

UNESP
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá

Guaratinguetá
2002



1110000487



***"Uma Avaliação do Efeito do
Shot Peening na Vida em
Fadiga do Aço ABNT 4340
Com e Sem Revestimento
de Cromo Duro"***

MARCELO AUGUSTO SANTOS TORRES

174



UMA AVALIAÇÃO DO EFEITO DO SHOT PEENING
NA VIDA EM FADIGA DO AÇO ABNT 4340
COM E SEM REVESTIMENTO DE CROMO DURO

MARCELO AUGUSTO SANTOS TORRES

Tese apresentada à Faculdade de
Engenharia do Campus de
Guaratinguetá da Universidade
Estadual Paulista, para a obtenção
do título de Doutor em Engenharia
Mecânica

Orientador: Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald

487

Guaratinguetá
2002

00487



24/06/02

R\$20,00

Doação

T693a Torres, Marcelo Augusto Santos
Uma avaliação do efeito do shot peening na vida em fadiga do
aço ABNT 4340 com ou sem revestimento de cromo duro / Marcelo
Augusto Santos Torres . - Guaratinguetá : [s,n.], 2002
223f. : il.

Bibliografia: f. 209-223

Tese (doutorado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade
de Engenharia de Guaratinguetá, 2002.

Orientador: Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald

1. Fadiga I. Título

CDU 620.178.3



**“UMA AVALIAÇÃO DO EFEITO DO SHOT PEENING NA VIDA EM FADIGA
DO AÇO ABNT 4340 COM E SEM REVESTIMENTO DE CROMO DURO”**

MARCELO AUGUSTO SANTOS TORRES

**ESTA TESE FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA”**

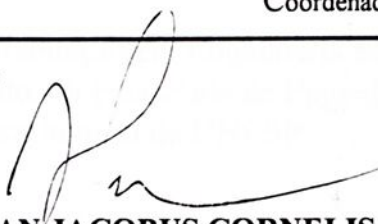
**ESPECIALIDADE: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: PROJETOS E MATERIAIS**

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO



Prof. Dr. José Luz Silveira
Coordenador

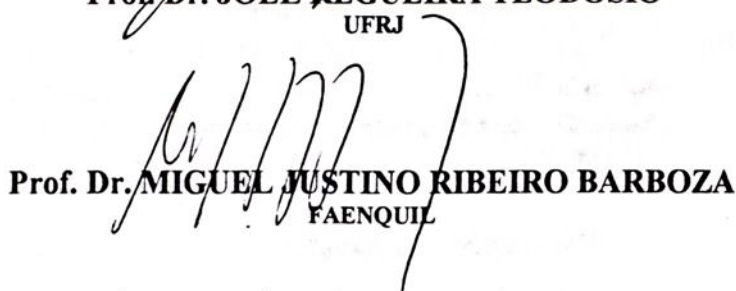
BANCA EXAMINADORA:



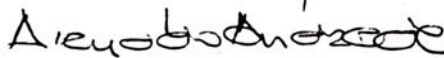
Prof. Dr. HERMAN JACOBUS CORNELIS VOORWALD
Orientador / Unesp-Feg



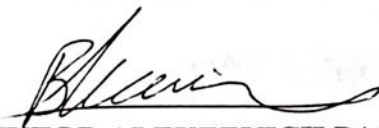
Prof. Dr. JOEL REGUEIRA TEODOSIO
UFRJ



Prof. Dr. MIGUEL JUSTINO RIBEIRO BARBOZA
FAENQUIL



Prof. Dr. ARNALDO HOMOBONO PAES DE ANDRADE
IPEN



Prof. Dr. VIKTOR ALEXEEVICH PASTOUKHOV
UNITAU

Abril de 2002

DADOS CURRICULARES

MARCELO AUGUSTO SANTOS TORRES

NASCIMENTO	14.05.1963 – GUARATINGUETÁ / SP
FILIAÇÃO	Edu Ferreira Torres Maria Auxiliadora Martins Santos Torres
1981/1986	Curso de Graduação Engenharia Civil – Universidade Federal de São Carlos
1989/1992	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Mestrado, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da UNESP



Aos meus pais Edu e Auxiliadora, meus irmãos Mônica e Ronaldo e minha companheira Ana Cristina que esteve junto comigo em cada página deste trabalho.



AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald, pela orientação deste trabalho e a quem devo minha formação acadêmica.

Ao Prof. Dr. Carlos Antonio Reis Pereira Baptista, pela amizade, companheirismo e apoio demonstrados nos momentos difíceis.

Ao Prof. Dr. Miguel Justino Barboza, pela amizade, estímulo e cuidado com que discutiu este trabalho.

Ao Ms. Marcelino Pereira do Nascimento, pela amizade e por partilhar preciosas trocas de informações e resultados.

Ao Prof. Carlos Eduardo Amorim, pela amizade, importantes conversas, e por ter, com suas habilidades e espírito de grupo, mantido o laboratório de fadiga em funcionamento.

À Embraer/EDE, e em especial aos engenheiros Walter Pigatin e Wanderley Faria, pelo indispensável apoio técnico fornecido.

Ao Prof. Dr. Joel Requeira Teodósio e a Dra. Tetyana Gurova, pelas medições das tensões residuais.

Ao CTA-AMR, na pessoa do Engenheiro Dalcy Roberto dos Santos, por possibilitar utilização do microscópio eletrônico de varredura desta instituição.

Ao DEMAR-Faenquil, e em especial ao Ms. Renato Chaves Sousa, pelas horas que passou ao meu lado na utilização do microscópio eletrônico de varredura desta instituição.

Ao Prof. Dr. José Elias Tomazini, pela colaboração na parte matemática.

Ao Prof. Dr. Severino A. M. Barbosa, pela ajuda na revisão do texto final.

Às funcionárias da biblioteca da FEG-UNESP, e em especial à Ana Maria Ramos Antunes e Denise Floriano da Silva, pela presteza com que forneceram a bibliografia solicitada.

À Eletrometal S/A, pelo material fornecido para a confecção dos corpos de prova.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS

LISTA DE TABELAS

LISTA DE SIGLAS E UNIDADES

LISTA DE SÍMBOLOS

RESUMO

ABSTRACT

1 INTRODUÇÃO	29
1.1 Considerações gerais	29
1.2 Objetivos	31
2 REVISÃO DA LITERATURA	32
2.1 Fadiga	32
2.1.1 Considerações iniciais	32
2.1.2 Definições	32
2.1.3 Influência da tensão média na vida em fadiga	36
2.1.4 Influência do shot peening na vida em fadiga	46
2.1.4.1 Introdução	46
2.1.4.2 Fundamentos	46
2.1.4.3 Cobertura “c”	49
2.1.4.4 Intensidade de peening	50
2.1.4.5 Curva de saturação	51
2.1.4.6 Controle de granulações	52
2.1.4.7 Dureza da esfera (shot)	53
2.1.4.8 Velocidade da esfera	53
2.1.4.9 Ângulo de impacto	54
2.1.4.10 Relação da intensidade do shot peening e a resistência à fadiga dos materiais	54
2.1.5 Etapas do processo de fadiga	58

2.1.6	Endurecimento e amolecimento cíclico	61
2.1.7	Nucleação de trincas por fadiga.....	62
2.1.7.1	Considerações iniciais.....	62
2.1.7.2	Nucleação de trincas na superfície.....	64
2.1.7.3	Rugosidade superficial	65
2.1.7.4	Inclusões.....	65
2.1.7.5	Condições ambientais.....	68
2.1.7.6	Mudança na topografia da superfície pelo carregamento cíclico	70
2.1.7.7	Nucleação de trincas abaixo da superfície	71
2.1.8	Propagação de trincas por fadiga	75
2.1.9	Influência de revestimentos na resistência à fadiga.....	77
2.2	Tensões residuais.....	81
2.2.1	Considerações iniciais	81
2.2.2	Medida de tensões residuais	84
2.2.2.1	Generalidades	84
2.2.2.2	Método da tensometria por difração de raios-X.....	86
2.2.3	Tensões residuais induzidas por shot peening.....	90
2.2.4	Relaxação do CTRC.....	93
3	MATERIAL E MÉTODOS	96
3.1	Material	96
3.1.1	Utilização.....	96
3.1.2	Composição química	97
3.2	Métodos.....	97
3.2.1	Tratamentos térmicos realizados.....	97
3.2.2	Ensaio de tração.....	100
3.2.3	Ensaio de fadiga.....	100
3.2.4	Shot peening.....	105
3.2.5	Eletrodeposição de cromo	106
3.2.6	Medição de tensões residuais.....	108

3.2.7 Análise das superfícies de fratura	113
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	114
4.1 Considerações iniciais.....	114
4.2 Resultados dos ensaios de tração.....	114
4.3 Parte 1: Estudo da influência da intensidade de shot peening na resistência à fadiga do aço ABNT 4340 com dureza 53HRc.....	115
4.3.1 Considerações preliminares dos resultados dos ensaios de fadiga	115
4.3.2 Estudo dos campos de tensões induzido pelo processo de shot peening	116
4.3.3 Discussão entre resultados de vida em fadiga e o CTRC induzido pelo shot peening.....	126
4.3.4 Pontos de iniciação das trincas	127
4.3.5 Relação entre a posição de início das trincas e tensão local	137
4.3.6 Estudo da relaxação do CTRC.....	147
4.3.7 Influência da subtensão na vida em fadiga.....	153
4.3.8 Conclusões da Parte 1	157
4.4 Parte 2: Estudo comparativo das durezas de 53HRc e 39HRc no comportamento em fadiga do aço ABNT 4340 e a influência do shot peening na dureza de 39HRc.....	159
4.4.1 Análise das tensões de usinagem	159
4.4.2 Comparação das curvas de fadiga para as duas durezas e comentários sobre a influência das tensões de usinagem	161
4.4.3 Campo de Tensão Residual Compressivo (CTRC) induzido por shot peening na dureza de 39HRc e sua influência na resistência à fadiga.....	163
4.4.4 Discussão sobre a não influência do shot peening no aço ABNT 4340 na dureza 39HRc.....	166
4.4.5 Conclusões da Parte 2	173

4.5 Parte 3: Estudo da utilização do shot peening na recuperação de vida em fadiga de peças cromadas	175
4.5.1 Efeito do recobrimento de cromo na resistência à fadiga	175
4.5.2 Análise do perfil de tensões induzidas pela eletrodeposição	177
4.5.3 Estudo das fractografias das peças com revestimento de cromo.....	181
4.5.4 Influência do shot peening em peças revestidas com cromo.....	186
4.5.5 Análise do perfil de tensões induzidas pelo shot peening no aço ABNT 4340 com revestimento de cromo	187
4.5.6 Análise da influência do shot peening nas superfícies de fratura do aço ABNT 4340 com 53HRc e revestimento de cromo	196
4.5.7 Conclusões da Parte 3	202
5 CONSIDERAÇÕES FINAIS.....	205
SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	207
REFERÊNCIAS.....	209

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 2.1 - Parâmetros que caracterizam um ciclo de tensão.....	33
FIGURA 2.2 - Representação esquemática da curva de Wöhler para um determinado R.....	34
FIGURA 2.3 - Diagrama esquemático demonstrando a influência da tensão média no comportamento em fadiga	36
FIGURA 2.4 - Efeito da tensão média nos mecanismos de fratura.....	37
FIGURA 2.5 - Diagrama de Haigh, na forma esquemática	38
FIGURA 2.6 - Diagrama de Haigh para a liga de Alumínio 7075-T6	40
FIGURA 2.7 - Diagrama de Goodman	42
FIGURA 2.8 - Diagrama modificado de Goodman.....	42
FIGURA 2.9 - Resistência à fadiga (σ_{ap}) sob influência da tensão média(σ_m).....	43
FIGURA 2.10 - Comparação das relações de Gerber e Goodman para aço em 10^7 ciclos	43
FIGURA 2.11 - Efeito da tensão média compressiva na resistência à fadiga em duas ligas de alumínio (4,2%Cu,0,8%Mn) com $\sigma_U = 390\text{MPa}$; (4,5%Cu,0,8%Mn) com $\sigma_U = 490\text{MPa}$	44
FIGURA 2.12 - Influência da razão de tensão (R) na vida em fadiga.....	45
FIGURA 2.13 - Perfil da densidade de discordâncias do aço SAE 1045 com shot peening (0,34 mmA).....	47
FIGURA 2.14 – Diagrama típico do campo de tensões criado pelo shot peening	48
FIGURA 2.15 - Cobertura da superfície em relação ao tempo de exposição ao processo de shot peening.....	49
FIGURA 2.16 - Esquema do sistema placa Almen	50
FIGURA 2.17 - Curva de saturação do processo de shot peening	51
FIGURA 2.18 - Curvas σ/N (a) material sem shot peening (b) material com shot peening utilizando dois tamanhos de esfera	52

FIGURA 2.19 - Efeito da velocidade das esferas de shot peening no limite à fadiga.....	53
FIGURA 2.20 - Relação da intensidade Almen e a tensão residual compressiva segundo Woelfal	55
FIGURA 2.21 - Vida em fadiga contra intensidade Almen ($\sigma_a=175\text{MPa}$ correspondente a 77% de σ_e) na liga de magnésio AZ80	57
FIGURA 2.22 - Propagação da trinca com shot peening (A1) e sem shot peening (U2) com espécimens testados com mesma tensão.....	59
FIGURA 2.23 - Etapas do processo de fadiga	60
FIGURA 2.24 - Aspecto da superfície de fratura por fadiga do aço ABNT 4340 com 60% da tensão de escoamento.....	61
FIGURA 2.25 - Representação esquemática da resposta ao carregamento cíclico com controle de deformação: a) comportamento estável; b) endurecimento cíclico; c) amolecimento cíclico	63
FIGURA 2.26 - Comparação esquemática das curvas tensão-deformação monotônica e cíclica	63
FIGURA 2.27 - Detalhe de inclusão: SAE 9254; $HV=641\text{kgf/mm}^2$; $\sigma_{ap}=980\text{MPa}$; $N_f=1,69 \cdot 10^6$; $(A_i)^{1/2}=17,9\mu\text{m}$	68
FIGURA 2.28 - Influência do meio na resistência à fadiga.....	68
FIGURA 2.29 - Bandas de deslizamento (a) intrusão (b) extrusão.....	71
FIGURA 2.30 - Mecanismo de formação de intrusão e extrusão	71
FIGURA 2.31 - Curvas σ/N para três aços de alta resistência em ultra alto ciclo de fadiga.....	72
FIGURA 2.32 - Detalhe de inclusão, como fonte de fratura, para $N_f=8,76 \cdot 10^7$	73
FIGURA 2.33 - (A) Nucleação de uma trinca por fadiga abaixo da superfície; (B) Forma esquemática	74
FIGURA 2.34 - Superfície de fratura, com camada intermediária de níquel ($15\mu\text{m}$) entre o substrato (aço ABNT 4340) e o revestimento	

de cromo (145 μ m), submetido à flexão rotativa com 78% da tensão de escoamento.....	75
FIGURA 2.35 - Curvas σ/N comparativas entre o material base (aço ABNT 4340); material base revestido com cromo duro, sobre níquel químico; e material base revestido somente com cromo duro.....	79
FIGURA 2.36 - Curvas σ/N comparativas entre o material base (aço ABNT 4340); material base revestido com carbeto tungstênio; e material base revestido somente com cromo duro	80
FIGURA 2.37 - Equilíbrio de tensões residuais do tipo 1 ao longo de uma amostra	82
FIGURA 2.38 - Equilíbrio de tensões residuais do tipo 2 ao longo de um ou mais grãos.....	83
FIGURA 2.39 - Comparação dos diferentes tipos de tensão residual na microestrutura.....	84
FIGURA 2.40 - Princípio da medida de difração por raios-X	87
FIGURA 2.41 - Representação esquemática das tensões e deformações indicando a rotação angular usada na análise de difração por raios-X.....	88
FIGURA 2.42 - Diagrama esquemático para a definição dos valores característicos do CTRC	92
FIGURA 3.1 - Componentes do trem de pouso	96
FIGURA 3.2 - Representação esquemática dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento para a obtenção da dureza de 53HRc.....	98
FIGURA 3.3 - Representação esquemática dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento para obtenção da dureza de 39HRc.....	99
FIGURA 3.4 - Estrutura martensítica revenida do aço ABNT 4340 com dureza de 53HRc (250x)	99
FIGURA 3.5 - Dimensões do corpo de prova para ensaio de tração	100
FIGURA 3.6 - Dimensões do corpo de prova para o ensaio de fadiga em flexão rotativa.....	102

FIGURA 3.7 - Máquina de fadiga por flexão rotativa.....	102
FIGURA 3.8 - Forma de carregamento do corpo de prova de fadiga por flexão rotativa	104
FIGURA 3.9 - Superfície submetida a shot peening com 0,018A (50x).....	106
FIGURA 3.10 - Visão geral do laboratório utilizado para a eletrodeposição (EDE/Embraer).....	107
FIGURA 3.11 - Equipamento Síntese.....	108
FIGURA 3.12 - Esquema de difração de raios-X.....	109
FIGURA 3.13 - Esquema de medição das tensões residuais no equipamento Síntese. 1- Colimador para formar dois raios incidentes sob os ângulos $\psi_1=0^\circ$ e $\psi_2=50^\circ$; 2- Amostra analisada; 3- Cassete; 4- Janelas com as linhas de referência e linhas de difração	111
FIGURA 3.14 - Cassete com filme de raios-X.....	111
FIGURA 3.15 - Exemplo de tensão trativa: $L_2>L_1$	112
FIGURA 3.16 - Exemplo de tensão compressiva: $L_1>L_2$	112
FIGURA 4.1 - Curvas de fadiga do material base e com cinco intensidades de shot peening	116
FIGURA 4.2 - Resultados das medições das tensões residuais	118
FIGURA 4.3 - Diagrama esquemático dos pontos característicos do CTRC analisados.....	119
FIGURA 4.4 - Relação entre as tensões máximas do CTRC (σ_m) e intensidades de shot peening.....	120
FIGURA 4.5 - Relação entre a posição de máxima tensão do CTRC (Z_m) e intensidades de shot peening.....	120
FIGURA 4.6 - Relação entre a largura do CTRC (Z_0) e intensidades de shot peening	120
FIGURA 4.7 - Relação entre σ_1 e as intensidades de shot peening	121

FIGURA 4.8 - Modelagem final – 0,0027A	122
FIGURA 4.9 - Modelagem final – 0,0063A	122
FIGURA 4.10 - Modelagem final – 0,0083A	123
FIGURA 4.11 - Modelagem final – 0,0101A	123
FIGURA 4.12 - Modelagem final – 0,0141A	123
FIGURA 4.13 - Campo de Tensões Residuais Compressivas (CTRC).....	127
FIGURA 4.14 - Superfície de fratura do CDP 9D	129
FIGURA 4.15 - Superfície de fratura do CDP 5E.....	129
FIGURA 4.16 - Superfície de fratura do CDP 10C.....	129
FIGURA 4.17 - Superfície de fratura do CDP 7D	130
FIGURA 4.18 - Superfície de fratura do CDP 5B.....	130
FIGURA 4.19 - Superfície de fratura do CDP 11C.....	130
FIGURA 4.20 - Superfície de fratura do CDP 9B.....	131
FIGURA 4.21 - Superfície de fratura do CDP 12D	131
FIGURA 4.22 - Superfície de fratura do CDP 12F	131
FIGURA 4.23 - Superfície de fratura do CDP 12E.....	133
FIGURA 4.24 - Superfície de fratura do CDP 8C.....	133
FIGURA 4.25 - Superfície de fratura do CDP 10E.....	133
FIGURA 4.26 - Superfície de fratura do CDP 2F	134
FIGURA 4.27 - Superfície de fratura do CDP 6F: a) vista geral; b) detalhe da região do início da trinca.....	134
FIGURA 4.28 - Superfície de fratura do CDP 5D: a) vista geral; b) detalhe da região E; c) detalhe da região F	135
FIGURA 4.29 - Relação entre o número de ciclos até a falha e posição do início das trincas	137
FIGURA 4.30 - Análise do início da trinca em relação as tensões existentes para a condição de 0,0063A	140
FIGURA 4.31 - Análise do início da trinca em relação as tensões existentes para a condição de 0,0083A	142

FIGURA 4.32 - Análise do início da trinca em relação as tensões existentes e a resistência à fadiga proposta por Goodman para a condição de 0,0063A	144
FIGURA 4.33 - Relaxação do CTRC na condição 0,0141A no nível 4 de tensão aplicada.....	148
FIGURA 4.34 - Relaxação do CTRC na condição 0,0141A no nível 2 de tensão aplicada.....	149
FIGURA 4.35 - Relaxação do CTRC na condição 0,0141A no nível 5 de tensão aplicada.....	150
FIGURA 4.36 - Relaxação do CTRC na condição 0,0083A no nível 4 de tensão aplicada.....	152
FIGURA 4.37 - Relaxação do CTRC na condição 0,0063A no nível 4 de tensão aplicada.....	152
FIGURA 4.38 - Tensões de usinagem e tensões criadas após 10^7 ciclos de fadiga no aço ABNT 4340 com dureza de 53HRc	154
FIGURA 4.39 - Ensaio de fadiga mostrando o efeito da subtensão	155
FIGURA 4.40 - Curvas de tensão residual mostrando o efeito do carregamento ciclo	156
FIGURA 4.41 - Tensões residuais devido à usinagem dos corpos de prova.....	159
FIGURA 4.42 - Curvas de fadiga do aço ABNT 4340 nas durezas de 39HRc e 53HRc	161
FIGURA 4.43 - Comparação dos Campos de Tensões Residuais Compressivas das durezas de 39HRc e 53HRc para a intensidade de shot peening de 0,008 ^A	163
FIGURA 4.44 - Resultados de fadiga do material base e com shot peening com 0,008A na dureza de 39HRc.....	165

FIGURA 4.45 - Fractografia do CDP 1	167
FIGURA 4.46 - Fractografia do CDP 2	167
FIGURA 4.47 - Fractografia do CDP 3	167
FIGURA 4.48 - Fractografia do CDP 4	168
FIGURA 4.49 - Micrografia da região final de fratura do CDP 4	168
FIGURA 4.50 - Fractografia do CDP 5	168
FIGURA 4.51 - Fractografia do CDP 6	169
FIGURA 4.52 - CTRC formado originalmente e após 10^5 ciclos devido a uma intensidade de peening 0,008A na dureza de 39HRc	169
FIGURA 4.53 - Relação da rugosidade superficial com a intensidade de shot peening para duas durezas.....	171
FIGURA 4.54 - Curvas de fadiga do aço ABNT 4340 com recobrimento de cromo.....	175
FIGURA 4.55 - Curvas de fadiga do aço ABNT 4340 sem e com recobrimento de cromo para a dureza de 53HRc.....	176
FIGURA 4.56 - Curvas de fadiga do aço ABNT 4340 sem e com recobrimento de cromo para a dureza de 39HRc.....	177
FIGURA 4.57 - Perfil de tensões induzido por 100 μ m de cromo em substrato do aço ABNT 4340 com 53HRc.....	178
FIGURA 4.58 - Perfil de tensões induzido por 100 μ m de cromo em substrato do aço ABNT 4340 com 39HRc.....	178
FIGURA 4.59 - Efeito da temperatura do banho de cromo na tensão residual induzida no recobrimento.....	180
FIGURA 4.60 – Fractografia em CDP ocorrida em baixo ciclo: a) aspecto da interface entre cromo e substrato (500x); b) ampliação da região 1 (2000x); c) ampliação da região 2 (10000x)	182
FIGURA 4.61 - Fractografia em CDP ocorrida em médio ciclo: a) aspecto do espécimen fraturado (25x); b) ampliação da região 3 (500x); c) ampliação da região 3 (2000x)	183

FIGURA 4.62 - Fractografia em CDP ocorrida em alto ciclo: a) aspecto do espécimen fraturado (25x); b) ampliação da região 4 (200x); c) ampliação da região 5 (1500x)	185
FIGURA 4.63 - Curvas de fadiga do material base e com aplicação de shot peening antes do revestimento de cromo para a dureza de 39HRc	186
FIGURA 4.64 - Curvas de fadiga do material base e com aplicação de shot peening antes do revestimento de cromo para a dureza de 53HRc	188
FIGURA 4.65 - Perfil das tensões residuais com e sem shot peening em peça revestida com cromo na dureza de 53HRc.....	189
FIGURA 4.66 - Perfil de tensões residuais com e sem shot peening em peça revestida com cromo na dureza de 39HRc.....	189
FIGURA 4.67 - Perfil do relaxamento das tensões do shot peening em peça revestida de cromo na dureza de 53HRc.....	191
FIGURA 4.68 - Perfil do relaxamento das tensões do shot peening em peças revestidas de cromo na dureza de 39HRc	191
FIGURA 4.69 - Perfis de tensões residuais para a dureza de 53HRc	193
FIGURA 4.70 - Perfis de tensões residuais para a dureza de 39HRc	193
FIGURA 4.71 - Superfície de fratura com pré-tratamento de shot peening na intensidade de 0,0063A no nível 4 de tensão aplicada	197
FIGURA 4.72 - Superfície de fratura com pré-tratamento de shot peening na intensidade de 0,0083A no nível 4 de tensão aplicada.....	197
FIGURA 4.73 - Superfície de fratura com 0,0063A com 920MPa: a) vista geral; b) detalhe da região 1; c) detalhe da região 2.....	199
FIGURA 4.74 - Superfície de fratura com 0,0083A com 900MPa: a) vista geral; b) detalhe da região 3; c) detalhe da região 4.....	200
FIGURA 4.75 - Fratura a partir de uma inclusão em CDP com 0,0083A com 841MPa: a) vista geral; b) detalhe da região da inclusão; c) detalhe da inclusão.....	201

LISTA DE TABELAS

TABELA 2.1 - Resultados dos ensaios em fadiga por flexão rotativa para o aço ABNT 4340 com e sem tratamento de shot peening e corrosão	69
TABELA 2.2 - Comparação dos principais métodos para a. medição das tensões residuais	85
TABELA 2.3 - Influência na taxa de recobrimento na largura do CTRC	93
TABELA 3.1 - Composição química do aço ABNT 4340	97
TABELA 3.2 - Distribuição dos CDPs para ensaios de fadiga e medida de tensões residuais	101
TABELA 3.3 - Condições de aplicação do shot peening	106
TABELA 4.1 - Análise dos valores das tensões superficiais (σ_s)	117
TABELA 4.2 - Coeficientes das equações de ajuste de 3º grau	118
TABELA 4.3 - MQR para interpolação dos pontos teóricos e experimentais utilizando uma parábola do 3º grau	124
TABELA 4.4 – Sumário de resultados	139
TABELA 4.5 - Resultado das tensões agindo nas inclusões	146
TABELA 4.6 - Comparação dos valores das tensões residuais após 10 ⁵ ciclos no nível 4 para as condições de peening 0,0063, 0,0083 e 0,0141A	153
TABELA 4.7 - Discriminação dos corpos de prova de fadiga com shot peening na dureza de 39HRc	170
TABELA 4.8 - Influência da rugosidade na resistência à fadiga do aço ABNT 4340	172
TABELA 4.9 - Condições dos espécimens quando das medidas dos CTRC	194
TABELA 4.10 - Resultados obtidos para o nível 4 de tensão	198



LISTA DE SIGLAS E UNIDADES

A	Intensidade de peening na placa Almen "A" ou intensidade de corrente em Ampère
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AMR	Departamento de materiais (CTA)
ASTM	American Society for Testing and materials
C	Intensidade de shot peening medida na placa Almen tipo "C"
CDP	Corpo De Prova
CDPs	Corpos De Prova
CNC	Computer Numerical Control
COPPE	Instituto Alberto Luíz Coimbra de Pós-Graduação e Pesquisa de Engenharia (UFRJ)
CTA	Centro Técnico Aeroespacial
CTRC	Campo de Tensões Residuais Compressivas
DEMAR	Departamento de Materiais da Faenquil
DP	Desvio Padrão
EDE	EMBRAER Divisão de Equipamentos
EMBRAER	Empresa Brasileira de Aeronáutica
FAENQUIL	Faculdade de Engenharia Química de Lorena
FEG	Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá
g	grama
h	hora
HRc	Dureza Rockwell c
HV	Dureza Vickers
HVOF	High Velocity Oxy-Fuel
IAE	Instituto de Atividades e Espaço
ICSPI	Primeira Conferência Internacional de Shot Peening
Kgf	Quilograma-força

KSI	Unidade de tensão (aproximadamente 7x menor que 1 MPa)
L	litro
m	metro
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
min	minuto
mm	10^{-3} metros
MPa	Megapascal (10^6 Pascal)
MQR	Mínimo dos Quadrados dos Resíduos
N	Número de ciclos de fadiga ou quando o acompanhado de um valor numérico representa intensidade de força Newton ou intensidade de peening na placa Almen "N"
°C	grau Celsius
Psi	Unidade de pressão (uma libra por polegada quadrada)
rpm	rotações por minuto
s	segundo
σ/N	Curva de Wöhler
SAE	Society of Automotive Engineers
SE	Society of Engineers
UFRJ	Universidade Federal do Rio de Janeiro
UNESP	Universidade Estadual Paulista
V	Volts
μm	10^{-6} metros

LISTA DE SÍMBOLOS

a	Parâmetro característico do material para cálculo de K_b
A_0	Parâmetro de calibração do equipamento Raystress
A_i	Área planificada
C_1	Porcentagem de cobertura do shot peening após 1 passe
C_n	Porcentagem de cobertura do shot peening após n passes
d	Diâmetro do pescoço do CPD
D	Média dos diâmetros das esferas usadas no processo de shot peening
d_0	Distância interplanar do reticulado atômico
d_1	Distância interplanar do reticulado atômico após influência de tensão externa
Dd	Diâmetro médio dos dentes formados pelas esferas do shot peening na amostra
E	Módulo de elasticidade longitudinal
I	Limite de erro da máquina de fadiga
K, K_1	Fatores de escalas do equipamento Raystress
K_b	Fator de entalhe de fadiga
K_n	Parâmetro de recobrimento do shot peening
K_t	Fator concentração de tensão
K_{th}	Fator intensidade de tensão threshold
λ	Distância da carga aplicada pela máquina de fadiga ao pescoço do CDP
L_1, L_2	Distâncias medidas entre a sensibilização causada no filme devido ao raio difratado e a referência no mesmo filme
M_f	Momento de flexão
n	Número de passes feitos no tratamento de shot peening
N_0	Número de ciclos para a nucleação de trinca

$N_1, N_2, \dots, N_i$	Número de ciclos para fratura em sobretensão
$n_1, n_2, \dots, n_i$	Número de ciclos em sobretensão
N_f	Número de ciclos até a fratura
NT	Distância da superfície até o ponto de nucleação da trinca
P	Carga aplicada pela máquina de fadiga
R	Razão entre tensão mínima e máxima
r	Raio de entalhe
R_m	Limite de deformação elástica
S	Tipo de esfera usada no shot peening, sempre seguida de um número. Ex: S70
sp	Intensidade de shot peening dado em polegadas na placa Almen A
t	tempo de saturação do processo de shot peening
ν	Coefficiente de poisson
Z_0	Largura do campo de tensões residuais compressivas (CTRC) induzido pelo shot peening
Z_1	Metade da largura do CTRC
Z_m	Distância da superfície da amostra em que σ_{rm} ocorre
Δd	Variação da distância interplanar
$\Delta \theta$	Variação do ângulo de difração
$\Delta \sigma$	Variação de tensão no ciclo
ε	Deformação na rede cristalina
$\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$	Deformações específicas principais
θ	Ângulo de difração
θ_0	Ângulo de difração após influência de tensão externa
λ	Comprimento de onda
σ	Tensão
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	Tensões principais
σ_I	Tensão residual tipo 1
σ_{II}	Tensão residual tipo 2

σ_{III}	Tensão residual tipo 3
σ_a	Amplitude de tensão no ciclo
σ_{ap}	Resistência à fadiga dado pela relação de Goodman para um dado σ_m
σ_e	Tensão de escoamento em carregamento monotônico
σ_{ec}	Tensão de escoamento em carregamento cíclico
σ_F	Limite de fadiga do material (10^7 ciclos de fadiga)
σ_{fm}	Máxima tensão de flexão aplicada pela máquina de fadiga
σ_{FS}	Limite superior de fadiga
σ_λ	Tensão local
σ_m	Tensão média
$\sigma_{m\acute{a}x}$	Maior valor algébrico da tensão no ciclo
$\sigma_{m\acute{i}n}$	Menor valor algébrico da tensão no ciclo
σ_R	Tensão residual no ponto de nucleação da trinca
σ_{rm}	Máximo valor da tensão residual induzido por shot peening abaixo da superfície
σ_s	Tensão residual induzido pelo shot peening na superfície da amostra
σ_U	Tensão última ou limite de resistência à tração
σ_{z1}	Tensão residual atuante na profundidade Z_1
σ_ϕ	Componente da tensão atuante no plano de medição do CTRC
ϕ, ψ	Ângulos
ϕ_i	Diâmetro de inclusão

TORRES, M. A. S. **Uma avaliação do efeito do shot peening na vida em fadiga do aço ABNT 4340 com e sem revestimento de cromo duro.** 2002. 223f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista.

RESUMO

Shot peening é um tratamento largamente utilizado para aumentar a resistência à fadiga dos materiais, através da criação de um Campo de Tensões Residuais Compressivas (CTRC) nas camadas superficiais. O aumento na resistência à fadiga é obtido quando o tratamento é aplicado tanto na superfície do material como na interface deste e determinado revestimento. Este trabalho inclui três partes. Na primeira parte, o ganho de vida em fadiga do aço ABNT 4340, usado no trem de pouso dos aviões da Embraer, é avaliado com cinco intensidades diferentes de shot peening. Testes de fadiga em flexão rotativa foram feitos e o CTRC foi medido por difração de raios-X antes e durante os testes. Foi observado um maior ganho de vida em fadiga nas intensidades intermediárias de shot peening e uma forte relaxação do CTRC devido ao carregamento cíclico. Na segunda parte, a influência da dureza do aço ABNT 4340, procedente de dois tratamentos térmicos diferentes usados pela Embraer, é avaliada, tanto em relação ao efeito do processo de shot peening na resistência à fadiga, quanto ao CTRC induzido. Foi constatado que o shot peening não exerce a mesma influência quando aplicado no mesmo material com diferentes durezas. Nas duas primeiras partes foi concluído que o equilíbrio entre rugosidade superficial, dimensões do CTRC e sua relaxação é o fator determinante no ganho de vida em fadiga com a utilização do tratamento de shot peening. Na terceira parte, é feito um estudo do efeito do shot peening na recuperação da vida em fadiga em peças cromadas. Além disso, o campo de tensões residuais nas camadas de cromo, interface e

substrato (aço ABNT 4340) é analisado antes e durante as peças serem submetidas ao carregamento cíclico. Foi mostrado que o tratamento de shot peening é mais eficiente na recuperação da vida em fadiga, quando aplicado na interface do cromo e substrato, do que simplesmente sobre o material base. Um dos principais motivos foi a existência de um menor relaxamento do CTRC na interface do cromo e substrato do que no material base. Em todo o trabalho, as superfícies de fratura dos espécimens fadigados foram investigadas com microscopia eletrônica de varredura para se obter informações sobre os pontos de iniciação das trincas. Foi observada uma correlação entre o ganho de vida em fadiga e a profundidade de sua nucleação.

PALAVRAS-CHAVE: fadiga, shot peening, tensão residual, aço ABNT 4340, cromo duro

TORRES, M. A. S. **An evaluation of shot peening effect in the fatigue life of AISI 4340 steel with and without hard chromium plating.** 2002. 223f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista.

ABSTRACT

Shot peening is a method widely used to improve the fatigue strength of materials, through the creation of a compressive residual stress field (CRSF) in their surface layers. This improvement is acquired when the treatment is performed in the material surface as well as in the coating- substrate interface. This research has three parts. In the first part, the gain in fatigue life of AISI 4340 steel, used in landing gear, is evaluated under five shot peening conditions. Rotating bending fatigue tests were carried out and the CRSF was measured by an x-ray tensometry prior and during fatigue tests. A better fatigue gain at intermediate peening conditions and a strong relaxation of the CRSF due to the fatigue process were observed. In the second part, the hardness influence of AISI 4340 steel, coming from two different heat treatments used by Embraer, is evaluated in relation to the effect of shot peening process in fatigue life as well as in relation to the CRSF induced. It was verified that the shot peening process does not produce the same influence when it is applied in the same material with different hardness. In the first and the second parts it was concluded that the balance between superficial roughness, dimensions of CRSF and its relaxation is the main factor in the gain of fatigue life with shot peening treatment. In the third part, a study about shot peening effect on the fatigue life recuperation in chrome-plated specimen was done. Furthermore, the residual stress field in the chromium layers, interface and substrate (AISI 4340 steel) is analyzed prior and during cycle loading. It was shown that shot peening treatment is more effective, in the

fatigue life recuperation, when it is applied in the coating- substrate interface than just on the base material. The main reason was that there was a smaller CRSF relaxation in the coating- substrate interface compared to the base material. In all research, the fractured fatigue specimens were investigated using a scanning electron microscope in order to obtain information about the crack initiation points. Some correlation between the gain in the fatigue life and crack initiation point below the surface was demonstrated.

KEYWORDS: Fatigue, shot peening, residual stress, 4340 steel, hard chromium



CAPÍTULO 1 – INTRODUÇÃO

1.1 Considerações Gerais

Os diversos fatores que controlam a resistência à fadiga dos materiais têm sido objeto de estudos considerando o grande número de componentes de alta responsabilidade sujeitos a carregamentos cíclicos, como por exemplo os trens de pouso de aeronaves. Nestes, os esforços recebidos durante o taxiamento e aterrissagem são tão importantes quanto os esforços a que o corpo do avião está sujeito durante o voo. Uma das principais peças do trem de pouso é o eixo da roda. Na Embraer, este é feito com o aço de alta resistência ABNT 4340, na dureza de 53HRc, e sua análise no comportamento em fadiga é o item dominante no seu dimensionamento. O tipo de ensaio de fadiga que melhor representa o comportamento do eixo é o de flexão rotativa. É sabido que a resistência à fadiga dos aços é fortemente dependente de suas durezas e das tensões residuais induzidas nas camadas superficiais. Um bem conhecido meio de introdução de tensões residuais para melhoria da vida em fadiga dos materiais é o processo de shot peening. Neste trabalho, o aço ABNT 4340 com dureza de 53HRc e tratamento de shot peening foi investigado em flexão rotativa, dentro da faixa de valores historicamente usados pela empresa, procurando encontrar a intensidade de shot peening em que se obtém a melhor performance na resistência à fadiga. Embora uma resposta objetiva tenha sido rapidamente encontrada, a observação da complexidade das variáveis envolvidas e as discrepâncias nas bibliografias consultadas motivaram o aprofundamento da pesquisa e sua complementação. Além disso, mais dois pontos foram analisados. O primeiro diz respeito à aplicação do shot peening para o aço ABNT 4340 na dureza de 39HRc. O segundo versou sobre a utilização do shot peening como tratamento na recuperação da vida em fadiga em peças revestidas com cromo duro. Estas duas questões serão contextualizadas nos dois próximos parágrafos.

Embora o aço ABNT 4340 seja usado na dureza de 53HRc em praticamente todas as peças do trem de pouso em que é requerido, os pinos e parafusos feitos também de aço ABNT 4340 são geralmente tratados para atingir uma dureza de 39HRc. Uma avaliação da eficácia do shot peening para esta dureza foi feita a título de comparação e para a análise das variáveis discutidas para a dureza de 53HRc. Com a utilização de duas durezas no estudo, as discussões e considerações tornaram-se mais consistentes e fornecem melhores subsídios para futuras pesquisas.

Principalmente devido aos inevitáveis problemas de corrosão e desgaste a que o aço ABNT 4340 está sujeito, a indústria aeronáutica utiliza-se do recobrimento de cromo como forma de proteção em diversas partes do trem de pouso. No entanto, o revestimento de cromo, devido principalmente às tensões trativas desenvolvidas durante sua eletrodeposição, diminui a vida em fadiga das peças. Foi mostrado em trabalho anterior que, para o aço ABNT 4340 com dureza de 39HRc, a perda em fadiga causada pelo cromo pode ser significativamente diminuída com a aplicação do shot peening. Portanto, um estudo desta situação para a dureza de 53HRc foi requerida e mais uma vez a comparação dos resultados nas duas durezas é feita.

Para a concretização de todas as etapas do estudo, vários centros de pesquisa foram envolvidos: EDE/Embraer, onde foram feitos os tratamentos de shot peening e os recobrimentos de cromo; FEG/UNESP, onde foram feitos os ensaios de fadiga; COPPE/UFRJ, onde foram medidas as tensões residuais; DEMAR/Faenquil e AMR/IAE/CTA, que propiciaram o uso de microscopia eletrônica de varredura nas superfícies de fratura dos corpos de prova.



1.2 Objetivos

Os principais objetivos deste trabalho são:

- a) Avaliar o Campo de Tensões Residuais Compressivo (CTRC) induzido pelo shot peening e a performance do tratamento em várias intensidades, segundo parâmetros usados pela Embraer, no aumento de vida em fadiga do aço ABNT 4340 com dureza de 53HRc.
- b) Verificar a eficácia do processo de shot peening na recuperação de vida em fadiga, no aço ABNT 4340 com dureza de 53HRc, em peças revestidas com cromo duro na espessura de 100 μ m (espessura padrão de revestimento usada pela Embraer). Fazer um estudo das tensões no revestimento e substrato com e sem o tratamento de shot peening e uma análise fractográfica, para um melhor entendimento do comportamento em fadiga encontrado.
- c) Realizar um estudo paralelo do efeito do shot peening e do CTRC criado para a dureza de 39HRc em peças com e sem revestimento de cromo, a fim de fundamentar melhor as discussões e conclusões.



CAPÍTULO 2 - REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Fadiga

2.1.1 Considerações iniciais

Dano por fadiga é um fator limitante de vida para muitos componentes de engenharia que experimentam carregamentos cíclicos. Este dano manifesta-se como uma nucleação de trincas por fadiga e sua propagação até a falha final. Se os componentes são críticos, o dano pode resultar em falhas catastróficas, gerando perdas de vidas humanas, propriedade e/ou equipamentos. Em muitos casos, a fadiga é inevitável. O entendimento do processo do dano por fadiga pode ajudar o refreamento deste fenômeno, ou gerar informações para predição de vida segura, fazendo com que os componentes possam ser reparados ou substituídos, antes que uma falha catastrófica ocorra [1]. Normalmente, a literatura estabelece que as fraturas por fadiga são causadas pela ação simultânea de tensão cíclica, tensão de tração e deformação plástica. A ausência de um destes três fatores impede a ocorrência do fenômeno [2]. A tensão cíclica inicia a trinca por fadiga; a tensão de tração causa sua propagação; a natureza irreversível do escoamento plástico contribui para a acumulação do dano em cada ciclo.

2.1.2 Definições

Diversos parâmetros são especificados quando se executam ensaios de fadiga. A metodologia de projeto tensão-vida é baseada na flutuação da tensão nominal aplicada a um componente. Para obtenção de dados em laboratório, geralmente são usados espécimens de seções transversais circulares ou retangulares submetidos a um destes quatro tipos de carregamentos: axial, flexão rotativa (usada neste trabalho), flexão alternada ou torção. A Figura 2.1

representa um carregamento cíclico estacionário com variação senoidal de tensão. Os parâmetros que o caracterizam são descritos a seguir:

$\sigma_{\text{máx}}$ (tensão máxima) é o maior valor algébrico da tensão no ciclo.

$\sigma_{\text{mín}}$ (tensão mínima) é o menor valor algébrico da tensão no ciclo.

$\Delta\sigma = (\sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{mín}})$ é a variação de tensão no ciclo.

$\sigma_a = (\sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{mín}})/2$ é a amplitude de tensão no ciclo.

$\sigma_m = (\sigma_{\text{máx}} + \sigma_{\text{mín}})/2$ é a média algébrica das tensões máximas e mínimas em um ciclo.

$R = (\sigma_{\text{mín}}/\sigma_{\text{máx}})$ é a razão entre tensão mínima e a tensão máxima.

Por convenção, a tensão de tração é considerada positiva, e a tensão de compressão negativa.

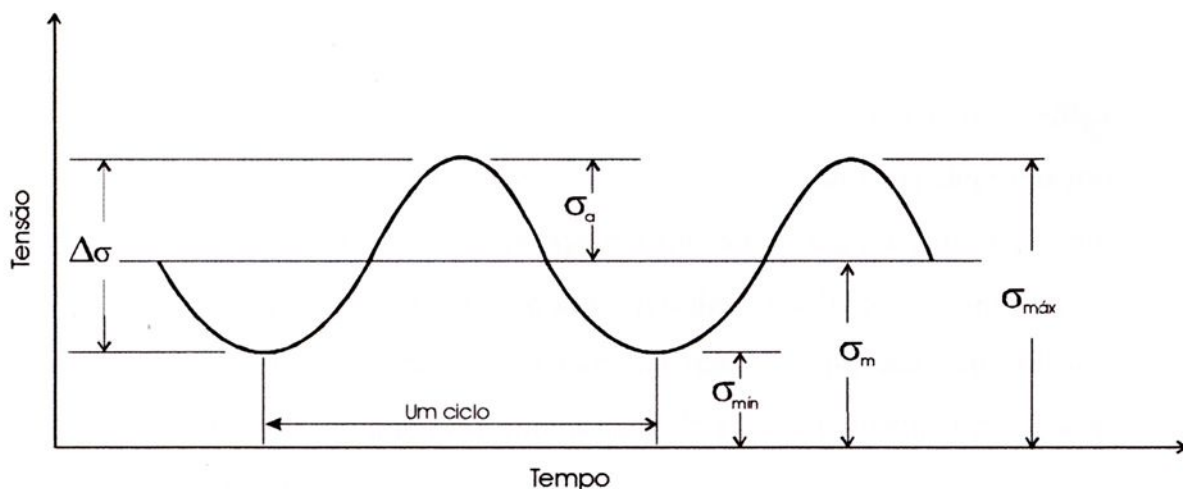


FIGURA 2.1 - Parâmetros que caracterizam um ciclo de tensão.

O método básico de apresentação de dados experimentais de fadiga é através da curva σ/N conhecida como curva de Wöhler. O valor da tensão lançada na ordenada pode ser σ_a , $\sigma_{\text{máx}}$ ou $\sigma_{\text{mín}}$ e são geralmente tensões nominais, isto é, não há um ajuste para concentrações de tensões. A relação é

determinada para um valor específico de R e σ_m . Para a abscissa, o valor N_f (número de ciclos até a fratura) é geralmente colocado em escala logarítmica (Figura 2.2).

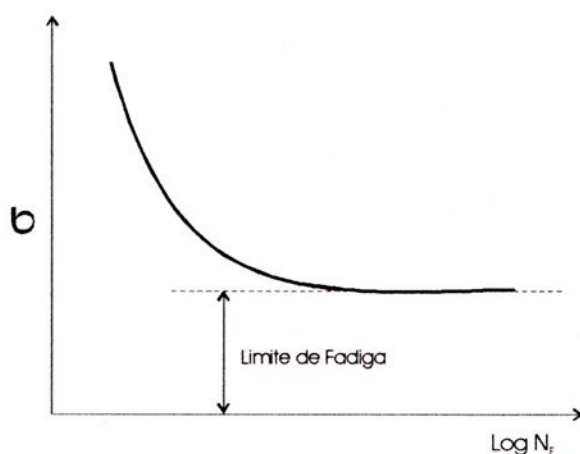


FIGURA 2.2 – Representação esquemática da curva de Wöhler para um determinado R .

A curva σ/N mostrada na Figura 2.2 representa a resistência à fadiga do material; ou seja, a tensão a que este pode resistir para um determinado número de ciclos (podendo ser expressa em função de $\sigma_{m\acute{a}x}$, $\sigma_{m\acute{i}n}$ ou σ_a) com 50% de probabilidade de falha. O limite de resistência à fadiga compreende o patamar da curva σ/N e representa a máxima tensão a que um determinado material pode resistir, para um infinito número de ciclos, também com 50% de probabilidade de falha [3].

Será adotado neste trabalho 10^4 como o limite superior de ciclos para regime de baixo ciclo e 10^5 como o limite inferior do regime de alto ciclo. No texto, o número de ciclos entre 10^4 e 10^5 será referido como médio ciclo e 10^7 como o número de ciclos em que se encontra o limite de fadiga do material.

A sobretensão é o processo que consiste em ensaiar o material em uma tensão acima do limite de fadiga, mas com um número de ciclos inferior ao necessário para ocorrer sua fratura. Em seguida, o material é levado a um nível

de tensão menor do que o anterior, mas ainda maior do que o limite de fadiga, e submetido novamente ao carregamento cíclico. A ruptura deverá ocorrer após um número de ciclos menor do que o estimado pela curva σ/N original. A razão entre o número de ciclos em sobretensão e o número de ciclos suportados por um corpo de prova virgem nesta mesma tensão é chamada de razão de ciclos e corresponde ao parâmetro de dano sofrido pelo material até então. A chamada regra do dano acumulativo linear, conhecida como regra de Miner [4], considera que a vida total de uma peça pode ser estimada através da soma da porcentagem de vida consumida por cada ciclo de sobretensão. Considerando $n_1, n_2, \dots, n_i$, como o número de ciclos ocorrido para cada nível de sobretensão e $N_1, N_2, \dots, N_i$ como o número de ciclos para fratura nos mesmos níveis de sobretensão, a condição de falha por fadiga é dada pela seguinte equação:

$$\frac{n_1}{N_1} + \frac{n_2}{N_2} + \dots + \frac{n_i}{N_i} = 1 \quad (2.1)$$

Um dos principais problemas desta regra é que ela ignora os efeitos das seqüências de carregamentos [5-7].

Se um corpo de prova for ensaiado abaixo do limite de fadiga, durante um grande número de ciclos e posteriormente submetido a uma tensão maior, acima deste limite, considera-se que o corpo de prova foi subtensionado. A subtensão resulta, freqüentemente, em um aumento do limite de fadiga ou no aumento do número de ciclos esperados para a falha do material. Esta melhora no comportamento em fadiga pode ser considerada como resultante do encruamento localizado em prováveis pontos de nucleação de trincas [8,9]. Neste trabalho, o efeito da subtensão é avaliado para o aço ABNT 4340 com dureza de 53HRC, obtendo-se resultados significativos.

2.1.3 Influência da tensão média na vida em fadiga

Uma grande parte dos estudos em fadiga concentra-se nos efeitos induzidos pelo ciclo de tensão do tipo reverso completo ($R=-1$ e $\sigma_m=0$). Entretanto, nas condições práticas é muito freqüente ocorrerem situações em que, embora haja um ciclo reverso de aplicações de tensões, a tensão média não é nula. Existem diversas maneiras de se determinar o diagrama σ/N para situações em que a tensão média é diferente de zero. A Figura 2.3 relaciona a amplitude de tensão (σ_a) em função do número de ciclos (N), para diferentes valores de tensão média. Observa-se que a medida em que a tensão média (σ_m) aumenta, a amplitude de tensão máxima permitida diminui.

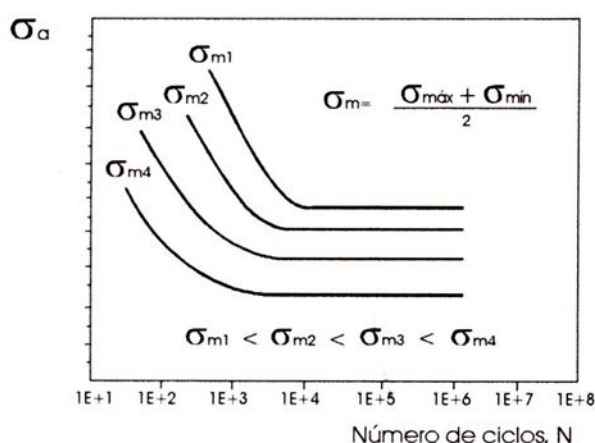


FIGURA 2.3 – Diagrama esquemático demonstrando a influência da tensão média no comportamento em fadiga.

Uma forma esquemática de representar o efeito da tensão média nos mecanismos de fratura é mostrada na Figura 2.4. Este diagrama pode ser dividido em quatro regiões: região onde não ocorrem falhas; região de fratura por fadiga; região de fratura dúctil, e região onde ocorre a perda de estabilidade (flambagem). Para pequenas amplitudes de tensão (σ_a) abaixo do limite de fadiga, não ocorre fratura, independentemente do valor da tensão

média. Para carregamentos com amplitude de tensão acima deste limite (na parte central do diagrama), ocorre fratura por fadiga, precedida por fluência, quando a tensão média é diferente de zero [10].

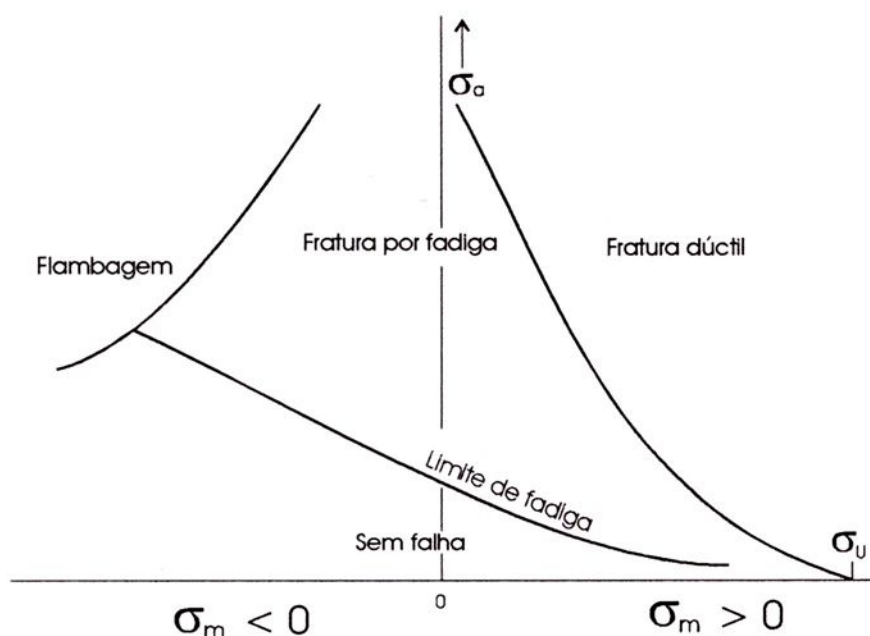


FIGURA 2.4 - Efeito da tensão média nos mecanismos de fratura [10].

Pode-se observar na Figura 2.4 que, a medida que a tensão média aumenta, o limite de fadiga do material diminui e, conseqüentemente, a fratura por fadiga pode ocorrer em uma amplitude de tensão menor. De forma geral, pode-se dizer que a superposição das componentes de tensão média e cíclica, nos testes com o controle de carga, resulta em fluência cíclica, em que a deformação média aumenta com o número de ciclos. A tensão média de tração reduz a vida em fadiga, enquanto que a tensão média de compressão aumenta [2]. Para alta tensão média de tração, a fluência cíclica prevalece e a fratura final é do tipo dúctil. Para alta tensão média de compressão, a fluência cíclica resulta em perda de estabilidade [11]. Este esquema básico é provavelmente válido para todos os materiais [10]. É importante ressaltar que raramente se dispõe de dados suficientes para estimar a falha de um componente com baixa

probabilidade de erro. Além disso, os dados necessários a uma análise são, freqüentemente, perdidos ou sujeitos a considerável espalhamento. A vida em fadiga, para um determinado material, pode variar de 10:1 ou mais, para uma mesma condição de carregamento. As equações que analisam o comportamento em fadiga são baseadas em pressupostos e relações empíricas que não representam, na maioria das vezes, o comportamento real do material. Estimativas feitas através dos métodos apresentados a seguir, no intuito de quantificar o efeito da tensão média na vida em fadiga, são suficientes para avaliações ou projetos de protótipos, ao estimar a vida média do material [12-13]. Por outro lado, seria inútil pensar em alta precisão dos resultados sem o conhecimento dos reais carregamentos envolvidos e os fatores de segurança especificados para cada caso em que o material é utilizado.

Uma maneira clássica de estimar a influência da tensão média na resistência à fratura de um dado material, em relação à amplitude de tensão aplicada, é o diagrama de Haigh (Figura 2.5).

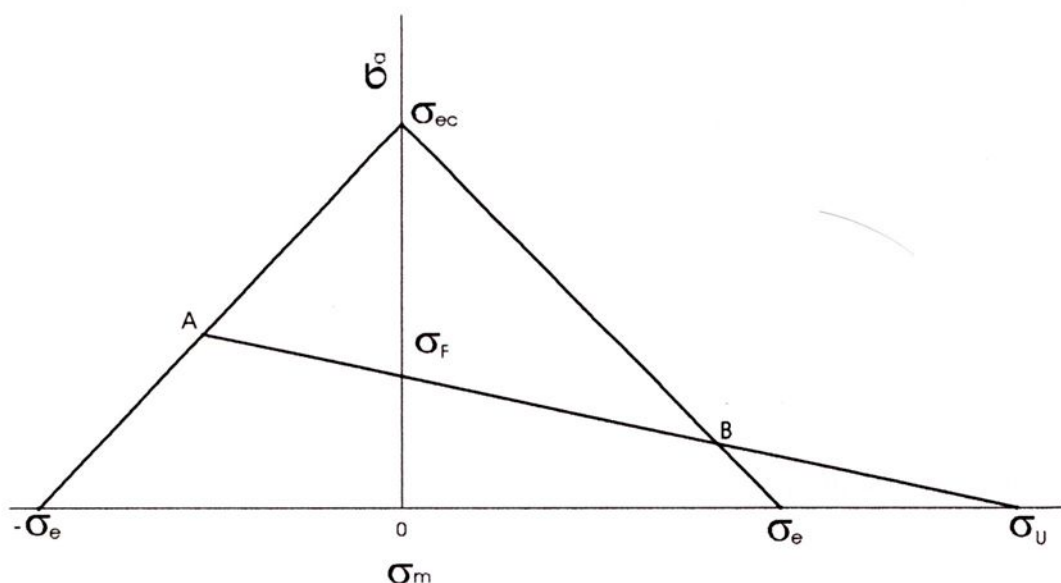


FIGURA 2.5 - Diagrama de Haigh, na forma esquemática.

Os pontos notáveis utilizados para traçar o diagrama de Haigh são:

σ_e : tensão de escoamento do material em carregamento monotônico;

σ_{ec} : tensão de escoamento do material em carregamento cíclico;

σ_U : limite de resistência à tração;

σ_F : limite de fadiga do material em 10^7 ciclos com $R=-1$.

Para elaborar o diagrama de Haigh, inicialmente traça-se o triângulo $-\sigma_e$, σ_{ec} e σ_e . Fora deste, ocorreria a perda de estabilidade para $\sigma_m < 0$ e fratura dúctil para $\sigma_m > 0$. Em seguida, traça-se uma linha ligando-se σ_U e σ_F que intercepta o triângulo descrito anteriormente, em A e B. O triângulo formado por A, σ_{ec} e B delimita a região onde a combinação de σ_m e σ_a produz a fratura por fadiga. Uma vida média de fadiga de até 5×10^6 ciclos é esperada para a região compreendida abaixo da reta AB.

É importante observar que o diagrama de Haigh, mostrado na Figura 2.5, refere-se a uma amostra sem entalhe. A forma mais comum de determinar a tensão no entalhe é através do fator concentração de tensão (K_t). Os valores de K_t podem facilmente ser encontrados em tabelas ou determinados por análise de elementos finitos [12]. Entretanto, estes fatores de concentração de tensão são baseados em análises elásticas e, geralmente, não têm correlação com os testes de fadiga. O fator de entalhe de fadiga K_b é geralmente menor que o valor teórico de K_t , pois reflete a capacidade dos materiais de deformarem plasticamente.

Embora a melhor forma de determinar os valor de K_b seja experimentalmente, a equação 2.2, recomendada pelo automotive steel design [14], é bastante usada.

$$K_b = 1 + \frac{k_t - 1}{1 + \sqrt{\frac{a}{r}}} \quad (2.2)$$

Onde: r = raio do entalhe e
 a = parâmetro característico do material.

Um exemplo do diagrama de Haigh para a liga de alumínio 7075-T6 com e sem entalhe é mostrado na Figura 2.6. Sua determinação passa a ser mais complexa e depende de cálculos adicionais [12].

