca não cresce pelo fato de estar abaixo de um fator limite de intensidade de tensão ΔK_{th} . Para intensidades de tensões maiores, na região II, a trinca cresce lentamente e para intensidades mais altas há um crescimento instável e rápido até a ocorrência da falha (região III).

Figura 2.24 – Comportamento do crescimento de trincas por fadiga (ANDERSON, 1995).

Devido ao comportamento linear e sua maior extensão, a região II é a de maior interesse em fadiga, em função da importância na vida em serviço de componentes trincados submetidos à carregamento cíclico. A Lei de Paris expressa o comportamento linear dessa região segundo a equação 2.4.

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (2.4)$$

onde ΔK é o intervalo da intensidade de tensão e C e m são constantes do material.

2.8.2 Trinca curtas

Muitos pesquisadores consideram trincas curtas aquelas menores que 1 mm de comprimento. A importância do estudo de trincas curtas se deve ao fato de que estas possuem um comportamento em fadiga muito diferente do comportamento de trincas longas e a utilização de dados de trincas longas no projeto de componentes contendo trincas curtas pode levar a estimativas incorretas e perigosas sobre a vida destes componentes.

Segundo TANAKA (1987), o comportamento anômalo das trincas curtas é resultado da quebra de similaridade, devido ao tamanho reduzido das trincas. O comportamento diferente das trincas curtas em relação às trincas longas sob as mesmas condições de carregamento em fadiga, se deve ao fato do crescimento das trincas curtas ter início para valores de ΔK abaixo de ΔK_{th} das trincas longas. A figura 2.25 mostra o comportamento de trincas curtas comparada às trincas longas.

Figura 2.25 – Comportamento do crescimento de trincas curtas comparada ao de trincas longas (ANDERSON, 1995).

Devido a efeitos microestruturais, as trincas curtas podem ter taxas de crescimento maiores ou menores que as de trincas longas. KAYNAK et al. (1995) cita que, sob a mesma força motriz, a taxa de crescimento de trincas curtas é maior que as taxas de trincas longas. TANAKA (1987) atribui três razões principais para este fenômeno: efeitos microestruturais, fechamento prematuro de trinca e efeito de macroplasticidade. Porém, foi observado que, em materiais temperados e revenidos, as trincas curtas possuem uma baixa taxa de crescimento, devido a um mecanismo de bloqueamento que são os contornos de grãos. Numa estrutura temperada e revenida, geralmente tem-se grãos refinados, resultando em um maior número de contornos, o que dificulta o crescimento de trincas.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Corpos de prova

Os corpos de prova utilizados no trabalho foram extraídos de pinhões de diferencial de caminhões doados pela Mercedes-Benz do Brasil de São Bernardo do Campo. Para a confecção dos corpos de prova foram utilizados pinhões de um mesmo lote de forjaria para que os corpos mantivessem características de temperabilidade mais parecidas possíveis. Estes pinhões foram somente recozidos e parcialmente usinados, possibilitando a retirada dos corpos de prova que foram posteriormente cementados, temperados e revenidos. Os corpos foram extraídos da região central dos pinhões seguindo a mesma direção do eixo longitudinal destes, como mostra a figura 3.1.

Figura 3.1 – Esboço da vista lateral em corte do pinhão e dos corpos de prova.

Os corpos de prova, em forma de barra de seção retangular, foram confeccionados para atingirem as dimensões finais de 8x10x100mm, após retificados. Corpos de prova com estas mesmas dimensões foram utilizados nos trabalhos de SILVA (1997) e BRAZ (1999). A figura 3.2 mostra um pinhão e os corpos de prova em diversas fases de acabamento e a figura 3.3 um esquema do corpo de prova e suas dimensões.

As duas arestas laterais dos corpos da região que compreende o plano onde será observado o crescimento de trincas foram levemente arredondadas para garantir a formação de uma microestrutura homogênea na camada cementada durante a cementação e o posterior tratamento térmico.

Figura 3.2 – Pinhão e diversos corpos de prova nas diferentes fases de confecção. O conjunto de corpos mais abaixo já estão retificados enquanto que no conjunto de cima, estão apenas usinados.

Figura 3.3 – Esquema do corpo de prova e suas dimensões.

O aço utilizado nos pinhões e, conseqüentemente, nos corpos de prova, é o aço para cementação DIN 20MnCr5. A composição química do aço 20MnCr5 é mostrada na tabela 3.1.

Tabela 3.1 - Composição química do aço 20MnCr5 conforme a norma para aços de cementação DIN 17210.

Elemento	C	Mn	Si	Cr	S	P
% mínima	0,17	1,10	0,15	1,00	---	---
% máxima	0,22	1,40	0,40	1,30	0,035	0,035

3.2 Tratamento térmico

3.2.1 Cementação e têmpera

Todos os corpos de prova foram cementados num forno contínuo de cementação a gás da marca AICHELIN na Mercedes-Benz. Os corpos eram alojados em bandejas junto à coroas ou pinhões de diferencial, de modo que ficassem livres de interferências que prejudicassem a cementação, como mostra a figura 3.4.

Figura 3.4 – Corpos de prova colocados numa bandeja junto à coroas de diferencial antes da entrada no forno para cementação.

A figura 3.5 mostra um esquema da vista superior do forno.

Figura 3.5 – Forno de cementação à gás AICHELIN e suas seis zonas principais.

Conforme observado, o forno está dividido em seis zonas de temperaturas e estas estão englobadas em quatro regiões principais, a saber:

- região de aquecimento:

- zona 1 ou zona de aquecimento 1: 780 a 880 °C;
- gases: endogás com fluxo de 5 a 6 m³/h e propano com 40 a 50 l/h;
- potencial de carbono: 0,85% a 0,95%;
- ponto de orvalho: -6 a -10 °C;

- zona 2 ou zona de aquecimento 2: 880 a 930 °C;

- gases: endogás com fluxo de 5 a 6 m³/h e propano com 40 a 50 l/h;
- potencial de carbono: 0,85% a 0,95%;
- ponto de orvalho: -6 a -10 °C;

- região de cementação:

- zona 3 ou zona de cementação 1: 910 a 930 °C;
- gases: endogás com fluxo de 5 a 6 m³/h e propano controlado por sonda;
- potencial de carbono: 0,85% a 0,95%;
- ponto de orvalho: -9 a -12 °C;

- zona 4 ou zona de cementação 2: 910 a 930 °C;

- gases: endogás com fluxo de 5 a 6 m³/h e propano controlado pela sonda;
- potencial de carbono: 0,85% a 0,95%;
- ponto de orvalho: -9 a -12 °C;

- região intermediária:

- zona 5: 810 a 880 °C;

- região de têmpera:

- zona 6: 800 a 880 °C;
- gases: endogás com fluxo de 5 a 6 m³/h , propano controlado pela sonda e amônia com fluxo de 150 a 180 l/h;

- potencial de carbono: 0,60% a 0,75%;
- ponto de orvalho (P.O.): -2 a -7 °C;
- óleo de têmpera: óleo mineral Ipiranga Rubilene 763 com temperatura de aproximadamente 60°C;

O forno possui vários sensores de potencial de carbono e de ponto de orvalho para o controle da atmosfera endotérmica, mantendo as porcentagens ideais de carbono em cada região do forno.

O gás endotérmico utilizado no forno provém da reação propano mais ar feita em geradores com catalizadores de níquel à 1050°C. Para uma melhor reação de CH₄ (propano) mais ar, deve-se ter uma proporção próxima à estequiométrica, isto é aproximadamente 7,2 partes de CH₄ para 1 de ar. No forno, além do endogás (CO, H₂, CO₂, H₂O), são adicionados o gás cementante que também é o propano, e outros, como amônia e nitrogênio, para o controle da cementação.

Antes dos corpos de prova entrarem no forno, recebem uma lavagem especial com um produto desengordurante e anti-oxidante Gardobond/Henkel. Após a têmpera existem mais dois banhos, desengraxe e enxágüe, em solução especial Parco Clean/Henkel, para a retirada do óleo usado na têmpera.

3.2.2 Ciclos de tratamento térmico

Os conjuntos de corpos de prova para cada variável estudada neste trabalho (jateamento, revenimento e oxidação intergranular) foram tratados em diferentes dias e por isso cada conjunto passou por um ciclo de tratamento térmico distinto. Além disso, os corpos de prova usados no estudo da influência da temperatura de revenimento tiveram tal tratamento feito em fornos separados para diferentes temperaturas. Portanto a seguir teremos nas Tabelas 3.2, 3.3 e 3.4, respectivamente, os ciclos de tratamento térmico para o conjunto de corpos para o estudo do jateamento, para o estudo do revenimento e para o estudo da oxidação.

Tabela 3.2 – Ciclo de tratamento térmico para o conjunto de corpos de prova utilizados no estudo da influência do jateamento por granalhas.

Ciclo/Zona do forno	Temperatura (°C)	Tempo (min)	Potencial de carbono
Pré-aquecimento/zona 1	780	40	-
Pré-aquecimento/zona 2	910	104	-
Cementação/zonas 3 e 4	920	224	0,87 %
Intermediário/zonas 5 e 6	830	128	0,60 %
Têmpera	50	16	-
Revenimento	170	128	-

Tabela 3.3 – Ciclo de tratamento térmico para o conjunto de corpos de prova utilizados no estudo da influência de diferentes temperaturas de revenimento.

