

**“CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E MICROESTRUTURAL DE
UM AÇO 4340 COM ESTRUTURAS MULTIFÁSICAS E
TRATAMENTO DE NITROCARBONETAÇÃO A PLASMA”**

ARUS RANIERI

ARUS RANIERI

**CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E MICROESTRUTURAL DE
UM AÇO 4340 COM ESTRUTURAS MULTIFÁSICAS E
TRATAMENTO DE NITROCARBONETAÇÃO A PLASMA**

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

Orientador: Prof. Dr. Antonio Jorge Abdalla
Co-orientador: Prof. Dr. Tomaz Manabu Hashimoto

GUARATINGUETÁ
2010

R197p	Ranieri, Arus Caracterização mecânica e microestrutural de um aço 4340 com estruturas multifásicas e tratamento de nitrocarbonetação a plasma / Arus Ranieri.- Guaratinguetá : [s.n.], 2010 180 f.: il. Bibliografia: f. 171-180 Tese (Doutorado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2010 Orientador: Prof. Dr. Antonio Jorge Abdalla Co-orientador: Prof Dr. Tomaz Manabu Hashimoto 1. Aço - Tratamento termoquímico I. Título DU 669.14
-------	---



ALUNO: RANIERI

ESTA FOLHA DEBOLETA ADEQUADA PARA A CATEGORIA DO TÍTULO DE
"DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA"

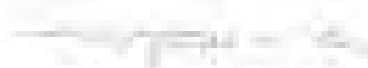
PROGRAMA DE ENGENHARIA TECNICA
FISICA - MATERIAIS

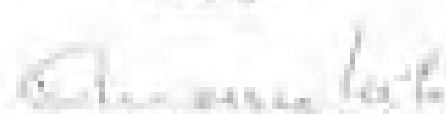
APRESENTADA EM SEU FORMULÁRIO E ASSINADA POR UM DOS PROFESSORES DE FÍSICA DO CURSO


Prof. Dr. Manoel dos Santos Oliveira
Físico

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. ANTONIO JORGE ADALLA
Físico


Prof. Dr. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA
Químico


Prof. Dr. CARLOS DE MOURA NETO
Físico


Prof. Dr. ROBERTO MUCATTI ANAZAWA
Físico


Prof. Dr. CRISTINA DE CARVALHO AIRES ELISEI
Física

Guaratingetá, 20/07/2017

DADOS CURRICULARES

ARUS RANIERI

NASCIMENTO	11.02.1947 - BELO HORIZONTE/MG
FILIAÇÃO	Rafael Américo Ranieri Arlete Meirelles Ranieri
1969/1973	Curso de Graduação em Engenharia Mecânica Universidade Estadual Paulista – UNESP/FEG Guaratinguetá / SP
1999/2000	Curso de Especialização – MBA Master Business Administration – DOM CABRAL
2000/2002	Curso de Especialização – MBA Master Business Administration - ITA / ESPM
2002/2005	Mestre em Engenharia Mecânica Universidade Estadual Paulista – UNESP Campus de Guaratinguetá

AGRADECIMENTOS

os meus mais sinceros agradecimentos, ao meu orientador Prof. Dr. Antonio Jorge Abdalla, ao meu co-orientador Prof. Dr. Tomaz Manabu Hashimoto,

ao DCTA/IEAv, na pessoa do Engenheiro Dr. Vladimir Henrique Baggio Scheid, quando dos tratamentos de Nitrocarbonetação a plasma na Empresa Metal Plasma,

aos técnicos Wilson, Eli da Oficina Mecânica e laboratórios de ensaios da UNESP/FEG pela preparação do material para testes,

ao técnico do laboratório de ensaios mecânicos da EEL/USP, Sr. Francisco de Paiva Reis, pela ajuda nos ensaios de fadiga,

ao Professor Dr. Carlos Antonio Reis Pereira Baptista EEL/USP – DEMAR, nos ensaios de fadiga,

ao Prof. Paulo A. Suzuki da EEL/USP – DEMAR, pelas medidas de difratometria de raios-X,

ao laboratório de materiais pelos ensaios de fadiga na pessoa do Dr Herman Jacobus Cornelis Voorwald,

ao Laboratório de Microscopia Eletrônica da Divisão de Materiais-AMR do DCTA/IEAv, na pessoa do Engenheiro Rogério Duque Gonçalves pelas micrografias obtidas pela técnica de MEV.

à aluna Patrícia Raimunda Nogueira Pivato, pelas contribuições com seu trabalho de Análise do Comportamento em Fadiga dos Aços AISI 4340 da EEL/USP

à aluna Isabela Reis Carrer, pelas contribuições com seu trabalho de estudo da Influência da Nitrocarbonetação a Plasma nas Propriedades de Fluência em um aço AISI 4340 EEL/USP.

ao Professor Dr. Humberto Lopes Rodrigues pelos ensaios de impacto no DMT/UNESP no Campus de Guaratinguetá,

ao Professor Dr. Carlos de Moura Neto, professor do ITA/DCTA responsável pelo grupo de estudos de fluência, no apoio aos ensaios de fluência,

a Professora Dra. Danieli Aparecida Pereira Reis professora do ITA/DCTA, do grupo de estudos de fluência no apoio aos ensaios de fluência.

DEDICATÓRIA

Dedico todo o esforço deste trabalho à minha mulher e companheira, Vera Lucia Z. Ranieri e aos meus três filhos Argus Ranieri, Publius Ranieri e Tullius Ranieri, espíritos que me acompanharam na jornada desta minha vida.

RANIERI, A .

“Estudo porque tenho muito medo de envelhecer sem ter adquirido o conhecimento”.

CONFUCIO
(aos 7 anos de idade)

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS

LISTA DE TABELAS

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

LISTA DE SÍMBOLOS

Resumo

Abstract

1	INTRODUÇÃO	25
1.1	CONSIDERAÇÕES SOBRE O TRABALHO	25
1.2	OBJETIVOS	26
1.3	JUSTIFICATIVA	26
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	27
2.1	GENERALIDADES	27
2.2	AÇOS PARA FINS ESTRUTURAIS	28
2.2.1	Aços ao carbono	29
2.2.2	Aços liga	29
2.2.3	Aços ARBL ou HSLA	29
2.2.4	Aços ultra-resistentes	31
2.2.5	Aços bifásicos	32
2.2.6	Estruturas multifásicas	33
2.2.7	Estruturas bainíticas	35
2.2.8	Aços TRIP	37
2.3	CONSIDERAÇÕES SOBRE FADIGA	37
2.3.1	Parâmetros dos ciclos de tensão	38
2.3.2	Curva de Wöhler	39
2.3.3	Considerações sobre mecânica da fratura	41
2.3.3.1	Fratura dúctil e fratura frágil	41
2.3.3.2	Fratura por taça-cone	42

2.3.3.3	Fratura por Clivagem	43
2.3.3.4	Fratura por Quase-clivagem	43
2.3.3.5	Fratura por fadiga	43
2.3.4	Ruptura final estática	45
2.3.5	Crescimento e propagação de trinca	47
2.3.6	Efeito do revestimento sobre a resistência à fadiga	48
2.3.7	Efeito das tensões residuais sobre a vida em fadiga	50
2.4	INFLUÊNCIA DO SHOT-PEENING SOBRE A VIDA EM FADIGA	51
2.4.1	O processo shot-peening	51
2.4.2	Intensidade Almen	52
2.4.3	Velocidade e ângulo de impacto das esferas	52
2.4.4	Tensões introduzidas por shot-peening	53
2.5	TRATAMENTOS TERMOQUÍMICOS	54
2.5.1	Cementação	54
2.5.2	Nitretação	55
2.5.3	Nitretação a plasma	56
2.5.3.1	Descarga elétrica luminescente anormal	58
2.5.3.2	Reações do plasma com a superfície	61
2.5.4	Nitrocarbonetação a Plasma	62
2.6	CONSIDERAÇÕES SOBRE CORROSÃO	62
2.6.1	Tipos de corrosão	63
2.6.2	Proteção contra a corrosão	64
2.7	CONSIDERAÇÕES SOBRE DESGASTE	64
2.7.1	Contatos mecânicos entre superfícies	64
2.7.2	Desgaste	65
2.7.3	Quantificação do desgaste	66
2.8	CONSIDERAÇÕES SOBRE IMPACTO	69
2.9	CONSIDERAÇÕES SOBRE FLUÊNCIA	73
2.9.1	Aspectos gerais da fluência em metais	73
2.9.2	Os estágios primário e secundário e a curva normal de fluência	75

2.9.3	A fluência terciária e os mecanismos de fratura	77
2.9.4	Mecanismos responsáveis pela deformação por fluência	78
2.9.5	Características dos aços resistentes a fluência	79
3	MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS	81
3.1	CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL RECEBIDO	81
3.2	CORPOS-DE-PROVA	81
3.3	TRATAMENTOS TÉRMICOS	84
3.3.1	Avaliação de microestruturas produzidas por tratamentos térmicos	84
3.3.2	Transformação por resfriamento contínuo	85
3.3.3	Transformações isotérmicas	87
3.4	TRATAMENTO TERMOQUÍMICO	88
3.5	EXAMES METALOGRÁFICOS	89
3.5.1	Preparação das amostras	89
3.5.2	Ataques químicos	90
3.5.3	Quantificação das fases presentes	91
3.6	ENSAIOS DE TRAÇÃO	91
3.7	ENSAIOS DE FADIGA	91
3.8	ENSAIOS DE SALT SPRAY	92
3.9	ENSAIOS DE DESGASTE	92
3.9.1	Ensaaios tribológicos	92
3.10	ANALISE POR DIFRAÇÃO DE RAIOS X	94
3.11	ANALISE MICROSCÓPICA	95
3.12	ENSAIOS DE IMPACTO	95
3.13	ENSAIOS DE FLUÊNCIA	96
3.13.1	Forno de fluência utilizado	96
3.13.2	Procedimentos dos ensaios de fluência	98
3.14	ENSAIOS DE MICRODUREZA	98
4	RESULTADOS OBTIDOS E DISCUSSÕES	99
4.1	CARACTERIZAÇÃO QUÍMICA DO MATERIAL	99
4.2	FASE I – MICROGRAFIA DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS	99

4.2.1	Micrografia dos tratamentos térmicos realizados na Fase I	100
4.2.2	Correlação das propriedades mecânicas e microestruturas na Fase I	108
4.2.3	Resultados dos ensaios de fadiga na Fase I	112
4.3	FASE II - TRATAMENTOS TERMOQUÍMICOS A PLASMA	113
4.3.1	Tratamentos térmicos e micrografia do T&R	113
4.3.2	Correlação entre propriedades mecânicas e microestrutura com T&R	115
4.3.3	Tratamento termoquímico a plasma	116
4.3.4	Micrografias da camada nitrocarbonetada	118
4.3.5	Microscopia confocal a laser	120
4.3.6	Microdureza Vickers	124
4.3.7	Difratometria de raios-X – Metal base nitrocarbonetado a plasma	126
4.3.8	Propriedades mecânicas em fadiga com e sem nitrocarbonetação	131
4.3.9	Micrografias da fratura – MEV	137
4.4	ENSAIOS DE FLUÊNCIA	145
4.4.1	Análise dos resultados de fluência	145
4.4.2	Análise da superfície da fratura de flência	152
4.4.3	Microestrutura bainítica	153
4.4.4	Microestrutura ferrítica, perlítica	153
4.4.5	Microestrutura martensítica revenida	154
4.5	ENSAIOS DE DESGASTE	155
4.6	ENSAIOS DE IMPACTO	160
4.7	ENSAIOS DE SALT SPRAY	160
5	CONCLUSÕES	166
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	170
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	171

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 2.1 – Diagrama esquemático da formação das estruturas multifásicas.	34
FIGURA 2.2 - Curva TTT, aço AISI 4340 com superposição das curvas de resfriamento (USS CARILLOY STEELS, 1948, adaptada de H.E.McGannon, 1971, p.1096).	36
FIGURA 2.3 - Parâmetros de um ciclo de tensão (Tensão x Tempo) (adaptada de DIETER, 1988).	39
FIGURA 2.4 - Curva de Wohler para um R específico. a) material que apresenta um limite de resistência à fadiga, b) material que não apresenta um limite à fadiga (adaptada de CALLISTER, 2002).	40
FIGURA 2.5 - Mecanismo de Cottrell e Hull (1957)– Extrusão e Intrusão (adaptada de DIETER, 1988).	44
FIGURA 2.6 - Bandas de escorregamento – a) Estática b) Intrusão c) Extrusão (adaptada de DIETER, 1988).	45
FIGURA 2.7 - Mecanismo de crescimento da trinca no Estágio II (adaptada de DIETER, 1988).	46
FIGURA 2.8 - Estágio do crescimento da trinca por fadiga em um metal policristalino (adaptada de KLESNIL, 1992).	48
FIGURA 2.9 - Diagrama típico do CTRC para aplicação de shot-peening (adaptada de LI, 1991).	53
FIGURA 2.10 -Diagrama esquemático dos parâmetros do CTRC (adaptada de LI, 1991).	54
FIGURA 2.11 -Representação das camadas obtidas na Nitretação: (a) Camada ϵ + Camada de difusão, (b) Camada γ + Camada de difusão (adaptada de ASM COMMITTEE ON NITRIDING, 1986).	56
FIGURA 2.12 -Representação corrente-voltagem na descarga elétrica (adaptada de CHAPMAN, 1980).	58
FIGURA 2.13 -Distribuição de potencial na descarga de corrente contínua	

(adaptada de CHAPMAN, 1980).	59
FIGURA 2.14 - Interações das espécies do plasma com a superfície de tratamento (adaptada de CHAPMAN, 1980).	61
FIGURA 2.15 – Contatos mecânicos entre superfícies. a) contato conforme; b) contato não conforme (adaptada de CHAPMAN, 1980).	65
FIGURA 2.16 -Modos de desgaste (adaptada de RADI, 2008).	66
FIGURA 2.17 -Modelo de perda de volume (adaptada de PINTO, 2004).	68
FIGURA 2.18 -Dimensões dos corpos-de-prova para ensaio de impacto (dimensões em mm) ASTM A370 (adaptada de ELISEI, 2008).	70
FIGURA 2.19 - Critérios de temperatura de transição obtidos por ensaio de Charpy (adaptada de ELISEI, 2008).	72
FIGURA 2.20 - Curva típica de fluência mostrando os três estágios do processo (adaptada de REED-HILL, 1982).	76
FIGURA 3.1 – Corpo-de-prova plano para ensaio de fadiga (170x15x4 mm) Aço AISI 4340 (norma ASTM E466-86).	82
FIGURA 3.2 – Corpo-de-prova plano para ensaio de tração (110x10x4 mm) Aço AISI 4340 (norma ASTM E8M – 85).	82
FIGURA 3.3 – Corpo-de-prova plano para ensaio de Salt Spray (75x30x4mm) Aço AISI 4340.	82
FIGURA 3.4 - Corpo-de-prova de fluência, 84,5 X 10,0 mm. Aço AISI 4340 (norma ASTM E139-06).	82
FIGURA 3.5 – Corpo-de-prova para ensaio de impacto (norma ASTM A370).	83
FIGURA 3.6 - Curva TTT, Aço AISI 4340 com superposição de curvas de resfriamento (USS CARILLOY STEELS, 1948, adaptada de McGannon, H.E. 1971).	86
FIGURA 3.7 - Tempera e revenimento – ciclo de tratamento térmico com aquecimento até 850°C e transformação por resfriamento contínuo em óleo.	86
FIGURA 3.8 - Tratamento isotérmico – ciclo de transformação isotérmica com aquecimento a 850°C e transformação isotérmica a 320°C.	88
FIGURA 3.9 – a) Equipamento para ensaio tribológico; b) e c) detalhes das	

esferas.	94
FIGURA 3.10 - (a) Forno de fluência da marca Mayes no detalhe acima (b) O transdutor tipo LVDT conectado ao extensômetro; no detalhe abaixo, (c) posicionamento dos termopares próximo do corpo-de-prova.	97
FIGURA 3.11 - Monitor de vídeo no momento da execução de um teste de fluência.	97
FIGURA 4.1 - Fotomicrografias. Ampliação 500x. Aquecimento a 850°C e resfriamento em forno.	100
FIGURA 4.2 - Fotomicrografias. Ampliação 500x. Aquecimento a 850°C e transformação isotérmica à 350°C.	101
FIGURA 4.3 - Fotomicrografias. Ampliação 500x. Aquecimento a 850°C e transformação isotérmica à 450°C.	102
FIGURA 4.4 - Fotomicrografias. Ampliação 500x. Aquecimento a 740°C e transformação isotérmica à 350°C.	103
FIGURA 4.5 - Fotomicrografias. Ampliação 500x. Aquecimento a 740°C e transformação isotérmica à 450°C.	104
FIGURA 4.6 - Fotomicrografias. Ampliação 500x. Aquecimento a 720°C e transformação isotérmica à 350°C.	105
FIGURA 4.7 - fotomicrografias. Ampliação 500x. Aquecimento a 850°C e transformação isotérmica à 760°C.	106
FIGURA 4.8 - Fotomicrografias. Ampliação 500x. Aquecimento a 850°C e transformação isotérmica à 320°C.	107
FIGURA 4.9 - Resultado dos ensaios de fadiga – Recozido, Isotérmico e Intercrítico.	113
FIGURA 4.10 -Fotomicrografias. Ampliação 500x. Aquecimento à 900°C temperado em óleo e revenido a 300°C.	114
FIGURA 4.11 -Curva de tração - Isotérmica com e sem nitrocarbonetação a plasma.	115
FIGURA 4.12 -Curva de tração - Recozido com e sem nitrocarbonetação a plasma.	116

FIGURA 4.13 - Curva de tração - T&R (temperado e revenido) com e sem nitrocarbonetação a plasma.	116
FIGURA 4.14 -T&R (900°C / 300°C) a) T&R ; b) T&R + Nitrocarbonetação a Plasma.	117
FIGURA 4.15 -Recozido a (900°C / 300°C) a) Recozido b) Recozido + nitrocarbonetação a plasma.	117
FIGURA 4.16 – Isotérmico a (850°C/320°C) a) Isotérmico b) Isotérmico + nitrocarbonetação a plasma.	118
FIGURA 4.17 -Nitrocarbonetação de metal base com estrutura isotérmica – Ampliação 500X.	119
FIGURA 4.18 -Nitrocarbonetação de metal base com estrutura T&R (temperada e revenida). Ampliação 500X	119
FIGURA 4.19 -Nitrocarbonetação de metal base recozida –Ampliação 500X.	120
FIGURA 4.20 - Perfil do desnível existente entre a superfície do metal e a baquelite em azul escuro.	120
FIGURA 4.21 –Micrografia Ccnfocal a laser - T&R + Nitrocarbonetação Ampliação 600X.	121
FIGURA 4.22 - Micrografia confocal a laser - T&R + Nitrocarbonetação. Ampliação 4.800X .	122
FIGURA 4.23 - Micrografia confocal a laser - Isotérmico + Nitrocarbonetação. Ampliação 600X .	122
FIGURA 4.24 - Micrografia confocal a laser -Isotérmico + Nitrocarbonetação. Ampliação 1200X	123
FIGURA 4.25 - Micrografia confocal a laser - Recozido + Nitrocarbonetação. Ampliação 3.600X.	123
FIGURA 4.26 - Micrografia confocal a laser - Recozido + Nitrocarbonetação. Ampliação 7.200X.	124
FIGURA 4.27 -Gráfico da Microdureza Vickers as superfície em direção ao centro.	125
FIGURA 4.28 -Difratometria de raios X – Aço AISI 4340 – Recozido.	127
FIGURA 4.29 -Difratometria de raios X – T&R + Nitrocarbonetação.	

(R-X na camada Nitrocarbonetada).	127
FIGURA 4.30 -Difratometria de raios X – Aço AISI 4340 – Isotérmico + Nitrocarbonetação a plasma (R-X na camada nitrocarbonetada).	128
FIGURA 4.31 -Difratometria de raios X – Recozido + Nitrocarbonetação a plasma (R X na camada nitrocarbonetada).	128
FIGURA 4.32 -Difratometria de raios X – T&R + Nitrocarbonetação a plasma. Sobreposição para cálculo do percentual de nitretos. Fe ₄ N 29,4%; Fe ₃ N 58,8%; Fe _e -alfa 11,8%.	129
FIGURA 4.33 -Difratometria de raios X – Isotérmico+ Nitrocarbonetação a plasma. Sobreposição para cálculo do percentagem de nitretos Fe ₄ N 27,8%; Fe ₃ N 55,6%; Fe _e -alfa 16,7%.	129
FIGURA 4.34 -Difratometria de raios X – Utilizada na sobreposição Fe _e -alfa.	130
FIGURA 4.35 -Gráfico Tensão X Ciclos – CDP recozido nitrocarbonetado e sem nitrocarbonetação.	134
FIGURA 4.36 -Gráfico Tensão X Ciclos – CDP T&R nitrocarbonetado e sem nitrocarbonetação.	135
FIGURA 4.37 -Gráfico Tensão X Ciclos – CDP Isotérmico nitrocarbonetado e sem nitrocarbonetação.	135
FIGURA 4.38 -Gráfico Tensão X Ciclos – CDP T&R, Isotérmico e Recozido.	136
FIGURA 4.39 -Gráfico Tensão X Ciclos – CDP T&R, Isotérmico e Recozida Nitrocarbonetado a plasma.	136
FIGURA 4.40 -MEV – T&R - Início da fratura. Ampliação 17X.	137
FIGURA 4.41 -MEV – T&R – Propagação da fratura. Ampliação 1000X.	137
FIGURA 4.42 -MEV – T&R - Fratura final tipo taça-cone. Ampliação 1000X.	138
FIGURA 4.43 -MEV – T&R Nitrocarbonetado– Início da fratura. Ampliação 17X.	139
FIGURA 4.44 -MEV – T&R Nitrocarbonetado – Propagação da fratura. Ampliação 1000X.	139
FIGURA 4.45 -MEV – T&R Nitrocarbonetado – Propagação - Detalhe. Ampliação 1000X.	139
FIGURA 4.46 -MEV – Isotérmica sem tratamento superficial – Início da	

Fratura 17X.	140
FIGURA 4.47 -MEV – Isotérmica sem tratamento superficial – Propagação. 1000X.	140
FIGURA 4.48 -MEV – Isotérmica sem tratamento superficial – Fratura final, presença de dimples . Ampliação 1000X.	141
FIGURA 4.49 -MEV – Isotérmica nitrocarbonetada – Início da fratura, Ampliação 47X.	141
FIGURA 4.50 -MEV – – Isotérmico nitrocarbonetado – Região de trincas por fadiga. Ampliação 3.490X.	142
FIGURA 4.51 -MEV - Isotérmica nitrocarbonetada – Região de fratura final Ampliação 3.760X.	142
FIGURA 4.52 -MEV – Recozida - Início da fratura. 17X.	143
FIGURA 4.53 -MEV – Recozida – Propagação 1000X.	143
FIGURA 4.54 -MEV – Recozida – Região de fratura final por clivagem. Ampliação 500X	144
FIGURA 4.55 -MEV – Recozida – Nitrocarbonetada – Início da fratura 17X.	144
FIGURA 4.56 -MEV – Recozida – Nitrocarbonetada – Propagação – praticamente clivagem. 730X.	145
FIGURA 4.57 MEV – Recozido – Nitrocarbonetada – Fratura por clivagem 1000X.	145
FIGURA 4.58 -Curva deformação verdadeira x tempo a 550°C e 200 MPa, para o aço AISI 4340 com tratamento T&R.	146
FIGURA 4.59 -Curva deformação verdadeira x tempo a 550°C e 200 MPa, para o aço AISI 4340 com tratamento isotérmico.	147
FIGURA 4.60 -Curva deformação verdadeira x tempo a 550°C e 200 MPa para o aço AISI 4340 com tratamento de recozimento.	147
FIGURA 4.61 -Curva deformação verdadeira x tempo a 600°C e 200 MPa, para o aço AISI 4340 com tratamento T&R	148
FIGURA 4.62 - Curva deformação verdadeira x tempo a 600°C e 200 MPa para o aço AISI 4340 com tratamento isotérmico.	148
FIGURA 4.63 - Curva deformação verdadeira x tempo a 600°C e 200 MPa para	

o aço AISI 4340 com tratamento de recozimento.	149
FIGURA 4.64 - Curva deformação verdadeira x tempo a 600°C e 200 MPa para o aço AISI 4340 com tratamento isotérmico nitrocarbonetado.	149
FIGURA 4.65 - Curva deformação verdadeira x tempo a 600°C e 200 MPa para o aço AISI 4340 com tratamento T&R nitrocarbonetado.	150
FIGURA 4.66 - Curva deformação verdadeira x tempo a 600°C e 200 MPa para o aço AISI 4340 com tratamento Recozido nitrocarbonetado.	150
FIGURA 4.67 -Fotomicrografias feitas nos laboratórios da EEL/ USP em microscópio eletrônico de varredura (MEV) no modo secundário (SE). a) Ampliação de 100X; b) Ampliação de 1.500X; c) Ampliação de 500X; d) Superfície lateral da fratura com ampliação de 500X;	153
FIGURA 4.68 -Fotomicrografias realizadas nos laboratórios da EEL/ USP pela Técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV) no modo secundário (SE): a) Ampliação de 100X; b) Ampliação de 5.000X; c) Ampliação de 1500X; d) Superfície lateral da fratura com ampliação de 1.000X;	154
FIGURA 4.69 -Fotomicrografias realizadas nos laboratórios da EEL/ USP pela técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV) no modo secundário (SE): a) Ampliação de 100X; b) Ampliação de 500X; c) Superfície lateral da fratura com aumento de 500X.	155
FIGURA 4.70 -Coeficiente de Desgaste (K) x Tempo (min).	156
FIGURA 4.71 -Micrografia de desgaste durante 15 minutos - Isotérmico Nitrocarbonetado a plasma – Ampliação 50X.	157
FIGURA 4.72 -Micrografia de desgaste durante 15 minutos - Recozido Nitrocarbonetado a plasma – Ampliação 200X.	157
FIGURA 4.73 -Micrografia de desgaste durante 5 minutos - Isotérmico Nitrocarbonetado a plasma – Ampliação 50X.	158
FIGURA 4.74 -Micrografia de desgaste durante 5 minutos - Recozido Nitrocarbonetado a plasma – Ampliação 25X.	159
FIGURA 4.75 -Micrografia de desgaste durante 5 minutos - T&R	

Nitrocarbonetado a plasma – Ampliação 50X.	159
FIGURA 4.76 -Grupos de amostras nitrocarbonetadas para ensaios de salt-spray duas de cada condição: Recozida, T&R e Isotérmica.	161
FIGURA 4.77 -Amostra na câmara de salt-spray .	161
FIGURA 4.78 - Salt-spray 24h - Corrosão vermelha	162
FIGURA 4.79 - Salt-spray 24h – Corrosão vermelha – Detalhe	162
FIGURA 4.80 – Micrografia de superfície nitrocarbonetada a plasma respectivamente nas condições de Recozido, Isotérmico e T&R.	163
FIGURA 4.81 - Salt-spray 24h. Metal base sem Nitrocarbonetação Corrosão após 12 meses. Ampliação 200X	163
FIGURA 4.82 - Salt-spray 200h. T&R + Nitrocarbonetação. Corrosão após 12 meses. Ampliação 200X	164
FIGURA 4.68 - Salt-spray 200H. Tratamento isotérmico + Nitrocarbonetação. Corrosão após 12 meses. Ampliação 500X	
FIGURA 4.83 - Salt-spray 200H. Tratamento Isotérmico + Nitrocarbonetação. Detalhe. Corrosão após 12 meses. Ampliação 1.000X	164
FIGURA 4.84 - Salt-spray 200H. Tratamento de recozimento + Nitrocarbonetação. Corrosão após 12 meses. Ampliação 500X	165

LISTA DE TABELAS

TABELA 3.1	Quadro demonstrativo das quantidades e preparação dos corpos-de-prova.	83
TABELA 4.1	Especificação do aço AISI 4340 (METALS HANDBOOK, 1964)	99
TABELA 4.2	Quantificação das áreas brancas, por técnica de análise de imagens após ataques químicos com nital 2%, metabissulfito de sódio e reagente de LePera.	108
TABELA 4.3	Resultados da quantificação volumétrica das fases	109
TABELA 4.4	Resultados dos ensaios de tração <i>versus</i> fração volumétrica das fases.	110
TABELA 4.5	Resultados dos ensaios de fadiga – Recozido, Isotérmico e Intercrítico.	112
TABELA 4.6	Resultados dos ensaios de tração <i>versus</i> fração volumétrica das fases na Fase II	115
TABELA 4.7	Microdureza Vickers da superfície nitrocarbonetada em direção ao centro do CDP.	125
TABELA 4.8	Resultados dos ensaios de fadiga – T&R (Temperado & Revenido)	131
TABELA 4.9	Resultados dos ensaios de fadiga – Transformação isotérmica	132
TABELA 4.10	Resultados dos ensaios de fadiga - Recozido.	133
TABELA 4.11	Parâmetros de ensaios de fluência	151
TABELA 4.12	Diâmetro do Desgaste x Tempo	155
TABELA 4.13	Coeficiente de Desgaste K (mm ³ / N.m)	156

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
Ac1	Início do intervalo de transformação ou temperatura eutetóide
Ac3	Temperatura mínima de austenitização
AISI	American Iron and Steel Institute
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga
ASTM	American Society for Testing and Materials
CCC	Cúbico de Corpo Centrado
CCT	Continuous Cooling Transformation
CDP	Corpo-de-prova
CRSF	Compressive Residual Stress Field
CTRC	Campo de Tensões Residuais Compressivas
DCTA	Departamento de Ciência e Tecnologia Aeroespacial
DPLA	Dual Phase Low Alloy
FEG	Faculdade de Engenharia - Campus de Guaratinguetá
HSLA	High Strength Low Alloy.
IAE	Instituto de Aeronáutica e Espaço
LAImat	Laboratório de Análise de Imagens de Materiais
Mf	Temperatura final da formação da martensita
Mi	Temperatura inicial da formação da martensita
Md	Temperatura acima de Ms
SAE	Society of Automotive Engineers
TRIP	Transformation Induced Plasticity
TTT	Temperatura-Tempo-Transformação
UNESP	Universidade Estadual Paulista
T&R	Temperado e Revenido
TT	Tratamento Térmico

LISTA DE SÍMBOLOS

N/m^2	newton/metro quadrado
Pa	pascal = N/m^2
MN/m^2	Meganewton / metro quadrado
MPa	Megapascal = MN/m^2
C	Carbono
Cr	Cromo
Mo	Molibdênio
Ni	Níquel
Fé	Ferro
Fe-C	Ferro-carbono
HRC	Dureza Rockwell C
HV	(Hardness Vickers) Dureza Vickers
°C	graus Celsius
HNO_3	Ácido Nítrico
ϵ	Alongamento percentual
LE	Tensão limite de escoamento
RT	Tensão máxima de resistência à tração
t	tempo
N	newton
kN	Kilonewton
Fe_3C	Carboneto de ferro
J	Joule

RANIERI, A. “*Caracterização mecânica e microestrutural de um aço 4340 com estruturas multifásicas e tratamento de nitrocarbonetação a plasma*”. Guaratinguetá – São Paulo; 2010, 180p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista.

RESUMO

Para otimizar as propriedades mecânicas em tração foram realizados tratamentos térmicos específicos para alterar a composição das fases presentes. Para as microestruturas com melhores níveis de resistência, foi avaliado o desempenho em fadiga. Após um tratamento termoquímico de nitrocarbonetação a plasma, os resultados em fadiga são comparados para avaliar a eficácia deste tratamento. A estrutura bainítica apresentou melhor desempenho em fadiga. Ensaio de dureza por microindentação mostraram que a camada de nitretos formada, com cerca de 10µm, apresentaram elevada dureza em torno de 900 HV e com uma camada difusa de 120 µm de profundidade. Foram também realizados testes de fluência nos aços com as microestruturas escolhidas, com e sem a camada de proteção a plasma. A camada de compostos formada produziu uma redução significativa na taxa de fluência. A camada de compostos formada sobre a superfície dos aços mostrou-se eficaz na proteção contra a corrosão. Após duzentas horas de teste em **salt-spray** não foram observados sinais de corrosão, enquanto nos aços sem esta camada a corrosão mostrou-se intensa logo após as primeiras 24 horas. Foram realizados ensaios de desgaste abrasivo com esferas e solução de pasta de diamante, para esses testes a camada mostrou-se ineficiente, pois a fina camada de nitretos se desgasta e suas partículas agem provocando um desgaste agressivo de três corpos. A condição temperada e revenida exibe mais alta propensão a esse tipo de desgaste.

PALAVRAS-CHAVE: Tratamento termoquímico, Nitrocarbonetação a plasma, Aço 4340, AISI 4340 HVOF.

RANIERI, A. *“Mechanic and Microstructural Characterization of an 4340 steel, with multiphasics structure through plasma nitrocarburizing”*. Guaratinguetá – São Paulo; 2010, 180p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista.

ABSTRACT

In order to optimize tensile strength mechanical properties, specific thermochemical treatments were applied to change the present phases composition. The fatigue life perform was evaluated to the microstructure with better levels of tensile strength. After a nitrocarburizing thermochemical treatment, the outcome fatigue life were compared on to evaluate the treatment effectiveness. The isothermal treatment showed better perform in fatigue life. Hardness test by microindentation showed that the layer nitrided formed, around 10 μ m, exhibited hardness high level, around 900HV and a diffuse layer of 120 μ m deep. Creep tests has been done on steels with chosen microstructure, with and without nitrocarburizing protection layer. The compound layer formed give rise to a significantly reduction of the creep rate. The compound layer formed on steels surface showed the corrosion protection effectiveness. After 200 hours into salt-spray tests any corrosion signs were observed, whereas without this compound layer the corrosion showed higher into the 24 hours. Abrasion wear with tungsten balls and diamante solution were carried out. The compound layer formed showed to be inefficient, owing to the thin nitrides layer that weared and its hard particles give rise to a higher wear among three bodies. The quenched and tempered condition exhibit a higher propensity for this wear type.

KEYWORDS: Thermochemical Treatment, Nitrocarburizing, 4340 Steel, AISI 4340 HVO

INTRODUÇÃO

1.1 CONSIDERAÇÕES SOBRE O TRABALHO

Apesar dos aços constituírem um dos mais antigos materiais produzidos e utilizados pelo homem ele continua sendo a mais importante liga metálica do mercado industrial. Após o surgimento dos aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL), apareceram os aços microligados, mais dúcteis e tenazes, aços bifásicos, ferríticos-bainíticos, estruturas trifásicas e polifásicas possibilitando a exploração das diversas combinações de fases no aço para alcançar as propriedades desejadas (MACEDO, 1992; ZABILSKIY, 1990).

Atualmente, para aplicações que exigem resistência muito elevada, têm sido utilizados aços de alta e ultra-alta resistência; porém este aumento de resistência é obtido com perda de ductilidade. Os aços com microestrutura multifásica permitem combinações que fornecem alta resistência e boa conformabilidade, e são chamados de aços avançados de alta resistência. Dentro desta família de aços encontram-se os aços multifásicos, com efeito TRIP (**Transformation Induced Plasticity**) (CABALLERO, 2003; CRETTEUR, 2003)

No caso dos aços, os principais requisitos para fins estruturais são: resistência mecânica aliada à boa tenacidade, resistência à fadiga, ao desgaste e à corrosão atmosférica. Neste trabalho utilizam-se rotas de tratamentos térmicos, em aços de alta resistência e de qualidade aeronáutica (AISI 4340), para a formação de estruturas multifásicas com a presença da fase austenita retida, de forma a otimizar a relação resistência/ductilidade para aumentar a tenacidade do aço e melhorar a resistência à corrosão, ao desgaste e à fadiga através de tratamentos termoquímicos a plasma na superfície do aço.