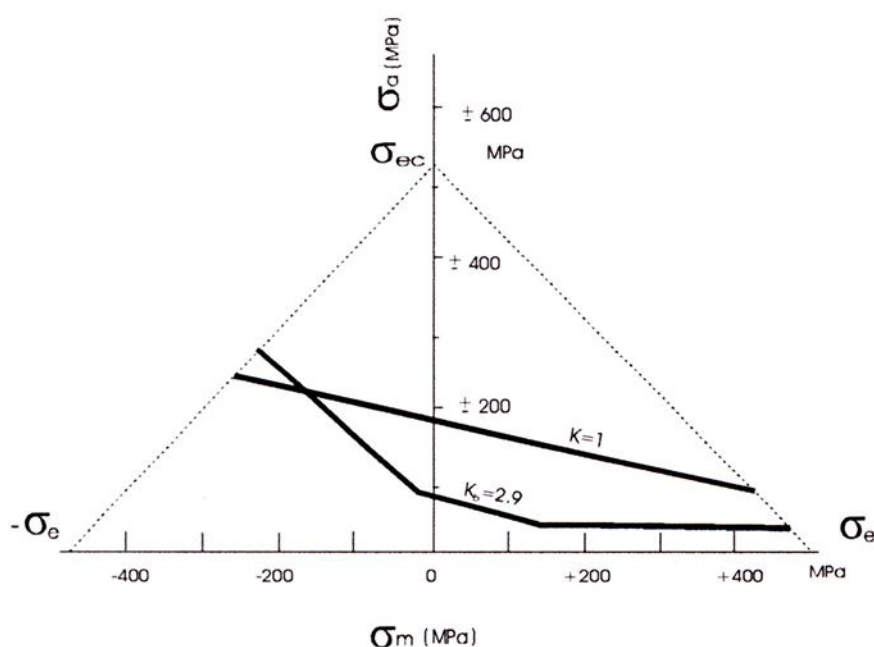


FIGURA 2.6 - Diagrama de Haigh para a liga de Alumínio 7075-T6 [12].

Uma outra forma bastante usual de apresentação da faixa segura da amplitude de tensão, em função da tensão média, é dada pelo Diagrama de Goodman, que pode ser construído para cada material em função de dados levantados por ensaios de fadiga, conforme mostra a Figura 2.7. Observando-se o Diagrama de Goodman, nota-se que, à medida que a tensão média aumenta, a amplitude de tensão permitida diminui, até se anular no limite de resistência à tração (σ_U). Deve-se ressaltar que, em termos práticos, é usual limitar-se o diagrama pela tensão de escoamento (σ_e). A realidade, no entanto, mostra que os resultados não se apresentam linearmente como apresentados na

Figura 2.7. Esta simplificação é feita por motivos práticos e de segurança, uma vez que a representação linear é conservativa em relação a uma situação real. Além disso, o traçado linear permite uma outra forma de representação do diagrama de Goodman ou diagrama de vida em fadiga constante (Figura 2.8). Neste diagrama, a faixa segura compreende qualquer combinação de σ_a e σ_m , que esteja dentro do triângulo formado por σ_F , σ_U e a origem das coordenadas. Pode-se observar que o diagrama de Goodman e Haigh demonstram o mesmo conceito. Já foi dito que σ_m deve ser limitado em σ_e para efeitos práticos. O valor σ_F representa o limite de fadiga para 10^7 ciclos e $R=-1$, mas pode-se representar o diagrama de Goodman por uma família de linhas retas, quando se deseja regiões seguras para um número de ciclos menor que 10^7 (Figura 2.9). O diagrama modificado de Goodman pode ser representado pela equação abaixo:

$$\sigma_{ap} = \sigma_F \left[1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_U} \right] \quad (2.3)$$

Onde: σ_{ap} : amplitude de tensão segura para um dado σ_m ;

σ_F : limite de fadiga ($R=-1$) ou resistência à fadiga para um dado número de ciclos;

σ_m : tensão média atuante e

σ_U : limite de resistência à tração.

Devido à natureza conservativa da relação linear entre a amplitude de tensão e a tensão média, Gerber sugeriu uma relação parabólica entre elas:

$$\sigma_{ap} = \sigma_F \left[1 - \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_U} \right)^2 \right] \quad (2.4)$$

A relação de Gerber possui uma razoável aproximação dos dados para as ligas metálicas dúcteis (aços, ligas de alumínio, etc) quando submetidos a tensões médias positivas. A referência [15] mostra que 90% dos dados apresentam-se acima da linha de Goodman, falhando principalmente entre as aproximações de Goodman e Gerber (Figura 2.10).

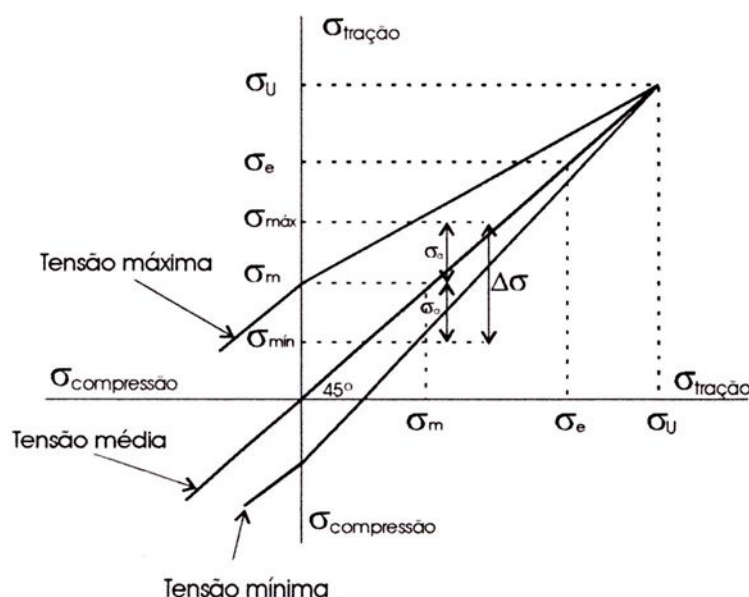


FIGURA 2.7 - Diagrama de Goodman.

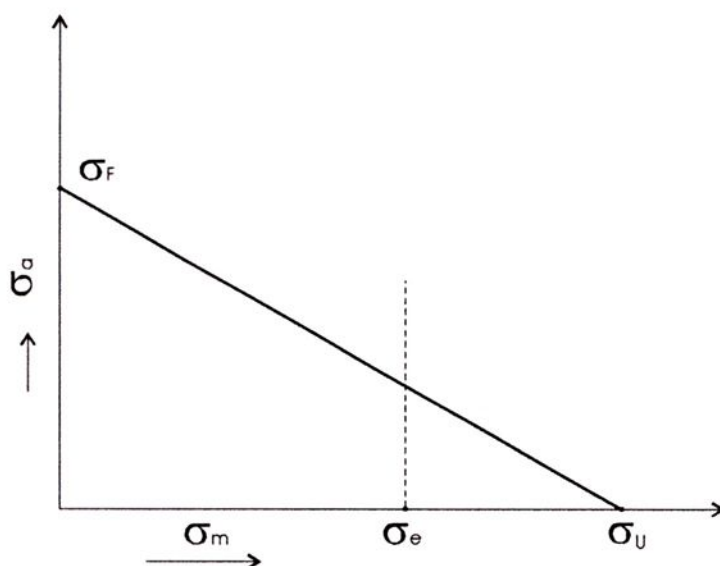


FIGURA 2.8 - Diagrama modificado de Goodman.

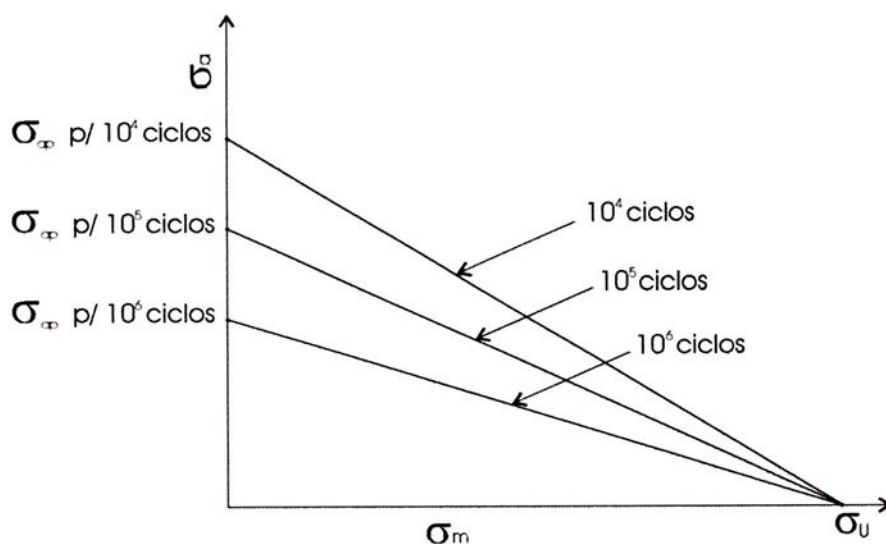


FIGURA 2.9 - Resistência à fadiga (σ_{ap}) sob influência da tensão média (σ_m).

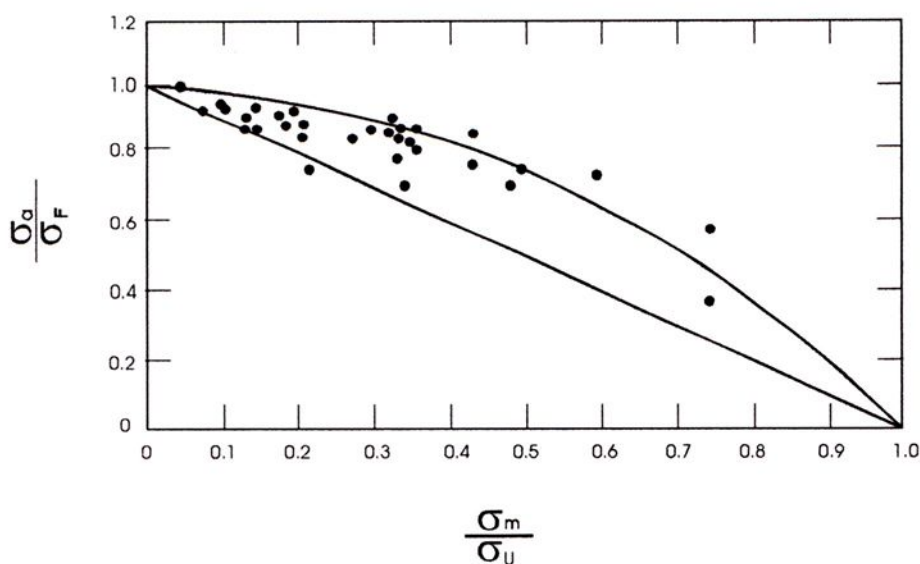


FIGURA 2.10 - Comparação das relações de Gerber e Goodman para aço em 10^7 ciclos [15].

Alguns dos primeiros trabalhos, nesta área, sugeriram que o limite de fadiga do material diminuía quando a tensão média fosse compressiva [16].

Gerber pode ter proposto uma relação parabólica para permitir a diminuição da amplitude de tensão permitida, quando a tensão média fosse negativa. Entretanto, dados subsequentes mostraram que isto não é correto. Quando o espécimen não escoou ou flamba, o limite de fadiga para tensão média igual a zero tende a aumentar seu valor com o aumento da tensão média negativa [17]. Portanto, embora a relação de Goodman seja conservativa para tensões médias positivas, é mais adequada quando se trata de tensões médias negativas.

Finalmente, é necessário ressaltar que, embora nas tensões médias positivas o diagrama de Goodman mostrou-se conservativo, o mesmo não acontece quando as tensões médias são negativas. Não há dúvida de que, para uma tensão média negativa, a resistência à fadiga do material tende a aumentar. No entanto, ao usar a reta de Goodman para tensões médias negativas, esta pode não ser segura, sem uma prévia comprovação experimental. A Figura 2.11 mostra dados experimentais para duas ligas de alumínio em que a relação de Goodman seria adequada para apenas uma delas.

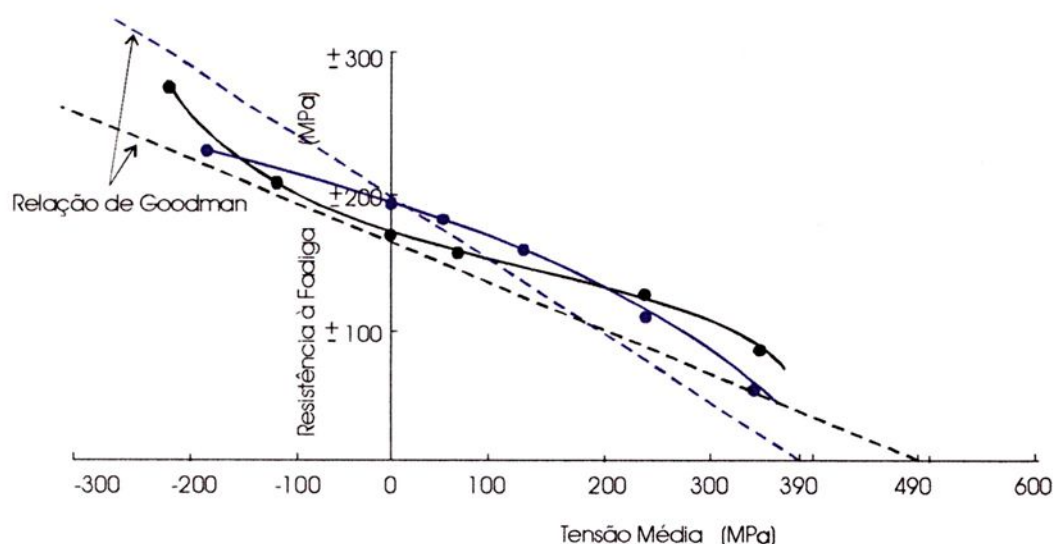


FIGURA 2.11 - Efeito da tensão média compressiva na resistência à fadiga em duas ligas de alumínio (4,2%Cu,0,8%Mn) com $\sigma_U = 390\text{MPa}$; (4,5%Cu,0,8%Mn) com $\sigma_U = 490\text{MPa}$ [18].

Quando a tensão é compressiva em todo o ciclo de fadiga, o tipo de fratura difere para diferentes materiais. Para materiais frágeis, a falha acontece exatamente como em compressão estática, ou seja, em planos de cisalhamento com aproximadamente 45° do eixo de carregamento. Para causar fratura em materiais dúcteis, tensões maiores que a tensão de escoamento à compressão são usualmente necessárias. As fraturas são, portanto, precedidas por considerável deformação. Este tipo de fratura por fadiga não é importante do ponto de vista de projeto, porque deformações plásticas compressivas não são usualmente permitidas. Conseqüentemente, pouca pesquisa tem sido feita nesta área.

Outra forma de representar a influência da tensão média é relacionar a tensão máxima ($\sigma_{\text{máx}}$) em função do número de ciclos para vários valores de R [19]. A Figura 2.12 ilustra esta situação. Nota-se que, à medida em que R se torna maior e positivo, a resistência à fadiga aumenta para uma mesma tensão máxima ($\sigma_{\text{máx}}$), pois há uma diminuição da amplitude de tensão (σ_a).

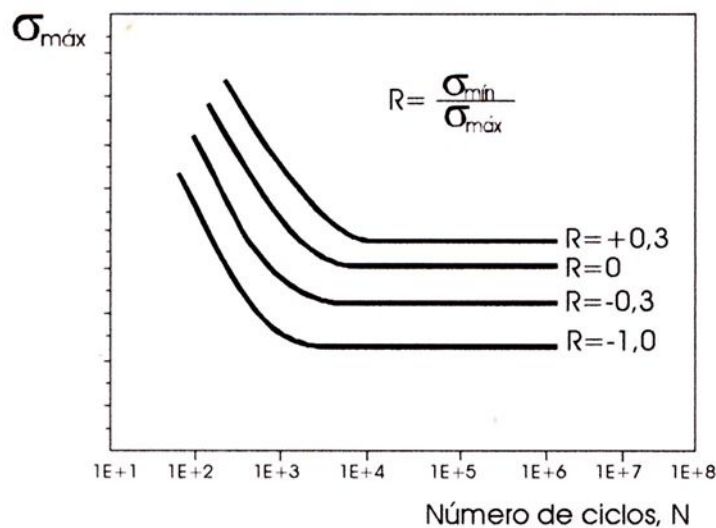


FIGURA 2.12 - Influência da razão de tensão (R) na vida em fadiga.

2.1.4 Influência do shot peening na vida em fadiga

2.1.4.1 Introdução

Shot peening é um processo de trabalho a frio que consiste no jateamento repetitivo com esferas de aço, cerâmica ou vidro, na superfície das peças, e tem enorme importância na área industrial. Desde as espadas dos cruzados – estas eram marteladas – até hoje, inúmeras pesquisas mostram que o jateamento melhora as qualidades metalúrgicas superficiais, quando bem aplicado. A utilização do termo shot peening – universalmente aceito – decorre da intenção de caracterizar que não se trata de um simples jateamento, mas de uma ferramenta de precisão, decorrente de uma série de fatores, o que o torna rigorosamente controlável e repetível.

De uma forma geral, os efeitos do shot peening são largamente empregados para uma série de funções:

- a) Aumento da resistência à fadiga;
- b) Uniformização de tensões nas camadas superficiais;
- c) Compactação da estrutura cristalina para aumentar a resistência à oxidação, ao atrito e eliminar porosidades;
- d) Obtenção de rugosidades controladas para reter lubrificação, fixar desmoldantes, etc.

Neste trabalho será analisada especificamente a capacidade do shot peening em aumentar a resistência à fadiga.

2.1.4.2 Fundamentos

As características típicas da superfície com shot peening são tensões residuais compressivas e elevada densidade de discordâncias nas camadas superficiais resultantes de deformações plásticas heterogêneas. Em alguns casos, é possível ocorrer transformação de fase levando a um endurecimento

superficial adicional [20]. A Figura 2.13 mostra o aumento da densidade de discordâncias na superfície do aço SAE 1045 submetido ao tratamento de shot peening.

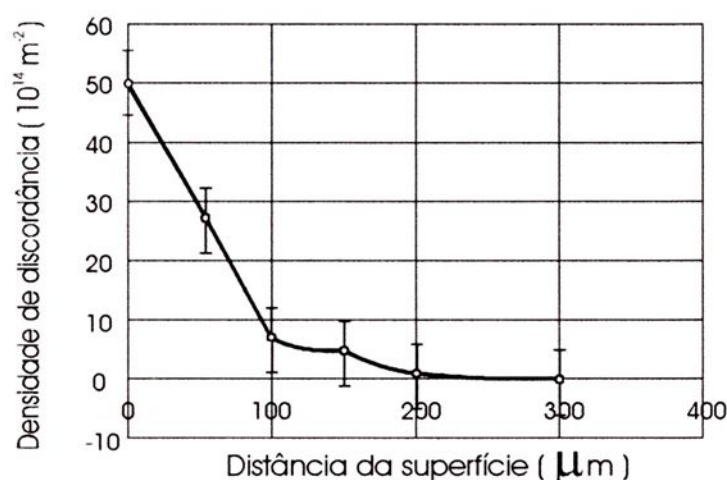


FIGURA 2.13 - Perfil da densidade de discordâncias do aço SAE 1045 com shot peening (0,34 mmA) [20].

A melhoria da resistência à fadiga conseguida pelo processo de shot peening é devida principalmente à indução de tensões compressivas nas camadas superficiais ou abaixo dela [21]. De maneira geral, as tensões residuais compressivas, localizadas na superfície, são benéficas, pois retardam ou impedem a abertura e o avanço de trincas de fadiga [22].

Após o impacto, o material é deformado plasticamente na região superficial, tendendo a alongar-se. Esta tendência ao alongamento é impedida pela parte inferior, que se deforma apenas elasticamente, gerando tensões de compressão nas camadas afetadas plasticamente [23]. Os impactos repetitivos das esferas produzem uma distribuição de tensões que variam com a profundidade da peça. A Figura 2.14 mostra um perfil típico de tensões induzidas pelo processo de shot peening [24].

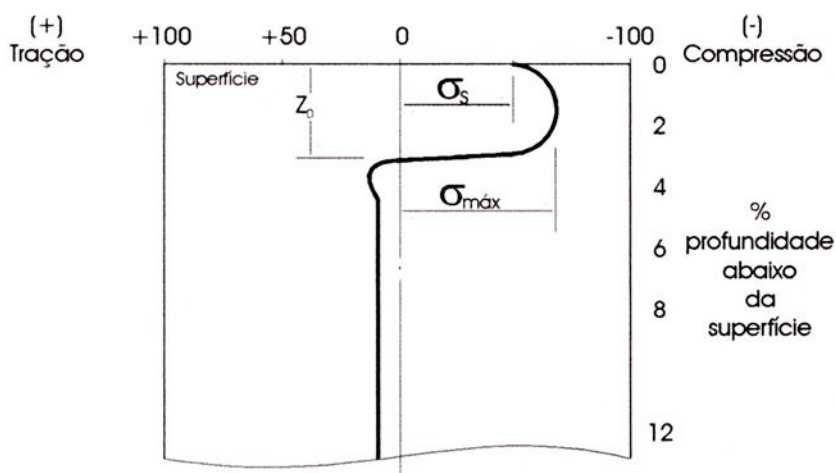


FIGURA 2.14 – Diagrama típico do campo de tensões criado pelo shot peening [24].

Com relação aos planos paralelos à superfície, as tensões podem ser consideradas constantes [25]. O mecanismo de criação das tensões é considerado de difícil quantificação, devido às muitas variáveis existentes no processo. Um estudo do perfil do campo de tensões residuais compressivo, induzido pelo shot peening, será discutido mais tarde. Por ora, serão discutidos diversos parâmetros que influenciam no processo. Fathallah e colaboradores [25] dividiram estes parâmetros em três diferentes classes, cada uma delas associada a condições experimentais específicas:

- Parâmetros que descrevem o material tratado: sua geometria e propriedades mecânicas;
- Parâmetros de fluxo de energia produzido no processo: diz respeito às propriedades da esfera (tipo, tamanho, material, densidade, dureza, etc), velocidade, ângulo de impacto, duração e distância do jateamento ao material tratado;
- Parâmetros que descrevem as condições de contato: coeficiente de fricção e o coeficiente de restituição, o qual depende essencialmente da razão entre a dureza do material tratado e da esfera usada.

Uma rápida análise de algumas destas importantes variáveis do shot peening será feita nos próximos itens, uma vez que a qualidade e a efetividade do processo depende do controle de cada uma destas.

2.1.4.3 Cobertura “c”

É definida pela porcentagem de uma determinada área atingida pelas esferas. Uma avaliação visual é feita com ampliações de 50X. Uma relação entre cobertura e tempo de exposição existe, quando pode ser expresso da seguinte forma [26]:

$$C_n = 1 - (1 - C_1)^n \quad (2.5)$$

Onde: C_1 é a porcentagem de cobertura (decimal) após 1 ciclo (passe);

C_n é a porcentagem de cobertura (decimal) após n ciclos e

n é o número de ciclos do tratamento.

Esta relação indica que o valor limite para a cobertura é 100%. Na prática – dado as dificuldades de mensuração – convencionou-se o valor de 98% como cobertura total (Figura 2.15).

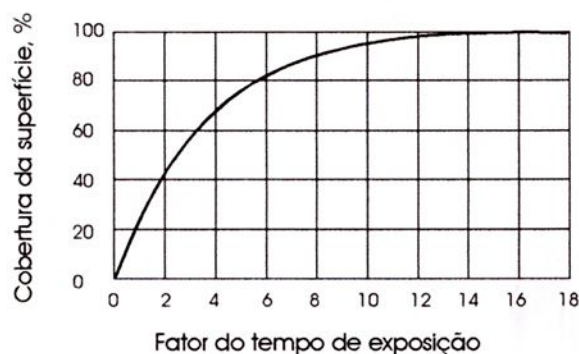


FIGURA 2.15 - Cobertura da superfície em relação ao tempo de exposição ao processo de shot peening [27].

2.1.4.4 Intensidade de peening

Na indústria, o shot peening é controlado com a ajuda das chamadas placas de Almen. Estas são placas finas padronizadas (SAE 1070) que são colocadas paralelas ao material tratado, recebendo, portanto, o mesmo tratamento que este. O impacto das esferas induz tensões residuais nas placas, as quais se deformam, formando um pequeno arco. Então, mede-se a flecha causada no processo e, com a ajuda de uma tabela, obtém-se a intensidade Almen. A intensidade Almen passa a ser uma referência utilizada no controle do processo e seu valor torna-se apropriado para ajustar diversos parâmetros envolvidos [28-30].

Existem três padrões de placa Almen no uso corrente: “N”, “A” e “C”. A diferença de cada uma está na sua espessura. As relações das espessuras aproximadas entre elas são: $3N=A=0,3C$. A especificação da intensidade Almen deve incluir tanto a deformação ocorrida na placa – em polegadas –, como o tipo de placa usada [24]. Ex.: 0,010A (0,25mm de deformação com placa tipo A). A Figura 2.16 mostra um esquema do que foi discutido nos dois últimos parágrafos.

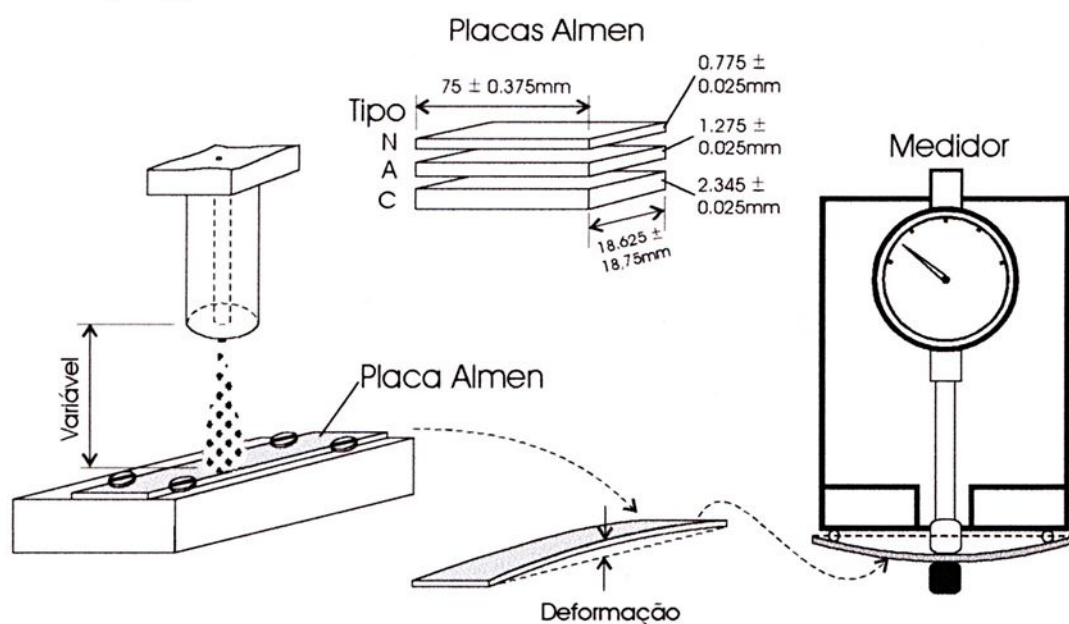


FIGURA 2.16 – Esquema do sistema placa Almen [29].

Portanto, a intensidade, assim especificada, poderá ser igualada com materiais de qualquer natureza, sem indicações quanto às outras variáveis envolvidas no processo. Entretanto, a exigência quanto ao índice de cobertura para determinado valor Almen deve acompanhar a especificação da intensidade do shot peening.

2.1.4.5 Curva de saturação

O processo de shot peening pode ser interpretado como em situação de saturação, quando, a partir de um certo tempo, a intensidade do peening pouco ou nada afeta a deformação causada na placa Almen. Conceitua-se que o tempo de saturação (t) é aquele em que a intensidade aumenta menos de 10% depois de $2t$. Esse ponto de saturação praticamente coincide com uma cobertura de 98%. Em algumas operações são exigidas coberturas de 150% ou 200%, o que nada mais é do que utilizar tempos iguais a $1,5t$ ou $2t$ respectivamente [31].

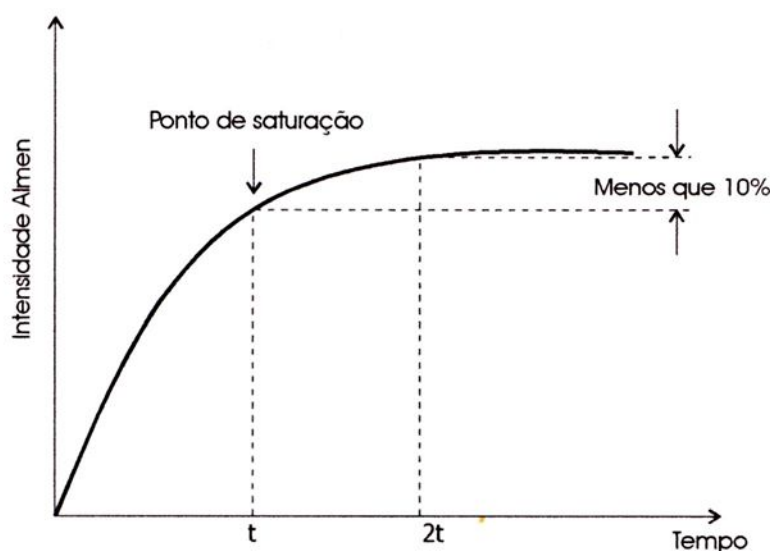


FIGURA 2.17 - Curva de saturação do processo de shot peening [31].

2.1.4.6 Controle de granulações

As granulações tipicamente usadas para o shot peening são feitas de aço, vidro ou cerâmica. Estas devem ser uniformes no tamanho e essencialmente esféricas, sem arestas ou partes quebradas. As esferas (shot) metálicas são designadas de acordo com a norma MIL-S-13165 [32], em uma faixa de valores de S70 até S930. O número da esfera é aproximadamente o mesmo que o diâmetro nominal do grão individual em centésimos de polegada. O aumento no tamanho contribui para o aumento da intensidade do shot peening, e por outro lado, numa diminuição na cobertura da superfície. É preferível selecionar um tamanho mínimo da esfera capaz de produzir a intensidade requerida, uma vez que haveria a vantagem de obter a cobertura desejada, mais rapidamente [26]. Por outro lado, a referência [33] mostra que o limite de fadiga do aço carbono – (especificação alemã CK45) pode ser aumentado, com o aumento do diâmetro da esfera usada (Figura 2.18).

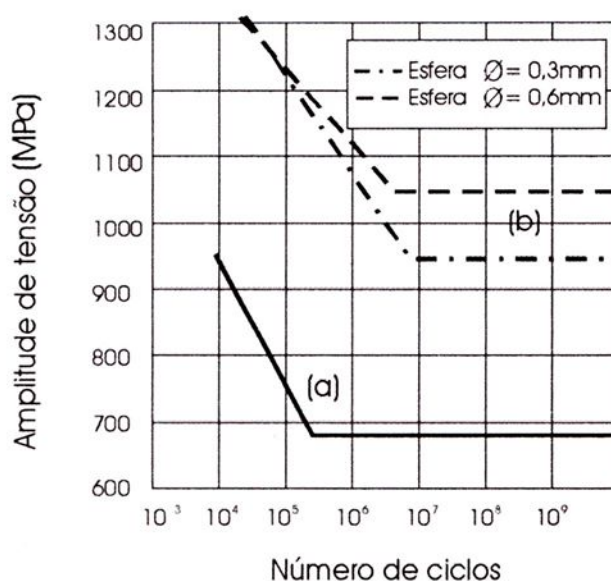


FIGURA 2.18 – Curvas σ/N (a) material sem shot peening (b) material com shot peening utilizando dois tamanhos de esfera [33].

2.1.4.7 Dureza da esfera (shot)

As variações na dureza da esfera usada não afetam a intensidade do peening, desde que estas sejam mais duras do que o elemento que receba o tratamento. Por outro lado, se a dureza do material a ser tratado for maior do que a da esfera, então pode haver uma diminuição na intensidade [29].

2.1.4.8 Velocidade da esfera

O aumento da velocidade das esferas faz com que aumente a intensidade do shot peening [26]. Porém, uma velocidade muito alta resulta na necessidade de um bom controle no desgaste e/ou na quebra das esferas usadas no processo [26]. A referência [34] mostra a existência de uma velocidade ótima para se obter uma melhor performance em fadiga no aço (Figura 2.19).

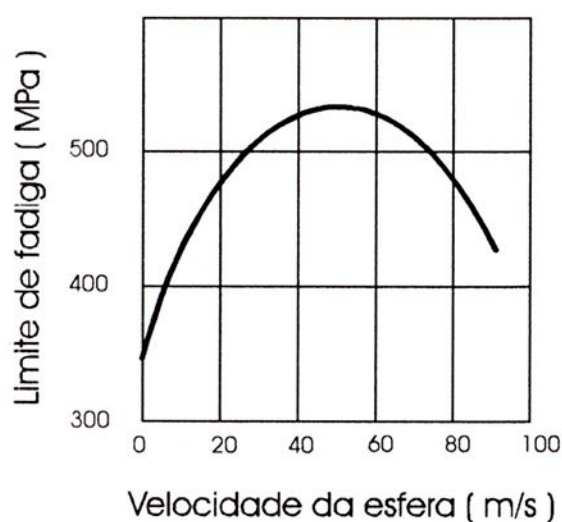


FIGURA 2.19 - Efeito da velocidade das esferas de shot peening no limite à fadiga [34].

2.1.4.9 Ângulo de impacto

Por definição, o ângulo de impacto é um ângulo de 90° ou menor entre a superfície da peça tratada e a direção da rajada. Quanto menor for o ângulo de impacto, menor será a intensidade de peening. Se o formato da peça não permitir um ângulo adequado de impacto, este deverá ser compensado - para a obtenção da intensidade de peening desejada - através da variação de outros fatores, como o tamanho da esfera ou sua velocidade. Além disso, a distância entre o bico ejetor e a superfície da peça também exerce influência na intensidade do shot peening. Quanto maior for a distância, menores serão a intensidade e a cobertura obtidas [26].

2.1.4.10 Relação da intensidade do shot peening e a resistência à fadiga dos materiais

Neste item tem-se um breve resumo de alguns artigos que tentaram relacionar a resistência à fadiga com o processo de shot peening. Muitos dos resultados mostrados, em diversos materiais, são confirmados por este trabalho, muitos não. As divergências encontradas entre autores, alguns autores e este trabalho (frases grifadas), mostram não só a necessidade deste ter sido feito, como também que há muito a aprender neste campo. Alguns comentários sobre as divergências encontradas são feitos nos rodapés.

A placa Almen tem sido o padrão de controle e a medida usada para o processo de shot peening. Woelfal [21] atestou que a vida em fadiga aumenta com o shot peening devido às tensões residuais induzidas. Entretanto, este aumento não pode ser predito pela intensidade Almen, pois não foi encontrada uma correlação entre a tensão residual induzida na superfície pelo processo e a intensidade Almen (Figura 2.20).



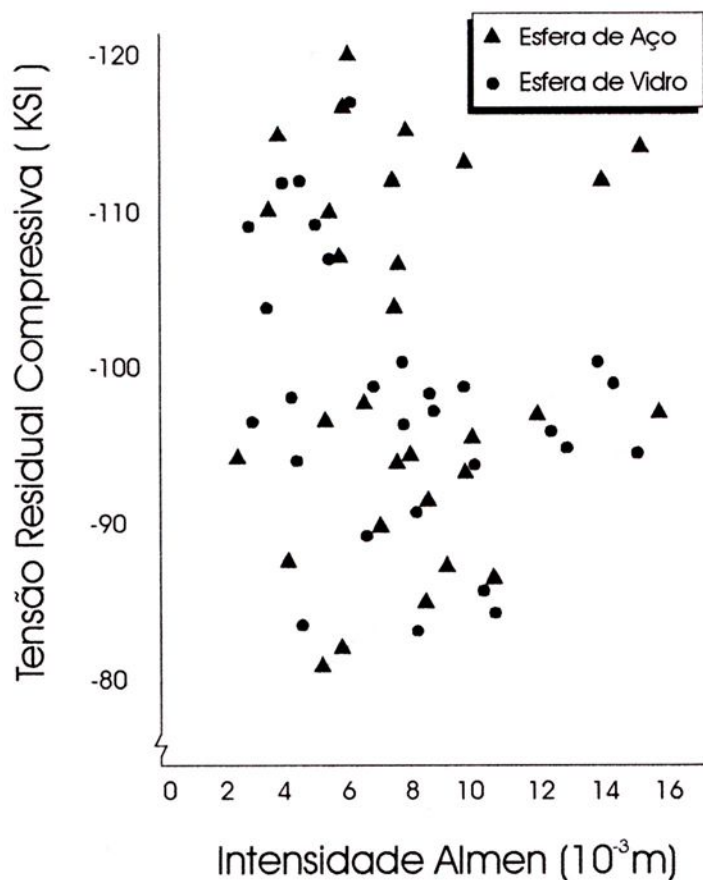


FIGURA 2.20 - Relação da intensidade Almen e a tensão residual compressiva segundo Woelfal [21].

A primeira Conferência Internacional em shot peening (ICSPI), aconteceu em Paris, em setembro de 1981. Muitos dos artigos apresentados discutiram a questão básica de se relacionar o aumento da resistência à fadiga com a intensidade do shot peening utilizada. Por exemplo, Al Hassani [35] afirmou também que a tensão residual compressiva não é definida completamente, ou unicamente, pela deformação das placas Almen. Diferentes funções de tensões residuais podem produzir as mesmas deformações¹.

¹ Será mostrado aqui, que o campo de tensões residuais compressivas induzidas é proporcional a intensidade do shot peening usada para o aço ABNT 4340 com 53HRc.

Xu e colaboradores [36] mostraram que, independente da magnitude do momento fletor aplicado, trincas por fadiga em materiais com shot peening sempre iniciam na superfície dos espécimens. Was e colaboradores [37], utilizando-se da liga de alumínio 7075-T6, mostraram que uma melhor vida em fadiga é conseguida com uma menor intensidade Almen. Além disso, afirmaram também que as tensões residuais na superfície foram maiores para as menores intensidades de peening. Nas camadas abaixo da superfície, no entanto, as tensões de compressão foram maiores para os espécimens com maior intensidade de peening, os quais falharam mais cedo.

Em um recente trabalho, Wagner [38] mostrou que a vida em fadiga da liga de magnésio (AZ80) depende sensivelmente da intensidade Almen (Figura 2.21). Um aumento na vida em fadiga foi observado apenas quando foi utilizado uma baixa intensidade de peening, o qual foi capaz de levar o início da trinca para baixo da superfície².

Person [39] (também de 1981, mas não pertencente ao ICSPI) mostrou que para a liga de alumínio 2025-T6, submetida à flexão alternada após o processo de shot peening com diversos tamanhos de esferas, que os espécimens que receberam o tratamento com esferas menores, evidenciaram uma maior vida em fadiga³.

Em 1995, Farrahi e colaboradores [40] estudando as diversas variáveis que envolvem o processo do shot peening no aço AFNOR60SC7⁴, mostraram que a intensidade Almen é maior tanto para a maior esfera usada quanto para a maior pressão utilizada nos testes (maior energia cinética). Entretanto, o tempo necessário para a saturação foi maior para a maior esfera (shot). Utilizando-se quatro esferas diferentes mostrou-se que o efeito da dureza destas em relação aos seus tamanhos, foi insignificante no que concerne a resistência à fadiga.

² Observe a diferença quanto a posição de nucleação da trinca entre [36] e [38]. Ver item 2.1.7.7

³ Nesta referência, cujos testes foram feitos no alumínio, os resultados estão em desacordo com a referência [33], testado em aço de alta resistência (ver figura 2.18).

⁴ composição % (0,62C, 1,75Si, 0,66Mn, 0,31Cr, 0,11Ni, 0,04Mo, 0,18Cu, 0,011S, 0,012P)

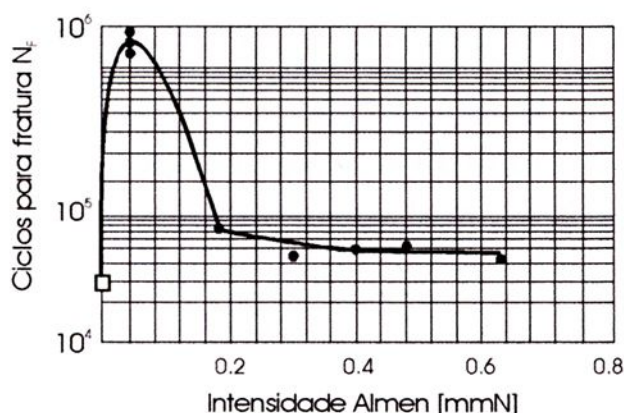


FIGURA 2.21 – Vida em fadiga contra intensidade Almen ($\sigma_a=175\text{MPa}$ correspondente a 77% de σ_c) na liga de magnésio AZ80 [38].

Eles mostraram uma situação conciliatória entre [33] e [39]. Concluíram que o maior tamanho da esfera produz um melhor aumento na vida em fadiga; no entanto, para um tempo de menor aplicação do shot peening⁵, a menor esfera usada mostrou a melhor performance. Com relação ao campo compressivo criado pelo shot peening, concluíram que a maior intensidade Almen não produz os maiores valores da tensão residual induzida e que o ganho em fadiga é proporcional à área do Campo de Tensões Residuais Compressivo (CTRC). Ou seja, um melhor ganho em fadiga, para os materiais tratados com shot peening, foi atribuído a maior tensão residual compressiva e maior profundidade do CTRC.

Turnbull e colaboradores [41] mostraram que a resistência à fadiga de uma superliga à base de níquel, pertencente ao grupo Waspaloy, é aumentada com o aumento da intensidade do shot peening.

Los Rios e colaboradores [42], após estudarem o efeito de várias intensidades de shot peening, em várias condições de carregamento e acabamento superficial das peças tratadas de aço inoxidável (A316),

⁵ 2,5s ao invés do tempo normal de 30s.

sumarizaram assim suas conclusões referentes a resistência à fadiga:

- a) Em todos os casos, o shot peening aumentou a vida em fadiga;
- b) O processo de shot peening retarda o processo de iniciação das trincas;
- c) Em fadiga, a taxa de tempo de iniciação por tempo de propagação⁶ reduz-se quando a tensão aplicada aumenta: em fadiga de alto ciclo ($>5 \times 10^5$ ciclos), o período de iniciação é dominante; em fadiga de baixo ciclo ($<5 \times 10^4$ ciclos), o período de propagação é dominante. O processo de shot peening afetou o comportamento da trinca por fadiga, tanto na iniciação da trinca, como na sua propagação. O processo de shot peening aumenta significativamente a taxa de tempo de iniciação da trinca por tempo de propagação em comparação com espécimens sem tratamento (Figura 2.22).

Por fim, Natkaniec-Kocànda e colaboradores [43] estudaram a iniciação e propagação de trincas por fadiga em espécimens de aço de médio carbono com e sem shot peening submetidos à torção reversa. Foi mostrado que para os espécimens com shot peening existe uma baixa densidade de pequenas trincas (cinco vezes menor), comparada aos espécimens sem shot peening, quando submetidas ao carregamento mencionado. O aumento encontrado, de uma vez e meia na vida em fadiga com o tratamento de shot peening, foi relacionado com a menor densidade destas pequenas trincas.

2.1.5 Etapas do processo de fadiga

Com base nas irreversíveis mudanças causadas pela deformação plástica, é possível dividir o processo de fadiga em três partes consecutivas e

⁶ Ver item 2.1.7.1



parcialmente sobrepostas [44]:

- a) Endurecimento e/ou amolecimento cíclico: corresponde a deformação plástica antes da iniciação da trinca por fadiga e depende do estado original do material, bem como do carregamento aplicado;
- b) Nucleação de microtrincas: aparecem em uma pequena parte do volume total;
- c) Propagação de trincas: com a coalescência de uma ou mais microtrincas, estas formam uma ou mais macrotrincas, das quais apenas uma irá se propagar até a fratura final.

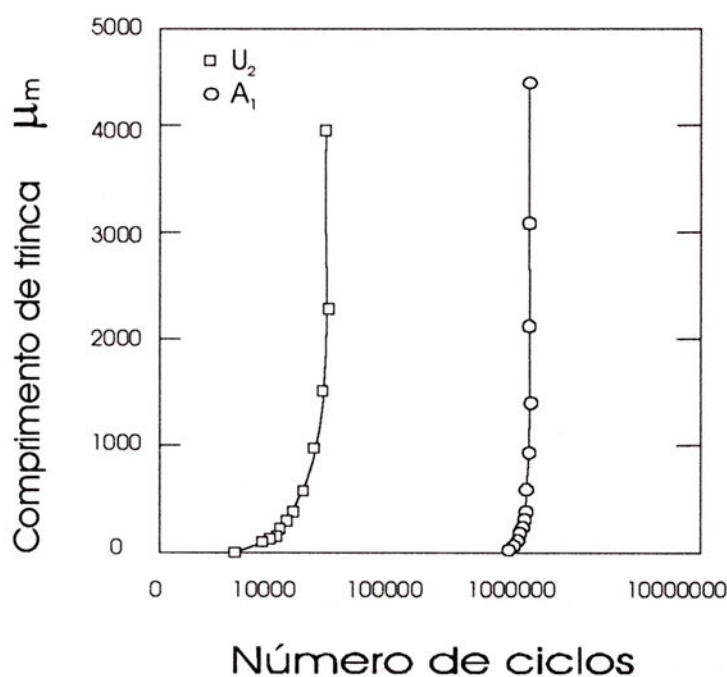


FIGURA 2.22 - Propagação da trinca com shot peening (A_1) e sem shot peening (U_2) com espécimens testados com mesma tensão [42].

A seqüência de eventos que geralmente ocorre durante um carregamento cíclico é mostrado esquematicamente na Figura 2.23.



FIGURA 2.23 - Etapas do processo de fadiga [10].

A falha por fadiga pode ser facilmente reconhecida pelo aspecto característico da superfície fraturada, a qual apresenta duas regiões distintas (ver Figura 2.24). Uma primeira região lisa, resultado da propagação das trincas por fadiga e uma segunda correspondente a área de fratura instantânea, quando o material não pôde mais suportar estaticamente as tensões aplicadas. Geralmente, o processo de fratura por fadiga (região lisa) é indicado por uma série de anéis, mais ou menos concêntricos, em torno do ponto de iniciação da falha [45].

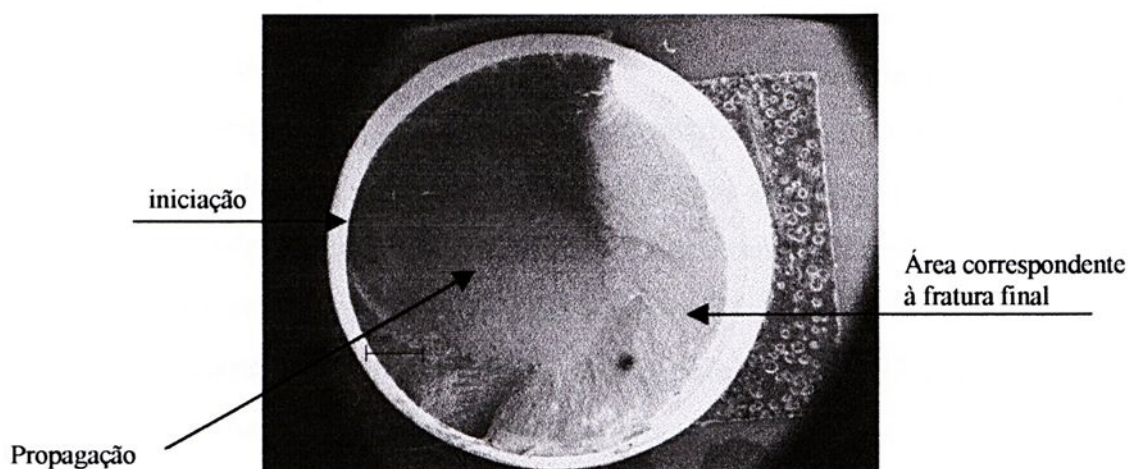


FIGURA 2.24 – Aspecto da superfície de fratura por fadiga do aço ABNT 4340 com 60% da tensão de escoamento (feita neste trabalho).

2.1.6 Endurecimento e amolecimento cíclico

O comportamento tensão-deformação para os metais depende da condição inicial do metal (tratamento térmico usado, trabalho a frio, etc.) e das condições de teste. Quando o material metálico é exposto à amplitude de deformação plástica cíclica completamente reversa e de magnitude constante, pode exibir:

- a) Comportamento cíclico estável;
- b) Endurecimento cíclico;
- c) Amolecimento cíclico;
- d) Comportamento cíclico complexo.

A Figura 2.25 ilustra as três primeiras condições. Se a magnitude da tensão requerida para manter uma deformação cíclica constante permanece constante, o material tem um comportamento cíclico estável (Figura 2.25a), o qual implica em propriedades tensão-deformação idênticas ao comportamento tensão-deformação monotônico. Se a tensão aplicada para manter uma deformação constante aumenta, o material endurece ciclicamente (Figura 2.25b). Se a tensão diminui, o material amolece ciclicamente (Figura 2.25c).

Um metal exibe comportamento cíclico complexo quando existe endurecimento e amolecimento, dependendo da faixa de deformação considerada [14]. A razão pela qual estes comportamentos ocorrem, está relacionada à natureza e estabilidade da estrutura de discordâncias do material [10]. O endurecimento e/ou amolecimento usualmente representa somente uma pequena fração do total de ciclos para a fratura (Figura 2.23). Após o endurecimento e/ou amolecimento ser completado, o material exibe um comportamento estável, sem mais mudanças no ciclo de histerese. Este comportamento ocorre geralmente em torno de 20% da vida total do espécimen [14]. A curva tensão-deformação cíclica representa as condições alcançadas na saturação. A relação entre as curvas tensão-deformação monotônica e tensão-deformação cíclica determina se houve endurecimento ou amolecimento cíclico do material (Figura 2.26). Como pode ser visto nesta figura, se a curva cíclica é maior do que a monotônica houve endurecimento, se é menor, houve amolecimento. O quanto o material endurece ou amolece é simplesmente a diferença dos valores mostrados por estas curvas [11].

2.1.7 Nucleação de trincas por fadiga

2.1.7.1 Considerações iniciais

Como não é clara a fronteira entre nucleação e o início de propagação de trincas, é muito difícil definir o fim do estágio de nucleação. Para efeito prático, tal definição é frequentemente necessária. A única possibilidade é então uma convenção baseada na densidade de microtrincas, suas profundidades e comprimentos ao longo da superfície. Define-se como N_0 , o número de ciclos necessário para completar o estágio de nucleação (arbitrariamente definido pelos parâmetros acima), e N_f como o número de ciclos até a fratura. Então, a razão N_0/N_f é a medida da duração do estágio de nucleação em termos de vida em fadiga. O valor da razão N_0/N_f depende



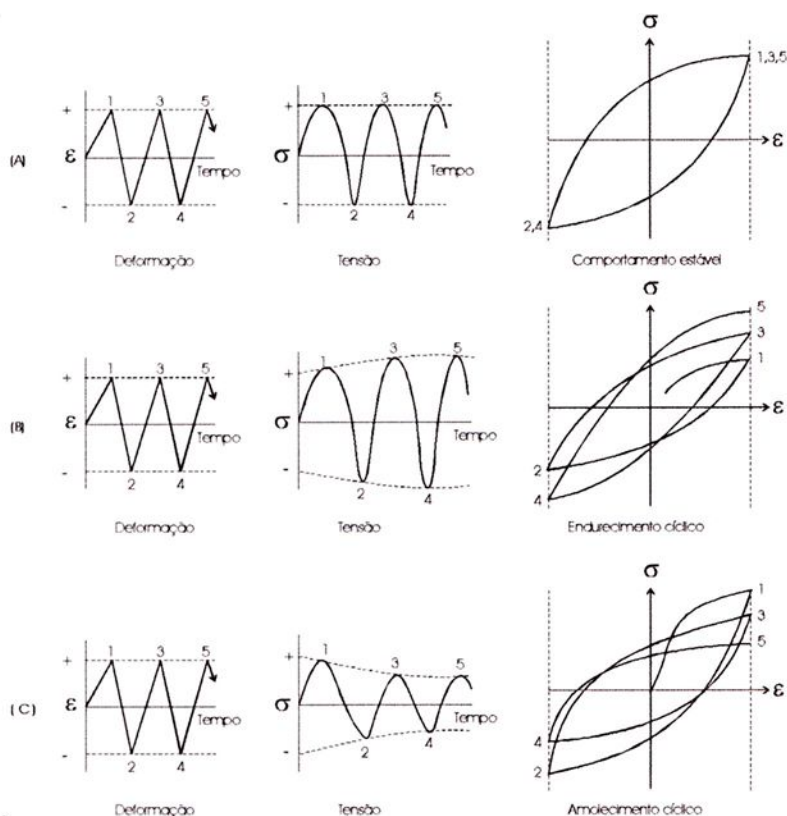


FIGURA 2.25 – Representação esquemática da resposta ao carregamento cíclico com controle de deformação: a) comportamento estável; b) endurecimento cíclico; c) amolecimento cíclico [14].

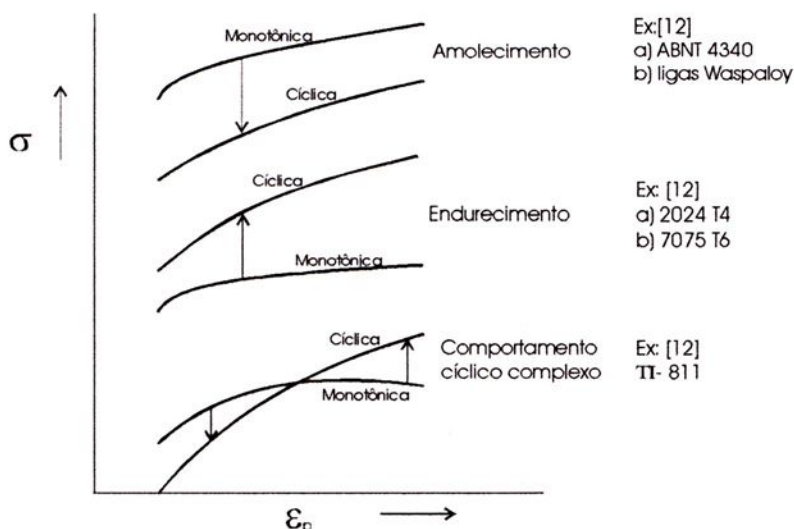


FIGURA 2.26 – Comparação esquemática das curvas tensão-deformação monotônica e cíclica ([10] c/ modificações).

principalmente da amplitude do carregamento cíclico, do tipo do espécimen, dos parâmetros do material, acabamento superficial, temperatura e condições do meio onde se processa a fadiga. O valor de N_0/N_f diminui com o aumento de amplitude de tensão. Para baixas amplitudes, N_0 pode representar muitas vezes até 10% da vida em fadiga, enquanto que para altas amplitudes a nucleação é muito rápida. Nestes casos, N_0 é desprezível em relação a N_f e portanto, toda a vida em fadiga é gasta na propagação da trinca [10]. Geralmente, os entalhes também reduzem consideravelmente o valor N_0/N_f . Outro fator que pode ser muito importante na iniciação da trinca é o efeito do meio⁷ [46]. As microtrincas podem também estar presentes no material anteriormente à aplicação do carregamento cíclico, como resultado de operação de solda, tratamentos térmicos ou conformação mecânica. Neste caso, não há de fato um processo de iniciação da trinca por fadiga, pois trincas embrionárias já estariam presentes [2].

2.1.7.2 Nucleação de trincas na superfície

A grande maioria das falhas por fadiga se inicia na superfície do material. Assim, é importante que os fatores que influenciam a resistência à fadiga sejam analisados nas regiões próximas à superfície dos componentes. Estes fatores devem levar principalmente em consideração as condições que influenciam a nucleação de uma trinca [47]. Para a maioria dos tipos comuns de carregamento, como flexão ou torção, a tensão máxima ocorre na superfície. Mesmo para carregamento simples do tipo axial, geralmente a falha também se inicia na superfície, uma vez que a existência de pequenas excentricidades é praticamente inevitável [46]. Como em todo o processo de fadiga, a nucleação da trinca também é controlada pela deformação plástica cíclica. É de se esperar que as trincas se iniciem em posições onde a deformação plástica cíclica seja maior que a média ou, em outras palavras, em

⁷ Ver item 2.1.7.5



pontos de concentração de deformação, ou de maiores tensões atuantes [2]. Além da questão do carregamento externo, outros fatores contribuem para a existência de concentradores de tensão na superfície:

- a) Rugosidade superficial;
- b) Existência de partículas de segunda fase;
- c) Condições ambientais;
- d) Mudança na topografia da superfície pelo carregamento cíclico.

2.1.7.3 Rugosidade superficial

O nível de tensão na superfície é sensível à sua topografia. Desde as primeiras pesquisas em fadiga, observou-se que diferentes acabamentos superficiais, produzidos por diferentes processos de usinagem, afetam consideravelmente o comportamento do metal em fadiga [48]. Mesmo o polimento fino produz pequenas ranhuras (com profundidade de ordem de $10^{-1}\mu\text{m}$) que podem aumentar a tensão local, atuando como concentradores de tensão macroscópicos [2]. Uma discussão quantitativa da influência da rugosidade na resistência à fadiga para o aço ABNT 4340 será feita no capítulo 4.

2.1.7.4 Inclusões

Partículas de segunda fase, tais como inclusões e precipitados, com propriedades elásticas diferentes da matriz, atuam também como concentradores de tensão, e seu efeito é maior na superfície do que no interior [49]. Os fatores que influenciam a concentração e distribuição de tensões ao redor de uma inclusão são: interação das inclusões com a matriz; relação entre as constantes elásticas das inclusões e matriz e ainda o tamanho das inclusões [49]. Muitos esforços têm sido feitos para quantificar e avaliar os fatores de concentração de tensão das inclusões, assumindo que as formas das inclusões

são esféricas ou elípticas. No entanto, estas considerações são apenas estimativas grotescas, pois uma pequena diferença na geometria de uma inclusão pode gerar um grande efeito no fator concentrador de tensão [50]. É muito comum que inclusões do tipo “olho de peixe”⁸ sejam a origem da fratura por fadiga em aços de alta resistência. Isto implica que, inicialmente, uma trinca por fadiga é nucleada na interface entre a inclusão e a matriz [51] ou parta internamente da própria inclusão [44,52]. Posteriormente, a trinca, originária de uma das situações acima, propaga-se para o interior da matriz. O limite de fadiga para os espécimens (sem entalhe) de aço de baixa e média resistência não é a tensão crítica para a iniciação das trincas. O limite de fadiga é a tensão “threshold” para a não propagação de uma trinca, a qual, é usualmente nucleada nas bandas de deslizamento ou nos contornos de grão [49]. Esta característica pode ser levada em consideração para a avaliação da resistência à fadiga dos aços de alta resistência. Em outras palavras, as inclusões podem ser consideradas como defeitos, porque as tensões nas inclusões não metálicas são aliviadas pela existência de trincas na superfície, na interface entre a inclusão e a matriz ou no interior da inclusão. A inclusão fatal (origem de fratura por fadiga) não é necessariamente a maior, porque a magnitude da tensão atuante nesta pode variar, por exemplo, de acordo com sua localização. Baseadas nas discussões acima, foram desenvolvidos por Murakami e colaboradores [49,50,53-56], equações que relacionam o limite de fadiga com as características das inclusões. Foi demonstrado na referência [53] que o limite de fadiga do material é proporcional às dimensões da inclusão (equação 2.6).

$$\sigma_F \propto 1/(\sqrt{A_i})^{1/6} \quad (2.6)$$

⁸ Ver Figura 2.27 e 2.32

Onde: σ_F é o limite de fadiga em MPa para $R=-1$ e

A_i é a área da inclusão em um plano perpendicular a máxima tensão de tração dado em μm [54].