Ciclo/Zona do forno	Temperatura (°C)	Tempo (min)	Potencial de carbono
Pré-aquecimento/zona 1	780	40	-
Pré-aquecimento/zona 2	890	104	-
Cementação/zonas 3 e 4	920	224	0,88 %
Intermediário/zonas 5 e 6	880	128	0,70 %
Têmpera	68	16	-
Revenimento 1	Sem revenir	-	-
Revenimento 2	120	60	-
Revenimento 3	160	60	-
Revenimento 4	250	60	-

Tabela 3.4 – Ciclo de tratamento térmico para o conjunto de corpos de prova utilizados no estudo da influência da oxidação intergranular.

Ciclo/Zona do forno	Temperatura (°C)	Tempo (min)	Potencial de carbono
Pré-aquecimento/zona 1	780	40	-
Pré-aquecimento/zona 2	910	104	-
Cementação/zonas 3 e 4	920	224	0,85 %
Intermediário/zonas 5 e 6	840	128	0,65 %
Têmpera	60	16	-
Revenimento	150	128	-

3.2.3 Revenimento

Como visto nas tabelas anteriores, para os conjuntos de corpos de prova utilizados nos estudos de jateamento por granalhas e oxidação intergranular, o tratamento de revenimento foi realizado no forno contínuo ligado ao forno AICHELIN, entre as temperaturas de 150°C e 170°C por aproximadamente 2 horas.

Já para o estudo da influência da temperatura de revenimento, 4 conjuntos de corpos de prova, com 4 corpos em cada conjunto, foram selecionados após a têmpera e revenidos em pequenos fornos elétricos de indução conforme a tabela a seguir:

Tabela 3.5 – Temperatura de revenimento para o conjunto de corpos de prova utilizados no estudo da influência de diferentes temperaturas de revenimento.

Conjunto	Temperatura de revenimento (°C)	Tempo (min)
1	Sem revenir	-
2	120	60
3	160	60
4	250	60

3.3 Jateamento por granalhas

Neste estudo foram utilizados 6 conjuntos de corpos de prova, com 4 corpos em cada conjunto. Cada conjunto sofreu um processo diferente de jateamento conforme tabela abaixo:

Tabela 3.6 - Tempo de jateamento para os conjuntos de corpos de prova.

Conjunto	Tempo de jateamento
1	2 horas
2	1 hora
3	30 minutos
4	15 minutos
5	5 minutos
6	Sem jatear

O jateamento por granalhas foi realizado numa máquina industrial de jateamento por turbina com base giratória, utilizado na Mercedes-Benz, como mostra a figura 3.6. O processo foi feito após os tratamentos de cementação, têmpera e revenimento. Todos os corpos de prova foram alocados na região central da base giratória. As granalhas utilizadas no processo eram da marca TUPY, S 330 C, tipo supertenaz.

Figura 3.6 – Equipamento de jateamento por granalhas com base giratória.

Durante este processo não foi utilizado nenhuma norma para jateamento por granalhas ou *shot peening*, sendo o tempo de jateamento, o parâmetro de comparação entre os conjuntos. Além disso, para simplificação do estudo, o tempo de jateamento descrito na tabela 3.6 é o tempo em que os corpos de prova estiveram dentro da máquina, o que não equivale ao tempo real em que os corpos estiveram sob a ação das granalhas. Isto ocorre pois a base giratória ao completar uma volta, expõe as peças jateadas à uma região onde não há jateamento, que é a região frontal da máquina mostrada na foto.

3.4 Análise metalográfica

Foram analisadas a microestrutura do material como recebido (antes dos tratamentos estudados) e do material após os tratamentos de cementação, têmpera, revenimento e jateamento. Estas análises foram realizadas nos laboratórios do Departamento de Materiais, Aeronáutica e Automobilística da USP de São Carlos.

No material como recebido, foram feitas análises nas direções longitudinais e transversais para a observação do alinhamento da microestrutura formada por perlita e ferrita. Foi utilizado nital 2% para o ataque destas microestruturas. No material tratado, foram feitas análises metalográficas da região do núcleo e da região da camada cementada, para a observação das estruturas martensíticas. Também foi utilizado nital 2% para ataque destas microestruturas.

Para a análise do tamanho de grão austenítico do material tratado foi utilizado uma solução contendo 10ml de ácido pícrico saturado, 150ml de água, 0,2ml de HCl e 15ml de detergente neutro. Tal solução ataca e revela os contornos de grãos austeníticos, possibilitando a medida do tamanho médio dos grãos. O processo foi executado através da imagem da microestrutura digitalizada e a medição dos tamanhos de grão existentes foi feita por um software analisador de imagem ENTERPRISE BUEHLER com a norma ASTM E 112-88 incorporada ao programa.

A análise de oxidação intergranular nos corpos cementados foi realizada com o material polido e através do embutimento em baquelite de duas amostras do mesmo tratamento juntas para minimizar os problemas de abaulamento que prejudicam a obtenção do foco das fotos de microestruturas. Também foi observado a existência de descarbonetação, que é revelada após um rápido ataque com nital 2%.

A observação das amostras para análise metalográfica e as fotos das microestruturas foram realizadas através de um conjunto de máquina fotográfica e microscópio ZEISS AXIOTECH. Todas as amostras foram polidas manualmente, com polimento final em alumina 0,05 μ m, conforme a norma ASTM E 3-95.

3.5 Medidas de dureza e microdureza

Foram feitas medidas de dureza superficial em todos os conjuntos de corpos de prova. As medidas para o material como recebido foram realizadas utilizando um equipamento LECO RT-240 para dureza Rockwell B, utilizando carga de 100 kgf e esfera de 1/16 polegadas, conforme norma ASTM E 18-94. Para os demais corpos de

prova tratados, foram feitas medidas de dureza Vickers utilizando um equipamento CRAYFORD KENT e carga de 10 kgf, seguindo a norma ASTM E 92-82.

As aproximações das medidas Vickers em medidas Rockwell C foram feitas através de uma calculadora de conversão de durezas via internet em CORVIB (2000) e conferidas através da norma ASTM E 140.

As medidas de microdureza da camada cementada foram realizadas somente nos corpos jateados, utilizando um microdurômetro BUEHLER Micromet série 2104 e carga de 100 gf, seguindo a norma ASMT E 384-89.

3.6 Medidas de tensão residual

As tensões residuais superficiais foram realizadas somente nos corpos de prova utilizados para o estudo da influência do tempo de jateamento. Foi utilizado um equipamento FASTRESS, fabricado pela American Analytical Corporation, e utilizado na empresa EATON da cidade de Valinhos.

O equipamento utiliza o método da dupla exposição de raios X com ângulos de pico 0° e 45° , radiação cromo $K\alpha$ e com os detectores de difração ajustados para captarem a difração dos planos (211) da martensita com $2\theta = 156^\circ$.

3.7 Ensaio de fadiga por flexão

Os ensaios de fadiga por flexão foram realizados à temperatura ambiente utilizando uma máquina servo-hidráulica MTS-810 de 250 kN, equipada com um controlador MicroConsole 458.20 e um gerador de funções programável MicroProfiler 458.91, no Laboratório de Ensaios Mecânicos do Departamento de Materiais, Aeronáutica e Automobilística da USP de São Carlos.

Os corpos de prova foram ensaiados em flexão apoiados em quatro pontos. Os apoios inferiores utilizados foram roletes metálicos de 7,0 mm de diâmetro com

distância entre centro de 10,0 mm. Os apoios superiores também eram roletes de 7,0 mm de diâmetro mas com distância entre centros de 80,0 mm. A figura 3.7 mostra a montagem de um corpo de prova na máquina.

Figura 3.7 – Ensaio de fadiga em quatro pontos .

No ensaio de fadiga em quatro pontos as tensões máximas ficam concentradas na região superficial superior, entre os apoios inferiores, onde o momento é máximo. Por isso, somente nesta região haverá o aparecimento de trincas, e portanto será possível fazer o acompanhamento de trincas curtas. A figura 3.8 mostra as distribuições de tensões e momentos para uma barra flexionada num ensaio de flexão em quatro pontos.

Não existem normas para este tipo de ensaio, porém vários autores já utilizaram o ensaio de fadiga em quatro pontos. BOABAID & YATES (1993), SILVA (1997) e BRAZ (1999), utilizaram um ensaio semelhante para o estudo de propagação de trincas curtas por fadiga em quatro pontos em metais. Particularmente, SILVA (1997), também estudou aços cementados.

Figura 3.8 – a) Distribuições das tensões de tração e compressão em uma barra flexionada. b) Distribuição das forças cortantes e momentos em um ensaio de flexão à quatro pontos (SILVA, 1997).

Segundo SILVA (1997), as tensões na superfície sob tração do corpo de prova podem ser calculadas pela seguinte equação:

$$\sigma = \frac{3}{2}(L - l) \frac{P}{bh^2} \quad (3.1)$$

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

Durante todos os ensaios foi utilizado o modo de controle de carga, com razão de cargas ($P_{\min}/P_{\max}$) igual a 0,1 e onda senoidal. Para o estudo da temperatura de revenimento a onda senoidal foi produzida com uma frequência de 10Hz e carga máxima de 6kN. Para os demais ensaios utilizou-se uma frequência de 5Hz e carga

máxima de 8kN. Na elaboração de uma curva S-N também foram utilizadas cargas de 4 kN e 5kN. Os ensaios foram realizados até o rompimento total dos corpos de prova.

A tabela 3.7 apresenta os valores das cargas máximas, tensões máximas, amplitudes de tensão e razão de tensões dos ensaios.

Tabela 3.7 - Carga máxima ($P_{\max}$), tensão máxima ($\sigma_{\max}$), amplitudes de tensão ($\Delta\sigma$) e razão de tensões ($R=\sigma_{\min}/\sigma_{\max}$) utilizados.