Alguns pesquisadores têm procurado alternativas para o recobrimento superficial do aço AISI 4340, que ainda hoje, na indústria aeronáutica, é feito com cromo duro (NEGRÃO, 1995; NASCIMENTO, 1999a , 1999b). Observa-se que a maior parte dos trabalhos encontrados na literatura, nacional e internacional, concentra-se no tipo de revestimento da camada superficial (cromo duro, níquel químico, cádmio, WC-Co, WC-Co-Cr, CrC-NiCr, WC-Ni) e/ou na forma de aplicação dessa camada

(eletrodeposição ou aspersão térmica) (LI, 1997). Em alguns casos tem sido testado, com bons resultados, a aplicação de tratamentos de **shot-peening**, anteriores às deposições das camadas (WANG, 1998). Os revestimentos citados, embora melhorem as propriedades em fadiga, comparados ao recobrimento superficial com cromo duro, pioram o desempenho em fadiga, se comparados com o material base sem revestimento.

Neste trabalho seguiram-se as seguintes etapas: análise química do aço como recebido, estabelecimento e realização dos ciclos de tratamento térmico, tratamento superficial a plasma, ensaios de fadiga e fluência, caracterização da microestrutura e da camada de compostos, **salt-spray** para comparação das resistências à corrosão, teste de desgaste abrasivo. Posteriormente são comparados os resultados obtidos no aço após têmpera convencional, tratamento isotérmico, recozimento e tratamentos superficiais relacionando com os resultados dos ensaios de fadiga, fluência, corrosão e desgaste.

1.2 OBJETIVOS

O trabalho tem como objetivo a otimização das propriedades mecânicas do aço AISI 4340 de forma a obter menor custo, menor toxicidade, mais cuidado com o meio ambiente com melhor desempenho em tração, fadiga, maior resistência à corrosão, desgaste e fluência, através da aplicação de rotas de tratamentos térmicos para a produção de microestruturas multifásicas com diferentes frações volumétricas das fases e com aplicação de tratamento termoquímico de nitrocarbonetação a plasma em substituição aos revestimentos tradicionais propostos.

1.3 JUSTIFICATIVA

Uma das principais aplicações deste aço para a indústria aeronáutica é na confecção de trens de pouso de aeronaves. O cromo duro utilizado atualmente tem o inconveniente de ser de elevado custo (NASCIMENTO, 2001), alta toxicidade e agride o meio ambiente. O mesmo ocorre em processos de eletrodeposição do cromo e cádmio (NATISHAN, 2000; KUO, 1997). Os processos de tratamentos termoquímicos a plasma têm a vantagem de não serem poluentes e nem tóxicos.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 GENERALIDADES

O surgimento dos metais ajudou a acelerar as mudanças na civilização humana e a produção de armas e ferramentas metálicas propiciou a liberação de parte da mão de obra para a organização social, política e militar, conferindo superioridade aos homens que dominavam estas antigas tecnologias. A idade do bronze data de 6500 a.C., a idade do ferro de 1500 a.C. e, apesar de constituírem um dos mais antigos materiais produzidos e utilizados pelo homem e, o surgimento de novos materiais como o alumínio, os polímeros e os materiais compostos, o aço continua sendo a mais importante liga metálica do mercado industrial (DIAMOND, 2007).

Os aços são os materiais metálicos mais importantes na vida moderna devido a variedade de seu uso. Pode-se considerar um aço ideal aquele que apresente as seguintes características em função da aplicação: alta resistência, elevada tenacidade, boa forjabilidade e usinabilidade, facilidade de tratamentos térmicos, resistência à fadiga e à corrosão, resistência à nucleação e a propagação de trincas e baixo custo.

Têm sido desenvolvidos, nos últimos vinte anos, os chamados aços estruturais para uso na indústria em geral, e representam uma etapa importante na evolução dos aços, pois proporcionam a execução de peças e produtos com menor peso e menor custo. A tendência, na década de sessenta, no campo dos aços estruturais foi aumentar os seus elementos de ligas para a obtenção de alta resistência sem ter que recorrer ao tratamento térmico (HABRAKEN; ECONOMOPOULOS, 1967).

Atualmente as propriedades mecânicas mais importantes dos aços são o módulo de elasticidade, limite de escoamento e ductilidade. O módulo de elasticidade é uma propriedade que independe da estrutura, não se alterando com a adição de elementos de liga, pelo menos em baixos teores. Daí a importância maior de se melhorar o limite de escoamento evitando a perda de ductilidade.

Fadiga é um importante parâmetro a ser considerado no comportamento de componentes mecânicos sujeitos a carregamento variável. Variáveis mecânicas, metalúrgicas e ambientais podem influenciar a resistência à fadiga de um componente estrutural (PELLOUX, 1993). Nas aplicações de engenharia estrutural, os fenômenos

de nucleação e propagação de trincas por fadiga são algumas das mais importantes considerações nas propriedades mecânicas dos metais. Nos aços de alta resistência, defeitos superficiais e subsuperficiais exercem um importante papel na redução do limite a fadiga (PERES, 1996). O aço AISI 4340 é largamente usado na indústria aeroespacial para fabricação de componentes estruturais, nos quais resistência e tenacidade são requisitos fundamentais (TORRES, 2002).

Um dos caminhos conhecidos para aumentar o limite à fadiga é o uso do processo de **shot-peening** para induzir tensões residuais compressiva nas camadas superficiais do material, tornando a nucleação e propagação de trincas mais difíceis (LOS RIOS, 1995; DIEPART, 1994).

Processos termoquímicos a plasma podem ser utilizados para o endurecimento superficial usando tecnologia de descarga incandescente para introduzir nitrogênio ou outros elementos químicos na superfície do metal para subsequente difusão dentro do material. O processo a plasma tem sido aplicado em materiais ferrosos, extensivamente para melhorar as propriedades superficiais, desgaste, fadiga, corrosão e também a capacidade de carga de mancais de componentes carregados dinamicamente (SIRIN, 2007; KARAMIS, 1991; BEWLEY, 1974).

2.2 AÇOS PARA FINS ESTRUTURAIS

No desenvolvimento de aços para fins estruturais, além dos aços ao carbono ferrítico-perlíticos e aços ao carbono normalizados ou temperados e revenidos, surgiram os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) ou (**HSLA – High strength Low Alloy**), aços microligados, aços bifásicos, ferríticos-bainíticos e multifásicos (HONEYCOMBE, 1981).

Paralelamente aos estudos dos aços ferríticos-bainíticos tem sido desenvolvidas pesquisas visando à formação de estruturas compostas de ferrita acicular.

Atualmente têm sido utilizados os aços de alta resistência (**HSS – High Strength Steel**), ultra alta resistência (**UHSS – Ultra High Strength Steel**) e os aços avançados de alta resistência (**AHSS – Advanced High Strength Steel**). Dentro deste grupo **AHSS** foram desenvolvidos os aços **TRIP (Transformation Induced Plasticity)** (HONEYCOMBE, 1981).

2.2.1 – Aços ao carbono

Os aços carbono de uso comum têm de 0,008% a 2,06% em peso de carbono. O carbono é o elemento mais importante na liga ferro-carbono e determina o tipo de aço obtido. Quanto maior o teor de carbono maior será a dureza do aço e maiores serão os limites de resistência à tração e de escoamento (CHIAVERINI, 1990).

2.2.2 – Aços liga

São aqueles que contêm na liga ferro-carbono outros elementos como níquel, cromo, manganês, molibdênio, tungstênio, vanádio, silício, cobalto, alumínio, titânio, cobre, nióbio, zircônio, boro, chumbo, etc. Estes elementos estão presentes intencionalmente, além daqueles que entram na liga decorrente do processo de fabricação.

A influência destes elementos dá-se pela alteração da microestrutura por diversos fatores, inclusive nos tratamentos térmicos ou termomecânicos, de forma mais ampla e variada do que aquela que ocorre com os aços ao carbono. Alguns destes elementos, como vanádio, cromo e molibdênio, formam compostos intermetálicos e soluções sólidas, e proporcionam alterações nas temperaturas de transformação de fase, na solubilidade do carbono na ferrita e austenita, nas velocidades de transformação da austenita em ferrita e cementita ou martensita, e aumento da temperatura de decomposição da martensita (HONEYCOMBE, 1981)..

2.2.3 – Aços ARBL ou HSLA

Os aços chamados ARBL – Alta Resistência e Baixa Liga, foram desenvolvidos para uso em grandes estruturas, não apresentando, entretanto, aumento de peso. Estes aços são também conhecidos pela sigla em inglês **HSLA**.

Apresentam como principais características alta resistência mecânica em relação aos aços de uso geral, resistência à corrosão atmosférica, ao choque e à fadiga, além de apresentarem maior relação entre limite de escoamento e limite de resistência à tração sem perda apreciável da ductilidade (HONEYCOMBE, 1981).

São utilizados para operações de: embutimento, tubulações, vasos de pressão e outros, e em indústria de transporte onde o equipamento utilizado (caminhões, ônibus, aviões, outros elementos ferroviários, rodoviários, navais, etc), devido às condições próprias do serviço, deve caracterizar-se por peso relativamente baixo, para diminuir os custos operacionais (HONEYCOMBE, 1981)..

Os principais tipos de aços ARBL são: aços estruturais perlíticos, aços ao carbono normalizados ou temperados e revenidos, aços de baixa liga temperados e revenidos e os aços microligados, conhecidos como aços ARBL – microligados.

O mecanismo básico de refinamento do grão na laminação controlada é a recristalização da austenita durante a transformação a quente, designada por recristalização dinâmica, processo bastante influenciado pela temperatura e pelo grau de deformação praticada nos laminadores. Durante este processo, as altas temperaturas utilizadas na laminação provocarão acentuado crescimento do grão, o que limita as possibilidades de refinamento do grão na deformação subsequente. A situação é melhorada com a introdução de partículas finas na matriz austenítica. Estas partículas surgem em geral nos limites de grão em virtude da interação que ocorre entre estes e as partículas (HONEYCOMBE, 1981).

Uma pequena região do limite de grão é substituída pela partícula e a energia interfacial torna essa configuração estável. Quando o limite do grão tenta se mover e se libertar da partícula, a energia local aumenta, o que é equivalente a uma espécie de força de atrito ou de arrastamento que as partículas exercem sobre o limite do grão.

O controle do tamanho do grão só é possível se os precipitados de limite de grão forem suficientemente finos e desde que não sejam totalmente solúveis na austenita às mais altas temperaturas utilizadas (1200°C-1300°C). Os melhores elementos refinadores do grão são os elementos com grande afinidade para o carbono e nitrogênio, como nióbio, titânio e vanádio, que formam facilmente carbonetos e nitretos, e ainda o alumínio, que forma apenas o nitreto. Como o carbono e nitrogênio estão ambos presentes nos aços para laminação controlada, por outro lado os nitretos são ainda mais estáveis do que os carbonetos; por isso pode-se prever que os compostos mais eficientes como refinadores de grão sejam os carbonitretos dos elementos referidos, excetuando claro o nitreto de alumínio (HONEYCOMBE, 1981).

Esses aços microligados, em cuja fabricação a laminação controlada desempenha um papel vital, permitiu a produção de aços para estruturas, com tamanhos de grãos inferiores a 10 μm , níveis de resistência, entre 400 e 600 MPa e baixas temperaturas de transição. Nesses aços, aos quais se adicionam pequenas concentrações ($<0,1\%$) de nióbio, vanádio ou titânio, o teor de carbono é geralmente inferior a 0,15%, sendo freqüentemente inferior a 0,10%. Por isso os carbonetos ocupam uma pequena fração volumétrica. Por outro lado, a cementita, que forma partículas relativamente grosseiras ou lamelas na perlita, é parcialmente substituída por dispersões muito mais finas de carbonetos de liga, como NbC (HONEYCOMBE, 1981).

2.2.4 – Aços ultra-resistentes

A classe de aços ultra-resistentes foi desenvolvida para aplicação aeroespacial, mas estendeu-se a outros setores da indústria.

Apresentam limite de escoamento superior a 1.400 MPa, boa tenacidade, elevada resistência à fadiga, boa soldabilidade e alta relação resistência/massa específica. Um aço do tipo AISI 4340 de ultra-alta resistência, temperado em óleo e revenido a 427°C (T&R 427) possui resistência à tração em torno de 1.590 MPa e limite de escoamento de 1.370 MPa.

Aços de baixa e média liga, ultra-resistentes podem atingir valores de resistência a tração da ordem de 1.900 MPa quando devidamente temperados e revenidos, como é o caso do aço AISI 4340 temperado e revenido entre 200°C e 230°C, usados em componentes de trem de aterrisagem de aviões. O inconveniente é a baixa tenacidade em torno de 14% de alongamento, que pode ser parcialmente sanada com adição de elementos de liga. O aço AISI 4340 foi modificado com adição de Mo, V e Si atingindo assim resistência da ordem de 2.100 MPa, utilizados em temperaturas próximas da ambiente. O aço 300M é um exemplo desta mudança. Difere do AISI 4340 pelo alto teor de silício, teores de carbono e molibdênio ligeiramente maiores, além da adição de vanádio. O silício proporciona maior temperabilidade, aumento de endurecimento por solução sólida e melhor resistência mecânica em altas temperaturas. Esse aço foi desenvolvido como uma evolução do aço AISI 4340, apresentando uma superioridade no que diz respeito à tenacidade, quando são necessárias baixas

temperaturas de revenimento para evitar empenamentos. Tratado termicamente apresenta limite de escoamento de 1.750 MPa e limite de resistência a tração de 1.890 MPa (SANTOS, 2001; TOMITA; OKAWA, 1993).

As principais aplicações do aço 300M são: fixadores de alta resistência, carcaças de motores, motores de mísseis e do Veículo Lançador de Satélite (VLS). O aço AISI 4340 foi substituído pelo aço 300M no motor do VLS brasileiro devido aos excelentes resultados obtidos na determinação dos parâmetros de tratamento térmico e de soldagem realizados para este aço. Dentre as várias aplicações citam-se: trens de pouso, tubos de canhão, parafusos, pinos e componentes estruturais de aviões, eixos, engrenagens componentes de bombas, vasos de pressão, eixos de equipamento de conformação, etc.

Uma classe de aços ultra-resistentes de alta liga que tem boa tenacidade e soldabilidade são os aços **MARAGING** (Martensita + **Age Hardening**), onde o limite de escoamento atinge níveis entre 1.030 e 2.420 MPa, oriundo do endurecimento por envelhecimento de uma matriz martensítica de baixo teor de carbono. Nestes aços, o endurecimento ocorre por uma reação que não envolve carbono, sendo o aumento das propriedades mecânicas obtido pela precipitação de compostos intermetálicos em temperatura da ordem de 480°C (MOURA NETO; ALMEIDA, 1997).

2.2.5 – Aços bifásicos

Os aços ARBL têm relação resistência/peso superior ao dos aços comuns. No entanto, não são particularmente adequados para aplicações onde se requerem elevados níveis de deformação. Este fato deu origem a algumas dificuldades, particularmente na indústria automobilística, nas quais a legislação sobre segurança e economia de combustíveis vem exigindo o uso de aços de maior resistência e que permitam a confecção de peças com menor peso, em diversos componentes (KLAUS, 2003).

Desenvolveram-se então aços com baixo teor de elementos de liga (tipicamente manganês e silício) apresentando simultaneamente bons níveis de resistência mecânica e conformabilidade, desde que sejam sujeitos a um tratamento térmico que conduza a uma matriz ferrítica com ilhas de martensita. Estes aços são designados por aços bifásicos de baixa liga (**DPLA- Dual Phase Low Alloy**) ou aços bifásicos.

O processo mais simples para obter-se essa estrutura consiste em fazer um recozimento intercrítico em torno de 790°C. Em seguida, o aço deve ser resfriado bruscamente, normalmente em água. A austenita formada se transformar-se-á em martensita, após o processo de têmpera (HONEYCOMBE, 1981).

Os aços bifásicos surgiram em torno de 1975 e são compostos, basicamente, por ferrita e martensita, têm conformabilidade superior ao ARBL e um excelente acabamento superficial, devido à ausência do fenômeno de escoamento descontínuo.

Os aços bifásicos constituem um assunto comercial promissor, especialmente na indústria automobilística, visto que permitem a substituição de componentes com muitas vantagens, relacionadas a sua resistência mecânica, vida em fadiga, aumento de ductilidade e diminuição da fratura frágil, quando comparados com as categorias de aços anteriormente citados. Possuem boa conformabilidade e existem no mercado para diversos usos, com destaque para a utilização na indústria automobilística, atingindo cerca de 780 MPa de resistência à tração (ABDALLA et al, 2001; GRITTI, 2002).

2.2.6 Estruturas multifásicas

O aquecimento até uma temperatura chamada intercrítica, entre A_{c3} e A_{c1} no diagrama de equilíbrio Fe-C e o tempo de permanência na temperatura intercrítica, têm grande influência no tamanho do grão da austenita e depende da porcentagem de carbono e manganês presente na austenita. O tempo deve ser suficiente para a dissolução dos carbonetos e formação de austenita, se o tempo for pequeno, a quantidade de carbeto dissolvidos e a área enriquecida com carbono e manganês, será menor, obtendo-se no final uma quantidade menor de austenita retida. Com o aumento do tempo aumenta a quantidade de austenita retida até um ponto máximo, e para tempos maiores essa quantidade diminui, porque uma vez produzida a dissolução e homogeneização dos carbonetos, o aumento da quantidade de austenita faz com que diminua sua porcentagem de carbono, reduzindo assim a sua estabilidade (LIAN; HUA, 1995).

Após a transformação isotérmica, a estrutura final será constituída de ferrita, bainita, austenita retida e, eventualmente, pequena fração de martensita. Devido a fração de austenita retida ser determinada pela relação entre a fração volumétrica e

estabilidade da austenita, durante o tratamento isotérmico, a temperatura e o tempo de permanência nesta temperatura de transformação são dois parâmetros fundamentais na determinação da quantidade de austenita retida final (LIAN; HUA, 1995).

Os aços multifásicos apresentam boa conformabilidade, combinação de alta resistência e ductilidade superior. Com a descoberta do efeito **TRIP** (**T**ransformation **I**nduced **P**lasticity) ou transformação induzida por plasticidade, a sua produção aumentou muito e, nestes aços, a austenita retida toma uma importância fundamental, pois transforma-se em martensita durante a deformação conforme mostrado no diagrama esquemático da Figura 2.1. Os aços multifásicos são constituídos de bainita, ferrita, martensita e austenita retida, possuindo geralmente uma microestrutura muito fina, o que dificulta a sua caracterização microestrutural (GIRAULT, 1998; JAQUES, 2001).

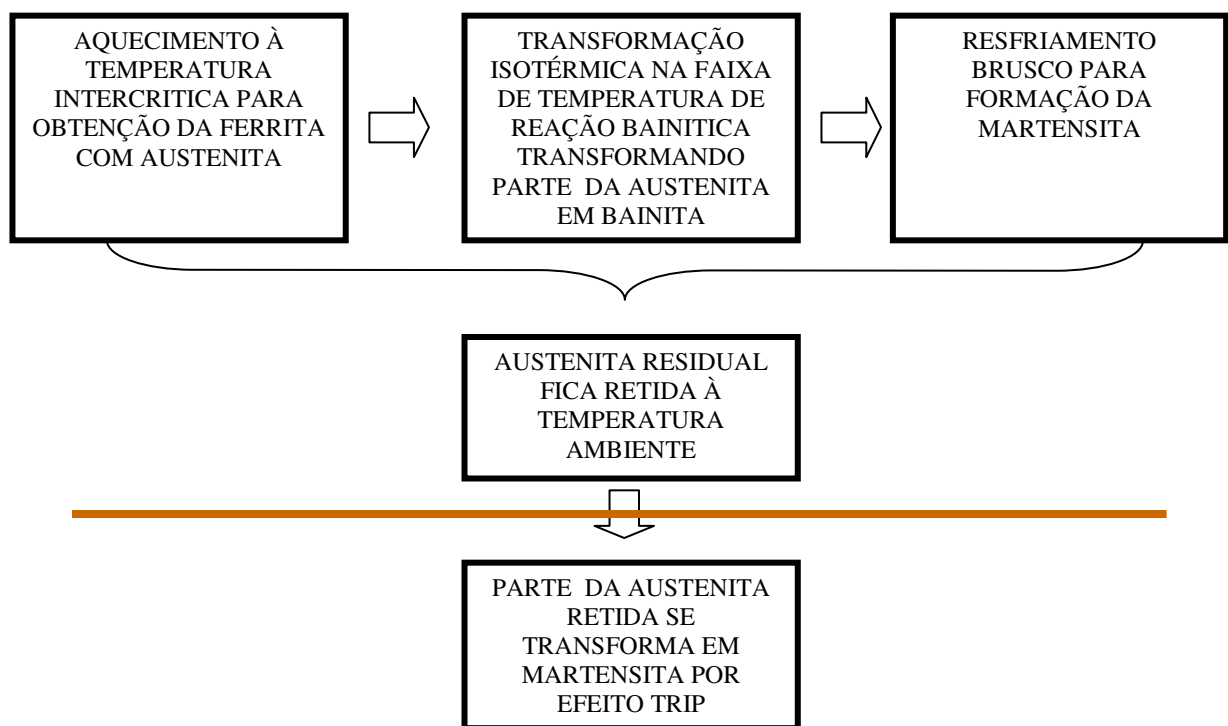


Figura 2.1 – Diagrama esquemático da formação das estruturas multifásicas.

Apresentam grande potencial de aplicação na indústria automobilística na fabricação de barras de reforço para proteção contra choques ou impacto, pára-choques e rodas. Aços com microestruturas ferrítico-bainíticas podem melhorar a tenacidade e são usados hoje em dia com sucesso em tubulações e oleodutos sob baixas

temperaturas. A fase bainítica tem um efeito favorável sobre a flangeabilidade por estiramento, resistência à fadiga, fratura frágil e tenacidade, quando comparados aos aços martensíticos. Entretanto, quando introduzida uma pequena quantidade de martensita, mas com a fração de bainita mais alta, os aços multifásicos têm as melhores combinações das propriedades mecânicas dos aços laminados a frio (OHMORI; OHTANI; KUNITAKE, 1971).

2.2.7 Estruturas bainíticas

Normalmente encontra-se na literatura a seguinte definição para bainita:

“Bainita é um constituinte dos aços que é formada pela decomposição da austenita dentro de uma faixa de temperatura entre o campo da formação da martensita e da formação da ferrita e perlita. Esse constituinte consiste de um agregado de ferrita acicular e carbonetos. Essa morfologia muda progressivamente com a temperatura de transformação na qual o tamanho das partículas e a acicularidade da estrutura aumenta conforme diminui a temperatura” (BHADESHIA, 1992; BRAMFITT; SPEER, 1988).

Recorde-se que a transformação perlítica é essencialmente uma reação de altas temperaturas, que ocorre entre 550°C e 720°C, e que a formação de martensita tem lugar numa transformação a baixas temperaturas. Nos diagramas TTT do aço AISI 4340 na Figura 2.2, pode-se concluir que há um largo intervalo de temperatura, normalmente entre 250°C e 550°C, no qual não há formação de perlita ou martensita, conforme Hehemann (1970). A amplitude dessa região depende da porcentagem de carbono e dos elementos de liga. Nestas temperaturas formam-se agregados finos de ferrita e cementita, sob a forma de ripas, que apresentam algumas das características das reações de alta temperatura como a difusão, envolvendo a ferrita, e simultaneamente algumas das características de transformação da martensita, como o cisalhamento.

Essas estruturas intermediárias entre os constituintes em equilíbrio do aço e a martensita, são no seu conjunto, designadas por bainita, em homenagem a Edgar Bain que, em colaboração com Davenport (1930), as observou pela primeira vez durante uma investigação sistemática e pioneira da decomposição isotérmica da austenita (HONEYCOMBE, 1981).

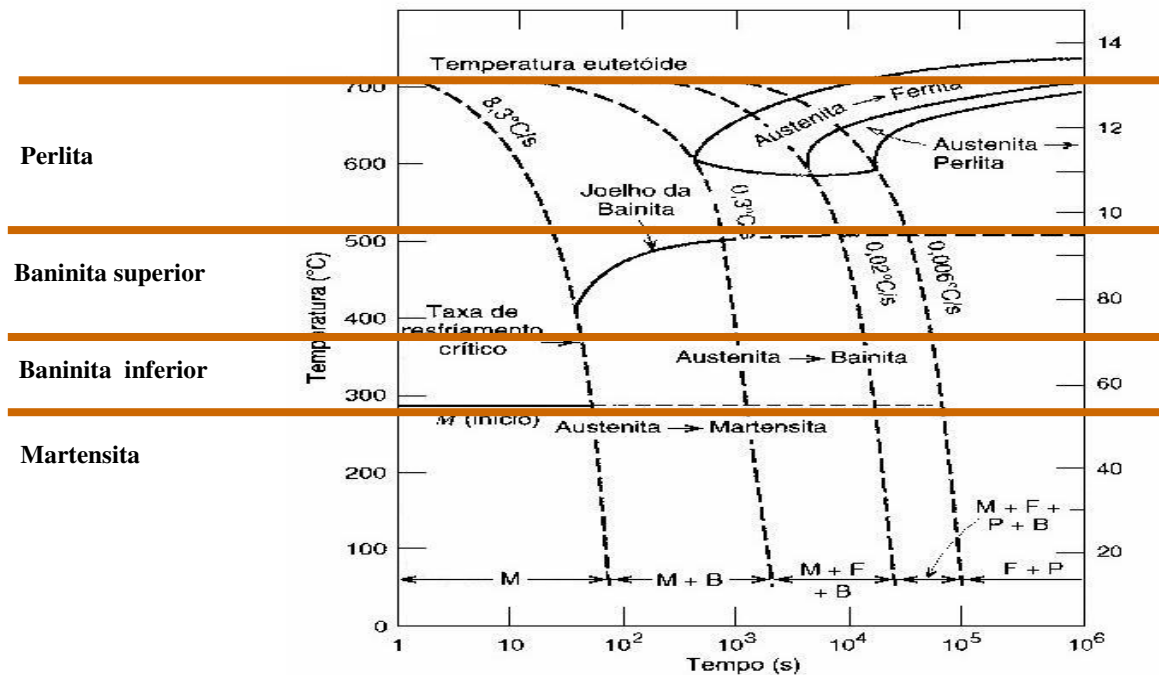


Figura 2.2 - Curva TTT, aço AISI 4340 com superposição das curvas de resfriamento (USS CARILLOY STEELS, 1948, adaptada de H.E.McGannon, 1971, p.1096).

Um dos fatores que mais tem complicado o estudo das estruturas bainíticas é sua grande variedade e complexidade, existindo diversos tipos de bainita, podendo sua morfologia variar de forma importante com o aumento da porcentagem de carbono. O tema bainita é motivo de muita pesquisa em todo o mundo, e muitas controvérsias continuam após oitenta anos de sua descoberta.

Os tratamentos térmicos aplicados aos aços para obtenção de estruturas bainíticas envolvem aquecimentos até uma temperatura de austenitização. A temperatura e o tempo de permanência são os parâmetros principais que devem ser controlados. Posteriormente, faz-se o resfriamento com permanência em temperatura constante, dentro da faixa de 250°C a 550°C, por tempo suficiente para formação da bainita, seguido por resfriamento até a temperatura ambiente. Esse tratamento é chamado de austêmpera e evita a formação direta da martensita, eliminando os inconvenientes que essa estrutura apresenta quando obtida pela têmpera direta e que são somente eliminados pelo revenimento posterior.

Para assegurar uma completa transformação da austenita em bainita, o material deve ser resfriado a partir da temperatura de austenitização até a temperatura do banho

de austêmpera, com uma taxa de resfriamento suficientemente alta para evitar a entrada no cotovelo da curva TTT, evitando que outra transformação da austenita ocorra durante esse resfriamento e, por outro lado, deve ser mantido no banho o tempo necessário para promover a completa transformação da austenita em bainita.

2.2.8 Aços TRIP

Nos últimos trinta anos tem sido desenvolvido um grupo de aços multifásicos, em que se tira partido das propriedades especiais da transformação martensítica que ocorre durante a deformação plástica. Esses aços, que se designam por aços de transformação induzida por plasticidade receberam o nome de **TRIP (Transformation Induced Plasticity)** que apresentam maior taxa de encruamento e maior deformação uniforme, precedendo a estrição (HONEYCOMBE, 1981). Foi apresentado pela primeira vez na conferência **Strong Tough Structural Steels** em Scarborough, Inglaterra em 1967 (DeARDO, 2003).

O fenômeno **TRIP** foi observado pela primeira vez nos aços liga (0,2-0,3) C, 8,8 Cr, (8-20) Ni, (3-4) Mo e 0,2 Si (ZACKAY, 1960).

Entretanto, grandes adições de elementos de liga, como Cr, Ni e Mo, são muito caras e por isto foram feitos grandes esforços de pesquisa para obter o efeito **TRIP** em aços com composição mais barata, e também pela utilização de programas otimizados de processamentos termomecânicos (MANOHAR et al., 2003).

Para aplicações estruturais na indústria automobilística, por exemplo em partes de chassi, os aços **TRIP** com níveis de resistência entre 590MPa e 780MPa vêm se tornando fortes candidatos em substituição às chapas de aço convencional com resistência à tração entre 390MPa e 440MPa (MATSUDA, 2002).

Quando numa estrutura multifásica é obtida uma fração de austenita retida relativamente alta, sua transformação por efeito **TRIP** melhora significativamente a ductilidade e as características de conformabilidade do material. Esses aços são chamados aços multifásicos com efeito **TRIP**, ou simplesmente aços **TRIP**.

2.3 – CONSIDERAÇÕES SOBRE FADIGA

Fadiga é um fator limitante da vida de componentes sujeitos a carregamentos cíclicos. Manifesta-se como nucleação de trincas que se propagam até a falha final. O estudo desse processo pode permitir a predição de vida infinita e segura de forma a que componentes sejam reparados e substituídos antes da falha. Conforme informa a literatura, as fraturas por fadiga surgem por ação simultânea de tensão cíclica, tensão de tração e deformação plástica. Se um destes fatores não estiver presente a falha não ocorre (DIETER, 1988; PUSKAR, 1984; BAPTISTA, 2000).

A fadiga produz o enfraquecimento progressivo e localizado, decorrente da aplicação de cargas dinâmicas, podendo resultar na ruptura do material após um número suficiente de ciclos de carregamento (DIETER, 1988).

O aço AISI 4340 com dureza de 53 HRC é usado na fabricação de peças de trem de pouso de aeronaves e a análise do comportamento em fadiga é predominante nos projetos e dimensionamentos. A resistência em fadiga depende de sua dureza e das tensões residuais induzidas nas camadas superficiais do material. Devido aos problemas de corrosão e desgaste o aço AISI 4340 tem sido recoberto com cromo duro em componentes de trem de pouso. Entretanto, devido a tensões residuais de tração desenvolvidas na eletrodeposição, ocorre uma redução na vida em fadiga das peças.

O desempenho em fadiga do componente pode ser analisado pelo limite de fadiga e pela curva σ - N chamada curva de Wöhler. Os fatores que influenciam no comportamento em fadiga são: material, tratamento térmico, geometria, concentradores de tensão, tensões residuais tratativas, processos de fabricação, estado de tensão nominal ou residual, meio agressivo e temperatura, tratamentos superficiais e conseqüente acabamento superficial (DIETER, 1988). Estima-se que 90% das falhas mecânicas de componentes sejam produzidas por processos de fadiga (PASTOUKHOV, 1994).

2.3.1 – Parâmetros dos ciclos de tensão

Os ciclos de tensões podem ser: alternados, flutuantes e aleatórios. Em laboratório foram obtidos os dados usando-se corpos-de-prova submetidos a quatro tipos de carregamentos que são: axial de tração ou compressão, flexão rotativa, flexão alternada ou torção. O ciclo de tensão alternado, de forma senoidal, possui as tensões

mínimas e máximas iguais, porém de sinais opostos. O ciclo de tensão flutuante possui tensões mínimas e máximas diferentes, podendo ser ambas de tração ou compressão ou de sinais opostos. As aleatórias são às sujeitas a sobrecargas periódicas imprevisíveis. As tensões de tração são consideradas positivas e as de compressão negativas. Os parâmetros que caracterizam os ciclos e podem ser vistos na Figura 2.3 são:

$\sigma_{\max}$ = (tensão máxima) é a maior tensão no ciclo;

$\sigma_{\min}$ = (tensão mínima) é a menor tensão no ciclo;

$\sigma_a = (\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) / 2$ é a amplitude de tensão no ciclo;

$\sigma_m = (\sigma_{\max} + \sigma_{\min}) / 2$ é a média das tensões máximas e mínimas;

$\Delta\sigma = (\sigma_{\max} - \sigma_{\min})$ é a variação de tensão no ciclo;

$R = (\sigma_{\min} / \sigma_{\max})$ é a razão entre as tensões.

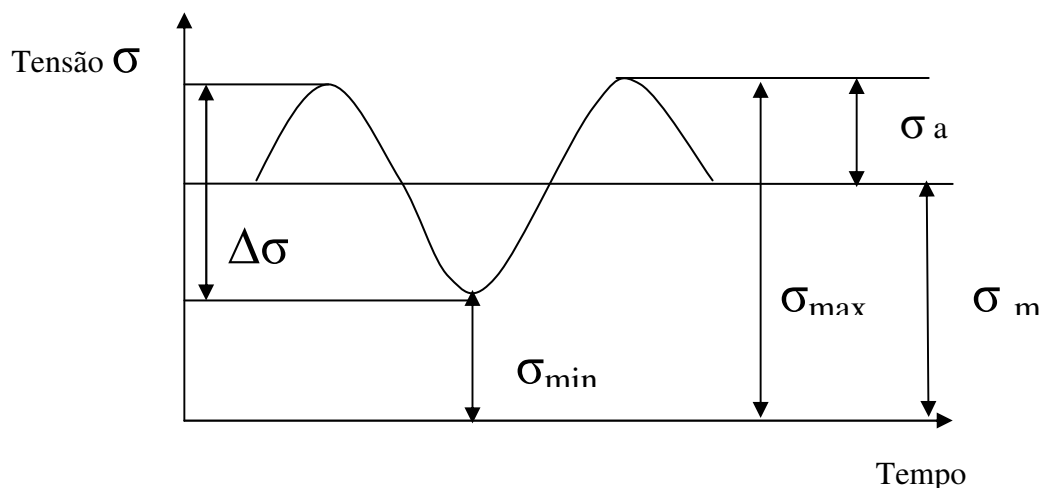


Figura 2.3 – Parâmetros de um ciclo de Tensão X Tempo (adaptada de DIETER, 1988)

2.3.2 – Curva de Wöhler para um R específico

Na curva de Wöhler de fadiga σ -N mostrada esquematicamente na Figura 2.4 a tensão pode ser a máxima, a mínima ou a amplitude e é lançada na ordenada. A

abscissa apresenta o valor do número de ciclos N_f em escala logarítmica. A curva é traçada para um valor específico de R e σ_m . O aspecto da curva é o da Figura 2.4 e representa a resistência à fadiga do material com 50% de probabilidade de falha para um determinado número de ciclos.