É mostrado também em [53], que a variação do fator intensidade de tensão “threshold”, é proporcional à dureza vickers do material:

$$\Delta k_{th} \propto (HV + 120) \quad (2.7)$$

Onde: ΔK_{th} : MPa (m)^{1/2} e

HV: Kgf/mm²

Relacionando-se as equações 2.6 e 2.7 e interpolando os resultados para diversos materiais, demonstrou-se que o limite de fadiga do material com inclusão superficial é dado pela equação 2.8. Para inclusões internas, o limite de fadiga é um pouco maior, e é dado pela equação 2.9 [53,54].

$$\sigma_F = 1,40(HV + 120)/(\sqrt{A_i})^{1/6} \quad (2.8)$$

$$\sigma_F = 1,56(HV + 120)/(\sqrt{A_i})^{1/6} \quad (2.9)$$

Na referência [55] é demonstrado que o fator concentrador de tensão, criado pela inclusão, não é o valor correto para determinar o limite de fadiga do material. O limite de fadiga do material é determinado pela tensão que cria condições de propagação da trinca cujo valor é maior do que a tensão necessária à sua nucleação. Uma análise dos valores dados pelas equações 2.8 e 2.9 é feita em relação às tensões aplicadas. É demonstrado que o limite de fadiga dado por estas equações prevê com bastante segurança o limite inferior de fadiga para os aços endurecidos e não o limite médio de fadiga. A Figura 2.27 mostra um exemplo de inclusão e suas características.

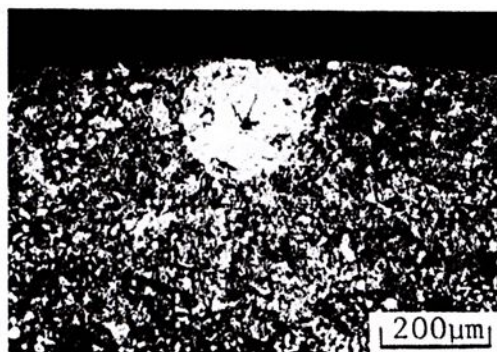


FIGURA 2.27 - Detalhe de inclusão: SAE 9254; $HV=641 \text{ kgf/mm}^2$; $\sigma_{ap}=980 \text{ MPa}$; $N_f=1,69 \cdot 10^6$; $(A_i)^{1/2}=17,9 \mu\text{m}$ [56].

2.1.7.5 Condições ambientais

A resistência à fadiga de um metal é reduzida, sob a ação combinada de carregamento cíclico e um ambiente agressivo. O ataque corrosivo produz, muitas vezes, o aparecimento de pites na superfície dos metais, os quais tornam-se concentradores de tensão, facilitando a nucleação e propagação da trinca por fadiga. A Figura 2.28 mostra em uma curva σ/N obtida para $R = -1$, a influência das condições do meio na resistência à fadiga do aço SE702 [57].

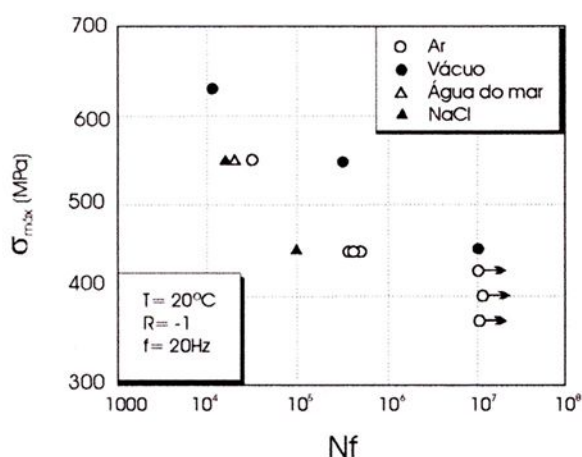


FIGURA 2.28 - Influência do meio na resistência à fadiga [57].

Como já foi visto anteriormente, o processo de shot peening é usado para aumentar a resistência à fadiga do material. Entretanto, foi mostrado, por Miguel e colaboradores [58], que este processo influencia o desenvolvimento da corrosão refletindo negativamente na vida em fadiga do material. A Tabela 2.1 mostra os resultados obtidos na vida em fadiga das amostras ensaiadas, em flexão rotativa do aço ABNT 4340 com dureza de 53HRC, sob uma tensão de 1007MPa (65% do limite do escoamento do aço). Observando a Tabela 2.1, fica claro que o tratamento de shot peening melhora a resistência à fadiga do material (condições 1 e 2). No entanto, quando submetida a um processo de corrosão por água do mar (pH 8,2), a resistência à fadiga do material tratado com shot peening mostrou-se menor do que o material corroído sem shot peening. Neste trabalho foi visto também que o material tratado com shot peening permite uma corrosão com formação de pites mais profundos do que no caso do material sem tratamento. A influência da profundidade dos pites é predominante até mesmo em relação a área corroída, a qual é menor com o tratamento de shot peening.

TABELA 2.1 – Resultados dos ensaios em fadiga por flexão rotativa para o aço ABNT 4340 com e sem tratamento de shot peening e corrosão [58]

Condições	ENSAIO 1 (ciclos para fratura)	ENSAIO 2 (ciclos para fratura)	ENSAIO 3 (ciclos para fratura)	ENSAIO 4 (ciclos para fratura)
1- Sem shot peening e sem corrosão	30.500	40.000	41.200	48.300
2- Com shot peening 0,0027A e sem corrosão	57.800	89.200	111.100	145.700
3- Sem shot peening com corrosão	14.000	15.300	16.457	20.100
4- Com shot peening 0,0027A e com corrosão	7.800	8.900	9.200	9.700

Para controlar a influência dos ambientes agressivos, principalmente marítimos, a indústria aeronáutica utiliza recobrimentos superficiais resistentes à ação do meio. Dentre os recobrimentos utilizados, destaca-se a

eletrodeposição de cromo. No entanto, o cromo, bem como alguns outros revestimentos, é nocivo à fadiga, devido às tensões tratativas induzidas no processo. Encontrar o equilíbrio destas variáveis é uma questão importante na indústria aeronáutica e será discutido neste trabalho.

2.1.7.6 Mudança na topografia da superfície pelo carregamento cíclico

Na hipótese de uma superfície completamente polida, sem nenhum concentrador de tensão aparente, o próprio carregamento cíclico pode produzir concentração de tensão superficial. Este tipo de concentrador microscópico é formado por ressaltos na superfície que são causados, durante a deformação plástica, devido ao carregamento externo. Esta situação é gerada na fadiga por linhas de deslizamento que ocorrem de forma heterogênea nos diversos grãos do material, ou seja, sob carregamento cíclico determinados grãos têm maior tendência em apresentá-las. O fato das linhas de deslizamento ocorrerem sob carregamento cíclico, indica que o escorregamento que ocorre em meio ciclo não é revertido pelo meio ciclo reverso. Se houvesse reversão do fenômeno no meio ciclo seguinte, o material permaneceria liso e o deslizamento não seria visível. Esta característica estrutural da fadiga, que causa a formação de ressaltos e reentrâncias, é denominada respectivamente de extrusões e intrusões. Devido ao fato das intrusões terem sido observadas em temperatura do hélio líquido, ficou provado que sua formação é puramente um movimento mecânico dos átomos. Existem vários modelos que se dispõem a explicar o mecanismo de formação das intrusões e extrusões, sendo os mais tradicionais o de Wood [59] e o de Cottrell e Hull [60]. Wood sugeriu que o deslizamento que causa mudanças nos contornos superficiais e a formação de microtrincas na superfície é uma simples consequência dos deslizamentos, de um lado para o outro, ao longo das bandas de deslizamento (Figura 2.29).



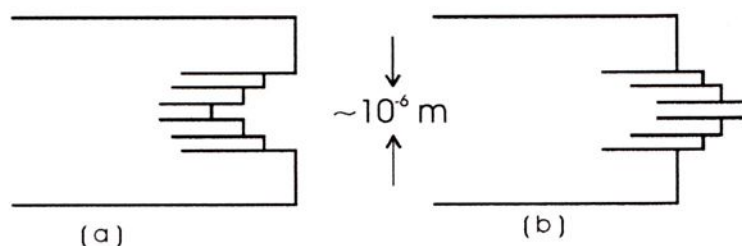


FIGURA 2.29 - Bandas de deslizamento (a) intrusão (b) extrusão [59].

Cottrell e Hull [60] propuseram um modelo para a formação de extrusões e intrusões na superfície (sempre aos pares). É suposto que duas bandas de escorregamento com desvio operem seqüencialmente a cada quarto de ciclo de carregamento (Figura 2.30).

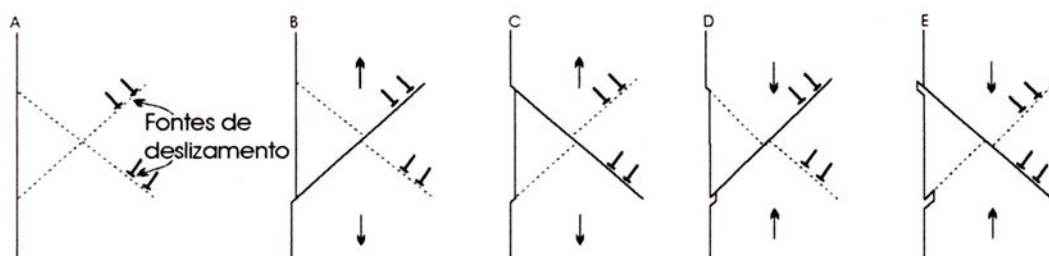


FIGURA 2.30 - Mecanismo de formação de intrusão e extrusão [60].

2.1.7.7 Nucleação de trincas abaixo da superfície

As trincas por fadiga iniciam-se nos pontos de máxima tensão local (maior deformação plástica) e mínima resistência. Como já foi discutido nos itens anteriores, esta situação, geralmente, ocorre na superfície livre do material. No entanto, sob determinadas condições, é possível que a nucleação da trinca se dê abaixo da superfície. Defeitos internos como as inclusões, tratamentos de endurecimentos superficiais ou ainda sob a ação de determinados revestimentos, as fontes principais de nucleação da trinca podem se dar no interior do material. Com relação às inclusões, mostrou-se

anteriormente que, dependendo do seu tamanho, posição e geometria, estas são potencialmente concentradoras de tensão. Devido a isto, as inclusões podem fazer com que a nucleação de trinca fatal se dê em qualquer profundidade do material em que uma combinação de efeitos desfavoráveis, se faça presente.

Em um trabalho recente [61], foi mostrado que inclusões, abaixo da superfície, têm um efeito decisivo em fadiga de ultra alto ciclo. Neste, sete aços de alta resistência, com tensão de ruptura variando de 1500MPa a 2500MPa, foram testados entre 10^5 e 10^{10} ciclos. Os espécimens continuaram a falhar após 10^7 ciclos (número de ciclo normalmente atribuído para vida infinita). Foi observado que as curvas σ/N dos aços testados mostraram um platô de tensão entre 10^6 e 10^8 ciclos e tenderam à uma diminuição no regime de ultra alto ciclo em fadiga ($> 10^8$ ciclos). Foi também mostrada a existência de uma faixa de tensão onde a iniciação das trincas passa da superfície para abaixo dela. Isto ocorreu em torno de 10^7 ciclos (Figura 2.31). A nucleação das trincas, abaixo da superfície, no regime de ultra alto ciclo em fadiga, foi sempre causada pela existência das inclusões (Figura 2.32) [61].

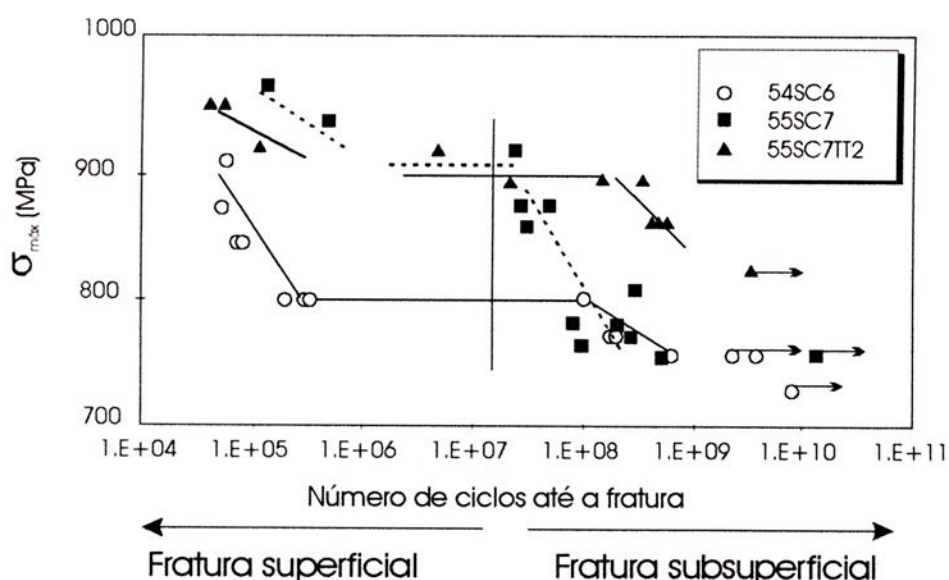


FIGURA 2.31 - Curvas σ/N para três aços de alta resistência em ultra alto ciclo de fadiga [61].

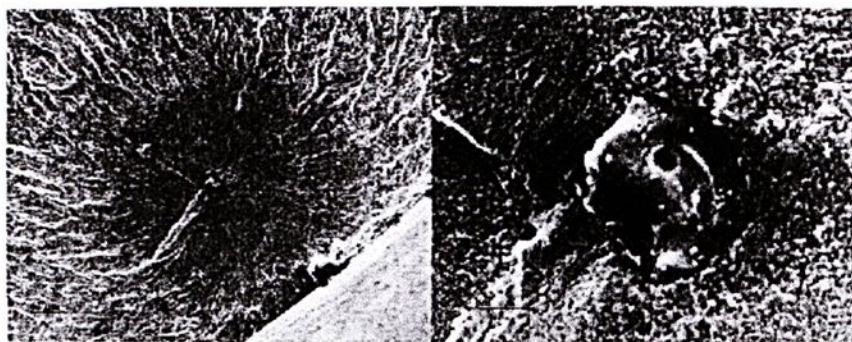


FIGURA 2.32 - Detalhe de inclusão, como fonte de fratura, para $N_f=8,76 \times 10^7$ [61].

O processo de shot peening pode fazer com que o início da trinca ocorra também abaixo da superfície, devido às tensões residuais compressivas induzidas no processo (a quantificação e a forma da distribuição destas tensões compressivas serão estudadas ainda neste capítulo). Starker e colaboradores [33] observaram que a resistência à fadiga do material nas camadas em que há a presença de tensões residuais compressivas, para diversos níveis de tensão aplicado, é aumentada proporcionalmente a ela. Para calcular a resistência de cada camada sob a ação das tensões compressivas (Local Fatigue Resistance), Starker e colaboradores [33] utilizaram a já discutida relação de Goodman. A tensão residual em cada camada afetada pelo shot peening é considerada como a tensão média na relação de Goodman. Foi mostrado, em seu trabalho, que a nucleação da trinca para um aço de 0,45% de carbono ($\sigma_F=715\text{MPa}$, 830HV) se dá em posições onde a tensão aplicada, pelos testes de flexão alternada, ultrapassa a resistência à fadiga estimada pela relação de Goodman. Portanto, dependendo da intensidade da tensão aplicada e a tensão residual compressiva induzida pelo processo de shot peening, a iniciação da trinca pode se dar na superfície ou abaixo dela. Shengping e colaboradores [62] analisaram a nucleação da trinca próximo ao limite de fadiga de diversos materiais. Foi possível observar que a nucleação da trinca por fadiga, para todos os materiais estudados, deu-se abaixo da superfície. Pôde-se notar também que,

excetuando-se o aço 0,45% de carbono, todas as trincas tiveram origem em uma profundidade além da influência do campo compressivo⁹.

Wagner [38] estudando tratamentos superficiais (shot peening e roller-burnishing) no titânio, alumínio e ligas de magnésio, mostrou que a nucleação das trincas se dá na máxima tensão trativa causada no balanceamento de tensões, após a indução de “benéficas” tensões compressivas (que aumentam a resistência à fadiga), nas camadas superficiais¹⁰. A Figura 2.33 ilustra esta consideração.

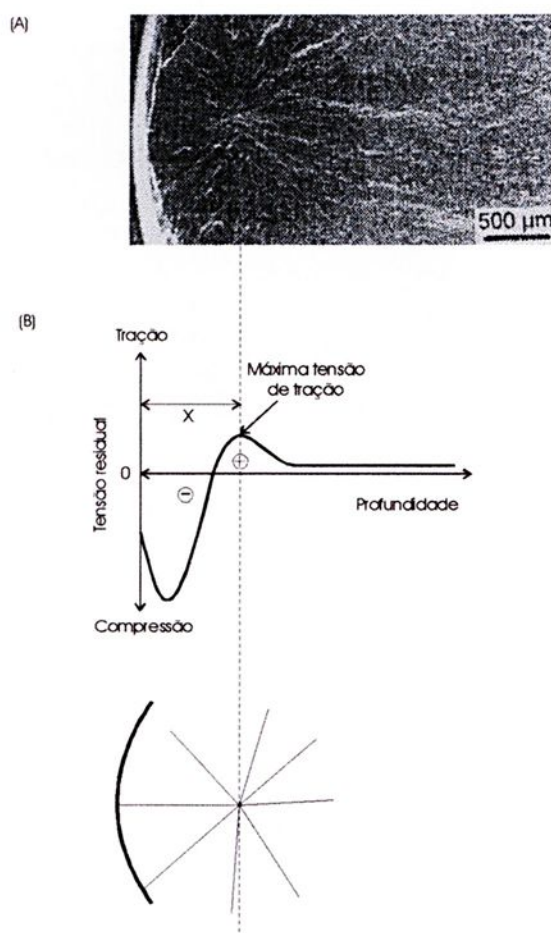


FIGURA 2.33 – (A) Nucleação de uma trinca por fadiga abaixo da superfície; (B) Forma esquemática [38].

⁹ O motivo da nucleação da trinca ocorrer dentro do campo compressivo observado para o aço 0,45% de carbono não é explicado pelo autor, mas será justificado no capítulo 4.

¹⁰ Comparando-se a Figura 2.33 com as Figuras 2.32, 4.24, 4.25 e 4.75, seria provável, pelo aspecto da figura apresentada por Wagner em seu trabalho, que a origem da trinca tenha se dado a partir de uma inclusão.

Os recobrimentos podem fazer também com que, em muitos casos, a origem da trinca se dê no núcleo do recobrimento ou na interface do recobrimento e substrato [63,64]. A Figura 2.34 mostra o aço ABNT 4340 recoberto com uma pequena camada de níquel de $15\mu\text{m}$ de espessura e uma segunda camada mais espessa ($145\mu\text{m}$) de cromo duro. É possível observar que o início da trinca por fadiga ocorre entre a camada de níquel e o substrato. A influência dos revestimentos na resistência à fadiga será discutida no item 2.1.9.

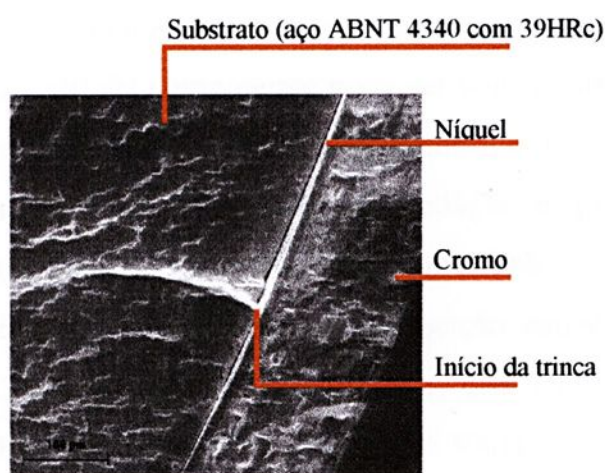


FIGURA 2.34 - Superfície de fratura, com camada intermediária de níquel ($15\mu\text{m}$) entre o substrato (aço ABNT 4340) e o revestimento de cromo ($145\mu\text{m}$), submetido à flexão rotativa com 78% da tensão de escoamento [63].

2.1.8 Propagação de trincas por fadiga

Em grandes componentes estruturais, a existência de trincas não necessariamente implica em falha iminente. Uma parcela significativa da vida em fadiga pode ser consumida durante a propagação da trinca [65]. O estágio de nucleação da trinca termina com a formação de microtrincas. Estas microtrincas são formadas como consequência da tensão ou deformação plástica cíclica. As microtrincas iniciais crescem e coalescem até uma única

macrotrinca ser formada, a qual irá se propagar até a fratura final. Nos materiais com tamanhos de grãos usuais ($< 15\mu\text{m}$), a macrotrinca pode ser definida como sendo de tamanho maior do que uns poucos grãos [44]. Uma vez iniciada a trinca, sua propagação pode ser dividida em três estágios. No primeiro (Estágio I), as trincas crescem ao longo dos planos de deslizamentos ativos, os quais apresentam uma inclinação de aproximadamente 45° em relação ao eixo de máxima tensão de tração. O segundo estágio (Estágio II) é caracterizado pela formação de uma única trinca que se propaga perpendicularmente à direção de máxima tensão de tração. É neste estágio em que grande parte da vida útil do componente pode ser consumida. Portanto, é de grande interesse o seu acompanhamento e modelagem matemática. A propagação da trinca por fadiga no segundo estágio é principalmente controlada pelo carregamento máximo aplicado e pela razão de tensão [66]. Entretanto, como na iniciação das trincas, na propagação também existe um grande número de fatores que influem no processo, tais como: o meio, a frequência, a temperatura e a orientação dos grãos. Várias propostas foram feitas, desde o modelo pioneiro criado por Paris e Erdogan [67], para modelar empiricamente a taxa de crescimento da trinca com a variação do fator intensidade de tensão para carregamento cíclico de amplitude constante [68-70]. O fator intensidade de tensão mede o campo de tensões na ponta da trinca em função das geometrias da trinca no componente onde ela se localiza e da tensão externa aplicada no mesmo [65]. No entanto, quando o carregamento cíclico apresenta um espectro de cargas de amplitude variável, são observadas diferenças muito maiores entre as previsões feitas pelos modelos de amplitude constante e a propagação real da trinca. Estas diferenças são atribuídas às interações na taxa de crescimento da trinca quando a amplitude do carregamento cíclico é aumentada ou diminuída [71,72]. Foram feitos inúmeros trabalhos propondo modificações nos modelos empíricos de amplitude constante, levando em conta os efeitos de interação e sua influência na região plástica na ponta da trinca [73-79]. No terceiro estágio (Estágio III),

a trinca atinge um tamanho crítico e sua propagação torna-se rápida e fatal para o componente, não sendo possíveis, e nem de interesse, propostas para sua modelagem.

2.1.9 Influência de revestimentos na resistência à fadiga

Os recobrimentos superficiais têm sido investigados extensivamente pelas fábricas de aviões, para uso nos componentes do trem de pouso [80]. Os revestimentos são necessários porque as aeronaves estão sujeitas à ação de ambientes agressivos, principalmente marítimos, os quais possibilitam o aparecimento de pites de corrosão. Com o carregamento cíclico, os pontos de corrosão transformam-se em concentradores de tensão e, portanto, aceleradores do processo de fadiga [81]. Para tentar melhorar o desempenho dos materiais, quanto ao desgaste e a corrosão, são feitos tratamentos superficiais, dos quais destacam-se o recobrimento de cromo duro para os aços [81-84] e anodização para o alumínio [85]. Cromo duro é um termo utilizado para descrever eletrodépósitos de espessura maior do que $2,5\mu\text{m}$ [81]. A eletrodeposição de cromo leva ao aparecimento de microtrincas no revestimento, ou seja, pequenas trincas que não se estendem por toda a sua espessura. No processo de eletrodeposição de cromo, existe a decomposição de hidretos de cromo. Esta decomposição, produzindo cromo e liberando hidrogênio, causa uma redução de cerca de 15% no volume do depósito, introduzindo tensões de tração e, conseqüentemente, trincamentos no revestimento [86]. A densidade de microtrincas é um parâmetro importante para a resistência à fadiga, e depende do tipo de banho utilizado para a eletrodeposição: o aumento da concentração de sulfeto ou o aumento da intensidade da corrente (A/dm^2) faz a densidade de microtrincas aumentar [87]. São consideradas microtrincas, fissuras a partir de $0,5\mu\text{m}$ de espessura, que são formadas quando a tensão residual de tração excede a resistência coesiva do cromo. As microtrincas aparecem, então, como forma de alívio



para as altas tensões trativas presentes. No entanto, o alívio propiciado pelas microtrincas não é suficiente para eliminar as tensões trativas no revestimento, que podem permanecer, em certos casos, ainda bastante altas [88]. A combinação das tensões residuais de tração no revestimento e os concentradores de tensão presentes nas microtrincas faz com que haja uma queda na resistência à fadiga do material recoberto. Portanto, embora o revestimento de cromo duro seja usado para garantir uma boa performance quanto ao desgaste e a corrosão do substrato, propicia uma queda na resistência à fadiga do material, quando comparado ao mesmo sem recobrimento. Um estudo aprofundado desta questão, envolvendo duas durezas do aço ABNT 4340, será feito neste trabalho na terceira parte do capítulo 4.

Investigações mostraram que revestimentos com múltiplas camadas têm maior resistência à propagação de trincas do que aqueles com simples camadas. Bifurcação da ponta da trinca pelas diferentes propriedades das camadas e deflexão de sua trajetória, são os possíveis mecanismos atuantes [89]. Horsewell [90] intercalou camadas de cromo duro alternando camadas depositadas por corrente constante com camadas depositadas com corrente reversa. Como as camadas depositadas com corrente reversa estão livres de tensões residuais (mas apresentam menor resistência à corrosão), fez com que o revestimento total fosse mais resistente à propagação de trincas.

Para tentar minimizar o efeito das tensões trativas induzidas pela eletrodeposição de cromo, na vida em fadiga, Nascimento e colaboradores [91] propuseram uma camada intermediária de níquel químico entre o substrato (aço ABNT 4340 com 39HRC) e o revestimento de cromo¹¹. A Figura 2.35 mostra os resultados obtidos.

¹¹ A variação nas espessuras das camadas tanto do níquel, como do cromo, certamente modificariam os resultados encontrados por Nascimento [91].



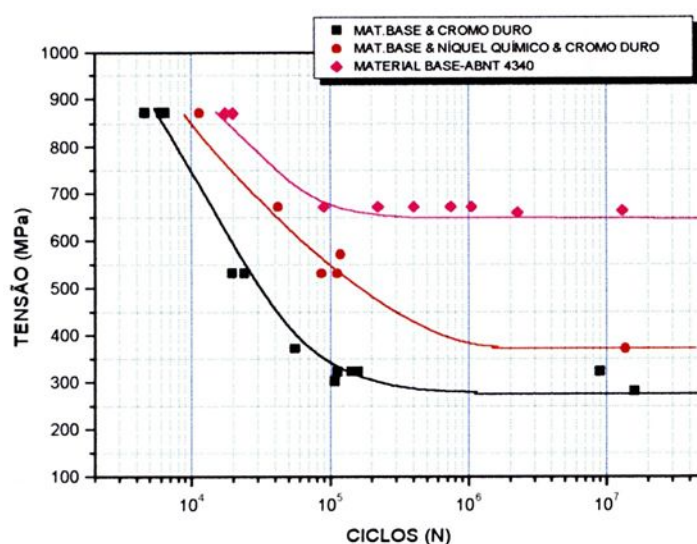


FIGURA 2.35 - Curvas σ/N comparativas entre o material base (aço ABNT 4340); material base revestido com cromo duro, sobre níquel químico; e material base revestido somente com cromo duro ([91] c/ modificações na forma).

Pode-se observar na Figura 2.35 que a introdução da intercamada de níquel químico faz com que a queda da resistência à fadiga no aço ABNT 4340 com eletrodeposição de cromo seja menor. Este comportamento foi atribuído basicamente à maior tenacidade/ductibilidade e às tensões residuais compressivas, contidas no revestimento de níquel químico, que possivelmente promoveram o retardamento na propagação das microtrincas existentes no revestimento de cromo [91].

Uma alternativa ao revestimento de cromo - devido aos sérios problemas ambientais causados [92] - é a utilização do carbeto de tungstênio aplicado pelo sistema HVOF [93]. A Figura 2.36 mostra o resultado em fadiga obtido por [94].

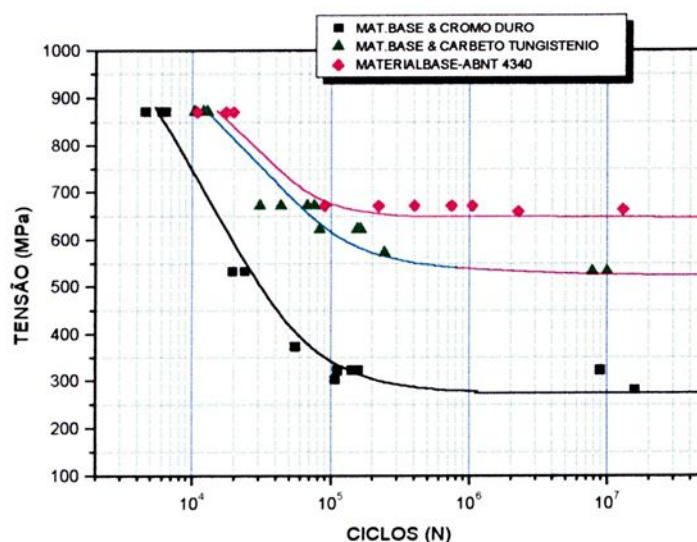


FIGURA 2.36 - Curvas σ/N comparativas entre o material base (aço ABNT 4340); material base revestido com carbeto tungstênio; e material base revestido somente com cromo duro ([94] c/ modificações na forma).

Souza [94] produziu um recobrimento de 100 μ m de carbeto de tungstênio pelo sistema HVOF sobre o aço ABNT 4340 nas mesmas condições elaborados por Nascimento [91]. Pode-se observar na Figura 2.36, que também com o carbeto, houve uma queda na resistência à fadiga do aço ABNT 4340, mas esta foi menor do que a ocorrida com a eletrodeposição de cromo. Este comportamento pode ser atribuído ao processo utilizado. O processo HVOF produz tensões residuais compressivas dentro do substrato, devido à deformação mecânica ocorrida na superfície durante o impacto das partículas [95]. Portanto, a introdução de tensões compressivas, antes ou durante os recobrimentos, pode fazer com que as boas performances destes, com relação ao desgaste e corrosão, se juntem a uma melhor resistência à fadiga.

2.2 Tensões residuais

2.2.1 Considerações iniciais

Tensões residuais são tensões auto equilibradas que existem em um corpo sob condições uniformes de temperatura e sem que nele sejam aplicadas forças externas (incluindo as forças de campo como o peso próprio). Como as tensões residuais ou tensões internas são auto equilibradas, o momento resultante e a força resultante produzidos por elas, necessariamente, serão zero. As tensões residuais serão produzidas se regiões do material forem deformadas elasticamente ou plasticamente de tal forma que as incompatibilidades de deformações causadas passem a ser permanentes. Os materiais, amostras ou peças que contenham tensões residuais, não possuem nenhuma diferença ou indicação externa de sua existência; no entanto, sua presença pode alterar significativamente o comportamento físico e mecânico destes. Se uma estrutura receber um carregamento externo, a real tensão do componente será a composição das tensões causadas pelos esforços externos e pelas tensões residuais pré-existentes. Conseqüentemente, a análise das tensões residuais possui um papel importante no estudo da integridade estrutural. De uma maneira geral, as tensões residuais são classificadas em três categorias [96]:

Tipo 1: são chamadas de macroscópicas e são praticamente homogêneas durante grandes áreas, estendendo-se, portanto, no mínimo por diversos grãos do material. As tensões do tipo 1 encontram-se em equilíbrio dentro de todo o corpo (Figura 2.37).

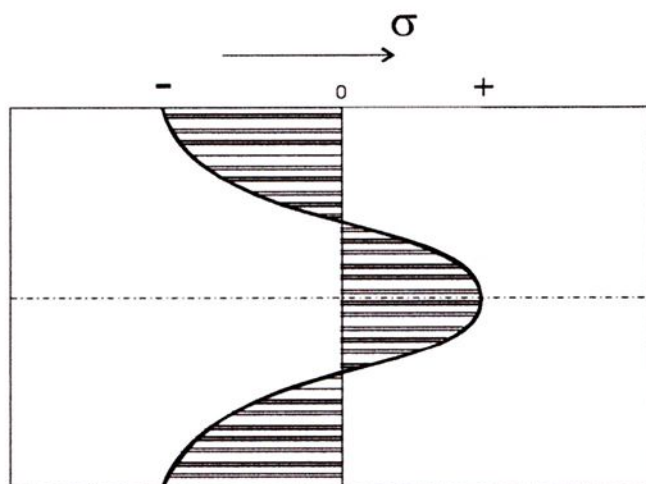


FIGURA 2.37 - Equilíbrio de tensões residuais do tipo 1 ao longo de uma amostra [97].

As fontes principais de tensões do tipo 1 são [98]:

- a) Carregamento elasto-plástico: ex.: flexão, torção, etc;
- b) Usinagem: ex.: retificação, torneamento, etc;
- c) Junções: ex.: solda;
- d) Conformação mecânica: ex.: forjamento, laminação, etc;
- e) Tratamentos térmicos: ex.: têmpera, nitretação, etc;
- f) Revestimentos: ex.: recobrimentos, galvanização, etc;
- g) Shot peening.

Tipo 2: são chamadas de microestruturais ou simplesmente tensões internas. Estão presentes em um grão ou em uma parte deste. Podem ocorrer em interfaces de fases, entre partículas precipitadas ou agregadas e a matriz. O equilíbrio das tensões do tipo 2 dá-se através de alguns grãos (Figura 2.38). As tensões residuais microscópicas, do tipo 2, são devidas a heterogeneidade e a anisotropia de cada cristal ou grão em um material policristalino [98].

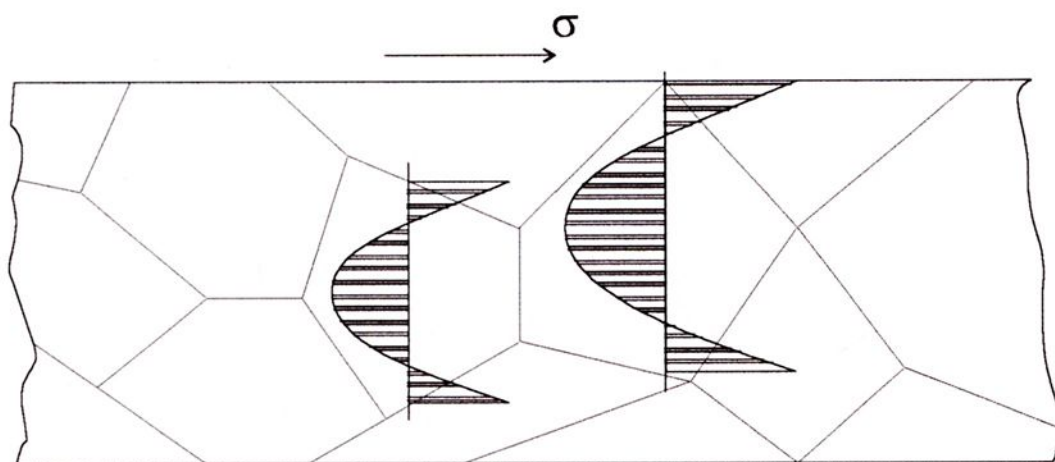


FIGURA 2.38 - Equilíbrio de tensões residuais do tipo 2 ao longo de um ou mais grãos [97].

Tipo-3: São chamadas de microlocalizadas. São distribuídas por volumes sub microscópicos em distâncias interatômicas dentro de um grão e se equilibram, portanto, em pequenas partes destes. As tensões residuais do tipo 3 são causadas pela ação de todos os tipos de defeitos cristalinos: discordâncias, inclusões, contornos de grão, etc [98].

Usualmente, a superposição dos três tipos de tensões residuais determina o estado de tensão residual atuando em um ponto particular do material (Figura 2.39). Para o estudo do comportamento microestrutural ou microlocalizado, as tensões residuais dos tipos 2 e 3 são as que deverão ser consideradas através das propriedades mecânicas ali medidas. Para o estudo macroscópico, que ocorre nos projetos mecânico e estrutural, as tensões do tipo 1, as quais somente são determinadas através de suas medições, precisam ser levadas em consideração. A maioria dos processos de fabricação causa tensões residuais e, freqüentemente, estas tensões atuam em detrimento à resistência do material [99]. Existem vários casos documentados em que tensões residuais foram os fatores predominantes nas causas de falhas de componentes mecânicos [47].

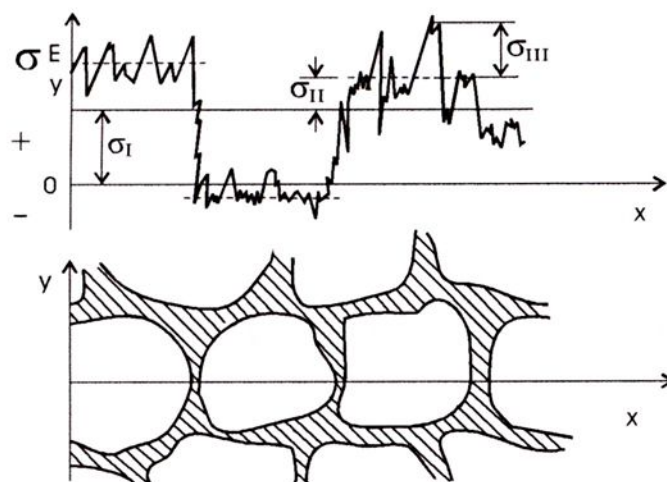


FIGURA 2.39 - Comparação dos diferentes tipos de tensão residual na microestrutura [100].

2.2.2 Medida de tensões residuais

2.2.2.1 Generalidades

Existem diversas técnicas para medição de tensões residuais. Estas são inicialmente subdivididas em destrutivas, semidestrutivas e não destrutivas. Os primeiros dois tipos se baseiam na destruição do estado de equilíbrio das tensões residuais no ponto ou região de medição, provocando ali uma relaxação de tensões. Normalmente, as variações de deformação causadas por esta relaxação são medidas e combinadas com modelos matemáticos baseados na teoria da elasticidade. Estes métodos medem tensões residuais tipo 1. Os métodos não destrutivos são baseados em relações entre variações de parâmetros físicos ou cristalográficos do material com as tensões que provocam estas variações. Estes métodos medem, de forma combinada e sem conseguir distinguir, as tensões residuais dos tipos 1, 2 e 3. A Tabela 2.2 compara os principais métodos de medição das tensões residuais. Além dos

parâmetros mostrados nesta tabela, outras questões devem ser consideradas para a adequada escolha do método a ser usado:

- a) Natureza do material: estrutura cristalográfica, composição química, etc;
- b) Gradiente de tensões;
- c) Geometria da região de medição: tamanho e formato da peça, etc;
- d) Local da medição.

TABELA 2.2 - Comparação dos principais métodos para a medição das tensões residuais

Método	Profundidade mínima da análise	Tipo da tensão residual medida	Característica do método	Custo equipamento	Referências
Mecânico (remoção de camadas)	1 mm	Tipo 1	Destrutivo	Baixo	[99,101,102]
Método do furo cego	20µm	Tipo 1	Semi destrutivo	Baixo	[99,103-105]
Difração de raios-X	Alguns microns	Tipos 1 e 2	Não destrutivo (superfície) Destrutivo (abaixo da superfície)	Alto	[99,100,103, 106,107]
Difração de neutrons	1 mm	Tipos 1 e 2	Não destrutivo	Muito alto	[99,108]
Ultrassônico	15µm	Tipos 1, 2 e 3	Não destrutivo	Alto	[99,109,110]
Método magnético	0,1 mm	Tipos 1, 2 e 3	Não destrutivo	Baixo	[99,110,111]

As duas técnicas mais difundidas nos trabalhos atuais são a de difração de raios-X e a do furo cego (ASTM E837 [112]). Um bom trabalho, comparando as duas técnicas para a medição de tensões residuais em materiais aeronáuticos devido à usinagem e tratamentos superficiais, pode ser encontrado na referência [103]. No trabalho proposto aqui, será utilizado o método de difração de raios-X, utilizando-se o equipamento Raystress apresentado na referência [107] e com comprovada eficácia em vários trabalhos recentes [113- 115]. A seguir será apresentado resumidamente o método da tensometria por difração de raios-X.

2.2.2.2 Método da tensometria por difração de raios-X [100,116]

Em princípio, o método de difração de raios-X envolve a medida das variações homogêneas das distâncias interplanares do reticulado em materiais cristalinos. Se d_0 e d_1 são, respectivamente, as distâncias interplanares da rede cristalina do material sem e com a influencia de tensões (Figura 2.40), a deformação na rede, ε , pode ser escrita como:

$$\varepsilon = \frac{d_1 - d_0}{d_0} = \frac{\Delta d}{d_0} \quad (2.10)$$

onde Δd é a variação da distância interplanar. Se um feixe paralelo de raios-X de comprimento de onda λ , incide na superfície de um material policristalino, segundo um determinado ângulo θ , este feixe é refratado sob o mesmo ângulo, desde que seja satisfeita a relação de Bragg:

$$\lambda = 2d_0 \sin \theta_0, \quad (2.11)$$

Com a variação das distâncias interplanares, existe também uma variação no ângulo de difração $\Delta\theta = \theta - \theta_0$. Fazendo a diferenciação da lei de Bragg obtém-se uma relação entre a deformação ε e o ângulo θ_0 :

$$\varepsilon = \frac{\Delta d}{d_0} = -\cot(\theta_0) \Delta\theta \quad (2.12)$$

As medidas por técnicas de difração por raios-X são geralmente efetuadas diretamente em termos de posição angular 2θ . Mudando-se a equação 2.12 para 2θ e transformando-a para graus tem-se:

$$\varepsilon = -\frac{\cot\theta_0}{2} \cdot \frac{\pi}{180} \cdot \Delta 2\theta \quad (2.13)$$

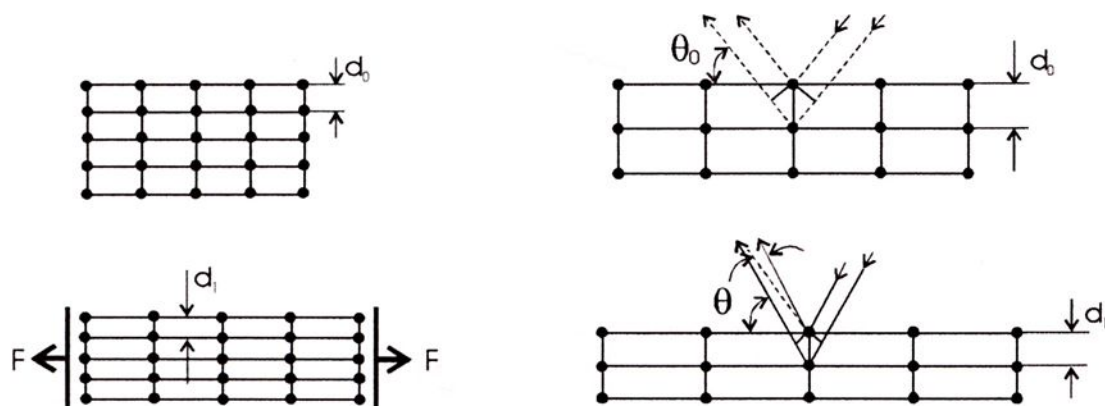


FIGURA 2.40 - Princípio da medida de difração por raios-X [116].

Para a análise teórica da deformação da rede, em relação às tensões aplicadas, é utilizada a teoria clássica da elasticidade. Na superfície do espécimen tensionado onde σ_3 é zero, existe somente a presença das tensões σ_1 e σ_2 . Entretanto, devido a existência da contração lateral, haverá sempre três componentes de deformação relacionadas através do coeficiente de

poisson. As deformações principais ε_1 , ε_2 e ε_3 são relacionadas através da expressão 2.14 e a situação geral das tensões e deformações pode ser visualizada na Figura 2.41.

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \varepsilon_1\alpha_1^2 + \varepsilon_2\alpha_2^2 + \varepsilon_3\alpha_3^2 \quad (2.14)$$

Onde: $\alpha_1 = \cos\phi\sin\psi$;

$\alpha_2 = \sin\phi\sin\psi$ e

$\alpha_3 = \cos\psi$ são os cossenos diretores de $\varepsilon_{\phi\psi}$ em relação aos eixos principais.

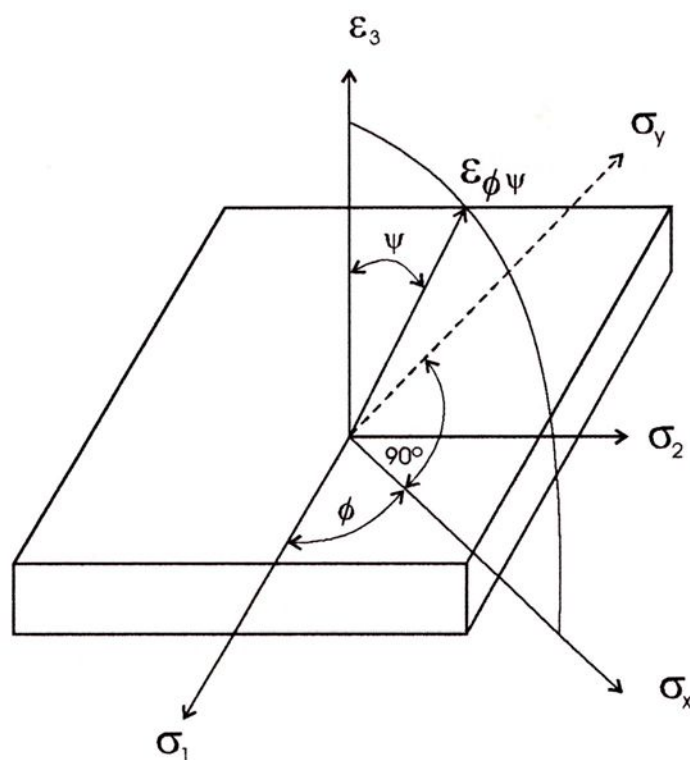


FIGURA 2.41 - Representação esquemática das tensões e deformações indicando a rotação angular usada na análise de difração por raios-X [116].

Pela forma generalizada da lei de Hooke, a expressão 2.14 pode ser rescrita:

$$\varepsilon_{\phi\phi} = \frac{1+\nu}{E} (\sigma_1 \alpha_1^2 + \sigma_2 \alpha_2^2) - \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2). \quad (2.15)$$

Para $\psi = 90^\circ$, a componente da tensão na superfície σ_ϕ é dado por:

$$\sigma_\phi = \sigma_1 \cos^2 \phi + \sigma_2 \sin^2 \phi \quad (2.16)$$

Substituindo 2.16 em 2.15 e introduzindo $S_2 = 2(1+\nu)/E$ e $S_1 = -\nu/E$, temos:

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1}{2} S_2 \sigma_\phi \sin^2 \psi + S_1 (\sigma_1 + \sigma_2). \quad (2.17)$$

Onde S_1 e S_2 são conhecidos como as constantes elásticas do raio-X. Diferenciando-se as equações 2.13 e 2.17 e igualando-se os resultados chega-se:

$$\frac{\partial \varepsilon_{\phi\psi}}{\partial \sin^2 \psi} = -\frac{\cot \theta_0}{2} \cdot \frac{\pi}{180} \cdot \frac{\partial (\Delta 2\theta)}{\partial \sin^2 \psi} = \frac{1}{2} S_2 \sigma_\phi \quad (2.18)$$

Isolando-se o σ_ϕ tem-se:

$$\sigma_\phi = -\frac{1}{2} \left[\frac{E}{1+\nu} \right] \cot(\theta_0) \left(\frac{\pi}{180} \right) \frac{\partial \Delta 2\theta}{\partial \sin^2 \psi} \quad (2.19)$$

Para o estado bi-axial de tensões, e assumido que o plano de tensões é paralelo à superfície da amostra, o valor da tensão residual é obtido diretamente pela tangente da reta $(\Delta 2\theta) \times \sin^2 \psi$ usando a equação 2.19 e considerando constantes E , ν e θ_0 .

2.2.3 Tensões residuais induzidas por shot peening

No item 2.1.4 foram discutidas as diversas variáveis que influenciam no tratamento do shot peening. Foi discutido também a capacidade deste em melhorar a resistência à fadiga dos materiais devido, principalmente, a introdução de tensões residuais compressivas nas camadas superficiais. Uma completa compreensão do mecanismo da criação das tensões residuais, devido ao processo de shot peening, tem sido desafiadora para os cientistas; uma vez que é um processo híbrido das áreas da estática e dinâmica, envolvendo conceitos de elasticidade e plasticidade [117]. Muitos autores têm procurado modelos analíticos, para o cálculo do CTRC, de acordo com a teoria elasto-plástica [35,118-120], mas estes modelos não conseguem, na maioria das vezes, interagir de forma abrangente os efeitos do regime do shot peening e as propriedades específicas do material com o CTRC formado [121]. Existem basicamente dois caminhos para o estudo do CTRC. O primeiro, é através do estudo mecânico, com tratamento que inclui, muitas vezes, análises com elementos finitos [122-124]. E o segundo, através de estudos experimentais [125-127].

Kobayashi e colaboradores [127], com o objetivo de entender o mecanismo da criação do CTRC devido ao shot peening, realizaram testes de compressão estática e impacto dinâmico usando uma bola de aço ($\phi 50\text{mm}$) sobre uma placa fina de aço ($200 \times 200 \times 75\text{mm}$). Para o teste de compressão estática, a tensão foi zero no centro da indentação e compressiva em suas vizinhanças. Surpreendentemente, os resultados mostraram tensões de tração desenvolvidas no centro da indentação no teste dinâmico. Nas vizinhanças do indentação, no entanto, tensões de compressão foram desenvolvidas. Com isso repetidos impactos foram feitos ao redor da primeira indentação criada. O aumento da densidade das indentações possibilitou o aparecimento de tensões de compressão em toda a superfície. Baseado neste experimento, ficou clara a importância de uma boa cobertura no processo de shot peening, uma vez que a

criação de tensões uniformes de compressão (objetivo do processo) depende da superposição das tensões residuais desenvolvidas pela seqüência do jateamento.

As características básicas¹² da parte compressiva do CTRC podem ser enumeradas como segue:

- a) A máxima tensão compressiva do CTRC encontra-se a uma certa distância abaixo da superfície;
- b) A profundidade em que a máxima tensão compressiva ocorre, aumenta com o aumento da intensidade do shot peening. Uma maior intensidade de shot peening pode ser conseguida com um maior diâmetro da esfera usada, com uma maior velocidade ou pressão do jateamento ou ainda com uma maior taxa de cobertura¹³;
- c) A tensão compressiva na superfície não é tão afetada pela energia cinética das esferas.

Aqui, a análise do CTRC desenvolvido, pelo processo de shot peening com uma cobertura de 200%, é feita de forma experimental, baseada nas observações feitas por [125] e [126]. Nestes trabalhos, tanto as características do regime de shot peening, como do material a ser tratado, são levadas em consideração. Li e colaboradores [126] consideraram que o CTRC fica caracterizado por três pontos característicos (Figura 2.42): $(0, \sigma_s)$, (Z_m, σ_{rm}) e $(Z_0, 0)$. Eles estudaram diversos materiais e condições de peening diferentes e demonstraram bons resultados, na determinação dos pontos característicos do CTRC, com as seguintes funções empíricas:

¹² Consenso de todos os autores estudados.

¹³ Ver item 2.1.4.10.



$$\sigma_s = 114 + 0,563\sigma_e \text{ (MPa)} \quad (2.20)$$

$$\sigma_{rm} = 147 + 0,567\sigma_U \text{ (MPa)} \quad (2.21)$$

$$Z_0 = (1,41Dd - 0,09D)K_n \text{ (}\mu\text{m)} \quad (2.22)$$

$$Z_m = 0,28Z_0 \quad (2.23)$$

Onde: σ_s é a tensão residual compressiva na superfície;

σ_{rm} é o máximo valor da tensão residual abaixo da superfície;

Z_0 corresponde a largura do CTRC;

Z_m é a profundidade onde σ_{rm} ocorre;

Dd é o diâmetro médio dos dentes formados pelo peening;

D é a média dos diâmetros das esferas usadas e

K_n é um parâmetro de recobrimento dado pela Tabela 2.3.

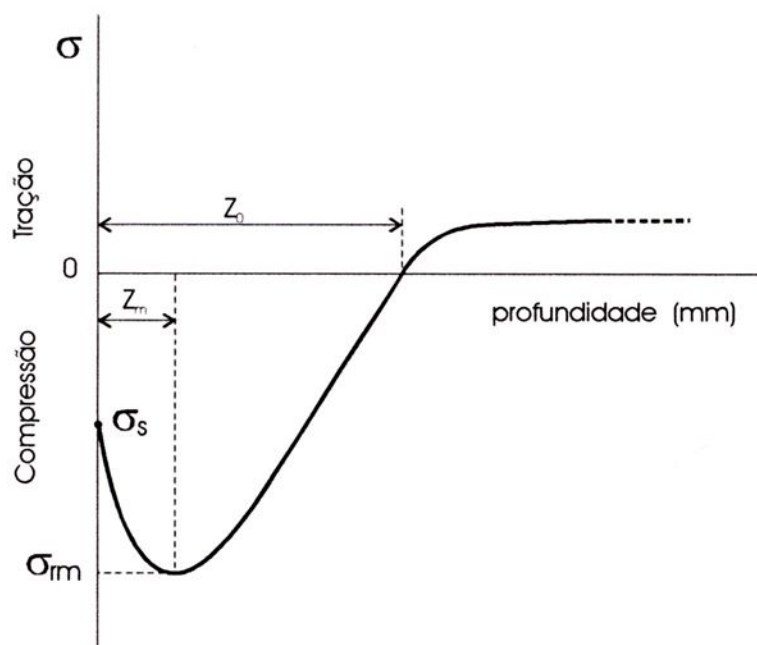


FIGURA 2.42 – Diagrama esquemático para a definição dos valores característicos do CTRC.

TABELA 2.3 – Influência na taxa de recobrimento na largura do CTRC ([126] com simplificações)

Cobertura x 100%	1	2	3	6
K_n	1	1,08	1,14	1,22

Analizando as equações (2.20) e (2.21), pode-se notar que tanto as tensões na superfície como a máxima tensão compressiva dependem - segundo os autores - unicamente do material que recebe o tratamento de shot peening, não importando a intensidade do jateamento utilizado. Para a largura do CTRC (Z_0) e a profundidade onde a máxima tensão compressiva surge (Z_m), as características do shot peening são consideradas (equações 2.22 e 2.23).

DeLitizia [128] mostra em seu trabalho que a interpolação dos pontos experimentais do CTRC deve ser feita por um ajuste com polinômio de 3º grau. Neste trabalho foram testados intensidades de peening de 5C a 14C, produzidos por seis tamanhos de esferas projetadas sobre o aço SAE 5160 com dureza entre 44 e 50HRc. DeLitizia comparou apenas o ajuste de terceiro grau com o de segundo grau. Apesar de sua simplicidade, esse trabalho mantém-se como referência para muitos outros, a exemplo de Wang [125] e Li [126].

2.2.4 Relaxação do CTRC

No item anterior mostrou-se, de forma resumida, uma relação entre as características do processo de shot peening e do material envolvido com a forma do CTRC criado. No item 2.1.4.10, relatou-se algumas das pesquisas que relacionavam o CTRC com o ganho em fadiga. No entanto, em todos esses trabalhos, pouco se falou na possibilidade de relaxamento ou modificação do CTRC durante o processo de fadiga.

A relaxação das tensões residuais pode ocorrer por uma interação complexa de um grande número de fatores. Ela depende não somente do

estado da tensão residual presente, mas também das características das condições de carregamento, da geometria e do meio em que se encontra o material [129].

A relaxação das tensões por tratamento térmico, carregamento uniaxial ou cíclico é devida essencialmente à movimentação (aniquilação e rearranjo) de discordâncias. Esta converte as deformações elásticas relacionadas com as tensões residuais em micro deformações plásticas. O início da relaxação da tensão residual é dependente da resistência do material (R_m) para o início da deformação plástica. No caso da deformação uniaxial $R_m = \sigma_e$ (tensão de escoamento) e para carregamento cíclico, $R_m = \sigma_{ec}$ (tensão de escoamento cíclico) [129]. Em princípio, a relaxação da tensão residual ocorre quando a superposição linear da tensão aplicada e a tensão residual aproxima-se da resistência R_m assumindo o estado uniaxial de tensão. Vários trabalhos têm procurado quantificar o relaxamento das tensões durante o carregamento cíclico. Estudos mostraram a existência do relaxamento das tensões residuais, oriundas do shot peening, ocorridas em temperaturas elevadas [130-132]. Bomas e colaboradores [133] mostraram que a evolução do relaxamento das tensões está relacionado com a história do carregamento aplicado para um aço de médio carbono em temperaturas de 450°C e 730°C.

Özmir e colaboradores [134] mostraram que a relaxação existente das tensões residuais em orifícios devido ao carregamento cíclico, é relacionado ao aparecimento de pequenas trincas por fadiga.

Zeller [135] estudou aços austeníticos submetidos ao tratamento de shot peening. Mostrou que, para dureza maior que 400HV, o aumento do limite de fadiga é principalmente atribuído ao endurecimento por deformação, uma vez que foi observada uma completa relaxação da tensão compressiva na superfície, já nos primeiros ciclos de fadiga.

James [136] mostrou a existência da relaxação das tensões residuais causadas por usinagem, laminação e jato de areia – usado para limpeza de



peças – durante o carregamento cíclico com níveis de tensões aplicadas abaixo da tensão de escoamento para a liga Al 2219-T851.

Hammond e colaboradores [137] estudaram o comportamento em fadiga da liga de Alumínio 7075 e do aço de médio carbono 080M40. O processo do shot peening aumentou consideravelmente a resistência à fadiga dos dois materiais, mas um forte relaxamento de tensões foi verificado no aço devido ao carregamento cíclico. Para minimizar este efeito e garantir os bons resultados em fadiga, foi proposto um novo tratamento de shot peening com 25%, 50% e 75% de N_f .

Bignonnet [138] mostra que o processo de shot peening para o aço 35NCD16, dependendo do tipo de carregamento cíclico aplicado, aumenta o limite de fadiga de 10 a 20%. Foram estudados diversos tipos de carregamento cíclico. Em todos eles, foi observado um relaxamento das tensões proporcionais ao número de ciclos e a intensidade do carregamento aplicado. O CTRC foi mantido com a mesma largura durante à fadiga, mas a intensidade das tensões chega a diminuir consideravelmente.

Dentro da mesma linha de resultados obtidos por Zeller [135] e Bignonnet [138], Kodama [139] mostrou que as tensões residuais induzidas por shot peening relaxam proporcionalmente ao número de ciclos. Neste trabalho, o autor observou um grande relaxamento já no primeiro ciclo de fadiga e uma pequena diminuição da tensão residual na superfície nos ciclos seguintes para um aço carbono recozido.

É curioso notar que tantos trabalhos relacionem a vida em fadiga com o CTRC original (item 2.1.4.10) e outros tantos se preocupem em modelos sofisticados para a modelagem do CTRC (item 2.2.2), sem levar em consideração, a possibilidade deste alterar-se durante o carregamento cíclico.

Neste trabalho é feito no capítulo 4 um estudo do relaxamento do CTRC no aço ABNT 4340. Os resultados encontrados mostraram ser determinantes no comportamento em fadiga do material.



CAPÍTULO 3 - MATERIAL E MÉTODOS

3.1 Material

3.1.1 Utilização

O material utilizado neste trabalho foi o aço de uso aeronáutico ABNT 4340 de baixa liga. Este aço combina bom endurecimento com alta ductilidade e tenacidade. Além disso, possui boa resistência à fadiga e fluência [140]. Devido a estas características, o aço ABNT 4340 é geralmente usado onde existem severas condições de serviço. O aço ABNT 4340 é o principal material usado juntamente com as ligas de alumínio nos trens de pouso dos aviões da Embraer. Na Figura 3.1 é possível distinguir de forma esquemática as principais partes do trem de pouso onde o aço ABNT 4340 está presente.