$P_{\max}$ (kN)	$\sigma_{\max}$ (Mpa)	$\Delta\sigma$ (MPa)	$R=\sigma_{\min}/\sigma_{\max}$
4	656	590	0,1
5	820	738	0,1
6	984	886	0,1
8	1312	1181	0,1

3.8 Propagação de trincas curtas

Para o estudo da propagação de trincas curtas foi utilizado o método de réplicas de acetato. Os ensaios eram interrompidos freqüentemente para a aplicação das réplicas. As réplicas de acetato, de tamanho aproximado de 20x15 mm e espessura de 5 mm, eram dissolvidas levemente em acetona e pressionadas na superfície do aço por aproximadamente 5 minutos. Após este intervalo a réplica se solidificava e "gravava" a superfície metálica. Qualquer defeito superficial do aço, como trincas microscópicas, poderiam ser posteriormente observados nas réplicas. Cada réplica era identificada com o número de ciclos e o corpo de prova correspondentes.

A análise das réplicas foi realizada em um microscópio OLYMPUS BX60MF. O tamanho das trincas foi medido por uma escala colocada na ocular do microscópio, calibrada previamente por uma escala padrão micrométrica. Através

dos dados obtidos foram elaborados gráficos do comprimento da trinca ($2c$) em função do número de ciclos (N) e gráficos da taxa de crescimento de trincas ($d2c/dN$) em função do tamanho médio da trinca ($2c_{\text{médio}}$). Para a elaboração dos gráficos da taxa de crescimento, foi utilizado o método da secante, usado por BOABAI (1993), DE LOS RIOS (1995), SILVA (1997) e BRAZ (1999), representado pela equação 3.2.

$$\frac{d2c}{dN} = \frac{2c_{n+1} - 2c_n}{N_{n+1} - N_n} \quad (3.2)$$

Para o cálculo do tamanho médio da trinca, tais autores utilizaram a seguinte equação:

$$2c_{\text{médio}} = \frac{1}{2}(2c_{n+1} + 2c_n) \quad (3.3)$$

3.9 Análise da superfície fraturada

As superfícies fraturadas dos corpos de prova ensaiados, foram examinadas através de macrografias, utilizando um estéreo-microscópio LEICA modelo WILD M3B, e através de microscopia eletrônica de varredura (MEV), utilizando um microscópio eletrônico de varredura LEO, modelo 440, LEICA/ZEISS com detetor de EDX.

4 RESULTADOS

4.1 Análise do aço DIN 20MnCr5 como recebido

Para o estudo da oxidação intergranular, os corpos de prova foram confeccionados a partir de um lote de pinhões, diferente do lote de onde foram retirados os corpos para o estudo do revenimento e do jateamento. Portanto há uma pequena variação da composição química entre os dois lotes, o que é normal, sendo que apesar das variações, a composição de ambos está dentro da norma DIN para o aço 20MnCr5. A análise foi realizada utilizando-se um espectrômetro de emissão óptica ARL, modelo 34000 RET B, por centelhamento simultâneo. A seguir temos as composições químicas dos diferentes lotes.

Tabela 4.1 - Análise química do aço DIN 20MnCr5 utilizado no estudo da oxidação intergranular.

Elemento	C	Mn	Cr	Si	Ni	Mo	P	S	Al	Nb	Cu
% em peso	0,21	1,27	1,17	0,23	0,15	0,036	0,029	0,029	0,026	0,029	0,127

Tabela 4.2 - Análise química do aço DIN 20MnCr5 utilizado no estudo do revenimento e do jateamento.

Elemento	C	Mn	Cr	Si	Ni	Mo	P	S	Al	Nb	Cu
% em peso	0,22	1,29	1,18	0,24	0,15	0,037	0,031	0,030	0,026	0,030	0,128

4.1.1 Dureza superficial

A dureza superficial do aço DIN 20MnCr5 no estado como recebido foi de 83,3 HRB ou aproximadamente 158 HB.

4.1.2 Microestrutura

A microestrutura do aço como recebido, após o tratamento de recozimento, é constituída de ferrita e perlita. Na direção longitudinal a microestrutura apresenta um alinhamento devido ao processo de forjamento. As figuras 4.1 a e 4.1 b ilustram as microestruturas.

4.2 Análise do tamanho de grão austenítico após tratamento térmico

Para todos os processos estudados, o tamanho de grão austenítico foi similar. Após o jateamento por granalhas e após o revenimento não foram observadas variações microestruturais sensíveis com os aumentos utilizados nos microscópios ópticos. As figuras 4.2 e 4.3 mostram, respectivamente, micrografias dos grãos austeníticos e análises feitas por computador dos tamanhos de grão para alguns tratamentos.

Os tamanhos de grão com maior porcentagem ficaram na faixa de ASTM 9 a 11, mostrando que os tratamentos térmicos anteriores proporcionaram um alto refinamento dos grãos.

a)

b)

Figura 4.1 - Microestrutura do aço DIN 20MnCr5 como recebido. Áreas de ferrita (regiões claras) e perlita. Ataque nital 2%. Aumento de 200x. a) Direção transversal. b) Direção longitudinal.

a)

b)

Figura 4.2 – Contorno de grão austenítico de camada cementada. Ataque feito com uma formulação de ácido pícrico, água, ácido clorídrico e detergente neutro. Aumento de 500x. a) Amostra revenida à 160°C e sem jateamento. b) Amostra jateada por 2 horas.

a)

Field Summary

2: Size <6	0 %
3: Size 6 - 7	0 %
4: Size 7 - 8	8.79569 %
5: Size 8 - 9	24.6651 %
6: Size 9 - 10	27.0393 %
7: Size 10 - 11	24.109 %
8: Size 11 -12	12.5962 %
9: Size 12 - 13	2.40645 %
10: Size 13 - 22	0.3884 %
Fld Area:	0.0737327 mm ²
Tot Area:	0.0737327 mm ²
Fld Count:	1

b)

Field Summary

2: Size <6	0 %
3: Size 6 - 7	0 %
4: Size 7 - 8	6.59515 %
5: Size 8 - 9	17.028 %
6: Size 9 - 10	31.5142 %
7: Size 10 - 11	28.4524 %
8: Size 11 -12	11.8162 %
9: Size 12 - 13	3.93817 %
10: Size 13 - 22	0.655847 %
Fld Area:	0.0737327 mm ²
Tot Area:	0.0737327 mm ²
Fld Count:	1

Figura 4.3 – Porcentagem dos tamanhos de grão detectada pelo programa de análise de imagem para os grãos da camada cimentada. a) Amostra jateada por 2 horas. b) Amostra sem jateamento.

4.3 Análise dos resultados dos corpos de prova que passaram pelo jateamento por granalhas

4.3.1 Dureza superficial

Foram feitas medidas de dureza superficial para cada conjunto de peças jateadas. As medidas foram realizadas em Vickers (HV10). A tabela 4.3 mostra os resultados obtidos em Vickers e uma aproximação em HRC.

Tabela 4.3 – Dureza superficial para os corpos de prova jateados.

Conjunto	Tempo de jateamento	Dureza HV10	Dureza HRC (aproximação)
1	2 horas	794	63,3
2	1 hora	778	62,6
3	30 minutos	770	62,3
4	15 minutos	766	62,2
5	5 minutos	764	62,1
6	Sem jatear	728	60,7

Figura 4.4 – Dureza superficial em função do tempo de jateamento. O tempo de jateamento 0 representa o material não jateado.

4.3.2 Perfil de microdureza

O perfil de microdureza Vickers foi realizado segundo norma ASTM com carga de 100 gramas. Os gráficos do perfil para os processos de jateamento em 2 horas, 30 minutos, 5 minutos e sem jatear estão ilustrados nas figuras seguintes.

Figura 4.5 – Perfil de dureza para 2 horas de jateamento.

Figura 4.6 – Perfil de dureza para 30 minutos de jateamento.

Figura 4.7 – Perfil de dureza para 5 minutos de jateamento.

Figura 4.8 – Perfil de dureza para amostra não jateada.

A figura 4.9 compara o perfil de dureza de amostras jateadas por 2 horas e amostras sem jatear, através das curvas médias de cada gráfico. Observam-se variações maiores da dureza na região próxima à superfície.

Figura 4.9 – Perfil de dureza para amostras jateadas por 2 horas e sem jateamento.

4.3.3 Tensão residual superficial

A figura 4.10 ilustra o resultado das medições de tensão residual pelo tempo de jateamento. O jateamento provocou uma grande modificação na tensão residual superficial. Os valores negativos indicam uma tensão residual compressiva, enquanto que os valores positivos, uma tensão tensiva. Pequenos tempos de jateamento já trazem um ganho em tensão residual compressiva.

Figura 4.10 – Variação da tensão residual pelo tempo de jateamento.

4.3.4 Microestrutura

As microestruturas das amostras jateadas, após o revenimento e o jateamento, apresentaram basicamente martensita revenida. A microestrutura da camada cementada, figura 4.11 a, apresenta martensita revenida de alto carbono refinada, austenita retida e carbeto. A microestrutura do núcleo, figura 4.11 b, apresenta martensita revenida de baixo carbono, austenita retida, e regiões escuras indicando a presença de perlita e/ou bainita.

A oxidação intergranular estava presente em todos os corpos jateados e o jateamento mostrou não ser eficaz na retirada da oxidação. A figura 4.12 mostra amostras de um corpo jateado por 2 horas e outro sem jateamento, apresentando, ambos, oxidação de aproximadamente 20 μm de profundidade. Não foi detectada a presença de descarbonetação.

a)

b)

Figura 4.11 - Microestrutura do aço DIN 20MnCr5 após tratamento térmico. Ataque nital 2%. Aumento de 500x. a) Microestruturra da camada cementada. b) Microestrutura do núcleo.

a)

b)

Figura 4.12 – Oxidação intergranular presente no aço após os tratamentos. Aumento de 500x. a) Amostra jateada por 2 horas. b) Amostra sem jateamento.