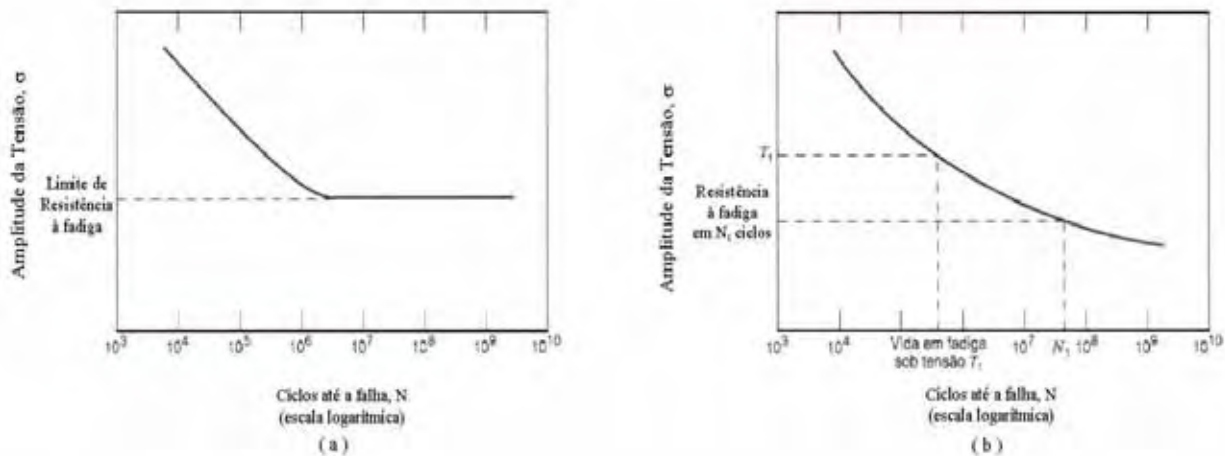


Figura 2.4 – Curva de Wohler para um R específico. a) material que apresenta um limite de resistência à fadiga, b) material que não apresenta um limite à fadiga (adaptada de CALLISTER, 2002).

Considera-se como sendo limite superior de baixo ciclo o valor de 10^4 , limite inferior de alto ciclo o valor de 10^5 e limite de fadiga do material o número de 10^7 ciclos. O limite de resistência à fadiga é dado pelo nível mais baixo da curva ou patamar, chamado de máxima tensão para infinitos ciclos ou vida infinita.

Os ciclos de tensão são classificados como: a) alternados senoidais onde as tensões máximas e mínimas são iguais e de sinais opostos; b) flutuantes onde as tensões máximas e mínimas são diferentes podendo ser ambas de tração, ambas de compressão ou de tração e compressão, e c) as aleatórias sujeitas a sobrecargas periódicas e imprevisíveis.

A maioria das determinações das propriedades de fadiga são feitas por flexão alternada com tensão média zero (DIETER, 1988).

“Limite de fadiga” representa a máxima tensão que um metal pode resistir a um número de ciclos igual ou maior a 10^7 ciclos com 50% de probabilidade de falha.

“Resistência da fadiga” é a tensão que um material pode ser submetido a um número determinado de ciclos.

“Fadiga de baixo ciclo” é o regime caracterizado por sobre-tensões, sendo aceito em geral como rompendo com frequência igual ou menor que 10^4 ciclos. Existe um crescente interesse quanto às falhas por fadiga que ocorrem para tensões relativamente altas e baixos números de ciclos. Esse tipo de problema deve ser considerado para projetos de vasos de pressão para indústria nuclear, turbinas a vapor e na maioria dos outros tipos de maquinaria mecânica. As condições para ocorrer fadiga de baixo-ciclo são frequentemente criadas quando as tensões repetidas são de origem térmica. Uma vez que as tensões térmicas devem-se à expansão térmica do material, pode-se verificar facilmente que, neste caso, a fadiga resulta de deformação cíclica em vez de tensão cíclica (DIETER, 1988).

Por outro lado muitos objetos sujeitos a cargas cíclicas alternadas são carregados apenas em um número relativamente pequeno de ciclos em sua vida útil. Um exemplo típico pode ser a mola do arranque automático de um motor de automóvel. Em um período de dez anos, um carro será acionado provavelmente cerca de dez mil vezes. Economias no custo e peso podem ser realizadas projetando-se a mola em termos da sua vida útil ao invés do seu limite de fadiga (10^7 ciclos) (REED-HILL, 1982).

“Fadiga de alto ciclo” é em geral aceito como rompendo em frequência igual ou maior que 10^5 ciclos (ASTM STP 566; DIETER, 1988).

2.3.3 – Considerações sobre mecânica da fratura

2.3.3.1 – Fratura dúctil e fratura frágil

A fractografia eletrônica de varredura ou de transmissão procura determinar as causas da fratura. A fractografia é importante para descrever e identificar características microestruturais dos materiais no que diz respeito aos tipos de fratura. A compreensão de como ocorre a fratura nos metais é fundamental para prevenir falhas em projetos de engenharia (DEREK, 1999).

Os termos dúctil e frágil são definidos pela quantidade de deformação plástica macroscópica que existe na fratura. A fratura frágil caracteriza-se pelo cisalhamento

acompanhado de deformação plástica. Na maioria dos materiais tem uma aparência cinzenta e fibrosa e é caracterizada por se encontrarem perpendicular a tensão de tração máxima ou cisalhamento (45° de inclinação da tensão máxima). A indicação da plasticidade geral da fratura revela a quantidade de alongamento e a presença de estricção indica se o material é frágil ou dúctil.

A coalescência de vazios, a formação de trincas, devido à deformação plástica por escorregamento, referem-se muitas vezes à característica dúctil. A fratura dúctil ocorre com grande quantidade de deformação plástica, ângulo de cisalhamento geralmente observado nos extremos da superfície fraturada, a superfície apresenta-se fibrosa, fosca ou uma textura de granulação fina. A seção transversal à fratura é usualmente reduzida por estricção e o crescimento das trincas é lento.

A fratura frágil apresenta pouca ou nenhuma deformação plástica, geralmente é plana e perpendicular à superfície do componente, pode apresentar-se granular ou cristalina e em aços com grãos grosseiros pode ser observada em facetas. As trincas crescem rapidamente, muitas vezes acompanhadas por um alto ruído (DEREK, 1999).

2.3.3.2 - Fratura por Taça-Cone

A nucleação de microcavidades ocorre em áreas de deformação descontínuas associadas às partículas, inclusões, contornos de grãos e discordâncias. Com o aumento da deformação aumenta a coalescência que acaba por formar uma superfície de fratura descontínua exibindo numerosas depressões em forma de taça e cone que são conhecidos também por **dimples** ou alvéolos.

O tamanho dos **dimples** depende do número e distribuição de microcavidades nucleadas. Quando os locais de nucleação são poucos e espaçados surgem grandes dimples e em caso contrario pequenos **dimples**. Os **dimples** pequenos em geral são encontrados em dispersões de óxidos em materiais resistentes.

A forma do **dimple** mostra o estado de tensão no material. Nos carregamentos uniaxiais os dimples são equiaxiais e limitados por um contorno. Podem apresentar uma forma cônica ou serem superficiais. No caso dos superficiais podem envolver a junção de microcavidades por cisalhamento ao longo dos escorregamentos bandas (DEREK, 1999). Sob carregamento de cisalhamento os dimples se apresentam

alongados não sendo cercados totalmente por um contorno, neste caso são orientados na mesma direção e fechados no ponto de origem da fratura podendo estabelecer a direção de propagação da fratura (DEREK, 1999).

2.3.3.3 – Fratura por Clivagem

A clivagem é uma fratura que se propaga ao longo de planos cristalográfico de baixo ângulo chamado de plano de clivagem. Ela poderia ter uma combinação de faces e ser completamente plana, mas como as ligas de engenharia são policristalinas contendo contornos de grão, sub-grãos, inclusões, discordâncias e imperfeições que influem na propagação da trinca, raramente elas são observadas como sendo totalmente planas. A fratura inicia-se em planos paralelos e, com o avanço da fratura os planos ativos diminuem produzindo desníveis de clivagem que são chamados de cursos padrões. As ramificações do curso padrão unem-se na direção de propagação estabelecendo o local da direção da fratura (METALS HANDBOOK, 1987).

2.3.3.4 – Fratura por Quase-Clivagem

A fratura por quase-clivagem é uma fratura localizada e apresenta características de clivagem e deformação plástica. Esse modo de fratura inicia-se na faceta da clivagem central, como uma trinca radial, embora a faceta central da fratura por quase-clivagem seja parecida com a de clivagem (METALS HANDBOOK, 1987). O termo foi criado para descrever a fratura frágil, por clivagem, em agregados de fina escala de materiais multifásicos e é relevante para aços recozidos que sofreram resfriamento. A fratura frágil destes materiais envolve a multiplicidade de efeitos de clivagem como modo de propagação de trincas através de diferentes orientações cristalográficas. Esta expressão tem sido usada para descrever fratura envolvendo misturas de fina escala de clivagem cristalográfica e cisalhamento dúctil (DEREK, 1999).

2.3.3.5 – Fratura por Fadiga

Numa falha por fadiga, depois de ocorrida a nucleação, formam-se microtrincas que coalescem e crescem até tornarem-se macrotrincas e propagarem até a fratura

final. O início da trinca está relacionado com intrusões e extrusões superficiais. Cottrell e Hull (1957) propuseram um mecanismo de iniciação da trinca concebido para metais CFC, que se baseia na ativação de dois planos de escorregamento em períodos de um quarto de ciclo, numerados de 1 a 4 como mostra a Figura 2.3.

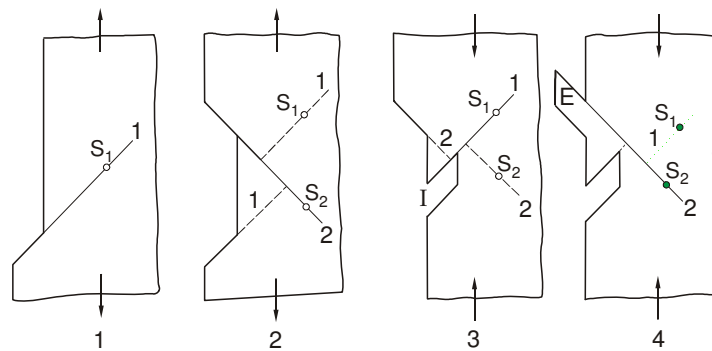


Figura 2.5 – Mecanismo de Cottrell e Hull (1957)- Extrusões e Intrusões (adaptada de DIETER, 1988)

A ativação da fonte de discordâncias S_1 e a movimentação de discordâncias no plano 1, resulta em um degrau na superfície do cristal. Em seguida, a ativação de S_2 no plano de escorregamento 2 (como resultado do encruamento no plano 1, por exemplo) causa a formação de um outro degrau, bem como o deslocamento da borda de intersecção entre 1 e 2 ao longo do plano 2. O escorregamento reverso do plano 1, leva à formação da intrusão, na parcela compressiva do ciclo (acompanhada da borda de intersecção do plano 2 com o plano 1). A extrusão é causada pelo escorregamento reverso no plano 2 (BAPTISTA, 2000).

W. A. Wood (1959) também sugeriu um mecanismo para estas formações. Ele interpretou que o escorregamento produzido por fadiga indica que as bandas de escorregamento resultam do acúmulo sistemático de pequenos movimentos de escorregamento da ordem de 10^{-7} cm, ao contrário dos degraus de 10^{-5} a 10^{-4} cm observados para as bandas de escorregamento produzidas por solicitação estática. Esse mecanismo explica a acomodação da grande deformação total (soma das microdeformações de cada ciclo) sem causar um encruamento apreciável do material. Estes movimentos de escorregamento cíclicos ocorrentes da fadiga formam entalhes ou

ressaltos (concentradores de tensão) que dão origem à nucleação de trincas (DIETER, 1988). A Figura 2.6 indica os diferentes perfis que podem ser assumidos como consequência do acúmulo desses escorregamentos.

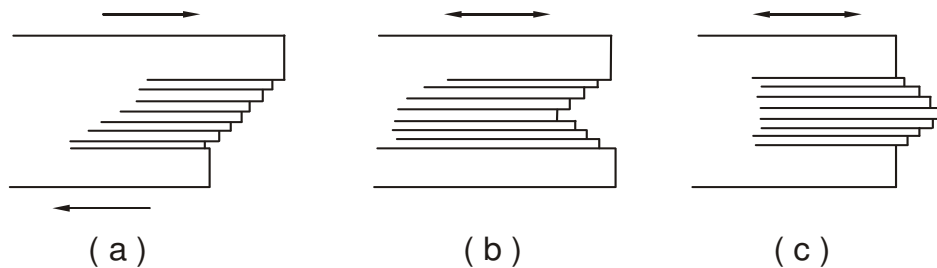


Figura 2.6 – Bandas de escorregamento: (a) Estática, (b) Intrusão, (c) Extrusão (adaptada de DIETER, 1988)

2.3.4 – Ruptura final estática

A ruptura final estática dá-se quando a trinca aumenta, diminuindo a área da seção transversal remanescente até um ponto em que o corpo-de-prova não consegue mais suportar o carregamento (CONWAY, 1991). Quando a fadiga é de alto ciclo, origina-se uma fratura de aparência frágil, sem existência de deformação macroscópica na fratura. Em escala macroscópica, a superfície de fratura é quase sempre normal à direção da tensão principal de tração. A partir do aspecto da superfície de fratura reconhece-se uma falha por fadiga. A superfície de fratura apresenta geralmente, uma região lisa decorrente da fricção entre as superfícies durante a propagação da trinca, e uma região grosseira, na qual a peça rompeu de maneira dúctil quando a seção já não era mais capaz de suportar o carregamento (DIETER, 1988).

O mecanismo de fratura está dividido em três estágios:

Estágio I – a trinca propaga-se ao longo das bandas de escorregamento persistentes com taxa de propagação muito pequena da ordem de ângstron por ciclo. A superfície de fratura apresenta-se praticamente sem propriedades características; Estágio II – a propagação da trinca ocorre por um processo plástico que torna a ponta da trinca rombuda e cresce num plano perpendicular à direção da tensão principal de tração. Neste estágio há a formação de estrias de fadiga e a taxa de propagação aumenta para a casa dos microns por ciclos. Cada estria representa a posição sucessiva

de uma frente de trinca que avança. A presença de estrias caracteriza a fratura por fadiga embora a falta delas não elimina a possibilidade de falha por fadiga.

Estágio II – Durante este estágio surgem marcas características na superfície da fratura, marca macroscópica conhecida como marcas de praia e outra microscópica, conhecidas como estrias. Essas marcas indicam a posição da ponta da trinca em um dado ponto no tempo (CALLISTER, 2002). As marcas de praia representam períodos de milhares de ciclos de carregamento podendo conter milhares de estrias dentro delas e são resultantes de interrupções do carregamento durante o estágio II (DAVIDSON, 1992). As estrias são formadas a partir de degraus originados na frente da trinca durante o carregamento e estão relacionadas com as componentes de tração e cisalhamento atuantes localmente. Laird (1967) define como “processo de arredondamento plástico” o modelo que diz que os degraus podem apresentar espaçamentos e formas características, dependendo do carregamento. A figura 2.7 mostra o arredondamento e afinamento repetitivo da ponta da trinca no estágio II em diferentes momentos do ciclo de carregamento (FROST, 1999).

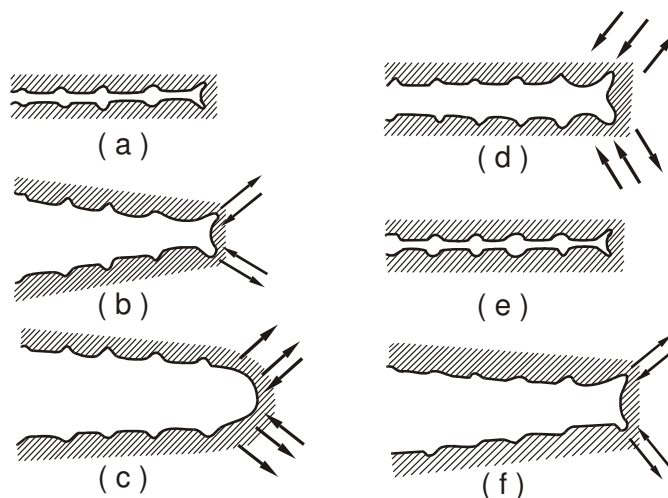


Figura 2.7 – Mecanismo de crescimento da trinca no estágio II (adaptada de DIETER, 1988).

No início, a ponta da trinca é aguda (Figura 2.7a). À medida que é aplicada uma tensão trativa, o pequeno entalhe duplo na ponta concentra o escorregamento ao longo dos planos que fazem 45° com o plano da trinca (Figura 2.7b). Enquanto a trinca se alarga para sua extensão máxima, ela caminha ainda mais por cisalhamento plástico, ao mesmo tempo em que sua ponta é alargada (Figura 2.7c). Quando a carga muda para compressão, as direções de escorregamento na extremidade são invertidas (Figura

2.7d), as faces da trinca são compactadas e a nova superfície da trinca, criada na tração, é forçada para o plano da trinca (Figura 2.7e) onde é parcialmente dobrada por flambagem formando uma ponta de trinca novamente aguda. Assim a trinca está preparada para avançar e novamente se alargar no próximo ciclo de tensões (DIETER, 1988).

No Estágio III – Ocorre a fratura brusca, pois a área remanescente não pode mais suportar os esforços sobre o material (DIETER, 1988).

2.3.5 – Crescimento e propagação da trinca

Pode ocorrer também a propagação simultânea de mais de uma macrotrinca.

A propagação de trincas no Estágio II tem sido objeto de intensa pesquisa. A obtenção de relações realísticas para a propagação de trincas permitiu a implementação de uma filosofia de projeto que reconhece a inevitabilidade de trincas nas estruturas de engenharia, mas que intenciona determinar a carga e o comprimento de trincas admissíveis para que não haja falha por fadiga num tempo de serviço previamente estimado.

O crescimento da trinca, cuja penetração num corpo-de-prova raramente ultrapassa alguns décimos de milímetros, ocorre quando as trincas, após iniciadas nas bandas de escorregamento, crescem ao longo dos planos de escorregamento ativos, que apresentam uma inclinação de aproximadamente 45° em relação ao eixo da máxima tensão de tração. A trinca continua a crescer até atingir o tamanho crítico quando se acomoda e começa a seguir um curso perpendicular à direção da máxima tensão de tração. A propagação da trinca de fadiga é normalmente transgranular. A Figura 2.8 mostra os estágios do crescimento da trinca (KLESNIL, 1992).

Uma trinca pode abrir no plano da trinca, as superfícies da trinca podem deslizar uma sobre a outra perpendicular à aresta da trinca que avança ou abrir para lados opostos no caso de tensão de cisalhamento paralela à aresta frontal da trinca que avança. (BROEK, 1991).

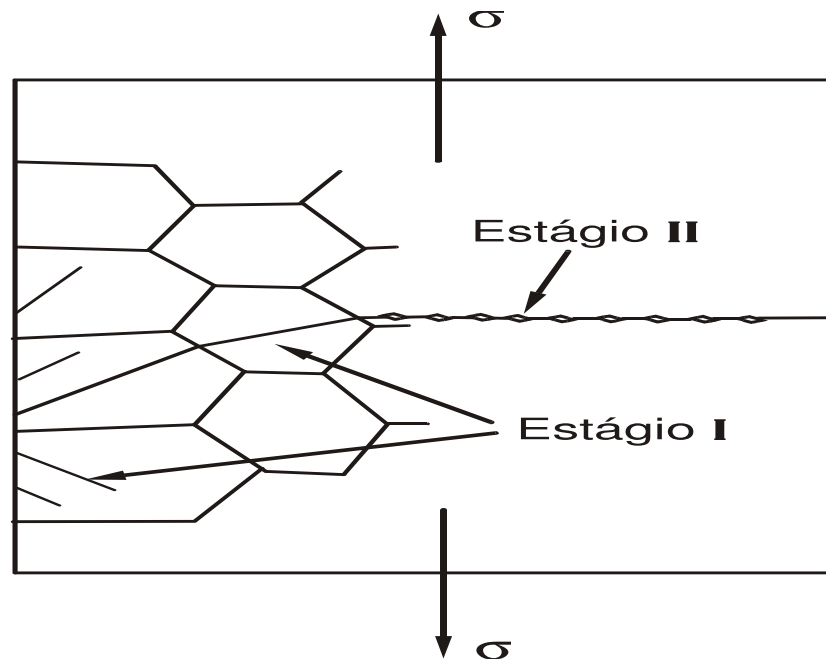


Figura 2.8 – Estágio do crescimento da trinca por fadiga em um metal policristalino (adaptada de KLESNIL, 1992).

Na prática, o que mais acontece é o caso de abrir no plano da trinca por tensão de tração. Normalmente a fratura ocorre por defeito estrutural ou trinca, que sob repetidos carregamentos inicia-se e propaga-se, reduzindo progressivamente a resistência da estrutura. O que se procura é identificar o tempo de propagação da trinca e a propriedade da estrutura de resistir ao defeito com segurança até que providências sejam tomadas de forma a eliminá-los por reparos ou substituição de componentes (BROEK, 1991).

2.3.6 – Efeito do revestimento sobre a resistência a fadiga.

Geralmente, a fratura origina-se na superfície do material devido às máximas tensões existentes nesta região e, em casos especiais, nos defeitos internos ou em endurecimentos superficiais. Por isto, rugosidade superficial e concentradores de tensão na superfície, revestimento superficial e mudanças no estado de tensões da superfície afetam a vida em fadiga do componente. O aumento da rugosidade diminui a vida em fadiga, pois atua como um entalhe nos regimes de baixo ciclo, iniciando a trinca na superfície. Nos regimes de alto ciclo a trinca inicia em inclusões abaixo da

superfície propagando-se para o interior do componente e por isto a rugosidade não tem grande influência na vida em fadiga do material (PEREIRA, 1996).

Mesmo um polimento fino da superfície produz pequenas ranhuras da ordem de $10^{-1} \mu\text{m}$ que podem atuar como concentradores de tensão e afetar o comportamento em fadiga do material (DIETER, 1988).

Para controlar a influência de concentradores de tensão e ação dos ambientes agressivos usam-se recobrimentos superficiais resistentes à ação do meio. Na indústria aeroespacial o mais utilizado é a eletrodeposição com cromo que, entretanto é nocivo à fadiga devido às tensões trativas introduzidas no processo.

Os revestimentos têm sido estudados pela indústria aeroespacial para uso em componentes de trem de pouso e são necessários devido ao fato de que as aeronaves são sujeitas a ação de ambientes agressivos, marítimos, diferentes temperaturas pelas localidades e altitudes em que operam. Estes fatores proporcionam o aparecimento de **pites** de corrosão que com carregamento cíclico transformam-se em concentradores de tensão e aceleram o processo de fadiga do material (NASCIMENTO, 1999b).

Dentre os principais revestimentos usados tem-se o recobrimento com cromo duro para aços e anodização para alumínio. No cromo duro a decomposição do hidreto de cromo libera hidrogênio causando redução do depósito de cromo e introduz tensões trativas com o surgimento de trincas no revestimento (LIN, 1992)

São consideradas microtrincas fissuras maiores ou iguais a $0,5 \mu\text{m}$ de espessura formadas quando a tensão residual de tração excede a resistência coesiva do cromo. A combinação da tensão residual de tração e os concentradores de tensão fazem cair a resistência em fadiga do material; portanto, embora o cromo duro garanta um bom desempenho quanto ao desgaste e à corrosão, produz uma queda de resistência à fadiga quando comparado ao mesmo sem revestimento.

A deposição de uma camada de níquel entre o material e a camada de cromo duro em um aço AISI 4340 é benéfica para a recuperação da vida em fadiga do aço AISI 4340 revestido com cromo duro. Este comportamento é atribuído à maior tenacidade/ductilidade e tensões residuais compressivas contidas no revestimento de níquel químico e que possivelmente promoveram o retardamento da propagação das

microtrincas existentes na camada externa de cromo duro aditivado (NASCIMENTO, 1999, 2000).

Basicamente, as tensões residuais presentes nos revestimentos de níquel químico variam em função da quantidade de fósforo contido no mesmo, sendo trativas entre 4%P e 9%P e compressivas abaixo de 4%P e entre 10%P e 12%P (DUNCAN, 1994, 1989; NASCIMENTO, 2000). Também sua ductilidade varia com o teor de fósforo, sendo mínima a 10% e máxima a 12% P (DUNCAN, 1994; NASCIMENTO, 2000).

Outros tipos de revestimentos propostos são carbeto de tungstênio e carbeto de tungstênio / cobalto (WC-Co) e carbeto de cromo / níquel-cromo (CrC-NiCr) aplicado pelo sistema **HVOF (High Velocity Oxy-Fuel)** em um aço AISI 4340. Nesse caso embora a vida em fadiga tenha sido menor que o metal base foi maior que o revestimento com cromo duro (SOUZA, 1998).

O sistema HVOF introduz tensões compressivas na superfície do material devido à deformação mecânica ocorrida com o impacto das partículas (NASCIMENTO, 2001). As experiências, entre elas citam-se Nascimento (2001), Voorwald (2005, 2007), Renato (2002), Shemping (1998), Yuji (2007) e outros, têm mostrado que recobrimentos sobre superfícies com tensões compressivas melhoram a vida em fadiga e apresentam bom desempenho em relação ao desgaste e corrosão.

No sistema HVOF, a consistência do aquecimento do pó quando ele deixa a pistola melhora a resistência de ligação e a qualidade do revestimento em geral além de apresentar dureza superior (IRONS, 1992).

2.3.7 – Efeito das tensões residuais sobre a vida em fadiga

As tensões residuais ou internas são auto-equilibradas produzindo resultante nula. São produzidas por deformação elástica ou plástica de forma que sejam permanentes. Não aparecem externamente, mas influenciam o comportamento físico do material. Existem três tipos de tensões residuais:

Tipo 1: macroscópica, tensões homogêneas em grandes áreas atingindo diversos grãos do material, encontrando-se em equilíbrio no componente. Esse tipo de tensão é produzido por usinagem, tratamento térmico, recobrimentos e revestimentos,

conformação mecânica, carregamentos e processos como **shot-peening** (FONSECA, 2000).

Tipo 2: micro-estruturais, presentes em um grão ou parte dele e são devidas as diferenças e anisotropia do cristal ou grão em um material policristalino (FONSECA, 2000).

Tipo 3: microlocalizadas, e causadas por defeitos cristalinos como discordâncias e inclusões (FONSECA, 2000).

As tensões residuais afetam a vida em fadiga sendo o estado de tensões próximo à superfície um importante fator para nucleação e crescimento de trincas. As tensões de tração diminuem a vida em fadiga e as de compressão aumentam (DIETER, 1988).

2.4 – INFLUÊNCIA DO SHOT PEENING SOBRE A VIDA EM FADIGA

2.4.1 – O processo **shot-peening**

O **shot-peening** é um processo de trabalho a frio de materiais e consiste no jateamento com esferas de aço, cerâmica ou vidro na superfície dos componentes com o objetivo de melhorar as propriedades metalúrgicas de forma controlável e que garanta a sua repetibilidade. Os objetivos principais do processo são o aumento de resistência à fadiga, resistência a oxidação, desgaste, eliminação de porosidades, retenção de lubrificantes e uniformização de tensões nas camadas superficiais. As tensões introduzidas pelo processo são compressivas e aumentam a densidade de discordâncias nas camadas superficiais do material (WOELFEL, 1982).

O impacto das esferas deformam o material plasticamente em sua superfície e elasticamente abaixo dela gerando tensões compressivas nas camadas afetadas plasticamente (DIEPART, 1994).

Os fatores que influenciam o **shot-peening** são: parâmetros descritivos do material tais como geometria e propriedades mecânicas; parâmetros de energia do processo como tipo, tamanho, material, densidade e dureza das esferas utilizadas, velocidade e ângulo de impacto, duração e distância entre o jato e a superfície trabalhada; parâmetros descritivos das condições de contato como fricção, coeficiente

de restituição que é função da razão entre a dureza do material e a dureza da esfera utilizada (FATHALLAH, 1998).

2.4.2 – Intensidade Almen

O controle da intensidade do **shot-peening** é feito com o auxílio da chamadas placas Almen. são chapas finas de aço SAE 1070 padronizadas e colocadas paralelamente ao material sendo tratadas juntamente com ele. Tensões residuais são induzidas nas placas que se deformam formando um arco. O valor medido para a flecha formada por este arco é comparado com uma tabela e fornece intensidade do processo. As placas padronizadas são “N”, “A” e “C”, onde cada chapa é aproximadamente três vezes a espessura da anterior começando pela “N” seguida da “A” e a última a “C” (HERZOG, 1996; ALMEN; BLACK, 1963).

A deformação medida é apresentada em polegadas seguidas do tipo de placa utilizada; portanto, 0,010N significa que a flecha é de 0,01pol ou 0,25 mm medidas na placa N.

As granulações das esferas utilizadas devem ser uniformes e essencialmente esféricas, sem arestas ou esferas quebradas. Quanto maior o tamanho da esfera maior é a intensidade do **shot-peening**, mas diminui a cobertura superficial produzida. A intensidade também não diminui se a dureza da esfera for maior que a dureza do material tratado (HERZOG, 1996). É fato que a resistência à fadiga aumenta com o tratamento de **shot-peening** devido as tensões compressivas introduzidas; entretanto, não foi possível correlacionar este aumento com a intensidade Almen (WOELFEL, 1982).

2.4.3 – Velocidade e ângulo de impacto das esferas

A velocidade com que são disparadas as esferas influi na intensidade do **shot-peening** sendo que velocidades altas aumentam a intensidade, porém desgaste e quebra as esferas utilizadas sendo por isto, necessário um melhor controle do processo. A experiência mostra que para o aço uma velocidade de 50m/s é a que resulta em melhor resistência à fadiga (BUSH, 1988; ASM COMMITTEES ON SHOT-PEENING).

O ângulo de impacto que melhor resultado apresenta é o de 90° sendo que a intensidade diminui conforme o ângulo diminui. O resultado pode ser compensado com a variação da velocidade ou do tamanho das esferas. Distâncias maiores do bico de jateamento da superfície tratada diminuem a intensidade do **shot-peening** (BUSH, 1988; ASM COMMITTEES ON SHOT PEENING).

2.4.4 – Tensões introduzidas por shot-peening

O material tratado por **shot-peening** deforma plasticamente na superfície gerando tensões compressivas nessas camadas deformadas. O processo cria uma distribuição de tensões que variam em função da profundidade na peça. Um diagrama típico do campo de tensões é mostrado na Figura 2.9.

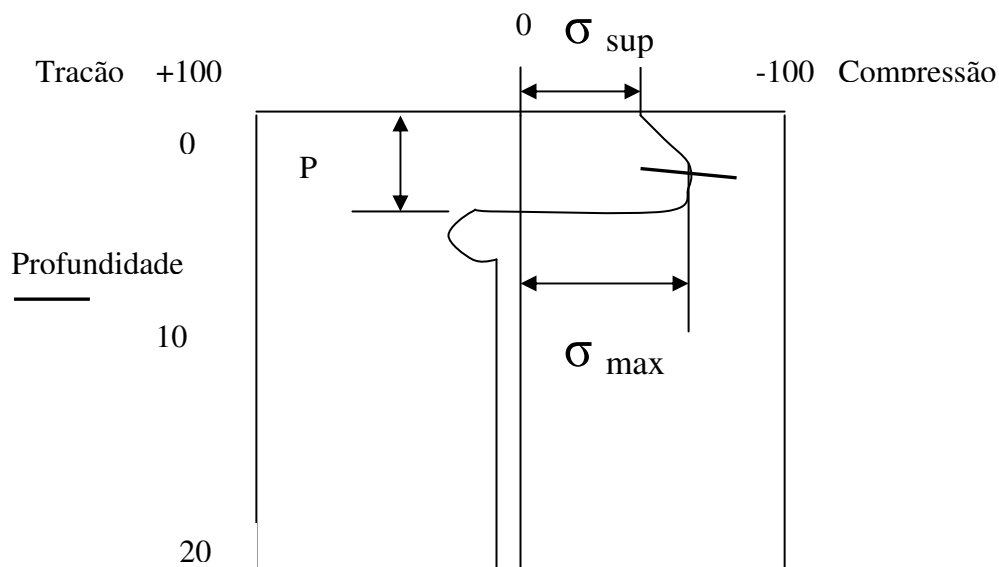
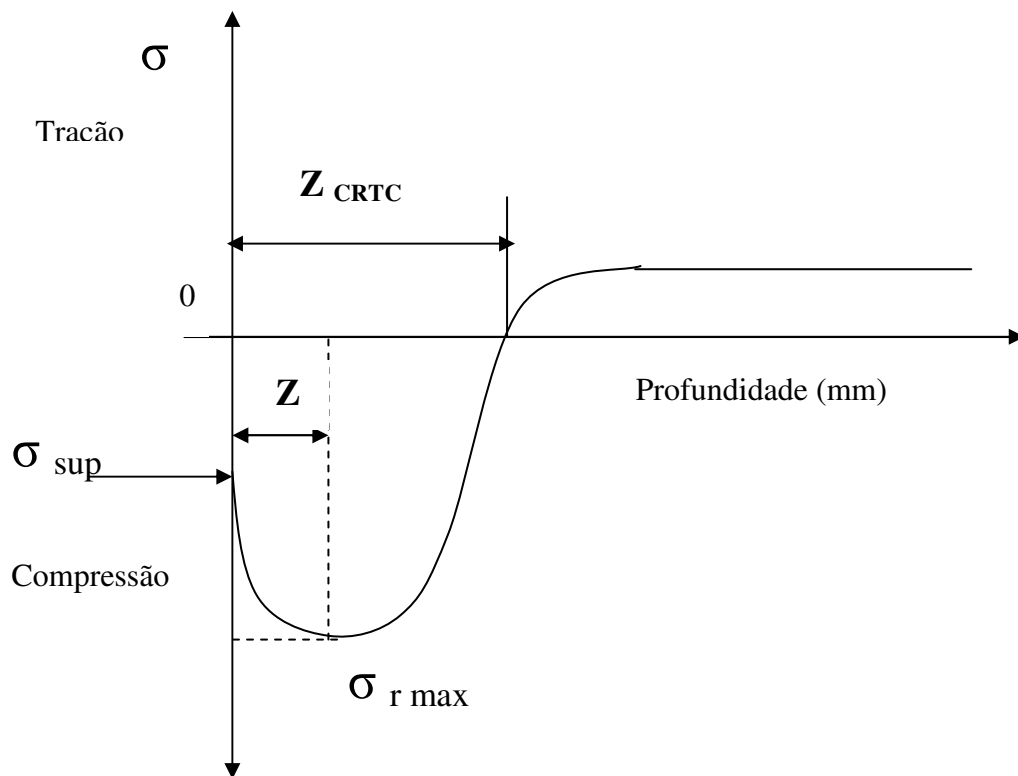


Figura 2.9 – Diagrama típico do campo de tensões residuais por aplicação de **shot-peening** (adaptada de LI, 1991)

Na Figura 2.10 (Z é a profundidade, σ , $\sigma_{r\max}$ e σ_{sup} as tensões) pode ser visto o diagrama esquemático dos parâmetros característicos do campo de tensões residuais compressivas (CTRC) (LI, 1991; KOBAYASHI, 1998).



2.10 – Diagrama esquemático dos parâmetros do CTRC (adaptada de LI, 1991)

As tensões na superfície σ_{sup} e a $\sigma_{r \text{ max}}$ dependem unicamente do material que recebe o tratamento de **shot-peening** independente da intensidade do jateamento. Os valores Z_{CRTC} e Z dependem das características do **shot-peening** utilizado (LI, 1991).

Durante o processo de fadiga pode ocorrer o relaxamento do CTRC em função da geometria do componente, da tensão residual existente, do meio onde se encontra o material, da temperatura e das condições de carregamento. Pode ocorrer o relaxamento do CTRC por usinagem, laminação e jato de areia utilizado na limpeza de componentes afetando os resultados em fadiga (BERGER, 1999; JAMES, 1982).