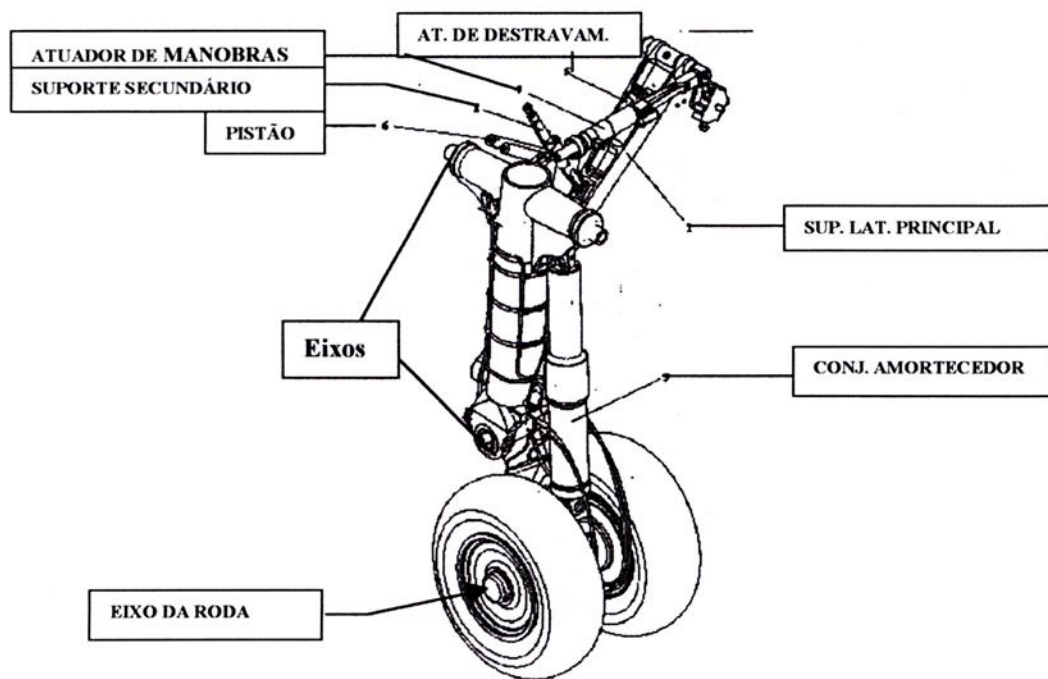


FIGURA 3.1 - Componentes do trem de pouso [141].

Na maioria das partes do trem de pouso onde o aço ABNT 4340 é usado, este possui uma dureza aproximada de 53HRc. Portanto, praticamente todo o estudo referente a este trabalho, concentrar-se-á neste valor de dureza. No entanto, para os pinos e parafuso usados nos trens de pouso, o aço ABNT 4340 é usado com dureza de 39HRc. Em um segundo momento deste trabalho (itens 4.4 e 4.5), curvas de fadiga na dureza de 39HRc, obtidas por outros pesquisadores [141,142], serão usadas para efeito de comparação com os dados obtidos aqui para a dureza de 53HRc. Entretanto, devido às discussões geradas no item 4.3 com a dureza de 53HRc, foi necessária a realização de alguns ensaios adicionais de fadiga para a dureza de 39HRc.

3.1.2 Composição química

O aço ABNT 4340 foi fornecido pela Eletrometal S.A. A análise química, elaborada junto ao Laboratório Químico da EDE/Embraer confirma que o material se encontra dentro das especificações para uso aeronáutico. Os resultados estão mostrados na Tabela 3.1.

TABELA 3.1 – Composição química do aço ABNT 4340

Composição %	C	S	Mn	Cr	Ni	Mo	Si	P
Especificado	0,38-0,43	0,025 máx	0,65-0,85	0,70-0,90	1,65-2,00	0,20-0,30	0,20-0,35	0,025 máx
Encontrado	0,41	< 0,01	0,73	0,80	1,74	0,25	0,25	<0,01

3.2 Métodos

3.2.1 Tratamentos térmicos realizados

O material como fornecido apresentou-se com uma dureza entre 18 e 20HRc. Com a finalidade de se obter a resistência mecânica desejada, foram feitos tratamentos de têmpera e revenimento(s) [143]. O tratamento térmico de

têmpera foi realizado em forno de atmosfera controlada durante 45 minutos a uma temperatura de aproximadamente 815°C . Em seguida, o aço foi resfriado em óleo a uma temperatura em torno de 20°C . Para a obtenção da dureza de 53HRC, realizou-se após a têmpera, um duplo revenimento a 230°C durante 2 horas com posterior resfriamento em ar (Figura. 3.2). Para a dureza de 39HRC foi feito, após a têmpera, um único revenimento a 520°C , também durante 2 horas e com posterior resfriamento em ar (Figura 3.3). Nos dois casos, o tratamento térmico resultou em uma estrutura martensítica (Figura 3.4).

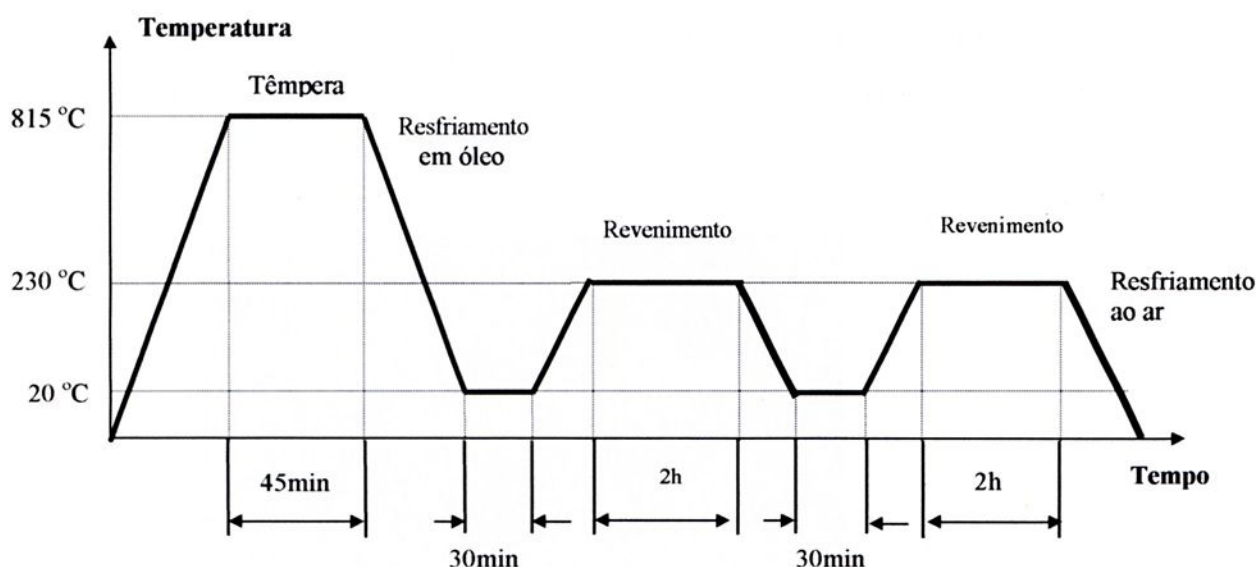


FIGURA 3.2 - Representação esquemática dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento para a obtenção da dureza de 53HRC.

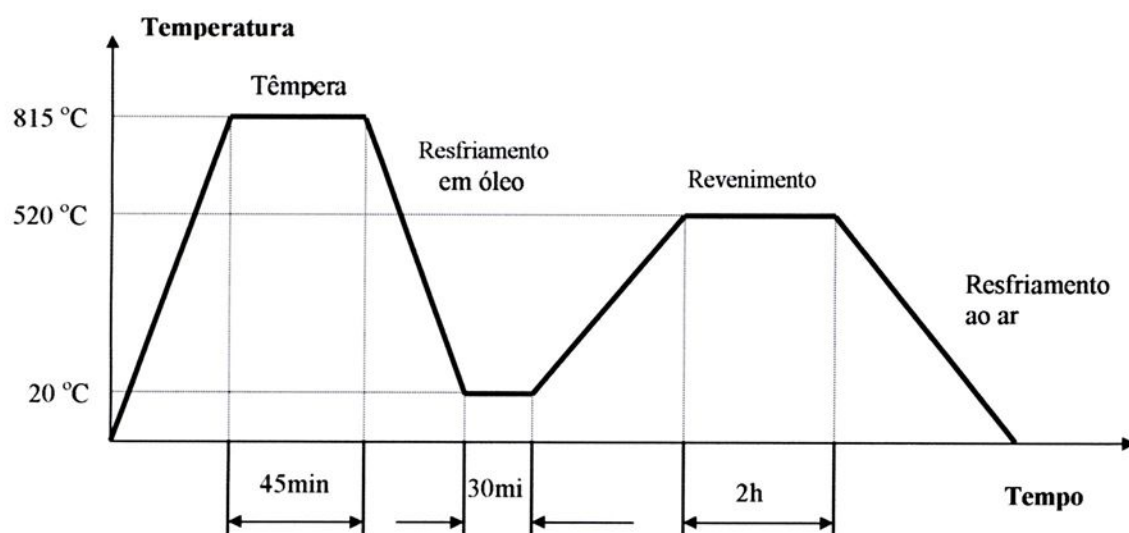


FIGURA 3.3 - Representação esquemática dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento para obtenção da dureza de 39HRc.



FIGURA 3.4 - Estrutura martensítica revenida do aço ABNT 4340 com dureza de 53HRc (250x).

3.2.2 Ensaios de tração

Os corpos de prova de tração foram produzidos de acordo com a norma ASTM E-8 [144] nas dimensões apresentada na Figura 3.5. Um conjunto de 3 ensaios à temperatura ambiente foi realizado na FEG/UNESP, utilizando-se de equipamento universal modelo Otto Volpert com velocidade de 1mm/min.

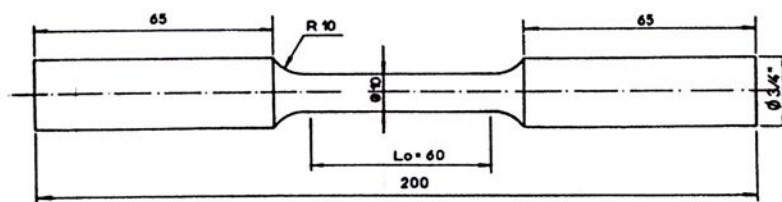


FIGURA 3.5 - Dimensões do corpo de prova para ensaio de tração.

3.2.3 Ensaios de fadiga

Foram usinados 175 corpos de prova, cuja utilização está discriminada na Tabela 3.2. As barras, das quais foi retirado o material para usinagem dos corpos de prova para os ensaios de fadiga, tinham um comprimento entre 3,70 e 4,00m e diâmetro de 15,8mm. O acabamento final, segundo padrão utilizado pela Embraer, foi feito com papel abrasivo de granulometria 600.

FACULDADE DE ENGENHARIA
DE GUARATINGUETÁ

BIBLIOTECA

00487

TABELA 3.2 – Distribuição dos CDPs para ensaios de fadiga e medida de tensões residuais

Nº de CDPs	Utilização
40	Utilizados para o estudo em fadiga e tensões de usinagem na condição pós tratamentos térmicos na dureza de 53HRc.
90	Utilizados para o estudo em fadiga com cinco intensidades diferentes de shot peening e medição das tensões residuais induzidas no processo para a condição de dureza de 53HRc.
30	Utilizados para o estudo em fadiga com recobrimento de cromo com/sem shot peening e tensões residuais induzidas no processo para a condição de dureza de 53HRc.
15	Utilizados para o estudo em fadiga com shot peening e tensões residuais induzidas no processo para a condição de dureza de 39HRc com/sem recobrimento de cromo.
175	TOTAL

Todos os corpos de prova foram preparados em duas etapas no laboratório da EDE/Embraer. A primeira, consistiu em cortá-los com comprimento de 160mm e desbastá-los até 13mm de diâmetro. Após esta etapa, foram feitos os tratamentos térmicos descritos no item 3.2.1. Então, já com as durezas estabelecidas, foi feita uma nova usinagem em tornos CNC nas dimensões estabelecidas pelo fabricante da máquina de fadiga utilizada (Figura 3.6). O motivo da usinagem final ter sido feita após os tratamentos térmicos, foi evitar possíveis empenamentos dos corpos de prova causados pelas variações de temperatura presentes na têmpera.

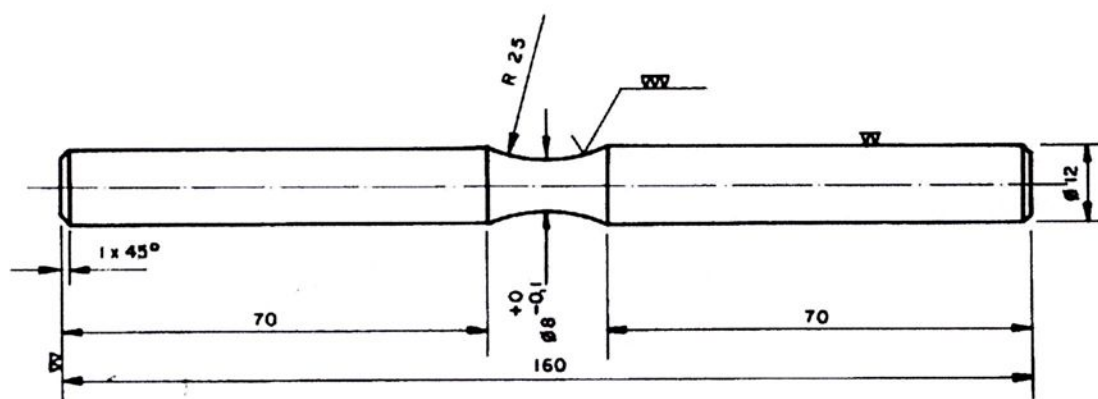


FIGURA 3.6 - Dimensões do corpo de prova para o ensaio de fadiga em flexão rotativa.

A forma e dimensões dos CDPs, mostrados na Figura 3.6, para ensaios de flexão rotativa, estão de acordo com os critérios estabelecidos pelo fabricante do equipamento modelo UBM 520/86/9 – Veb verkstoffprufmaschinen leipzig, mostrado na Figura 3.7.



FIGURA 3.7 - Máquina de fadiga por flexão rotativa (Foto cedida por Nascimento [141]).

O ensaio de flexão rotativa utilizado neste trabalho simula de forma mais adequada os esforços submetidos pelo eixo da roda do trem de pouso, que corresponde ao ponto mais crítico produzido com o aço ABNT 4340. Os ensaios em flexão rotativa ($R=-1$) foram feitos a 3000rpm, à temperatura ambiente e com corpos de prova em balanço (Figura 3.8). Para a determinação das tensões aplicadas nos CDPs, foram feitas as seguintes considerações:

a) Momento de flexão (M_f):

$$M_f = (P - I) \cdot \ell \quad [\text{Ncm}] \quad (3.1)$$

Onde: $I = 14,6$ (limite de erro da máquina de fadiga) e
 $\ell = 10\text{cm}$ (característica da máquina de fadiga)

b) Tensão de flexão máxima (σ_{fm}):

$$\sigma_{fm} = \frac{M_f \cdot 64}{\pi d^4} \cdot \frac{d}{2} = \frac{M_f \cdot 32}{\pi d^3} = 101,86 \cdot \frac{P - I}{d^3} \quad [\text{N/cm}^2]$$

Logo,

$$P = \frac{\sigma_{fm} \cdot d^3}{101,86} + I \quad [\text{N}] \quad (3.2)$$

Onde: P é a carga a ser ajustada na máquina;

σ_{fm} é a tensão máxima gerada pela carga P no pescoço do corpo de prova;

$D = 0,80\text{cm}$ (correspondente ao diâmetro do pescoço do corpo de prova conforme Figura 3.6).

c) Substituindo-se os valores na equação 3.2 tem-se o valor do carregamento a ser ajustado (P):

$$P = \frac{\sigma_{fm} \cdot (0,8)^3}{101,86} + 14,60$$

$$P = 0,005 \cdot \sigma_{fm} + 14,60 \quad [N] \quad (3.3)$$

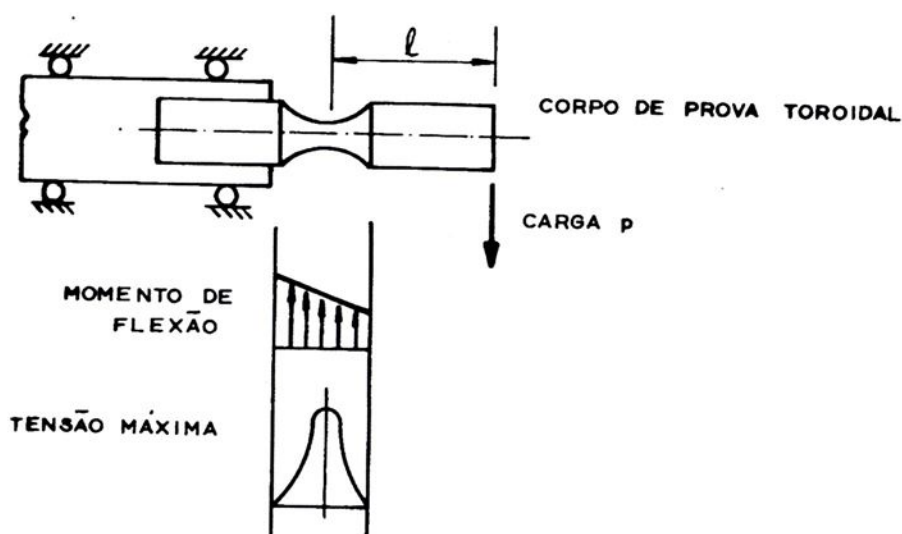


FIGURA 3.8 - Forma de carregamento do corpo de prova de fadiga por flexão rotativa.

A partir dos ajustes das cargas aplicadas na máquina de fadiga, levantou-se as curvas de Wöhler ($\sigma_{m\acute{a}x} \times N$) para todas as situações necessárias. Adotou-se também a tensão correspondente ao número de 10^7 ciclos como sendo o limite de resistência à fadiga do material para cada condição estudada ¹⁴.

¹⁴ ver item 2.1.2

3.2.4 Shot peening

Para estudar a influência do processo de shot peening na resistência à fadiga do aço ABNT 4340, realizou-se um programa de ensaios com cinco diferentes intensidades de shot peening, de acordo com norma MIL-S-13165C [32].

Foram utilizadas esferas de aço tipo S230 (0,7mm) com cobertura de 200%¹⁵. A Tabela 3.3 mostra as outras características dos ensaios que resultaram nas intensidades de peening de 0,0027, 0,0063, 0,0083, 0,0101 e 0,0141A¹⁶. Pode se observar na Tabela 3.3 que a variação das intensidades de peening deu-se exclusivamente pela variação da pressão aplicada. Os outros parâmetros envolvidos permaneceram constantes. A escolha destas intensidades de shot peening deu-se por ser a faixa de valores usada pela Embraer e cujo objetivo é apurar, para o aço ABNT 4340 na dureza 53HRc, a intensidade que propicie melhor ganho de vida em fadiga para os projetos dos trens de pouso de suas aeronaves, especialmente nas peças com revestimento de cromo. Foram utilizados 18 corpos de prova para cada condição de Almen na primeira parte do trabalho (item 4.1) – em que se trabalhou exclusivamente na dureza de 53HRc - na determinação das curvas de Wöhler e na medição das tensões residuais induzidas no processo. Na segunda e na terceira parte do trabalho (itens 4.2 e 4.3), a fim de analisar a influência da dureza e a utilização do shot peening no processo de cromagem, foram utilizados mais 15 corpos de prova na dureza de 39HRc. As condições foram as mesmas da dureza de 53HRc para a intensidade de 0,008A. O tratamento do shot peening foi feito ao longo de todo o corpo de prova com o objetivo de evitar uma possível fratura fora do pescoço durante os ensaios de fadiga.

¹⁵ Ver item 2.1.4.5

¹⁶ Ver item 2.1.4.4



TABELA 3.3 - Condições de aplicação do shot peening

Intensidade Almen (A)	Pressão (Psi)	Vazão kg/min	Distância (mm)	Rotação (rpm)	Avanço (mm/min)	Nº de passes
0,0027	8	3	200	30	250	8
0,0063	13	3	200	30	250	8
0,0083	18	3	200	30	250	8
0,0101	25	3	200	30	250	8
0,0141	45	3	200	30	250	8

O aspecto da superfície do material, após a aplicação do shot peening, pode ser visto na Figura 3.9.



FIGURA 3.9 - Superfície submetida a shot peening com 0,018A (50x).

3.2.5 Eletrodeposição de cromo

Para que haja uma boa aderência e cobertura do revestimento, a superfície do material base deve estar completamente livre de óxidos ou gorduras, pois estas inibem a eletrodeposição [145,146]. Para que isto ocorra, primeiramente foi feito um aquecimento de $122^{\circ}\text{C} \pm 4^{\circ}\text{C}$, propiciando uma limpeza desengraxante a vapor, por 2 a 5 min, para a remoção de possíveis impurezas orgânicas. Após esta primeira etapa, o material base a ser tratado recebeu uma camada de glicerina para não aderir à cera de mascaramento usada nas partes que não deveriam ser cromadas. Após o mascaramento, novo

desengraxante alcalino foi usado para remoção de impurezas causadas pela máscara protetora. Depois, foi feita uma limpeza abrasiva manual com pedra pomes (shot brite) para remoção de possíveis óxidos formados. O material foi lavado e levado ao banho de cromo. Antes do início da eletrodeposição, no entanto, foi feita dentro do próprio banho uma limpeza anódica para a remoção de ainda possíveis óxidos remanescentes, por aproximadamente 2 minutos. O processo de eletrodeposição de cromo propriamente dito teve então o início. Este foi realizado em uma solução contendo 250g/L de ácido crômico (CrO_3) e 2,7g/L de ácido sulfúrico (H_2SO_4), com densidade de corrente de 55A/dm^2 , na temperatura de 55°C a 60°C e com uma velocidade de deposição de 50 a $80\mu\text{m/h}$. A espessura de cromo utilizada sobre o aço foi de aproximadamente $100\mu\text{m}$ [147]. Após a eletrodeposição, foi feita nova lavagem para remoção do mascaramento e resíduos das soluções do processamento e em seguida realizou-se a secagem. Terminado o processo, foi feita a desidrogenação. Para tal, o aço ABNT 4340 é aquecido a 190°C durante 23h para a dureza de 53HRC e aproximadamente 8h para a dureza de 39HRC. O corpo de prova passa finalmente por um processo de retificação para a melhoria da rugosidade e circularidade. Na Figura 3.10 é possível observar o laboratório onde todo o processo descrito ocorreu.



FIGURA 3.10 – Visão geral do laboratório utilizado para a eletrodeposição (EDE/Embraer)

3.2.6 Medição de tensões residuais [97,106,107,113]

O equipamento Síntese (Figura 3.11) utilizado neste trabalho é um medidor portátil de tensões mecânicas por raios-X. Foi desenvolvido para trabalhar com o método de dupla exposição para determinação das tensões. As duas linhas de difração são registradas em filme. Sua unidade de controle permite monitoramento e ajuste do nível de potência de alimentação do tubo de raios-X. O tubo utiliza dois anodos de cromo ($\lambda_{CrK\alpha}=2,29092\text{\AA}$) para a produção dos feixes de radiação monocromática. A profundidade de penetração efetiva da radiação no Fe é de aproximadamente $5\mu\text{m}$. Os feixes difratados pelos planos cristalográficos $\{211\}$ do ferro formam cones que interceptam o filme segundo linhas cônicas. A tensão da fonte de raios-X é igual a 25 kV e a corrente corresponde a 1,5mA. O tempo de exposição, no caso de medição de tensões residuais em aços, foi de aproximadamente 10 minutos para cada ponto. Para as medições no cromo, no entanto, foi necessário um tempo de aproximadamente 30 minutos para se conseguir uma sensibilização adequada no filme devido a maior capacidade de absorção deste em relação ao aço.

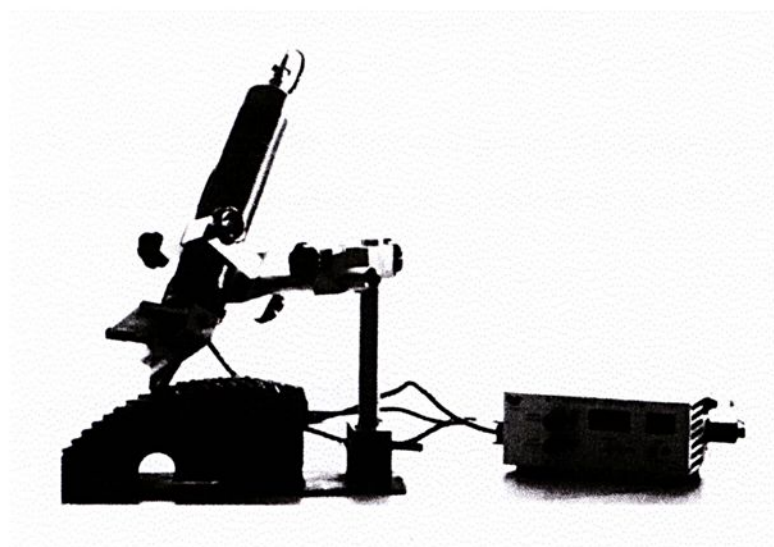


FIGURA 3.11 - Equipamento Síntese [107].

Para o equacionamento das medições utiliza-se como ponto de partida a equação 2.19 que pode ser reescrita da seguinte forma:

$$\sigma_{\varphi} = \operatorname{ctg} \theta_0 \left(\frac{E}{1 + v} \right) \frac{(\theta_{\psi_2} - \theta_{\psi_1})}{\sin^2 \psi_2 - \sin^2 \psi_1} \quad (3.4)$$

A equação 3.4 permite medir o componente σ_{φ} , mesmo que as direções principais não sejam conhecidas. O lugar geométrico dos feixes difratados pelos planos da mesma família é um cone. A intersecção deste cone com o filme é uma linha cônica (Figura 3.12).

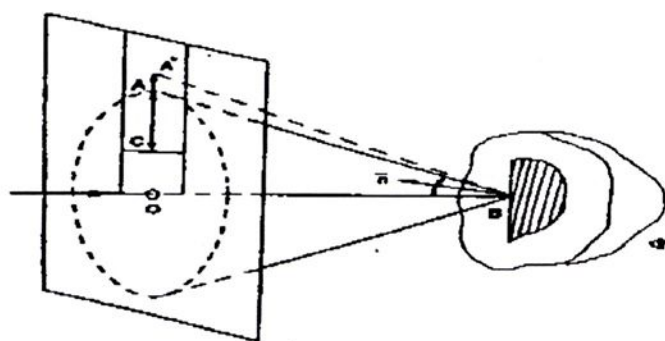


FIGURA 3.12 - Esquema de difração de raios-X [106].

Para cada ponto desta linha cônica, o plano de difração é tal que sua normal n é a bissetriz do ângulo entre o feixe incidente e o difratado, o que resulta em:

$$\widehat{O\hat{B}A} = \pi - 2\theta \quad \text{ou} \quad \theta = \frac{\pi - \widehat{O\hat{B}A}}{2} \quad (3.5)$$

Para determinação experimental do ângulo da difração θ , é necessário medir o raio da linha cônica. Para determinar a variação do ângulo $\Delta\theta = \theta_2 - \theta_1$, pode-se utilizar a “referência”, e em vez de medir o raio, medir as distâncias A^*C e AC . Então,

$$\Delta\theta = \left(\frac{\pi - \widehat{O\hat{B}A^*}}{2} \right) - \left(\frac{\pi - \widehat{O\hat{B}A}}{2} \right) = \frac{\widehat{O\hat{B}A} - \widehat{O\hat{B}A^*}}{2}, \text{ ou}$$

$$\Delta\theta = K(AC - A^*C) = K_1(L_2 - L_1) \quad (3.6)$$

Onde K_1 é denominado de fator de escala. O fator de escala e a posição das referências são determinados através de uma única calibração utilizando-se materiais com tensão igual a zero (geralmente são utilizados pós de metais puros). A “referência” é obtida através de um fio fino de tungstênio colocado na base do colimador [106].

A partir das equações (3.4) e (3.6), é possível obter:

$$\sigma_\varphi = \frac{E}{1 + \nu} \cot g\theta \cdot K_1(L_2 - L_1) \cdot \frac{1}{\sin^2 \psi_2 - \sin^2 \psi_1} \quad (3.7)$$

A Figura 3.13 apresenta o esquema da medição de L_1 e L_2 através do equipamento Síntese.

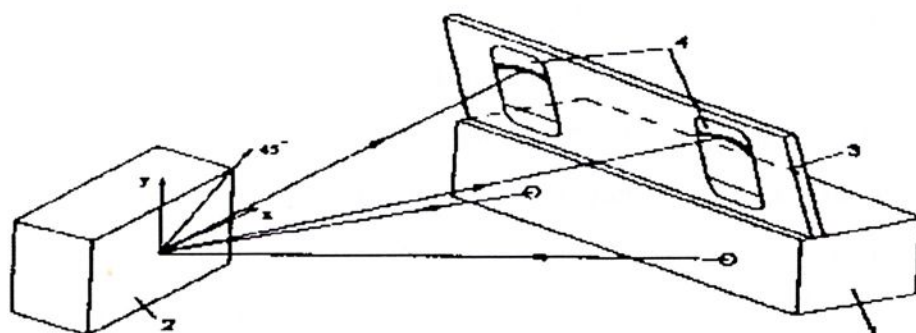


FIGURA 3.13 - Esquema de medição das tensões residuais no equipamento Síntese. 1- Colimador para formar dois raios incidentes sob os ângulos $\psi_1=0^\circ$ e $\psi_2=50^\circ$; 2- Amostra analisada; 3- Cassete; 4- Janelas com as linhas de referência e linhas de difração [106].

Em cada filme de raios-X (Figura 3.14), obtém-se duas linhas difratadas (4), correspondentes aos ângulos $\psi_1=0^\circ$ e $\psi_2=50^\circ$. Para determinação do valor das macrotensões é necessário apenas leitura das distâncias L_1 e L_2 , ao longo do eixo das janelas, entre as intensidades máximas e os pontos de referência. Nestas condições, a equação 3.7 pode ser reescrita como:

$$\sigma_\phi = A_0(L_1 - L_2) \quad (3.8)$$

Onde: “ A_0 ” é o parâmetro que inclui o fator de escala e as constantes v , θ_0 e E .

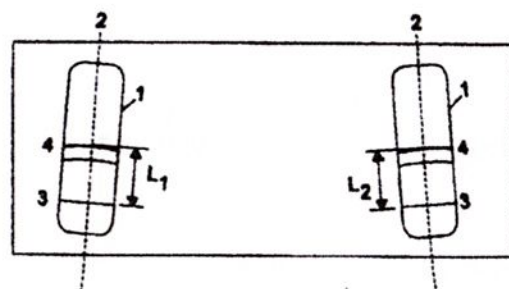


FIGURA 3.14 - Cassete com filme de raios-X [97].

Para facilitar estas medições nos filmes obtidos, usa-se um densímetro que transfere para o computador as informações necessárias às medições. As Figuras 3.15 e 3.16 mostram a aparência na tela do computador das informações contidas no filme. Para se determinar se as tensões são compressivas ou trativas, basta observar se L_1 é maior que L_2 ou se L_2 é maior que L_1 respectivamente.

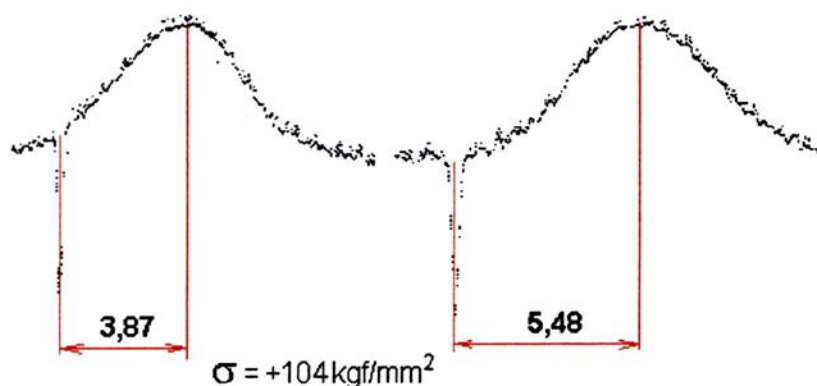


FIGURA 3.15 – Exemplo de tensão trativa: $L_2 > L_1$.

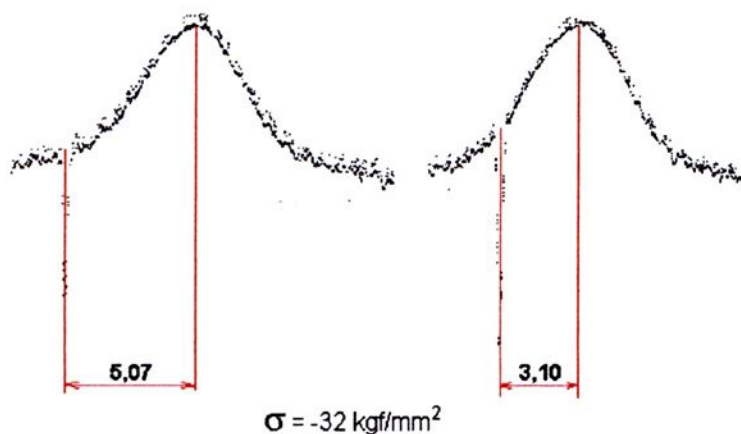


FIGURA 3.16 – Exemplo de tensão compressiva: $L_1 > L_2$.

Então, com as medidas de L_1 e L_2 , é possível através da equação 3.8 obter-se a tensão residual existente no espécimen. Para medir as tensões abaixo da

superfície, foi feita a remoção de finas camadas através de polimento eletrolítico. O polimento mecânico pode desenvolver tensões residuais de compressão nas camadas analisadas. A medida da espessura da camada removida em cada medição é feita com relógio indicador de ponteiro, tomando-se três medidas e fazendo-se uma média entre as mesmas. Após cada retirada de camada, é medida a tensão residual. As camadas removidas para o levantamento do perfil das tensões residuais induzidas pelo processo de shot peening variou de 0,03 a 0,05mm de espessura. Uma vez que a profundidade das camadas removidas foi muito menor do que a espessura dos espécimens analisados, não há necessidade de correção do valor das tensões diretamente calculadas pela equação 3.8 [148,149].

3.2.7 Análise das superfícies de fratura

As superfícies de fratura dos corpos de prova por fadiga foram analisadas através de imagens obtidas nos microscópicos eletrônicos de varredura modelos LEO 435 Vpi e Zeiss DSM 950 do Centro Técnico Aeroespacial (AMR/IAE/CTA) e no microscópio LEO 1450VP no DEMAR/FAENQUIL.



CAPÍTULO 4 - RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Considerações iniciais

Neste capítulo serão apresentados os resultados obtidos nos ensaios e as discussões baseadas nestes e nas referências analisadas no capítulo 2. Este capítulo contém três partes. No final de cada parte conclusões parciais serão mostradas. Na primeira, o objetivo principal foi o de estudar o efeito de cinco intensidades diferentes de shot peening na resistência à fadiga do aço ABNT 4340 na dureza de 53HRc. Na segunda, uma comparação dos resultados em fadiga para o material base entre as durezas de 53HRc e 39HRc é feita. A curva do aço ABNT 4340 para a dureza de 39HRc foi retirada da literatura [141,142]. Nesta parte foram também avaliadas as tensões de usinagem criadas nos corpos de prova para as duas durezas. Além disso, um estudo do efeito do shot peening na dureza de 39HRc é realizado a partir das conclusões obtidas na primeira parte. Na terceira, é analisado a eficácia do processo de shot peening na recuperação da vida em fadiga de peças com recobrimento de cromo para as durezas de 39HRc e 53HRc. As curvas de fadiga da referência [141] foram novamente usadas para a dureza de 39HRc. Curvas de tensões residuais para as duas durezas em todas as condições estudadas são mostradas. Uma discussão dos resultados obtidos em fadiga, tensões residuais induzidas no processo de shot peening e dos pontos de iniciação das trincas, é feita ao longo de todo o trabalho.

4.2 Resultados dos ensaios de tração

O material com a dureza de 53HRc, após os tratamentos térmicos (item 3.2.1), obteve as seguintes características mecânicas a partir do ensaio de tração (item 3.2.2): $\sigma_e=1511\text{MPa}$ (DP= 28MPa) e $\sigma_U=1864\text{MPa}$ (DP=35MPa).



Para o material com dureza de 39HRc as referências [141,142] fornecem: $\sigma_e=1118\text{MPa}$ e $\sigma_U=1240\text{MPa}$.

4.3 Parte 1: Estudo da influência da intensidade de shot peening na resistência à fadiga do aço ABNT 4340 com dureza 53HRc

4.3.1 Considerações preliminares dos resultados dos ensaios de fadiga

As curvas σ/N , para o material base e para as cinco condições de peening analisadas, são mostradas na Figura 4.1. Embora tenham sido feitos aproximadamente 30 ensaios para a condição de material base e 15 ensaios para cada condição de shot peening, apenas os pontos médios estão representados [150]. Os cinco níveis de tensão, indicados na mesma figura, não foram o total de níveis analisados, mas serão referências nos comentários e estudos feitos ao longo do texto. Na Figura 4.1 é possível observar, para médio e alto ciclos (abaixo do nível 2), um aumento na resistência à fadiga das amostras com shot peening em comparação com o material base. Para baixo ciclo ou alta tensão (nível 1), no entanto, a influência do shot peening foi nula em relação ao material base no número de ciclos até a fratura, com exceção de uma pequena melhora na condição 0,0027A. É interessante observar que as melhores condições de ganho de vida em fadiga - para médio e alto ciclos - foram encontradas para as condições intermediárias das intensidades de shot peening, ou seja, para as condições 0,0063 e 0,0083A. Entre a menor intensidade de peening (0,0027A) e as maiores intensidades de peening (0,0101 e 0,0141A) não houve praticamente nenhuma diferença no limite de resistência à fadiga. O Shot peening causou um aumento aproximado no limite de resistência à fadiga em relação ao material base de 7 a 12%. Para médio ciclo (níveis 3 e 4), entretanto, o ganho em fadiga em relação ao material base foi muito mais expressivo, de duas (0,0027A) à dez (0,0063A) vezes maior. Este resultado está de acordo com as observações feitas por Wagner [38], de

que a vida em fadiga é bastante sensível à intensidade do shot peening usada (Figura 2.21). Por outro lado, está em desacordo com Turnbull e colaboradores [41] que, estudando uma liga Waspalloy, afirmaram que o aumento à fadiga é diretamente relacionado com o aumento da intensidade Almen (item 2.1.4.10).

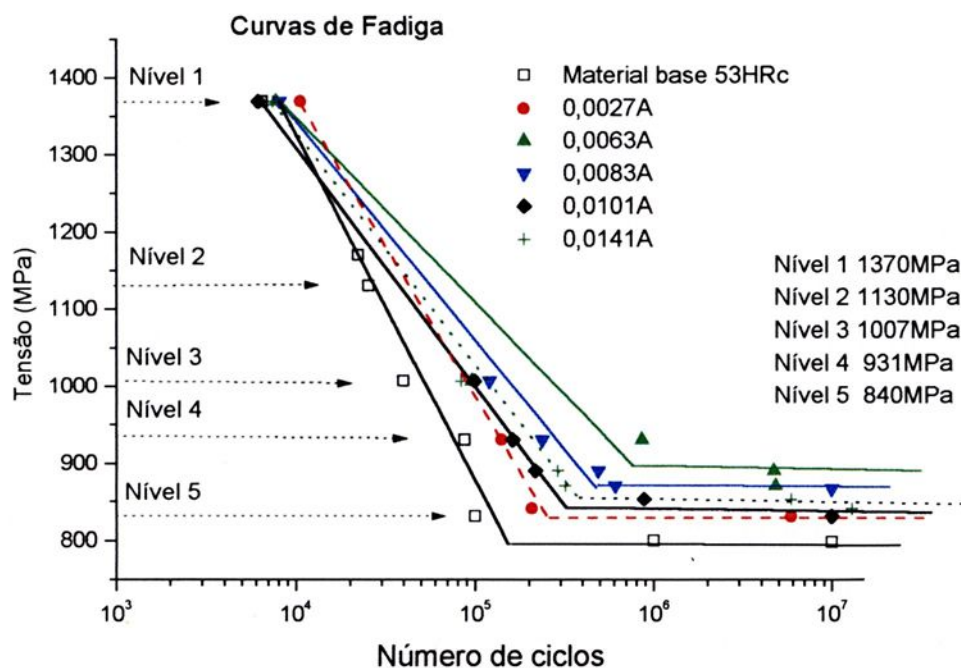


FIGURA 4.1 - Curvas de fadiga do material base e com cinco intensidades de shot peening

4.3.2 Estudo dos campos de tensões induzido pelo processo de shot peening

Para aprofundar o estudo dos resultados encontrados, foram medidas, para as cinco intensidades de shot peening, as tensões residuais na superfície e abaixo desta por difração de raios-X segundo os procedimentos discutidos no item 3.26. A Figura 4.2 mostra as tensões obtidas para as condições estudadas. Pode-se observar inicialmente que as tensões residuais induzidas na superfície, excetuando-se a condição de 0,0141A, foram praticamente a mesma. Isto

permite pelo menos duas constatações. A primeira, diz respeito às observações feitas por Li e colaboradores [126] que afirmaram que as tensões residuais induzidas pelo processo de shot peening na superfície estão relacionadas com as características mecânicas do material tratado e não com as variáveis de shot peening usadas (item 2.2.3). Na Tabela 4.1 pode-se observar os valores das tensões residuais na superfície para as condições de shot peening propostas neste trabalho, sua média e o valor teórico proposto pela equação 2.20. O erro entre a média dos valores experimentais e o valor teórico foi de aproximadamente 7%, o que permite, sem muito erro, usar esta equação para as condições estudadas. A segunda, diz respeito a uma das conclusões do trabalho de Prevey [151]. Ele afirmou que para caracterizar o efeito do shot peening em um corpo não basta a medida das tensões residuais na sua superfície. De fato, a história termomecânica do material pode induzir tensões na superfície na ordem daquelas obtidas pelo shot peening. No final da primeira parte deste capítulo serão mostradas curvas de tensões residuais induzidas após o tratamento térmico e processo de usinagem na confecção dos corpos de prova de fadiga e o valor das tensões residuais criadas no mesmo, após ter sido fadigado na ordem de 10^7 ciclos abaixo do seu limite de resistência à fadiga. Os valores encontrados estão de acordo com esta observação. Portanto, a medida da tensão residual na superfície para a caracterização do shot peening é uma condição necessária, mas não suficiente. Um estudo do comportamento das tensões induzidas abaixo da superfície será feito em seguida.

TABELA 4.1 – Análise dos valores das tensões superficiais (σ_s)

	Intensidades de Peening					Média	Equação 2.20
	0,0027A	0,0063A	0,0083A	0,0101A	0,0141A		
σ_s (MPa)	-920	-910	-970	-920	-780	-900	-964,7

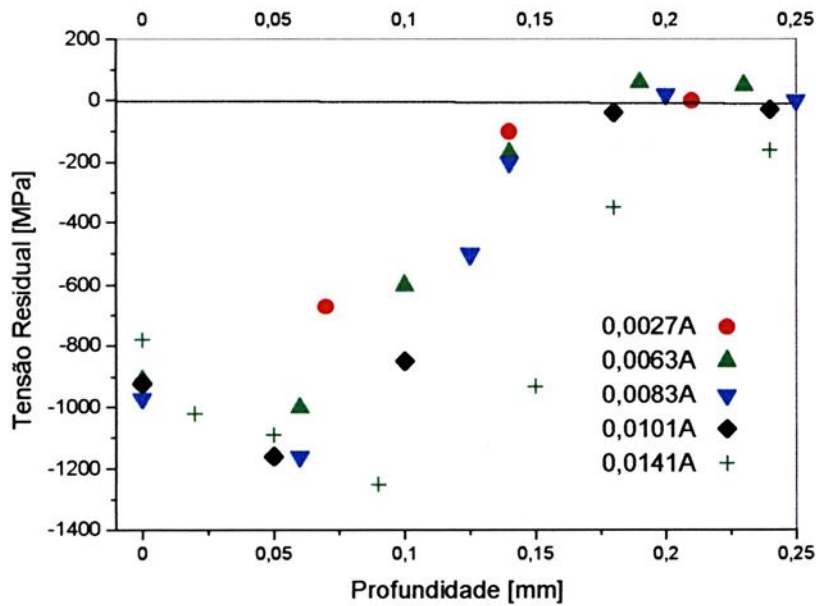


FIGURA 4.2 –Resultados das medições das tensões residuais.

DeLitizia [128] propõe em seu trabalho o uso da equação do 3º grau para a interpolação dos pontos experimentais das tensões residuais induzidas por shot peening¹⁷. Este método será usado para representar o comportamento dos dados obtidos. Os coeficientes das equações de 3º grau ($\sigma=a+bz+cz^2+dz^3$)¹⁸, que interpolam os valores experimentais, estão mostradas na Tabela 4.2 e as curvas correspondentes serão mostradas mais tarde (Figura 4.13).

TABELA 4.2 - Coeficientes das equações de ajuste de 3º grau

Intensidade peening (A)	a	b	c	d
0,0027	-920,00	-2476,19	113265	-383868
0,0063	-917,79	-9380,80	170038	-484091
0,0083	-992,45	-10153,70	170764	-459391
0,0101	-917,48	-13325,80	190993	-500151
0,0141	-749,54	-15970,30	151433	-308744

Como a maioria dos parâmetros do shot peening usados aqui são constantes, será proposto - para nosso caso - um estudo para tentar obter uma

¹⁷ Ver último parágrafo do item 2.2.3.
¹⁸ z é a distância da superfície a correspondente tensão σ



relação entre as intensidades de peening usadas e as dimensões do CTRC criado. Para tal, serão utilizados, como ponto de partida, os pontos característicos do CTRC proposto por Li e colaboradores [125] (Figura 2.42). Para a tensão residual na superfície, a equação 2.20 já mostrou ser adequada (Tabela 4.1). Para se fazer uma interpolação com uma parábola de terceiro grau é necessário ter pelo menos 4 pontos para poder se estabelecer as curvas finais. Acrescentou-se, portanto, aos pontos propostos por Li e colaboradores o ponto (Z_1, σ_{z1}) , onde $Z_1 = 0,5Z_0$ (Figura 4.3). Através das equações de ajuste, cujos coeficientes estão mostrados na Tabela 4.2, obteve-se os valores dos pontos característicos escolhidos para cada condição de intensidade de peening. Estes pontos mostraram possuir uma boa relação linear (coeficiente de correlação linear entre 0,96 e 0,99) com as intensidades de peening (Figuras 4.4 a 4.7).

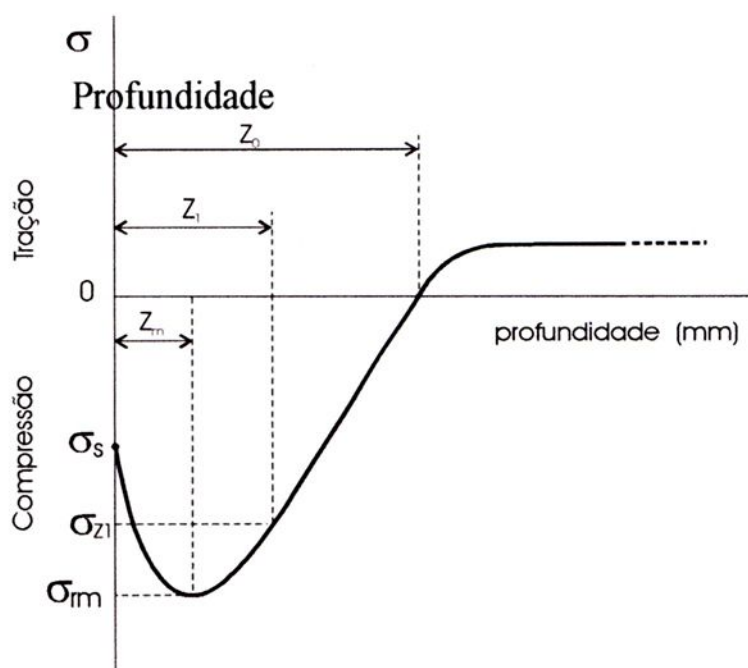


FIGURA 4.3 - Diagrama esquemático dos pontos característicos do CTRC analisados.

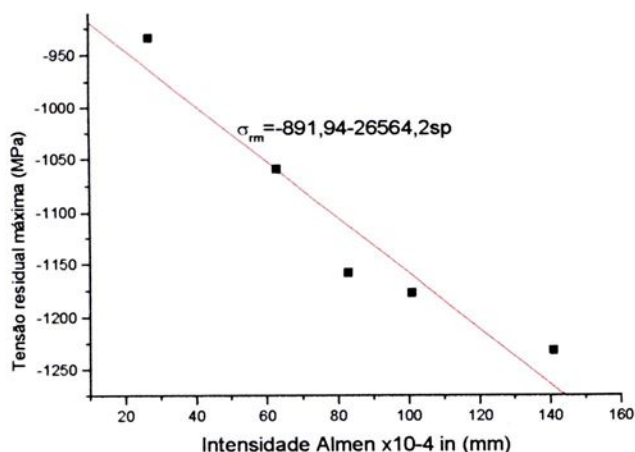


FIGURA 4.4 - Relação entre as tensões máximas do CTRC (σ_{rm}) e intensidades de shot peening

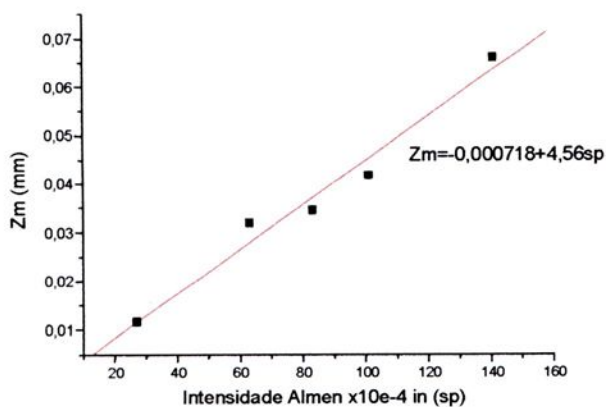


FIGURA 4.5 - Relação entre a posição de máxima tensão do CTRC (Z_m) e intensidades de shot peening.

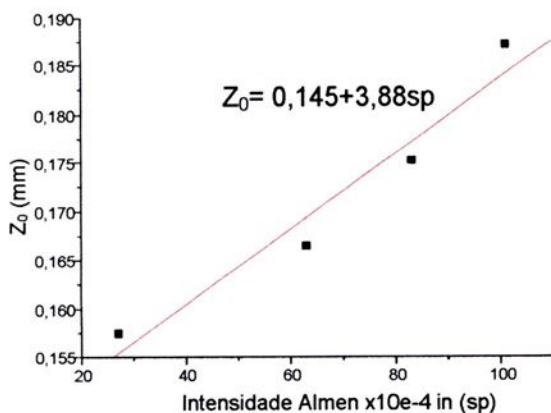


FIGURA 4.6 – Relação entre a largura do CTRC (Z_0) e intensidades de shot peening.

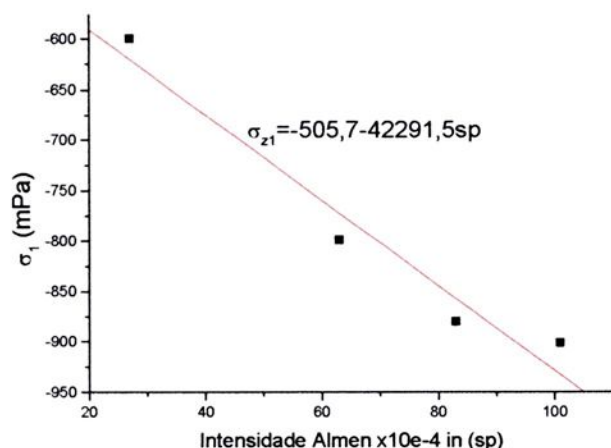


FIGURA 4.7 - Relação entre σ_{z1} e as intensidades de shot peening.

Com as equações obtidas, pode-se estimar as características do CTRC em função unicamente das intensidades de shot peening usadas, considerando as outras variáveis do shot peening (item 3.2.4 e Tabela 3.3) como constantes; através das relações abaixo:

$$Z_m = -0,000718 + 4,56 * sp \quad (4.1)$$

$$\sigma_{rm} = -891,94 - 26564,2 * sp \quad (4.2)$$

$$z_0 = 0,145 + 3,88 * sp \quad (4.3)$$

$$\sigma_{z1} = -505,57 - 42291,5 * sp \quad (4.4)$$

$$z_1 = z_0 / 2 \quad (4.5)$$

Nestas equações, temos: σ em MPa, z em mm e sp em polegadas relativo a placa Almen "A".

Nas Figuras 4.8 a 4.12 estão plotados os resultados obtidos pelas equações 4.1 a 4.5. Na Tabela 4.3 é possível comparar os resultados obtidos pela interpolação de terceiro grau para os pontos experimentais (Figura 4.2) e

para os pontos teóricos, resultantes das equações acima, através da Média do Quadrado dos Resíduos (MQR).

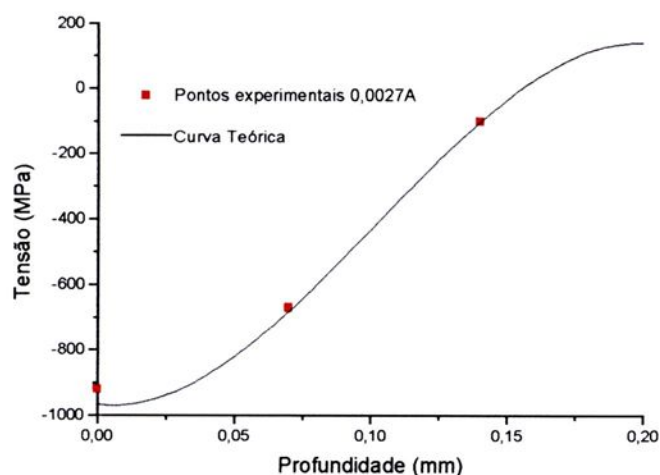


FIGURA 4.8 – Modelagem final – 0,0027A.

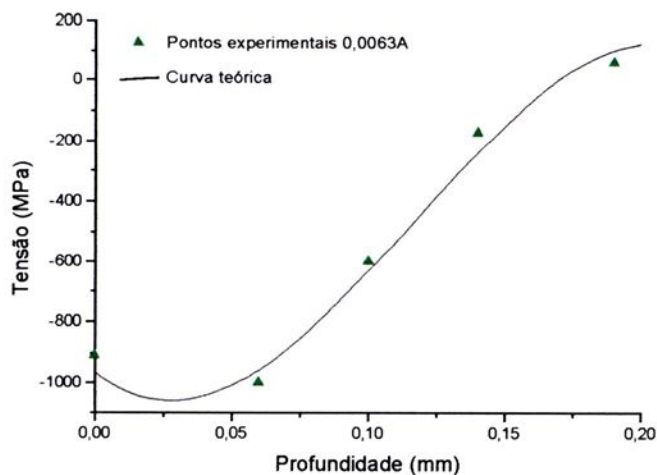


FIGURA 4.9 – Modelagem final – 0,0063A.

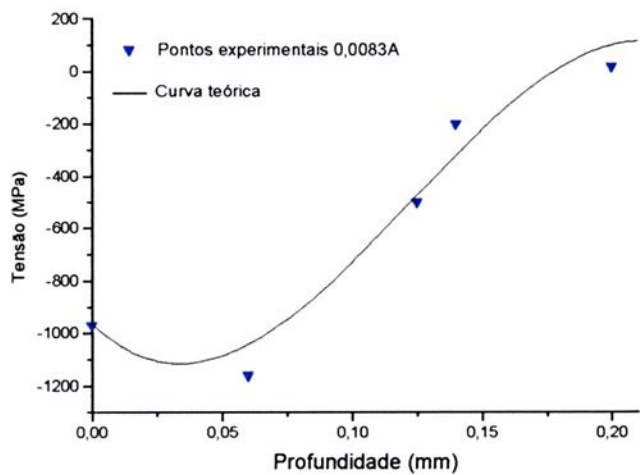


FIGURA 4.10 – Modelagem final – 0,0083A.

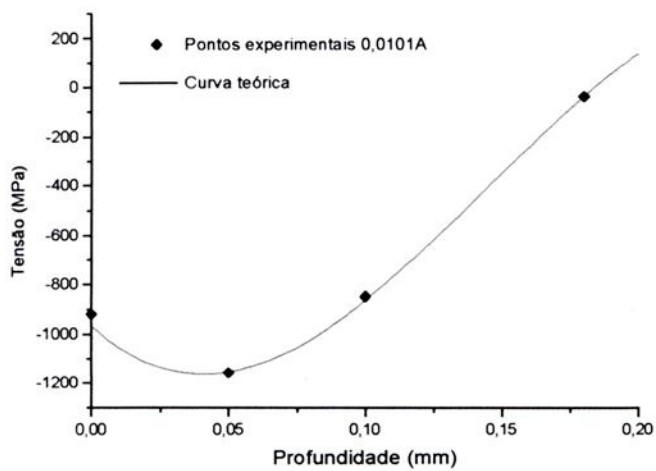


FIGURA 4.11 – Modelagem final – 0,0101A.

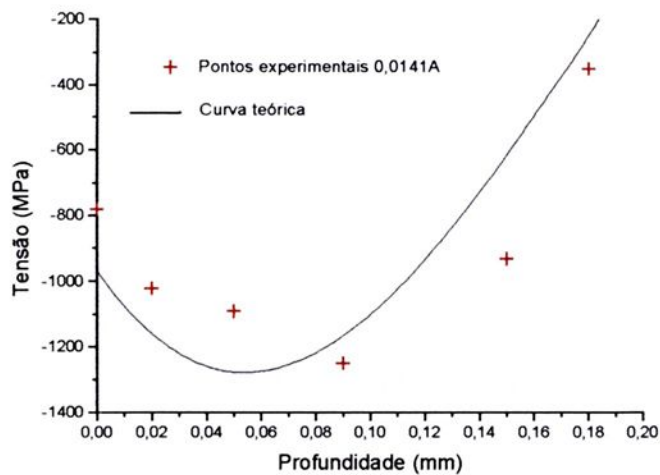


FIGURA 4.12 – Modelagem final – 0,0141A.

TABELA 4.3 – MQR para interpolação dos pontos teóricos e experimentais utilizando uma parábola do 3º grau

Intensidade peening (A) (in)	MQR p/ os pontos experimentais	MQR p/ os pontos teóricos
0,0027	0,0005935	0,0011803
0,0063	0,0341492	0,0439742
0,0083	0,1133657	0,0836094
0,0101	0,0056549	0,0148309
0,0141	0,0455354	0,0468377

Neste ponto, algumas considerações se fazem necessárias:

- a) Na ausência de medidas experimentais para propiciar um ajuste com polinômio de terceiro grau, como foi feito aqui, as equações 4.1 a 4.5 e 2.21 podem ser usadas para quantificar a parte compressiva do campo de tensões induzido pelo shot peening no aço ABNT 4340 com dureza de 53HRc. A Tabela 4.3 demonstra a ordem de grandeza dos erros para a situação teórica e experimental;
- b) Como as tensões residuais induzidas pelo shot peening são tensões do tipo 1, elas devem ser equilibradas ao longo de todo o corpo¹⁹. Considerando que a profundidade da camada afetada compressivamente pelo shot peening é muito pequena em comparação com a espessura do corpo de prova utilizado (Figura 3.6), é de se esperar que as tensões trativas permaneçam aproximadamente constantes e em um valor bastante pequeno ao longo da espessura do CDP. As poucas tensões trativas medidas, para as diversas intensidades de shot peening, estão de acordo com esta observação (Figura 4.2);

¹⁹ Ver item 2.21



- c) Li e colaboradores [126] propõem em seu trabalho que a tensão residual máxima obtida é uma função do limite de resistência à tração do material (equação 2.21). Fica nítido que a proposta não se aplica ao nosso caso, em que a variação da tensão máxima é evidente para as diferentes intensidades de shot peening testadas (Figura 4.4). No entanto, as observações quanto a tensões máximas feitas neste trabalho, estão de acordo com Was e colaboradores [37]²⁰;
- d) As relações Z_m/Z_0 encontradas variaram de 0,07 até 0,47. O valor constante de 0,28 para Z_m/Z_0 proposto pela equação 2.23 distorceria os bons resultados encontrados, considerando Z_m como uma função linear de Z_0 . No entanto, o valor de 0,28 poderá ser usado na falta de estudos específicos para cada caso, uma vez que o estudo feito por Li e colaboradores [125] abrange conjuntamente diversos materiais;
- e) Com relação à equação 2.22, sua eficiência não foi investigada para o nosso caso. Determinar Dd (diâmetro médio dos dentes formados pelas esferas) é bastante complexo e não se justificaria dentro de uma proposta de modelo simplificado.