4.3.5 Fadiga por flexão em quatro pontos e crescimento de trincas curtas superficiais

No início dos ensaios de fadiga, foi necessário estudar o comportamento do material em vários níveis de tensão máxima, para escolher os melhores níveis para os ensaios subseqüentes. Para isso foram feitos ensaios com corpos de prova sem jateamento e revenidos à 160°C, obtendo-se uma curva tensão-vida (S-N). Os corpos foram ensaiados até a ruptura total. A tabela 4.4 apresenta os dados de vida total (Nf) e amplitude de tensão deste ensaio, e a figura 4.13 a curva S-N. Para relacionar a amplitude de tensão com a carga máxima aplicada e a tensão máxima resultante na superfície do corpo de prova, é necessário utilizar a tabela 3.7.

Tabela 4.4 – Vida total (Nf) e amplitude de tensão ($\Delta\sigma$) para o ensaio de fadiga inicial.

Corpos de prova	$\Delta\sigma$ (MPa)	Nf (ciclos)
1	1181	528
2	1181	841
3	1181	489
4	886	5944
5	886	8570
6	886	19524
7	738	58354
8	738	60230
9	598	Não rompeu

Figura 4.13 – Curva S-N para os corpos de prova do aço 20MnCr5 cementado, temperado, revenido à 160°C e sem jateamento.

Para o estudo do jateamento por granalhas foram utilizados 6 conjuntos de corpos de prova, conforme tabela 3.6. Para cada conjunto haviam 4 corpos de prova, sendo que um dos corpos serviu para análise microestrutural e os outros três para o ensaio de fadiga. Eventualmente, em alguns conjuntos, somente dois corpos de prova foram utilizados nos ensaios de fadiga devido à falhas nos testes iniciais. Os corpos foram ensaiados até a ruptura total e a partir destes foram feitas as análises de crescimento de trincas curtas. Na tabela 4.5 temos a vida total para todos os corpos de prova ensaiados, lembrando que para o estudo da influência do jateamento, a amplitude de tensão foi de 1181 MPa com carga máxima de 8 kN.

Tabela 4.5 – Vida total (Nf) para o ensaio de fadiga dos corpos de prova jateados.

Conjunto	Corpo de prova	Nf (ciclos)
1	1	18759
1	2	14574
1	3	23775
2	1	20821
2	2	30075
2	3	17723
3	2	21096
3	3	12877
4	1	3037
4	3	2861
5	2	8741
5	3	5958
6	1	528
6	2	841
6	3	489

A seguir, são apresentados os gráficos com os resultados do crescimento de trincas curtas superficiais por fadiga em flexão à quatro pontos para diferentes tempos de jateamento. Na legenda dos gráficos há a denominação de cada trinca. O significado da legenda é a seguinte:

- primeiro número: conjunto jateado (ver tabela 3.6);
- segundo número: corpo de prova dentro do conjunto;
- terceiro número: número da trinca presente no corpo de prova.

Exemplo: 1.2.2,

- conjunto jateado 1 (duas horas de jateamento), corpo de prova número 2, trinca superficial 2.

Os gráficos seguintes são de comprimento da trinca ($2c$) versus número de ciclos (N) e da taxa de crescimento de trinca ($d2c/dN$) versus o comprimento médio da trinca ($2c_{\text{médio}}$), para cada tempo de jateamento estudado.

A figura 4.14 mostra uma sequência do crescimento de uma trinca superficial registrada através das réplicas de acetato.

Figura 4.14 – Crescimento de trinca registrada por réplicas de acetato em um corpo de prova revenido à 160°C e sem jateamento. a) $N=500$ ciclos, $2c=70\mu\text{m}$, aumento de 500x. b) $N=1500$ ciclos, $2c=280\mu\text{m}$, aumento de 200x. c) $N=6000$ ciclos, $2c=700\mu\text{m}$, aumento de 200x. d) $N=7000$ ciclos, $2c=3000\mu\text{m}$, aumento de 50x.

a)

b)

Figura 4.15 – Crescimento de trincas para amostras jateadas por duas horas.

a) Comprimento da trinca versus número de ciclos. b) Taxa de crescimento da trinca versus comprimento médio da trinca.

a)

b)

Figura 4.16 – Crescimento de trincas para amostras jateadas por uma hora.

a) Comprimento da trinca versus número de ciclos. b) Taxa de crescimento da trinca versus comprimento médio da trinca.

a)

b)

Figura 4.17 – Crescimento de trincas para amostras jateadas por 30 minutos.

a) Comprimento da trinca versus número de ciclos. b) Taxa de crescimento da trinca versus comprimento médio da trinca.

a)

b)

Figura 4.18 – Crescimento de trincas para amostras jateadas por 15 minutos.

a) Comprimento da trinca versus número de ciclos. b) Taxa de crescimento da trinca versus comprimento médio da trinca.

a)

b)

Figura 4.19 – Crescimento de trincas para amostras jateadas por 5 minutos.

a) Comprimento da trinca versus número de ciclos. b) Taxa de crescimento da trinca versus comprimento médio da trinca.

a)

b)

Figura 4.20– Crescimento de trincas para amostras sem jateamento.

a) Comprimento da trinca versus número de ciclos. b) Taxa de crescimento da trinca versus comprimento médio da trinca.

A figura 4.21 mostra o crescimento de uma trinca representativa de cada processo de jateamento.

a)

b)

Figura 4.21 – Resultados comparativos do crescimento de trincas para todos os tempos de jateamento. a) Comprimento da trinca versus número de ciclos. b) Taxa de crescimento da trinca versus comprimento médio da trinca.

As figuras anteriores mostram a forte influência do jateamento por granalhas e da tensão residual superficial no comportamento em fadiga das amostras e no crescimento de trincas curtas superficiais.

4.3.6 Análise das superfícies fraturadas por macrografias.

As macrografias da superfície de fratura dos corpos jateados em todos os tempos estudados, não apresentaram variações. A figura 4.22 ilustra uma superfície fraturada de um corpo jateado e de um sem jateamento. É difícil observar variações nas superfícies fraturadas das amostras sem jateamento e jateada por 2 horas, havendo basicamente o mesmo padrão de fratura.

a)

b)

Figura 4.22 – Macrografias das superfícies fraturadas. a) Amostra jateada por 2 horas. b) Amostra sem jateamento. Aumento de 6,4x.

4.3.7 Análise das superfícies fraturadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Nas figuras seguintes temos frutografias analisadas por microscopia eletrônica de varredura de diferentes regiões de fratura por fadiga. Foram feitas análises de todas as amostras que passaram por diferentes tempos de jateamento. Praticamente não houve diferenças visíveis entre as frutografias de amostras jateadas em tempos diferentes. Por isso, as figuras que se seguem, são comparações entre amostras jateadas no tempo máximo (por 2 horas) e amostras não jateadas. As figuras 4.23 a e b mostram a região fraturada próxima à superfície e predominantemente com fratura intergranular. As figuras 4.24 a e b mostram a região de interface camada cementada-núcleo com fraturas transgranulares e coalescência de microcavidades. As figuras 4.25 a e b mostram a região do núcleo da amostra com fratura final dúctil, onde predomina a coalescência de microcavidades.

a)

b)

Figura 4.23 - Região fraturada próxima à superfície. Fratura intergranular. Aumento de 3000x. a) Amostra jateada por 2 horas. b) Amostra não jateada.

a)

b)

Figura 4.24 - Região de interface camada cementada-núcleo com fratura transgranular e coalescência de microcavidades. Aumento de 1000x. a) Amostra jateada por 2 horas. b) Amostra não jateada.

a)

b)

Figura 4.25 - Região do núcleo da amostra com fratura final dúctil. Fratura de coalescência de microcavidades. Aumento de 500x. a) Amostra jateada por 2 horas. b) Amostra não jateada.

4.4 Análise dos resultados dos corpos de prova que passaram por diferentes temperaturas de revenimento

4.4.1 Dureza superficial

A variação na temperatura de revenimento afeta profundamente a dureza superficial do material. A tabela 4.6 mostra os resultados obtidos em Vickers (HV10) e uma aproximação em HRC.

Tabela 4.6 – Temperatura de revenimento por dureza superficial.

Conjunto	Temperatura de revenimento (°C)	Dureza HV10	Dureza HRC (aproximação)
1	Sem revenir	880	66,1
2	120	854	65,3
3	160	762	62,0
4	250	694	59,2

Figura 4.26 – Variação da dureza superficial devido às mudanças na temperatura de revenimento. A temperatura de revenimento 0 representa o material não revenido.

4.4.2 Microestrutura

As microestruturas predominantes nas amostras deste estudo foram idênticas às amostras jateadas, apresentando martensita revenida como constituinte principal. As figuras 4.27 a e b mostram a microestrutura de um aço revenido à 160°C. Uma oxidação intergranular de aproximadamente 20µm também está presente nas amostras, como mostra a figura 4.28. Não foi detectada a presença de descarbonetação.

a)

b)

Figura 4.27 - Microestrutura do aço DIN 20MnCr5 após tratamento térmico. Ataque nital 2%. Aumento de 500x. a) Microestrutru da camada cementada. b) Microestrutura do núcleo.

Figura 4.28 – Oxidação intergranular presente no aço após o revenimento. A figura mostra dois corpos de prova embutidos frente à frente. Aumento de 500x.