2.5 - TRATAMENTOS TERMOQUÍMICOS

Os tratamentos termoquímicos visam o endurecimento superficial pela modificação parcial da composição química nas áreas a serem endurecidas. A aplicação de calor em meio apropriado produz a alteração da composição química até uma determinada profundidade que é função do tempo e da temperatura do tratamento.

O objetivo é obter maior dureza e resistência ao desgaste mantendo o núcleo tenaz de forma a evitar fratura frágil, mas aumentando a vida devido a resistência ao desgaste. Os processos mais utilizados são cementação, nitretação, nitrocarbonetação a plasma e ionitretação conhecida como nitretação a plasma.

2.5.1 – Cementação

Este processo consiste na introdução de carbono na superfície do aço e em seguida temperá-lo. Em geral procura-se atingir 0,90% C, o equivalente a um aço 1090, por exemplo. A alta temperatura e o tempo de permanência em que faz-se a cementação permite uma melhor solubilização do carbono no aço. Normalmente se faz na região de austenitização de 900°C, mas pode variar entre 800°C e 1050°C.

A difusão do carbono ocorre de forma rápida e depois se reduz com a penetração no material. O teor de carbono inicial do aço, o coeficiente de difusão do carbono, a temperatura e o tempo de permanência na temperatura de austenitização, concentração de carbono na austenita, natureza do agente carbonetante CO e CN₄ e a velocidade do fluxo de gás são os fatores que influenciam na velocidade de enriquecimento do carbono na superfície. Os processos de cementação operam-se por via sólida, gasosa ou líquida.

2.5.2 - Nitretação

Neste processo de endurecimento superficial introduz-se nitrogênio até uma certa profundidade no aço da ordem de 102μm em temperatura inferior à temperatura crítica, em torno de 500° e 575°C em ambiente nitrogenoso. O fato de não necessitar de tratamento térmico posterior diminui o risco de ocorrência de distorções e empenamentos.

A nitretação objetiva conseguir uma elevada dureza superficial com aumento de resistências ao desgaste, à corrosão e à fadiga além de melhorar a resistência superficial ao calor. No caso de resistência a fadiga, isto ocorre porque o processo introduz tensões residuais compressivas na superfície que diminui a incidência de microtrincas superficiais, além da camada nitretada possuir elevada resistência

mecânica, diminuindo a ocorrência de início de processo de fratura por fadiga (CHIAVERINI, 1990).

A camada nitretada é formada, basicamente, por duas regiões distintas. A camada mais externa é chamada de camada composta mostrada na Figura 2.11, é formada por nitretos γ -Fe₄N e ϵ -Fe₂₋₃N. Após a preparação metalográfica, os nitretos γ e ϵ formam, na superfície do aço, uma região de cor branca, e por isso a camada composta é conhecida também como camada branca. Abaixo dessa camada forma-se a zona de difusão, onde o nitrogênio se encontra na forma intersticial, ou na forma de nitretos de ferro, ou de elemento de liga finamente disperso (EDENHOFER, 1974).

Há três tipos de nitretação: gasosa, líquida ou a plasma, esta última de maior interesse para este trabalho, que é a nitretação a plasma, e que é discutida com mais detalhes na seção seguinte.

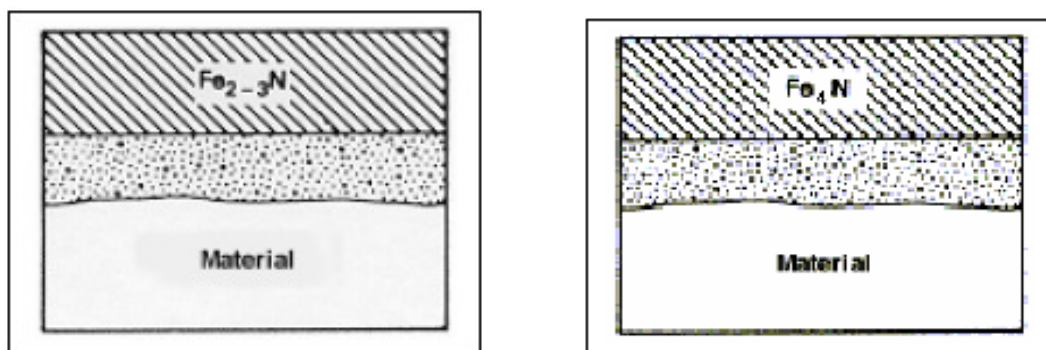


Figura 2.11 - Representação das camadas obtidas na Nitretação, (a) Camada ϵ + Camada de difusão, (b) Camada γ + Camada de difusão (adaptada de ASM COMITEE ON NITRING, 1986).

2.5.3 - Nitretação a Plasma

Apesar do processo de nitretação por plasma ter sido desenvolvido em 1932, somente recentemente tem sido aplicado em grande escala. Aparentemente, a nova técnica apresenta como resultado melhores propriedades de resistência ao desgaste e de resistência à fadiga do que nos processos de nitretação convencionais.

A nitretação a plasma é um tratamento termoquímico que tem sido usado para melhorar diversas propriedades químicas e físicas dos aços, como corrosão, resistência ao desgaste, endurecimento de superfícies e vida em fadiga. Por muitos anos a maior

aplicação da nitretação a plasma foi aumentar a resistência ao desgaste de componentes de máquinas. Recentemente devido aos aspectos ambientais o processo tem sido agora aplicado em muitos componentes estruturais onde a corrosão e a resistência à fadiga desempenha um importante papel (ABDALLA, 2010).

No processo de nitretação por plasma reativo, trabalha-se na região da descarga anormal, aplicando-se uma voltagem da ordem de 500V a 1000V, entre dois eletrodos. A corrente é transportada pelo gás nitrogênio sob baixa pressão (133 a 1.330 MPa), sujeito a tensões elétricas conforme já mencionado e sob fluxo constante de uma mistura gasosa N_2/H_2 . A peça a ser nitretada, geralmente, é ligada ao catodo, sendo aquecida pelo bombardeamento das moléculas e dos íons a temperaturas suficientes para provocar a difusão dos átomos de nitrogênio na rede. Uma série de complexas reações químicas na interface sólido-plasma que ainda não são perfeitamente conhecidas, permitem a formação da camada nitretada (SPALVINS, 1987).

Plasmas são gases ionizados com elétrons livres, íons e neutrons excitados. Segundo Chapman (1980), plasma é “um gás parcialmente ionizado, constituído de igual número de cargas positivas e negativas, além de um grande número de espécies neutras”. Isto significa dizer que uma fração dos átomos e moléculas é ionizada e que estes íons, átomos e moléculas, coexistem na câmara de plasma.

Segundo Sirin (2007), nitretação a plasma ou ionitretação é um método de endurecimento superficial usando tecnologia de descarga incandescente (descarga luminosa) de corrente contínua para introduzir nitrogênio elementar na superfície do componente de metal para posterior difusão no material. Os íons positivos de nitrogênio são atraídos para o componente e, ao chocarem com a superfície, aquecem o componente a temperaturas em torno de 315°C até a difusão do nitrogênio. A camada nitretada é formada de forma rápida, compacta e uniforme com melhor controle da espessura e da profundidade de difusão (SIRIN, 2007).

A obtenção de uma descarga elétrica luminescente pode ser realizada de modo simples, bastando aplicar uma diferença de potencial entre dois eletrodos situados em um meio gasoso, sob baixa pressão. Os elétrons acelerados pelo campo elétrico darão início a processos de colisões, com partículas neutras do gás (átomos e moléculas), promovendo sua ionização. A ionização do gás origina uma descarga elétrica de

aspecto brilhante, o que caracteriza a formação do plasma. No tratamento superficial de nitretação, o gás utilizado geralmente consiste de uma mistura de nitrogênio e de hidrogênio (CHAPMAN, 1980).

As partículas carregadas são responsáveis pelo campo de energia eletromagnética externa e pelo transporte de energia. As propriedades do fluido são aumentadas pelas partículas posicionadas internamente aos campos magnéticos e elétricos, resultando em efeitos coletivos como fluxos, ondas, instabilidades e auto-organização. A energia interna é composta de energia térmica, elétrica, magnética e campos de radiação, cuja magnitude relativa permite o estado plasma existir. Cada amostra pode ter distribuição de energia independente, não necessariamente em equilíbrio com outras amostras. Quando materiais são expostos ao plasma, uma variedade de transformações físicas, químicas e metalúrgica tomam lugar no material (CHAPMAN, 1980).

2.5.3.1 - Descarga elétrica luminescente anormal

A descarga elétrica na nitretação é produzida pela aplicação de uma diferença de potencial elétrico entre dois eletrodos na presença de um gás e sob baixa pressão. Em função da relação entre a tensão aplicada e a corrente gerada no plasma, observam-se propriedades específicas para a descarga, conforme o diagrama apresentado na Figura 2.12 (EDENHOFER, 1974).

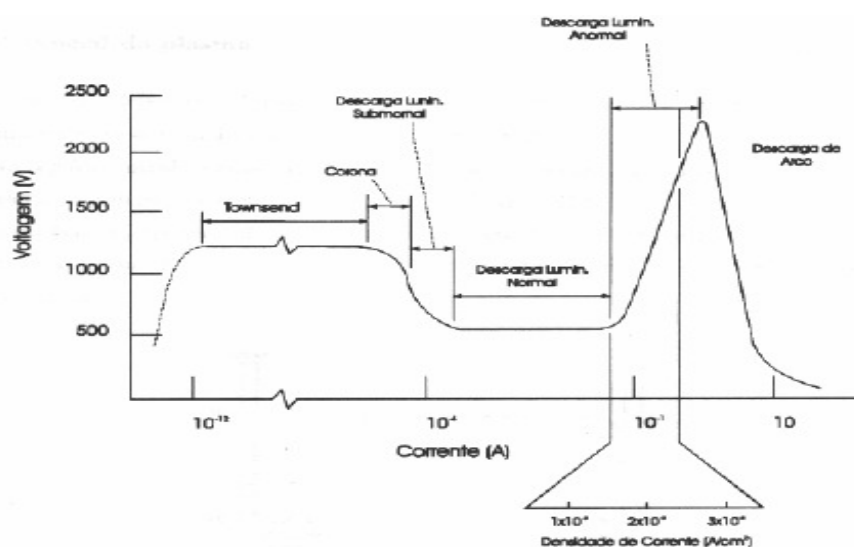


Figura 2.12 - Representação corrente-voltagem na descarga elétrica (adaptada de CHAPMAN, 1980)

Por serem correntes muito fracas, e conseqüentemente não envolverem todo o catodo, as descargas de Townsend e Corona não são adequadas à nitretação de metais (EDENHOFER, 1974). A região luminescente anormal é onde a voltagem e a corrente aumentam simultaneamente e o catodo (amostra) é completamente envolto pela descarga formando por isto uma camada mais uniforme (EDENHOFER, 1974).

Na região anormal, a corrente total alcança valores elevados, de modo que qualquer aumento localizado da densidade de corrente poderá resultar num aumento da concentração de elétrons dando origem a uma descarga de arco localizada, que poderá causar pequenos danos localizados na peça. A descarga de arco pode ser evitada pela utilização de uma descarga pulsada (CHAPMAN, 1980; SPALVINS, 1987).

Na distribuição de potencial para uma descarga luminescente anormal, o catodo (amostra) é colocado em um potencial negativo e o anodo em um potencial zero (ligado ao terra). Em geral, podem ser observadas três regiões distintas: a região catódica, a região luminescente e a região anódica, conforme apresentado na Figura 2.13.

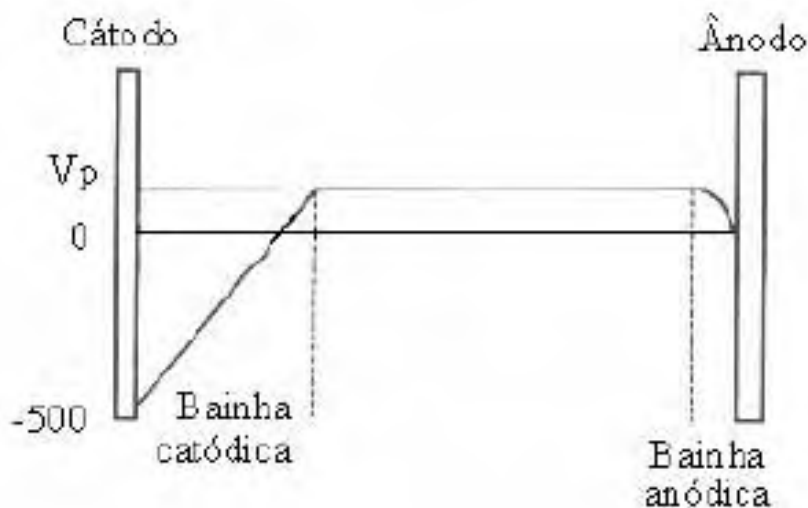


Figura 2.13 - Distribuição de potencial na descarga de corrente contínua (adaptada de CHAPMAN, 1980).

Devido ao campo elétrico muito forte na região catódica, os íons provenientes da região luminescente são acelerados em direção ao catodo, colidem com ele e causam a emissão de elétrons secundários que são acelerados em direção à região

luminescente. Desta maneira, adquirem energia necessária para causar ionizações, dissociações ou excitações de átomos e moléculas. Em razão dessa energia dos elétrons, a secção de choque elétron-molécula é pequena e ocorrem poucas colisões. Por esta razão a bainha catódica é escura quando comparada com a região luminescente (CHAPMAN, 1980).

Na região luminescente central, ocorre a maior parte das reações de ionização no plasma, devido à grande quantidade de elétrons secundários provenientes da bainha catódica. Nessa região o gás ionizado é uma mistura neutra de elétrons, íons e partículas neutras tendo uma distribuição uniforme de cargas positivas e negativas tornando o campo elétrico nulo e, portanto, o potencial do plasma (V_p) nesta região é aproximadamente constante e da ordem de 10V (EGERT, 1999).

Na região anódica, o potencial decresce de V_p até zero. Da mesma forma que nas proximidades do catodo existe uma região com características específicas, na região do anodo existe uma região denominada de anódica. Mas, neste caso, a diferença de potencial é menor do que na região catódica, contribuindo muito pouco para manutenção da descarga (EGERT, 1999).

É na região luminescente que se formam as espécies químicas reativas que, provavelmente, estão envolvidas no processo de nitretação. Os principais responsáveis pela criação destas espécies são os elétrons que, pela ação do campo elétrico aplicado, possuem energia suficiente para provocar uma série de processos colisionais com átomos e moléculas (CHAPMAN, 1980).

Durante o processo de nitretação a plasma, a reação não ocorre somente na superfície, mas também na subsuperfície devido à capacidade de difusão dos átomos de nitrogênio da superfície em direção ao centro. A difusão do nitrogênio na superfície do aço é combinada com elementos de liga para formar uma fina dispersão de ligas nítricas. Como resultado são formadas finas camadas de nitreto de ferro que consistem de fases intermetálicas γ - Fe_4N e/ou ϵ - $\text{Fe}_{2,3}\text{N}$, chamadas “camadas brancas” porque não reagem com ataques químicos de solução alcoólica de ácido nítrico, junto com uma relativamente grossa e forte zona de difusão na subsuperfície do componente de ação, que reduz gradualmente a dureza e a concentração de nitrogênio em direção ao centro, resultando numa difusa interface entre a capa e o centro (SIRIN, 2007).

A dureza e a profundidade da camada de difusão dependem principalmente da quantidade de elementos de nitretos formado no aço, do tempo e da temperatura do tratamento do processo de nitretação, da composição específica do gás usado e da microestrutura do material que está sendo nitretado (ROBINO; INAL, 1983).

A nitretação a plasma tem despertado grande interesse industrial devido a penetração mais rápida do nitrogênio, menor tempo de tratamento, baixa temperatura de processo, mínima deformação das peças tratadas, limpeza do processo e da peça, uso de baixa energia, e mais fácil controle da composição e difusão da camada formada, não formação de resíduos poluentes, conforto do operador, tendo como desvantagem os elevados custos de instalação de um equipamento de nitretação por plasma comparado ao processo convencional (SPALVINS, 1987).

2.5.3.2 – Reações do plasma com a superfície

Com a queda de potencial na região catódica, os íons são acelerados fortemente em direção ao catodo, adquirindo assim, energia suficiente para causar modificações na sua superfície. Ao colidirem com o catodo, uma parte da energia do íon ou das partículas neutras é convertida em calor. A outra parte poderá ser usada em outros processos, como observado na Figura 2.14 (CHAPMAN, 1980).

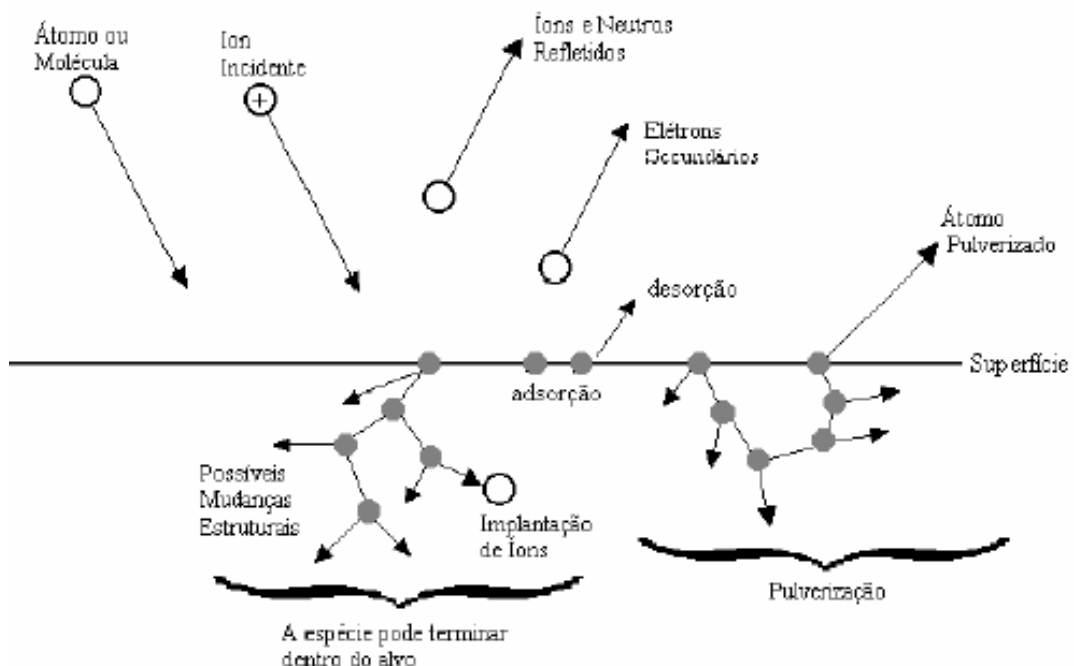


Figura 2.14 – Interações das espécies do plasma com a superfície de tratamento (adaptada de CHAPMAN, 1980).

As interações são: reflexão ou neutralização de íons, pulverização ou ejeção de íons, emissão de elétrons do alvo (elétrons secundários), implantação de íons na amostra, rearranjo estrutural da camada superficial, adsorção ou retenção temporária das partículas na superfície do catodo e desorção. Essas interações permitem a formação de uma camada superficial diferente do substrato que, no caso da nitretação dos materiais ferrosos, consiste de nitretos que são decisivos na determinação das características de desgaste e corrosão (EGERT, 1999).

Apesar das recentes aplicações comerciais da nitretação por plasma, ainda não se conhecem exatamente quais os processos físico-químicos que ocorrem e possam estar envolvidos no plasma, porém já existem diversas propostas como as de Edenhofer (1974), Kuwahara (1992) dentre outros.

Atualmente, o que se conhece são os efeitos microestruturais produzidos no material após tratamento. O mecanismo da nitretação gasosa é explicado pela dissociação da amônia, seguida pela absorção gasosa do nitrogênio na forma atômica e pela difusão intersticial. Entretanto, esse mecanismo não explica a formação e a cinética de crescimento da camada nitretada no tratamento por plasma (EGERT, 1999).

2.5.4 - Nitrocarbonetação a Plasma

Este processo ocorre em atmosfera carbonetante onde se encontra uma mistura endotérmica de gases, gás natural ou metano CH_4 gases nitrogênio e hidrogênio, da mesma forma como na nitretação a plasma já comentado em item anterior.

O processo ocorre em temperaturas em torno de 400°C a 700°C , onde se conseguem camadas com espessura variando de 5 a 100 μm . O aumento da temperatura, da pressão e da concentração gasosa influenciarão na espessura da camada, na dureza e na sua composição. Em temperaturas mais altas atingem-se espessuras maiores num período de tempo menor. Neste processo, além dos nitretos, há também a formação de carbonetos.

2.6 – CONSIDERAÇÕES SOBRE CORROSÃO

Os materiais e suas ligas sofrem deterioração em função de reações químicas ou eletroquímicas entre eles e o meio em que estão imersos. A corrosão pode ser conceituada sob os aspectos termodinâmico, químico ou eletroquímico.

Sob o aspecto termodinâmico, é consequência da tendência natural dos metais de voltarem ao estado inicial na natureza em que possuía estado energético mais baixo; sob aspecto químico é a destruição provocada pela ação do meio em que está imerso (PERES, 1996; GENTIL, 1970).

Sob o aspecto eletroquímico a corrosão é provocada por corrente contínua gerada pelo próprio sistema, conhecida como corrente galvânica, ou por fonte externa chamada corrosão eletrolítica. As condições para que ocorra são: existência de material que se corroe (ânodo); existir uma causa (catodo); existência de um meio contínuo (eletrólito) e condutor para o fluxo de elétrons entre ânodo e catodo. Se uma dessas condições faltar cessará a corrosão (PERES, 1996; GENTIL, 1970).

2.6.1 – Tipos de corrosão

Os principais tipos de corrosão são: corrosão atmosférica, corrosão galvânica, uniforme, localizada, sob tensão, por frestas ou fissuras e fragilização por hidrogênio.

Existem vários tipos de atmosferas em função da umidade, sais e impurezas. Os principais grupos são: industrial (rica em óxidos de enxofre), marinha (rica em cloreto de sódio), urbana e rural (GRUNDIG, 1971).

A galvânica ocorre quando dois metais imersos num eletrólito geram uma diferença de potencial entre eles e, quando ligados por um condutor, geram um fluxo de elétrons sendo o metal de maior potencial corroído mais rapidamente e o de menor potencial mais lentamente (PERES, 1996).

A uniforme consiste em um ataque uniforme sobre toda a superfície exposta ao meio corrosivo diminuindo a espessura e o peso do material permitindo, entretanto, que se estime o tempo de vida do componente.

A localizada pode se apresentar por **pites** de corrosão de forma muito intensa; intergranular só detectada por raios-X ou ultra-som que só é percebida visualmente em estado muito avançado (GRUNDIG, 1971; PERES, 1996; GENTIL, 1970).

A corrosão sob tensão ocorre quando estão presentes tensões residuais ou de serviço em meio corrosivo, fazendo com que o componente falhe em tensões inferiores às de projeto ou de escoamento (SOUZA, 1998).

A corrosão em frestas ou fissuras ocorre em chapas rebitadas, soldas com defeito, em contato de metal com não-metal ou metal com metal. Surge como consequência de soluções que penetram nas fissuras (GRUNDIG, 1971).

A fragilização por hidrogênio ocorre pela difusão do hidrogênio atômico através do aço e outros metais penetrando nos vazios da estrutura cristalina e formando bolhas de hidrogênio molecular exercendo imensa pressão que pode chegar a centenas de atmosferas rompendo o material. O hidrogênio atômico forma hidretos frágeis ou reage com as discordâncias dificultando o seu movimento quando o material for tensionado (PERES, 1996).

2.6.2 – Proteção contra a corrosão

Os métodos mais comuns de proteção são as coberturas metálicas, revestimentos orgânicos, inorgânicos, inibidores, proteção catódica e medidas preventivas de projeto. As metálicas consistem em recobrir o componente com camada de metal que pode ser feito por banho fundido, eletrodeposição, **spray** ou redução química (PERES, 1996).

2.7 – CONSIDERAÇÕES SOBRE DESGASTE.

2.7.1 - Contatos mecânicos entre superfícies

Segundo Johnson (1985), os contatos podem ser conformes ou não conformes.

Um contato é conforme quando as superfícies dos dois corpos encaixam-se perfeitamente com pouca ou nenhuma deformação. Corpos que apresentam perfis de superfícies diferenciados são ditos como contatos não-conformes.

Quando tais superfícies são colocadas em contato, num primeiro instante, não tendo deformação das superfícies, tem-se um contato pontual. A Figura 2.13 apresenta esses contatos.

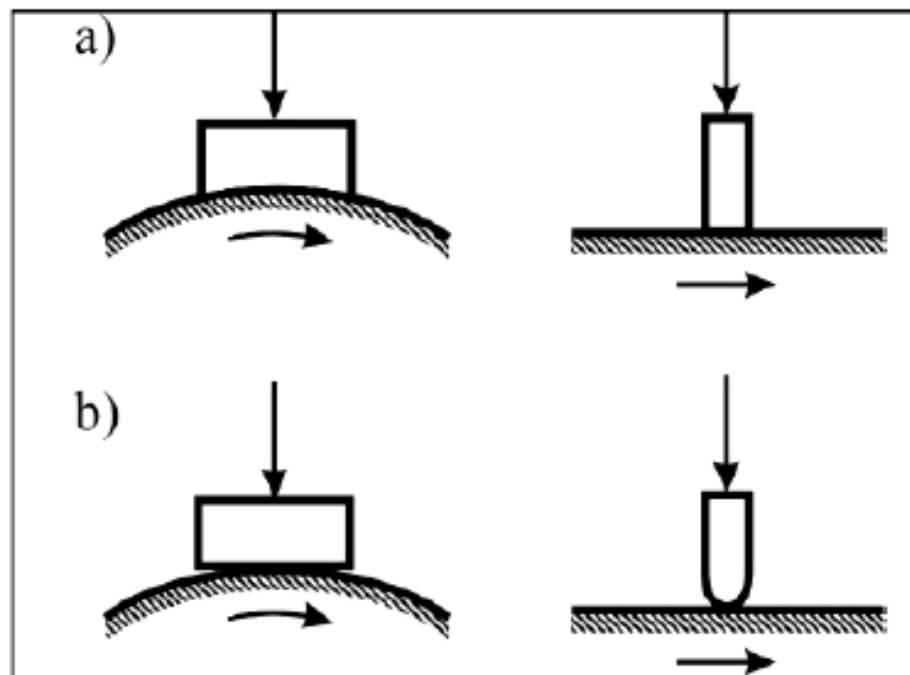


Figura 2.15 – Contatos mecânicos entre superfícies. a) contatos conformes; b) contatos não-conformes (adaptada de CAMPANHA, 2008; RADI, 2008).

No entanto, independente do tipo de contato, quando uma ou ambas as superfícies são recobertas por um revestimento, quatro parâmetros principais podem controlar o comportamento tribológico. Esses parâmetros estão relacionados à dureza do revestimento, do substrato, espessura do revestimento, rugosidade e tamanho das partículas arrancadas (terceiro corpo) presentes no contato (RADI, 2008).

No contato entre superfícies recobertas com revestimentos ou revestimentos podem ocorrer diversos mecanismos que influenciam diretamente os fenômenos tribológicos (RADI, 2008; JOHNSON, 1985). Dentre esses fenômenos citam-se: dureza do revestimento, rugosidade e escombros (terceiro corpo) (RADI, 2008; JOHNSON, 1985).

2.7.2 - Desgaste

O desgaste de materiais estuda as superfícies interagindo através dos movimentos em suas relações microestruturais. O desgaste é o dano de uma superfície com perda de

material devido ao movimento relativo entre aquela superfície e outra superfície ou substâncias em contato com ela predominantemente por ações mecânicas (RADI, 2008; ASM HANDBOOK, 1985).

São muitos os fatores que influenciam no processo de desgaste de um material: composição, módulo de elasticidade, dureza, condutividade térmica, forma, carregamento, contaminação, umidade, lubrificante e presença ou ausência de desgaste interno. A metalurgia do pó tem contribuído com materiais resistentes ao desgaste para a fabricação de ferramentas de corte, ferramenta de mineração e outros. Têm sido muito usados o carbetto de tungstênio-cobalto, carbetto de tungstênio-níquel, carbetto de tântalo, de titânio, nióbio e cromo (ASM HANDBOOK, 1995).

Os principais tipos de desgaste são o adesivo, abrasivo, por fadiga e corrosivo.

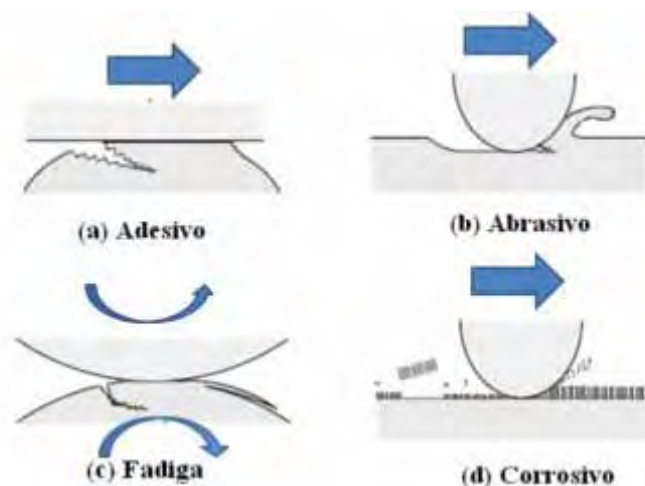


Figura 2.16 – Modos de desgaste (adaptada de RADI, 2008).

O desgaste adesivo ocorre quando corpos em contato formam junções que quando se rompem pelo movimento relativo das superfícies provocam a remoção de material de uma delas ou ambas (SARKAR, 1980). O desgaste por adesão pode ser definido como o caldeamento (soldagem frio) de pontos de contato entre superfícies. As junções das superfícies quando submetidas a um movimento relativo de escorregamento podem ser rompidas. O local de rompimento dependerá das condições superficiais, distribuição de temperatura, características de encruamento, geometria local e distribuição de tensões.

Destes modos de desgaste o maior responsável por danos superficiais é o desgaste por escorregamento (RADI, 2008).

O abrasivo é a perda de material devido ao movimento relativo entre duas ou mais superfícies. Há três categorias de abrasão: por riscamento ou a baixas tensões, moagem ou altas tensões e goivagem ou sulcamento. Uma outra forma de classificar o abrasivo é por abrasão de dois corpos quando uma ou mais partículas duras são atritadas contra uma superfície escavando-a, e por três corpos, quando partículas duras são aprisionadas entre duas superfícies que deslizam entre si (SARKAR, 1980; RADI, 2008).

O corrosivo quando ocorre interação mecânica com um fluido, fluido multicomponente ou impacto de partículas sólidas ou líquidas (ASM HANDBOOK, 1995). Essa forma de desgaste ocorre quando o ambiente que envolve a superfície de escorregamento interage quimicamente com ela. Se o produto da reação é raspado da superfície ocorre o desgaste corrosivo (RADI, 2008).

O desgaste por fadiga decorre do carregamento dinâmico de superfícies conformes. Esse carregamento resulta no acúmulo de tensão e deformações plásticas, que após um número finito de ciclos podem conduzir ao nucleamento de uma trinca (RADI, 2008).

2.7.3 – Quantificação do desgaste

Existem vários testes para avaliar o desgaste de acordo com o tipo de desgaste que se deseja quantificar. A seguir, exemplifica-se o tipo de desgaste por esfera e disco, utilizado neste trabalho. No ensaio de desgaste a equação utilizada é a de Archard ($h = d^2 / 8R$) onde h está mostrado na Figura 2.17 (PINTO, 2004; JONHSON, 1985).

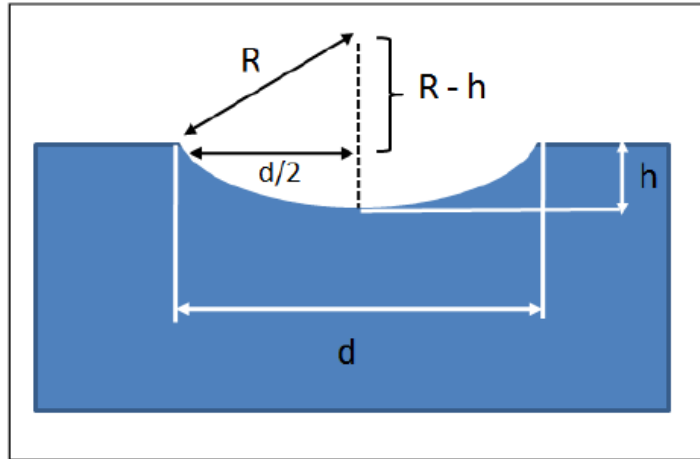


Figura 2.17 - Modelo de perda de volume (adaptada de PINTO, 2004).

Esta equação considera que o material a ser perdido está relacionado com a forma e tamanho da área de contato nas asperezas. Conforme a dureza das interfaces em contato pode ocorrer desgaste da esfera, do disco ou em ambas as superfícies. Segundo a ASTM G99 (2000) as medidas de desgaste devem ser representadas como o volume perdido em milímetros cúbicos para esfera e para disco. O volume da calota esférica é dado por:

$$V_p = \frac{\pi}{3} h^2 (3R - h)$$

onde R é o raio da esfera e h a altura. Como:

$$\left(\frac{d}{2}\right)^2 + (R - h)^2 = R^2$$

então:

$$\frac{d^2}{4R} - 2h + \frac{h^2}{R} = 0$$

Se $R \gg h$, tem-se:

$$h = \frac{d^2}{8R}$$

Deduz-se então que:

$$V = \frac{\pi d^4}{64R}$$

Como a taxa de desgaste (Q) é dada pela equação:

$$Q = \frac{V}{L}$$

Tem-se que:

$$Q = \frac{(\pi d)^4}{64(RL)}$$

onde L é a distância em milímetros percorrida pelo raio R (mm) da esfera e a unidade da taxa de desgaste é dada em mm^3 / m .

O coeficiente de desgaste (K) é dado pela fórmula:

$$K = \frac{Q}{F_N}$$

onde F_N é a força normal aplicada à superfície. O coeficiente de desgaste é dado em $\text{mm}^3 / \text{N.m}$ (PINTO, 2004).

2.8 – CONSIDERAÇÕES SOBRE IMPACTO

O ensaio de impacto Charpy convencional é um ensaio consagrado no meio científicos e industriais, tendo como função determinar a quantidade de energia total absorvida para causar a fratura completa do corpo-de-prova entalhado (ASTM E-23). Entretanto, a energia absorvida não é aceita como um indicador quantitativo da resistência à fratura do material. Assim, pela instrumentação de um ensaio Charpy é possível obter uma maior quantidade de informações sobre a matéria (TOKIMATSU, 1998).

O efeito mais notável de um entalhe em um ensaio de tração, ou outro ensaio mecânico, é que ele aumenta a temperatura na qual a fratura pode ocorrer por clivagem. Diversos ensaios tecnológicos foram desenvolvidos para determinar a transição da fratura frágil para dúctil nos aços. Um desse, contudo, se destaca por sua simplicidade e aceitação quase universal: o ensaio de impacto Charpy com corpo-de-prova dotado de entalhe em V (REED-HILL, 1982).

O corpo-de-prova Charpy Figura 2.18, possui uma seção reta quadrada (de 10 X 10 mm) e contém um entalhe em V com 45° de abertura e 2 mm de profundidade, cujo raio da raiz é de 0,25 mm. A amostra é apoiada com uma viga em posição horizontal e carregado do lado oposto ao do entalhe pelo impacto de um pêndulo pesado, que atinge com uma velocidade de aproximadamente 5m / s.