Embora a análise feita seja bastante específica para o caso estudado, mostrou-se a possibilidade da existência de proporcionalidade entre as intensidades de shot peening caracterizadas pela placa Almen e as dimensões dos CTRC criados. Além disso, torna-se possível para a Embraer estimar as tensões residuais induzidas no material apenas com a medição da placa Almen. Esta estimativa torna-se interessante para avaliar as tensões criadas nos componentes pelo shot peening na fase inicial de projeto para o dimensionamentos dos componentes.

²⁰ Ver item 2.1.4.10



4.3.3 Discussão entre resultados de vida em fadiga e o CTRC induzido pelo shot peening

Na Figura 4.13 as curvas representam, para todas as condições de shot peening estudadas, os Campos de Tensões Residuais Compressivas (CTRC). Para a interpolação dos pontos experimentais, foram usadas equações do terceiro grau cujos parâmetros foram descritos na Tabela 4.2. É possível observar que, com o aumento da intensidade do shot peening, há um aumento na largura e profundidade do CTRC. É natural supor que a área do campo de tensões compressivas induzidas aumente quando a intensidade do shot peening aumente, já que a energia cinética é maior [25]. Por outro lado, a tensão residual induzida na superfície, como já foi dito, foi praticamente a mesma. Como o aumento da resistência à fadiga pelo processo de shot peening é consequência do campo compressivo de tensões induzidas [ex:21,22] era de se esperar que para o maior CTRC, uma melhor performance em fadiga fosse observada [40,41]²¹. Entretanto, não ficou clara a correlação entre os parâmetros do CTRC e o ganho de vida em fadiga. Para a condição de 0,0141A, por exemplo, a menor tensão residual na superfície não correspondeu a menor vida em fadiga. Por outro lado, a maior profundidade e largura do CTRC não significou uma maior vida em fadiga. Outros exemplos podem ser obtidos observando-se as condições de 0,0063 e 0,0083A. Em ambos os casos, foram obtidos melhores resultados em fadiga de médio e alto ciclos, mas a profundidade e a largura dos campos de tensões compressivas induzidas foram intermediárias. Isto demonstra que o comportamento em fadiga do material estudado, devido ao tratamento de shot peening, é mais complexo que somente o estudo do CTRC induzido. Para tentar entender melhor esta questão, as superfícies de fratura dos corpos de prova usados para se obter a curva de fadiga foram analisadas para obter informações da origem da iniciação das trincas.

²¹ Ver no item 2.1.4.10 as considerações de Farrahi [40] e Turnbull [41].



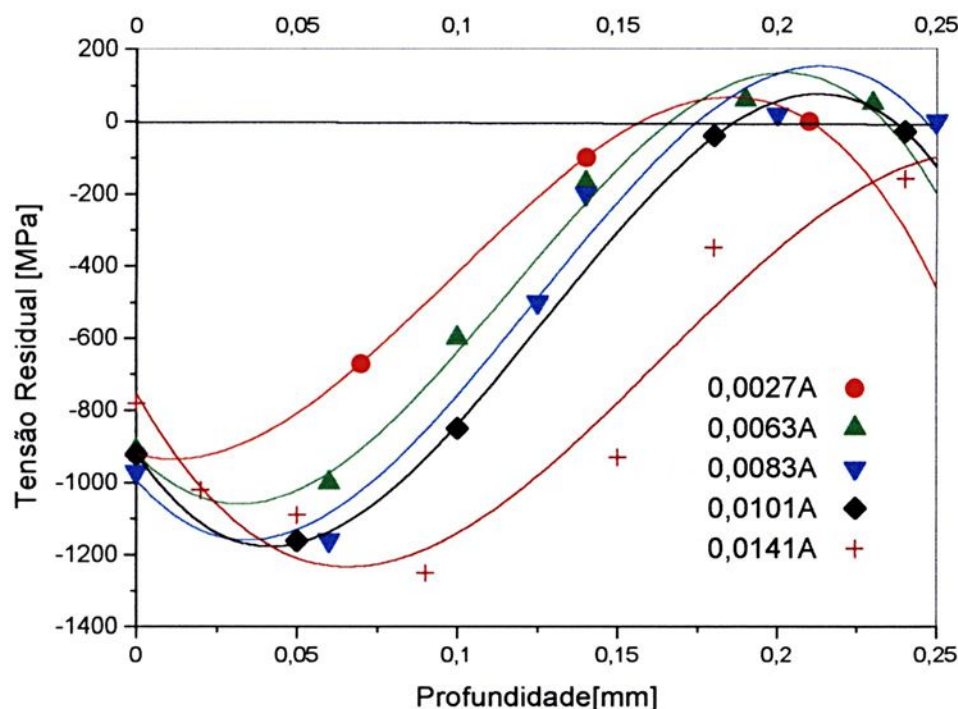


FIGURA 4.13 – Campo de Tensões Residuais Compressivas (CTRC).

4.3.4 Pontos de iniciação das trincas

Nas Figuras 4.14 a 4.28 são mostradas várias fractografias típicas dos espécimes com shot peening encontradas neste trabalho. As informações de cada espécimen mostrado nestas fractografias estão relacionadas na Tabela 4.4 a qual será discutida no próximo item. Nas Figuras 4.14, 4.15 e 4.16 é possível observar que os pontos de iniciação das trincas são bem definidos e localizados abaixo da superfície, mostrando claramente a influência das tensões residuais de compressão induzidas pelo shot peening. Uma vez que o CTRC é maior nas camadas iniciais, é de se supor que o início das trincas se dê a uma distância da superfície onde as tensões trativas de ensaio consigam suplantear as tensões compressivas criadas pelo shot peening. Nas Figuras 4.17, 4.18 e 4.19 é possível observar que os pontos de iniciação da trinca não estão bem definidos. No entanto é fácil notar que o início das trincas foi, também,

abaixo da superfície, como mostram as pequenas setas acrescentadas nestas figuras. As trincas surgiram abaixo da superfície em grande número de amostras com níveis de tensão de médio e alto ciclos (abaixo do nível 3 da Figura 4.1). As Figuras 4.20 e 4.21 mostram agora casos típicos de trincas surgindo a partir da superfície. Todos os CDPs sem shot peening e para os CDPs com shot peening em baixo ciclo (nível 1 da Figura 4.1), as trincas foram originadas a partir da superfície. Este fato é facilmente explicado para os CDPs com shot peening. As tensões trativas oriundas do ensaio de fadiga superam as tensões compressivas induzidas pelo shot peening nestes casos. Para a situação sem shot peening, é absolutamente natural que a fratura ocorra a partir da superfície, onde há indução de máxima tensão trativa devido ao ensaio de flexão rotativa. No entanto, em muitos casos de fratura em médio e alto ciclos, nos corpos de prova com shot peening, a iniciação das trincas ocorreu também na superfície. Foi interessante notar, no entanto, que para todos os casos de médio e alto ciclo (níveis de tensão 3 e 4) em que a trinca surgiu na superfície, houve um ganho considerável da vida em fadiga com relação ao material base. Este fato permite imaginar que embora as tensões residuais compressivas na maioria dos casos desloquem o início da trinca para o interior do CDP, trincas iniciadas na superfície, que ainda precisam vencer o CTRC, têm a sua propagação retardada. Este fato faz com que, muitas vezes, os espécimens rompam com o mesmo número de ciclos daqueles que possuem o início das trincas nas camadas subsuperficiais. Esta situação foi observada para todas as condições de shot peening estudadas. Outro fato que mereceu atenção nas observações das superfícies de fratura foi o surgimento de trincas na superfície a partir de defeitos superficiais. Estes casos foram significativamente menores. As Figuras 4.22 e 4.23 mostram os dois casos em que esta situação ficou nítida. Isto mostra que a existência de eventuais concentradores de tensões na superfície podem suplantam o efeito da indução de tensões residuais criadas pelo tratamento de shot peening. Outra origem





FIGURA 4.14 - Superfície de fratura do CDP 9D.

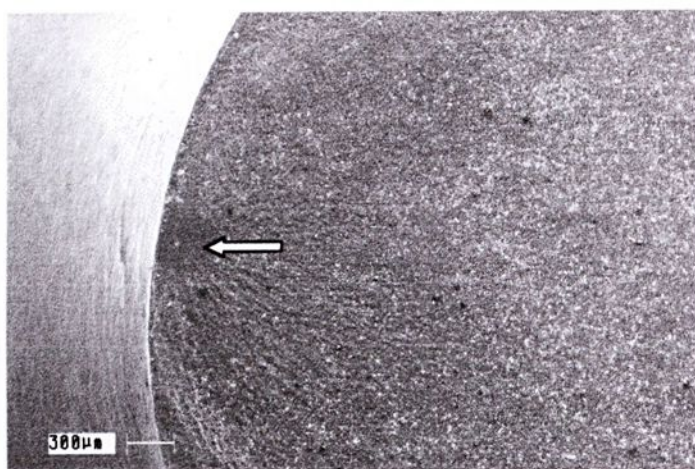


FIGURA 4.15 - Superfície de fratura do CDP 5E.

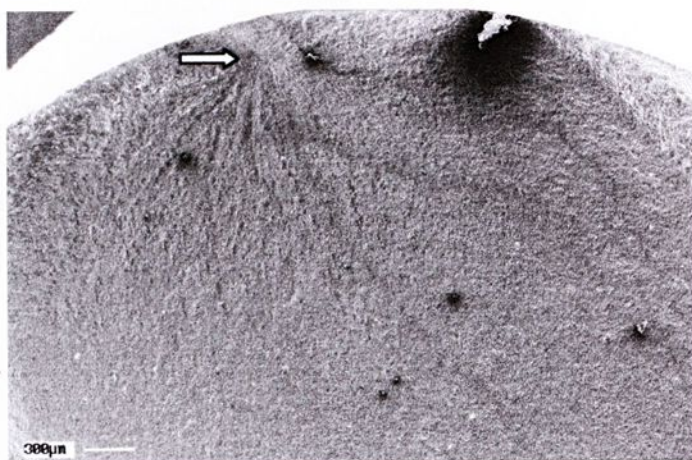


FIGURA 4.16 - Superfície de fratura do CDP 10C.

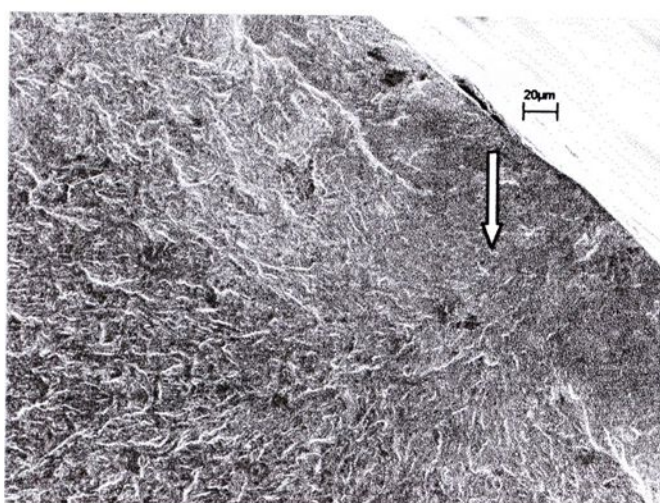


FIGURA 4.17 - Superfície de fratura do CDP 7D.

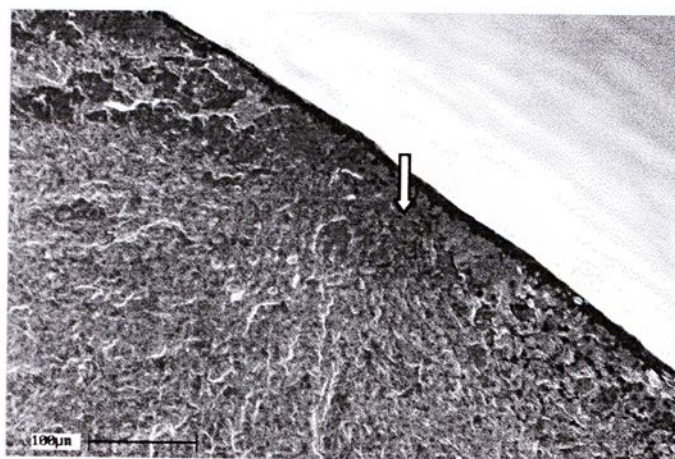


FIGURA 4.18 - Superfície de fratura do CDP 5B.

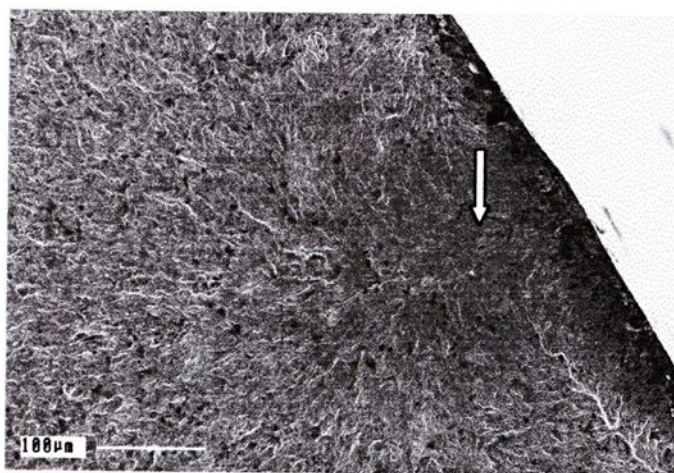


FIGURA 4.19 – Superfície de fratura do CDP 11C.

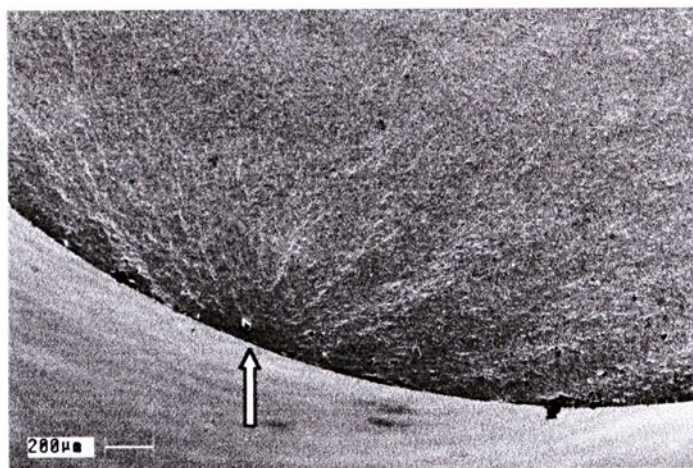


FIGURA 4.20 - Superfície de fratura do CDP 9B.

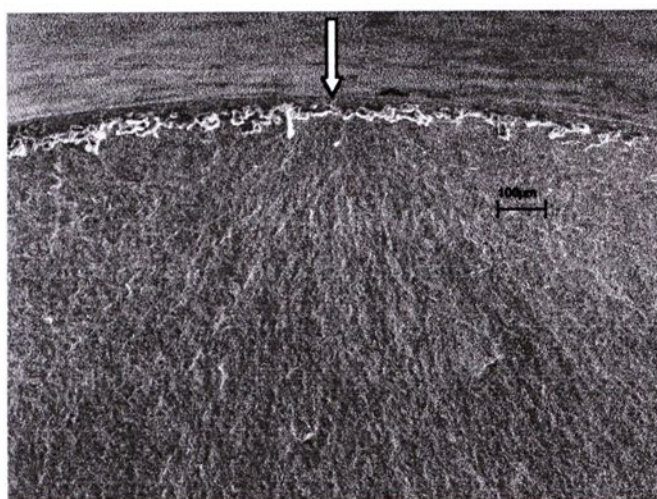


FIGURA 4.21 - Superfície de fratura do CDP 12D.

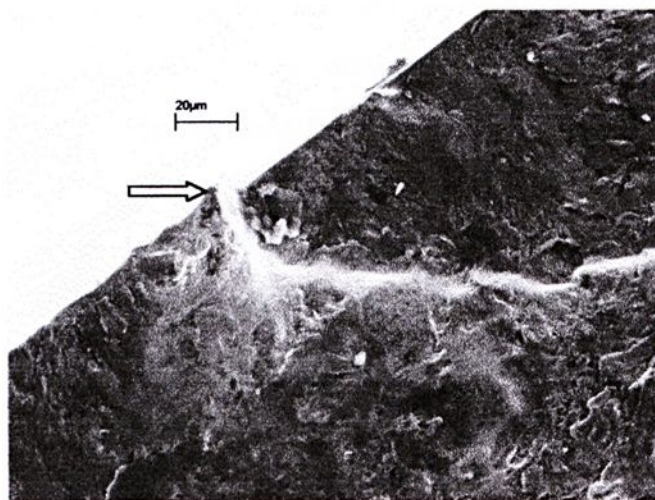


FIGURA 4.22 - Superfície de fratura do CDP 12F.

importante de concentradores de tensão são as inclusões²². As Figuras 4.24 e 4.25 mostram claramente o início da trinca a partir de uma inclusão abaixo da superfície em dois dos três casos encontrados. A Figura 4.26 mostra um corpo de prova com vários pontos de início da trinca. O ponto principal de início da propagação foi certamente o ponto “A”, mas aparecem também outras fontes próximas marcadas com setas com a letra “B”. Para ficar mais claro o ocorrido, recorreu-se à Figura 4.27 que pertence a um outro corpo de prova que se fraturou com as mesmas características. Na Figura 4.27a é possível observar toda a superfície fraturada. Fica claro que a fonte principal do início da trinca na superfície foi o ponto “C”, mas os pontos marcados com a letra “D” parecem ter contribuído para a frente de propagação. A Figura 4.27b mostra uma ampliação da região do início das trincas dos pontos mencionados na Figura 4.27a. Esta situação, ilustrada pelas Figuras 4.26 e 4.27, aconteceu em praticamente todos os casos para o nível de tensão 1 em que aparentemente não houve influência do CTRC. No entanto, a Figura 4.27 ilustra um dos poucos casos em que esta característica de fratura foi observada no nível 3 de carregamento (Figura 4.1). Por fim, a Figura 4.28 mostra uma outra situação típica encontrada. É possível observar na Figura 4.28a a origem de duas frentes de propagação “E” e “F”. Isto é justificado pelo ensaio ter sido realizado com flexão rotativa, e não representou - nos poucos casos encontrados - perda de vida em fadiga do material com relação aos espécimens nas mesmas condições que tiveram apenas uma frente de propagação²³. As Figuras 4.28b e 4.28c mostram que as duas frentes “E” e “F” surgiram abaixo da superfície. Um bom resumo dessa discussão pode ser visto na Figura 4.29. Os pontos quadrados dessa figura, independente das condições de shot peening, mostram a posição do início da trinca contra o número de ciclos de fadiga até a fratura. É possível observar uma tendência: para uma maior profundidade no ponto de iniciação da trinca, maior o número de ciclos até a

²² Ver item 2.1.7.7

²³ Comparar o N_f do CDP 6F com 7F e 8F na Tabela 4.4.



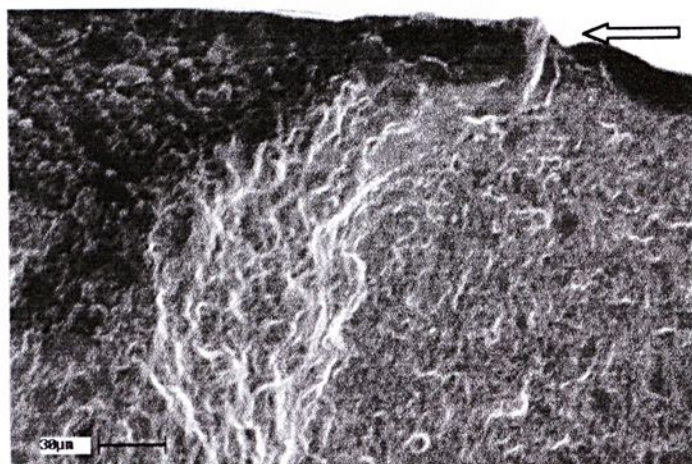


FIGURA 4.23 - Superfície de fratura do CDP 12E.

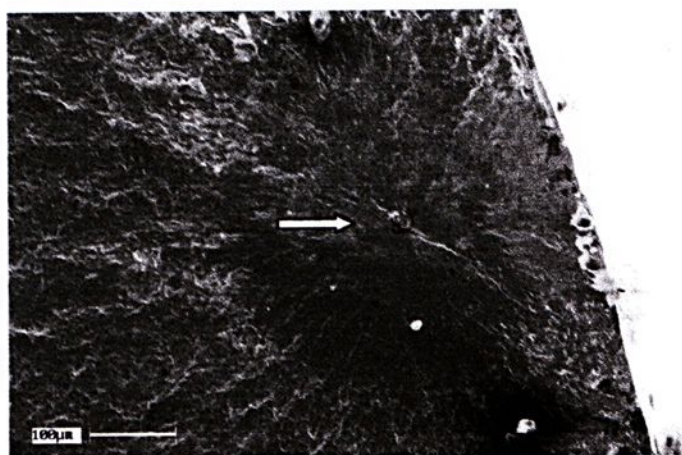


FIGURA 4.24 – Superfície de fratura do CDP 8C.

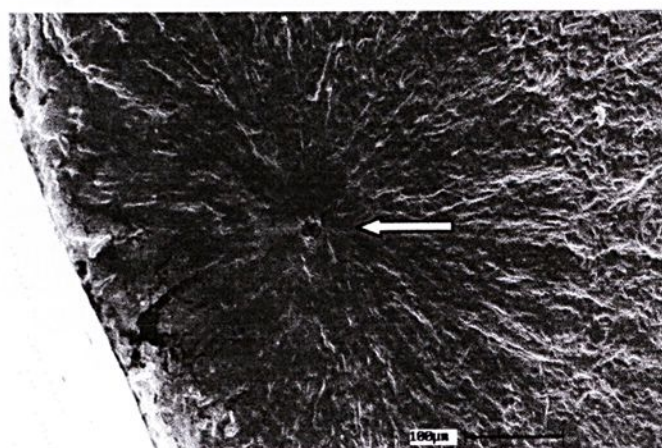


FIGURA 4.25 – Superfície de fratura do CDP 10E.

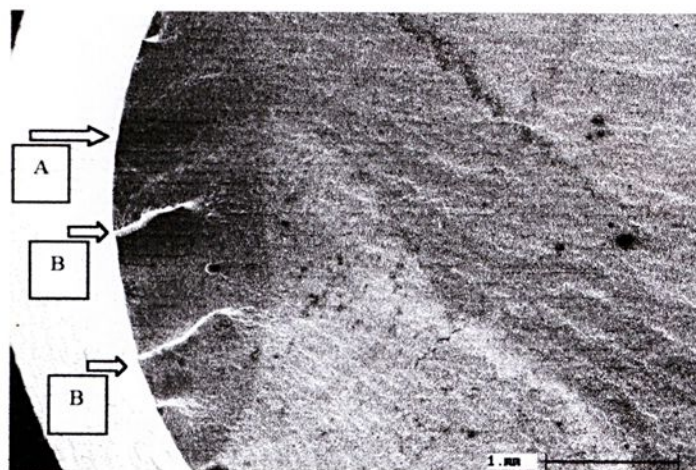


FIGURA 4.26 - Superfície de fratura do CDP 2F.

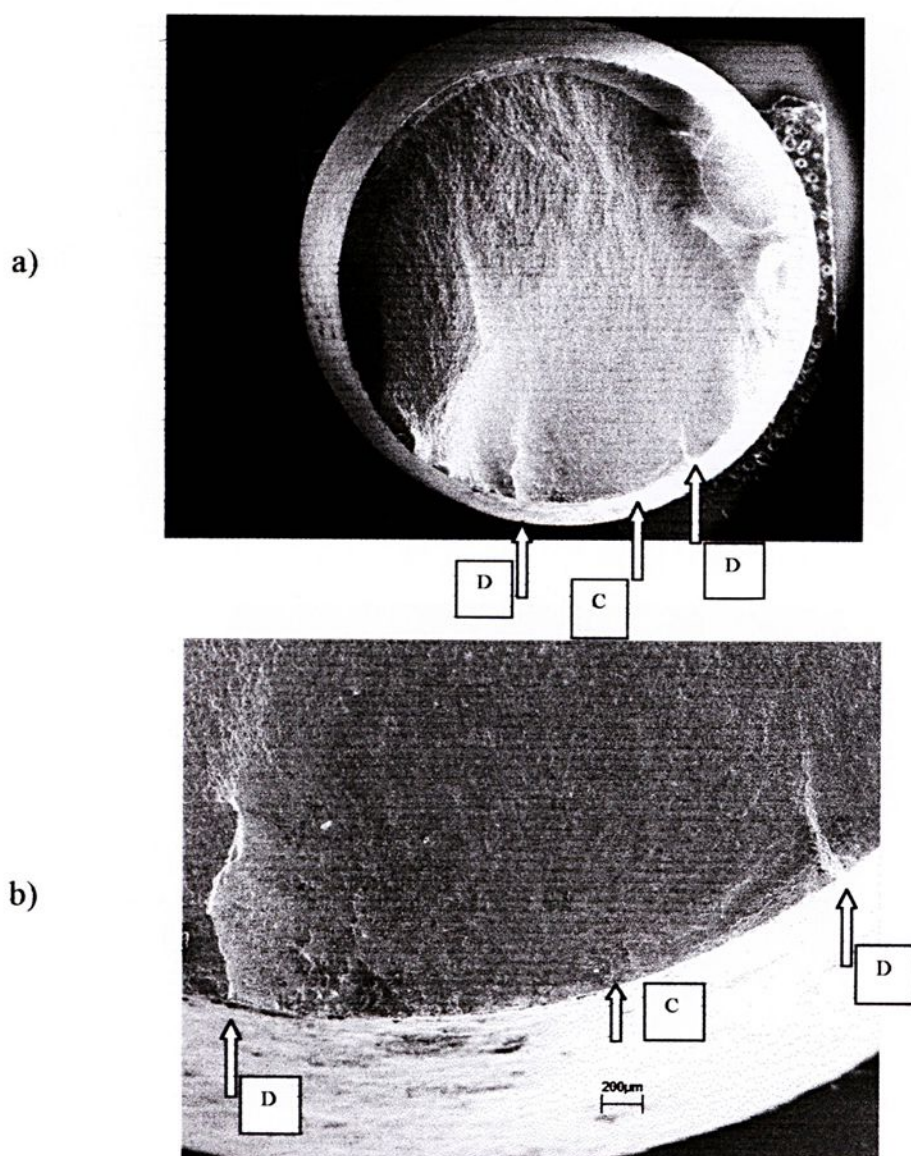
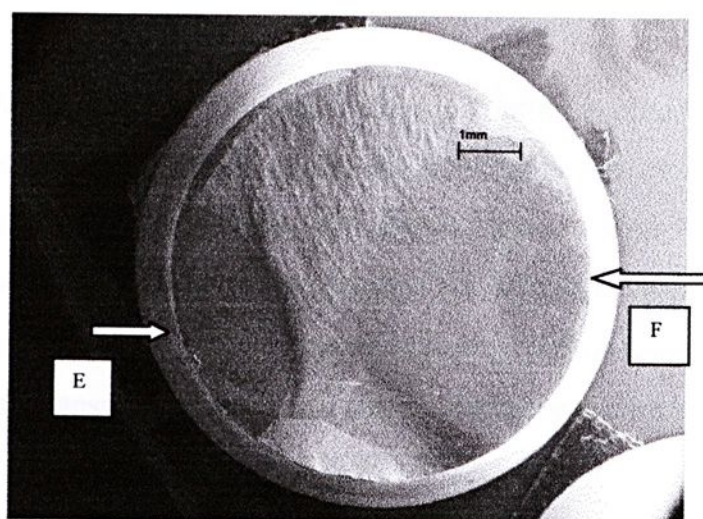
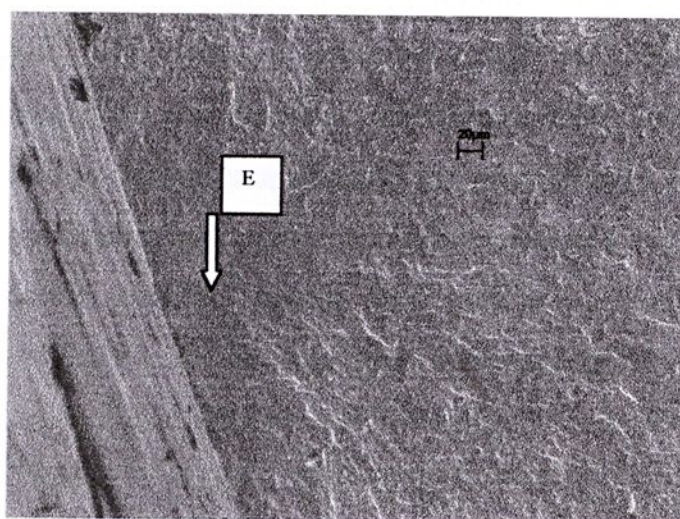


FIGURA 4.27 - Superfície de fratura do CDP 6F: a) vista geral; b) detalhe da região do início da trinca.

a)



b)



c)

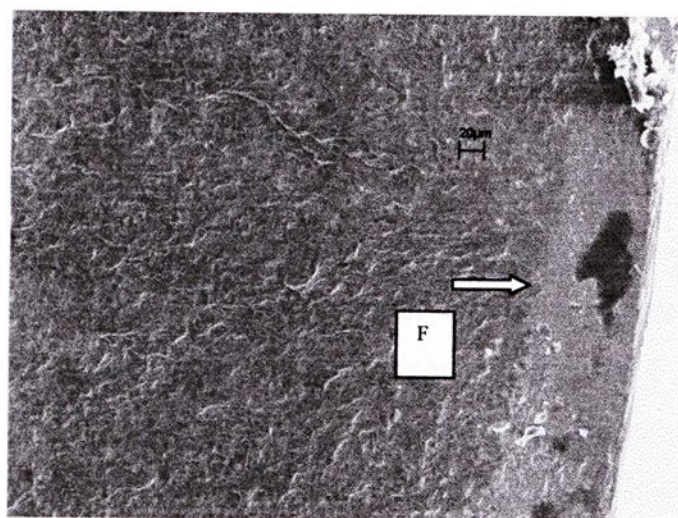


FIGURA 4.28 - Superfície de fratura do CDP 5D: a) vista geral; b) detalhe da região E; c) detalhe da região F.

falha. A linha no gráfico é usada para mostrar essa tendência. Os pontos triangulares mostram o número de ciclos de fadiga quando o início da trinca é originalmente vindo da superfície. Em alguns casos, o número de ciclos até a falha foi o mesmo daqueles em que a trinca foi originada abaixo da superfície. Os pontos circulares não estão de acordo com os pontos quadrados. Melhores investigações nestes pontos mostram que as iniciações das trincas ocorreram a partir de inclusões (Figuras 4.24 e 4.25). As inclusões podem se sobrepor aos efeitos do CTRC e das tensões trativas aplicadas nos testes, antecipar a nucleação da trinca e, conseqüentemente, diminuir a vida em fadiga. O fato de se ter, em alguns casos, o mesmo número de ciclos até a fratura, para trincas originadas na superfície e abaixo dela, permite especular sobre a ação de dois mecanismos distintos agindo simultaneamente. Um seria o CTRC que empurra o início da trinca para baixo da superfície retardando o seu aparecimento devido às menores tensões trativas existentes e o outro seria devido à condições superficiais, o que faz com que a trinca se origine na superfície, mas a sua propagação seja aparentemente retardada pela existência do CTRC. Voltando-se a Figura 4.1 algumas análises podem ser feitas:

- a) Para a condição de baixo ciclo (nível 1), todas as trincas surgem a partir da superfície. O pequeno aumento de vida em fadiga observado para a condição de menor intensidade de shot peening (0,0027A) pode ser devido às melhores condições superficiais causadas por um impacto de menor força das esferas no processo;
- b) Para as condições de médio e alto ciclo (abaixo do nível 3), existem aparentemente dois mecanismos agindo simultaneamente para o início da trinca. O primeiro causado pelas condições superficiais e o segundo, criado pelas tensões compressivas do processo de shot peening. A combinação desses dois mecanismos pode ajudar a explicar a melhor performance das intensidades intermediárias de shot peening (0,0063 e 0,0083A) com relação à vida em fadiga.

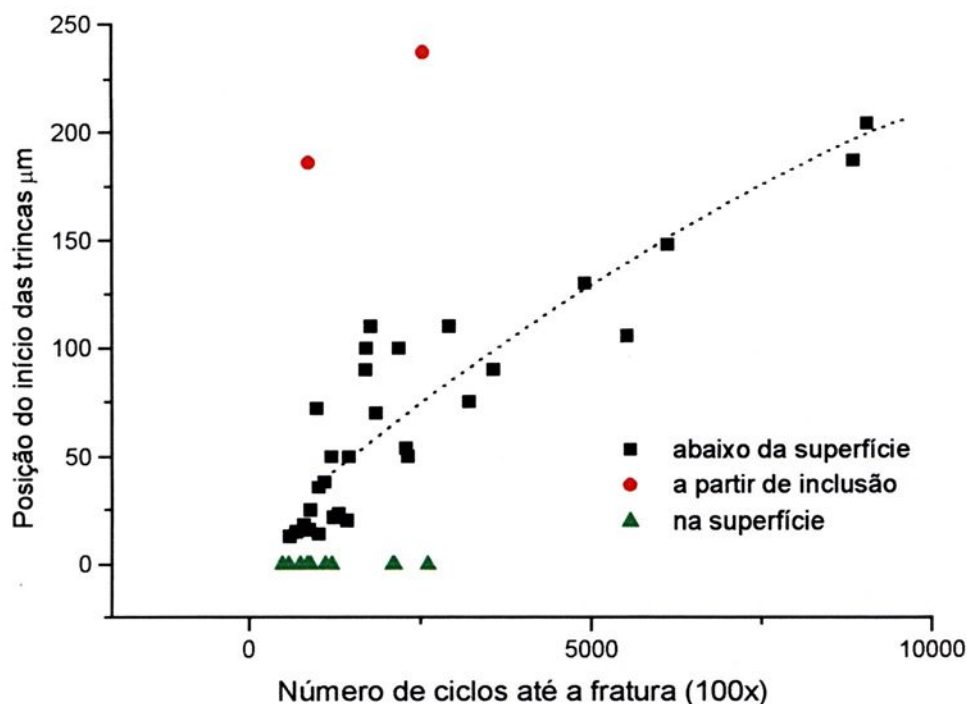


FIGURA 4.29 - Relação entre o número de ciclos até a falha e posição do início das trincas.

4.3.5 Relação entre a posição de início das trincas e tensão local

Uma outra análise foi feita a partir dos resultados encontrados no posicionamento do início das trincas por fadiga. Procurou-se relacionar o valor das tensões existentes nos espécimens através das tensões residuais induzidas pelo processo de shot peening e as tensões provocadas pelos ensaios de fadiga. A análise foi feita para os níveis de tensão 3 e 4, em que o ganho em vida por fadiga foi maior e no nível 1 a título de comparação. Para poder fazer uma análise mais detalhada, os resultados obtidos para estes níveis de tensão - em todas as intensidades de peening testadas - foram dispostos na Tabela 4.4. Na primeira linha horizontal aparecem as condições das tensões aplicadas pelos ensaios de fadiga. A primeira coluna mostra o código de cada espécimen analisado; a segunda coluna mostra o número de ciclos em que cada

espécimen fraturou; a terceira coluna mostra a distância da superfície em que se iniciou a trinca por fadiga; a quarta coluna mostra o resultado da soma das tensões aplicadas pelo ensaio de fadiga e as tensões residuais induzidas pelo processo do shot peening²⁴ no ponto de iniciação das trincas, e a quinta e última coluna mostra a resistência à fadiga do material calculada pela relação de Goodman. Pode-se observar na segunda coluna da Tabela 4.4 que, na condição em que a tensão aplicada pelo ensaio corresponde ao nível 1 de carregamento, todas as trincas tiveram origem na superfície. Já para os níveis 3 e 4, várias trincas surgem abaixo da superfície, como consequência do tratamento de shot peening. Para a condição do material base, como visto anteriormente, todas as trincas surgiram a partir da superfície. As condições de 0,0063 e 0,0083A, que foram as intensidades em que foram obtidos os melhores resultados de vida em fadiga, apresentaram o maior número de trincas surgidas abaixo da superfície. Particularmente, na condição 0,0063A (que foi a melhor condição no ganho de vida em fadiga), todas as trincas surgiram abaixo da superfície. Os espécimens 8C e 10E foram espécimens em que as fraturas partiram de inclusões (Figuras 4.24 e 4.25). Pode-se notar que nos dois casos, curiosamente, as inclusões não fizeram com que o material fraturasse com um número de ciclos muito menor do que o esperado. Isto é possível observar quando se compara o número de ciclos até a fratura entre 8C e 7C; 10E e 9E. Nos espécimens 12E e 12F as trincas surgiram nitidamente de defeito superficial, o que explica o menor número de ciclos até a fratura quando compara-se 12E com os espécimens 9E e 10E; e compara-se 12F com 9F, 10F e 11F. Verificando-se a quarta coluna para todas as condições estudadas, pode-se observar que na maioria dos casos a tensão local (somatória da tensão trativa do ensaio mais a tensão compressiva do CTRC)²⁵ no ponto de iniciação das trincas foi trativa (positiva), como esperado.

²⁴ Tensões residuais compressivas calculadas segundo parâmetros da tabela 4.2.

²⁵ Para o material base a tensão local foi calculada como a tensão aplicada menos a tensão de usinagem de -580MPa. A apresentação das tensões de usinagem será feita no item 4.4.



TABELA 4.4 – Sumário de resultados

<i>NÍVEL 1: 1370MPa</i>					<i>NÍVEL 3: 1007MPa</i>					<i>NÍVEL 4: 931MPa</i>				
CDP	N_f (10^2)	NT μm	σ_ℓ MPa	σ_{ap} MPa	CDP	N_f (10^2)	NT μm	σ_ℓ MPa	σ_{ap} MPa	CDP	N_f (10^2)	NT μm	σ_ℓ MPa	σ_{ap} MPa
Base														
1A	67	0	790	800	5A	452	0	427	800	9A	1225	0	351	800
2A	59	0	790	800	6A	419	0	427	800	10A	980	0	351	800
3A	59	0	790	800	7A	360	0	427	800	11A	703	0	351	800
4A	56	0	790	800	8A	353	0	427	800	12A	624	0	351	800
média	60	DP=5			média	396	DP=48			média	883	DP=274		
0,0027A														
1B	125	0	450	1195	5B	1457	50	185	1147	9B	2117	0	11	1195
2B	112	0	450	1195	6B	1111	0	87	1195	10B	1307	23	4	1194
3B	100	0	450	1195	7B	892	25	84	1194	11B	1201	0	11	1195
4B	91	0	450	1195	8B	578	0	87	1195	12B	1013	14	-6	1200
média	107	DP=15			média	1010	DP=370			média	1410	DP=487		
0,0063A														
1C	100	0	452	1194	5C	1097	38	-58	1253	9C	19602	225	944	772
2C	92	0	452	1194	6C	1014	35	-60	1254	10C	9048	204	1018	742
3C	75	0	452	1194	7C	875	16	-23	1240	11C	3567	90	172	1116
4C	46	0	452	1194	8C	869	186	1065	755	12C	2295	54	-86	1231
média	78	DP=24			média	964	DP=111			média	8628	DP=7881		
0,0083A														
1D	101	0	378	1225	5D	1848	70	-34	1247	9D	5529	105	199	1114
2D	100	0	378	1225	6D	1425	20	-128	1287	10D	1697	90	52	1177
3D	86	0	378	1225	7D	986	72	-21	1241	11D	1224	22	-208	1289
4D	42	0	378	1225	8D	590	13	-92	1272	12D	1115	0	-61	1225
média	82	DP=28			média	1212	DP=544			média	2391	DP=2107		
0,0101A														
1E	86	0	452	1194	5E	1771	110	241	1116	9E	2609	0	14	1194
2E	59	0	452	1194	6E	847	0	90	1194	10E	2534	238	870	806
3E	55	0	452	1194	7E	796	18	-96	1271	11E	892	0	14	1194
4E	48	0	452	1194	8E	575	0	90	1194	12E	487	0	14	1194
média	62	DP=17			média	997	DP=529			média	1630	DP=1100		
0,0141A														
1F	86	0	620	1122	5F	1202	50	-214	1318	9F	2320	50	-289	1318
2F	85	0	620	1122	6F	743	0	257	1122	10F	2097	0	181	1122
3F	82	0	620	1122	7F	741	0	257	1122	11F	1707	100	-233	1290
4F	47	0	620	1122	8F	681	15	47	1210	12F	485	0	181	1122
média	75	DP=19			média	842	DP=242			média	1652	DP=818		

CDP = corpos de prova; N_f = Número de ciclos até a fratura; NT = Distância da superfície até o ponto de nucleação da trinca; σ_ℓ = Tensão Local (superposição da tensão residual e a tensão aplicada pelo ensaio de fadiga); σ_{ap} = Resistência à fadiga dado pela relação de Goodman²⁶; DP= Desvio padrão.

²⁶ Ver equação 2.3

Entretanto, em muitos casos, as trincas tiveram início em posições onde a tensão local foi compressiva (negativa). As Figuras 4.30 e 4.31 ilustram a questão para as condições de 0,0063 e 0,0083A.

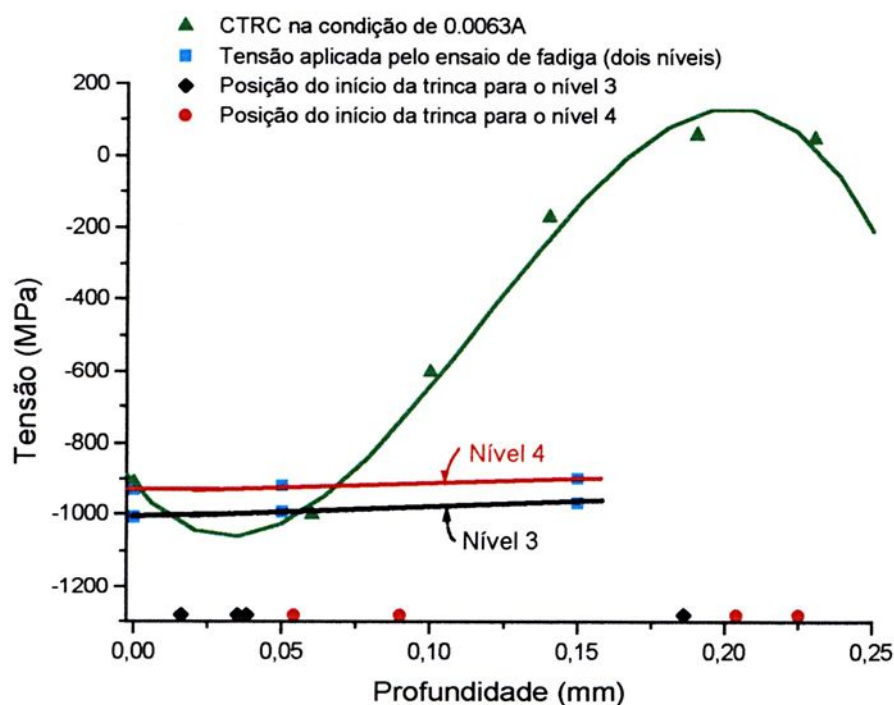


FIGURA 4.30 - Análise do início da trinca em relação as tensões existentes para a condição de 0,0063A.

A curva na Figura 4.30 mostra a distribuição das tensões residuais induzidas pelo processo de shot peening para a condição de 0,0063A. Os ensaios de fadiga por flexão rotativa induzem tensões cíclicas, nas quais nos interessam as tensões trativas. As retas da Figura 4.30 correspondem aos níveis 3 e 4 de tensões da Figura 4.1. As tensões de tração aplicadas nos ensaios foram rebatidas para tensões negativas, para facilitar a visualização de sua sobreposição ao CTRC. Pode-se observar que a tensão residual compressiva é maior que a tensão aplicada trativa em algumas regiões abaixo da superfície. No nível 4, as tensões residuais compressivas suplantam as tensões aplicadas

desde a superfície até aproximadamente $70\mu\text{m}$ de profundidade. No nível 3, as tensões compressivas são maiores entre as profundidades de $10\mu\text{m}$ e $60\mu\text{m}$ aproximadamente. Os pontos sobre a abcissa mostram as posições em relação à superfície em que surgiram as trincas por fadiga. Os pontos circulares representam a posição de início das trincas para o nível 4 de tensão aplicada e os losangos mostram o início das trincas para o nível 3. Observando-se a Tabela 4.4 e a Figura 4.30, nota-se que para o nível 4 na condição de 0,0063A, os pontos circulares marcam respectivamente os espécimens 12C, 11C, 10C e 9C. Observando-se a Figura 4.30 e a Tabela 4.4, verifica-se que nos espécimens 9C, 10C e 11C, as trincas originaram em posições em que atuavam tensões trativas. Para o espécimen 12C, a trinca originou-se em uma posição em que a tensão local foi de -86MPa , um fato bastante inesperado, já que é sabido que a propagação de trincas ocorre somente sob tensão trativa²⁷. Para o nível de tensão aplicada correspondente ao nível 3, os losangos representam os espécimens 7C, 6C, 5C e 8C respectivamente. A situação anterior se repete com os espécimens 5C, 6C e 7C, tendo como início das trincas por fadiga, posições onde a sobreposição das tensões resultam em tensão compressiva. É importante lembrar que no espécimen 8C, a trinca surgiu a partir de uma inclusão, sendo portanto uma situação atípica. Na Figura 4.31 a mesma análise pode ser feita. No nível 3 as tensões compressivas suplantam as tensões trativas da superfície até $75\mu\text{m}$ aproximadamente. Todas as trincas neste nível de tensão surgiram nesta região (5D, 6D, 7D e 8D na Tabela 4.4) e podem ser observadas pelos losangos na Figura 4.31. No nível 4 os espécimens 11D e 12D também tiveram o início das trincas a partir da região de tensão local compressiva (pontos circulares na Figura 4.31). É importante ressaltar, no entanto, que para a enorme maioria dos casos em que o início das trincas deu-se em tensão trativa, a nucleação

²⁷ Ver item 2.1.1.



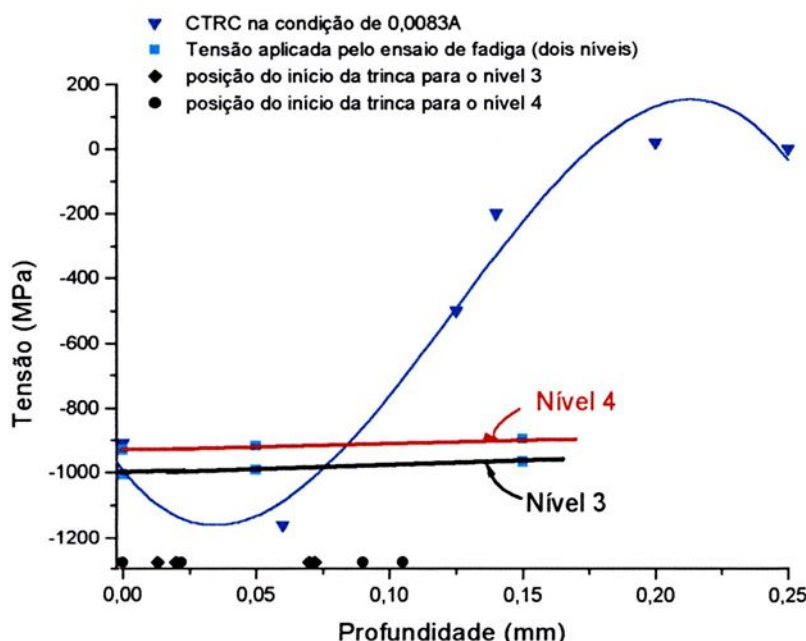


FIGURA 4.31 - Análise do início da trinca em relação as tensões existentes para a condição de 0,0083A.

ocorreu em posições onde ainda existia a influência do CTRC. Esta observação está em desacordo com as conclusões feitas por Wagner [38] e Shengping [61] que encontraram os pontos de nucleação das trincas por fadiga em camadas abaixo do CTRC²⁸. Por fim, as tensões locais trativas onde várias trincas se originaram foram muito pequenas comparadas ao limite de fadiga do material que foi de 800MPa (Figura 4.1), a exemplo dos espécimens 9B, 10B, 9E, 11E e 12E. No entanto, esta análise simplista não seria aceitável, uma vez que o processo de fadiga é sempre controlado por dois parâmetros, como por exemplo: a amplitude de tensão e a tensão média aplicada (Figura 2.4). Portanto, uma outra maneira de demonstrar a aparente incongruência dos resultados encontrados é através do cálculo da amplitude de tensão permitida, em função da tensão média em cada ponto onde ocorreu a origem da trinca.

²⁸ Ver item 2.1.7.7 especialmente a Figura 2.33.

Para tal, utilizou-se a relação de Goodman (equação 2.3) pelos motivos discutidos no item 2.1.3. A tensão média na relação de Goodman seria a própria tensão residual induzida pelo shot peening. Os resultados estão mostrados na quinta coluna da Tabela 4.4. No caso do material sem o tratamento de shot peening, a resistência à fadiga é o próprio limite de fadiga (800MPa). Pode-se observar na Tabela 4.4 que a resistência à fadiga, calculada pela relação de Goodman no nível 1, para todas as intensidades de peening, foi menor que a amplitude de tensão aplicada (1370MPa)²⁹. Para os níveis 3 e 4, no entanto, as amplitudes de tensões aplicadas (1007 e 931MPa respectivamente) foram menores que a resistência à fadiga em praticamente todos os espécimens. A Figura 4.32 ilustra o que está sendo apresentado. As informações da Figura 4.30 são repetidas, mas com as tensões aplicadas mostradas com seus valores positivos e acrescentado as tensões correspondentes ao nível 1 de carregamento. A linha tracejada corresponde às amplitudes de tensões em que seria permitido atuar sem que houvesse fratura, segundo o critério modificado de Goodman. Pode-se observar que o nível 1 de carregamento gera tensões maiores do que as permitidas pela relação de Goodman. No nível 3, as tensões aplicadas são menores do que a resistência à fadiga na superfície até aproximadamente 120 μ m de profundidade. No nível 4, o fato se repete da superfície até 140 μ m de profundidade. Com isso, o espécimen 11C - por exemplo - não deveria também ter fraturado embora submetido a tensão de tração. Analisando-se toda a Tabela 4.4, podemos notar que, para os níveis 3 e 4 de tensão aplicada, apenas os espécimens 8C, 9C, 10C e 10E teriam condições de fratura segundo este critério. Este fato mostra total desacordo com as conclusões de Starker [33], que observou apenas fratura em espécimens onde a tensão aplicada era maior do que a resistência à fadiga proposto pela relação de Goodman³⁰. Quando a trinca se origina a partir

²⁹ Para $R=-1$, a tensão máxima coincide com a amplitude de tensão. Ver Figura 2.1

³⁰ Ver as considerações de Starker [33] no item 2.1.7.7



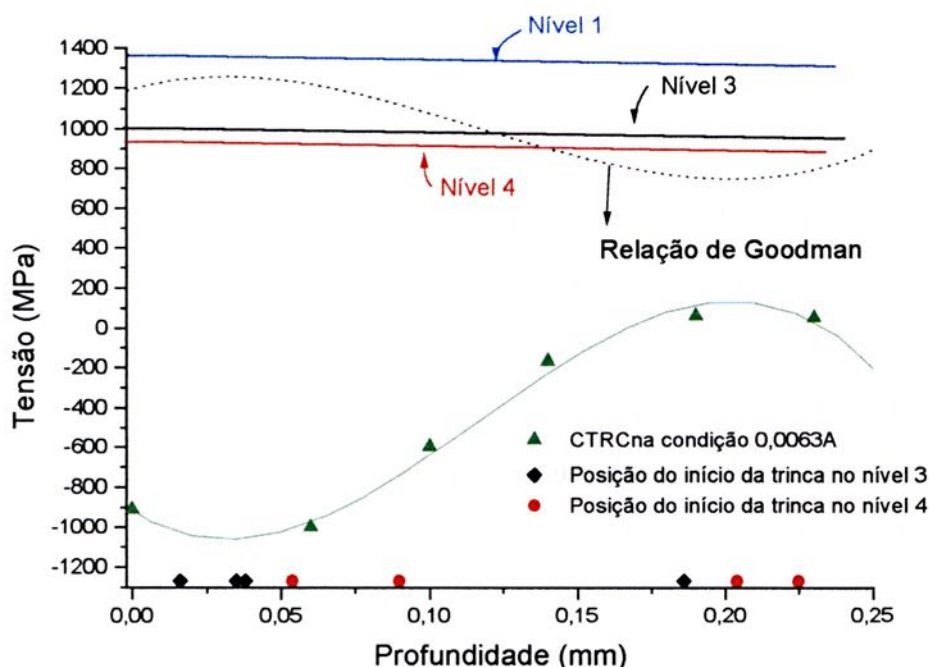


FIGURA 4.32 - Análise do início da trinca em relação às tensões existentes e a resistência à fadiga proposta por Goodman para a condição de 0,0063A.

da superfície, é razoável supor que possíveis concentradores de tensão permitam que haja uma propagação de trincas com uma tensão menor do que a resistência à fadiga proposta pela relação de Goodman. Entretanto, quando a trinca surge abaixo da superfície, seria provável que o ponto de iniciação da trinca se desse onde a resistência à fadiga dada pela relação de Goodman fosse menor que a tensão aplicada.

Antes de sumarizar as observações neste item, uma rápida discussão sobre o valor das tensões agindo nos pontos de iniciação das trincas, a partir das inclusões encontradas, será feita baseada nas propostas de Murakami [56]³¹.

³¹ Ver item 2.1.7.4

A Tabela 4.5 mostra as tensões teóricas e experimentais agindo nas três inclusões encontradas neste trabalho. Todas elas estavam além da influência do campo compressivo criado pelo shot peening. Utilizando-se os parâmetros da Tabela 4.2, as tensões residuais nos pontos de nucleação das trincas seriam trativas (σ_R). As tensões aplicadas pelo ensaio de flexão rotativa também são mostradas nos pontos de iniciação das trincas ($\sigma_{m\acute{a}x}$). A tensão local (σ_ℓ) é a soma de σ_R e $\sigma_{m\acute{a}x}$. Para os espécimens 8C e 10E, σ_ℓ pode também ser encontrada na Tabela 4.4. A equação 2.9, proposta por Murakami [55,56], foi usada para o cálculo do limite inferior de fadiga nos três casos encontrados. Para a utilização da equação 2.9, os tamanhos das inclusões foram medidas no microscópio eletrônico de varredura, cujos resultados do diâmetro médio foram mostrados na Tabela 4.5 (ϕ_i). Pode-se observar que a equação fornece resultados bastante conservativos para os dados deste trabalho. No entanto, Murakami [55] também propõe um limite de fadiga superior para fraturas a partir de inclusões igual a 1,6 vezes a dureza vickers do material. Para o aço ABNT 4340 a dureza vickers medida não variou significativamente ao longo da profundidade dos CDPs e seu valor médio foi de 600HV (DP=15,14). O resultado do limite superior de fadiga, proposto por Murakami, também está mostrado na Tabela 4.5 (σ_{FS}). Os valores entre σ_{FS} e σ_ℓ estão mais próximos do que σ_ℓ e σ_F , mas uma consideração adicional ainda precisa ser feita. A função de 3º grau mostrou modelar muito bem a parte compressiva do diagrama das tensões residuais induzidas pelo shot peening, mas para a parte trativa seria incorreto utilizá-la. Os espécimens usados são bastante espessos (8mm) comparados com a soma das camadas diametrais sob influência do CTRC ($\approx 0,5\mu m$). Como as tensões do shot peening são do tipo 1, a área positiva das tensões induzidas deverá ser igual a área negativa. Portanto, os valores das tensões positivas deverão ser aproximadamente constantes e pequenos ao longo de toda a espessura. Estas considerações podem ser vistas na Figura 4.2. Vale lembrar que a precisão das medidas experimentais feitas é



de $\pm 30\text{MPa}$. Então, neste caso, poderíamos afirmar que o valor real da tensão atuante nas inclusões está entre os valores de $\sigma_{\text{máx}}$ e σ_{ℓ} . É preciso ressaltar também que, embora a trinca tenha surgido em uma posição além do CTRC, certamente este teve influência no ponto de iniciação da trinca. Provavelmente, as inclusões que originaram as fraturas não seriam as fontes de iniciação das trincas, se os espécimens não estivessem sob a ação do shot peening. Além disso, as equações propostas por Murakami não prevêem influência da tensão média.

TABELA 4.5 – Resultado das tensões agindo nas inclusões

						Equação (2.9)	1,6*HV
Tensão aplicada	Espécimen (600HV)	σ_R (MPa)	$\sigma_{\text{máx}}$ (MPa)	σ_{ℓ} (MPa)	ϕ_i (μm)	σ_F (MPa)	σ_{FS} (MPa)
Nível 3	8C	105	960	1065	26	393	960
Nível 4	10E	71	799	870	20	430	960
871MPa	-	144	819	963	21	424	960

As observações feitas neste item podem ser sumarizadas:

- Grande parte das trincas por fadiga nos níveis 3 e 4, inesperadamente, surgiu em posições onde a tensão local era compressiva;
- Praticamente em todas as trincas dos níveis 3 e 4 que surgiram em posições onde a tensão local era trativa, observou-se que as tensões aplicadas eram inferiores à resistência à fadiga estimada pela relação de Goodman;
- Observou-se nas três inclusões encontradas neste trabalho, as quais foram responsáveis pela origem da fratura abaixo da superfície,

que as tensões atuantes nestas ficaram um pouco abaixo de 1,6 vezes a dureza vickers do material. Embora este seja o limite superior de fadiga, proposto por Murakami [55] para os materiais sem tratamento de shot peening, mostrou ser adequado também neste caso.

Para estudar melhor a situação colocada, realizou-se um novo programa de ensaios. O objetivo desses novos ensaios é verificar uma possível variação das tensões residuais, induzidas pelo processo de shot peening, sob carregamento cíclico. Este fenômeno poderia explicar os resultados imprevistos encontrados (itens “a” e “b” acima).