4.4.3 Fadiga por flexão em quatro pontos e crescimento de trincas curtas superficiais

Para o estudo da influência da temperatura de revenimento foram utilizados 4 conjuntos de corpos de prova, conforme tabela 3.5. Para cada conjunto haviam 4 corpos de prova, sendo que um dos corpos serviu para análise microestrutural e os outros três para o ensaio de fadiga. Eventualmente, em alguns conjuntos, somente dois corpos de prova foram utilizados nos ensaios de fadiga devido à falhas nos testes iniciais. Os corpos foram ensaiados até a ruptura total e a partir destes foram feitas as análises de crescimento de trincas curtas. Na tabela 4.7 temos a vida total para todos os corpos de prova ensaiados, lembrando que para este estudo, a amplitude de tensão foi de 886 MPa com carga máxima de 6 kN.

Tabela 4.7 – Vida total (Nf) para o ensaio de fadiga dos corpos de prova revenidos.

Conjunto	Corpo de prova	Nf (ciclos)
1	1	6470
1	2	7148
1	3	11417
2	1	9588
2	2	12140
2	3	12915
3	1	8570
3	2	18137
4	2	6334
4	3	3275

A seguir, são apresentados os gráficos com os resultados do crescimento de trincas curtas superficiais por fadiga para a variação da temperatura de revenimento. A legenda dos gráficos segue a mesma explicação da seção 4.3.5, com a diferença que, neste caso, o primeiro número representa o conjunto revenido (veja tabela 3.5).

Os gráficos seguintes são de comprimento da trinca ($2c$) versus número de ciclos (N) e da taxa de crescimento de trinca ($d2c/dN$) versus o comprimento médio da trinca ($2c_{\text{médio}}$), para cada variação da temperatura de revenimento estudada.

a)

b)

Figura 4.29 – Crescimento de trincas para amostras não revenidas . a) Comprimento da trinca versus número de ciclos. b) Taxa de crescimento da trinca versus comprimento médio da trinca.

a)

b)

Figura 4.30 – Crescimento de trincas para amostras revenidas à 120°C.

a) Comprimento da trinca versus número de ciclos. b) Taxa de crescimento da trinca versus comprimento médio da trinca.

a)

b)

Figura 4.31 – Crescimento de trincas para amostras revenidas à 160°C

a) Comprimento da trinca versus número de ciclos. b) Taxa de crescimento da trinca versus comprimento médio da trinca.

a)

b)

Figura 4.32 – Crescimento de trincas para amostras revenidas a 250°C.

a) Comprimento da trinca versus número de ciclos. b) Taxa de crescimento da trinca versus comprimento médio da trinca.

A figura 4.33 mostra o crescimento de uma trinca representativa de cada processo de revenimento.

a)

b)

Figura 4.33 – Resultados comparativos para diferentes temperaturas de revenimento.

a) Comprimento da trinca versus número de ciclos. b) Taxa de crescimento da trinca versus comprimento médio da trinca.

As figuras anteriores mostram que a pior situação observada para o comportamento em fadiga e o crescimento de trincas curtas nas amostras foi para o revenimento à 250°C. A melhor situação foi para o revenimento à 160°C.

4.4.4 Análise das superfícies fraturadas por macrografias.

A variação da temperatura de revenimento provocou diferentes formas de fratura, facilmente visíveis. As figuras 4.34, 4.35, 4.36 e 4.37 mostram, respectivamente, as superfícies fraturadas dos corpos de prova sem revenir, revenido à 120°C, revenido à 160°C e revenido à 250°C. Uma breve avaliação das figuras seguintes permite verificar uma diferença maior do padrão de fratura da amostra revenida à 250°C, onde toda região de fratura mostra-se frágil, sem região dúctil.

Figura 4.34 – Macrografia da superfície fraturada de um corpo de prova sem revenir. Aumento de 6,4x.

Figura 4.35 – Macrografia da superfície fraturada de um corpo de prova revenido à 120°C. Aumento de 6,4x.

Figura 4.36 – Macrografia da superfície fraturada de um corpo de prova revenido à 160°C. Aumento de 6,4x.

Figura 4.37 – Macrografia da superfície fraturada de um corpo de prova revenido à 250°C. Aumento de 6,4x.

4.4.5 Análise das superfícies fraturadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Nas figuras seguintes temos frutografias analisadas por microscopia eletrônica de varredura de diferentes regiões de fratura por fadiga. Foram feitas análises de todas as amostras que passaram por diferentes temperaturas de revenimento. Praticamente não houve muitas diferenças visíveis entre as frutografias. Por isso, as figuras que se seguem, são comparações entre amostras revenidas a 250°C e a 160°C. As figuras 4.38 a e b mostram a região fraturada próxima à superfície e predominantemente com fratura intergranular. As figuras 4.39 a e b mostram a região de interface camada cementada-núcleo com fraturas integranulares, transgranulares e coalescência de microcavidades. As figuras 4.40 a e b mostram a região central da amostra com fratura dúctil, onde predomina a coalescência de microcavidades.

a)

b)

Figura 4.38 - Região fraturada próxima à superfície. Fratura intergranular. Aumento de 1000x. a) Amostra revenida a 250°C. b) Amostra revenida a 160°C.

a)

b)

Figura 4.39 - Região de interface camada cementada-núcleo com fratura intergranular, transgranular e coalescência de microcavidades. Aumento de 1000x. a) Amostra revenida a 250°C. b) Amostra revenida a 160°C.

a)

b)

Figura 4.40 - Região do núcleo da amostra com fratura final dúctil. Fratura de coalescência de microcavidades. Aumento de 1000x. a) Amostra revenida a 250°C. b) Amostra revenida a 160°C.

4.5 Análise dos resultados dos corpos de prova com diferentes profundidades de oxidação intergranular

Para o estudo da influência da variação da profundidade da oxidação intergranular na vida em fadiga por flexão e no crescimento de trincas curtas, foram utilizados dois conjuntos de corpos de prova. Ambos tratados termicamente e com oxidação intergranular de aproximadamente 20 μm . Em um dos conjuntos, a oxidação foi reduzida para aproximadamente 10 μm através de lixamento e polimento a partir de lixa de granulação 320 até polimento em alumina 0,05 μm . Isso foi necessário pois, durante o período em que os tratamentos de cementação foram efetuados nas amostras (por 3 meses), esperava-se que o forno de cementação à gás produzisse variações “naturais” na profundidade da camada oxidada, o que não ocorreu.

4.5.1 Dureza superficial

Os valores de dureza superficial não mostraram diferenças significativas, comparando as profundidades de 10 μm e 20 μm de oxidação. A tabela 4.8 mostra os resultados obtidos em Vickers (HV10) e uma aproximação em HRC.

Tabela 4.8 - Dureza superficial para diferentes profundidades de oxidação intergranular.

Conjunto	Profundidade de oxidação intergranular (μm)	Dureza HV10	Dureza HRC (aproximação)
1	20	768	62,8
2	10	777	63,1

4.5.2 Microestrutura

As microestruturas após o tratamento térmico foram idênticas às estruturas das figuras 4.11 a e b e 4.27 a e b, apresentando como constituinte principal a martensita revenida.

As figuras 4.41 e 4.42 mostram as diferentes profundidades de oxidações intergranulares estudadas.

Figura 4.41 – Oxidação intergranular de aproximadamente 10 μm . A figura mostra dois corpos de prova embutidos frente à frente. Aumento de 500x.

Figura 4.42 – Oxidação intergranular de aproximadamente 20 μm . A figura mostra dois corpos de prova embutidos frente à frente. Aumento de 500x.

4.5.3 Fadiga por flexão em quatro pontos e crescimento de trincas superficiais

Para o estudo da influência de diferentes profundidades de oxidação intergranular, foram utilizados 2 conjuntos de corpos de prova. Para cada conjunto haviam 4 corpos de prova, sendo que um dos corpos serviu para análise microestrutural e os outros três para o ensaio de fadiga. Em um dos conjuntos, somente dois corpos de prova foram utilizados nos ensaios de fadiga devido à falhas nos testes iniciais. Os corpos foram ensaiados até a ruptura total e a partir destes, foram feitas as análises de crescimento de trincas curtas. Na tabela 4.9 temos a vida total para todos os corpos de prova ensaiados, lembrando que para este estudo, a amplitude de tensão foi de 1181 MPa com carga máxima de 8 kN.

Tabela 4.9 – Vida total (Nf) para o ensaio de fadiga dos corpos de prova com oxidação intergranular.

Conjunto	Corpo de prova	Profundidade de oxidação (μm)	Nf (ciclos)
1	1	20	2720
1	2	20	2652
1	3	20	2457
2	1	10	5401
2	2	10	4519

A seguir, são apresentados os gráficos com os resultados do crescimento de trincas curtas superficiais por fadiga para a variação da profundidade de oxidação intergranular. A legenda dos gráficos segue a mesma explicação da seção 4.3.5, com a diferença que, neste caso, o primeiro número representa o conjunto com 20 μm de oxidação (número 1) ou 10 μm de oxidação (número 2).

Os gráficos seguintes são de comprimento da trinca (2c) versus número de ciclos (N) e da taxa de crescimento de trinca ($d2c/dN$) versus o comprimento médio da trinca ($2c_{\text{médio}}$), para cada profundidade de oxidação estudada.

a)

b)

Figura 4.43 – Crescimento de trincas para amostras com 20 μm de oxidação.

a) Comprimento da trinca versus número de ciclos. b) Taxa de crescimento da trinca versus comprimento médio da trinca.

a)

b)

Figura 4.44 – Crescimento de trincas para amostras com 10 μm de oxidação. a) Comprimento da trinca versus número de ciclos. b) Taxa de crescimento da trinca versus comprimento médio da trinca.

a)

b)

Figura 4.45 – Resultados comparativos para diferentes profundidades de oxidação. a) Comprimento da trinca versus número de ciclos. b) Taxa de crescimento da trinca versus comprimento médio da trinca.