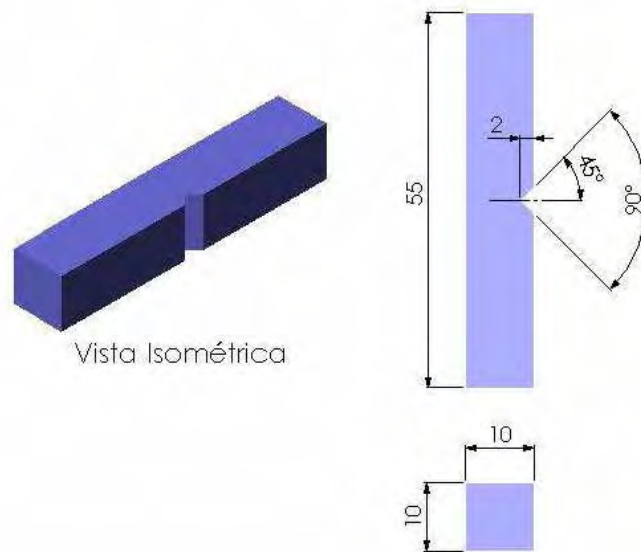


Figura 2.18 – Dimensões dos corpos-de-prova para ensaio de impacto (dimensões em mm) ASTM A370 (adaptada de ELISEI, 2008)

O corpo-de-prova é forçado a se dobrar e fraturar a uma elevada taxa de deformação, da ordem de 10^3 s^{-1} . A principal medida obtida de um ensaio de impacto é a energia absorvida para fratura da amostra. Após quebrar o corpo-de-prova, o pêndulo sobe até uma altura que decresce à medida que a energia absorvida pela fratura aumenta (DIETER, 1988). Como o martelo sempre cai da mesma altura, ele possui uma energia fixa quando golpeia o corpo-de-prova, geralmente da ordem de 270J. Se a fratura for completamente dúctil, a energia gasta será alta, enquanto que, para fratura totalmente frágil, a energia gasta será pequena. Esse ensaio é um método simples de acompanhar a mudança do tipo de fratura de um aço em função da temperatura, mostrando a transição do comportamento dúctil para frágil (REED-HILL, 1982).

Uma outra medida importante obtida pelo ensaio de Charpy refere-se à observação da superfície da fratura para determinar se a fratura é fibrosa (fratura cisalhante), granular (fratura por clivagem) ou uma mistura das duas. A superfície facetada da fratura por clivagem possui elevada refletividade e aparência brilhante, enquanto que a superfície da fratura dúctil fibrosa (composta de pequeníssimas cavidades, **dimples**) absorve a luz incidente tendo, como consequência, aparência escura (DIETER, 1988).

Uma terceira medida que é feita pelo ensaio Charpy é a ductilidade, como é indicado pela percentagem de contração do corpo-de-prova no entalhe. O ensaio é

utilizado com o intuito de comparar a influência de elementos de liga e tratamentos térmicos na tenacidade ao entalhe, sendo usado frequentemente para controle de qualidade e testes de aceitação de materiais (DIETER, 1988).

A importância do ensaio de impacto Charpy reside no fato de que ele reproduz a transformação dúctil-frágil do aço, para temperaturas aproximadamente no mesmo intervalo das observadas em estruturas reais. Um segundo modo de definir a temperatura de transição utiliza o critério da energia média, isto é, a temperatura na qual a energia absorvida cai para metade da diferença entre a energia necessária para fratura completamente dúctil e fratura completamente frágil da amostra. A temperatura na qual um corpo-de-prova Charpy rompe com uma energia fixa, geralmente 20J ou 27J, é também largamente empregada como temperatura de transição (REED-HILL, 1982).

De uma outra maneira os critérios estão apresentados na Figura 2.19. O mais simples e mais seguro é estabelecer a temperatura do patamar superior da curva de energia, com 100% de fratura fibrosa (ausência de clivagem). Este é o ponto representado por T_1 na Figura 2.19. O critério é denominado **FTP (Fracture Transition Plastic)** ou transição para fratura plástica. Esse critério usa uma larga margem de segurança o que o torna impraticável para muitas aplicações (ELISEI, 2008).

Um critério menos rígido define a temperatura de transição, T_2 , para 50% de fratura dúctil (ou frágil). A temperatura T_2 é denominada temperatura de transição de aparência de fratura **FATT (Fracture Appearance Transition Temperature)**. Observações têm mostrado que para níveis de fratura por clivagem menores que 70%, a probabilidade da falha ocorrer em temperaturas iguais ou superiores a FATT é muito pequena, para tensões não superiores à metade do valor de escoamento. Uma outra aproximação para a temperatura de transição T_3 é a média entre os valores do patamar superior e inferior (SOUZA, 1982; ELISEI, 2008)

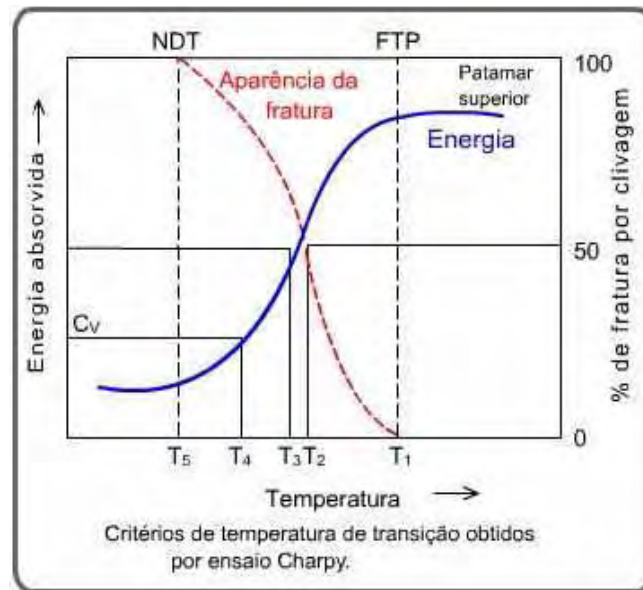


Figura 2.19 – Critérios de temperatura de transição - ensaio Charpy (adaptada de ELISEI, 2008)

Outro critério é a temperatura de transição de ductilidade T_4 associada com um valor arbitrário de energia absorvida CV, estabelecido com base na experiência de ensaios Charpy. Como exemplo, esse valor de energia foi fixado em 2,1 kgf.m para aços de baixa resistência, com base em inúmeros testes realizados com chapas para navios durante a Segunda Guerra. Isso significava que a fratura frágil não começaria se a energia absorvida tivesse o citado valor, na temperatura de ensaio. A temperatura de transição correspondente é um critério aceitável; entretanto, o valor da energia especificado no exemplo não tem significado para outros materiais (SOUZA, 1982; ELISEI, 2008).

Por último, um critério mais acurado é fixar a temperatura de transição, T_5 , como sendo aquela na qual a fratura ocorre com 100% por clivagem. Essa referência é conhecida como a temperatura de ductilidade nula **NDT (Nil Ductility Temperature)**. Este ponto corresponde ao início de fratura praticamente sem nenhuma deformação plástica prévia. A probabilidade de fratura dúctil abaixo dessa temperatura é zero (SOUZA, 1982; ELISEI, 2008).

Apesar de vários fatores influenciarem o modo de fratura dos materiais, a temperatura é um dos fatores que têm grande influência. Para materiais puros, a

transição dúctil-frágil deve ocorrer a uma temperatura determinada. Porém, para muitos materiais essa transição ocorre em uma ampla faixa de temperaturas e depende da composição específica de cada material (ELISEI, 2008).

2.9 - CONSIDERAÇÕES SOBRE FLUÊNCIA

2.9.1 -Aspectos gerais da fluência em metais

Sob certas condições, um metal pode apresentar um efeito chamado superplasticidade. Quando isto ocorre, o alongamento em um ensaio de tração simples se torna extraordinariamente grande, podendo atingir cerca de 100%. Quase toda esta deformação se desenvolve durante a estrição, de modo que a superplasticidade é um fenômeno primariamente associado a estrição. Entretanto, num ensaio de tração normal à zona estrita tende a ser altamente localizada, porém quando um metal se deforma superplasticamente, a região estrita atinge todo comprimento do corpo-de-prova. Uma condição para que isto aconteça é a velocidade de deformação que varia ao longo do comprimento e é uma função inversa da área da seção transversal (REED-HILL, 1982).

Há várias condições experimentais que favorecem a superplasticidade. Normalmente, ela é observada em temperaturas elevadas e é também uma função da velocidade de deformação, ocorrendo dentro de um certo intervalo de velocidade de deformação, a uma dada temperatura. Finalmente, está basicamente associada a metais de estrutura muito fina. Isso significa ou um tamanho de grão muito pequeno ($<10\mu\text{m}$) ou uma estrutura bifásica, como um eutético, de pequeno espaçamento entre as fases. O fato de que a tensão de deformação plástica contém um componente termicamente ativado implica que a deformação plástica pode ocorrer quando tanto a temperatura quanto a tensão são mantidas constantes. A deformação progressiva que ocorre nestas condições é conhecida como “*fluência*” (REED-HILL, 1982).

A deformação por fluência (sob tensão constante) é possível em qualquer temperatura acima de zero absoluto; entretanto, como ela depende da ativação térmica, é extremamente sensível à temperatura. Como resultado, quanto maior a temperatura mais importante se torna o fenômeno da fluência. Assim, a fluência não é, em geral

considerada quando o aço é aplicado na construção de pontes, navios ou outras grandes estruturas usadas à temperatura ambiente, e o projeto nesse caso baseia-se fundamentalmente na teoria da elasticidade. No entanto, peças de aço para uso em temperaturas elevadas (acima de 500°C) são projetadas considerando-se o fato de que se deformarão lentamente sob carga (REED-HILL, 1982). De uma maneira geral, a fluência atinge significância na engenharia para temperaturas homólogas (relação entre a temperatura de trabalho e a temperatura de fusão do material) superiores a 0,5 (DIETER, 1988).

As duas normas mais comuns de utilização da taxa mínima de fluência de maior importância para projetos de engenharia são: a) tensão necessária para produzir uma taxa de fluência de 1% em 10.000 horas, b) tensão para produzir uma taxa de fluência de 1% em 100.000 horas. O primeiro critério é mais típico de utilização em ligas para motores a jato, enquanto o último é utilizado para turbinas a vapor e equipamentos similares (DIETER, 1988).

Durante longo tempo as principais aplicações em altas temperaturas estiveram associadas com a instalação de máquinas a vapor, refinarias de petróleo e indústrias química. A temperatura de operação em equipamentos, tais como caldeiras, turbinas a vapor e unidades de craqueamento de petróleo, raramente excedia 550°C. Com a introdução da turbina a gás foram necessários desenvolvimentos que permitissem a operação de componentes criticamente tensionados, como as palhetas de turbina, a temperatura de cerca de 800°C. Os projetos de máquinas de maiores potências estenderam este limite para cerca de 925°C. Os foguetes e as ogivas e projéteis balísticos apresentam problemas muito maiores que só podem ser resolvidos pelo uso otimizado dos materiais de altas temperaturas disponíveis e através do desenvolvimento de outros ainda melhores (DIETER, 1988).

A importância técnica do fenômeno e da fratura por fluência tornou-se evidente a partir da metade do século, sendo reconhecida como um dos maiores problemas da área industrial devido ao crescente nível de exigência das condições de operação empregados em usinas de força, instalações químicas e em componentes estruturais desenvolvidos junto às indústrias aeroespaciais. De uma forma geral, em condições reais de serviço, os componentes operam em regime complexo de tensão e temperatura

podendo atingir condições de carga e temperatura variáveis, sendo projetados para tempos de serviços da ordem de 10.000 a 250.000 horas. Entretanto, a nível laboratorial, os ensaios de fluência são realizados por períodos mais curtos de tempo, indicando a necessidade de técnicas de extrapolação dos resultados obtidos para situações reais de trabalho (EYLON, 1984; EVANS, 1993).

De acordo com McLean (1966), o interesse tecnológico em aplicações práticas restringe-se ao intervalo de $(0,3-0,8) T_f$, onde T_f corresponde à temperatura absoluta de fusão do metal base. De uma forma geral, o comportamento dos metais em alta temperatura está intimamente relacionado com a presença de imperfeições cristalinas, devido à maior mobilidade atômica, e consequentemente, aos processos que envolvem o fenômeno da difusão. Temperaturas elevadas aumentam a capacidade de movimentação de discordâncias e podem ativar outros mecanismos responsáveis pelo processo de deformação, como a possibilidade de operação de novos sistemas de deslizamento e a deformação localizada ao longo dos contornos granulares.

As condições ambientais, a exemplo dos meios agressivos, exercem uma forte influência na grande maioria dos metais e ligas, principalmente quando conjugadas com os processos que envolvem instabilidades metalúrgicas, conduzindo um componente estrutural a uma possível falha de forma prematura.

2.9.2 – Os estágios primário e secundário e a curva normal de fluência

Um metal policristalino, quando submetido a um carregamento uniaxial em tração à temperatura e carga constantes, exibe uma curva deformação (ϵ) x tempo (t) caracterizada fenomenologicamente por três regiões distintas, fortemente dependente das condições de tensão e temperatura. A Figura 2.18, define a configuração da curva normal de fluência, e as regiões primária, secundária e terciária, com ϵ_0 , $\dot{\epsilon}_s$, ϵ_f e t_f correspondendo, respectivamente, à deformação instantânea, à taxa estacionária, à deformação final e ao tempo de fratura.

Em princípio, após a aplicação da carga em determinado nível de temperatura, o material geralmente apresenta uma deformação instantânea ϵ_0 , dando origem ao estágio primário ou transiente, no qual a taxa de fluência decresce com o tempo, e

posteriormente atingindo um período de estado estacionário, em que a taxa permanece aproximadamente constante. A continuidade do processo induz a um estágio terciário, com o aumento da velocidade de fluência conduzindo o material a um processo de fratura (JUVINALL,1967).

A formação de configurações estáveis ao longo do processo de fluência conduz a um segmento estacionário onde a taxa de encruamento é equilibrada dinamicamente pela taxa de recuperação levando a um conceito fundamental para muitas teorias que, na maioria dos estudos em fluência, possui uma importância tecnológica fundamental. Sob esse aspecto, observou-se ao longo dos anos, um forte estímulo ao desenvolvimento de equações empíricas simples que pudessem descrever de forma genérica os efeitos da temperatura e tensão aplicados sobre a taxa de deformação relativa ao estágio secundário.

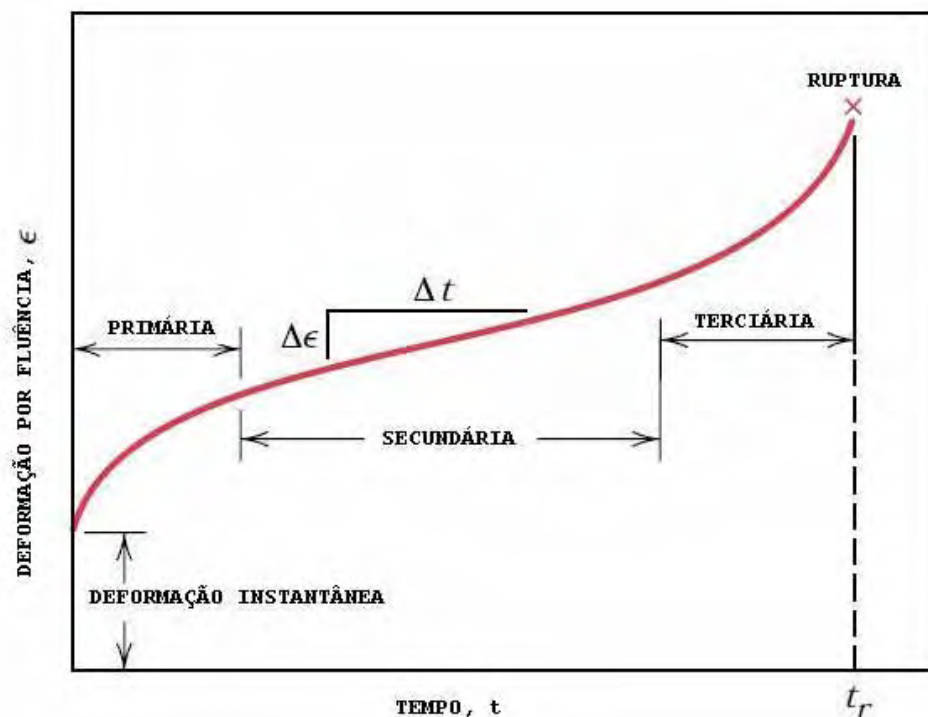


Figura 2.20 – Curva típica de fluência mostrando os três estágios do processo (adaptada de REED-HILL, 1982)

Dentre as várias relações propostas na literatura, a de maior aplicabilidade prática relaciona a taxa de fluência estacionária com a tensão e a temperatura, representada

pela equação, onde B_0 é um fator dependente da tensão e da estrutura do material, σ é a tensão aplicada, R é a constante dos gases e T é a temperatura absoluta. O conceito de um mecanismo responsável pelo fenômeno pode ser caracterizado por diferentes valores do expoente de tensão combinados com a energia de ativação Q_c , indicando a dependência para diferentes regimes de tensão e temperatura.

$$\dot{\epsilon}_s = B_0 \sigma^n \exp\left(\frac{-Q_c}{RT}\right) \quad (2.1)$$

2.9.3 – A Fluência terciária e os mecanismos de fratura

Nas análises das curvas obtidas para metais e ligas em condições de fluência, as indicações iniciais relativas aos eventuais mecanismos que possam conduzir a um processo de fratura, geralmente estão correlacionados à aceleração da taxa de fluência a partir do início do estágio terciário. Mecanismos de dano responsáveis por esse comportamento são constituídos pela ação gradativa de ambientes inadequados e por modificações microestruturais, geralmente condicionados aos efeitos das condições de trabalho, como a temperatura e a tensão inicialmente aplicada.

O terceiro estágio pode ser visto como produto de acoplamento entre a taxa de fluência e a taxa de dano resultante de mecanismos que promovam o aumento da tensão atuante em testes realizados sob carga constante, como decorrência do decréscimo da área efetiva do material, pela ação conjunta ou independente de fatores como a agressividade do meio, o fenômeno da estricção e, principalmente, pelo desenvolvimento de microcavidades intragranulares ou ao longo de contornos de grão.

No entanto, atividades relacionadas a instabilidades metalúrgicas na composição de dano por fluência concentram-se em processos tipicamente relacionados a crescimento de grão, recristalização dinâmica, dissolução ou coalescimento gradual de precipitados ou partículas finas, e alterações em subestruturas induzidas previamente por deformação plástica.

Os possíveis mecanismos responsáveis por fraturas intergranulares em condições de temperatura elevada envolvem esquematicamente os processos de nucleação atômica de cavidades ao longo de contornos granulares ou partículas de segunda fase.

Com relação à fratura transgranular, pode ser associada a eventos condicionados ao interior dos grãos, proporcionando a formação e coalescência de microcavidades denominadas de **dimples** em regiões de intensa deformação localizada em pontos considerados favoráveis como inclusões, partículas de segunda fase e empilhamentos de discordâncias, apresentando forte dependência com a temperatura de trabalho e as condições de carregamento.

2.9.4 - Mecanismos responsáveis pela deformação por fluência

De uma forma geral, os mecanismos que possuem maior aceitação para explicação do processo de deformação por fluência envolvem os seguintes aspectos:

1. Transporte de átomos por difusão,
2. Escalagem e escorregamento de discordâncias,
3. Escorregamento de contorno de grão.

A análise inicial corresponde aos mecanismos de Nabarro e Herring, que resultam da difusão de lacunas entre regiões sobre os contornos condicionados a diferentes estados de tensão, cujo fluxo ocorre através do volume da rede cristalina, pelo interior dos grãos, alongando-os na direção da tensão aplicada (NABARRO, 1948; HERRING, 1950).

No mecanismo proposto por Coble, a deformação resulta do processo de difusão, cuja trajetória preferencial situa-se ao longo dos contornos de grão (COBLE, 1963).

O mecanismo de Coble pode atuar simultaneamente com o de Nabarro-Herring. A taxa de fluência resultante corresponde à soma das contribuições. Em Nabarro-Herring predominam condições de temperaturas elevadas ($T > 0,7T_f$) e metais com granulação grosseira, ao passo que em Coble predominam preferencialmente temperaturas mais baixas ($0,4 < T < 0,7T_f$) e materiais de estrutura granular fina.

O mecanismo proposto por Harper e Dorn (1957) corresponde ao fluxo de átomos através de fontes e sorvedouros de lacunas que operam no interior dos grãos, preferencialmente em contornos de subgrão e discordâncias, que se movem pelo fenômeno da escalagem. Esse mecanismo predomina em condições de tensões relativamente baixas e temperaturas elevadas ($T > 0,5T_f$), tornando-se mais efetivo em materiais com granulação grosseira (HARPER; DORN, 1957).

Em condições de baixa temperatura ($T < 0,5T_f$), o controle da deformação por fluência ocorre através do processo de escorregamento de discordâncias em seus planos preferenciais, cujo mecanismo predominante inclui a superação da barreira de Peierls, através da qual as vibrações térmicas eventualmente favorecem o movimento de um segmento de discordância por um vetor de Burgers, provocando o cisalhamento do cristal, ao passo que barreiras como precipitados são superadas atêrmicamente por anéis de discordâncias (REED-HILL, 1982).

Em um intervalo de temperatura de $0,25 < T/T_f < 0,5$, mecanismos específicos de deformação, como a difusão ao longo de discordâncias, provavelmente controlam a taxa de deformação, originando a hipótese de que mecanismos teoricamente típicos de temperatura elevadas como a escalagem, poderiam também controlar a fluência em temperaturas intermediárias pelo processo de difusão de lacunas.

O processo de deformação, quando realizado em condições de temperaturas mais elevadas, envolve o mecanismo de escalagem de discordâncias. Assim, no caso de uma discordância ancorada bloqueando a atividade de outras nos seus respectivos planos de escorregamento, resulta na formação de empilhamento, de tal forma que a ascensão da primeira discordância bloqueada permite a continuidade da deformação. Esse processo controla a taxa de fluência, que dependerá da velocidade com que essas discordâncias consigam sobrepor os obstáculos.

No mecanismo por escorregamento de Contorno de Grão, o processo de deformação ocorre com o movimento relativo entre grãos de um metal policristalino, através da ação de um componente cisalhante de tensão atuando de forma descontínua e irregular, tornando-se mais efetivo com o aumento da temperatura e redução da taxa de deformação (HIRTH, 1972).

2.9.5 -Características dos aços resistentes à Fluência

As ligas metálicas resistentes à fluência possuem sempre vários elementos de liga para atuarem cada um de uma maneira, a fim de dificultar a ação dos mecanismos de fluência, diminuindo a deformação ao longo do tempo.

O aumento da resistência à fluência pode ser feito por meio de mecanismos de endurecimento por solução sólida ou por precipitação. Esses mecanismos provocam

uma barreira ao escorregamento das discordâncias e contribuem para um endurecimento por aumento das tensões do reticulado cristalino.

Os aços empregados para resistirem a altas temperaturas são aços-liga obtidos por trabalho mecânico ou por fundição. Os primeiros são os aços ao cromo ou ao cromo-níquel. Conforme o tipo de aço, o teor de cromo pode ir de 4% a 27% e o teor de níquel de 8% a 36%. Alguns aços contêm molibdênio até 3%, e titânio e nióbio como outros elementos de liga. Esses materiais são fabricados em forma de chapas, lâminas, tiras, forjados, barras, tubos e arames. Todos eles são resistentes também à oxidação e à corrosão química devido principalmente ao cromo. Entretanto adições de alumínio e silício também auxiliam a resistência à oxidação. O aumento da resistência à fluência deve-se aos teores de molibdênio, tungstênio ou nióbio (ASM HANDBOOK, 1985).

3 MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

3.1 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL RECEBIDO

O material objeto deste estudo é o aço Níquel-Cromo-Molibdênio, AISI 4340 laminado, de uso aeronáutico, ultra-resistente, baixa-liga, com elevadas propriedades mecânicas e características de tenacidade e resistência à fadiga. Este aço, quando temperado e revenido na faixa de temperatura (200-230)°C, pode atingir valores de resistência à tração da ordem de 1900 MPa, porém com baixa tenacidade. As análises químicas foram feitas no DCTA/IAE – Divisão de Materiais.

3.2 CORPOS-DE-PROVA

Foram confeccionados 172 corpos-de-prova sendo 27 para tração, 88 para fadiga e 12 para **salt-spray** a partir de chapas laminadas de aço AISI 4340, fornecidas com espessura de 4 mm, retirados na direção longitudinal (direção de laminação); 36 corpos-de-prova para ensaios de fluência a partir de barra de aço cilíndrica de uma polegada de diâmetro, e 9 corpos-de-prova para ensaios de impacto a partir de barra de seção quadrada. Os corpos-de-prova foram usinados na Oficina Mecânica do Departamento de Materiais e Tecnologia da UNESP/FEG.

Destes 172 corpos-de-prova, 88 foram usinados de acordo com as dimensões da Figura 3.1, obedecendo aos critérios estabelecidos na norma para ensaios de fadiga ASTM - E 466-82; 27 conforme Figura 3.2 de acordo com a norma ASTM E 8M para tração.

Para ensaios de **salt-spray** foram preparados 12 corpos-de-prova de acordo com a dimensões apresentados na Figura 3.3; 36 corpos-de-prova conforme apresentado na Figura 3.4 de acordo com a norma ASTM E139-06 para ensaios de fluência e 9 corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy com entalhe “V” de acordo com a norma ASTM A370 e conforme Figura 3.5, sendo três para cada condição de tratamento térmico (recozido, T&R e Isotérmico).

Foram efetuados lixamentos com lixa 100 até lixa 1000 mesh para retiradas de marcas de ferramenta e possíveis riscos que pudessem comprometer os resultados dos ensaios de fadiga e da lixa 100 até 600 mesh para ensaios de tração monotônica.

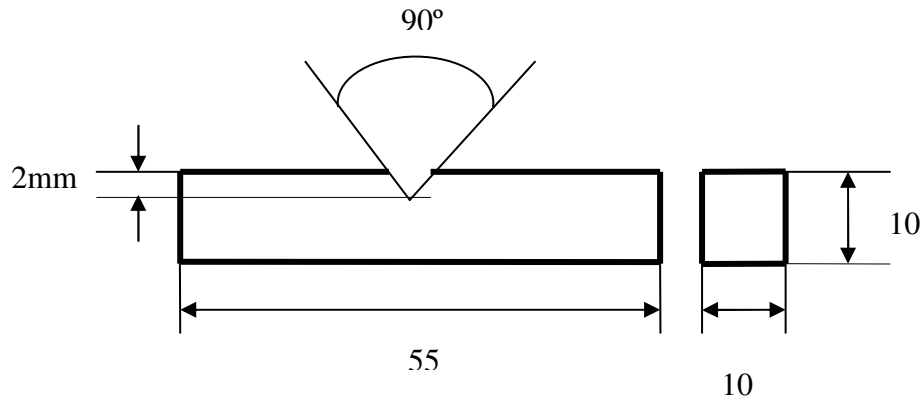


Figura 3.5 – Esquema do CDP para ensaio de impacto Charpy (ASTM A370)

Tabela 3.1 Quadro demonstrativo das quantidades e preparação dos corpos-de-prova

ENSAIO	Quantidade	TT	TS
Salt-Spray	2	Recozido	Metal base
	2	T&R	Metal base
	2	Isotérmico	Metal base
	2	Recozido	Nitrocarbonetado
	2	T&R	Nitrocarbonetado
	2	Isotérmico	Nitrocarbonetado
Fadiga	8	T&R	Metal base
	8	T&R	Nitrocarbonetado
	18	Recozido	Metal base
	8	Recozido	Nitrocarbonetado
	21	Isotérmico	Metal base
	17	Intercritico	Metal base
	8	Isotérmico	Nitrocarbonetado
Tração	3	Recozido	Metal base
	3	T&R	Metal base
	3	Isotérmico	Metal base
	3	Isotérmico	Metal base
	3	Isotérmico	Metal base
	3	Isotérmico	Metal base
	3	Isotérmico	Metal base
	3	Isotérmico	Metal base
	3	Isotérmico	Metal base
Fluência	6	Recozido	Metal base
	6	T&R	Metal base
	6	Isotérmico	Metal base
	6	Recozido	Nitrocarbonetado
	6	T&R	Nitrocarbonetado
	6	Isotérmico	Nitrocarbonetado
Charpy	9 (3+3+3)	T&R/REC/ISO	Metal base
Desgaste		Ensaio realizados em 6 CDPs de fadiga	
Total	172		

SP – Shot-Peening

T&R – Temperado e Revenido

3.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS

3.3.1 – Avaliação de microestruturas produzidas por tratamentos térmicos

Foram realizados diversos tratamentos térmicos para avaliar a microestrutura formada e as correspondentes propriedades mecânicas em tração. Estas rotas foram escolhidas em função de trabalhos anteriores (RANIERI, 2005). Foram realizados estudos para as seguintes rotas abaixo especificadas:

- a) 850°C / Forno- Aquecimento a 850°C por 15 min, resfriamento em forno até a temperatura de 300°C com taxa de 20°C/min e em seguida resfriado ao ar livre.
- b) 850°C / 350°C (600s) – Austenitização a 850°C e transformação isotérmica em sal a temperatura de 350°C por 10 min, seguido de resfriamento em água.
- c) 850°C / 450°C (600s) - Austenitização a 850°C e transformação isotérmica em sal na temperatura de 450°C por 10 min, seguido de resfriamento em água.
- d) 740°C / 350°C(600s) – Aquecimento a temperatura de 740°C e transformação isotérmica em sal a 350°C por 10 min, seguido de resfriamento em água.
- e) 740°C / 450°C (600s) – Aquecimento a temperatura de 740°C e transformação isotérmica em sal a 450°C por 10 min, seguido de resfriamento em água.
- f) 720°C / 350°C (600s) – Aquecimento - Temperatura 720°C e transformada isothermicamente em sal a 350°C por 10 min e a seguir resfriado em água.
- g) 850°C / 760°C (900s) – Austenitização a 850°C a seguir baixando a temperatura de 760°C por 10 min, seguido de resfriamento em óleo.
- h) 850°C / 320°C (900s) - Austenitização a 850°C e transformação isotérmica em sal na temperatura de 320°C por 15 min, seguido de resfriamento em água.
- i) 850°C / óleo – 300°C / 2 horas –T&R - Austenitização a 850°C por 15 minutos, resfriado em óleo e revenido a 300°C por duas horas.

A partir destes tratamentos, e em função das propriedades mecânicas, foram escolhidas três condições microestruturais para serem realizados os ensaios preliminares de fadiga, denominados de Fase I, conforme será observado no Capítulo 4. Estas condições foram:

1. 850°C / Forno – taxa média de resfriamento de 20°C/min;
2. **850°C / 760°C (900s) Intercrítico, seguido de resfriamento em óleo;**
3. 850°C / 320°C (900s) Isotérmico, seguido de resfriamento em água.

Para estas condições foram realizados ensaios de fadiga, tração e análise microestrutural das fases.

Numa Fase II foi substituída a condição intercrítica de 760°C pela condição T&R (temperada e revenida), por se tratar de condição mais utilizada na indústria. Nesta Fase II foi excluída a condição intercrítica de 760°C que apesar dos excelentes resultados nas propriedades em tração, o seu desempenho em fadiga foi inferior às duas outras condições escolhidas, ficando a Fase II composta das seguintes etapas:

1. 850°C / Forno – taxa média de resfriamento de 20°C/min;
2. **850°C / 300°C (900s) T&R, seguido de resfriamento em óleo;**
3. 850°C / 320°C (900s) Isotérmico, seguido de resfriamento em água.

3.3.2 - Transformação por resfriamento contínuo

Inicialmente, os corpos-de-prova foram recozidos por aquecimento à temperatura de austenitização de 900°C por 3600s e resfriamento ao forno para em seguida serem tratados por têmpera e revenimento ou transformação isotérmica.

As taxas de resfriamento para transformação por resfriamento contínuo foram determinadas considerando o diagrama TTT apresentado na Figura 3.6, de forma a obter as estruturas martensíticas por resfriamento em óleo. O tratamento térmico foi realizado na Empresa BRASIMET/ SP.

A Figura 3.6 mostra também a faixa onde ocorre a transformação perlítica, que é uma reação em altas temperaturas; a faixa de transformação bainítica entre 250°C e 550°C e a faixa onde ocorre a transformação martensítica que é uma reação em baixas temperaturas.

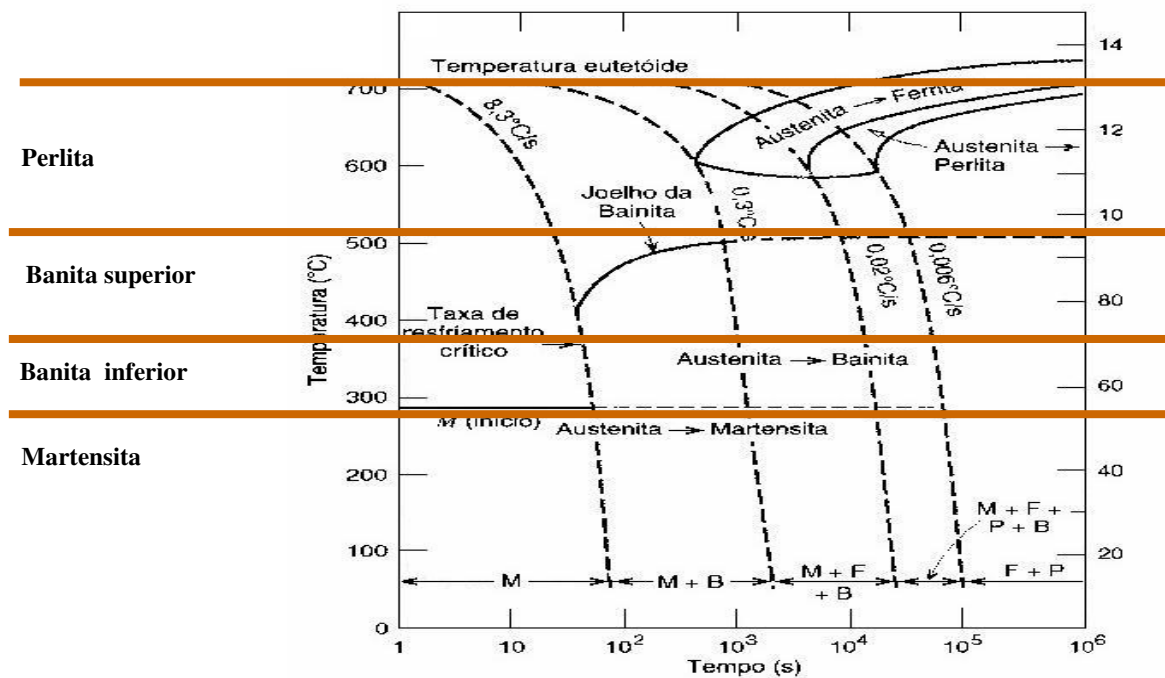


Figura 3.6 - Curva TTT, aço AISI 4340 com superposição das curvas de resfriamento (USS CARILLOY STEELS, 1948, adaptada de H.E.McGannon, 1971).

A Figura 3.7 representa esquematicamente as operações de aquecimento e transformação por resfriamento contínuo para a condição temperada e revenida. Os corpos-de-prova foram aquecidos até a temperatura de austenitização de 850°C, por um período de 900 segundos, e resfriados em óleo. A seguir, foram revenidos a 300°C e resfriados ao ar, atingindo as durezas de 47 a 50 HRC.