4.3.6 Estudo da relaxação do CTRC

Uma possível relaxação do CTRC como mostrado por Kodama [139], poderia diminuir a resistência à fadiga estimada pela relação de Goodman e adequar os resultados encontrados no item anterior. Corpos de prova com shot peening foram novamente submetidos ao carregamento cíclico e retirados da máquina de ensaios de fadiga antes da fratura, e então, um novo CTRC foi medido. Para cada nível de tensão e cada número de ciclos analisado, um novo e diferente corpo de prova foi usado. Os primeiros testes foram feitos na condição de 0,0141A (que foi o maior CTRC encontrado), nos níveis 2, 4 e 5 indicados na Figura 4.1. Para o nível 2, amostras com shot peening foram submetidas a 10^3 e 10^4 ciclos. No nível 4 ensaiou-se em 10^4 e 10^5 ciclos e no nível 5 em 10^7 ciclos. Estes números de ciclos correspondem a um número abaixo do qual se espera que ocorra a fratura por fadiga. Todas as medidas das tensões residuais foram feitas na superfície e nas profundidades de 0,05, 0,10 e 0,15mm. Os resultados dos ensaios estão mostrados nas Figuras 4.33 a 4.35. A Figura 4.33 mostra os resultados para o nível 4 de carregamento. Pode-se



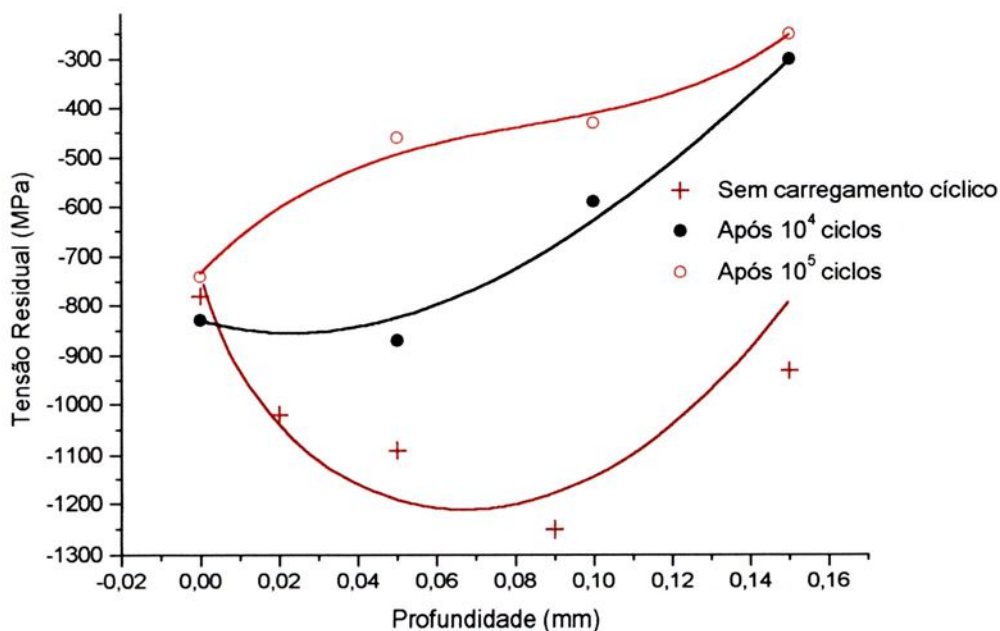


FIGURA 4.33 - Relaxação do CTRC na condição 0,0141A no nível 4 de tensão aplicada

observar, na Figura 4.33, que houve uma grande variação do campo original das tensões induzidas, quando comparado aos campos medidos após 10^4 e 10^5 ciclos. Embora não tenha havido mudança significativa nas tensões superficiais para este nível de carga aplicada, observa-se uma diminuição das tensões abaixo da superfície com o aumento do número de ciclos aplicados no ensaio de fadiga. A Figura 4.34 mostra os resultados das medidas das tensões residuais para o nível 2 de carregamento com a aplicação de 10^3 e 10^4 ciclos e uma comparação com o campo de tensões original. Neste caso a variação ocorreu tanto na superfície como abaixo dela. Outra importante observação feita é a inexistência de diferença entre os valores de tensões medidas entre as condições de 10^3 e 10^4 ciclos, sugerindo uma estabilização das tensões do CTRC. Para esta condição, foi observada também uma grande diminuição da

tensão residual na superfície, ao contrário do que ocorreu no nível 4. É importante notar que o nível de relaxamento do campo compressivo, para o nível 2 de tensão, foi muito maior do que o ocorrido para o nível 4 para 10^4 ciclos. Isto demonstra que quanto maior a tensão aplicada no ensaio, maior é o valor do relaxamento das tensões. A Figura 4.35 mostra o relaxamento de tensões ocorrido no nível 5, que é um nível de tensão um pouco abaixo do limite de fadiga para a pior condição de shot peening encontrada (Figura.4.1).

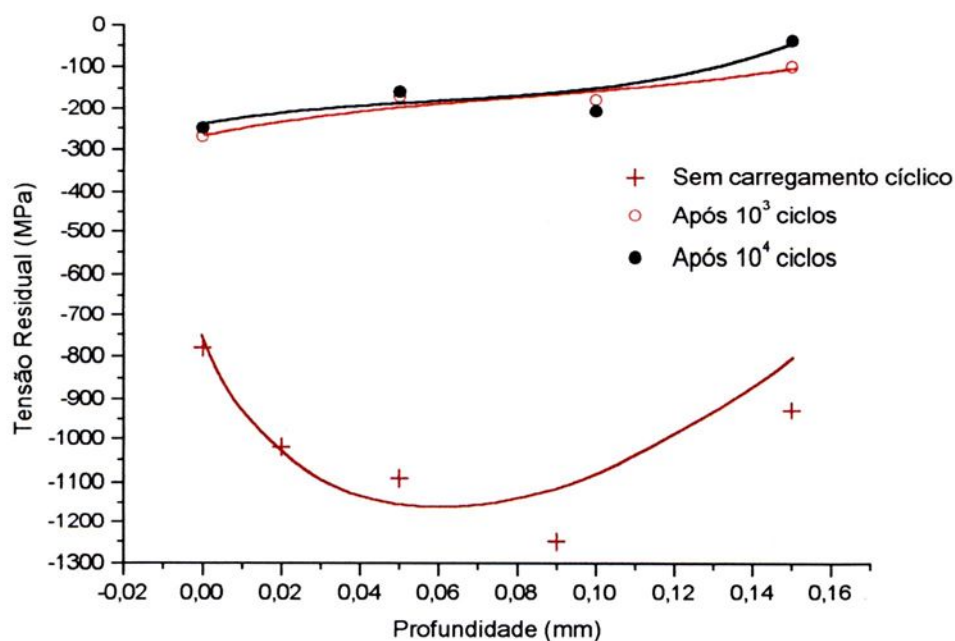


FIGURA 4.34 - Relaxação do CTSC na condição 0,0141A no nível 2 de tensão aplicada

Para a condição de 10^7 ciclos (Figura 4.35), observou-se também um grande relaxamento das tensões residuais, tanto na superfície como abaixo dela, quando comparado ao campo original. Os casos representados nas Figuras 4.34 e 4.35 podem ser supostos como sendo os casos limites, para o relaxamento das tensões, dentro dos parâmetros de projeto. O primeiro, devido às altas cargas aplicadas e o segundo, devido ao número de ciclos submetidos.

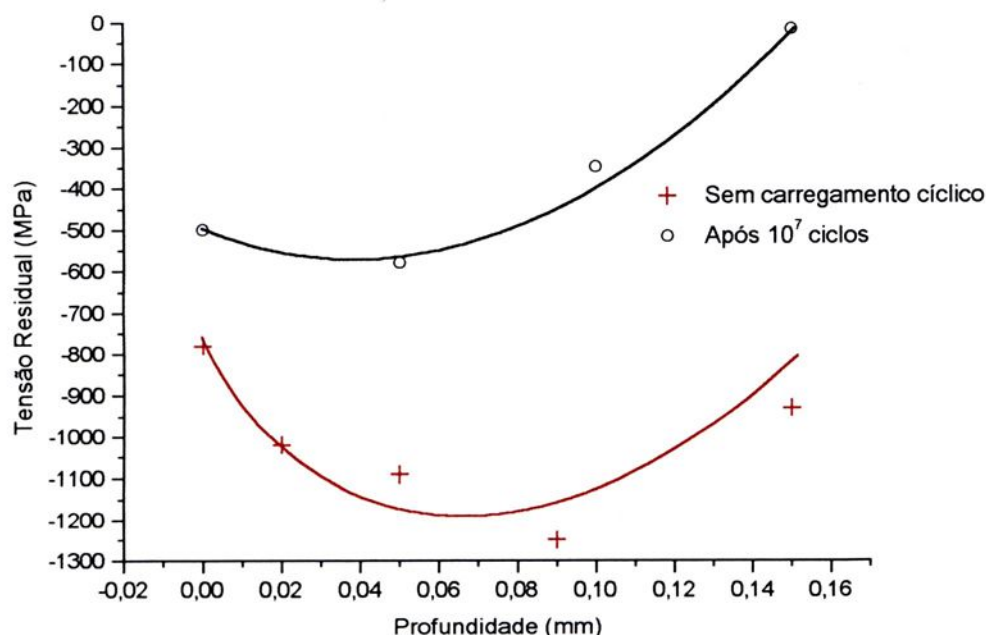


FIGURA 4.35 - Relaxação do CTRC na condição 0,0141A no nível 5 de tensão aplicada.

Quantificando as tensões finais compressivas nestes dois casos, fazendo a soma entre a tensão aplicada pelo ensaio de fadiga e a tensão final na superfície do CTRC chega-se a valores muito próximos: $-1380 \pm 30 \text{ MPa}$ (-1130 e -250 MPa) para o primeiro, e $-1340 \pm 30 \text{ MPa}$ (-840 e -500 MPa) para o segundo. Estes valores parecem estar coerentes com a análise a seguir. Nos ensaios de flexão rotativa, as tensões de compressão aplicadas somam-se às tensões compressivas presentes devido ao tratamento de shot peening. Se o resultado desta superposição for suficientemente grande, existe então uma deformação plástica e, conseqüentemente, uma redistribuição das tensões, causando o relaxamento do CTRC original. Com a continuidade dos ensaios, devido ao relaxamento das tensões, a soma algébrica das tensões irá diminuir. Com isso, a partir de um determinado momento, espera-se que o nível da superposição das tensões fique abaixo da tensão de escoamento cíclico do

material e torne o CTRC estável [129,138]. Embora não se tenha feito ensaios de baixo ciclo neste trabalho, sabe-se que o aço ABNT 4340 sofre amolecimento cíclico [12]. Portanto, sua tensão de escoamento cíclico ficaria abaixo da tensão de escoamento monotônico que é de 1511MPa. Continuando a análise experimental do relaxamento de tensões, foram feitas também medidas para as condições de peening 0,0083 e 0,0063A, que tiveram as melhores performances em fadiga. As medidas foram feitas com 10^4 e 10^5 ciclos no nível 4. As Figuras 4.36 e 4.37 mostram os resultados obtidos para essas condições respectivamente. Analisando primeiramente a Figura 4.36 pode-se observar a existência do relaxamento progressivo. O campo original de tensões compressivas diminuiu com o carregamento de 10^4 ciclos e mais ainda com 10^5 ciclos. Neste caso, as tensões na superfície ao contrário do que aconteceu com a condição 0,0141A, também diminuíram com o carregamento cíclico e mantiveram-se em aproximadamente -500MPa tanto para a condição de 10^4 como para a de 10^5 ciclos. Os resultados encontrados permitem confirmar a tendência da diminuição das tensões residuais com o aumento do número de ciclos aplicados. A Figura 4.37 mostra o que aconteceu com o CTRC para a condição de 0,0063A, mostrando a mesma situação ocorrida nas condições anteriores. A Tabela 4.6 mostra uma comparação dos valores do CTRC nas condições 0,0063, 0,0083 e 0,0141A para 10^5 ciclos, que foi a ordem de grandeza em que houve o maior ganho de fadiga.

Comparando-se as condições 0,0063 e 0,0083A, pode-se observar que o relaxamento das tensões foi menor para a condição de 0,0063A. Isto pode explicar a melhora obtida na vida em fadiga da condição 0,0063A sobre a condição 0,0083A para 10^5 ciclos. No entanto, observando as tensões para a condição 0,0141A, poderia se esperar uma melhor ou igual performance em fadiga em relação à condição 0,0063A, mas isto não ocorreu. Observando novamente a Tabela 4.4 pode-se verificar que praticamente todas as trincas para a condição 0,0141A surgiram a partir da superfície ou bem próximo dela,

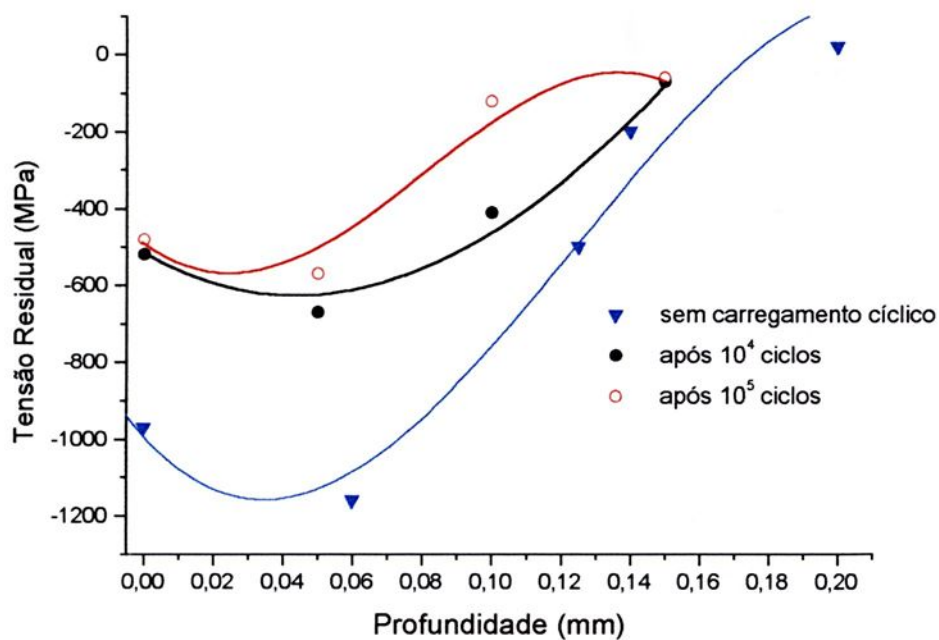


FIGURA 4.36 - Relaxação do CTCRC na condição 0,0083A no nível 4 de tensão aplicada.

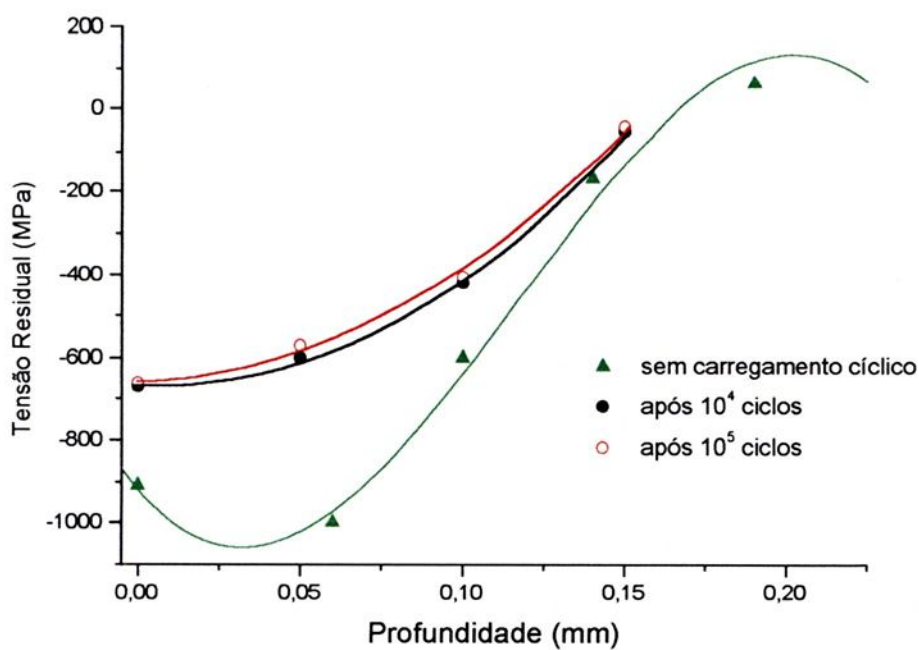


FIGURA 4.37 - Relaxação do CTCRC na condição 0,0063A no nível 4 de tensão aplicada.

devido principalmente às condições superficiais criadas pela maior intensidade do shot peening (o CDP 11F foi uma exceção). Foi demonstrado na Figura 4.29 que um melhor resultado de vida em fadiga é esperado quando a iniciação das trincas se dá abaixo da superfície. Para a condição 0,0063A, todas as trincas originaram-se abaixo da superfície de fratura.

TABELA 4.6 - Comparação dos valores das tensões residuais após 10^5 ciclos no nível 4 para as condições de peening 0,0063, 0,0083 e 0,0141A

Profundidade (mm)	0	0,05(mm)	0,10(mm)	0,15 (mm)
Intensidade shot Peening				
0,0063A	-660MPa	-600MPa	-420MPa	-40MPa
0,0083A	-480MPa	-570MPa	-120MPa	-60MPa
0,0141A	-740MPa	-460MPa	-430MPa	-250MPa

4.3.7 Influência da subtensão na vida em fadiga

Foi mostrado, no item 4.3.1, que o processo de shot peening melhorou sensivelmente a vida em fadiga do aço ABNT 4340 com dureza de 53HRC, para carregamento de médio ciclo de fadiga. Para baixo ciclo, o tratamento não mostrou melhora em fadiga, e as razões já foram discutidas. Em alto ciclo, o aumento no limite de fadiga não ultrapassou a 12% para todas as cinco condições de shot peening estudadas. Decidiu-se, portanto, investigar as tensões residuais do material base em 10^7 ciclos. Inicialmente, mediu-se o perfil das tensões de usinagem no corpo de prova como fornecido. Uma discussão mais detalhada sobre as tensões de usinagem será feita na segunda parte deste capítulo. Os resultados dessas tensões são mostrados na Figura 4.38, interpolados pela curva superior. Em seguida, um corpo de prova do material base foi submetido a uma tensão um pouco abaixo do seu limite de

fadiga durante 10^7 ciclos. Novamente mediu-se as tensões na superfície, a 0,05 e a 0,15mm de profundidade. Pode-se observar através da curva inferior na Figura 4.38 que as tensões tiveram um sensível acréscimo em seus valores na superfície e abaixo dela. Certamente, houve um encruamento do material. Um estudo aprofundado desta questão será proposto para trabalhos futuros, uma vez que foge aos objetivos deste. Provavelmente, o aumento das tensões residuais na superfície poderiam induzir uma melhor performance do material em fadiga. Então, mais sete espécimens foram ensaiados até 10^7 ciclos e posteriormente submetidos a tensões maiores de modo a se construir uma nova curva σ/N do material base. Os resultados são mostrados na Figura 4.39.

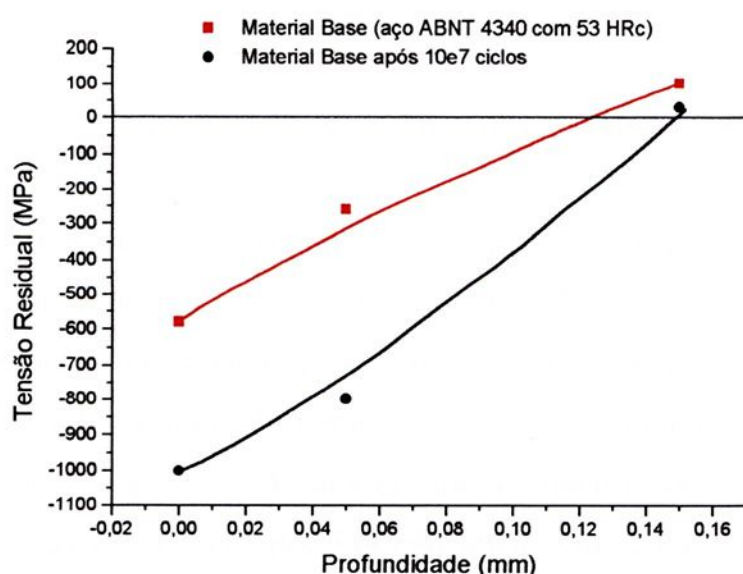


FIGURA 4.38 – Tensões de usinagem e tensões criadas após 10^7 ciclos de fadiga no aço ABNT 4340 com dureza de 53HRC.

Nesta figura, três curvas foram plotadas para efeito de comparação. A curva inferior representa a curva do material base na dureza 53HRC (já mostrada na Figura 4.1 e reproduzida aqui com todos os pontos experimentais). A curva

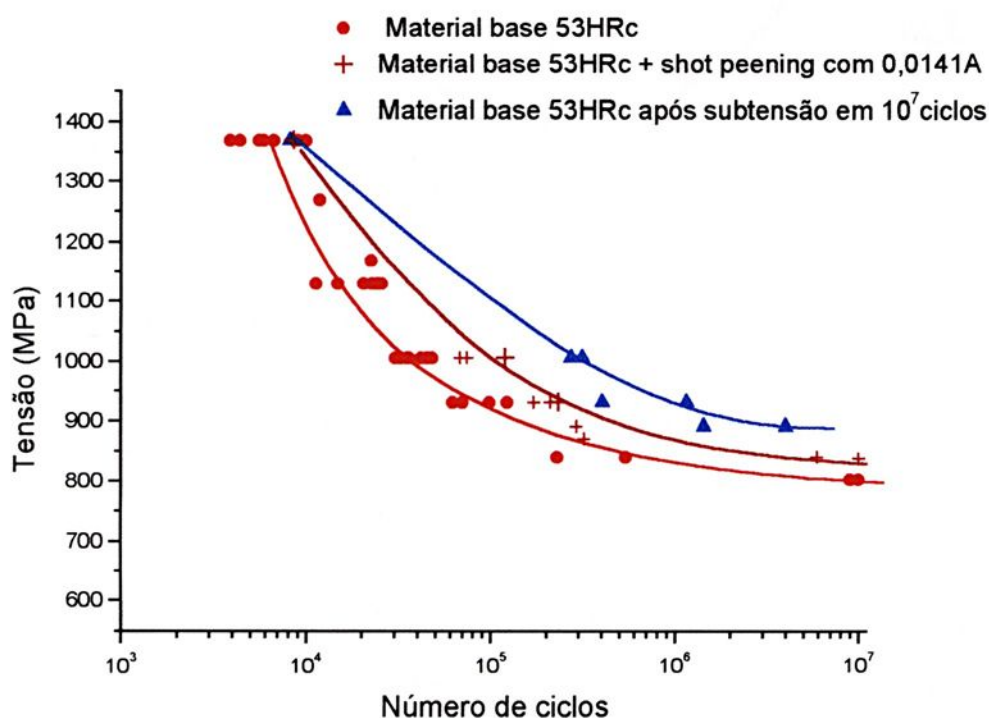


FIGURA 4.39 – Ensaio de fadiga mostrando o efeito da subtenção.

superior mostra o comportamento de vida em fadiga dos sete corpos de prova que foram ensaiados previamente em alto ciclo. Como era esperado³² houve uma melhora no resultado de vida em fadiga causado pela subtenção. A curva de fadiga intermediária da Figura 4.39 mostra a curva σ/N do material base submetido ao tratamento de shot peening na intensidade de 0,0141A. Embora esta intensidade de shot peening não tenha sido a que obteve os melhores resultados de vida em fadiga (Figura 4.1), fica claro que o processo de shot peening teve, neste caso, uma performance em fadiga inferior ao material base que foi submetido à subtenção. A Figura 4.40 tenta justificar o comportamento encontrado nas curvas de fadiga. Nesta figura são reproduzidas as curvas das tensões residuais mostradas nas Figuras 4.35 e 4.39. A seta 1 mostra a evolução das tensões do material base, após este ser submetido ao ensaio de fadiga por 10^7 ciclos. A seta 2 mostra o relaxamento do CTRC para a

³² Ver item 2.1.2

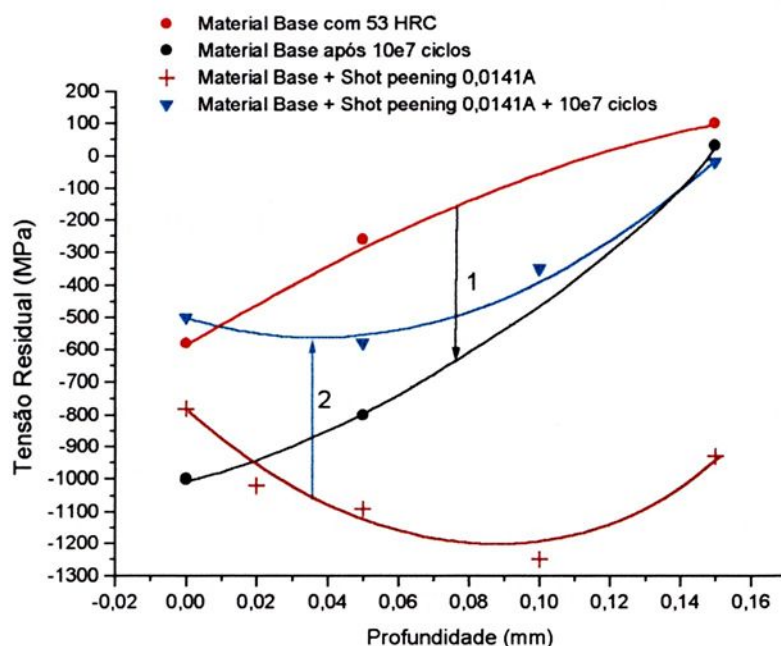


FIGURA 4.40 – Curvas de tensão residual mostrando o efeito do carregamento cíclico.

intensidade de 0,0141A também após 10^7 ciclos e também ensaiado a aproximadamente um pouco abaixo do limite de fadiga nesta condição. As curvas finais mostram que as tensões adquiridas pelo material base são sensivelmente maiores do que as tensões residuais compressivas induzidas por shot peening após 10^7 ciclos da superfície até 0,10mm de profundidade. É nítido o comportamento diferente das tensões induzidas por shot peening e as tensões adquiridas pelo material base durante o processo de fadiga. O relaxamento do CTRC foi discutido anteriormente. O aumento das tensões compressivas observadas no material base, durante o processo de fadiga, provavelmente, está ligado ao processo de encruamento (Figura 4.38). No entanto, como já foi dito, esta questão será melhor investigada em trabalhos futuros. Por ora, esta constatação pode significar que o aço ABNT 4340, quando submetido a baixas tensões cíclicas, aumenta significativamente sua resistência à fadiga. Este fato que pode ser explorado a favor da segurança nos projetos, dispensando em determinadas circunstâncias, a utilização do shot peening.

4.3.8 Conclusões da Parte 1

- 1) Foram testadas cinco intensidades de shot peening no aço ABNT 4340 na dureza de 53HRc: 0,0027, 0,0063, 0,0083, 0,0101 e 0,0141A. Foi constatado um aumento na resistência à fadiga em médio ciclo para todas as intensidades testadas. Para baixo ciclo, uma pequena melhora em fadiga foi encontrada apenas para a condição de 0,0027A. Para alto ciclo o aumento no limite de fadiga foi pequeno em relação ao material base. Verificou-se que para as intensidades de 0,0063 e 0,0083A (valores intermediários) foram obtidos os melhores resultados, tanto na resistência à fadiga em médio ciclo, como no limite de resistência à fadiga.
- 2) O aumento da intensidade do shot peening faz com que a tensão máxima residual compressiva induzida e a largura do Campo de Tensões Residuais Compressivas (CTRC) criado inicialmente sejam maiores. No entanto, as tensões originadas na superfície foram praticamente as mesmas para todas as condições de peening estudadas.
- 3) O aumento na intensidade de shot peening, e conseqüentemente o aumento das dimensões do CTRC original, não necessariamente aumenta o ganho de vida em fadiga do aço ABNT 4340 com dureza 53HRc.
- 4) Na ausência de resultados experimentais, mostrou-se a possibilidade de estimar as características do CTRC (Figura 4.3) em função unicamente das intensidades de shot peening usadas, (considerando as outras variáveis do processo constantes: Tabela 3.3); através das relações abaixo:

$$Z_m = -0,000718 + 4,56 * sp$$

$$\sigma_m = -891,94 - 26564,2 * sp$$



$$z_0 = 0,145 + 3,88*sp$$

$$\sigma_{z1} = -505,57 - 42291,5*sp$$

$$z_1 = z_0 / 2$$

Nestas equações: σ em MPa, z em mm e sp em polegada (placa Almen A).

Para σ_s , a utilização da equação 2.20, proposta por Wang [126], mostrou-se adequada.

- 5) Os tratamentos de shot peening induzem o início da trinca na maioria dos casos, de médio e alto ciclos, para baixo da superfície devido às tensões residuais compressivas induzidas no processo. Nos espécimens sem shot peening e com shot peening na condição de baixo ciclo, todas as trincas nucleiam a partir da superfície. Foi observada alguma correlação entre o ganho de vida em fadiga e a posição do início das trincas abaixo da superfície (Figura 4.29).
- 6) Não há dúvidas que o CTRC cria condições para a melhor performance de vida em fadiga para o aço ABNT 4340. No entanto, o CTRC sofre uma diminuição no valor absoluto de suas tensões durante o processo de fadiga. Este relaxamento das tensões é diretamente proporcional às tensões aplicadas e ao número de ciclos em que o espécimen é submetido.
- 7) Foi demonstrado que a intensidade de shot peening que produz melhores resultados de vida em fadiga é influenciada por diversos fatores: relaxamento das tensões ao longo do processo de fadiga, condições superficiais criadas pelo shot peening e a maior capacidade do CTRC deslocar o início das trincas para baixo da superfície.
- 8) Foi demonstrado que o aço ABNT 4340, na dureza de 53HRc, pode ter uma resistência à fadiga significativamente aumentada, quando submetido à subtensão.

4.4 Parte 2: Estudo comparativo das durezas de 53HRc e 39HRc no comportamento em fadiga do aço ABNT 4340 e a influência do shot peening na dureza de 39HRc

4.4.1 Análise das tensões de usinagem

Para analisar as possíveis diferenças no comportamento em fadiga entre as durezas de 53HRc e 39HRc, foram medidas inicialmente as tensões residuais induzidas no processo de usinagem dos corpos de prova de fadiga. Na Figura 4.41 é possível observar as curvas de tensão residual causadas pelo processo de usinagem para a dureza de 53HRc (já mostrada nas Figuras 4.38 e 4.40) e para a dureza de 39HRc. Foram feitas medidas na superfície, para 0,05 e 0,15mm de profundidade.

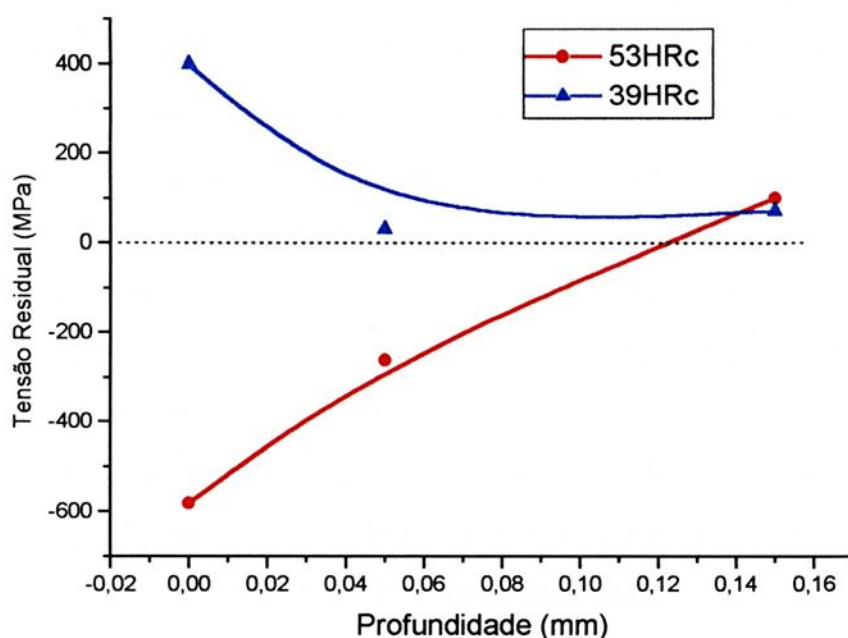


FIGURA 4.41 - Tensões residuais devido à usinagem dos corpos de prova.

Pode-se observar na Figura 4.41, para a dureza de 39HRc, que a tensão na superfície foi trativa e seu valor decresce a medida que aumenta a profundidade da peça. Para a dureza de 53HRc, no entanto, pode-se observar que a tensão surgida na superfície foi compressiva e seu valor absoluto também decresce com o aumento da profundidade. Em ambos os casos a tensão na profundidade de 0,15mm foi aproximadamente a mesma. Existem basicamente três fontes que podem produzir tensões residuais durante o processo de usinagem [152]: a transformação da fase martensítica perto da superfície, escoamento das camadas superficiais devido a tensões térmicas causadas pelo calor induzido no processo de usinagem, e a deformação plástica desigual entre os elementos superficiais e os subsuperficiais causados pelo trabalho mecânico da usinagem. Sabe-se que para o aço ABNT 4340 não há transformação da martensita em ferrita e cementita com o aumento da temperatura produzido pela usinagem, situação que sempre gera tensões trativas na superfície pela variação relativa de volumes entre as fases [152]. As tensões residuais causadas pelo efeito térmico são sempre trativas. Foi demonstrado por Matsumo e colaboradores [153], ao examinar alguns fatores da usinagem como ângulo de corte, dureza do aço e tensões térmicas, que o fator predominante na indução de tensões para o aço ABNT 4340 é sem dúvida o efeito mecânico. Foi mostrado também que o efeito do corte pode produzir tanto tensão residual compressiva como trativa, dependendo da dureza do material. Quando o aço com alta dureza é cortado, as camadas superficiais afetadas pela deformação são pouco profundas, então um mecanismo do tipo “polimento” é predominante e consequentemente são produzidas tensões compressivas. Por outro lado, para durezas mais baixas as deformações são mais profundas e as camadas superficiais são severamente comprimidas, gerando tensões residuais de tração na superfície [153].



4.4.2 Comparação das curvas de fadiga para as duas durezas e comentários sobre a influência das tensões de usinagem

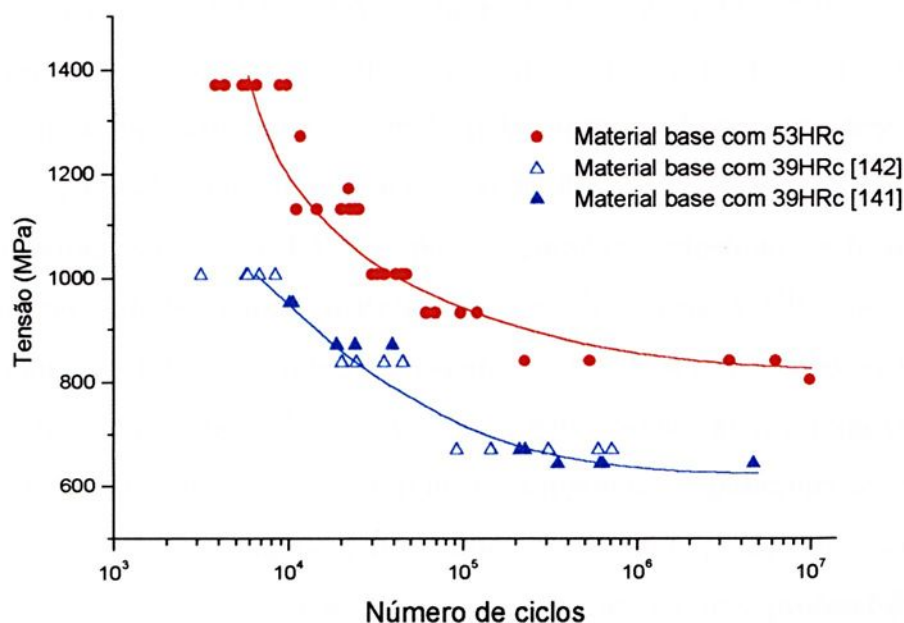


FIGURA 4.42 - Curvas de fadiga do aço ABNT 4340 nas durezas de 39HRc e 53HRc.

Na Figura 4.42, são mostradas as curvas de fadiga em flexão rotativa para o aço ABNT 4340 nas duas durezas analisadas. Para a dureza de 39HRc, dois conjuntos de pontos foram lançados na mesma curva. Os pontos triangulares abertos são da referência [142] e os pontos triangulares fechados são da referência [141]. Já foi dito que as tensões trativas podem diminuir a resistência à fadiga e tensões compressivas podem aumentá-la. Como as tensões de usinagem para a dureza de 39HRc foram trativas, um alívio destas poderia ser proposto. Isto foi feito por Peres [142] em seu trabalho, que utilizou o mesmo aço e condições de Nascimento [141], que por sua vez não fez nenhum alívio em suas amostras. Peres após o tratamento de têmpera e revenido (Figura 3.3) promoveu um aquecimento a 190°C durante quatro

horas e resfriamento posterior em ar calmo. E os seus resultados para o ensaio de fadiga mostrados na Figura 4.42 (triângulos abertos) não diferenciam dos encontrados por Nascimento (triângulos fechados). Fica claro que as tensões tratativas de usinagem não significaram perda de vida em fadiga para a condição analisada por estes dois trabalhos. Matsumoto [152] discute em seu trabalho que o limite de fadiga não é afetado pela presença de pequena tensão tratativa em profundidades pouco profundas, como foi o caso analisado aqui (Figura 4.41). Ainda na Figura 4.42, os pontos circulares mostram os resultados de fadiga encontrados para o material base na dureza de 53HRc, que já foram mostrados de forma completa na Figura 4.39 e de forma resumida na Figura 4.1. Para a dureza de 53HRc, não é proposto nenhum alívio, uma vez que as tensões oriundas da usinagem foram de compressão e poderiam ser benéficas para a resistência à fadiga. No entanto, Matsumoto [152] cita também que apenas tensões compressivas desenvolvidas em maiores profundidades têm influência na resistência à fadiga e elas passam a ser importantes se, além da profundidade e valores das tensões compressivas, as trincas originarem de inclusões abaixo da superfície.

Observando-se agora conjuntamente as curvas da Figura 4.42, pode-se notar um comportamento semelhante entre elas, tendo uma melhor performance em fadiga o material de maior dureza, como esperado [154]. Voorwald [154], trabalhando com uma faixa de dureza entre 20 e 48HRc, mostrou que o aumento da dureza faz com que a resistência à fadiga do aço ABNT 4340 também aumente. Foi observado nos resultados das curvas de fadiga apresentadas na Figura 4.42, que o limite de fadiga ficou em aproximadamente 55% do limite de escoamento do aço nas duas condições de dureza analisadas.

4.4.3 Campo de Tensão Residual Compressivo (CTRC) induzido por shot peening na dureza de 39HRc e sua influência na resistência à fadiga

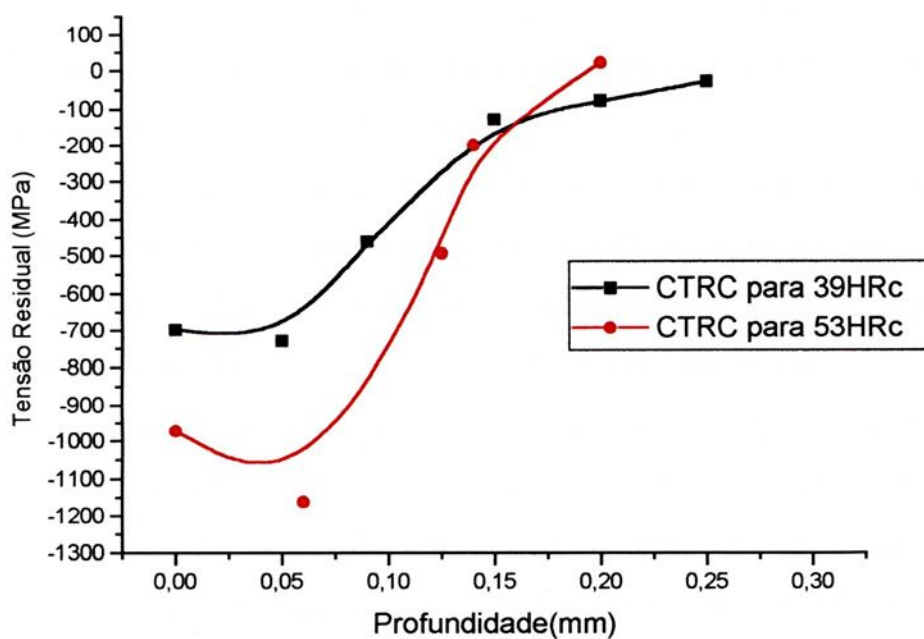


FIGURA 4.43 – Comparação dos Campos de Tensões Residuais Compressivas das durezas de 39HRc e 53HRc para a intensidade de shot peening de 0,008A

A Figura 4.43 mostra o CTRC induzido por shot peening na dureza de 39HRc para a intensidade de 0,008A e sua comparação com o CTRC da dureza de 53HRc na intensidade 0,0083A (já discutido anteriormente). A intensidade de 0,008A foi escolhida para a dureza de 39HRc por dois motivos: primeiro, porque é a intensidade média usada pela Embraer no tratamento do aço ABNT 4340 nesta dureza; e segundo, porque esta foi a intensidade que Nascimento [141] usou em seu trabalho, o que permitirá usar seus resultados para análises futuras. Pode-se observar que a tensão na superfície para a dureza de 39HRc foi menor do que na dureza de 53HRc. Este resultado era esperado pela equação

2.20, que relaciona a tensão superficial induzida com a tensão de escoamento do material. O valor da tensão residual na superfície para a dureza de 39HRC foi de -697MPa e o valor teórico proposto pela equação 2.20 seria de -743MPa , um erro de 7%. O mesmo erro foi encontrado também para a média dos valores das tensões residuais na superfície encontradas para as cinco intensidades de shot peening analisadas na primeira parte deste capítulo para a dureza de 53HRC (ver Tabela 4.1). Abaixo da superfície, os valores do CTRC para dureza de 39HRC também mantiveram-se menores daqueles encontrados para a dureza de 53HRC, mas a largura do CTRC (Z_0) foi um pouco maior. Como Z_0 é na verdade a profundidade da deformação plástica, é razoável supor que para uma dureza menor, a camada afetada seja maior.

Na primeira parte deste capítulo, pôde-se estudar a influência do CTRC no ganho de vida em fadiga para o aço ABNT 4340 na dureza de 53HRC. Agora, será verificado se o CTRC, obtido pelo processo de shot peening, terá também influência na vida em fadiga do aço ABNT 4340 na dureza de 39HRC. Para se fazer esta análise seis corpos de prova foram ensaiados em flexão rotativa e os resultados foram sobrepostos aos pontos da curva σ/N do material base para a dureza de 39HRC da Figura 4.42. O resultado é mostrado na Figura 4.44. A linha da Figura 4.44 mostra a interpolação dos corpos de prova com shot peening, que estão representados pelos pontos quadrados. Pode-se observar nesta figura que, surpreendentemente, não houve ganho de vida em fadiga com o tratamento de shot peening, na dureza 39HRC, pois não há diferença entre a linha e os pontos triangulares das referências citadas. Nascimento [141], mostra em seu trabalho que o shot peening, quando aplicado na interface do aço ABNT 4340 e o revestimento de cromo duro, melhora significativamente a resistência à fadiga perdida com a aplicação do revestimento. Portanto, o fato do shot peening não ter tido aparente influência no comportamento à fadiga do aço ABNT 4340 com dureza de 39HRC, levanta pelo menos duas questões:



- a) Por que não existiu influência do shot peening no material base com 39HRc e existiu com 53HRc?
- b) Por que o processo de shot peening para a dureza de 39HRc teve grande influência na recuperação em fadiga de peças com revestimento de cromo [141] e não simplesmente sobre o material base?

Estas questões serão discutidas respectivamente no próximo item e na parte 3 deste capítulo.

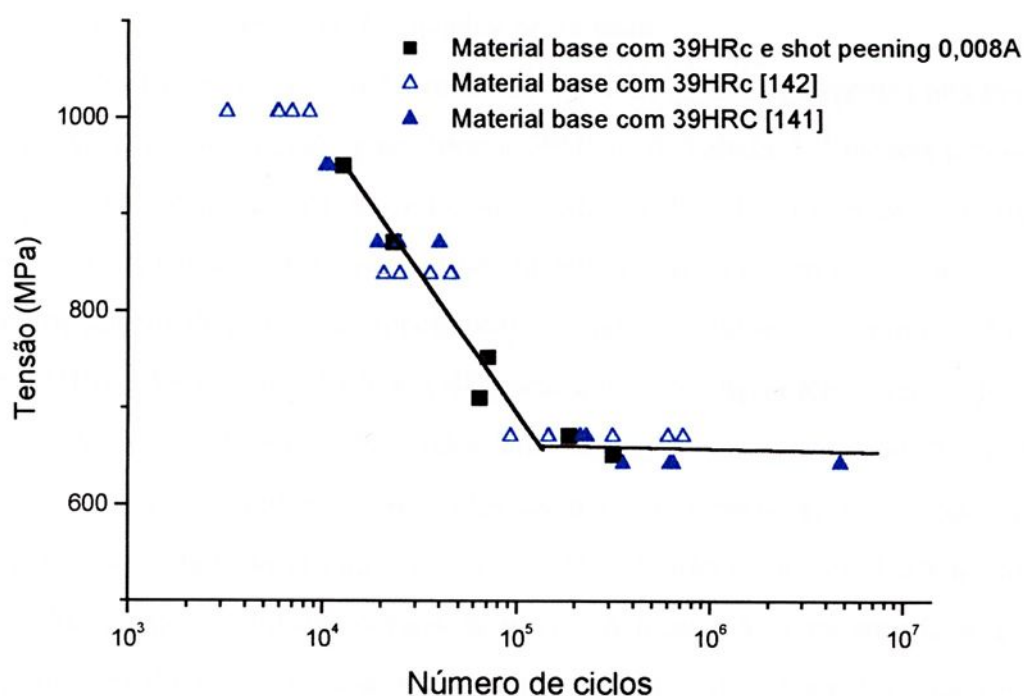


FIGURA 4.44 - Resultados de fadiga do material base [141,142] e com shot peening com 0,008A na dureza de 39HRc.

4.4.4 Discussão sobre a não influência do shot peening no aço ABNT 4340 na dureza 39HRc

Segundo os estudos feitos na primeira parte deste capítulo, são vários os fatores que influenciaram o ganho em fadiga do aço ABNT 4340 na dureza 53HRc após o tratamento de shot peening:

- a) Capacidade do CTRC de deslocar o início da trinca para baixo da superfície;
- b) Variação do CTRC durante o processo de fadiga;
- c) Condições superficiais.

Estes fatores serão analisados neste item.

As Figuras 4.45 a 4.51 mostram as fractografias referentes aos corpos de prova com shot peening na dureza 39HRc. A Tabela 4.7 mostra a relação dos CDPs com o número de ciclos até a fratura (N_f). Em todos os seis corpos de prova, as trincas originaram-se na superfície, ao contrário do que aconteceu com os corpos de prova que receberam o tratamento de shot peening na dureza de 53HRc. As Figuras 4.45 a 4.48 mostram, respectivamente, os corpos de prova de 1 a 4 (Tabela 4.7). Todos eles fraturaram na ordem de 10^4 ciclos. Pode-se observar que em todos eles as trincas tiveram diversos pontos de iniciação ao longo da circunferência do CDP. A área correspondente à fratura final foi a área central dos corpos de prova. A Figura 4.49 mostra detalhes do mecanismo dúctil de fratura na região marcada com a letra "A" na Figura 4.48. As Figuras 4.50 e 4.51 mostram as fractografias dos corpos de prova 5 e 6 que fraturaram na ordem de 10^5 ciclos. Pode-se observar que, ao contrário dos quatro primeiros corpos de prova, o início da trinca foi único (setas nas figuras) e a fratura final deu-se no lado oposto à nucleação com as mesmas características da Figura 4.48. As observações feitas neste estudo estão de

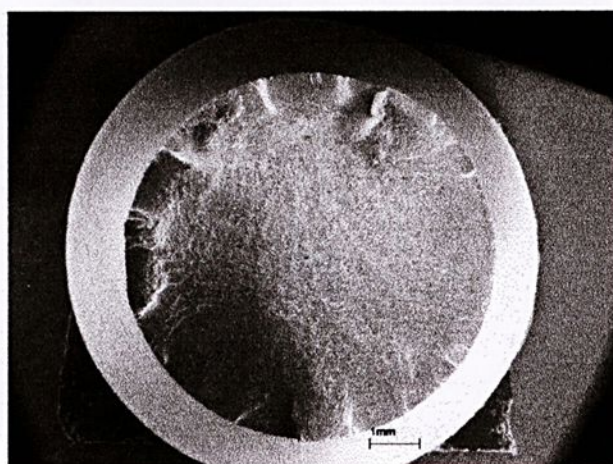


FIGURA 4.45 – Fractografia do CDP 1

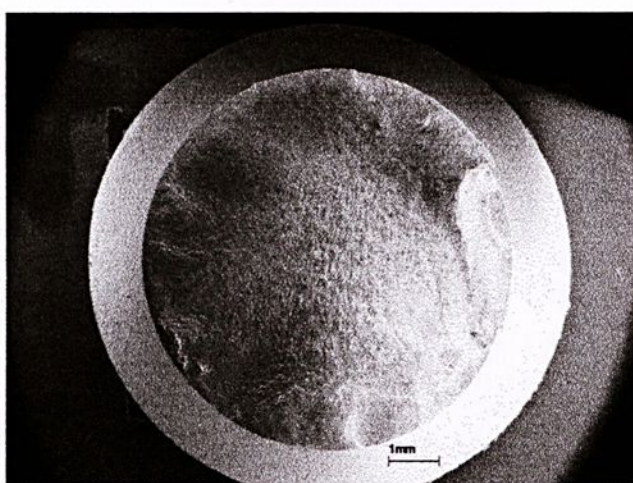


FIGURA 4.46 – Fractografia do CDP 2

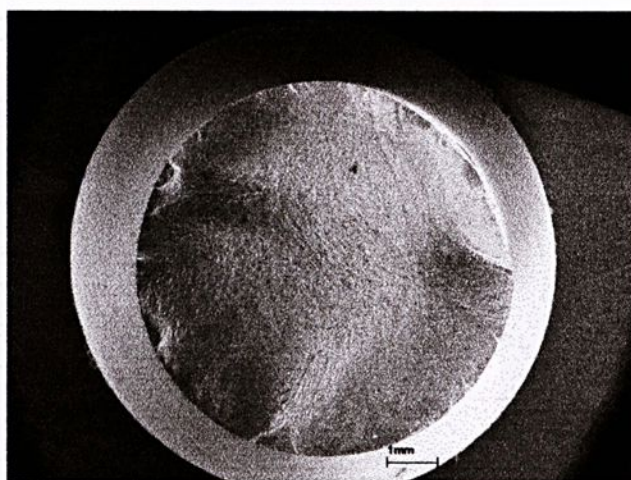


FIGURA 4.47 - Fractografia do CDP 3

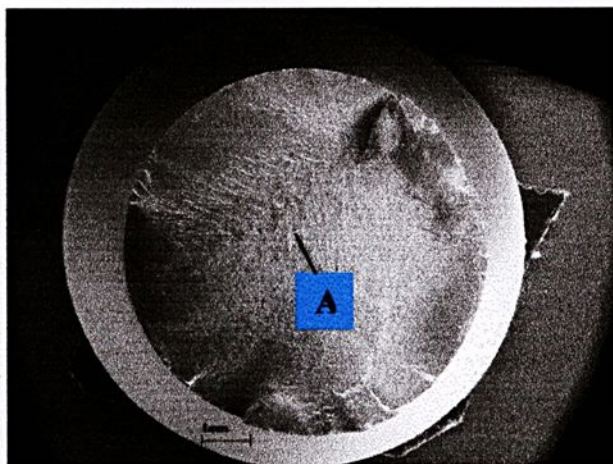


FIGURA 4.48 - Fractografia do CDP 4

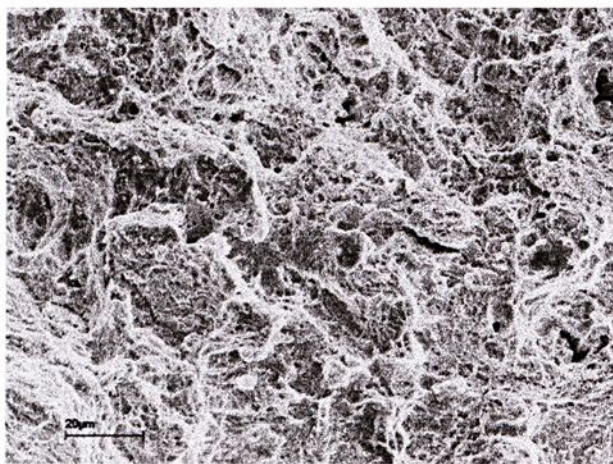


FIGURA 4.49 – Micrografia da região final de fratura do CDP 4 (Ponto A da Figura 4.48).

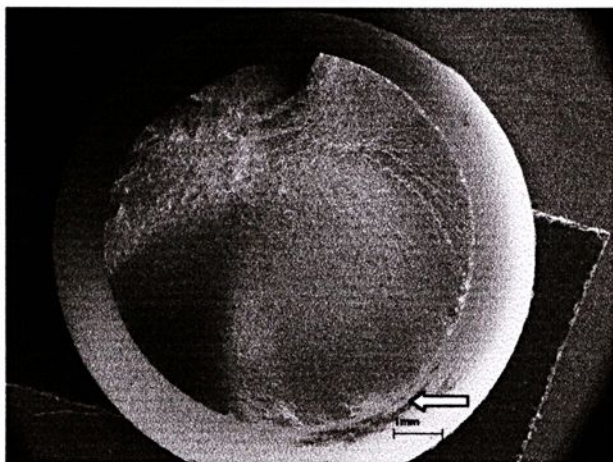


FIGURA 4.50 – Fractografia do CDP 5.

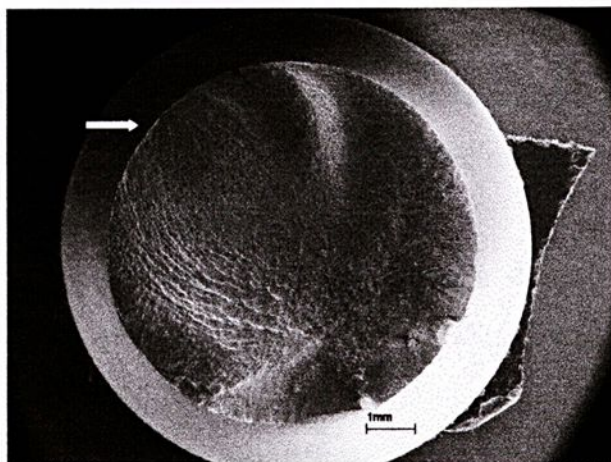


FIGURA 4.51 – Fractografia do CDP 6.

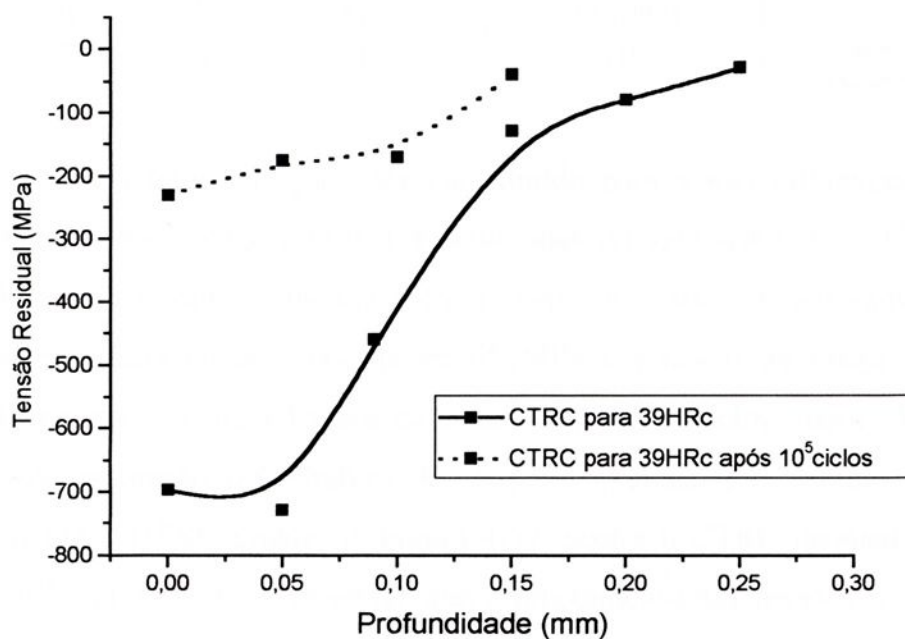


FIGURA 4.52 – CTRC formado originalmente e após 10^5 ciclos devido a uma intensidade de peening 0,008A na dureza de 39HRc.

acordo com as observações feitas por Los Rios e colaboradores [42], de que na fadiga de baixo ciclo o período de propagação é dominante e no alto ciclo o

período de nucleação é o mais importante. Por outro lado, Los Rios e colaboradores [42] observaram um aumento de vida em fadiga para todas as condições de shot peening estudadas³³, o que não aconteceu neste trabalho.

TABELA 4.7 – Discriminação dos corpos de prova de fadiga com shot peening na dureza de 39HRc

CDP	Tensão (MPa)	N _f	Observação
1	950	12.700	-
2	871	23.200	-
3	751	70.900	-
4	711	64.300	-
5	671	186.800	-
6	651	315.900	-
7	651	10 ⁵	Interrompido para medição do CTRC

Outro fator que pode ter contribuído para a não influência do shot peening na resistência à fadiga é uma possível relaxação do CTRC. Para verificar esta possibilidade um sétimo corpo de prova foi ensaiado até 10⁵ ciclos com uma tensão máxima de 651MPa e retirado da máquina. Nesta tensão esperava-se uma fratura com um número de ciclos maior, devido ao resultado mostrado pela fratura do corpo 6 (Tabela 4.7). Então, mediu-se novamente o CTRC criado. A Figura 4.52 mostra o CTRC original e CTRC após 10⁵ ciclos. Pode-se observar que o relaxamento das tensões foi bastante acentuado e por si só justificaria a não capacidade do CTRC deslocar o início das trincas para baixo da superfície, o que levaria, provavelmente, a um ganho de vida em fadiga.

Um último fato a ser analisado é o efeito das condições superficiais. É sabido que o processo de shot peening pode aumentar a rugosidade superficial devido às cavidades criadas pelo impacto das esferas. A Figura 4.53 mostra a

³³ Ver item 2.1.4.10

evolução da rugosidade média³⁴ da superfície para as duas durezas estudadas em função da intensidade do shot peening.

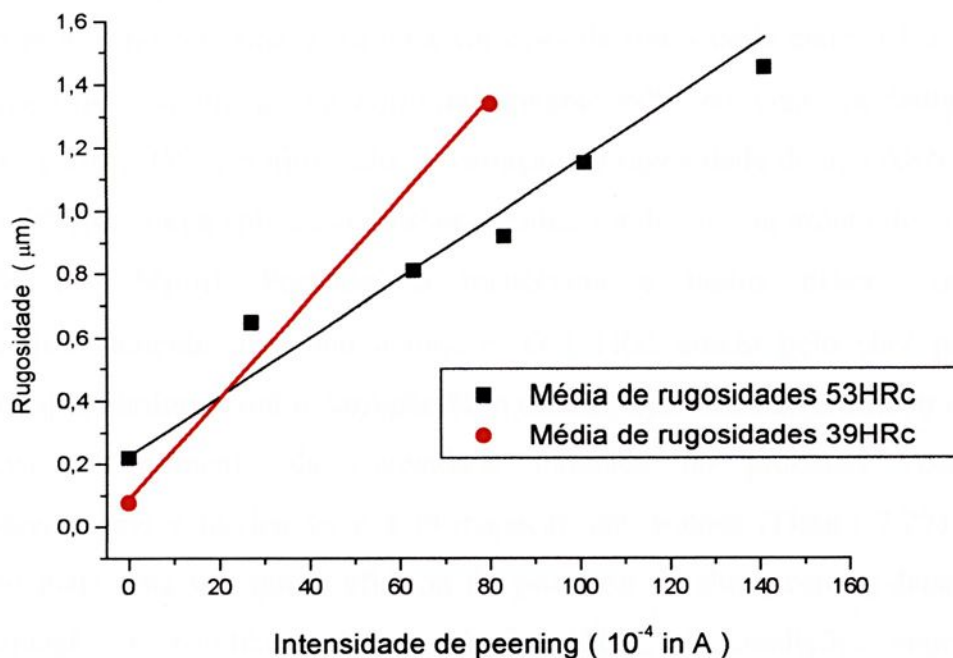


FIGURA 4.53 – Relação da rugosidade superficial com a intensidade de shot peening para duas durezas.

Fica nítido na Figura 4.53 que o aumento da intensidade de shot peening faz com que a rugosidade superficial aumente. Pode-se observar também que, para a dureza de 39HRc, o aumento da rugosidade foi maior, para a mesma variação de shot peening, em comparação com a dureza de 53HRc. Uma vez que o material é menos duro, torna-se mais susceptível à deformações superficiais, fazendo a rugosidade aumentar. Como o aumento da rugosidade foi grande para a dureza de 39HRc, com o processo de shot peening, e a resistência à fadiga do aço ABNT 4340 é bastante susceptível à variações de rugosidade, uma análise quantitativa se faz necessária. Voorwald [154] estudou com profundidade a influência da rugosidade dos aços ABNT 4140 e

³⁴ Cada ponto da Figura 4.53 corresponde a média de três medidas efetuadas para cada condição.