As figuras anteriores mostram que a condição com maior oxidação intergranular piora o comportamento em fadiga e o crescimento de trincas superficiais.

4.5.4 Análise das superfícies fraturadas por macrografias

As macrografias da superfície de fratura das amostras com oxidação não apresentaram variações e são idênticas às amostras anteriores, com uma ruptura inicial frágil e uma fratura do núcleo dúctil.

4.5.5 Análise das superfícies fraturadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Nas figuras seguintes temos fraturografias analisadas por microscopia eletrônica de varredura das regiões superficiais de fratura por fadiga de amostras com diferentes profundidades de oxidação intergranular. As fraturografias das regiões de interface camada cementada-núcleo e do núcleo das amostras, foram idênticas às apresentadas anteriormente para os outros tratamentos.

Figura 4.46 - Região fraturada próxima à superfície. Fratura intergranular. Aumento de 1000x. Amostra com 20 μm de oxidação.

Figura 4.47 - Região fraturada próxima à superfície. Fratura intergranular. Aumento de 1000x. Amostra com 10 μm de oxidação. Na região central da figura é possível observar uma trinca secundária intergranular subsuperficial.

5 DISCUSSÃO

5.1 Material como recebido

O aço 20MnCr5 como recebido, apresentou como componentes microestruturais perlita e ferrita e mostrou ter um alinhamento variável dos microconstituintes dependendo da direção em que é observada a microestrutura, como mostra as figuras 4.1 a e b. Isto foi ocasionado provavelmente pela deformação à quente do processo de forjamento pelo qual os pinhões de diferencial passaram.

5.2 Análise do tamanho de grão austenítico após tratamento térmico

As análises indicaram que as variações no tempo de jateamento não provocaram deformações a ponto de alterar o tamanho médio dos grãos da camada cementada, permanecendo igual para todos os processos estudados neste trabalho. O tamanho destes grãos provavelmente foi definido durante as zonas 2, 3 e 4 do forno de cementação, onde as temperaturas eram maiores que 900°C. Como todos os corpos de prova foram tratados no mesmo forno, com os mesmos parâmetros de processo, o tamanho médio dos grãos destes foi semelhante.

As micrografias e as análises feitas por computador mostraram uma granulação refinada para um material cementado, conforme as figuras 4.2 e 4.3. PARRISH (1980) cita que para que o aço cementado tenha um bom desempenho é essencial que haja uma granulação fina, geralmente com tamanho mínimo entre ASTM 6 e ASTM 8. Como as análises mostraram que a granulação das amostras ficou entre os tamanhos ASTM 9 e ASTM 11, tal granulação estava bem refinada.

5.3 Corpos de prova que passaram pelo jateamento de granalhas

5.3.1 Dureza superficial e perfil de microdureza

Os valores observados mostraram um aumento significativo na dureza superficial quando se compara os dados do jateamento por 2 horas com o não jateado. As amostras jateadas por 2 horas obtiveram um aumento superior a 2 pontos em dureza HRC em relação às amostras sem jateamento, como pode ser visto na tabela 4.3. Segundo PARRISH (1980), a deformação plástica superficial e a transformação induzida por deformação da austenita retida em martensita, provocadas pelo jateamento, podem aumentar a dureza superficial em 1 ou 2 pontos HRC em aços cementados contendo até 30 % de austenita retida. Porém, a variação de dureza entre os jateamentos de 1 hora, 30 min, 15 min e 5 min, foi muito pequena, sendo que, nestes casos, o jateamento foi eficaz no aumento da tensão residual, como será discutido adiante.

O jateamento também modificou o perfil de dureza, não só aumentando a dureza superficial, mas alterando a dureza na profundidade do material, conforme mostra a figura 4.9. Através desta figura, estima-se que uma influência considerável do processo de jateamento utilizado neste estudo, chegou a atingir 0,5 mm ou 500 microns de profundidade. DE LOS RIOS et al. (1996), através de medidas de microdureza, estimou no seu estudo uma profundidade influenciada pelo jateamento de até 350 microns.

5.3.2 Tensão residual superficial

O jateamento por granalhas ocasionou uma grande variação na tensão residual superficial, conforme mostra a figura 4.10. Este resultado é semelhante ao de vários autores, como DE LOS RIOS et al. (1996), KIM et al. (1981), SIEBER (1992) e WIDMARK & MELANDER (1999) que citam a presença de tensões altamente compressivas na superfície e imediatamente abaixo desta, devido ao jateamento por granalhas. Segundo estes estudos, a criação de tensões superficiais

compressivas, é o fator principal para o aumento da vida em fadiga dos componentes. Portanto, para resistência em fadiga, o ideal é uma alta tensão compressiva. Os valores mais negativos no gráfico da figura 4.10, com jateamento entre 30 minutos e 1 hora, confirmaram estes resultados e foram os mais benéficos para a resistência em fadiga por flexão.

A tensão residual medida pelo equipamento de raios X analisou uma camada muito próxima da superfície. Por isso, o material sem jateamento apresentou uma tensão tensiva, devido provavelmente à oxidação intergranular presente na região superficial.

Nas condições de jateamento em que o estudo foi realizado, o tempo de 2 horas de jateamento ultrapassou um limite de saturação de tensão residual, conforme indica a figura 4.10. Com este tempo de jateamento, o valor de tensão residual superficial diminuiu para níveis próximos aos de 5 minutos de jateamento. Portanto, o tempo ideal de jateamento por granalhas na situação particularmente estudada, para se atingir maiores níveis de tensão residual compressiva, está situado na faixa de 30 minutos a 1 hora.

5.3.3 Microestrutura

A microestrutura dos corpos jateados, após o revenimento e o jateamento, apresentaram basicamente martensita revenida de alto carbono refinada, austenita retida e carbetos, na camada cementada, conforme a figura 4.11 a. A microestrutura do núcleo, figura 4.11 b, apresentou martensita revenida de baixo carbono, austenita retida, e regiões escuras indicando a presença de perlita e/ou bainita.

As variações no tempo de jateamento não proporcionaram modificações visíveis através das micrografias com 500x de aumento, na camada cementada das amostras. A oxidação intergranular, aparentemente, também não variou devido ao jateamento, mantendo-se constante em todas as amostras conforme mostra a figura 4.12. Isso é indicativo de que a incorporação do jateamento no processo não influirá

na camada oxidada, mas, conforme já comentado, proporcionará bons níveis de tensão compressiva.

5.3.4 Fadiga por flexão em quatro pontos e crescimento de trincas curtas superficiais

A curva S-N da figura 4.13, além de ter auxiliado a escolha dos níveis de tensão máxima para os ensaios, ilustra o comportamento em fadiga das amostras do aço 20MnCr5.

As curvas de comprimento de trinca por número de ciclos e de taxa de crescimento de trinca ($d2c/dN$) por comprimento médio da trinca ($2c_{\text{médio}}$), figuras 4.15 a 4.21, mostraram que o jateamento por granalhas atrasa o crescimento da trinca e melhora o desempenho em fadiga por flexão. Outro fator observado durante a análise das trincas nas réplicas de acetato, foi que a densidade de trincas é muito menor em corpos jateados. KOCANDA (1998) obteve resultados semelhantes.

A principal característica do jateamento, que é de retardar o crescimento de trincas, é vista na figura 4.21, onde temos a comparação entre todos os níveis de jateamento estudados. Nas curvas para os tempos de 1 hora e 2 horas de jateamento fica evidente o atraso do crescimento da trinca, onde o comprimento da trinca é praticamente constante durante um longo período de ciclos. A curva para 30 minutos de jateamento, por sua vez, evidencia um pequeno atraso no crescimento de trincas. Já os tempos de 5 minutos e 15 minutos estão próximos do comportamento do material não jateado e portanto não trazem benefícios reais. DE LOS RIOS et al. (1995) também mostra que o jateamento aumenta a vida em fadiga, deixando a propagação mais lenta. Isto ocorre pois, em adição ao efeito inicial da tensão residual, a resistência à deformação plástica na ponta da trinca é muito maior devido ao trabalho à frio, o que provoca um aumento do número de barreiras nos grãos altamente deformados e um aumento na densidade de discordâncias. A figura 2.12, de DE LOS RIOS et al. (1996), comparando o crescimento de trincas de amostras jateadas e não jateadas, possui características semelhantes com a figura 4.21 a.

de DE LOS RIOS et al. (1996), comparando o crescimento de trincas de amostras jateadas e não jateadas, possui características semelhantes com a figura 4.21 a.

Na figura 4.21 b, é possível observar que as taxas de crescimento de trinca para os corpos jateados é menor do que a taxa dos corpos sem ou com baixo nível de jateamento. Os pontos para as amostras sem jateamento e com 5 e também 15 minutos, estão concentrados na faixa de 10^{-3} a 10^{-4} mm/ciclo enquanto que os pontos para jateamento em 30 minutos, 1 e 2 horas estão concentrados na faixa de 10^{-4} a 10^{-5} mm/ciclo.

Conforme PARRISH (1980), o aumento no limite de fadiga por flexão é devido principalmente à tensão residual compressiva na superfície produzida pelo jateamento. A dureza superficial não é um fator importante neste aspecto, já que, conforme a tabela 4.3, o aumento da dureza entre as amostras jateadas por 5 min e por 1 hora, foi mínimo, não ultrapassando 0,5 HRC.

Portanto, a melhor condição foi o jateamento por 1 hora, pois provocou um atraso no crescimento das trincas curtas, aumentando a vida em fadiga das amostras, atingindo valores próximos aos de 2 horas de jateamento, porém na metade do tempo.