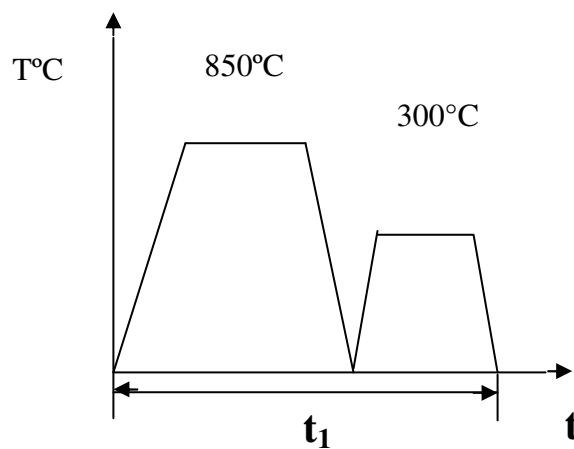


Figura 3.7 - Tempera e Revenimento - Ciclo de tratamento térmico com aquecimento até 850°C e transformação por resfriamento contínuo em óleo.

3.3.3 -Transformações isotérmicas

No diagrama tempo-temperatura-transformação (TTT) dos aços (Figura 3.6) pode-se observar a existência de uma faixa larga de temperatura em que não há formação de perlita ou martensita. Nessa região ocorre a formação de agregados finos de ripas de ferrita e partículas de cementita, estrutura intermediária denominada bainita.

Os tratamentos térmicos aplicados aos aços para obtenção de estruturas bainíticas envolvem aquecimentos até uma temperatura de austenitização (a temperatura e o tempo de permanência nestas temperaturas de austenitização são os parâmetros principais que devem ser controlados). Posteriormente, faz-se o resfriamento com permanência em temperatura constante, dentro da faixa de 250°C a 550°C, por tempo suficiente para formação da bainita, seguido por resfriamento até a temperatura ambiente. Este tratamento é chamado de austêmpera, evita a formação direta da martensita, eliminam-se os inconvenientes que essa estrutura apresenta quando obtida pela têmpera direta e que são somente eliminados pelo revenimento posterior.

As temperaturas foram escolhidas a partir das temperaturas Ac_3 , Ac_1 e M_i calculadas pelas fórmulas empíricas de Andrews (1965), de acordo com a composição química do material estudado.

A temperatura Ac_3 representa a temperatura mínima de austenitização ou temperatura de tratamento de solução ou limite superior de um intervalo crítico. A temperatura Ac_1 representa o início do intervalo de transformação ou a temperatura eutetóide. A temperatura M_i representa a temperatura onde ocorre o início da transformação martensítica. Portanto, a transformação bainítica deverá ocorrer acima dessa temperatura (ANDREWS, 1965).

$$Ac_1 = 723 - 10,7Mn - 16,9Ni + 29,1Si + 16,9Cr + 290As + 6,38W$$

$$Ac_1 = 723 - 10,7 \times 0,64 - 16,9 \times 1,82 + 29,1 \times 0,26 + 16,9 \times 0,80 + 290 \times 0 + 6,38 \times 0$$

$$Ac_1 = 706,48 \text{ } ^\circ\text{C}$$

$$Ac_3 = 910 - 203\sqrt{C} - 15,2Ni + 44,7Si + 104V + 31,5Mo + 13,1W - (30Mn + 11Cr + 20Cu - 700P - 400Al - 120As - 400Ti)$$

$$Ac_3 = 910 - 203 \times \sqrt{0,39} - 15,2 \times 1,82 + 44,7 \times 0,26 + 104 \times 0 + 31,5 \times 0,22 + 13,1 \times 0 - (30 \times 0,64 + 11 \times 0,80 + 20 \times 0 - 700 \times 0,017 - 400 \times 0 - 120 \times 0 - 400 \times 0)$$

$$Ac_3 = 758,01^\circ\text{C}$$

$$Mi = 539 - 423C - 30,4Mn - 17,7Ni - 12,1Cr - 7,5Mo$$

$$Mi = 539 - 423 \times 0,39 - 30,4 \times 0,64 - 17,7 \times 1,82 - 12,1 \times 0,80 - 7,5 \times 0,22$$

$$Mi = 311,03^\circ\text{C}$$

A partir destes valores, foi fixada a temperatura 850°C para a temperatura de austenitização, durante 900 segundos em seguida resfriamento em banho de sal nas temperaturas isotérmicas escolhidas. O tempo de permanência na temperatura de austenitização (900s) foi determinado em função da espessura dos corpos-de-prova, para garantir completa austenitização ou equilíbrio das fases ferrita e austenita. O tempo de permanência nas temperaturas de transformação isotérmica foi de 900s para garantir as reações bainíticas.

Na Figura 3.8 esquematiza a rota de tratamento isotérmico, bem como o tempo escolhido de permanência na temperatura 320°C de transformação da bainita para em seguida ser resfriada em água.

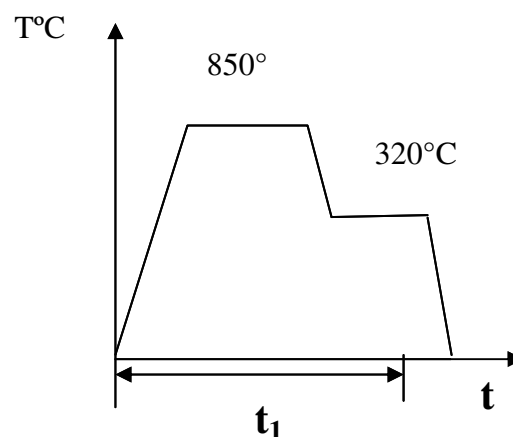


Figura 3.8 - Ciclo de tratamentos térmicos com aquecimento a 850°C e transformação isotérmica a 320°C .

3.4 – TRATAMENTOS TERMOQUÍMICOS

Quarenta e oito corpos-de-prova destinados a ensaios de fadiga, fluência, **salt-spray** e desgaste, nas condições de tratamento térmico de recozimento,

têmpera / revenimento e transformação isotérmica foram submetidos ao tratamento termoquímico de nitrocarbonetação a plasma com os parâmetros descritos no Item 3.5.

As amostras limpas e desengraxadas foram nitrocarbonetadas no reator a plasma da empresa Metal Plasma, que utiliza uma descarga DC-pulsada. As amostras foram nitretadas a 500°C por três horas em uma atmosfera contendo 75% N₂ – 23,5% H₂ – 1,5% CH₄.

3.5 EXAMES METALOGRAFICOS

3.5.1 - Preparação das amostras

As amostras foram cortadas das extremidades dos corpos-de-prova de tração, embutidas no equipamento TEMPOPRESS – STRUERS, do Laboratório de Metalografia do DMT/FEG/UNESP, utilizando resina Multifast Brown – STRUERS.

Foram utilizadas no processo de lixamento, lixas de diferentes granulometrias: 100, 150, 220, 320, 400, 600, 1.000, 1.200, 1.500 e 2.000 mesh, sucessivamente.

Após o lixamento as amostras foram colocadas em um recipiente Becker contendo acetona P.A. e colocado dentro de equipamento de ultra-som AROTEC T7 com água, para obter uma melhor limpeza de resíduos e impurezas presentes na superfície da amostra, permanecendo por um tempo médio de 300s em solução de água destilada e detergente.

O polimento foi realizado na POLITRIZ AP10, Panambra, nas rotações de 500 e 1.000 rpm, com alumina (1,0µm) diluída em água destilada e, em seguida, polida com OP-U Suspension (0,25µm) STRUERS para acabamento final, lavadas com água destilada e álcool etílico P.A. e secas com jato de ar frio.

Foram feitos três diferentes ataques químicos para a mesma amostra. Para cada ataque químico foram obtidas análises de imagens e quantificação das fases. Para passar de um ataque químico para outro, após análises de imagens, as amostras foram lixadas com lixas 1.500 e 2.000 mesh, novamente polidas com alumina e OP-U Suspension, lavadas e secas.

Percebeu-se que as amostras polidas e prontas para ataque químico, embora tivessem sido secas e envolvidas em papel absorvente, oito horas após criavam uma película praticamente invisível de óxido. Essa película impedia o reagente de atacar a amostra, elevando o tempo de ataque em até seis vezes, quando comparado ao tempo para ataque feito imediatamente após polimento e secagem.

O ataque químico foi realizado imediatamente após o polimento e secagem, ou na impossibilidade, executou-se novo polimento com OP-U Suspension por um tempo de três minutos, o que permitiu uma maior eficiência do ataque químico.

3.5.2 - Ataques químicos

Foram efetuados três ataques com diferentes reagentes para permitir a quantificação das diferentes fases.

NITAL (2mL HNO_3 e 98mL de álcool etílico PA). As amostras foram atacadas pelo reagente por 10 segundos, lavadas em água, em seguida em álcool etílico e, secas com o auxílio de um secador de ar frio. Este procedimento visa interromper a ação do ataque químico (YÁNEZ, 2001).

SOLUÇÃO AQUOSA DE METABISSULFITO DE SÓDIO (10g de $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ + 100mL água destilada). Foi usado o tempo médio de 15 segundos de exposição para esse ataque químico. Foram utilizados para o metabissulfito de sódio os mesmos procedimentos de lavagem utilizados para o Nital.

REATIVO DE LePERA 1:1 (Solução aquosa de metabissulfito de sódio + solução de ácido pícrico em álcool etílico)

Solução 1: 1g de metabissulfito de sódio ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$) + 99mL de água destilada

Solução 2: 4g de ácido pícrico ($\text{C}_6\text{H}_2(\text{NO}_2)_4$) + 96mL $\text{CH}_3\text{CH}_2\text{OH}$ de álcool etílico P.A.

Os reativos de LePera foram mantidos em geladeira durante todo o processo de ataque químico. Utilizou-se um tempo médio de exposição de 25 segundos para esse ataque. Depois da amostra ser lavada e seca passou-se ao ataque com reagente de

LePera. Foram executados vários ataques em tempos diferentes de exposição, sendo que o tempo médio de 25 segundos de exposição ao ataque foi o que melhor resultado apresentou para o aço AISI 4340. Neste caso, após ataque químico, as amostras foram lavadas em água e depois em álcool etílico, secas com jato de ar frio.

3.5.3 - Quantificação das fases presentes

As fotomicrografias foram capturadas no Laboratório de Análise de Imagens de Materiais (LAIMat) com a utilização de microscopia ótica através dos microscópios: NIKON EPIPHOT 200, NIKON APOPHOT e CARL ZEISS JENE NEOPHOT 21 e NEOPHOT 30 da FEG/UNESP, com aumento de 500x. Foram capturados vinte campos para variadas regiões de uma mesma amostra, conforme prevê a norma ASTM E 1382. Foi utilizado o programa *Image Pro Express* para captura e armazenamento das imagens. Os resultados da quantificação das fases por análise digital de imagens foram obtidos com o programa *Image Pro Express*.

3.6- ENSAIOS DE TRAÇÃO

Foram efetuados lixamentos com lixa 100 até lixa 600 mesh para retirada de marcas de ferramenta e possíveis riscos que pudessem comprometer os resultados dos ensaios de tração monotônica. Os ensaios de tração foram realizados nos Laboratórios do IAE/DCTA em máquina servo hidráulica INSTRON de 10kN com 0,5 mm/min de velocidade.

As deformações foram calculadas a partir dos valores dos comprimentos final e inicial da área útil do corpo-de-prova e, nos casos em que havia disponibilidade, foi usado extensômetro.

Os CDPs nos quais não foi usado extensômetro foram medidos em máquina de perfil do Laboratório de Metalografia do DMT/FEG/UNESP.

3.7 ENSAIOS DE FADIGA

Foram efetuados lixamentos com lixa 100 até lixa 1000 mesh para a retirada de marcas de ferramenta e possíveis riscos que pudessem comprometer os resultados dos

ensaios de fadiga que foram realizados nos Laboratórios da FEG/UNESP em máquina servo hidráulica INSTRON de 10kN e nos laboratórios de ensaio de fadiga da EEL/USP em Lorena, com uma razão de carga $R = 0,1$.

Observou-se no lixamento a dificuldade de manter a planicidade da face do corpo-de-prova. Quando da saída das lixas, as extremidades do corpo-de-prova apresentava uma diferença de espessura que, posteriormente, produziu um aumento de tensão nas garras da máquina de fadiga provocando a quebra dos corpos-de-prova em seu interior. Os CDPs foram novamente lixados nas extremidades e calçados com lâmina fina de alumínio para minimizar esse aumento de tensão nas garras.

3.8 - ENSAIOS DE SALT SPRAY

Foram efetuados lixamentos com lixa 100 até lixa 1000 mesh para retirada de marcas de ferramenta e possíveis riscos que pudessem eventualmente comprometer os resultados dos ensaios de **Salt-Spray**. Foram ensaiados corpos-de-prova em três condições de tratamento térmico, em metal base e também corpos-de-prova com metal base nitrocarbonetado à plasma.

Os ensaios foram realizados em câmara de névoa salina de **salt-spray** modelo SSE 500, marca EQUILAM de acordo com a norma ASTM B 117 nos laboratórios do IAE/DCTA.

Empregou-se o agente corrosivo NaCl (P.A. 5%) com pH entre 6,5 e 7,5 em quantidade de 1 a 2 mL/hora. A temperatura do ensaio foi de 35°C com umidade relativa de 95% a 98%. A temperatura do saturador entre 46°C e 49°C e pressão de 0,83 a 1,24 kgf/cm². Os ensaios foram conduzidos até 200 horas.

3.9 – ENSAIOS DE DESGASTE

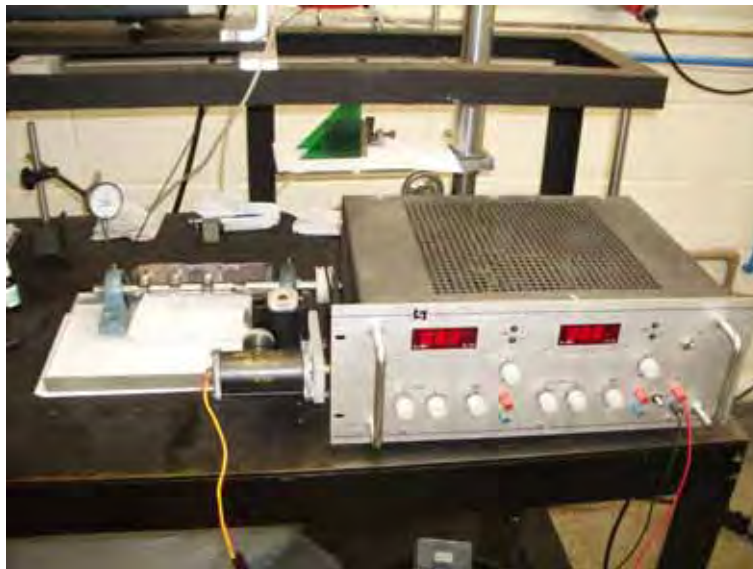
3.9.1 – Ensaios tribológicos

Os ensaios de atrito e desgaste foram realizados em tribômetro do Laboratório de Ensaios Tribológicos do DCTA/IEAv e conforme a norma ASTM GG 99. Foram utilizadas 18 amostras divididas em três lotes para cada uma das seis condições. Em cada amostra foram realizados ensaios para cinco tempos

diferentes: 5min, 15min, 30min, 60min e 100min. Foram utilizadas esferas de nitreto de tungstênio com massa de 34,41g, diâmetro de 20mm e rotação de 280 RPM.

A cada ensaio foi utilizada uma nova área tanto da esfera quanto do corpo-de-prova. Todos os ensaios foram realizados à temperatura ambiente. O desgaste foi do tipo abrasivo com o uso de pó de diamante. Os coeficientes de desgaste foram calculados após medição dos diâmetros das amostras desgastadas em microscópio dos aparelhos de medição de microdureza do laboratório de ensaios tribológicos e os comprimentos percorridos pelas esferas calculados com os parâmetros do ensaio citado.

Pelo diâmetro desgastado pode-se relacionar o volume do material perdido e construir um perfil de desgaste em função do tratamento aplicado na superfície avaliada (NEVES, 2006). Nos ensaios realizados, os corpos-de-prova estavam fixos e as esferas giravam sobre eles como pode ser visto na Figura 3.9 (a, b e c).



(a)



(b)



(c)

Figura 3.9 - a) Equipamento para ensaio tribológico; b) e c) detalhes das esferas.

3.10 – ANÁLISE POR DIFRAÇÃO DE RAIOS X

As medidas de difratometria de raios X foram realizadas em um difratômetro SRD6000 de marca Shimazu. Foi utilizada a radiação de $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda = 1,5418 \text{ \AA}$) com monocromador de grafite. As condições de medidas utilizadas foram: intervalo angular entre 20° e 95° , passo angular de $0,05^\circ$ e tempo de contagem de 1s por passo. A identificação dos picos foi feita a partir da comparação dos difratogramas medidos com simulações de difratogramas obtidos a partir do programa **Powdercell** (KRAUS;

NOLZE, 1996) baseados em informações das estruturas cristalinas catalogadas (VILLARS; CALVERT, 1991). A proporção das fases presentes nas amostras foi calculado com o programa **FullProf** (RODRIGUEZ, 1996) baseado no método de Rietveld (RIETVELD, 1969).

3.11 – ANÁLISE MICROSCÓPICA

A microestrutura das amostras foi analisada por meio das técnicas de microscopia óptica, confocal a laser e eletrônica de varredura.

As fotomicrografias para análise e quantificação das fases conforme citado anteriormente, foram capturadas no Laboratório de Análise de Imagens de Materiais da FEG/UNESP com a utilização de microscopia ótica.

Na microscopia **Confocal a laser**, foram realizadas fotos pelo programa em diversos planos da topografia da superfície do corpo-de-prova à semelhança de curvas de nível a as fotos são montadas permitindo uma nitidez em toda a extensão da microfotografia.

Para melhor observação da camada formada através da nitrocarbonetação por plasma, foram realizadas análises microscópicas com um microscópio confocal a Laser da marca Olympus, com capacidade de aumentos até 14.400 vezes, no IEAv /DCTA.

A análise de fratura foi realizada no Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura – Subdivisão de Ensaios da Divisão de Materiais do Instituto de Aeronáutica e Espaço do Departamento de Ciência de Tecnologia Aeroespacial (AMR/IAE/DCTA), pela técnica de microscopia eletrônica de varredura Leo 435 VPi, com tensão de 1.500V.

3.12 – ENSAIOS DE IMPACTO

Os ensaios de impacto tipo Charpy foram realizados em máquina de impacto de marca Mohr & Federhaff AG. (Manhein, Alemanha), modelo PSW 30 (pêndulo de 30 kg). Os corpos-de-prova foram confeccionados em aço AISI 4340 de acordo com a norma ASTM E-23 no Laboratório de Ensaios do

DMT/FEG/UNESP. Foram realizados três ensaios de Charpy para cada uma das condições de tratamento térmico estudadas, à temperatura ambiente.

3.13 - ENSAIOS DE FLUÊNCIA

Foram separados três corpos-de-prova de cada condição microestrutural com e sem a nitrocarbonetação por plasma para serem efetuados os ensaios de fluência sob as condições de 550°C com a tensão de 200 MPa a fim de se obter dados comparativos entre as amostras nas duas condições estudadas.

Os ensaios foram realizados no Laboratório de Ensaio do Instituto Tecnológico de Aeronáutica-ITA, segundo a norma ASTM E 139/83 A.

Para o registro das medidas de alongamento, utilizou-se o programa Antares desenvolvido em conjunto com a BSW Tecnologia, Indústria e Comércio Ltda., conectado a um transdutor do tipo LVDT Schlumberger modelo D 6,50 com especificação de 53,18 mV/V/mm. Para o controle de temperatura foi utilizado um termopar tipo Cromel-Alumel AWG24.

3.13.1 - Fornos de fluência utilizado

Para realização dos ensaios de fluência foram utilizados os fornos pertencentes ao Instituto Tecnológico de Aeronáutica - ITA/DCTA, da marca MAYES.

Nos fornos foram adaptados sistemas elétricos e controladores, desenvolvidos pela BSW Tecnologia, Indústria e Comércio Ltda, segundo as exigências da norma ASTM E139/83. A Figura 3.10 mostra os fornos utilizados nos ensaios.

O sinal de saída do LVDT é enviado a uma unidade de processamento, desenvolvida pela BSW Tecnologia, Indústria e Comércio Ltda, que converte os sinais em medidas de alongamento por períodos de tempo pré-definidos pelo operador e alimentando o programa Antares. Detalhes do monitor de vídeo do programa utilizado para a coleta de dados relativos ao alongamento dos corpos-de-prova e as medidas de temperatura em períodos de tempo pré-determinados é apresentado na Figura 3.11.

Para a alimentação do programa, foi utilizada a curva de calibração obtida por um calibrador de extensômetros de alta resolução, Instron modelo 2602-004, para um

transdutor do tipo LVDT Schlumberger D 6,50 com especificação de 53,18 mV/V/mm, à temperatura de aproximadamente 35°C.



Figura 3.10 - (a) Forno de fluência da marca Mayes e no detalhe acima (b) o transdutor tipo LVDT conectado ao extensômetro; no detalhe abaixo (c) posicionamento dos termopares próximo ao corpo-de-prova.

A realização dos ensaios de fluência foram realizados de acordo com a norma ASTM E139-06.



Figura 3.11 – Monitor de vídeo no momento da execução de um teste de fluência.

3.13.2 - Procedimentos dos ensaios de fluência

O CDP foi localizado na parte central de aquecimento do forno durante o ensaio, encaixado na estrutura conectado ao extensômetro e com os termopares fixados próximo ao CDP. O LVDT foi conectado ao extensômetro. Quando necessário o nível do forno foi ajustado, os tijolos refratários e manta de fibra de vidro foram colocados nas extremidades superior e inferior do forno para impedir perda de calor. Acoplado ao controlador e a um indicador digital de temperatura instalado próximo à máquina de ensaio, foi utilizado um termopar numa posição próxima ao CDP conforme mostra a Figura 3.10 (c). O sinal do termopar é coletado pelo programa Antares, com os dados de temperatura e alongamento armazenados simultaneamente durante o ensaio de fluência. Com o programa inicializado o LVDT é ajustado de maneira a registrar no programa a deformação inicial desejada. O início da faixa linear do LVDT entre 2,5 e 3,0 de deformação (mm) ou de 3.000 a 4.000 contagens. No braço do forno foi colocado 10% da carga total pretendida no ensaio para ajuste do sistema e, após 1 hora, é colocada a carga total.

3.14- ENSAIOS DE MICRODUREZA

Os ensaios de microdureza foram realizados em conformidade com a norma ASTM E 92-92 utilizando um microdurômetro FM Type M na escala $HV_{0,05}$ (carga de 0,05 kgf) do Laboratório DEDALO do DCTA / IEAv.

4 RESULTADOS OBTIDOS E DISCUSSÕES

4.1 CARACTERIZAÇÃO QUÍMICA DO MATERIAL

Os resultados obtidos na análise química do material encontram-se na Tabela 4.1, e comparados com os especificados pela literatura para este aço. As análises químicas das amostras enquadram-se para o Aço AISI 4340, conforme as Normas SAE j407 e SAE j404g. As análises foram realizadas no laboratório de análises químicas da Divisão de Materiais (AMR/LAQ). Foi utilizado o espectrômetro de absorção atômica AA 20 Plus da marca Varian e o analisador de C e S da marca LECO modelo CS 200. Foram utilizados os materiais de referência certificado IPT 29, IPT 117 e Leco 504. Condições ambientais – temperatura na medição da massa igual a $25^{\circ}\pm 2^{\circ}\text{C}$.

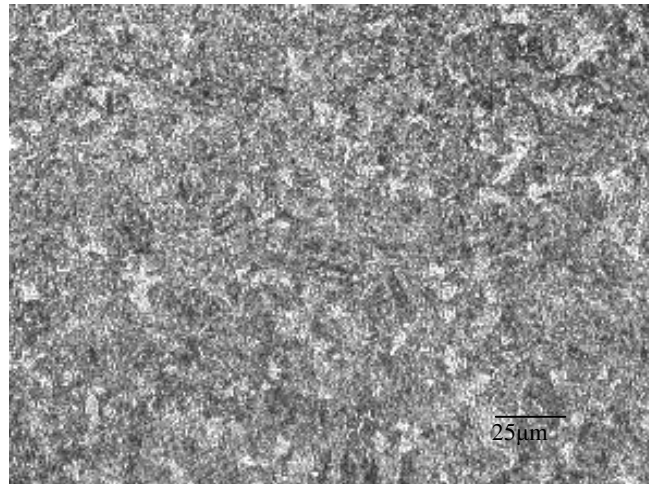
Tabela 4.1 – Especificação do aço AISI 4340 (METALS HANDBOOK, 1964).

Elemento de liga %	C	S Max.	Mn	Cr	Ni	Mo	P Max.	Si
Especificado	0,38-0,43	0,04	0,60-0,80	0,70-0,90	1,65-2,00	0,20-0,30	0,035	0,15-0,30
Encontrado no Material	0,39	0,001	0,64	0,80	1,82	0,22	0,017	0,26

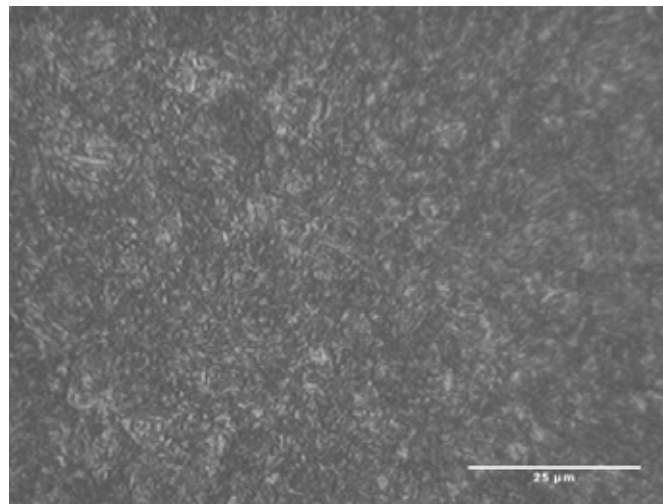
4.2 - FASE I – MICROGRAFIAS DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS

Na Fase I foram realizados inicialmente nove tratamentos térmicos, conforme descrito no Capítulo 3. As Figuras de 4.1 a 4.8 mostram as micrografias dos aços submetidos a estes tratamentos, atacados respectivamente com os reagentes Nital, Metabissulfito de Sódio e LePera. No ataque com Nital as regiões brancas quantificam as fases ferrita e austenita retida somadas (F+AR). No ataque com solução aquosa de Metabissulfito de Sódio, as regiões brancas quantificam a fase austenita retida (AR) (CHOI, 2002). No ataque com reagente de LePera, as regiões brancas quantificam as fase austenita retida e martensita somadas (M+AR) conhecido também como componente MA. Na Tabela 4.2 que segue as micrografias mostra a quantificação das fases ferrita, perlita, bainita, martensita e austenita retida, encontradas por dedução a partir dos valores globais das análises das imagens apresentadas a seguir.

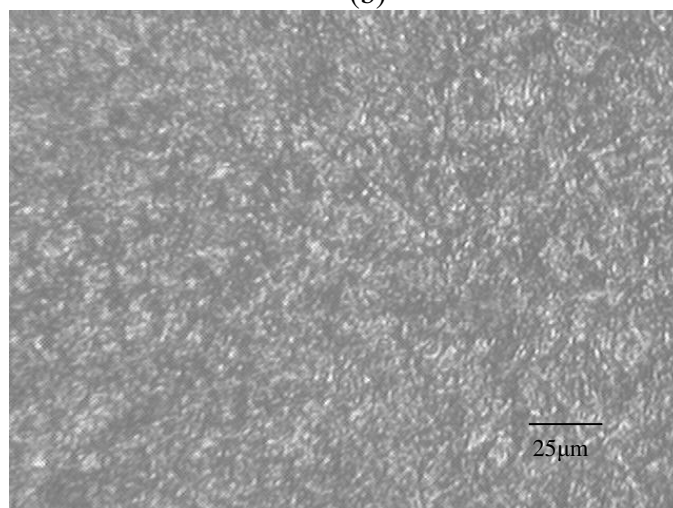
4.2.1 – Micrografias dos tratamentos térmicos realizados na Fase I.



(a)



(b)

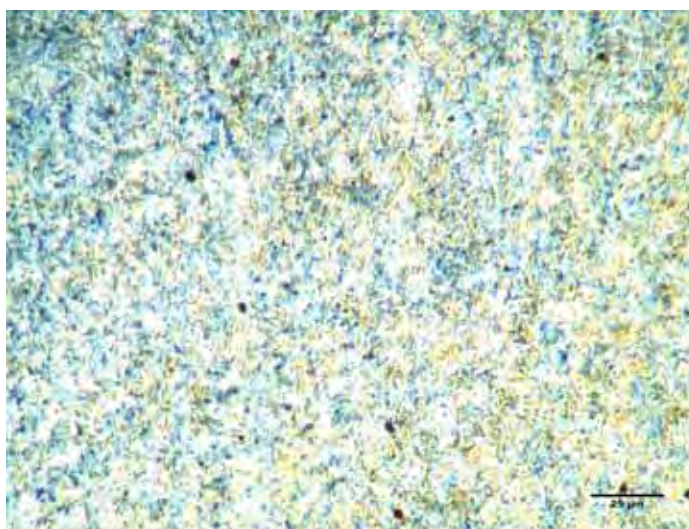


(c)

Figura 4.1 - Fotomicrografias do aço AISI 4340 – Recozido. Ampliação 500x. Temperatura de austenitização de 850°C e resfriamento em forno. Ataque químico: a) Nital 2%; b) Metabissulfito de sódio 10%; c) Reagente de LePera.



(b)



(c)

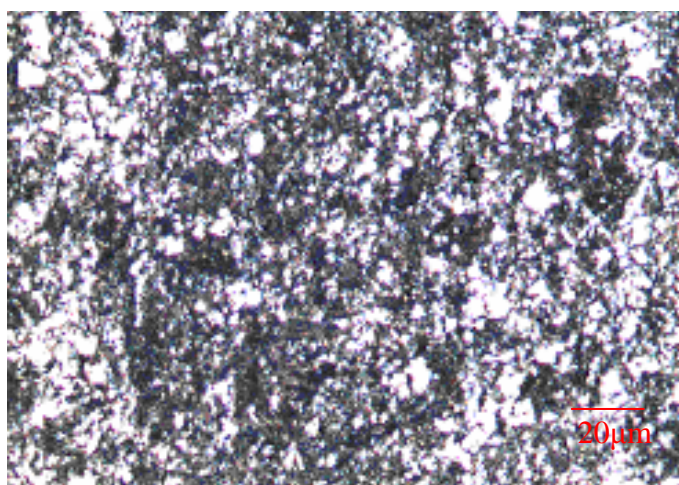
Figura 4.2 -Aquecimento à temperatura de austenitização de 850°C; Transformação Isotérmica a 350°C por um período de permanência de 600s e resfriamento em água. Ampliação 500x. Ataque químico: a) Nital; b) Metabissulfito; c) Reagente de LePera



(a)

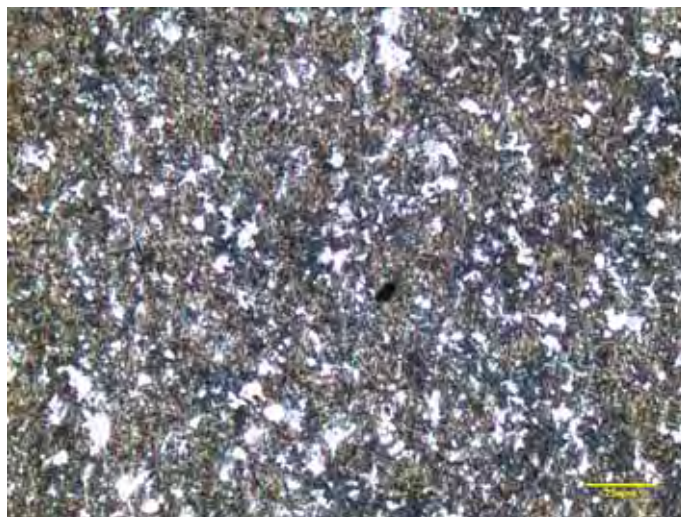


(b)

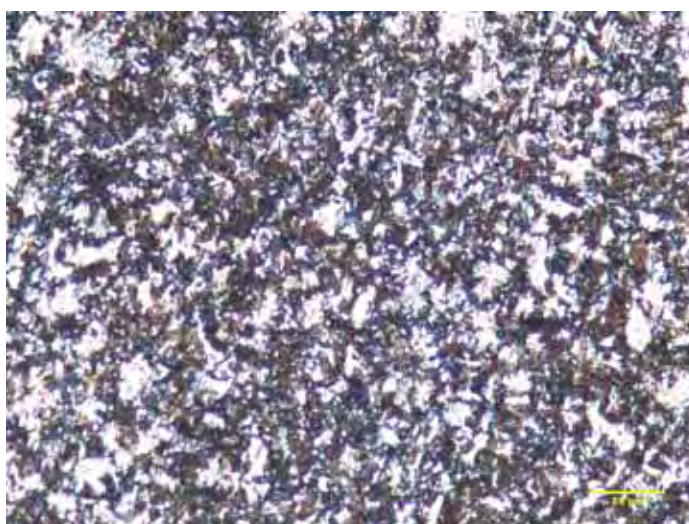


(c)

Figura 4.3 -Aquecimento à temperatura de austenitização de 850°C; Transformação Isotérmica à 450°C por um período de permanência de 600s e resfriamento em água. Ampliação 500x. Ataque químico: a) Nital; b) Metabissulfito; c) Reagente de LePera



(a)

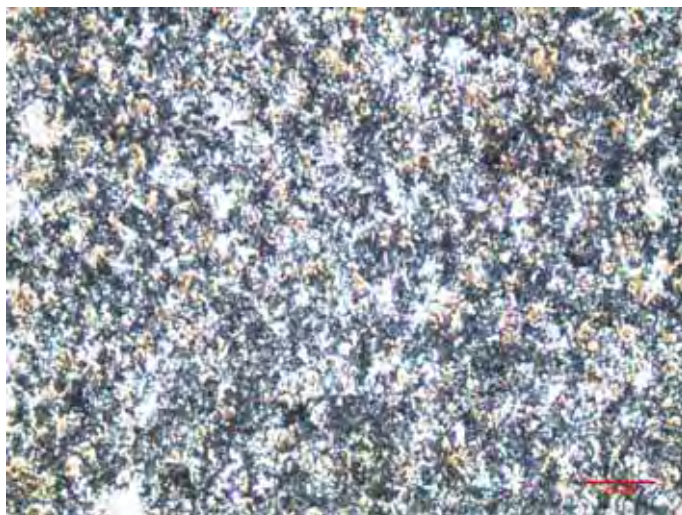


(b)

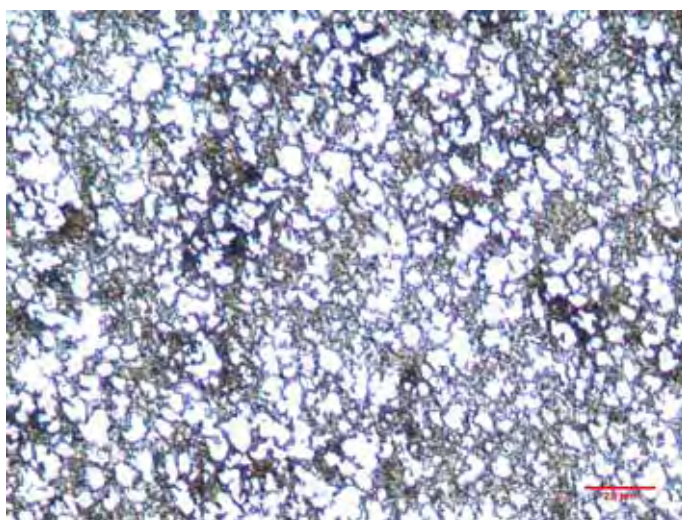


(c)