4340 em relação à resistência à fadiga para diversas durezas. Na Tabela 4.8 é mostrado um resumo de alguns resultados encontrados por Voorwald [154] que dizem respeito às condições estudadas aqui. Os resultados mostrados na Tabela 4.8 indicam que, para uma variação de rugosidade entre 0,1 a 1,5 μm , houve uma diminuição de aproximadamente 60% de vida em fadiga para baixo ciclo e 95% em alto ciclo. A variação da rugosidade do aço ABNT 4340 com 39HRc com a aplicação do shot peening foi da mesma ordem de grandeza (0,08 a 1,34 μm). Portanto, a resistência à fadiga deveria diminuir significativamente. Isto não acontece. O CTRC criado pelo shot peening, ainda que diminua com o carregamento cíclico, aparentemente anulou o efeito nocivo do aumento da rugosidade induzida no processo, retardando possivelmente a nucleação e a propagação das trincas (Figura 2.22). Ficou claro mais uma vez que a eficácia do processo de shot peening depende da adequação e equilíbrio das variáveis: CTRC e condições superficiais induzidas. Provavelmente, uma intensidade menor de shot peening deve ser mais adequada para se tentar obter um ganho efetivo na vida em fadiga na dureza de 39HRc.

TABELA 4.8 – Influência da rugosidade na resistência à fadiga do aço ABNT 4340 [154]

AÇO ABNT 4340 temp. Rev.; dureza Brinell=375kgf $\approx$ 39HRc [155]		
Rugosidade (μm)	Tensão Kg/mm ²	N _f
1,5	73	20.000
0,6	73	23.500
0,1	73	32.000
1,5	65	50.100
0,6	65	66.000
0,1	65	82.100
1,5	60	96.400
0,6	60	146.200
0,1	60	-
1,5	50	519.400
0,6	50	1.380.000
0,1	50	10.239.000

4.4.5 Conclusões da Parte 2

- 1) Foi mostrado que as tensões de usinagem na superfície induzidas na confecção dos CDPs foram trativas para a dureza de 39HRc e compressivas para a dureza de 53HRc.
- 2) Foi mostrado, através de dados colhidos na bibliografia, que as tensões trativas de usinagem na dureza de 39HRc não são suficientes para interferir na resistência à fadiga do aço ABNT 4340 e, portanto, um processo de alívio de tensões é dispensável nesta condição.
- 3) As tensões compressivas induzidas pelo processo de shot peening são sensivelmente menores com a diminuição da dureza do aço ABNT 4340. Por outro lado, a largura do CTRC torna-se um pouco maior.
- 4) O processo de shot peening na intensidade de 0,008A, usada pela indústria aeronáutica no aço ABNT 4340 com dureza de 39HRc em peças com revestimento de cromo, não melhora a resistência à fadiga quando aplicado simplesmente sobre o material base.
- 5) Apesar do processo de shot peening, todas as trincas por fadiga iniciaram a partir da superfície na dureza de 39HRc, ao contrário do que aconteceu para a dureza de 53HRc.
- 6) Foi detectado um aumento maior na rugosidade superficial no aço ABNT 4340 com dureza de 39HRc do que com a dureza de 53HRc, quando submetido ao mesmo tratamento de shot peening.
- 7) Foi observada também para a dureza de 39HRc uma significativa relaxação do CTRC, devido ao carregamento cíclico.



8) A combinação da nucleação de trincas a partir da superfície, o aumento de rugosidade e a relaxação do CTRC foi responsável pela não influência na resistência à fadiga pelo processo de shot peening na intensidade de 0,008A na dureza de 39HRc. Se por um lado, o CTRC não foi suficiente para deslocar a trinca para baixo da superfície na dureza de 39HRc (o que certamente melhoraria a resistência à fadiga), foi aparentemente capaz de (ainda que sofrendo relaxação sob carregamento cíclico) retardar a nucleação e propagação da trinca, contrabalançando o efeito do aumento de rugosidade criado pelo shot peening.



4.5 Parte 3: Estudo da utilização do shot peening na recuperação de vida em fadiga de peças cromadas

4.5.1 Efeito do recobrimento de cromo na resistência à fadiga

A Figura 4.54 mostra o comportamento em fadiga do aço ABNT 4340 após a eletrodeposição de cromo duro com uma espessura de $100\mu\text{m}$ para as durezas de 53HRc e 39HRc.

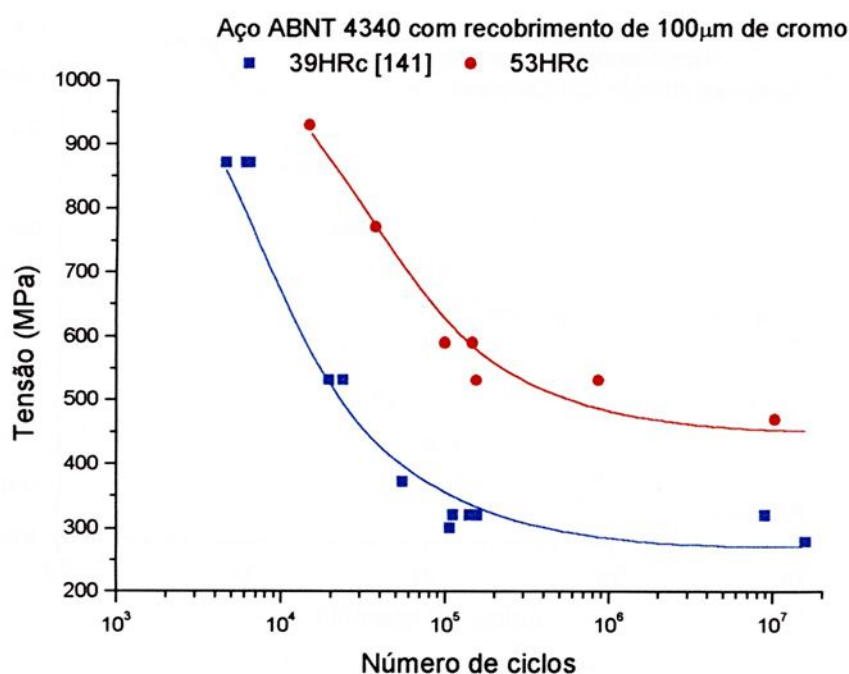


FIGURA 4.54 - Curvas de fadiga do aço ABNT 4340 com recobrimento de cromo.

Comparando-se a duas curvas, observa-se uma equidistância e um comportamento semelhante entre elas. Nos dois casos houve uma queda significativa em relação à resistência à fadiga do aço ABNT 4340 sem o

revestimento. As Figuras 4.55 e 4.56 mostram respectivamente a queda de resistência à fadiga para as durezas de 53HRc e 39HRc. No entanto, para a dureza de 39HRc, a queda foi mais acentuada. O limite de fadiga para a dureza 53HRc passou de 55% da tensão de escoamento (800MPa) para aproximadamente 32% desta (470MPa); e para a dureza de 39HRc passou de 55% (620MPa) para 25% (280MPa) [141]. Um fato interessante que pôde ser observado foi a queda dos limites de fadiga em valores absolutos muito próximos. Para a condição de 53HRc a queda foi de 330MPa e para a dureza de 39HRc foi de 340MPa aproximadamente.

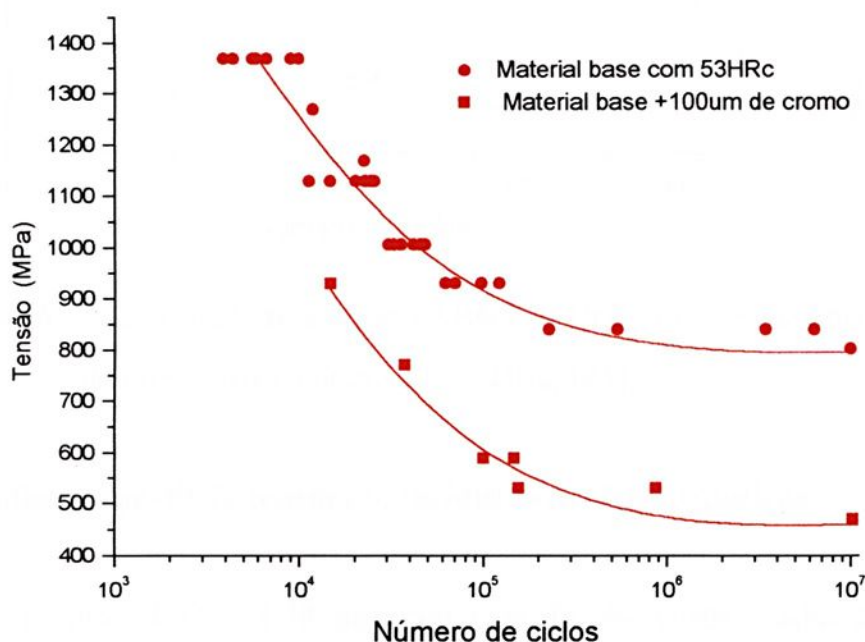


FIGURA 4.55 - Curvas de fadiga do aço ABNT 4340 sem e com recobrimento de cromo para a dureza de 53HRc.

As causas da queda da resistência à fadiga após a peça ser revestida com cromo podem ser atribuídas a diversos fatores [63,64,80,81,95,141,156]: tensões residuais de tração presentes no revestimento, microtrincas presentes no cromo, dureza do substrato, espessura do revestimento, método de

deposição e a adesão do revestimento ao material base. Algumas destas variáveis serão discutidas em seguida.

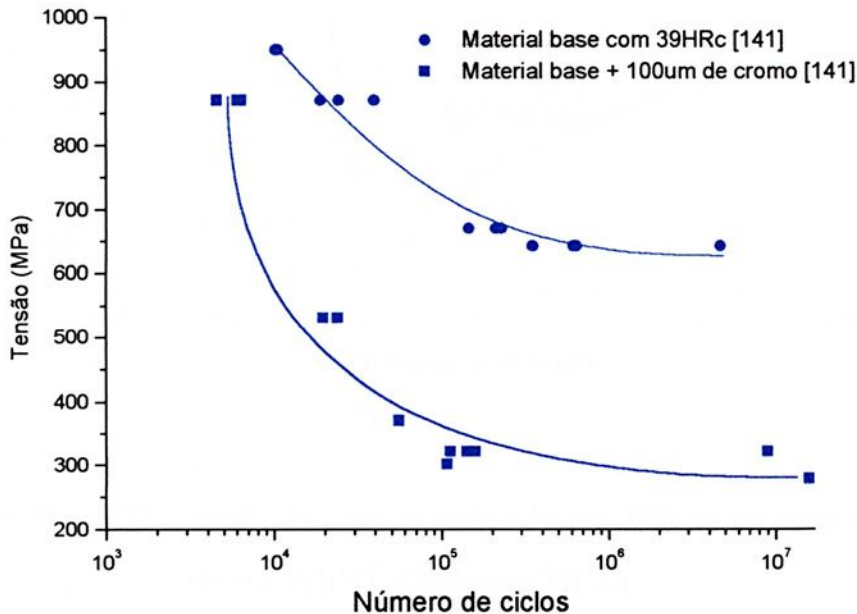


FIGURA 4.56 - Curvas de fadiga do aço ABNT 4340 sem e com recobrimento de cromo para a dureza de 39HRc[141].

4.5.2 Análise do perfil de tensões induzidas pela eletrodeposição

As Figuras 4.57 e 4.58 mostram o perfil de tensões induzidas no recobrimento de cromo e substrato de aço pelo processo de eletrodeposição, cujas características estão descritas no item 3.2.5. Analisando-se as Figuras 4.57 e 4.58, pode-se observar que a eletrodeposição de cromo gerou tensões trativas no revestimento, como esperado³⁵. Para a dureza de 53HRc, ao contrário da dureza de 39HRc, a tensão encontrada na superfície foi significativamente menor do que as tensões no interior do revestimento. Isto é devido ao processo de retificação feito nos CDPs para a dureza de 53HRc, que

³⁵ Ver item 2.19

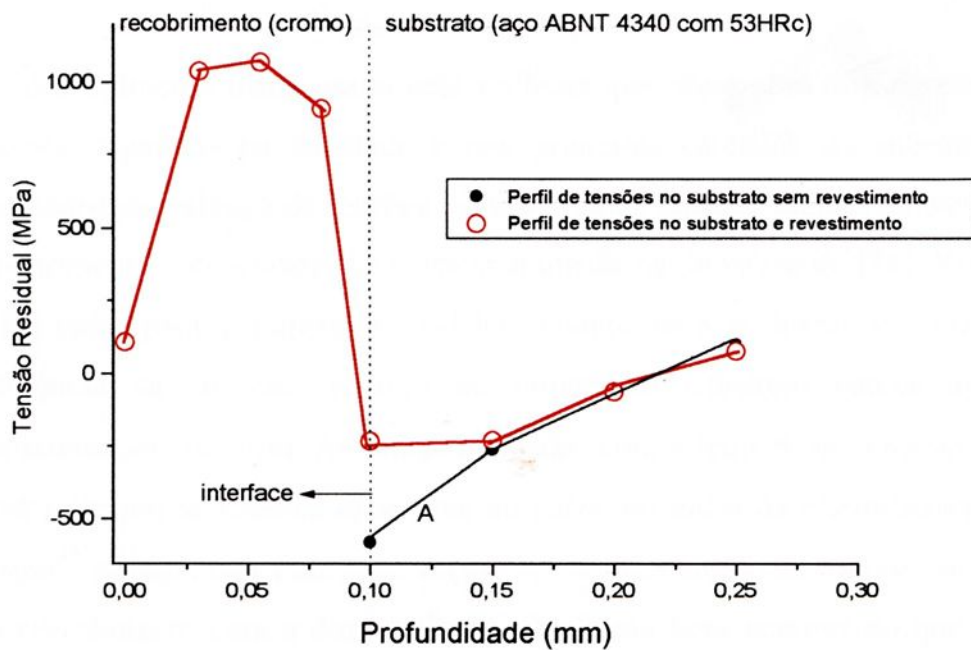


FIGURA 4.57 – Perfil de tensões induzido por 100 μ m de cromo em substrato do aço ABNT 4340 com 53HRc.

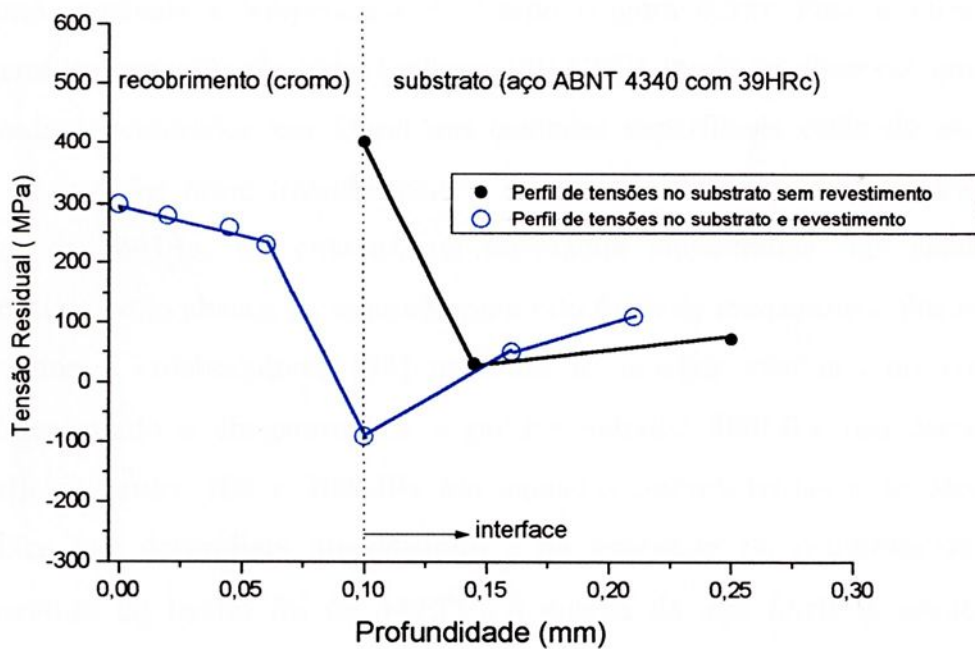


FIGURA 4.58 – Perfil de tensões induzido por 100 μ m de cromo em substrato do aço ABNT 4340 com 39HRc.

é o procedimento usual usado pela Embraer nas peças com esta dureza³⁶. As tensões negativas na interface e nas primeiras camadas do substrato são resultados do balanço de tensões causadas pelas tensões trativas existentes no recobrimento e dependem da resistência mecânica do substrato [88]. Por outro lado, tanto para a dureza de 39HRc, quanto para a dureza de 53HRc, a influência das tensões trativas do cromo no substrato parece agir até aproximadamente 5 μ m. As linhas marcadas com a letra A nas Figuras 4.57 e 4.58 mostram as tensões existentes no substrato antes da eletrodeposição de cromo³⁷ e sustentam esta observação. As tensões residuais trativas no centro do revestimento para a dureza de 53HRc foram bem maiores do que para a dureza de 39HRc. Não foi encontrada na literatura consultada uma relação direta entre a dureza do substrato e as tensões trativas no centro do revestimento, ou mesmo na superfície da amostra. No entanto, algumas comparações podem ser feitas. Durut e colaboradores [158] mostraram que no processo de eletrodeposição de cromo, as tensões trativas no recobrimento são bastante sensíveis a temperatura do banho (Figura 4.59). Para a faixa de temperatura especificada pela Embraer (50-60°C), pode-se observar que os resultados encontrados por Durut nas camadas superficiais estão de acordo com os medidos neste trabalho para a dureza 53HRc (Figura 4.57). Para a dureza de 39HRc, no entanto, os resultados encontrados nas camadas superficiais estão abaixo do esperado para esta faixa de temperatura. Por outro lado, Pina e colaboradores [88] mediram as tensões residuais no cromo eletrodepositado e chegaram aos seguintes valores: 800MPa nas camadas superficiais, entre 200 e 300MPa nas camadas intermediárias e valores na interface que dependiam do substrato e da espessura do recobrimento. A temperatura do banho foi de 54 $\pm$ 2°C, a dureza do aço ferrítico usado no substrato foi de 336HV ($\approx$ 34HRc [155]) e a espessura do revestimento foi também de 100 μ m. Pode-se notar que os resultados obtidos por Pina e

³⁶ Ver item 3.25

³⁷ Ver Figura 4.47



colaboradores [88] estão de acordo com os resultados encontrados, nas camadas intermediárias, para a dureza de 39HRc, mas estão em desacordo com os encontrados para a dureza de 53HRc. As microtrincas existentes no revestimento são as principais responsáveis pela diminuição das tensões internas do revestimento e podem ser agravadas pelo efeito cunha. Muitas vezes, durante a eletrodeposição de cromo, as tensões trativas podem diminuir ou mesmo tornarem-se compressivas ao longo das diversas camadas eletrodepositadas pela introdução de cromo no interior das microtrincas anteriormente formadas [157]. No entanto, a despeito da literatura, as tensões internas para a dureza de 53HRc mantiveram-se altas no interior do revestimento, não diminuindo o que se esperava, pela presença das microtrincas. Um estudo aprofundado desta questão será proposto para trabalhos futuros. O fato é que as tensões trativas encontradas para as duas durezas, ainda que significativamente diferentes, tiveram o mesmo efeito: ajudaram a reduzir sensivelmente a resistência à fadiga do aço ABNT 4340.

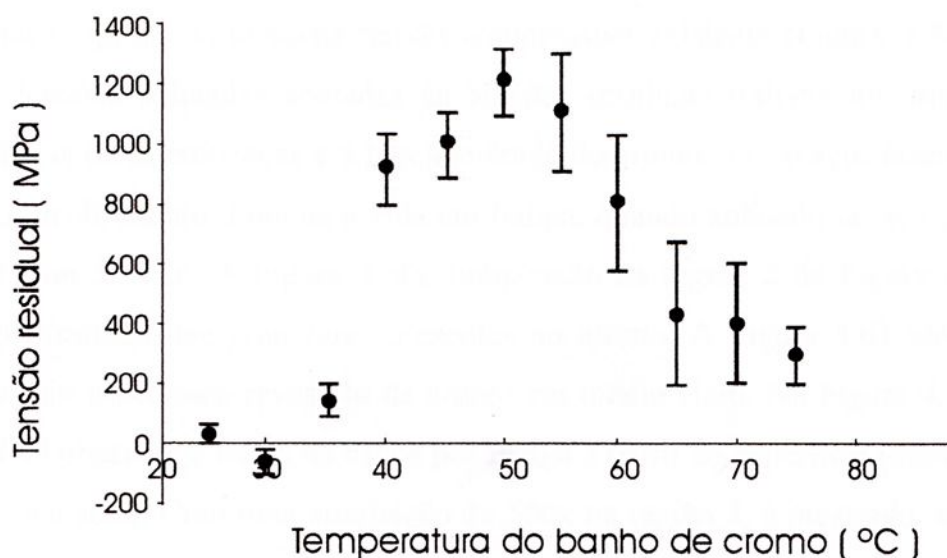


FIGURA 4.59 – Efeito da temperatura do banho de cromo na tensão residual induzida no recobrimento [157].

4.5.3. Estudo das fractografias das peças com revestimento de cromo

As Figuras 4.60 à 4.62 mostram, respectivamente, as fractografias dos pontos de iniciação das trincas por fadiga em espécimens em baixo, médio e alto ciclo de fadiga. Na Figura 4.60a é possível observar a região onde se deu o início da propagação das trincas que coaleceram e formaram a trinca principal que originou a fratura do espécimen. Pode verificar também que as trincas do revestimento penetram no material base sem praticamente sofrer desvios (pontos assinalados). Uma ampliação da região 1 da Figura 4.60a pode-se vista na Figura 4.60b. Em regime de baixo ciclo, o estágio de propagação é dominante e as microtrincas já estão presentes no revestimento. Obviamente, com a aplicação de tensões maiores em baixo ciclo, as microtrincas formadas pelas tensões trativas na superfície do cromo transformam-se em grandes concentradores de tensão, fazendo com que estas penetrem mais rapidamente no substrato. Como a aderência entre o cromo e o substrato é boa [141], as trincas não possuem dificuldades em atravessar a interface, apesar da pequena tensão compressiva existente (Figura 4.57). As altas tensões aplicadas somadas às tensões residuais trativas no cromo, a existência de microtrincas e a boa aderência do cromo com o aço, fazem com que o recobrimento diminua a vida em fadiga, quando aplicado no aço ABNT 4340 com 53HRc. A Figura 4.60c (ampliação da região 2 da Figura 4.60b) mostra fraturas intergranulares presentes no cromo. A Figura 4.61 mostra a fratura do espécimen revestido de cromo em médio ciclo. Na Figura 4.61a, é possível observar o início da trinca por fadiga a partir da superfície (assinalada com uma seta). Com uma ampliação de 500x na região 3, é mostrado, através da Figura 4.61b, que as trincas atravessam do cromo para o substrato com facilidade. No entanto, com uma ampliação ainda maior (Figura 4.61c) pode-se notar a existência de algumas trincas percorrendo a interface do cromo com o substrato (assinalada com setas), situação não ocorrida em baixo ciclo. A

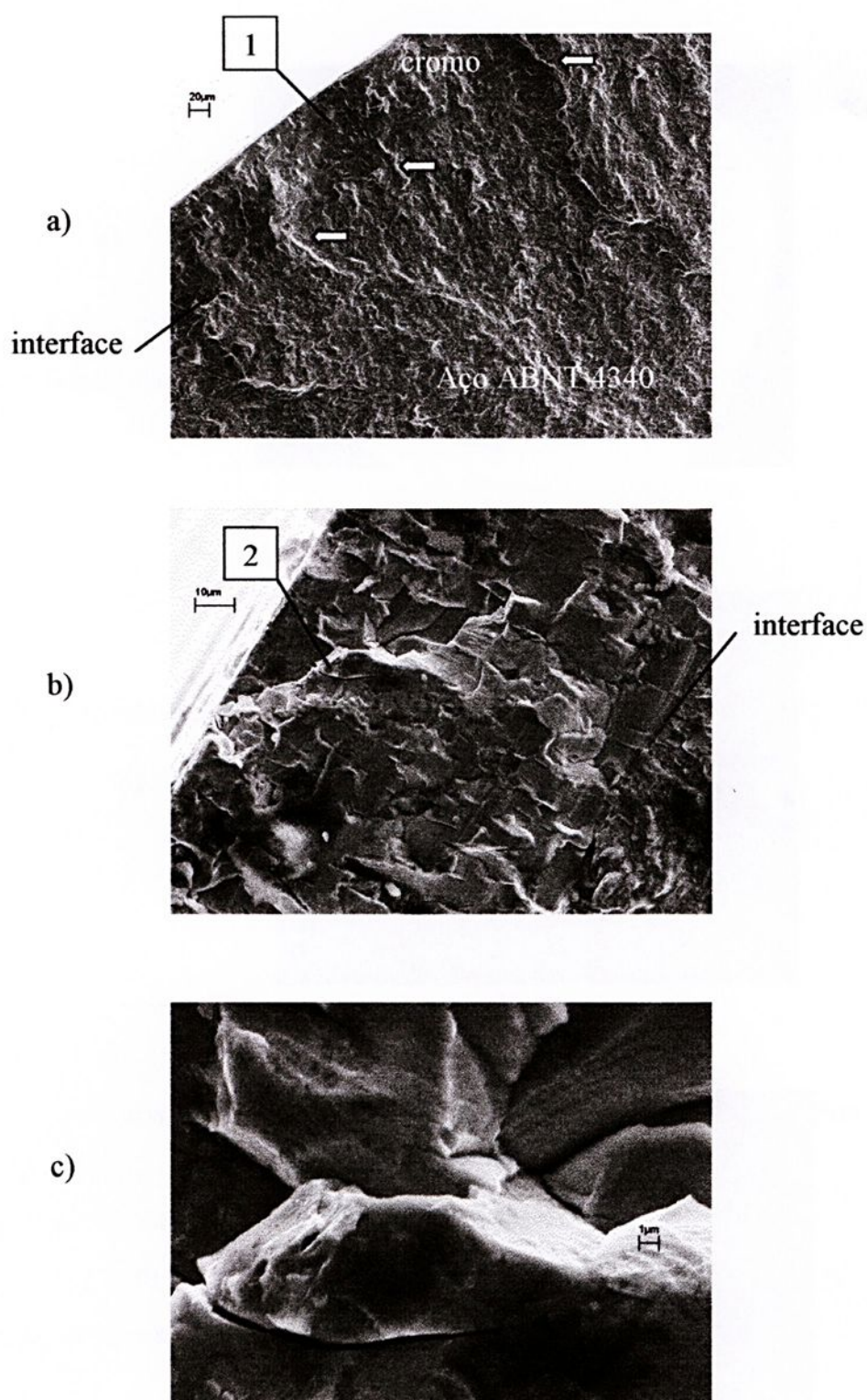
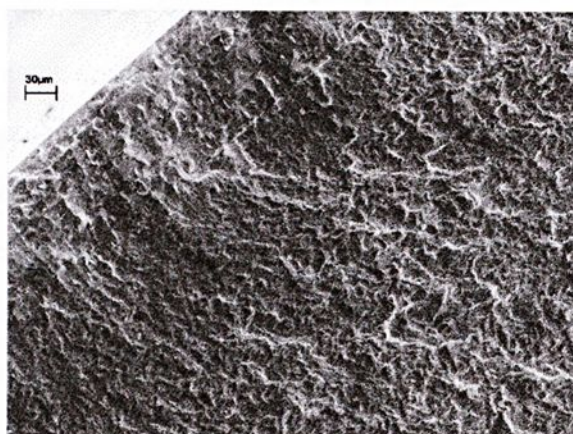


FIGURA 4.60 – Fractografia em CDP ocorrida em baixo ciclo a) aspecto da interface entre cromo e substrato (500x); b) ampliação da região 1 (2000x); c) ampliação da região 2 (10000x).

a)



b)



c)

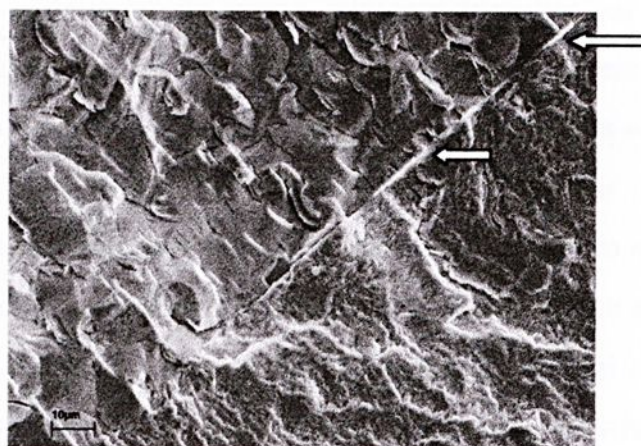


FIGURA 4.61 - Fractografia em CDP ocorrida em médio ciclo a) aspecto do espécimen fraturado (25x); b) ampliação da região 3 (500x); c) ampliação da região 3 (2000x).

medida em que o carregamento externo diminui, as trincas tendem a ter mais dificuldades para passar para o substrato devido as pequenas tensões compressivas presentes na interface. No entanto, a barreira compressiva é aparentemente pequena quando comparada com a pressão exercida pelas fortes tensões trativas do cromo e do carregamento externo aplicado, causando, também, a diminuição da vida em fadiga em comparação com o material base (sem cromo). Para ilustrar o comportamento da fratura em alto ciclo, a Figura 4.62 é usada. Na Figura 4.62a é mostrado o início da trinca por fadiga a partir da superfície (assinalada com uma seta). A Figura 4.62b é uma ampliação da região 4 da Figura 4.62a. Fica claro que o recobrimento de cromo possui enorme quantidade de trincas, por toda a superfície da amostra, criada pela superposição das tensões residuais no cromo e as tensões aplicadas pelo ensaio de flexão rotativa. Estas trincas migram para o substrato, criando condições de propagação para o interior da peça. Nas posições assinaladas com setas (Figura 4.62b) é possível notar um pequeno descolamento da camada de cromo devido às trincas que percorrem a interface sem penetrar no aço. Este descolamento do revestimento só pôde ser observado em alto ciclo de fadiga. As tensões negativas na interface, oriundas do balanço de tensões causado pela eletrodeposição do cromo, parecem dificultar que as microtrincas atravessem diretamente para o substrato, como aconteceu em baixo e médio ciclo. No entanto, os fortes concentradores de tensão criados na interface com o acúmulo de microtrincas são suficiente para acelerar o processo de nucleação de trincas (Figura 4.62c). Para alto ciclo, é sabido que a nucleação da trinca é o fator mais importante para a vida do componente e sua aceleração pelas microtrincas faz com que haja uma perda considerável em vida em alto ciclo de fadiga (Figura 4.55). Todas as fractografias mostradas foram dos espécimens de dureza 53HRc. Para a dureza 39HRc, o comportamento é semelhante e já foi mostrado em trabalhos prévios [81,91,141].

Para tentar aumentar a barreira compressiva na interface, o que poderia aumentar a performance em fadiga, é feita a aplicação do shot peening

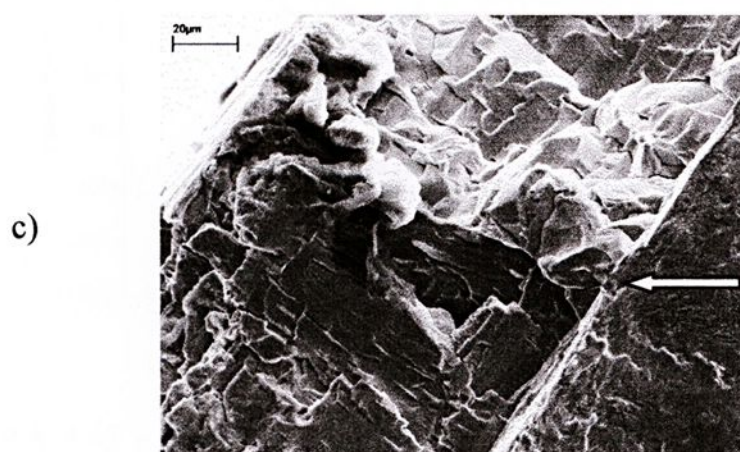
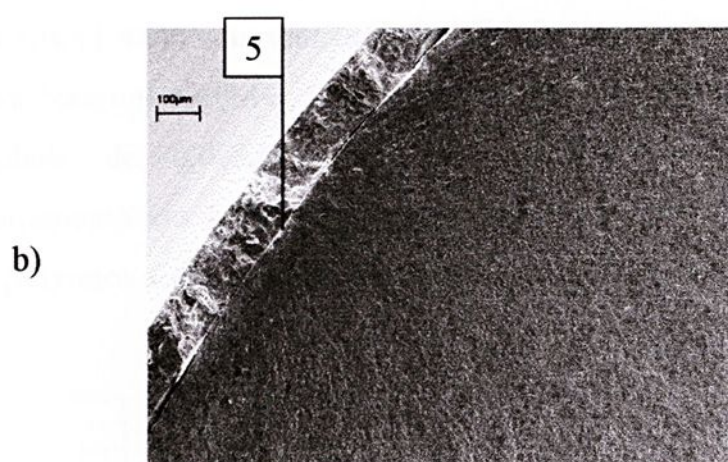
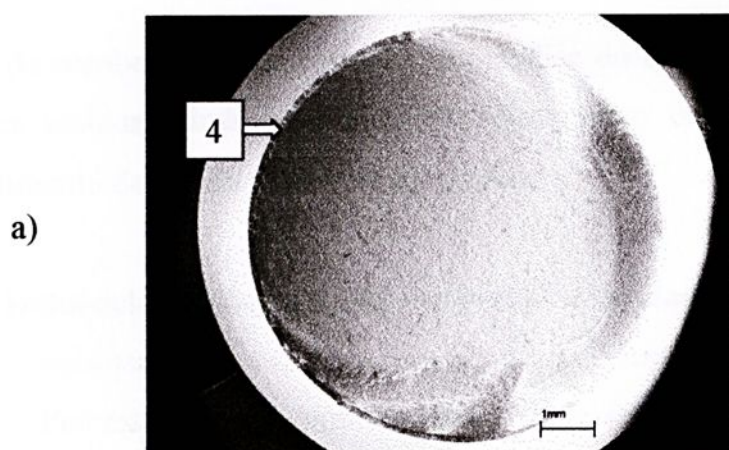


FIGURA 4.62 - Fractografia em CDP ocorrida em alto ciclo a) aspecto do espécimen fraturado (25x); b) ampliação da região 4 (200x); c) ampliação da região 5 (1500x).

antes do revestimento de cromo. Uma análise do efeito do shot peening nas tensões residuais induzidas e no comportamento em fadiga do aço com revestimento de cromo será feita em seguida.

4.5.4 Influência do shot peening em peças revestidas com cromo

Foi estudado, na primeira parte deste capítulo, que o shot peening melhora a resistência à fadiga do aço ABNT 4340 na dureza de 53HRC. Na segunda parte, mostrou-se que a intensidade de shot peening 0,008A aplicada no aço ABNT 4340 com dureza de 39HRC foi inócua. No entanto, em estudo feito por Nascimento [141], foi demonstrado que a aplicação do shot peening na intensidade de 0,008A, antes da camada de cromo, melhorou o comportamento em fadiga das peças com cromo para níveis de resistência muito próximos ao do material base na dureza de 39HRC (Figura 4.63).

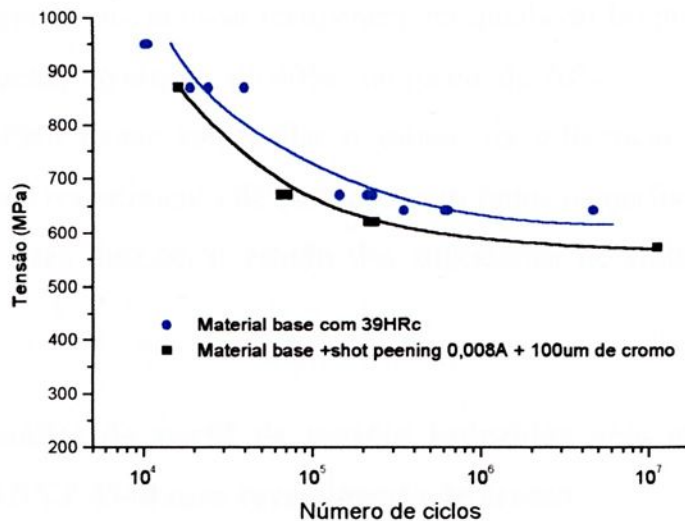


FIGURA 4.63 - Curvas de fadiga do material base e com aplicação de shot peening antes do revestimento de cromo para a dureza de 39HRC [141].

Será estudado nos próximos itens o desempenho do shot peening na recuperação à fadiga do aço ABNT 4340 com 53HRc e revestimento de cromo. Além disso, as diferenças na eficácia do shot peening aplicado em peças com e sem revestimento de cromo para a dureza de 39HRc será justificada. A Figura 4.64 mostra os resultados obtidos em fadiga com a introdução do processo de shot peening nas intensidades de 0,0063 e 0,0083A, que foram as que apresentaram melhor performance sobre o material base nos estudos feitos na primeira parte deste capítulo. Pode-se observar que os resultados foram muito bons. Não existiram diferenças entre os resultados de resistência à fadiga do material cromado com as duas intensidades de shot peening, e do material base. Portanto, a utilização do shot peening para a melhoria do desempenho da resistência à fadiga em peças revestidas com cromo é mais eficiente do que para material base, nas duas durezas estudadas. É preciso lembrar que o máximo de ganho conseguido no limite de fadiga para o aço ABNT 4340, quando submetido ao processo de shot peening, foi de 12%. Agora conseguiu-se recuperar uma queda do limite de fadiga, devido ao revestimento de cromo, de 40%; um ganho de 70%.

Para tentar aprofundar o estudo da influência do shot peening nas peças com revestimento de cromo, foram feitos os perfis das tensões residuais para as duas durezas e estudo das superfícies de fratura para a dureza de 53HRc.

4.5.5 Análise do perfil de tensões induzidas pelo shot peening no aço ABNT 4340 com revestimento de cromo

Como não houve diferença no comportamento em fadiga para as intensidades de peening de 0,0063 e 0,0083A, em peças com revestimento de cromo, apenas o perfil das tensões residuais da intensidade de 0,0083A será estudado para a dureza de 53HRc. Um outro perfil em que o substrato possuía



a dureza de 39HRc, submetido a intensidade de 0,008A, também foi feito para aprofundar as análises.

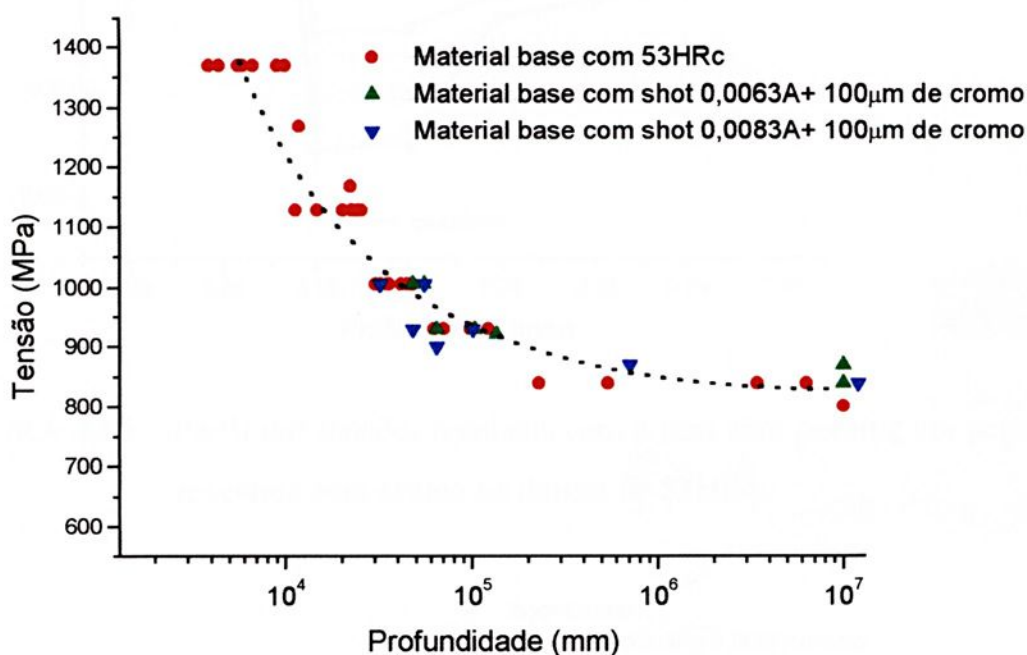


FIGURA 4.64 - Curvas de fadiga do material base e com aplicação de shot peening antes do revestimento de cromo para a dureza de 53HRc.

As Figuras 4.65 e 4.66 mostram para as durezas de 53HRc e 39HRc, respectivamente, os perfis das tensões residuais induzidas no cromo, interface e substrato com a aplicação do shot peening e também as curvas sem tratamento, que foram mostradas originalmente nas Figuras 4.57 e 4.58. Pode-se observar que as tensões induzidas no cromo praticamente não se alteram para as duas durezas com a aplicação do shot peening. Este fato reforça a idéia de que, aparentemente, as condições do substrato não influenciam as tensões no centro e nas camadas superficiais do revestimento. Na interface houve um significativo aumento das tensões compressivas, devido a aplicação do shot peening, como esperado. No substrato, a influência das tensões induzidas,

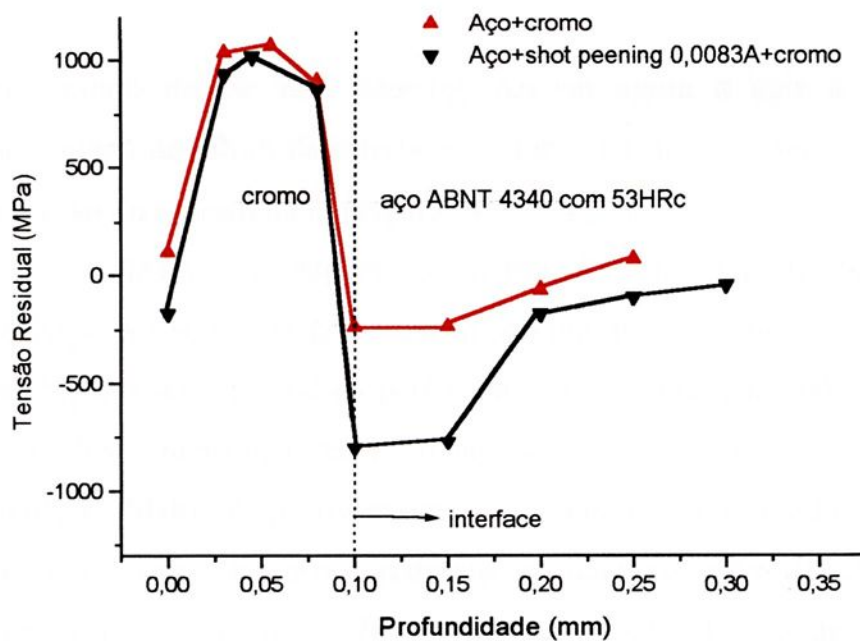


FIGURA 4.65 – Perfil das tensões residuais com e sem shot peening em peça revestida com cromo na dureza de 53HRC.

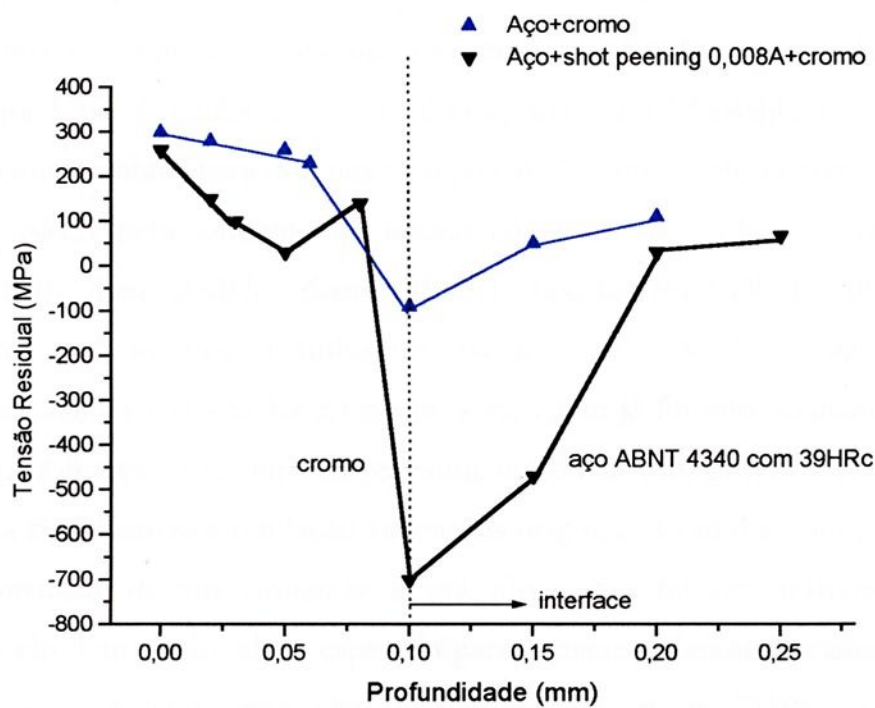


FIGURA 4.66 – Perfil de tensões residuais com e sem shot peening em peça revestida com cromo na dureza de 39HRC.

pelo tratamento de shot peening, passam agora a agir a uma distância aproximada de $10\mu\text{m}$ da interface, o dobro do que aconteceu com a simples aplicação do revestimento (Figuras 4.57 e 4.58).

Antes de se estudar as micrografias das superfícies de fratura, é preciso saber se as tensões mantêm-se constante durante os ciclos de fadiga. Nas Figuras 4.67 e 4.68 os perfis das tensões residuais após 10^7 ciclos, são mostrados – junto com as informações de 4.65 e 4.66 – para as durezas de 53HRc e 39HRc, respectivamente. Os níveis de tensão usados nos dois casos foram de corpos de prova retirados da máquina com 10^7 ciclos, os quais estabeleceram o limite de fadiga das curvas σ/N . Para a dureza de 53HRc, utilizou-se o corpo de prova não fraturado na intensidade de 0,0083A (Figura 4.64). O CDP usado para a dureza de 39HRc foi cedido por Nascimento [141] nas mesmas condições (Figura 4.63). Inicialmente estudaremos o perfil referente à dureza de 53HRc (Figura 4.67). Na superfície houve um aumento da tensão compressiva, da mesma forma verificada no aço ABNT 4340 (Figura 4.38). No entanto, como a dureza do cromo é bastante alta [158], seria prematuro atribuir para este caso um possível encruamento do material como o responsável pelo aumento da tensão compressiva. Para a confirmação do resultado, duas medidas diametralmente opostas no CDP foram feitas. Os valores para as duas medidas tiveram uma variação de apenas 2%. Uma melhor análise das tensões no cromo será, como já foi dito, indicada para uma pesquisa futura. No centro do revestimento do cromo, as tensões tiveram uma queda significativa em relação as tensões originais. Com o ensaio de fadiga, as microtrincas devem aumentar e um alívio das tensões trativas pode ser esperado. Um alívio, aliás, esperado para acontecer durante a eletrodeposição, mas que, aparentemente não ocorreu na dureza de 53HRc. Houve uma diminuição das tensões residuais da interface até aproximadamente $8\mu\text{m}$ no substrato. Depois tornaram-se maiores, em valores absolutos. Obviamente, a superposição das tensões aplicadas pelo carregamento cíclico e as tensões

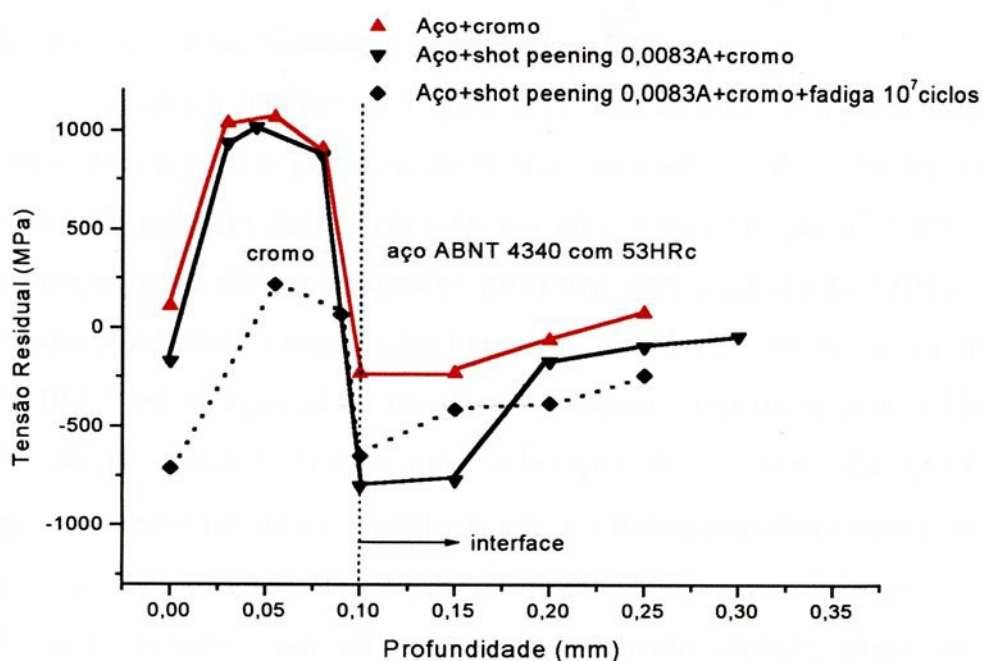


FIGURA 4.67 – Perfil do relaxamento das tensões do shot peening em peça revestida de cromo na dureza de 53HRc.

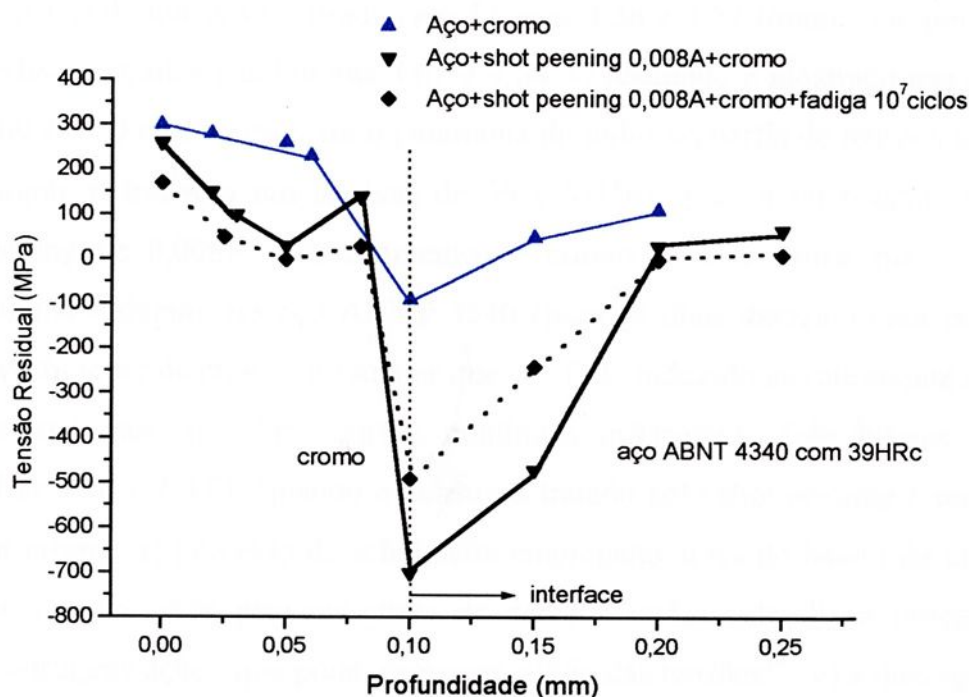


FIGURA 4.68 – Perfil do relaxamento das tensões do shot peening em peças revestidas de cromo na dureza de 39HRc.

compressivas existentes geram deformação plástica, que gera redistribuição das tensões e pode justificar o acontecido.

Agora a análise da Figura 4.68. As tensões no cromo diminuíram muito pouco com o processo de fadiga. No processo de eletrodeposição, as tensões já tinham valores bem menores do que na condição de 53HRc³⁸. Com o carregamento cíclico, as tensões no cromo para a dureza de 39HRc, ficaram em um nível muito próximo das tensões adquiridas no cromo para a dureza de 53HRc. Com relação à interface e substrato, repetiu-se o ocorrido com a dureza de 53HRc. Houve uma relaxação dos valores da interface até aproximadamente 10 μ m, quando as tensões ficaram muito próximas do CTRC original, mas maiores em valores absolutos. Pode-se concluir que o processo de shot peening, com ou sem o carregamento cíclico, altera as tensões existentes no substrato até aproximadamente 10 μ m para as duas durezas.

Para se poder comparar o quanto as tensões residuais induzidas relaxaram com e sem o revestimento de cromo, durante o processo de fadiga, os perfis de tensões mostrados nas Figuras 4.36 e 4.52 foram sobrepostos aos perfis mostrados nas Figuras 4.67 e 4.68. O resultado é mostrado nas Figuras 4.69 e 4.70 que apresentam o panorama de todos os perfis de tensões medidas durante o trabalho nas durezas de 39 e 53HRc, para a intensidade de shot peening de 0,008A e revestimento de cromo. Pode-se notar que o CTRC original induzido no aço ABNT 4340 (para as duas durezas) com posterior revestimento de cromo, foi menor que o CTRC induzido simplesmente sobre o material base (as duas curvas contínuas inferiores). Três fatores podem influenciar o CTRC quando o substrato tratado pelo shot peening é recoberto por cromo: a) processo de shot brite empregado antes do banho do cromo³⁹, que remove uma pequena parte da camada endurecida; b) o processo de desidrogenização, que pode provocar alívio das tensões³⁹; c) a interação das

³⁸ Ver item 4.5.2

³⁹ Ver item 3.2.5



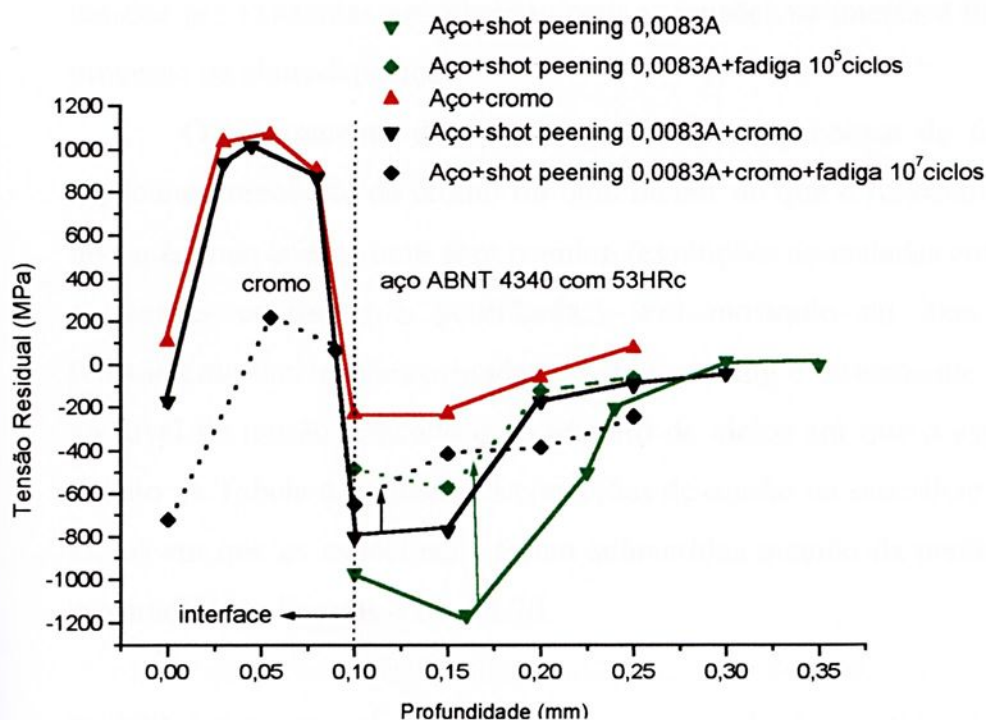


FIGURA 4.69 – Perfis de tensões residuais para a dureza de 53HRc.

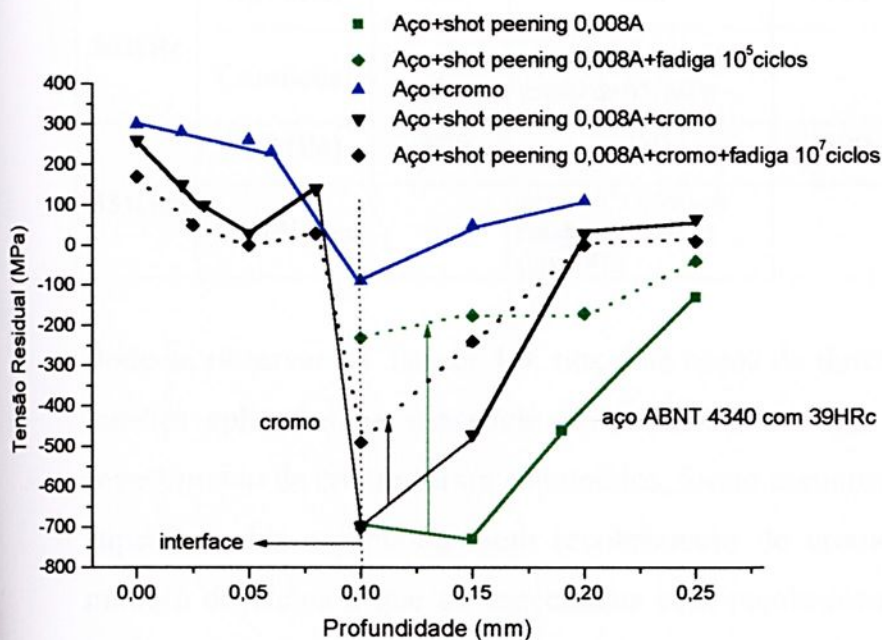


FIGURA 4.70 – Perfis de tensões residuais para a dureza de 39HRc.

tensões pré-existent no substrato com as tensões na interface induzidas pelo processo da eletrodeposição.

O relaxamento das tensões ocorrido no processo de fadiga com o espécimen recoberto de cromo foi bem menor do que o relaxamento ocorrido no espécimen apenas com shot peening (evoluções assinaladas com setas entre as curvas contínuas e pontilhadas). Foi mostrado no item 4.3 que o relaxamento das tensões oriundas do shot peening é diretamente proporcional ao nível de tensão aplicado e ao número de ciclos em que o espécimen está sujeito. A Tabela 4.9 mostra as condições de tensão na superfície e número de ciclos em que os espécimens foram submetidos quando da medida do CTRC mostrados nas Figuras 4.69 e 4.70.

TABELA 4.9 – Condições dos espécimens quando das medidas dos CTRC

		sem revestimento de cromo		com revestimento de cromo	
		original	após fadiga	original	após fadiga
39HRC	$\sigma_s(\text{MPa})$	-697	-230	-700	-490
	Condições	-	Após 10^5 ciclos sob tensão de 651MPa	-	Após 10^7 ciclos sob tensão de 516MPa (a $100\mu\text{m}$)
53HRC	$\sigma_s(\text{MPa})$	-970	-480	-800	-650
	Condições	-	Após 10^5 ciclos sob tensão de 931MPa (nível 4)	-	Após 10^7 ciclos sob tensão de 849MPa (nível 5 a $100\mu\text{m}$)

Pode-se observar na Tabela 4.9, nos dois casos de durezas estudadas, que as tensões aplicadas na superfície do substrato, em que os espécimens com revestimento de cromo foram submetidos, foram menores do que as tensões na superfície dos espécimens sem revestimento de cromo. Por outro lado, o número de ciclos a que os espécimens com revestimento foram submetidos (10^7) foi maior do que os espécimens sem revestimento (10^5). Como o relaxamento das tensões nos espécimens com revestimento de cromo foi menor do que sem o revestimento, fica nítido que a tensão aplicada exerce

maior influência no relaxamento das tensões, do que o número de ciclos aplicados no processo de fadiga. Esta observação, de certo modo, está de acordo com Kodama [139], que observou uma rápida relaxação das tensões residuais no primeiro ciclo de fadiga e uma diminuição bem menor nos ciclos subsequentes⁴⁰. É importante observar que as tensões residuais compressivas na interface cromo/substrato, após o relaxamento, mantiveram-se maiores do que as tensões compressivas na superfície do aço sem recobrimento após o processo de fadiga para as duas durezas. Como as tensões residuais foram maiores na interface e os carregamentos aplicados foram menores nas peças com revestimento de cromo em relação às peças sem o revestimento, é justificável que o ganho de fadiga nas peças revestidas com cromo seja maior do que nas peças sem revestimento. Por outro lado, a resistência à fadiga para peças revestidas com cromo e tratamento de shot peening ficou abaixo da resistência à fadiga das peças sem revestimento e também tratadas com shot peening, para as duas durezas estudadas. Para a dureza de 53HRc, em peças sem revestimento, a resistência à fadiga com o tratamento de shot peening ficou acima da resistência à fadiga do material base (Figura 4.1). Em peças com revestimento de cromo, não houve diferença entre as curvas de fadiga com o tratamento de shot peening e o material base (Figura 4.64). Para a dureza de 39HRc, o tratamento de shot peening não alterou a resistência à fadiga do material base (Figura 4.44). Para o material com o recobrimento de cromo, a resistência à fadiga em peças com tratamento de shot peening ficou um pouco abaixo do material base sem tratamento (Figura 4.63) [141]. Portanto, pode-se concluir que os concentradores de tensão causados pelas microtrincas, presentes no cromo, superam os concentradores de tensão existentes na superfície das peças, provenientes do tratamento de shot peening ou dos acabamentos superficiais pré-existent.