5.3.5 Análise das superfícies fraturadas por macrografias e por MEV

Não foram observadas diferenças, nas macrografias e nas imagens analisadas por MEV, devido às variações no tempo de jateamento. As macrografias das figuras 4.22 a e b e as análises de MEV das figuras 4.23, 4.24 e 4.25, mostraram que o padrão de fratura entre uma amostra jateada por 2 horas e uma sem jateamento, foi semelhante.

Nas macrografias das amostras estudadas, duas regiões distintas foram visualizadas: uma região de fratura frágil, próxima à superfície, e uma região final de fratura dúctil no núcleo. Porém, a análise através de MEV mostrou três zonas de

fratura, conforme proposto por KRAUSS (1993): uma região próxima à superfície, com fratura intergranular (figura 4.23), uma região próxima à interface camada-núcleo, onde se predomina uma fratura transgranular (figura 4.24) e uma região final, no núcleo da amostra, com fratura dúctil (figura 4.25).

Segundo vários autores, a região inicial de fratura intergranular próxima à superfície, está associada à uma combinação de segregação de fósforo e de formação de carbeto nos contornos de grãos austeníticos durante os processo de cementação e têmpera. Outro fator que pode ter contribuído para a fratura inicial intergranular, é a oxidação intergranular superficial presente em todas as amostras, sendo que, segundo KRAUSS (1995c), a região preferencial para o início da trinca são os contornos de grão austeníticos da camada cementada.

5.3 Corpos de prova que passaram por diferentes temperaturas de revenimento

5.3.1 Dureza superficial

A variação na temperatura de revenimento influenciou de forma considerável a dureza superficial, como pode ser visto na tabela 4.6 e na figura 4.26. As amostras sem revenimento apresentaram dureza muito alta, por volta de 66 HRC. O revenimento à 120°C não reduziu a dureza de forma acentuada e o revenimento em temperaturas maiores, 160°C e 250°C, provocaram uma redução maior da dureza. Segundo KRAUSS (1995a), o revenimento diminui a dureza da martensita na camada cementada por causa do alívio do carbono supersaturado e do alívio de tensões, aumentando a tenacidade.

5.3.2 Microestrutura

Da mesma forma que no estudo da influência do jateamento por granalhas, as variações na temperatura de revenimento não proporcionaram modificações visíveis através das micrografias com 500x de aumento, na camada cementada das amostras. As microestruturas predominantes na camada cementada e no núcleo destas amostras

foram as mesmas presentes nas amostras jateadas, como pode ser observado na figura 4.27. Uma oxidação intergranular de aproximadamente 20 μ m também estava presente, conforme a figura 4.28.

5.3.3 Fadiga por flexão em quatro pontos e crescimento de trincas curtas superficiais

As curvas de comprimento de trinca por número de ciclos e de taxa de crescimento de trinca ($d2c/dN$) por comprimento médio da trinca ($2c_{\text{médio}}$), figuras 4.29 a 4.33, mostraram que variações na temperatura de revenimento, modificam o comportamento em fadiga e o crescimento de trincas curtas do material estudado.

Nas figuras 4.33 a e b temos a comparação do crescimento de trincas para todas as variações de temperatura estudadas. A melhor situação, onde a taxa de crescimento da trinca foi menor e a vida final maior, aconteceu para o revenimento à 160°C. Esta temperatura está dentro da faixa considerada como o primeiro estágio de revenimento, que, segundo SA EGLITZ & KRAUSS (1997), é a faixa entre 100°C e 200°C onde a supersaturação de carbono da martensita recém temperada é aliviada pela precipitação de carbeto de transição. A segunda melhor condição, o revenimento à 120°C, também se encontra neste primeiro estágio.

As piores condições observadas foram para os casos de amostras sem revenimento e revenidas à 250°C. Para o caso sem revenimento, as amostras se mostraram mais frágeis e com taxas de crescimento de trincas maiores. Este comportamento foi ocasionado devido às tensões internas resultantes da têmpera, que fazem com que o carbono seja mantido intersticialmente no reticulado cristalino ao invés de formar carbeto estáveis, atingindo uma melhor condição de equilíbrio. Já as amostras revenidas à 250°C, mostraram uma fragilidade ainda maior, com altas taxas de crescimento de trinca e uma pequena vida em fadiga por flexão. Nesta faixa de temperatura, apesar de um alto alívio de tensões, há a formação da martensita não revenida, a partir da austenita retida, e também, pode ocorrer a precipitação de carbeto no contorno das agulhas de martensita, fragilizando de forma acentuada o

material. Esta fragilização pode superar o alívio de tensões nesta temperatura, o que explicaria a pior condição no desempenho em fadiga.

Na figura 4.33 b, é possível observar que as taxas de crescimento de trinca variaram para as diferentes temperaturas de revenimento. Os pontos para as amostras revenidas à 120°C e 160°C, ficaram concentradas na faixa de 10^{-3} a 10^{-5} mm/ciclo enquanto que os pontos para as amostras sem revenimento e revenidas à 250°C ficaram concentradas na faixa de 10^{-2} a 10^{-4} mm/ciclo.

5.3.4 Análise das superfícies fraturadas por macrografias e por MEV

Nas macrografias estudadas, duas regiões distintas foram visualizadas para as amostras sem revenimento e revenidas à 120°C e à 250°C: uma região de fratura frágil, próxima à superfície, e uma região final de fratura dúctil no núcleo, conforme mostra as figuras 4.34, 4.35 e 4.36. Na macrografia da superfície fraturada da amostra revenida à 250°C, figura 4.37, praticamente não houve distinção entre uma região frágil e outra dúctil. Toda a superfície fraturada mostrou-se predominantemente frágil, devido às condições explicadas no item anterior.

Porém, como para as amostras jateadas, as análises através de MEV para todas as variações de temperatura de revenimento, mostraram três zonas de fratura, conforme proposto por KRAUSS (1993): uma região próxima à superfície, com fratura intergranular (figura 4.38), uma região próxima à interface camada-núcleo, onde se predomina uma fratura transgranular (figura 4.39) e uma região final, no núcleo da amostra, com fratura dúctil (figura 4.40). Mesmo para o revenimento à 250°C, a microscopia eletrônica de varredura mostrou as três regiões descritas anteriormente, apesar da macrografia ter exibido uma fratura quase que totalmente frágil.

5.4 Corpos de prova com diferentes profundidades de oxidação intergranular

5.4.1 Dureza superficial e microestrutura

A tabela 4.8 mostra que as variações de dureza foram mínimas entre as amostras com profundidades de oxidação de 10 μ m e 20 μ m. Essas profundidades de oxidação são vistas nas figuras 4.41 e 4.42. Segundo alguns autores, como KRAUSS (1995d) e PARRISH (1980), a oxidação de elementos de liga na superfície de aços cementados diminui consideravelmente a dureza, pois os elementos da solução sólida do aço, substitucionais e até intersticiais que dão a dureza, são removidos da solução sólida na austenita, diminuindo a temperabilidade e ocasionando a formação de microestruturas não-martensíticas. Talvez, devido à carga de 10 quilos das medidas de dureza Vickers, não foi possível observar diferenças de dureza, o que somente uma microdureza com carga mais baixa mostraria.

A microestrutura das amostras apresentaram basicamente martensita revenida de alto carbono refinada, austenita retida e carbeto, na camada cementada e martensita revenida de baixo carbono, austenita retida, e regiões escuras indicando a presença de perlita e/ou bainita, no núcleo; compatível com o tratamento térmico efetuado.

5.4.2 Fadiga por flexão em quatro pontos e crescimento de trincas curtas superficiais

As curvas de comprimento de trinca por número de ciclos, figuras 4.43 a, 4.44 a e 4.45 a, indicam que diferentes profundidades de oxidação intergranular, modificam o comportamento em fadiga por flexão. Para a oxidação de 10 μ m, o comprimento das trincas e a vida final das amostras foram maiores.

Segundo BELMELBURG⁵ apud PARRISH (1980), uma profundidade de 6 a 10 μ m de oxidação não influencia o desempenho à fadiga por flexão quando comparado com superfícies sem oxidação. KOZLOVSKII⁶ et al. apud PARRISH

(1980) concluíram também que, para uma oxidação acima de 13 μ m, haverá uma acentuada redução no limite de fadiga, conforme mostra a figura 2.15. Esta redução do limite de fadiga é explicada por CHATTERJEE-FISCHER (1978) e KRAUSS (1993) como sendo ocasionada por um decaimento na tensão compressiva residual superficial, devido à diminuição da temperabilidade na região oxidada. Estas citações podem explicar as diferenças no desempenho em fadiga entre as profundidades de 10 μ m e 20 μ m.

A figura 4.45 b, de taxa de crescimento de trinca ($d2c/dN$) por comprimento médio da trinca ($2c_{\text{médio}}$), não mostrou diferenças visíveis entre os diferentes níveis de oxidação sendo que para os dois casos a taxa de crescimento ficou concentrada na faixa de 10^{-3} a 10^{-4} mm/ciclo.

5.4.3 Análise das superfícies fraturadas por macrografias e por MEV

As macrografias estudadas para os diferentes níveis de oxidação, não apresentaram variações e são idênticas às amostras anteriores, com uma fratura inicial frágil e uma fratura dútil do núcleo. O mesmo ocorreu para as análises de microscopia óptica.

5.5 Considerações finais

Para todos os tratamentos estudados, as trincas tiveram um comportamento típico de trincas curtas, apresentando um crescimento esporádico, o que as diferencia de trincas longas. ANDERSON (1995) mostra este comportamento na figura 2.25. Pode-se observar que os pontos indicando trincas curtas desta figura, se distribuem de forma semelhante aos resultados obtidos pelos gráficos de taxa de crescimento de trinca por tamanho médio da trinca.