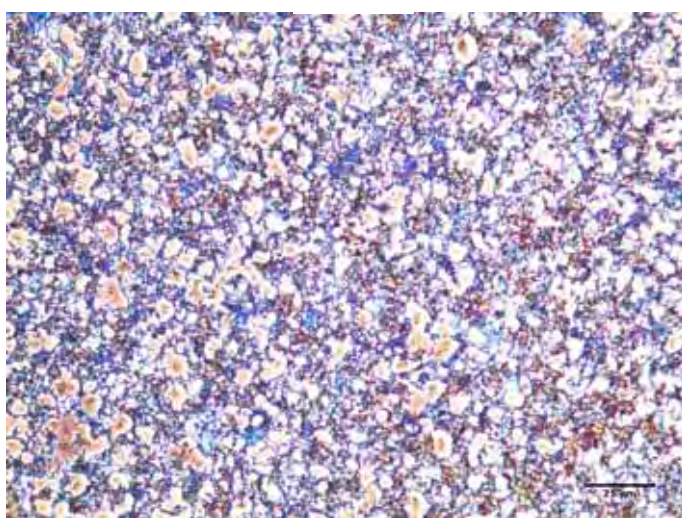
Figura 4.4 - Aquecimento à temperatura intercrítica de 740°C; Transformação Isotérmica à 350°C por um período de permanência de 600s e resfriamento em água. Ampliação 500x. a) Nital; b) Metabissulfito; c) Reagente de LePera



(a)

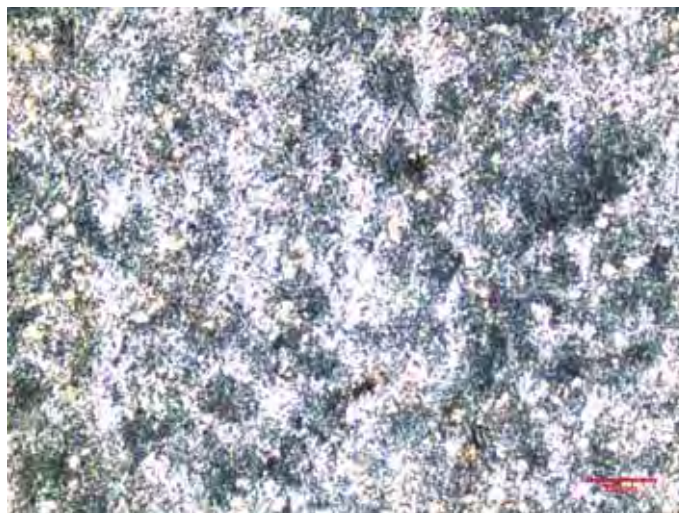


(b)



(c)

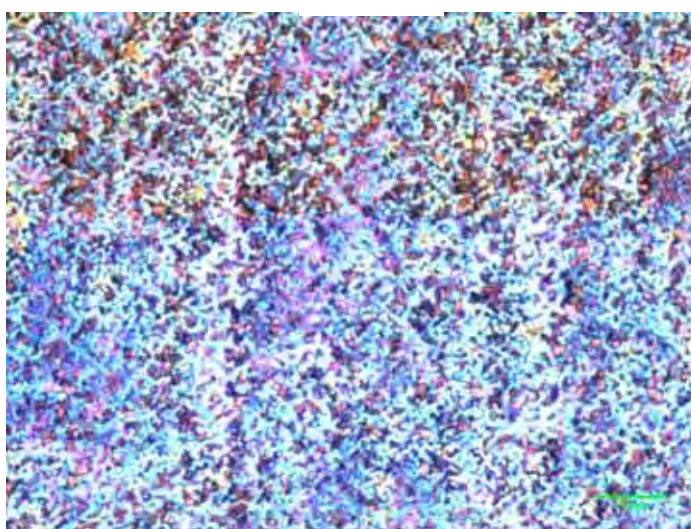
Figura 4.5 - Aquecimento à temperatura intercrítica de 740°C. Transformação Isotérmica à 450°C por um período de permanência de 600s e resfriamento em água. Ampliação 500x. Ataque químico: a) Nital; b) Metabissulfito; c) Reagente de LePera



(a)

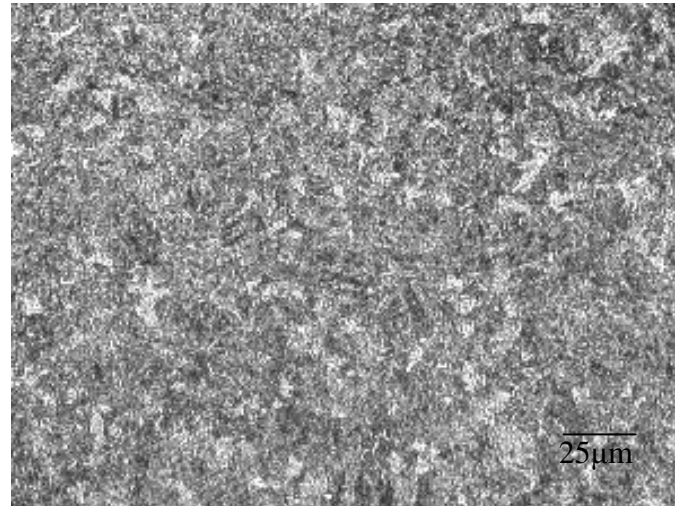


(b)

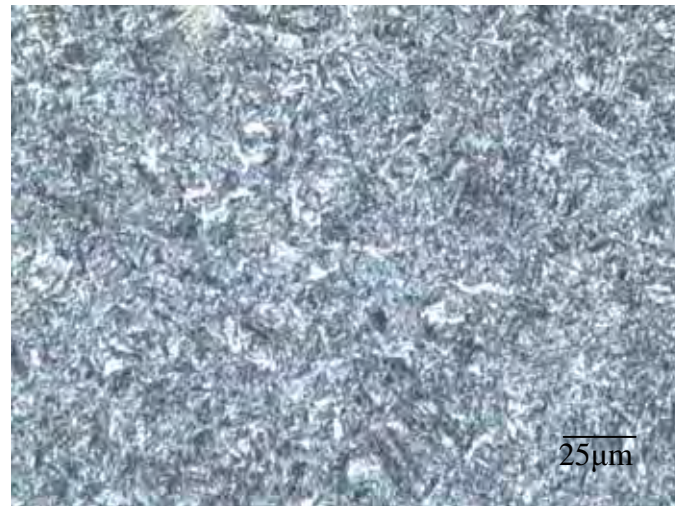


(c)

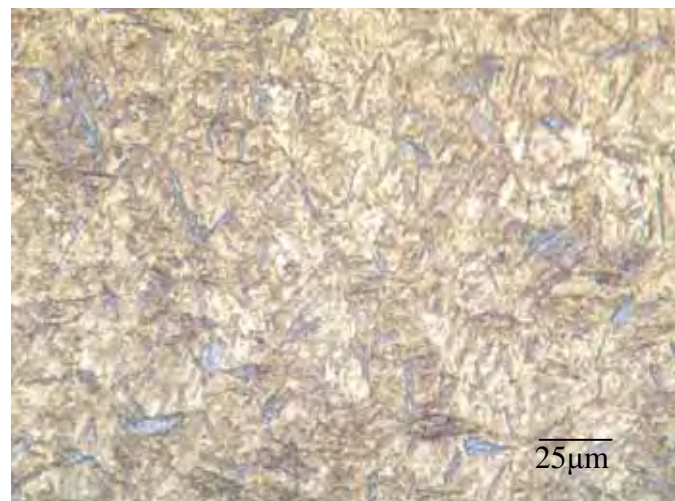
Figura 4.6 - Aquecimento à temperatura intercrítica de 720°C. Transformação Isotérmica a 350°C por um período e permanência de 600s e resfriamento em água. Ampliação 500x. Ataque químico: a) Nital; b) Metabissulfito; c) Reagente de LePera



(a)



(b)



(c)

Figura 4.7 - Fotomicrografias do aço AISI 4340 austenitizado a 850°C por 900s e mantido na temperatura intercrítica de 760°C por um período de permanência de 600s e resfriamento em água. Ampliação 500x. Ataque químico: a) Nital 2%; b) Metabissulfito de sódio 10%; c) Reagente de LePera



(a)



(b)



(c)

Figura 4.8 - Fotomicrografias do aço AISI 4340 austenitizado a 850°C por 900s e transformado isotermicamente à 320°C por um período de permanência de 600s e resfriamento em água. Ampliação 500x. Ataque químico: a) Nital 2%; b) Metabissulfito de sódio 10%; c) Reagente de LePera

4.2.2 – Correlação entre propriedades mecânicas e microestruturais na Fase I

A Tabela 4.3 mostra as quantidades volumétricas das fases obtidas por dedução dos resultados da Tabela 4.2. A Tabela 4.4 apresenta os resultados dos ensaios de tração monotônico para cada condição de tratamento térmico.

Os tratamentos térmicos foram escolhidos com o objetivo de otimizar as propriedades mecânicas, que estão relacionadas com a fração volumétrica das fases presentes. Os tratamentos de têmpera e revenimento foram escolhido por ser a condição mais utilizada pela indústria. Os tratamentos onde se faz um resfriamento na faixa de formação bainítica foram utilizados para introduzir uma parcela da fase bainítica e melhorar a tenacidade do material. Os tratamentos onde se utiliza de uma parada na temperatura intercrítica foram utilizados para introduzir uma parcela da fase ferrítica e melhorar a relação sinérgica entre as fases duras e melhorar ductilidade.

Tabela 4.2 - Quantificação das áreas brancas, por técnica de análise de imagens, após ataques químicos com nital, metabissulfito de sódio e reagente de LePera.

Análise de imagens - (% Área branca $\pm$ Desvio-Padrão)			
Condição de TT (°C)	Ataque Químico		
	Nital	Metabissulfito de sódio	LePera
	Ferrita + AR	AR	Martensita + AR
850/ Forno *	55,3 $\pm$ 5,2	15,1 $\pm$ 3,1	17,1 $\pm$ 4,0
850/ 350-600s *	0	20,0 $\pm$ 6,7	40,8 $\pm$ 6,9
850/ 450-600s *	0	18,3 $\pm$ 1,9	35,8 $\pm$ 3,6
740/ 350-600s *	68,4 $\pm$ 4,3	24,3 $\pm$ 2,4	30,0 $\pm$ 4,6
740/ 450-600s *	66,2 $\pm$ 5,1	22,3 $\pm$ 4,2	29,1 $\pm$ 4,9
720/ 450-600s *	72,8 $\pm$ 3,7	23,4 $\pm$ 2,5	28,2 $\pm$ 2,3
850/760-15 min	22,7 $\pm$ 4,8	11,4 $\pm$ 3,4	79,8 $\pm$ 6,5
850/320-15min	10,5 $\pm$ 2,6	10,5 $\pm$ 2,6	32,8 $\pm$ 5,9
850/ Óleo-300/Água-T&R	0	2,5 $\pm$ 1,2	96,6 $\pm$ 2,3

DP – Desvio-Padrão; F = Ferrita; P=Perlita; B = Bainita; M = Martensita; AR = Austenita Retida; T° Aquecimento/ Meio de resfriamento. * (RANIERI, A., 2005)

Os tratamentos térmicos alteraram a composição das fases com alterações consideráveis nas propriedades mecânicas de tração. Os tratamentos realizados com patamares de 740°C, 720°C e isotérmica de 450°C reduziram as propriedades mecânicas do aço, tomando a condição de recozimento ao forno como referência. Este fato está associado ao aumento da fase ferrítica (dúctil) e do baixo percentual de bainita formado na temperatura de 450°C.

A micrografia da condição (850/ Óleo-300/Água-T&R) será apresentada na Fase II, Figura 4.10.

Tabela 4.3 - Resultados das quantificações volumétrica das fases.

Condição de TT (°C)	F %±DP	P %± DP	B %± DP	M %± DP	AR %± DP
850/ Forno	40,2±6,1	39,2±3,5	3,5±9,0	2,0±5,1	15,1±3,1
850/350-10 min	0	0	59,2±10,3	20,8±9,6	20,0±6,7
850/450-10 min	0	0	64,2±4,5	17,5±4,1	18,3±1,9
740/350-10 min	44,1±4,9	0	25,9±7,4	5,8±5,1	24,3±2,4
740/450-10 min	43,9±6,6	0	27,1±9,6	6,7±6,4	22,3±4,2
720/450-10 min	49,4±4,5	0	28,0±6,0	4,8±3,4	23,4±2,5
850/760-15 min	11,3±3,8	0	8,9±5,3	68,4±4,5	11,4±3,4
850/320-15min	0	0	67,2±2,8	22,3±6,9	10,5±2,6

DP – Desvio-Padrão

F = Ferrita; P=Perlita; B = Bainita; M = Martensita; AR = Austenita Retida

No tratamento intercrítico a 740°C, e com temperatura isotérmica de 350°C é produzida uma fração volumétrica das fases semelhante à condição 740°C/450°C, porém com melhores níveis de resistência mecânica. Ao reduzir a temperatura isotérmica para 350°C forma-se uma bainita mais dura (bainita inferior), melhorando a sinergia entre as fases.

O tratamento isotérmico realizado a 450°C, a partir da temperatura de 850°C, onde a estrutura está totalmente austenitizada, irá produzir maior percentual de bainita e martensita melhorando os níveis de resistência.

Na rota semelhante, com resfriamento a partir de 850°C para a permanência na temperatura isotérmica de 350°C as propriedades mecânicas são ainda melhores, com pequena perda na ductilidade. Isto ocorre devido a pequena elevação no percentual de martensita e devido à formação de bainita inferior que tem maior dureza.

Tabela 4.4 - Resultados dos ensaios de tração *versus* fração volumétrica das fases

Condição de TT (°C)	Alongamento % $\epsilon_l \pm DP$	RT MPa $\pm DP$	LE MPa $\pm DP$	LE/RT	F %	P %	B %	M %	AR %
850/ Forno *	14,2 $\pm$ 2,1	1073 $\pm$ 13,4	899 $\pm$ 5,5	0,83	40,2	39,2	3,5	2,0	15,1
850/350-10 min *	12,7 $\pm$ 0,5	1375,4 $\pm$ 3,0	1366,1 $\pm$ 0,2	0,99	0	0	59,2	20,8	20,0
850/450-10 min *	13,1 $\pm$ 0,3	1189,1 $\pm$ 8,4	1124,4 $\pm$ 6,9	0,94	0	0	64,2	17,5	18,3
740/350-10 min *	15,1 $\pm$ 0,6	1112,7 $\pm$ 6,0	1081,9 $\pm$ 11,4	0,97	44,1	0	25,9	5,8	24,3
740/450-10 min *	15,0 $\pm$ 0,4	982,8 $\pm$ 15,4	915,0 $\pm$ 17,9	0,93	43,9	0	27,1	6,7	22,3
720/450-10 min *	23,2 $\pm$ 1,1	693,8 $\pm$ 2,1	569,1 $\pm$ 4,9	0,82	43,8	0	28,0	4,8	23,4
850/760-15 min	13,01 $\pm$ 0,4	2028 $\pm$ 0,4	1672 $\pm$ 17,1	0,82	11,3	0	8,9	68,4	11,4
850/320-15min	14,3 $\pm$ 0,6	1478 $\pm$ 7,1	1402 $\pm$ 9,7	0,94	0	0	67,2	22,3	10,5

DP – Desvio-Padrão. * (RANIERI, A., 2005)

F = Ferrita; P=Perlita; B = Bainita; M = Martensita; AR = Austenita Retida.

As condições 850°C/(350°C - 10min) e 850°C/(320°C - 15min) apresentaram teores de fases presentes bastante semelhantes porém com percentual de bainita um pouco superior para o tratamento isotérmico realizado a 320°C e ausência da fase ferrítica, refletindo em maior limite de escoamento e resistência que o realizado a 350°C. Ainda comparando-se estas duas situações o alongamento na condição

isotérmica a 320°C é superior a realizada a 350°C. Por esta razão a condição (850° / 350°-10min) foi uma das condições escolhidas para os ensaios preliminares de fadiga, juntamente com a condição recozida em forno.

A outra condição escolhida para os ensaios de fadiga iniciais foi a 850°C / 760°C – 15min, pois foi a condição que apresentou os maiores valores de limite de escoamento e de resistências mantendo ainda um bom alongamento. Estas propriedades foram associadas a microestrutura com teores mais elevados de martensita (68,44%) e com a presença da fase ferrita (11,3%).

A austenita se transforma em bainita nos tratamentos isotérmicos até estar suficientemente estável e não mais se transforma diminuindo as frações de martensita na estrutura, produzindo uma relação resistência / tenacidade altamente conveniente para muitas aplicações práticas. Observa-se que para todos os tratamentos isotérmicos e intercríticos, o percentual de austenita retida foi superior a 10%.

Os resultados dos ensaios de tração monotônica para os corpos-de-prova tratados por resfriamento contínuo mostram que as taxas de resfriamento têm efeitos sobre as propriedades mecânicas e a ductilidade do aço. Ficou também evidenciado que o aço AISI 4340 é temperado com grande facilidade.

O aço resfriado em forno até 300°C (taxa média de 0,02°C/seg) apresentou a menor resistência à tração e o alongamento percentual praticamente igual a transformação isotérmica. A partir destes tratamentos e em função das propriedades mecânicas foram escolhidas três condições microestruturais para serem realizados os ensaios preliminares de fadiga na Fase I que são mostrados a seguir:

1. 850°C / Forno – boa ductilidade medida pelo alongamento (15,5%)
2. 850°C / 760°C – intercrítico que manteve uma boa ductilidade e alcançou elevados níveis de resistência (2028 MPa) próximo ao aço temperado, porém sem o inconveniente do baixo alongamento.
3. 850°C / 320°C (900s) – não apresentou perda na ductilidade comparado ao aço recozido e apresentou um ganho no limite de escoamento e de resistência, superior às outras condições de tratamento isotérmico.

Conforme pode ser observado na Tabela 4.2 a condição (850°C/ Óleo-300°C/Água-T&R) apresenta $2,5 \pm 3,2$ de austenita retida (AR), $96,6 \pm 2,3$ (Martensita+AR) o que resulta em $94,15 \pm 1,15$ de martensita. Por se tratar de uma condição mais utilizada na indústria, a estrutura temperada e revenida (T&R) é usada na Fase II.

Nesta Fase II é excluída a condição intercrítica a 760°C, que apesar do excelente resultado na propriedade em tração, seu desempenho em fadiga foi inferior às duas outras condições escolhidas como mostrado na Tabela 4.5 e na Figura 4.9.

4.2.3 – Resultados dos ensaios de fadiga na Fase I

Tabela 4.5 - Resultados dos ensaios de fadiga – Recozido, Isotérmico e Intercrítico

4340 Recozido (850°C / Forno)		4340 Intercrítico (IC) (850°C / 760°C-15min)		4340 Isotérmico (IT) (850°C / 320°C-15min)	
Tensão MPa	Nº ciclos	Tensão MPa	Nº ciclos	Tensão MPa	Nº ciclos
719.2	2.04889E6*	669	2.0079E6*	632	327420
719.2	2.05092E6*	711	311767	701	2.09949E6*
764.2	599240	711	1.42777E6	736	2.16817E6*
764.2	1.1843E6	711	1.6706E6	754	38851
809.1	251051	752	124460	754	2.1568E6*
809.1	317935	752	250402	771	141150
899	83968	836	58839	771	383262
899	98290	836	47676	841	123441
980	34523	899	33722	841	158956
980	43570	899	407568	981	54648
		899	43221	981	63875
		899	67363	1121.6	27214
		1003	23335	1121.6	38999
		1003	38621		
--	--	1338	13427		
		1338	13519		
--	--	1338	47622		

* Estes ensaios foram interrompidos e considerados vida infinita

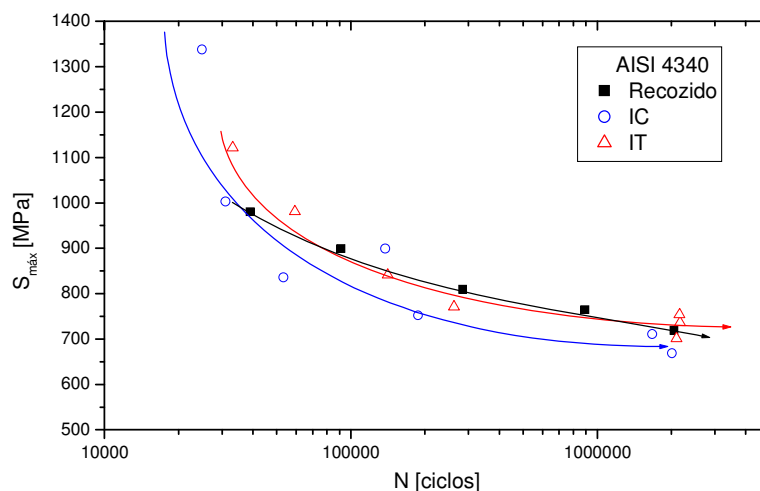


Figura 4.9 – Resultados dos ensaios de fadiga – Recozido, Isotérmico (IT) e Inter-critico (IC).

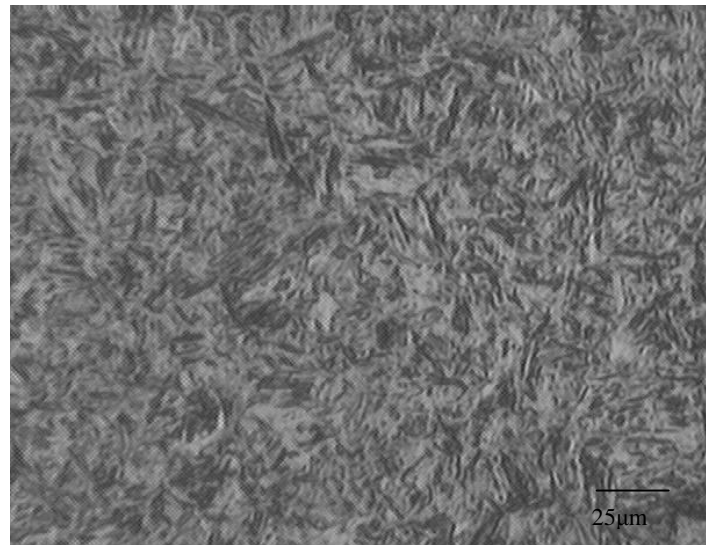
4.3 – FASE II – TRATAMENTOS TÉRMICOS E TERMOQUÍMICOS

4.3.1 - Tratamentos Térmicos e Micrografia do T&R

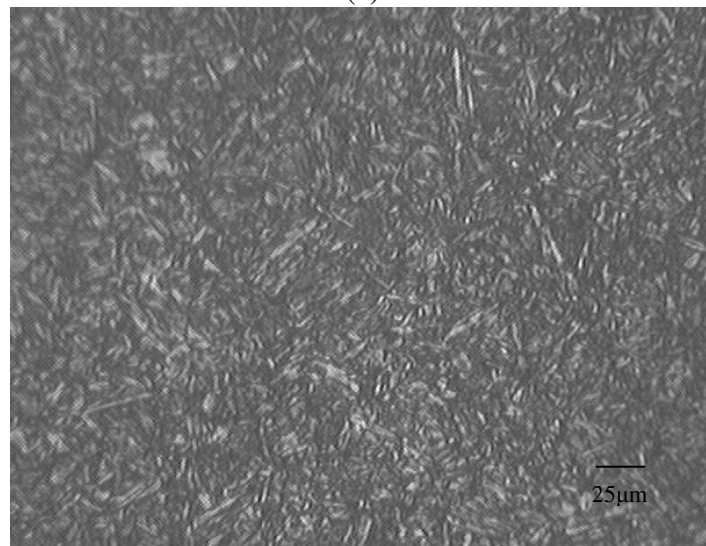
As três condições foram repetidas e consideradas na Fase II, agora substituindo a condição (850°C / 760°C – inter-critico) pela T&R (850°C / 300°C por 2 horas), ficando as três condições escolhidas como listadas a seguir:

1. 850°C / Forno – Recozido - Boa ductilidade medida pelo alongamento (15,5%),
2. 850°C / 300°C – 2 horas - Temperado e Revenido (T&R),
3. 850°C / 320°C (15 min) – Isotérmico - Não apresentou perda na ductilidade comparado ao aço recozido e apresentou um ganho no limite de escoamento e de resistência, superior as outras condições de tratamento isotérmico.

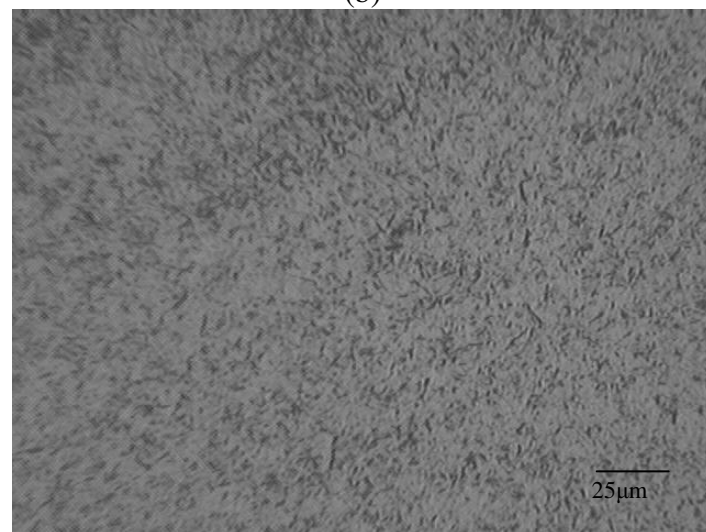
A Figura 4.10 mostra as micrografias do aço temperado e revenido (850°C / 300°C – 2 horas) atacado respectivamente com nital, metabissulfito de sódio e LePera. As outras duas condições já foram apresentadas no item 4.2.



(a)



(b)



(c)

Figura 4.10 - Fotomicrografias do aço AISI 4340 - T&R. Ampliação 500x. Austenitizado a 850°C, resfriado em óleo, revenido a 300°C e resfriado em água. Ataque químico: a) Nital 2%; b) Metabissulfito de sódio 10%; c) Reagente LePêre.

4.3.2 – Correlação entre propriedades mecânicas e microestruturais com T&R

Na Tabela 4.6 apresentam-se os resultados de tração e microestruturas das três condições escolhidas para a Fase II.

Tabela 4.6 - Resultados dos ensaios de tração *versus* fração volumétrica das fases na Fase II

ENSAIO DE TRAÇÃO X FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DAS FASES								
Condição de TT	Alongamento % $\epsilon_l \pm DP$	RT MPa $\pm DP$	LE MPa $\pm DP$	LE/RT	F %	B %	M %	AR %
850/ Forno	14,23 $\pm$ 2,1	1073 $\pm$ 13,4	899 $\pm$ 5,5	0,83	40,2	3,5	2,0	15,1
850/300 T&R	15,55 $\pm$ 2,3	1600 $\pm$ 9,1	1400 $\pm$ 12,1	0,87	0	0	96,6	2,5
850/320-900s	14,3 $\pm$ 0,6	1478 $\pm$ 7,1	1402 $\pm$ 9,7	0,94	0	67,2	22,3	10,5

DP – Desvio-Padrão

F = Ferrita; B = Bainita; M = Martensita; AR = Austenita Retida.

Conforme pode ser observado nas Figuras 4.11 a 4.13, o tratamento de nitrocarbonetação a plasma diminuiu a resistência à fadiga do material nas três condições de tratamento térmico. Este efeito ocorre devido a permanência dos aços na temperatura de 500°C durante o tratamento a plasma, funcionando como um segundo revenimento. Na Figura 4.13 a curva tem um defeito, pois o ensaio não pode ser completado devido ao corpo-de-prova ter se rompido na garra antes do termino do ensaio e o equipamento não salvou o restante dos resultados do ensaio.

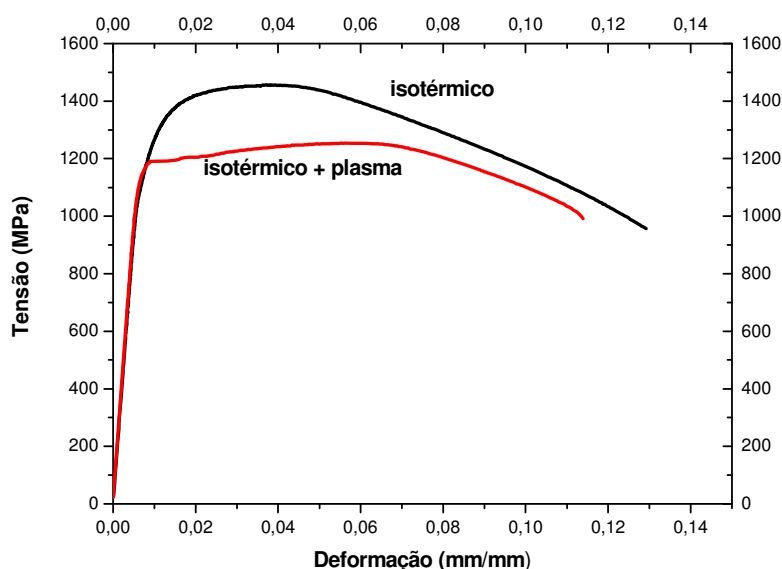


Figura 4.11 – Curva de tração isotérmica com e sem nitrocarbonetação a plasma.

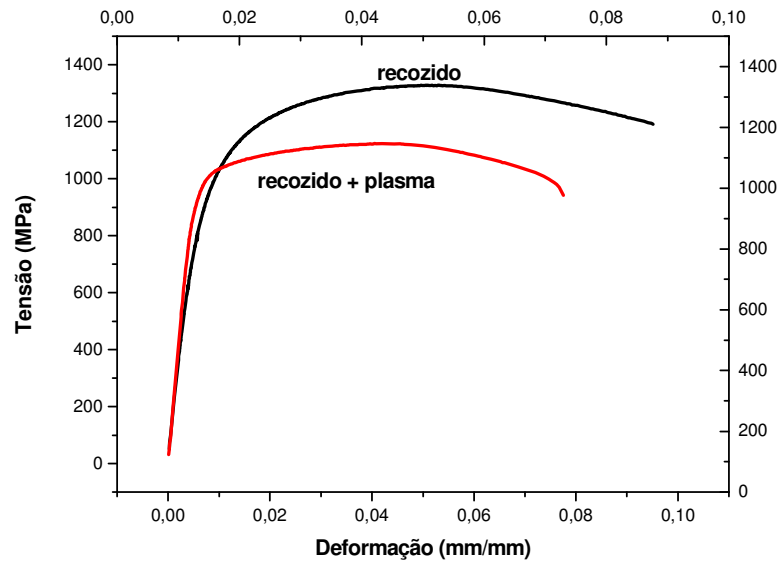


Figura 4.12 – Curva de tração na condição recozida com e sem nitrocarbonetação a plasma.

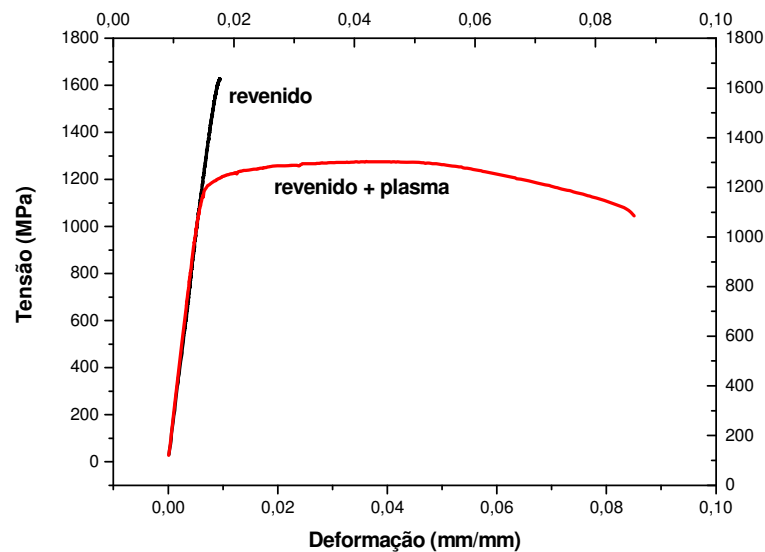


Figura 4.13 – Curva de tração na condição T&R (temperado e revenido) com e sem nitrocarbonetação a plasma.

4.3.3 – Tratamento Termoquímico a Plasma

A Figura 4.14 mostra a estrutura da martensita revenida obtida pelo processo de têmpera e revenimento antes (a) e após o tratamento a plasma (b). Neste caso, houve uma alteração na estrutura de grãos martensíticos, reduzindo a tetragonalidade da

martensita, e provocando a precipitação de carbonetos. Nota-se também que as agulhas de martensita desaparecem e que há uma redução da acicularidade dos grãos.

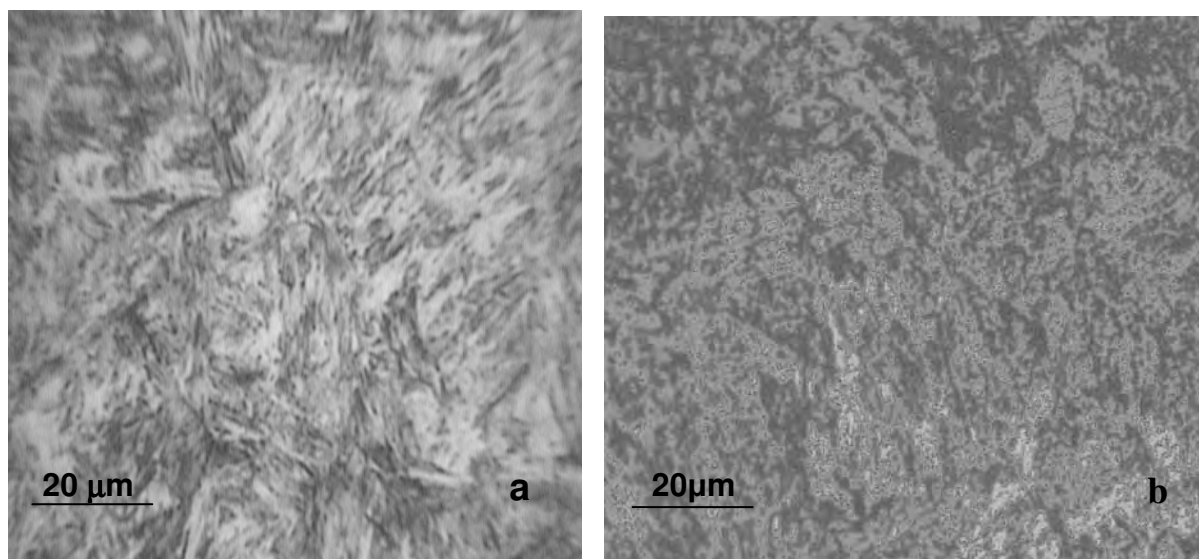


Figura 4.14 - Aço AISI 4340 após austenitização a 850°C, temperado em óleo e revenido a 300°C; em seguida, resfriado bruscamente em água. Ataque com Nital 2% e aumento de 500X: a) T&R, b) T&R + Nitrocarbonetação a plasma.