⁴⁰ Ver item 2.2.4



4.5.6 Análise da influência do shot peening nas superfícies de fratura do aço ABNT 4340 com 53HRc e revestimento de cromo

Em todos os CDPs analisados, com recobrimento de cromo e pré-tratamento de shot peening, as trincas originaram-se abaixo da interface do cromo com o substrato. Dois primeiros exemplos desta constatação podem ser vistos nas Figuras 4.71 e 4.72. Estas figuras mostram a região do início das trincas em espécimens fraturados no nível 4 de tensão para as intensidades de 0,0063 e 0,0083A, respectivamente, ficando nítida a influência do shot peening nas peças revestidas com cromo. Como já foi visto, a presença do shot peening é mais eficiente no ganho de vida em fadiga quando ele faz com que as trincas surjam abaixo da superfície. Outra constatação importante, que pode ser verificada, é que as trincas presentes no cromo não atravessam com facilidade para o substrato, como aconteceu com os espécimens que não possuíam o tratamento de shot peening.

A Tabela 4.10 mostra uma análise comparativa do que já foi visto para o nível 4 de tensão aplicada. Este foi o nível de tensão em que o processo de shot peening mostrou-se mais eficiente em relação ao material base para a dureza de 53HRc. Nesta tabela, são mostradas a média de ciclos até a fratura e a média da posição do início das trincas a partir da superfície, para as condições estudadas neste trabalho na dureza de 53HRc. Observando-se a Tabela 4.10, torna-se importante ressaltar novamente a tendência demonstrada pelo gráfico da Figura 4.29, onde é mostrado que quanto maior a profundidade do início da trinca em relação à superfície, maior a vida em fadiga do material. Esta tendência fica clara novamente ao examinar as colunas 2, 3, 5 e 6 da Tabela 4.10.

As Figuras 4.73 a 4.75 mostram outros exemplos típicos de fractografias encontradas. Na Figura 4.73a, pode-se observar que o início principal da fratura deu-se no ponto 1. No entanto, uma segunda fonte de propagação pode ser vista no ponto 2. Nas Figuras 4.73b e 4.73c é mostrado



que tanto no ponto 1 como no ponto 2, as trincas originam-se no substrato abaixo da interface.

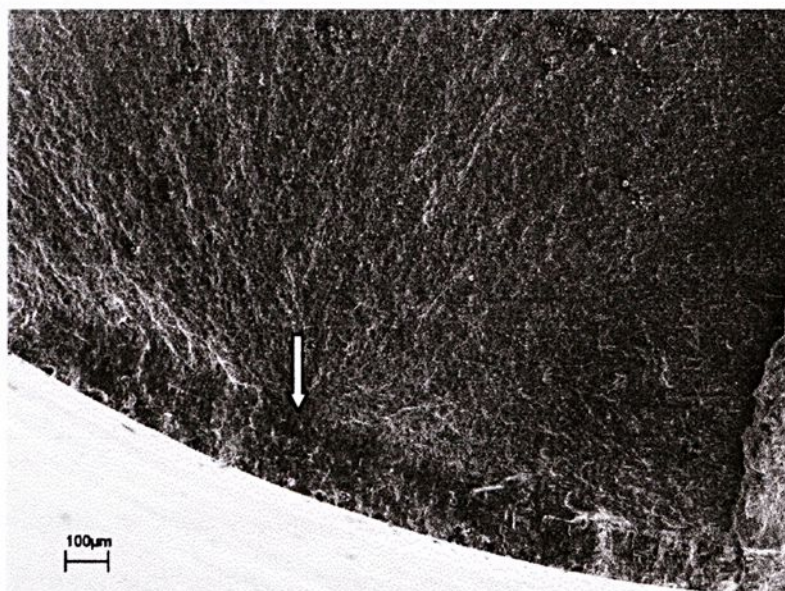


FIGURA 4.71 – Superfície de fratura com pré-tratamento de shot peening na intensidade de 0,0063A no nível 4 de tensão aplicada.

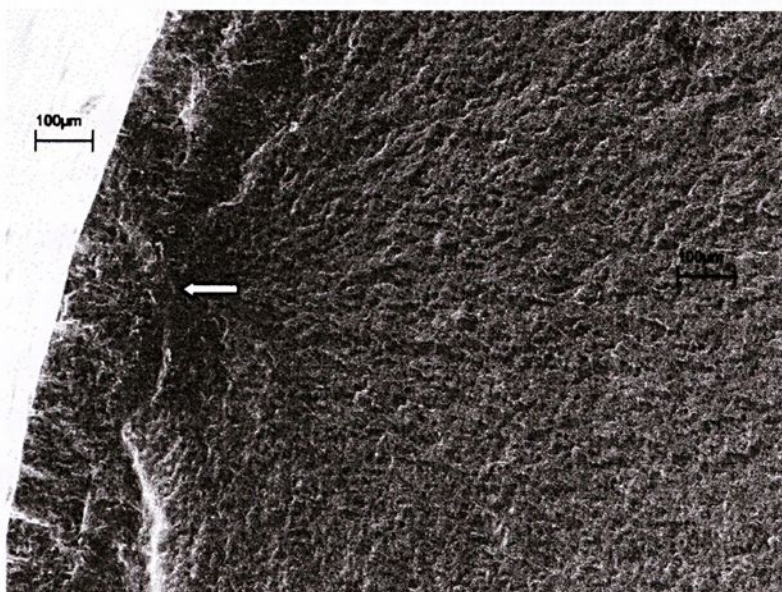


FIGURA 4.72 – Superfície de fratura com pré-tratamento de shot peening na intensidade de 0,0083A no nível 4 de tensão aplicada.

TABELA 4.10 - Resultados obtidos para o nível 4 de tensão

Número	1	2	3	4	5	6
Condição	Material base	Material base + Shot peening		Material base + Cromo	Material base + Shot peening + Cromo	
Intensidade		0,0063A	0,0083A		0,0063A	0,0083A
Média de ciclos até a fratura ($\times 10^2$)	969	8629	2391	148	1036	1013
Média da posição do início da trinca (μm)	superfície	140	72	Interface	38	30

Embora existam algumas trincas vindas a partir do recobrimento do cromo, em nenhum dos dois pontos elas foram as principais responsáveis pelo início da trinca principal.

Na Figura 4.74a pode-se ter uma idéia de toda a superfície de fratura de um corpo de prova em médio ciclo de fadiga. O início principal da trinca ocorreu certamente no ponto 3. A Figura 4.74b mostra uma ampliação desta região, a qual mostra também que o início da fratura deu-se abaixo da interface. O ponto marcado com o número 4 na Figura 4.74a, embora secundário em termos do início da trinca (pois está afastado de 3), mostrou uma característica interessante e é ampliado na Figura 4.74c. Comparando-se a Figura 4.62b e a Figura 4.74c, fica nítido uma diferença causada no comportamento do espécimen com a aplicação do shot peening. Na Figura 4.62b (sem shot peening, mas também em alto ciclo) as trincas percorrem a interface até o ponto onde penetravam no substrato dando-se o início da fratura. Na Figura 4.74c, observa-se uma coalescência de trincas também. No entanto, elas percorrem o cromo e não a interface. Pode-se notar, nos dois lados da trinca principal, fraturas no revestimento de cromo (mostradas com setas) e não mais o destacamento do cromo com relação ao substrato, como mostrado na Figura 4.62b.

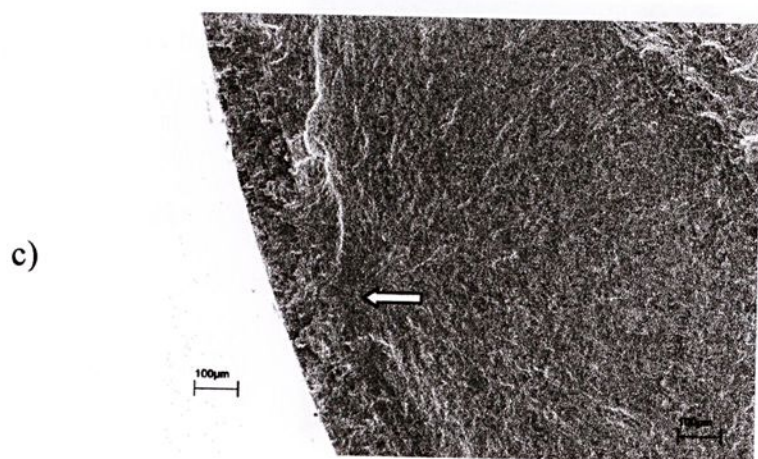
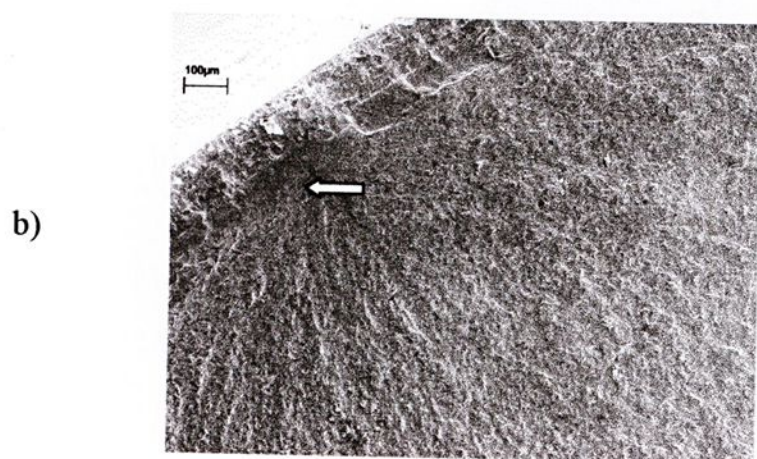
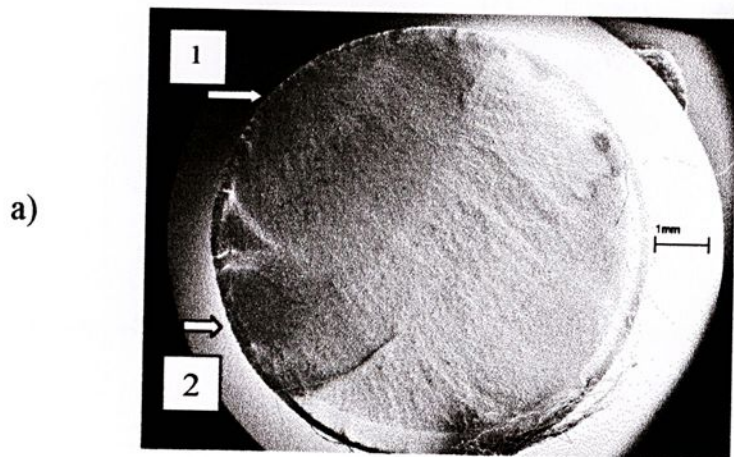


FIGURA 4.73 – Superfície de fratura com 0,0063A com 920MPa: a) vista geral; b) detalhe da região 1; c) detalhe da região 2.

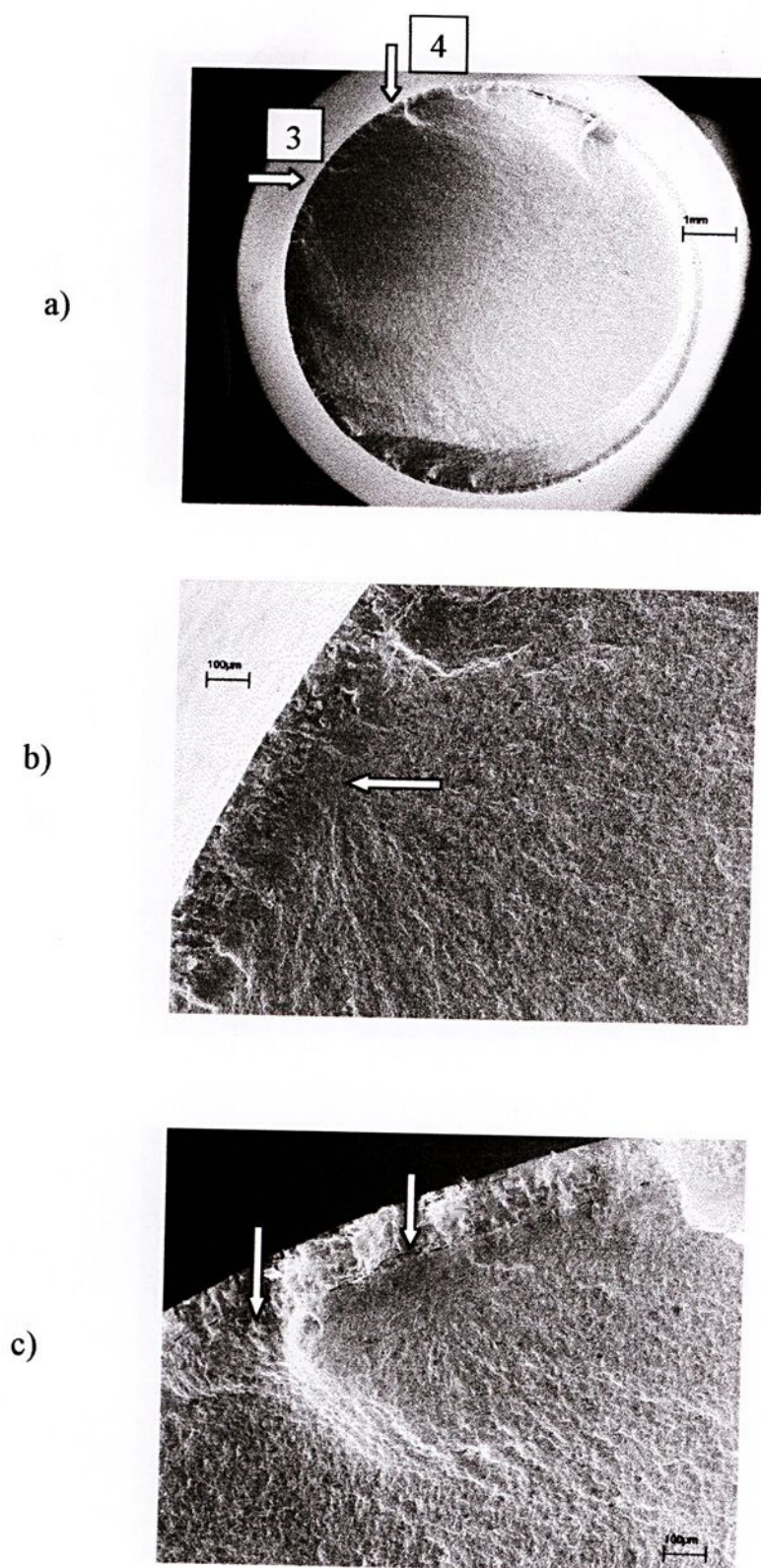
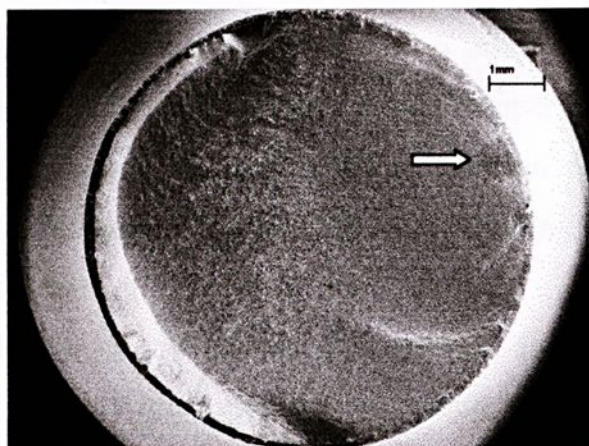
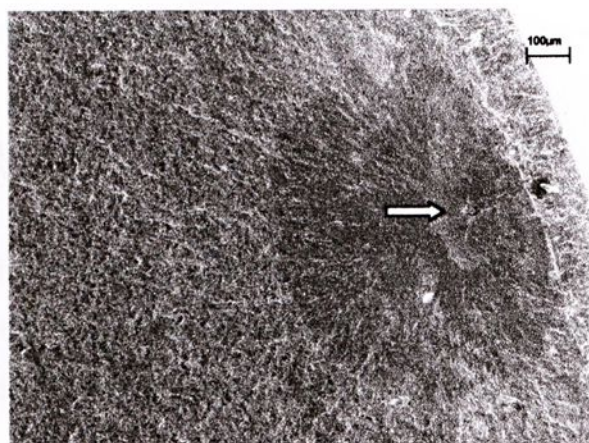


FIGURA 4.74 - Superfície de fratura com 0,0083A com 900MPa: a) vista geral; b) detalhe da região 3; c) detalhe da região 4.

a)



b)



c)

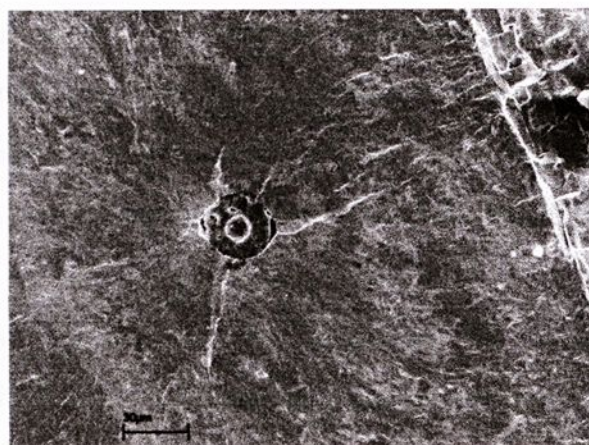


FIGURA 4.75 - Fratura a partir de uma inclusão em CDP com 0,0083A com 841MPa: a) vista geral; b) detalhe da região da inclusão; c) detalhe da inclusão.

A Figura 4.75 mostra um CDP, no qual o início da trinca deu-se a partir de uma inclusão. A Figura 4.75a mostra toda a superfície de fratura e o ponto da inclusão. As Figuras 4.75b e 4.75c aproximam este ponto. Foi o único espécimen com tratamento de shot peening e revestimento de cromo em que esta situação ocorreu.

Pode-se concluir, após a análise fractográfica feita, que as tensões compressivas, induzidas pelo processo de shot peening, foram suficientes para deslocar o início da trinca para baixo da interface. Ou seja, mesmo as trincas que são provenientes da camada de cromo, só conseguem coalescer junto a outras trincas do substrato após vencer o CTRC criado.

4.5.7 Conclusões da Parte 3

- 1) Foi confirmada neste trabalho uma queda significativa na vida em fadiga no aço ABNT 4340, quando submetido ao recobrimento de cromo. O limite de fadiga de 800MPa, passou a ser de aproximadamente 470MPa em peças recobertas.
- 2) Quanto ao perfil de tensões residuais induzidas pelo recobrimento de cromo, pôde-se constatar a existência de tensões trativas no revestimento, tensão negativa na interface e uma influência nas tensões originais do substrato até uma profundidade de 5 μ m, para as duas durezas analisadas.
- 3) Observou-se que as microtrincas presentes no cromo são fortes concentradores de tensão e fazem com que estas penetrem com muita facilidade no substrato em baixo ciclo de fadiga. Em médio e alto ciclos, no entanto, as microtrincas percorrem, muitas vezes, a interface antes de penetrar no aço. Em alto ciclo, chegou-se a observar pequenos descolamentos do revestimento.

- 4) As intensidades de shot peening 0,0063 e 0,0083A, quando aplicadas no material base antes do recobrimento, recuperam 100% da queda de fadiga causada pelo cromo no aço ABNT 4340 na dureza de 53HRc.
- 5) A introdução do shot peening cria um campo de tensões residuais compressivas cuja influência é percebida até uma profundidade de 10 μ m do substrato, para as duas durezas analisadas.
- 6) Se por um lado, o CTRC criado pelo shot peening foi suficiente para recuperar a queda de resistência à fadiga causada pelo recobrimento, por outro lado, suas dimensões foram menores do que quando aplicado simplesmente sobre o material base. Esta diminuição foi atribuída às características das etapas do processo de eletrodeposição.
- 7) Foi observado um relaxamento do CTRC com o carregamento cíclico. No entanto, o relaxamento cíclico em peças com revestimento de cromo foi menor do que o relaxamento em peças sem recobrimento, fazendo com que as tensões finais em peças revestidas fossem maiores. Este fato explicou o porquê do ganho relativo em fadiga obtido pelas peças recobertas com cromo ter sido maior do que pelas não recobertas, nas duas durezas analisadas. Além disso, ficou evidenciado que a tensão aplicada é mais significativa para o relaxamento do CTRC, do que o número de ciclos de fadiga a que o espécimen é submetido.
- 8) Os níveis absolutos de resistência à fadiga em peças tratadas com shot peening foram maiores quando o tratamento ocorreu simplesmente sobre o material base, sem recobrimento de cromo. Este fato demonstrou que os concentradores de tensão causados pelo recobrimento são mais significativos do que concentradores de tensão causados pelo shot peening ou acabamentos superficiais.



- 9) Em todas as superfícies de fratura estudadas em corpos de prova com tratamento de shot peening e revestimento de cromo, as trincas principais originaram-se no substrato abaixo da interface. Este fato evidencia a atuação do CTRC e contribuiu significativamente para o aumento da vida em fadiga.



CAPÍTULO 5 – CONSIDERAÇÕES FINAIS

Os objetivos deste trabalho foram atingidos, como mostram as conclusões ao final das três partes em que foi dividido o capítulo 4. Além de responder às questões inicialmente propostas, foi realizada uma análise profunda sobre os assuntos envolvidos: shot peening, CTRC induzido, comportamento em fadiga do aço ABNT 4340 e revestimento de cromo.

Em diversos trabalhos pesquisados sobre estes assuntos, inúmeras contradições foram encontradas e discutidas ao longo do texto. Uma das afirmações mais correntes encontradas foi a de que o shot peening sempre melhora a resistência à fadiga do material. Foi mostrado nos resultados apresentados que, em determinadas situações, isso não acontece. Além disso, inúmeros trabalhos publicados têm procurado prever os valores e a forma do CTRC criado pelo shot peening, levando-se em consideração as variáveis do processo e as características do material tratado. Alguns destes utilizam-se de grande sofisticação matemática. Praticamente nenhum modelo menciona a possibilidade de variação do CTRC com o carregamento cíclico. Talvez, o maior mérito deste trabalho tenha sido demonstrar que a influência do carregamento cíclico no CTRC é significativa. Em qualquer modelo que discuta o CTRC induzido em peças com tratamento de shot peening e que posteriormente seja submetida à fadiga, o relaxamento das tensões precisa ser previsto. Foi mostrado que a eficiência do processo de shot peening passa pelo equilíbrio das tensões residuais e condições superficiais criadas. Devido a este fato, intensidades intermediárias de shot peening mostraram uma melhor performance em fadiga para o aço ABNT 4340 com 53HRc. Foi demonstrado também que uma das melhores formas de detectar a eficiência do processo de shot peening é a sua capacidade de deslocar a nucleação da trinca para baixo da superfície. Concluiu-se que: quanto mais profunda é a nucleação da trinca, maior é a possibilidade de se obter ganho de vida em fadiga. Os trabalhos da literatura que mencionam a capacidade do CTRC deslocar o início da trinca

para baixo da superfície, geralmente afirmam que a nucleação se dá além do CTRC criado pelo shot peening. Quando é observado que isto não acontece, usualmente, possíveis inclusões são consideradas como responsáveis pelo fato. Mais uma vez, uma possível consideração sobre o relaxamento do CTRC não é avaliada. Mostrou-se que, embora a nucleação da trinca se dê muitas vezes abaixo da superfície dos espécimens, devido ao processo de shot peening, geralmente, isto acontece numa região onde inicialmente havia tensões compressivas ou tensões trativas insuficientes para a sua propagação. As inclusões, pelo menos nas condições estudadas nesse trabalho, tiveram um papel secundário. Elas passaram a ser decisivas para fratura do material apenas em uma maior profundidade (além do CTRC induzido) e em alto ciclo de fadiga.

Foi confirmada a eficácia do shot peening na recuperação da vida em fadiga em peças revestidas com cromo, em que o relaxamento do CTRC foi menor e menos significativo do que em peças sem revestimento. Além disso, o shot peening, quando aplicado antes do revestimento, consegue deslocar a nucleação da trinca para o interior do substrato em 100% dos casos analisados, diminuindo a influência da concentração de tensões das microtrincas presentes na interface.



SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- 1) As condições de shot peening usadas neste trabalho foram satisfatórias para a recuperação da vida em fadiga no cromo, uma vez que a queda da resistência causada pelo recobrimento foi compensada pelo tratamento de shot peening. Portanto, o estudo realizado aqui pode ser considerado conclusivo para a necessidade industrial. Entretanto, seria interessante um estudo com mudanças nas esferas utilizadas. Acredita-se, pela bibliografia consultada, que a relação entre a rugosidade e o CTRC criado pode ser alterada significativamente. Isto poderia acarretar um maior ganho em fadiga, principalmente em peças sem revestimento.
- 2) Um maior número de ensaios para o estudo da relaxação do CTRC deve ser feito, objetivando coletar dados para um possível modelo matemático deste fenômeno. Ensaios de fadiga de baixo ciclo e observações das discordâncias nas camadas endurecidas durante o carregamento cíclico são estudos que podem também fornecer variáveis adequadas a proposta.
- 3) Foi constatado relevante efeito da subtensão na vida em fadiga do aço ABNT 4340. A evolução das tensões residuais na superfície deve ser medida ao longo do carregamento cíclico juntamente com a avaliação de possíveis mecanismos de endurecimento para compreender melhor os resultados encontrados neste trabalho. Uma análise dos pontos e circunstâncias da iniciação das trincas em alto ciclo deve ajudar este estudo.
- 4) Deve ser feita uma pesquisa com uma intensidade de shot peening inferior a 0,008A para a dureza de 39HRC para se tentar obter ganho de vida em fadiga nestas condições. Uma análise do shot peening com durezas ainda mais baixas complementaria esta proposta.



- 5) Embora o estudo quantitativo das tensões residuais na camada de cromo não tenha sido um dos objetivos deste trabalho, foram constatados valores muito diferentes destas tensões quando o revestimento de cromo foi aplicado no aço ABNT 4340 com durezas diferentes. Uma análise do porquê disto seria um trabalho bastante interessante. Uma variação pura e simples da dureza do substrato, provavelmente, não seria o melhor caminho, já que é pouco provável ser este o motivo. Análises do polimento das amostras acabadas, densidade e profundidade das microtrincas formadas e um acompanhamento minucioso do processo de eletrodeposição devem ser o ponto de partida.



REFERÊNCIAS

- [1] SADANANDA, K.; RAMASWAMY, D.-N. V. Role of crack tip plasticity in fatigue crack growth. *Philosophical Magazine A*, Washington, DC, v. 81, n. 5, p. 1283-1303, 2001.
- [2] BAPTISTA, C. A. R. P. *Modelagem preditiva do comportamento de trincas de fadiga com aplicação ao titânio de pureza comercial*. 2000. 120f. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais – Materiais Refratários) – Faculdade de Engenharia Química de Lorena, Lorena.
- [3] AMERICAN SOCIETY FOR METALS. *OH44073: Atlas for fatigue curve, metals part*, Ohio, 1986.
- [4] MINER, M. A. Cumulative Damage in Fatigue. *Journal of Applied Mechanics*, v.12, p. A159-A164, 1945.
- [5] KUNS, L. et al. Effect of loading history on cyclic stress-strain response. *Materials Science and Engineering A*, v. 314, p. 1-6, 2001.
- [6] VOORWALD, H. J. C., TORRES, M. A. S. Estudo do dano acumulado na propagação da trinca por fadiga em chapas de uma liga de alumínio de alta resistência submetidos a carregamentos de amplitude variável. In: XI CONGRESSO BRASILEIRO E ENGENHARIA MECÂNICA-COBEM, 11., 1991, São Paulo. *Anais...* São Paulo, 1991. p.09-12.
- [7] VOORWALD, H. J. C., TORRES, M. A. S. Cumulative damage effects in fatigue crack growth propagation under variable amplitude loading. In: ECF-9 REBIALITY AND STRUCTURAL INTEGRITY OF ADVANCED MATERIALS, 1992, Varna. *Proceedings...* Varna, 1992. v. 1., p. 415-419.
- [8] FATEMI, A., YANG, L. Cumulative fatigue damage and life prediction theories: a survey of the state of the art for homogeneous materials. *International Journal of Fatigue*, v.20, n.1, p.9-34, 1998.
- [9] ISHIHARA, S., MCEVILY, A. J. A Coaxing Effect in the Small Fatigue Crack Growth Regime. *Scripta Materialia*, v.40, n.5, p.617-622, 1999.
- [10] KLESNIL, M., LUKÁŠ, P. *Fatigue of Metallic Materials*. Amsterdam: Elsevier. 1992. 270p.
- [11] LUKÁŠ, P., KUNZ, L. Effect of mean stress on cyclic stress-strain response and high cycle fatigue life. *International Journal of Fatigue*, v.11, n.1, p.55-58, 1989.

- [12] FUCHS, H. O., STEPHENS, R. I. *Metal Fatigue in Engineering*. USA: John Wiley & Sons, 1980. 318p.
- [13] BERKOVITS, A., FANG, D. An analytical master curve for Goodman diagram data. *International Journal of Fatigue*, v. 15, n.3, p.173-180, 1993.
- [14] AUTOMOTIVE Steel Design. October 31, 1986. p. 3.5-0 – 3.5-40.
- [15] FORREST, P. G. *Fatigue of Metals*. London: Pergamon Press, 1962.
- [16] MARTIN, J. *Mechanical Behaviour of Engineering Materials*. EUA: Prentice Hall Inc., 1962.
- [17] SIWES, G. *Failure of Materials under combined repeated stresses with superimposed static stresses*, NACA TN 3495, 1955.
- [18] WOODWARD, A. R., GUNN, K. W., FORREST, G. International Conference on fatigue, Institution of Mechanical Engineers, p.158, 1956.
- [19] XIA, Z., KUJAWSKI, D., ELLYIN, F. Effect of mean stress and ratcheting strain on fatigue life of steel. *International Journal of Fatigue*, v.18, n.5, p.335-341, 1996.
- [20] MARTIN, U. et al. Cyclic deformation and near surface microstructures of normalized shot peened steel SAE 1045. *Materials Science and Engineering A*, v.246, p.69-80, 1998.
- [21] WOELFEL, M. M. *Shot Peening – Control and Measurement*. p. 15-18, 1982.
- [22] SONG, P. S.; WEN, C. C. Crack closure and crack growth behaviour in shot peened fatigued specimen. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 63, p. 295-304, 1999.
- [23] DIEPART, C. P. Modelling of shot peening residual stresses – practical applications. *Materials Science Forum*, Suíça, v. 163-165, p. 457-464, 1994.
- [24] METAL IMPROVEMENT COMPANY, INC. *Shot Peening Applications*, 83p.
- [25] FATHALLAH, R., INGLEBERT, G., CASTEX, L. Prediction of plastic deformation and residual stresses induced in metallic parts by shot peening. *Materials Science and Technology*. v.14, p.631-639, 1998.

[26] ASM COMMITTEES ON SHOT PEENING. *Shot Peening*. Revised by Ted Kostilnik, Wheelabrator Corporation. p.126-135.

[27] CARVALHO, C. P. *Análise de fadiga em rodas para caminhões e ônibus*. 1991. 95f. Dissertação (Mestrado – Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá.

[28] HERZOG, R., ZINN, W., SCHOLTES, B., WOHLFAHRT, H. The significance of Almen intensity for the generation of shot peening residual stresses. In: International Conference on Shot Peening, 6., 1996, São Francisco. *Proceedings...* São Francisco: J. Champaigne, 1996. p. 270-281.

[29] CAO, W., FATHALLAH, R., CASTEX, L. Correlation of Almen arc height with residual stresses in shot peening process. *Materials Science and Technology*. v.11, p. 967-973, 1995.

[30] DART, A. Improving fatigue Strength of metals – 1. *Machinery and production engineering*, v.4, p.98-103, 1976.

[31] LASSANCE, C. A. F. Como controlar operações de “Shot Peening”. *Revista de Engenharia da FAAP*, São Paulo, ano 3, n.5, 1984.

[32] MILITARY SPECIFICATION. *MIL-S-13165C*: Shot Peening of Metals Parts. December, 1966.

[33] STARKER, P., WOHLFAHRT, H., MACHERAUCH, E. Subsurface crack initiation during fatigue as a result of residual stress. *Fatigue of Engineering Materials and Structures*. v.1, p.319-327, 1979.

[34] BUCH, A. *Fatigue Strength Calculation*. Suíça: Trans Tech Publications. 1988. 467p.

[35] AL-HASSANI, S. T. S. Mechanical Aspects of Residual Stress Development in Shot Peening. In: ICSP CETIM PERGAMON PRESS, 1981, Paris. *Anais...* Paris, 1981. p. 583-602.

[36] JIA-CHI, X., DING-QUAN, C., BANG-JUN, S. The Fatigue Strength and Fracture Morphology of Leaf Spring Steel After Pre-Stressed Shot Peening. In: ICSP CETIM PERGAMON PRESS, 1981, Paris. *Anais...* Paris, 1981. p. 369-376.

- [37] WAS, G. S., PELLOUX, R. M., FRABOLOT, M. C. Effect of Shot Peening Methods on the Fatigue Behavior of Alloy 7075-T6. In: ICSP CETIM PERGAMON PRESS, 1981, Paris. *Anais...* Paris, 1981. p. 448-454.
- [38] WAGNER, L. Mechanical surface treatments on titanium, aluminum and magnesium alloys. *Materials Science and Engineering A*, v. 263, p. 210-216, 1999.
- [39] PERSON, N. L. Effect of Shot Peening Variables on Fatigue of Aluminum Forgings. *Metal Progress*, 1981, p. 33-35.
- [40] FARRAHI, G. H., LEBRUN, J. L., COURATIN, D. Effect of Shot Peening on Residual Stress and Fatigue Life of a Spring Steel. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v. 18, n. 2, p. 211-220, 1995.
- [41] TURNBULL, A. et al. Improving the fatigue crack resistance of waspaloy by shot peening. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. v.21, p.1513-1524, 1998.
- [42] LOS RIOS, E. R. de. et al. Fatigue crack initiation and propagation on shot-peened surfaces in A316 stainless steel. *International Journal of Fatigue*, v.17, n.7, p. 493-499, 1995.
- [43] NATKANIEC-KOCANDA, D., KOCANDA, S. MILLER, K. J. Influence of shot peening on short crack behaviour in a medium carbon steel. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON MECHANICAL BEHAVIOR OF MATERIALS, 7., 1995, Haya. *Anais...* 1995. p.705-706.
- [44] FINE, M. E. Fatigue Resistance of Metals. *Metallurgical Transactions A*, v.11A, p. 365-380, 1980.
- [45] CAMPOS FILHO, M. P. *Fadiga em metais*. São José dos Campos: Ministério da Aeronáutica, CTA/ITA, Publicação do Grupo de Materiais da Divisão de Engenharia Mecânica do ITA, 1966. 69p.
- [46] SRIRAM, T. S., FINE, M. E., CHUNG, Y. W. *Scripta Met.*, v.24, p. 279, 1990
- [47] SCHUTZ, W. A history of fatigue. *Engineering Fracture Mechanics*, v.54, n.2, p.263-300, 1996.
- [48] DIETER, G. E. *Metalurgia Mecânica*. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981. 653p.

- [49] MURAKAMI, Y., KODAMA, S., KONUMA S. Quantitative evaluation of effects of non-metallic inclusions on fatigue strength of high strength steels. I: Basic fatigue mechanism and evaluation of correlation between the fatigue fracture stress and the size and location of non-metallic inclusions. *International Journal of Fatigue*, v.11, n.5, p.291-298, 1989.
- [50] MURAKAMI, Y., KAWAKAMI, K., DUCKWORTH, W. E. Quantitative evaluation of effects of shape and size of artificially introduced alumina particles on the fatigue strength of 1.5Ni-Cr-Mo (En24) steel. *International Journal of Fatigue*, v.13, n.6, p.489-499, 1991.
- [51] LANKFORD, J. Initiation and early growth of fatigue cracks in high strength steel. *Journal Engineering Fracture Mechanics*, v.9, p.617-624, 1977.
- [52] MURAKAMI, Y. et al. On the mechanism of fatigue failure in the superlong life regime ($N > 10^7$ cycles). Part I: influence of hydrogen trapped by inclusions. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v.23, p.893-902, 2000.
- [53] MURAKAMI, Y. Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions on the Fatigue Strength of Metals. *JSME International Journal*, Series I, v.32, n. 2, p.167-180, 1989.
- [54] MURAKAMI, Y., ENDO, M. Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength. *Fatigue*, v.16, p.163-182, 1994.
- [55] MURAKAMI, U., USUKI, H. Quantitative evaluation of effects of non-metallic inclusions on fatigue strength of high strength steels. II: Fatigue limit evaluation based on statistics for extreme values of inclusion size. *International Journal of Fatigue*, v.11, n.5, p.299-307, 1989.
- [56] MURAKAMI, Y., TORIYAMA, T., COUDERT, E. M. Instructions for a New Method of Inclusion Rating and Correlations with the Fatigue Limit. *Journal of Testing and Evaluation*, v.22, n.4, p.318-326, 1994.
- [57] HUNEAU, B., MENDEZ, J., CHOQUEUSE, D. Influence of environment on the fatigue behaviour of the high strength steel SE702. In: EUROMAT, 2000, Tours. *Anais... Tours: Elsevier*, 2000. v. 2, p. 1169-1174.
- [58] MIGUEL, I. M., TORRES, M. A. S., VOORWALD, H. J. C. Estudo da Influência do Tratamento de "Shot Peening" no processo de corrosão para o aço ABNT 4340. In: CBECIMAT, 13., 1998, Curitiba. *Anais... São Paulo: Novodisc*, 1998, p. 501-509. (CD-ROM).

- [59] WOOD, W. A. *Phil. Mag.* 3, 692(1958); *Fracture*, p.412. Techonology Press, Wiley, New York, 1959.
- [60] COTTRELL, A. H., HULL, D. A discussion on work hardening and fatigue. *Proc. R. Soc. A*242, 211, 1957.
- [61] WANG, Q. Y. Subsurface crack initiation due to ultra-high cycle fatigue. In: EUROMAT, 2000, Tours. *Anais...* Tours: Elsevier, 2000. v. 2, p.1183-1188.
- [62] WANG, S. et al. Fatigue limits of shot-peened metals. *Journal of Materials Processing Technology*. v.73, p.57-63, 1998.
- [63] NASCIMENTO, M. P. et al. Effects of surface treatment on the fatigue strength of AISI 4340 aeronautical steel. *International Journal of Fatigue*, v.23, p. 607-618, 2001.
- [64] FERREIRA, J. A. M.; COSTA, J. D. M.; LAPA, V. Fatigue behaviour of 42Cr Mo4 steel with PVD coatings. *International Journal of Fatigue*, v.19, n.4, p.293-299, 1997.
- [65] TORRES, M. A. S. *Análise do modelamento do retardo na propagação de trinca por fadiga em carregamentos de amplitude variável para a liga de alumínio 2024T3*. 1992. 120f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá.
- [66] PEREIRA, C. P. M. *Fadiga na liga Al 7475-761*. 1996. 209f. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) – Faculdade de Engenharia Química de Lorena, Lorena.
- [67] PARIS, P., ERDOGAN, F. A Critical Analysis of Crack Propagation Laws. *Journal of Basic Engineering*. Transactions of the ASME. Série D, v. 85, p. 528-534, 1963.
- [68] ELBER, W. *The Significance of Fatigue Crack Closure Damage Tolerance in Aircraft Structures*. ASTM STP 486. Philadelphia: ASTM, 1971. p.230-242.
- [69] FORMAN, R. G., KEARNEY, U. E., ENGLE, R. M. Numerical Analysis of Crack Propagation in Cyclic Loaded Structures. *Journal of Basic Engineering*, Transactions of the ASME, 1967. p. 459-464.

[70] NELSON, D. V., FUCHS, H. O. *Predicition of Fatigue Crack Growth under Irregular Loading, Fatigue Crack Growth under Spectrum loads*. ASTM STP 595. Philadelphia: ASTM, 1976. p. 267-291.

[71] VOORWALD, H. J. C. *Estudo da Influência dos Efeitos de Interação Presentes em Carregamentos de Amplitude Variável, no Dano Total durante o Período de Propagação da Trinca por Fadiga*. 1990. Tese (Livre-Docência) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá.

[72] SHIJVE, J. *Observations on the Prediction of Fatigue Crack Growth Propagation under Variable Amplitude Loading*. ASTM STP 596. Philadelphia: ASTM, 1976. p. 3-23.

[73] QUITO, M. L., TORRES, M. A. S., VOORWALD, H. J. C. Aceleração na taxa de propagação da trinca por fadiga após um bloco de sobrecarga. In: XI SEMINÁRIO DA ADUNESP, 11., 1990, Guaratinguetá. *Anais* Guaratinguetá: ADUNESP, 1990. p. 123-131.

[74] VOORWALD, H. J. C., TORRES, M. A. S. Negative Overload Effects in Fatigue Crack Growth. In: FRACTURE OF ENGINEERING MATERIALS AND STRUCTURES, 1991, Singapore. *Anais...* Singapore: Elsevier Applied Science, 1991. p.591-596.

[75] VOORWALD, H. J. C., TORRES, M. A. S., PINTO JUNIOR, C. C. E. Fatigue crack growth propagation studies on AL2024-T3 under variable amplitude loading. In: INTERNATIONAL CONFERENCE OF MECHANICAL BEHAVIOUR OF MATERIALS, 6., 1991. Kyoto. *Anais...* Tokyo: Pergamon Press, 1991. v. 4. p. 495-500.

[76] CAMARGO, J. A. M. de., VOORWALD, H. J. C., BAPTISTA, C. A. R. P., TORRES, M. A. S. Estudo da taxa de propagação de trincas por fadiga sobre uma liga de alumínio de alta resistência (7475-T761). In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 10., 1992, Águas de Lindóia. *Anais...* Águas de Lindóia, 1992. p. 586-589.

[77] TORRES, M. A. S., VOORWALD, H. J. C., BAPTISTA, C. A. R. P., CAMARGO, J. A. M. de. Effect of the overload cycles on fatigue crack growth retardation. In: IRC 92 MATERIALS FOR HIGH PERFORMANCE, 1992, Birmingham. The Processing, Properties and Applications of Metallic and Ceramic Materials. *Anais...* Birmigham: MCE Publications Ltd., 1992. v. 2. p. 983-988.

- [78] VOORWALD, H. J. C., TORRES, M. A. S., PASTOUKHOV, V. Influence of loading history on fatigue crack growth retardation. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON INTEGRITY EVALUATION AND LIFE EXTENSION OF INDUSTRIAL EQUIPMENTS – IEV 93, 1993, Pouso alto. *Proceeding...* Pouso Alto, 1993. p. 155-158.
- [79] VOORWALD, H. J. C., TORRES, M. A. S., PINTO JUNIOR, C. C. E. Modelling of fatigue crack growth following overloads. *International Journal of Fatigue*, v.13, n.5, p.423-427, 1991.
- [80] BODGER, B. E., MCGRANN, R. T. R., SOMERVILLE, D. A. The evaluation of Tungsten Carbide Thermal Spray Coating as Replacements for Electrodeposited Chrome Plating on Aircraft Landing Gear. *Plating & Surface Finishing*. p. 28-31, 1997.
- [81] NASCIMENTO, M. P., TORRES, M. A. S., VOORWALD, H. J. C. Microtrincas em cromo duro: efeitos nas resistências à fadiga e corrosão do aço de uso aeronáutico – ABNT 4340. In: IV CONGRESSO IBEROAMERICANO DE INGINIERIA MECANICA – CIDIM 99, 1999, Santiago. *Anais...* Chile: Universidade de Santiago de Chile, 1999. v.1. p.1-7.
- [82] TYLER, J. M. Automotive Applications for Chromium. *Metal Finishing*, p. 11-14, 1995.
- [83] LEGG, K. O. Economically viable hard chromium alternatives. *Plating & Surface Finishing*, p. 12-14, 1996.
- [84] ARIETA, F. G., GAWNE, D. T. The Wettability and durability of chromium plating. *Surface and Coatings Technology*, v.73, p.105-110, 1995.
- [85] MCGRANN, R. T. R. et al. The effect of coating residual stress on the fatigue life of thermal spray-coated steel and aluminum. *Surface and Coatings Technology*, v. 108-109, p. 59-64, 1998.
- [86] LIN, K-L. et al. Eletroplating of Ni-Cr on steel with pulse plating. *Journal of Materials Engineering and Performance*, v.1, n.3, p. 359-361, 1992.
- [87] JONES, A. R. Microcracks in hard chromium electrodeposits. *Plating and surface finishing*, p.62-66, 1989.
- [88] PINA, J. et al. Residual stresses and crystallographic texture in hard-chromium electroplated coatings. *Surface and Coatings Technology*, v.96, p.148-162, 1997.

- [89] WIKLUND, U., HEDENQVIST, P., HOGMARK, S. Multilayer cracking resistance in bending. *Surfacing and Coatings Technology*, v.97, p.773-778, 1997.
- [90] HORSEWELL, A. Processing and properties of electrodeposited layered surface coatings. *Materials Science and Technology*, v.14, p. 549-553, 1998.
- [91] NASCIMENTO, M. P., VOORWALD, H. J. C., TORRES, M. A. S., Efeito do tratamento de shot peening no comportamento em fadiga do aço ABNT 4340 revestido com cromo duro sobre níquel químico. In: JORNADAS SAM 2000 – COLÓQUIO LATINOAMERICANO DE FRACTURA Y FATIGA, 4., 2000, Argentina. *Anais...* Argentina, 2000. p. 711-719.
- [92] GROSHART, E. Finishing in the green: chromium. *Metal Finishing*, p. 59-61, 1997.
- [93] BOLLES, D. C. HVOF Thermal Spraying: an alternative to hard chrome plating. *Welding Journal*, p. 31-34, 1995.
- [94] SOUZA, R. C. *Estudo do comportamento em fadiga do aço ABNT 4340 revestido com carbeto de tungstênio pelo sistema HVOF/HP*. 1998. 158f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá.
- [95] NASCIMENTO, M. P. et al. Effects of tungsten carbide thermal spray coating by HP/HVOF and hard chromium electroplating on AISI4340 high strength steel. *Surface and Coatings Technology*, v. 138, n.2-3, p.113-124, 2001.
- [96] MACHERAUCH, E.; KLOOS, K. H. Origin, Measurement and Evaluation of Residual Stresses. In: RESIDUAL STRESS IN SCIENCE AND TECHNOLOGY. *Anais...* Edited by: E. Macherauch. V. Hauk DGM Verlag, 1987. p.3-27.
- [97] GUROVA, T. *Variação do estado de tensões residuais introduzidas por shot-peening, durante deformação plástica por tração uniaxial, em aços*. 1997. 108f. Tese (Doutorado – Ciências em Engenharia metalúrgica e de materiais) – COPPE, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro.
- [98] FONSECA, M. P. C. *Evolução do Estado de Tensões Residuais em Juntas soldadas de tubulação durante ciclos de fadiga*. 2000. 114f. Tese (Doutorado – Ciências em Engenharia metalúrgica e de materiais) – COPPE, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro.



[99] LU, J. Handbook of measurement of residual stresses. Society for experimental mechanics, 1996.

[100] BENNING, I. O. Non-destructive determination of load and residual stresses by the x-ray stress method. *The Rigaku Journal*, v.6, n.2, p. 15-20, 1989.

[101] WIGREN, J., PEJRYD, L. Process and In-Service Residual Stresses in Thermal Barrier Systems. In: NATIONAL THERMAL SPRAY CONFERENCE HELD IN CINCINNATI, 1996, Ohio. *Anais...* Ohio, 1996. p. 10-17.

[102] PEJRYD, L., WIGREN, J. Residual Stress Development During Thermal Spraying of WC-Co on Titanium. In: NATIONAL THERMAL SPRAY CONFERENCE HELD IN CINCINNATI, 1996, Ohio. *Anais...* Ohio, 1996. p. 15-20.

[103] SOUDAN, X. et al. Comparison of the x-ray diffraction method and the hole drilling method for the measurement of residual stress on the aeronautical materials. In: CONFERENCE ON EXPERIMENTAL MECHANICS, 1990, Albuquerque. *Proceedings...* Albuquerque, 1990, p. 263-270.

[104] HEUSLER, H., KONIG, G., KOCKELMAN, H. On the accuracy of Determining the Variation with Depth of Residual Stresses by Means of the Hole-Drilling Method. In International Conference on Residual Stress. Residual Stresses in Science and Technologies. *Proceedings...* Alemanha: Garmish-Parteukirchem, 1986. v.1

[105] MEASUREMENTS GROUP – TN – 503-4: *Measurement of Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain Gage Method*. Residual Stress Measurement, USA, 1993, p. 1-20.

[106] TEODÓSIO, J. R., MONIN, V. I., GUROVA, T. Novo método de Tensometria por Raios-X. In: SEMINÁRIO DE INSPEÇÃO DE EQUIPAMENTOS, 23., 1997, Rio de Janeiro. *Anais...* Rio de Janeiro, 1997. p. 255-258.

[107] IVANOV, S. A., MONIM, V. I., TEODÓSIO, J. R. *New method of x-ray tensometry*. In International Conference on Experimental Mechanics, 10., 1994, Lisboa. *Proceedings...* Lisboa, 1994. p. 757-761.

[108] CLAPHAM, L., KRAUSE, T. W., SABET-SHARGHI, R., et al. Machinng of simulated defects in pipiline steels: a neutron diffractions study of local stress effects. *Journal of Strain Analysis*, v. 32, n. 5, p. 325-334, 1997.



[109] CRECRAFT, D. I. The measurement of applied and residual stresses in metals using ultrasonic waves. *Journal of Sound and Vibration*, v. 5, n. 1, p. 173-192, 1967.

[110] SCHNEIDER, E., ALTPETER, I., THEINER, W. Non destructive Detemination of Residual and Applied Stresses by Micro-Magnetic and Ultrasonic Methods. In: NON DESCTRUCTIVE METHODS FOR MATERIAL PROPERTY DETERMINATION, 1983, New York. *Anais...* New York: Plenum Press, 1983. p. 115-122.

[111] OREKHOV, G.T., et al. Determining the residual stresses in standard welded joints by the magneto-elastic method. *Automatic Welding*, v. 29, n. 4, p. 25-27, 1976.

[112] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E 837: Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method. Philadelphia, 1994.

[113] MONIN, V., TEODOSIO, J. R., GUROVA, T. A portable X-ray apparatus for both stress measurement and phase analysis under field conditions. *Advances in X-ray Analysis*, USA, v.43, p. 66-71, 2000.

[114] MONIN, V., TEODOSIO, J. R., GUROVA, T. Study and service control of stress state of high-strength steel cables used in prestressed concrete structures. *Advances in X-ray Analysis*, USA, v.44, 2002.

[115] MONIN, V., TEODOSIO, J. R., GUROVA, T. Analysis of residual stress state in speed gears for automotive vehicles. *Advances in X-ray Analysis*, USA, v.44, 2002.

[116] PEREIRA, M. *Effect of Residual Stresses on the Fracture Behaviour of Steels of Different Yield Limits*. 1994. Tese (Doutorado). University of Kassel.

[117] AL-OBAID, Y. F. Shot peening mechanics: experimental and theoretical analysis. *Mechanics of Materials*, v.19, p. 251-260, 1995.

[118] KHABOU, M. T., CASTEX, L. INGLEBERT, G. The effect of material behaviour law on the theoretical shot peening results. *European Journal of Mechanics, A/Solids*, v.9, n.6, p. 537-549, 1990.

[119] AL-HASSANI, S.T.S. An engineering approach to shot peening mechanics. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SHOT PEENING, 2., 1984, Chicago. *Proceedings...* Chicago, 1984. p. 275-282.

- [120] MEGUID, S. A., KLAIR, M. S. Finite element studies into incomplete coverage in shot-peening. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SHOT PEENING, 2., 1984, Chicago. *Proceedings...* Chicago, 1984. p. 306-315.
- [121] LI, J. K., ZHANG, R., YAO, M. Computer simulation of residual stress field introduced by shot peening. In: Conference Residual Stresses III, 3., 1991, Tokushima. *Proceedings...* Tokushima, 1991. p. 1284-1289.
- [122] SCHIFFNER, K., HELLING, C. Droste gen. Simulation of residual stresses by shot peening. *Computers and Structures*, v. 72, p. 329-340, 1999.
- [123] MEGUID, S. A. et al. Three-dimensional dynamic finite element analysis of shot- peening induced residual stresses. *Finite Elements in Analysis and Design* v. 31, p. 179-191, 1999.
- [124] MEGUID, S. A., SHAGAL, G., STRANART, J. C. Finite element modelling of shot peening residual stresses. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 92-93, p. 401-404, 1999.
- [125] WANG, S. et al. Compressive residual stress introduced by shot peening. *Journal of Materials Processing Technology*, v.73, p. 64-73, 1998.
- [126] LI, J. K., ZHANG, R., YAO, M. Experimental study on the compressive residual stress field introduced by shot peening. In: Conference Residual Stresses III, 3., 1991, Tokushima. *Proceedings...* Tokushima, 1991. p. 750-757.
- [127] KOBAYASHI, M., MATSUI, T., MURAKAMI, Y. Mechanism of creation of compressive residual stress by shot peening. *International Journal of Fatigue*, v. 20, n. 5, p. 351-357, 1998.
- [128] DELITIZIA, A. T. Influence of Shot Peening on the Residual Stresses in Spring Steel Plate. In: ICP, 2., 1984, Chicago. *Anais...* Chicago, 1984. p. 237-240.
- [129] VÖHRINGER, O. *Relaxation of residual stresses by annealing or mechanical treatment*. p. 367-396, 1987.
- [130] HOLZAPFEL, H. et al. Residual stress relaxation in an AISI 4140 steel due to quasistatic and cyclic loading at higher temperatures. *Materials Science and Engineering A*, v. 248, p. 9-18, 1998.
- [131] BERGER, M.-C, GREGORY, J. K. Residual Stress relaxation in shot peened Timetal 21s. *Materials Science and Engineering A*, v. 263, p.200-204, 1999.



[132] CHABOCHE, J. L., JUNG, O. Application of a kinematic hardening viscoplasticity model with thresholds to the residual stress relaxation. *International Journal of Plasticity*, v.13, n.10, p.785-807, 1998.

[133] BOMAS, H., MAYR, P., SPEICHER, V. Residual stress development and its effect on fatigue lifetime of a hardened and tempered steel under two-step cyclic bending. In: EUROPEAN CONFERENCE ON RESIDUAL STRESSES, 1992, Frankfurt. *Anais...Frankfurt*, 1993. p. 477-485.

[134] ÖZDEMİR, A. T., EDWARDS, L. Relaxation of residual stresses at cold-worked fastener holes due to fatigue loading. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v.20, n.10, p.1443-1451, 1997.

[135] ZELLER, R. Influence of Stress Peening on Residual Stresses and Fatigue Limit. In: EUROPEAN CONFERENCE ON RESIDUAL STRESSES, 1992, Frankfurt. *Anais...Frankfurt*, 1993. p. 907-917.

[136] JAMES, M. R. *The relaxation of residual stresses during fatigue*. p. 297-314, 1982.

[137] HAMMOND, D. W., MEGUID, S. A. Crack propagation in the presence of shot-peening residual stresses. *Engineering Fracture Mechanics*, v.37, n.2, p.373-387, 1990.

[138] BIGNONNET, A. *Fatigue Strength of shot-peened grade 35 NCD 16 steel. Variation of residual stresses introduced by shot peening according to type of loading*. p.659-666, 1987.

[139] KODAMA, S. *The behaviour of residual stress during fatigue stress cycles*. p.111-118, 1972.

[140] PHILIP, T. V. *Ultrahigh-Strength Steels*. p. 421-443.

[141] NASCIMENTO, M. P. *Determinação da vida em fadiga do aço ABNT 4340 revestido com cromo duro sobre níquel químico*. 1999. 152f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá.

[142] PERES, M. P. *Estudo do efeito do tempo e da temperatura de desidrogenação na resistência à fadiga do aço ABNT 4340 que sofreu eletrodeposição de cádmio*. 1996. 177f. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) – Faculdade de Engenharia Química de Lorena, Lorena.

- [143] LEE, W.-S.; SU, T.-T. Mechanical properties and microstructural features of AISI 4340 high-strength alloy under quenched and tempered conditions. *Journal of Materials Processing Technology*, v.87, p. 198-206, 1999.
- [144] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. *E-8M: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*.
- [145] JONES, A. R. Eliminating Substrate Defects. *Plating and Surface Finishing*, p. 14-17, 1994.
- [146] FLOTT, L. W. Quality Control: the Electroplating Process. *Metal Finishing*, p. 55-61, 1996.
- [147] FEDERAL SPECIFICATION. *QQC320B: Amendment 4, Chromium Plating (electrodeposited)*. April, 1987.
- [148] GUROVA, T. et al. Distribuição de tensões residuais introduzidas por shot-peening em aço Cr-Mo. In: CORENDE, 1997. *Anais...* 1997. p. 343-347.
- [149] HAUKE, V. Correction of released RS after removal of surface layers. In: STRUCTURAL AND RESIDUAL STRESS ANALYSIS BY NONDESTRUCTIVE METHODS, 1997. *Anais...* 1997. p. 388-392.
- [150] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. *E739: Standard Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life (ϵ -N) Fatigue Data*. Philadelphia, 1980.
- [151] PREVEY, P. S. X-ray Diffraction Characterization of Residual Stresses produced by shot peening. In: INTERNATIONAL SHOT PEENING CONFERENCE, 1990, Detroit. *Proceedings...* Detroit, 1990.
- [152] MATSUMOTO, Y. et al. Effect of Machining Processes on the Fatigue Strength of Hardened AISI 4340 Steel. *Journal of Engineering for Industry*, v.113, p. 154-159, 1991.
- [153] MATSUMOTO, Y., BARASH, M. M., LIU, C. R. Effect of Hardness on the Surface Integrity of AISI 4340 Steel. *Journal of Engineering for Industry*, v.108, p.169-175, 1986.
- [154] VOORWALD, H. J. C. *Análise sobre a influência de algumas variáveis no comportamento em fadiga por flexão rotativa em aços ABNT 4140 e ABNT 4340*. 1983. 166f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, Centro Técnico Aeroespacial, São José dos Campos.

[155] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING & MATERIALS. *E140*: Standard Hardness Conversion Tables for Metals. Relationship among Brinell hardness, Vickers hardness, Rockwell hardness, Rockwell superficial hardness, Knoop hardness and Scleroscope hardness. Inglaterra, 1997.

[156] HOTTA, S. et al. Fatigue strength at a number of cycles of thin hard coated steels with quench-hardened substrates. *Surface and Coating Technology*, v.73, p.5-13, 1995.

[157] DUBPERNELL, G. Chromium. p. 80-129.

[158] DURUT, F. et al. Influence of temperature on the microstructure and properties of chromium eletrodeposits. *Metal Finishing*, p. 52-60, 1998.