Durante alguns dos ensaios de fadiga por flexão em quatro pontos, foi possível ouvir um estalo nos corpos de prova momentos antes da fratura final. MEDLIN et al. (1995) observaram o mesmo fenômeno nos seus ensaios de fadiga,

onde foi possível ouvir um estalo 15 a 20 segundos antes do corpo fraturar por completo. Talvez isto seja o resultado da sobrecarga intergranular instável através da camada, na zona 3 da figura 2.22. Se de 15 a 20 segundos passaram antes da sobrecarga final, aproximadamente 450 a 600 ciclos de tensão foram aplicados antes da fratura final. Os últimos ciclos de fadiga após o estalo foram as zonas 4 e 5.

Para o estudo do jateamento por granalhas, a melhor situação foi para o tempo de 1 hora. Na verdade, um jateamento na faixa entre 30 minutos e 1 hora já seria o ideal, alcançando bons níveis de tensão residual, em um tempo menor se comparado ao de 2 horas. É importante ressaltar que tais resultados serão benéficos particularmente para o contexto estudado, isto é, para o processo que utiliza o equipamento de granalhas usado neste estudo e sob as mesmas condições. Tais resultados poderão ser estendidos à outros processos ao se levar em conta um parâmetro de comparação que poderá ser repetido em outros locais, como é o caso dos valores de tensão residual.

6 CONCLUSÕES

1. O processo de jateamento introduz tensões residuais compressivas que provocam alterações no crescimento de trincas curtas e na vida em fadiga por flexão.
2. Os tempos de jateamento de 30 minutos e 1 hora resultam em níveis de tensão compressiva semelhantes, por volta de 470 MPa, e produzem ótimos resultados para a vida em fadiga por flexão. Tempos de jateamento acima e abaixo desta faixa resultam em níveis menores de tensão residual compressiva.
3. O tratamento térmico de revenimento à 160°C trouxe os maiores ganhos em resistência à fadiga por flexão.
5. Para temperaturas menores que 160°C, por volta de 120°C, o revenimento não produziu um bom resultado em fadiga, devido ao baixo alívio de tensões e à alta dureza.
6. Para temperaturas de revenimento altas, por volta de 250°C, houve uma queda acentuada do desempenho em fadiga, devido principalmente à dois fatores: a transformação da austenita retida em martensita e à fragilização provocada pela possível formação de carbeto.
7. A oxidação intergranular também influencia o desempenho à fadiga por flexão. Quanto menor a profundidade de oxidação intergranular, melhor o desempenho em fadiga. Uma diferença aproximada de 10 μ m provocou alterações significativas no crescimento de trincas curtas e na vida em fadiga por flexão.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Estudo da influência de parâmetros de processo no crescimento de trincas por fadiga de contato em camada cementada.
2. Estudo da influência de outros parâmetros de processo, como o tratamento sub-zero, no crescimento de trincas curtas por fadiga em camada cementada.
3. Influência do jateamento por granalhas na transformação por deformação da austenita retida em martensita.
4. Influência de outros níveis de profundidade de oxidação intergranular no crescimento de trincas curtas por fadiga em camada cementada.
5. Estudo do crescimento de trincas curtas superficiais utilizando o método de réplicas de acetato para outros aços cementados.
6. Influência do processo de retífica e da rugosidade superficial no crescimento de trincas curtas por fadiga em camada cementada.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

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

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM E 3-95 (1995). Standard practice for preparation of metallographic specimens. Philadelphia, ASTM.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM E 18-94 (1994). Standard test methods for Rockwell hardness and Rockwell superficial hardness of metallic materials. Philadelphia, ASTM.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM E 92-82 (1992). Standard test method for Vickers hardness of metallic materials. Philadelphia, ASTM.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM E 112-88 (1991). Standard test methods for determining average grain size. Philadelphia, ASTM.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM E 140 (1991). Standard hardness conversion tables for metals (Relationship between Brinell hardness, Vickers hardness, Rockwell hardness, Rockwell superficial hardness and Knoop hardness). Philadelphia, ASTM.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM E 384-89
(1990). Standard test method for microhardness of materials. Philadelphia, ASTM.

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

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

BILLINGHAM, R. (1992). Guidance for engineerings – heat treatment of steel components. *Heat Treatment of Metals*, v.19, n.4, p.97-102, Dec.

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, University of Sheffield.

BRAZ, M.H.P. (1999) *Propriedades de fadiga de soldas de alta resistência e baixa liga com diferentes composições microestruturais*. São Carlos. 101p. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

CHATTERJEE-FISCHER, R. (1978). Internal oxidation during carburizing and heat treating. *Metallurgical Transactions*, v.9 A, n. , p.1553-1560, Nov.

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.

CORVIB (2000). *Corvib Precision Measurement Instruments – Hardness conversion calculator*. http://www.corvib.on.ca/Equotip/hardness_conversion.htm. (5 Mar).

DE LOS RIOS, E.R.; MERCIER, P.; EL-SEHILY, B.M. (1996). Short crack growth behavior 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 fatigue behavior of carburized steels. *SAE Technical Paper Series*, n.780771.

DIETER, G.E. (1981). *Metalurgia Mecânica*. 2.ed, Rio de Janeiro, Guanabara Dois.

DOANE, D.V. (1990). Carburized steel - update on a mature composite. *Journal of Heat Treatment*, v. 8, n. 1, p. 33-53.

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.; 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 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.

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.

GENEL, K.; DEMIRKOL, M. (1999). Effect of case depth on performance of AISI 8620 carburized steel. *International Journal of Fatigue*, v.21, p. 207-212.

GRANGE, R.A.; HRIBAL, C.R.; PORTER, L.F. (1977). Hardness of tempered martensite in carbon and low-alloy steels. *Metallurgical Transactions*, v.8A, p. 1775-1785, Nov.

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.

ITO, H.C. (1990). Análise de falhas em engrenagens. *III Seminário Brasileiro de Engrenagens*, ABM, p.125-150, set.

KAYNAK, C.; ANKARA, A.; BAKER, T.J. (1996). Effects of short cracks on fatigue life calculations. *International Journal of Fatigue*, v. 18, n. 1, p.25-31.

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.; KWEON, Y. (1996). High cycle fatigue behavior of gas-carburized medium carbon Cr-Mo steel. *Metallurgical and Materials Transactions*, v.27A, n.9, p.2557-2564, Sep.

KOCANDA, D.; KOCANDA, S.; TOMASZEK, H. (1998). Description of short fatigue crack growth in a shot-peened medium carbon steel. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials & Structures*, v.21, p.977-985.

KRAUSS, G. (1978). The microstructure and fracture of a carburized steel. *Metallurgical Transactions A*, v.9A, p.1527-1535, Nov.

KRAUSS, G. (1993). Microstructure of carburized steels. *Heat Treating*, v.25, n.4, p.12-15, Apr.

KRAUSS, G. (1995a). Microstructure and performance of carburized steel, part I: martensite. *Advanced Materials & Processes*, v.147, n.5, p.40Y-40BB, May.

KRAUSS, G. (1995b). Microstructure and performance of carburized steel, part II: austenite. *Advanced Materials & Processes*, v.148, n.1, p.48U-48Y, Jul.

KRAUSS, G. (1995c). Microstructure and performance of carburized steel, part III: austenite & fatigue. *Advanced Materials & Processes*, v.148, n.3, p.42EE-42-II, Sep.

KRAUSS, G. (1995d). Microstructure and performance of carburized steel, part IV: oxidation & inclusions. *Advanced Materials & Processes*, v.148, n.6, p.36Z-36DD, Dec.

MAGNUSSON, L.; ERICSSON, T. (1980). Initiation and propagation of fatigue cracks in carburized steel. *In: Heat Treatment*, Birmingham, Metals Society, p.202-206.

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.

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.

PARRISH, G. (1980). *The influence of microstructure on the properties of case-carburized components*. Ohio, ASM.

SAEGLITZ, M.; KRAUSS, G. (1997). Deformation, fracture, and mechanical properties of low-temperature-tempered martensite in SAE 43xx steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.28A, n.2, p. 377-387, Feb.

SIEBER, R. (1992). Bending fatigue performance of carburized gear steels. *SAE Technical Paper Series*, n.920533.

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

SPINELLI, D. (1997) Fundamentos e aplicações da mecânica da fratura elasto-plástica. Material de apoio às aulas - Escola de Engenharia de São Carlos. Universidade de São Paulo.

STRENG, H.; RAZIM C.; GROSCH J. (1989) *Diffusion of hydrogen during carburization and tempering*. Central Research Division of Materials and Production Technology. / Relatório técnico Daimler-Benz AG/

TANAKA, K. (1987). Mechanisms and mechanics of short fatigue crack propagation. *JSME-International Journal*, v.30, n.259, p.1-13, Jan.

TAVARES, S.S.M.; PEDROZA, P.D.; TEODÓSIO, J.R.; GUROVA T. (1999). Mechanical properties of a quenched and tempered dual phase steel. *Scripta Materialia*, v.40, n.8, p.887-892, Mar.

WANG, S.; LI, Y.; YAO, M.; WANG, R. (1998a). Compressive residual stress introduced by shot peening. *Journal of Materials Processing Technology*, v.73, n.1-3, p.64-73, Jan.

WANG, S.; LI, Y.; YAO, M.; WANG, R. (1998b). Fatigue limits of shot-peened metals. *Journal of Materials Processing Technology*, v.73, n.1-3, p.57-63, Jan.

WIDMARK, M.; MELANDER, A. (1999). Effect of material, heat treatment, grinding and shot peening on contact fatigue life of carburised steels. *International Journal of Fatigue*, v.21, p.309-327.

ZACCONE, M.A.; KELLEY, J.B.; KRAUSS, G. (1987). 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.