Na Figura 4.15 são apresentadas as micrografias do aço recozido (a) e recozido e nitrocarbonetado (b). Basicamente, observa-se uma estrutura ferrítica (branca) e perlítica (escura), típicas do aço 4340. Não se observam grandes alterações na estrutura cristalina após o tratamento a plasma, mas os grãos aparentemente tornaram-se mais poligonais.

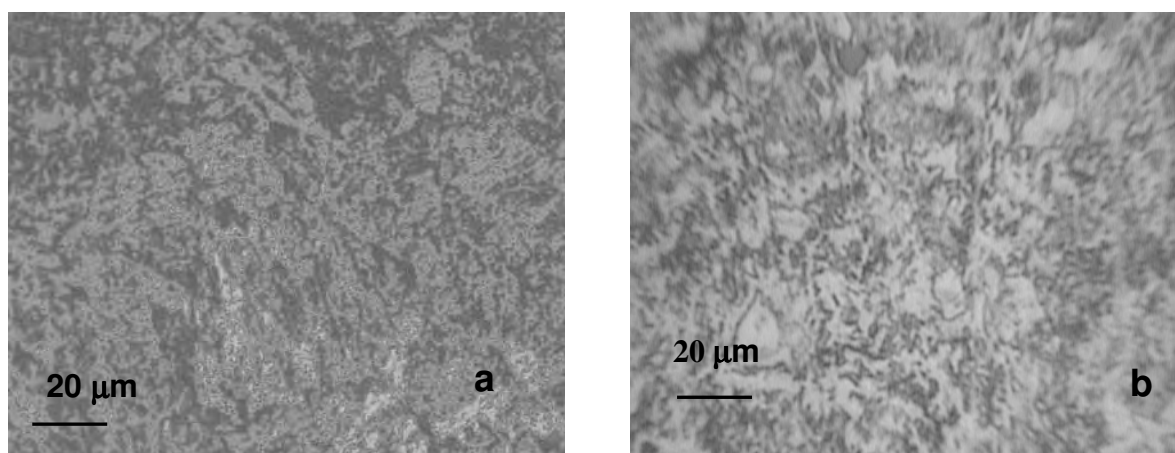


Figura 4.15 - Aço AISI 4340 após austenitização a 900°C, recozido em forno até 300°C em seguida resfriado em água. Ataque com Nital 2% - 500X: a) Recozido; b) Recozido + Nitrocarbonetação a plasma.

Na Figura 4.16 pode ser observada a estrutura bainítica formada com o tratamento isotérmico antes (a) e após o tratamento a plasma (b). O tratamento a plasma a 500°C provocou um revenimento no aço bainítico. A difusão atômica dos átomos de carbono provocou uma redução na acicularidade, tornando as estruturas mais arredondadas, com provável precipitação de carbonetos.

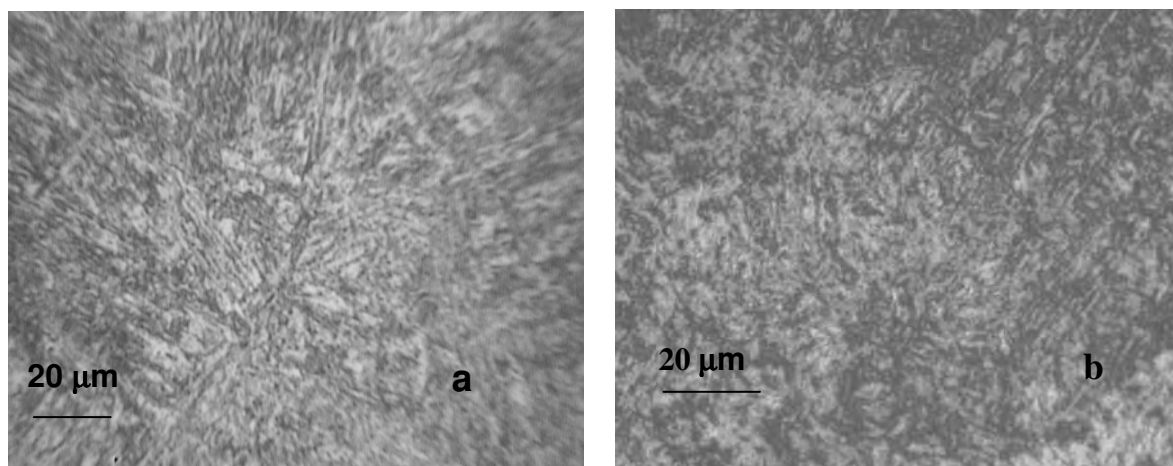


Figura 4.16 - Aço AISI 4340 após austenitização a 850°C, transformado isotermicamente a 320°C. Ataque com Nital 2% - 500X: a) Isotérmico b) Isotérmico + Nitrocarbonetação a Plasma.

4.3.4 - Micrografia da camada nitrocarbonetada

A camada de compostos na superfície das amostras Isotérmica, T&R e Recozida são mostradas nas micrografias das Figura 4.17, 4.18 e 4.19. Uma camada com cerca de 10μm formou-se sobre a superfície do aço recozido.

Há uma ligeira redução na espessura da camada no caso dos outros dois tratamentos térmicos, indicando que, possivelmente, a superfície da estrutura ferrítica-perlítica seja capaz de incorporar mais nitrogênio.

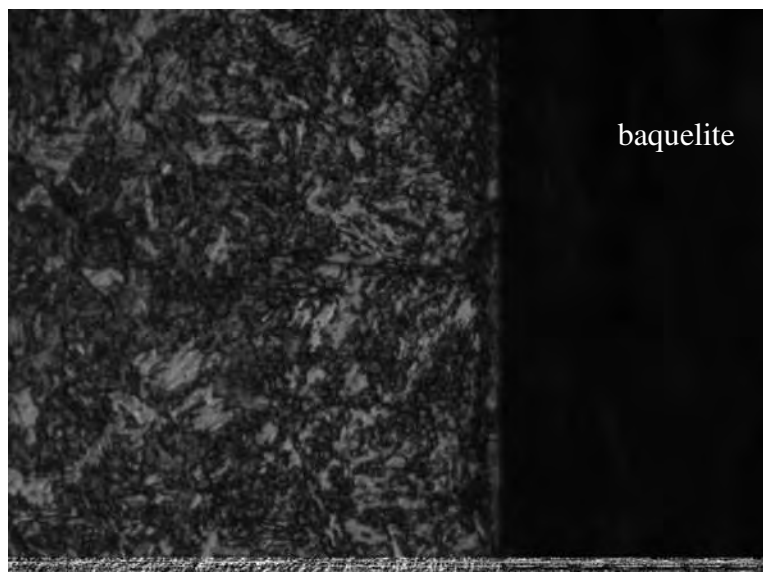


Figura 4.17 - Nitrocarbonetação de metal base com estrutura Isotérmica –Ampliação 500x.

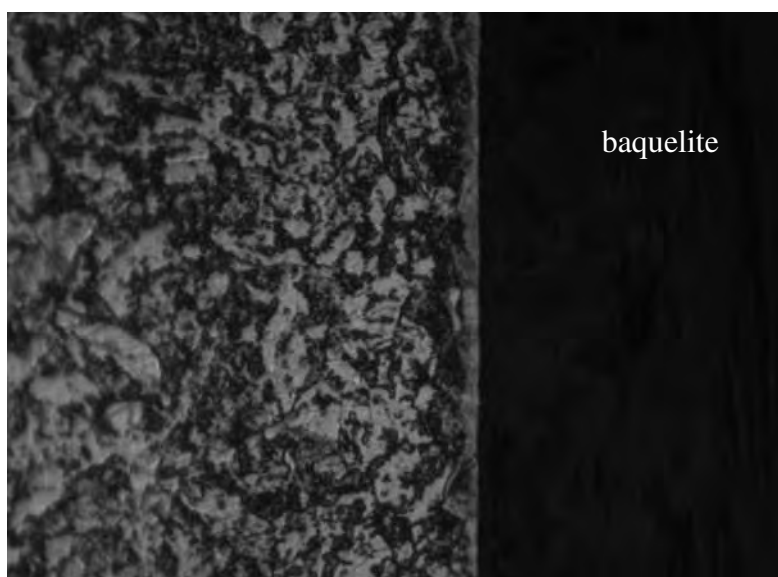


Figura 4.18 - Nitrocarbonetação de metal base com estrutura T&R – Ampliação 500x.



Figura 4.19 - Nitrocarbonetação de metal base Recozido – Ampliação 500x.

4.3.5 - Microscopia Confocal a Laser

A tecnologia Confocal permite observar os desníveis na topografia da estrutura. Um exemplo disto é a foto da Figura 4.20 mostrando o desnível entre a superfície da estrutura e a baquelite causado pelo processo de lixamento.

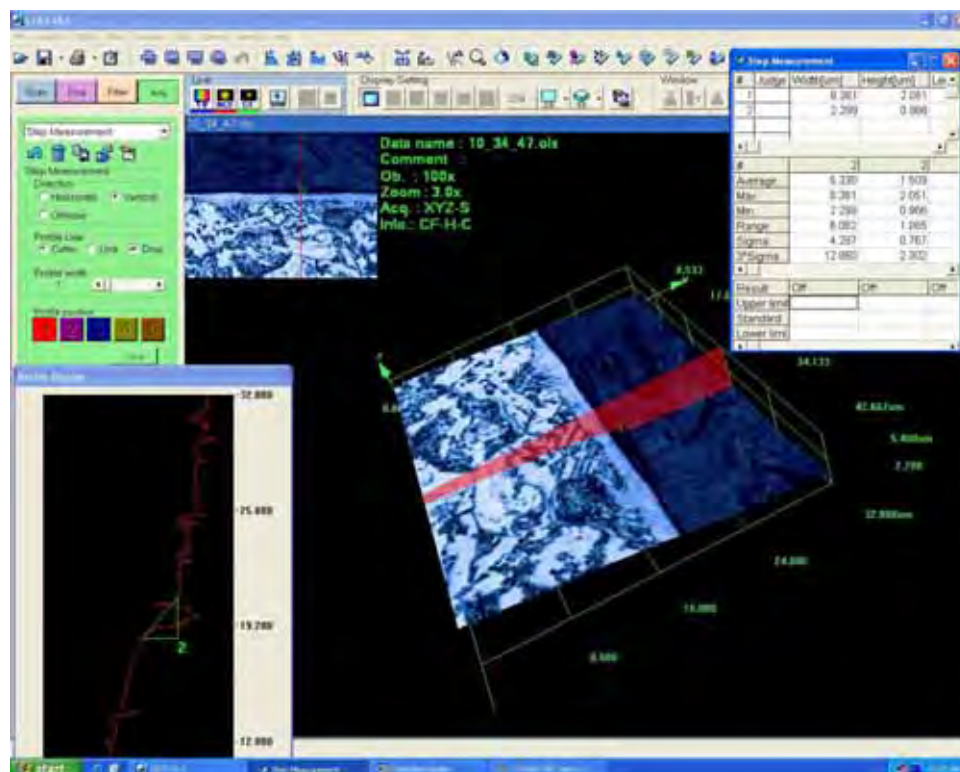


Figura 4.20 - Perfil do desnível entre a superfície do metal e a baquelite em azul escuro.

Devido à diferença de dureza entre a estrutura metálica e a baquelite surgem com muita facilidade esses degraus durante o processo de polimento. Além disto, a superfície do metal que está sendo polido não fica exatamente plana apresentando pequena curvatura. Este desnível na baquelite, conforme pode ser observado na Figura 4.20 e a curvatura da amostra, na micrografia ótica, produzem diferenças no foco dificultando a análise. A microscopia **Confocal a Laser** permite uma melhor visualização em regiões onde haja algum desnível na amostra. Devido à diferença de dureza entre a camada de compostos e a região próxima, há um desnível durante o processo de preparação da amostra. Por meio dessa técnica, onde são sobrepostas várias imagens com focos em profundidades diferentes, consegue-se uma boa imagem, apesar da topografia do material.

Na Figura 4.21 observa-se a camada branca na superfície da amostra. Próximo à camada há uma região mais escura, indicando a difusão atômica e a formação de carbonetos e nitretos.

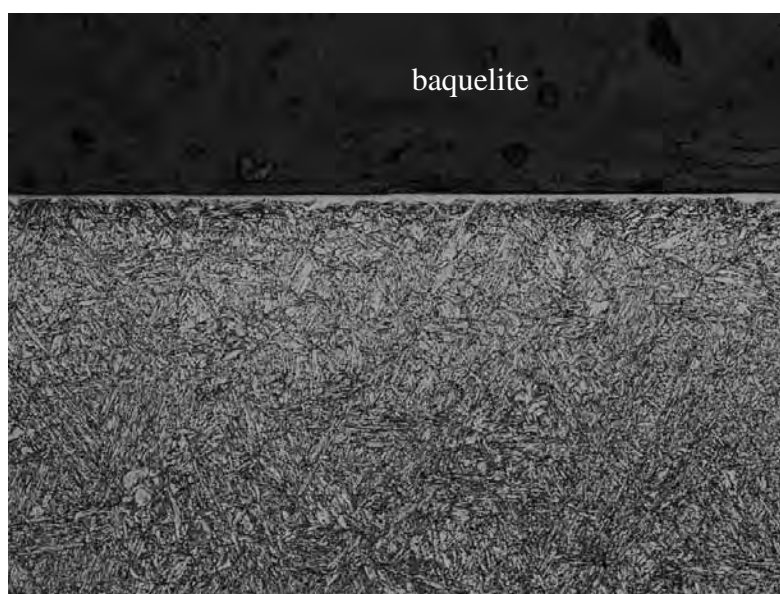


Figura 4.21 – Microscopia Confocal a Laser - T&R + Nitrocarbonetação a Plasma – Ampliação de 600 X.

A Figura 4.22 mostra em detalhe a camada de compostos formada e a região de difusão atômica, próxima à superfície.

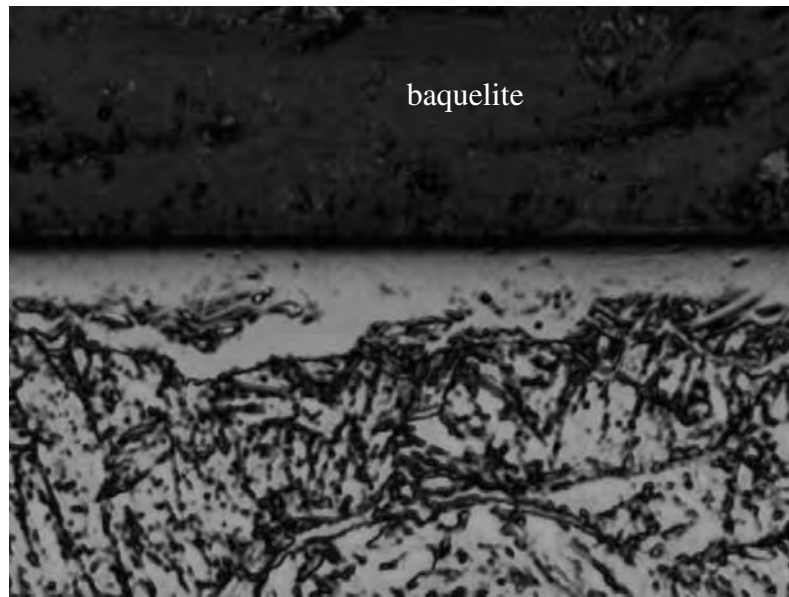


Figura 4.22 – Microscopia Confocal a Laser - T&R + Nitrocarbonetação a Plasma – Ampliação de 4.800X.

As Figuras 4.23 e 4.24 mostram a camada de compostos formada na superfície do aço com estrutura bainítica (tratamento isotérmico) e detalhe da região de difusão atômica.

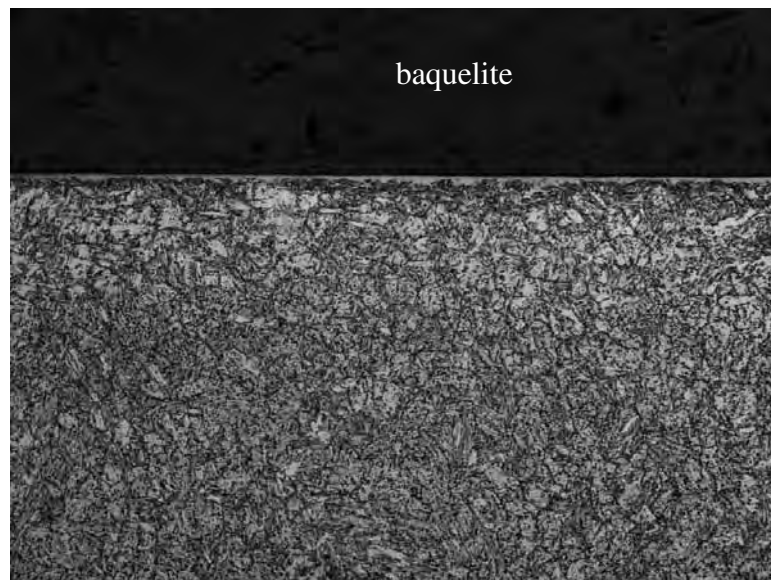


Figura 4.23 – Microscopia Confocal a Laser - Isotérmica + Nitrocarbonetação a Plasma – Ampliação de 600X.

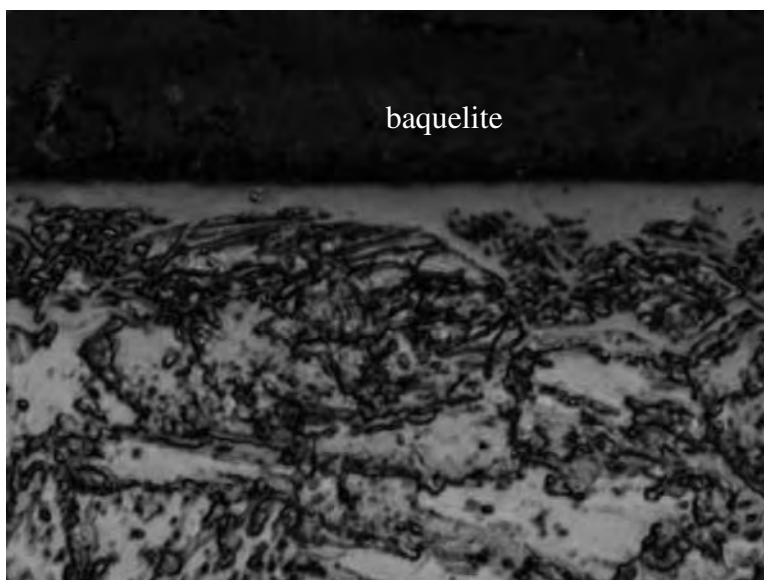


Figura 4.24 – Microscopia Confocal a Laser - Isotérmica + Nitrocarbonetação a Plasma – Ampliação de 1.200X.

Nas Figuras 4.21, 4.22, 4.23 e 4.24 pode-se ver detalhes da camada branca na superfície da amostra do aço. Próximo à camada há uma região mais escura, indicando a difusão atômica e a formação de carbonetos e nitretos. Observam-se também regiões brancas no interior da microestrutura mostrando diferentes fases.

A Figura 4.25 mostra o detalhe da camada formada e da região difusa.

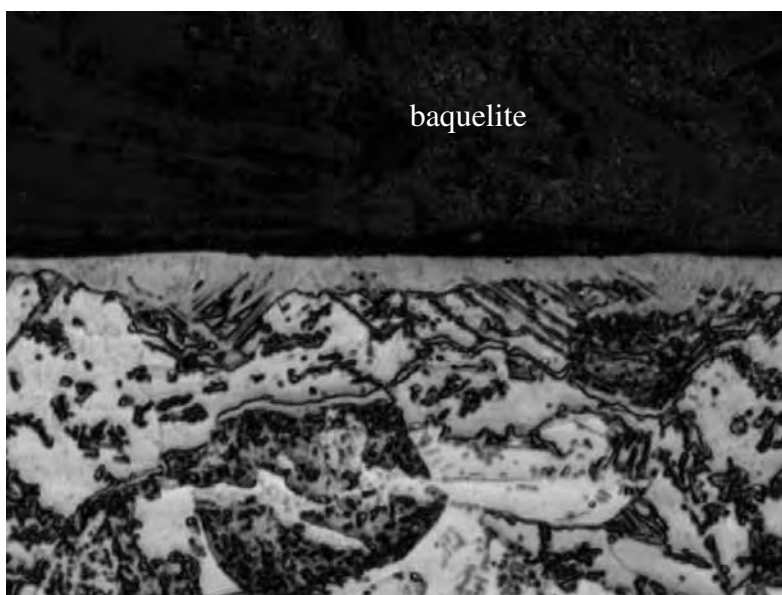


Figura 4.25 – Microscopia Confocal a Laser - Recozido + Nitrocarbonetação a Plasma – Ampliação de 3.600X.

A Figura 4.26 mostra com maior ampliação um grão ferrítico com formação de precipitados, que contribuem para elevar a dureza na região.

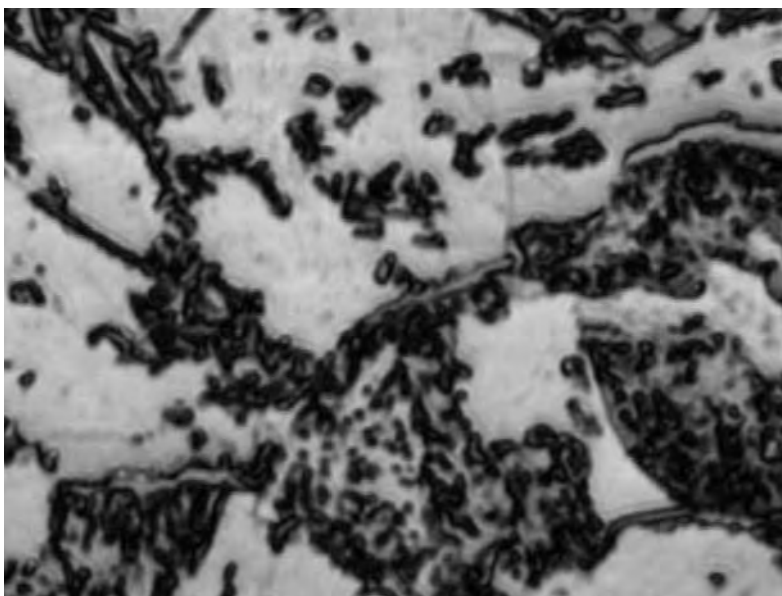


Figura 4.26 – Microscopia Confocal a Laser - Recozido + Nitrocarbonetada a Plasma – Ampliação de 7.200X. Detalhe da microestrutura com grande aumento.

4.3.6 – Microdureza Vickers

Foram realizadas medidas de dureza por microindentação nos aços, a partir da camada nitrocarbonetada em direção ao núcleo do substrato. A Tabela 4.7 mostra estas medidas e o gráfico da Figura 4.27 mostra o perfil obtido nesse teste.

O Gráfico da Figura 4.27 foi construído a partir dos dados de dureza Vickers mostrados na Tabela 4.7, medidos com microdurômetro tipo FM-700 (**Future tech**) localizado no Laboratório de Tratamento e Análise de Superfícies do IEAv/DCTA. As medidas iniciaram na superfície da amostra cortada, em direção ao centro do corpo-de-prova. Foram realizadas três medidas de cada posição.

O endurecimento da camada dá-se pela formação de nitretos que diminui conforme se aprofunda no material. Foram efetuadas as medidas de microdureza com cargas de 50gf, com tempo de penetração de oito segundos na camada superficial endurecida por nitrocarbonetação a plasma e na região de difusão atômica, próxima à camada, obtendo-se os perfis de microdureza após a nitrocarbonetação, para as três condições de tratamentos térmicos.

Tabela 4.7 – Microdureza Vickers da superfície nitrocarbonetada em direção ao centro do CDP.

D(μm) $\pm$ DP	T&R $\pm$ DP	REC $\pm$ DP	ISO $\pm$ DP	D(μm) $\pm$ DP	T&R $\pm$ DP	REC $\pm$ DP	ISO $\pm$ DP
0	945 $\pm$ 25	880 $\pm$ 23	870 $\pm$ 20	40	750 $\pm$ 11	735 $\pm$ 8	-
6	820 $\pm$ 17	-	780 $\pm$ 15	50	-	-	760 $\pm$ 7
7	-	790 $\pm$ 23	770 $\pm$ 18	55	649 $\pm$ 9	-	-
7,5	800 $\pm$ 21	-	-	60	-	643 $\pm$ 13	-
9	790 $\pm$ 6	779 $\pm$ 19	-	70	620 $\pm$ 18	-	660 $\pm$ 10
12	759 $\pm$ 15	-	-	90	-	535 $\pm$ 9	-
13	-	-	769 $\pm$ 16	100	508 $\pm$ 3	-	650 $\pm$ 7
16	-	-	765 $\pm$ 9	120	501 $\pm$ 10	455 $\pm$ 7	555 $\pm$ 9
18	-	741 $\pm$ 11	-	160	466 $\pm$ 5	-	400 $\pm$ 6
20	780 $\pm$ 14	720 $\pm$ 10	751 $\pm$ 13	190	450 $\pm$ 7	330 $\pm$ 8	-
30	730 $\pm$ 7	719 $\pm$ 12	749 $\pm$ 15	200	-	-	401 $\pm$ 4
36	-	717 $\pm$ 13	-	220	450 $\pm$ 7	-	-
-	-	-	-	240	-	325 $\pm$ 5	390 $\pm$ 6

DP – Desvio Padrão

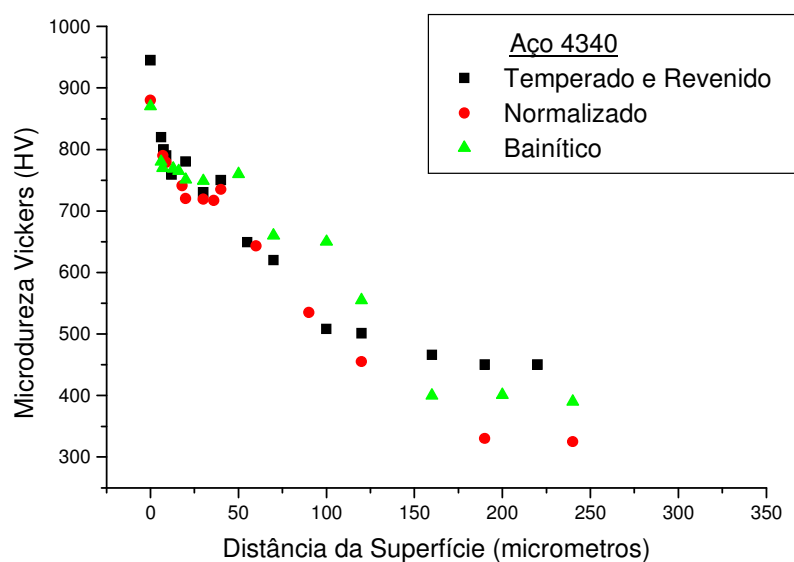


Figura 4.27 - Gráfico da microdureza Vickers da superfície em direção ao centro.

Pode-se observar na Tabela 4.7 e no Gráfico da Figura 4.27 que as durezas na superfície atingem altos valores, em torno de 900 HV em todas as três condições de

tratamento do metal base, sendo praticamente iguais. Em seguida vão se diferenciando conforme avançam no metal base até o centro onde os efeitos da difusão atômica já não se fazem mais presentes mostrando que o T&R ainda é o mais duro seguido da estrutura bainítica e do recozido como estrutura mais dúctil.

Comparando-se as durezas antes e depois do tratamentos térmicos a plasma observa-se uma redução nos valores da dureza no substrato medidas além dos 120 μ m. Isto ocorre devido ao tempo de permanência na temperatura de 500°C por cerca de quatro horas no tratamento a plasma. Nas condições de T&R e Isotérmica, as estruturas passaram por um revenimento com movimentação de átomos de carbono e formação de precipitados. A estrutura do aço que se encontrava na condição recozida tem uma redução na dureza devido ao processo de recuperação também ativada termicamente.

A camada difusa no aço tratado isotermicamente, portanto com estrutura bainítica, parece ter atingido uma maior profundidade.

Observa-se também que a uma profundidade de 20 μ m a 30 μ m a microdureza tem uma pequena redução indicando uma possível migração dos átomos de carbono em direção à superfície.

4.3.7 - Difractometria de raios X – Metal base nitrocarbonetado a plasma

A Figura 4.28 mostra o difratograma do material base recozido e, os difratogramas das Figuras 4.29 a 4.31 mostram a composição das camadas para as três condições microestruturais estudadas.

Os difratogramas das Figuras 4.32 a 4.34 mostram a composição das fases utilizando o método de Rietveld (RIETVELD, 1969).

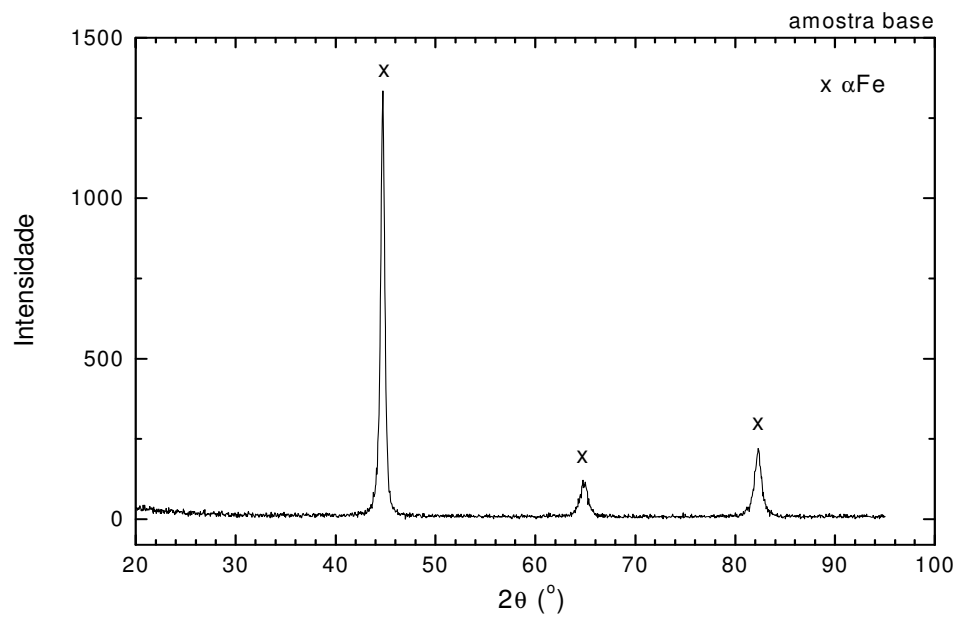


Figura 4.28 – Difractometria de Raios X – Aço AISI 4340 Recozido.

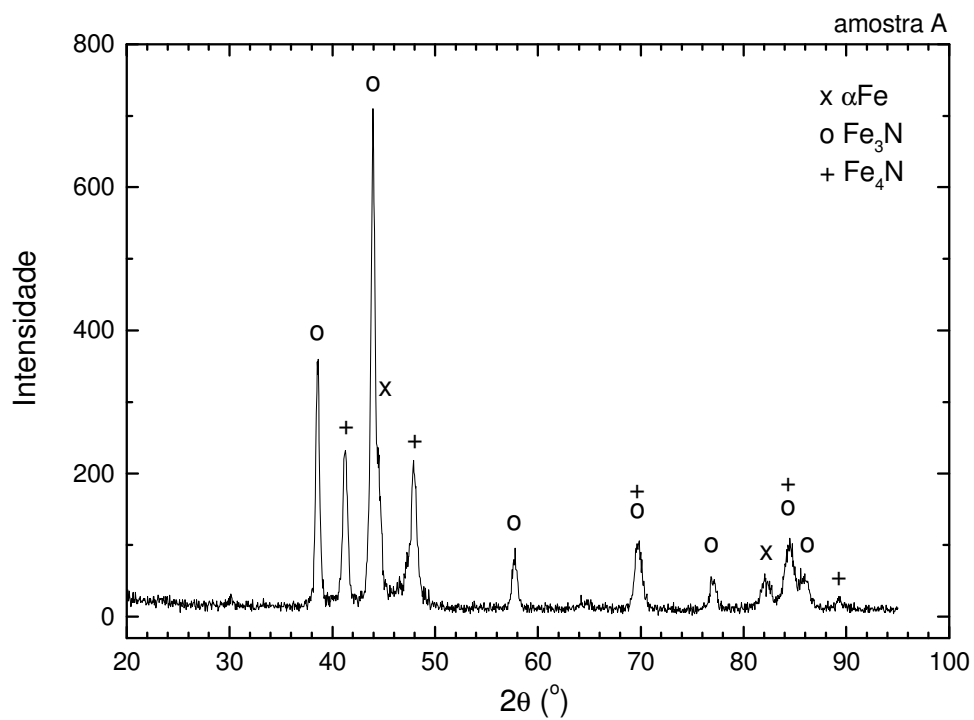


Figura 4.29 – Difractometria de Raios X – Aço AISI 4340 T&R + Nitrocarbonetção a plasma (R X na camada nitrocarbonetada).

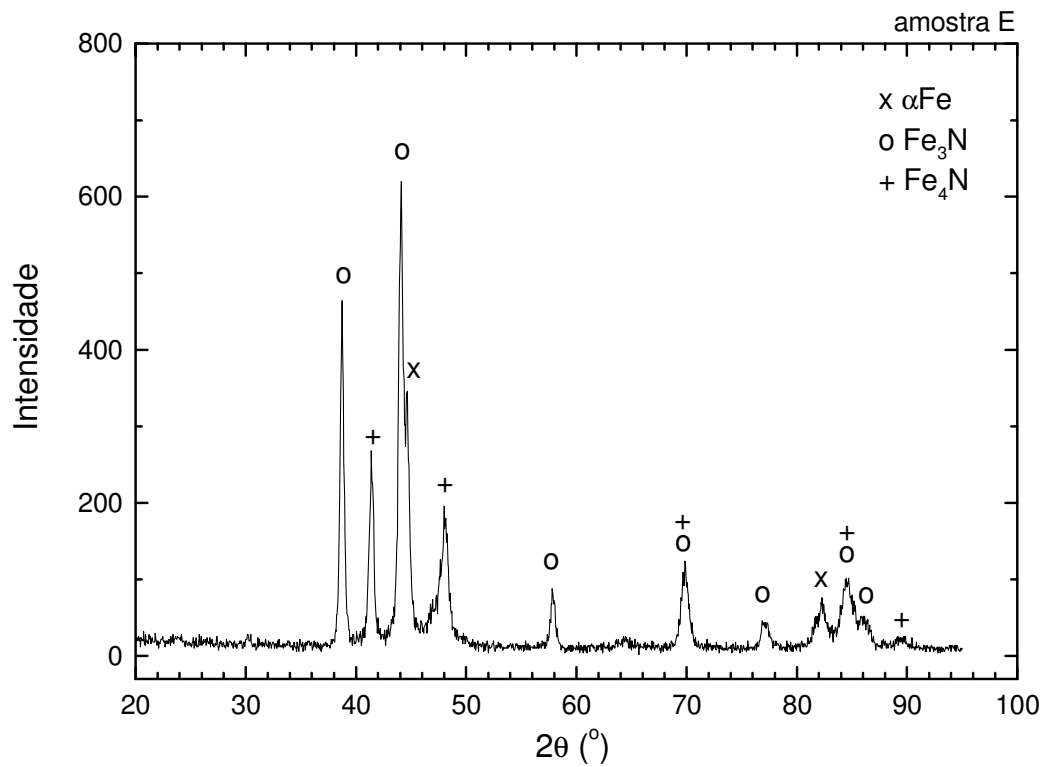


Figura 4.30 – Difratometria de raios X – Aço AISI 4340 Isotérmico + Nitrocarbonetação a plasma (R X na camada nitrocarbonetada)

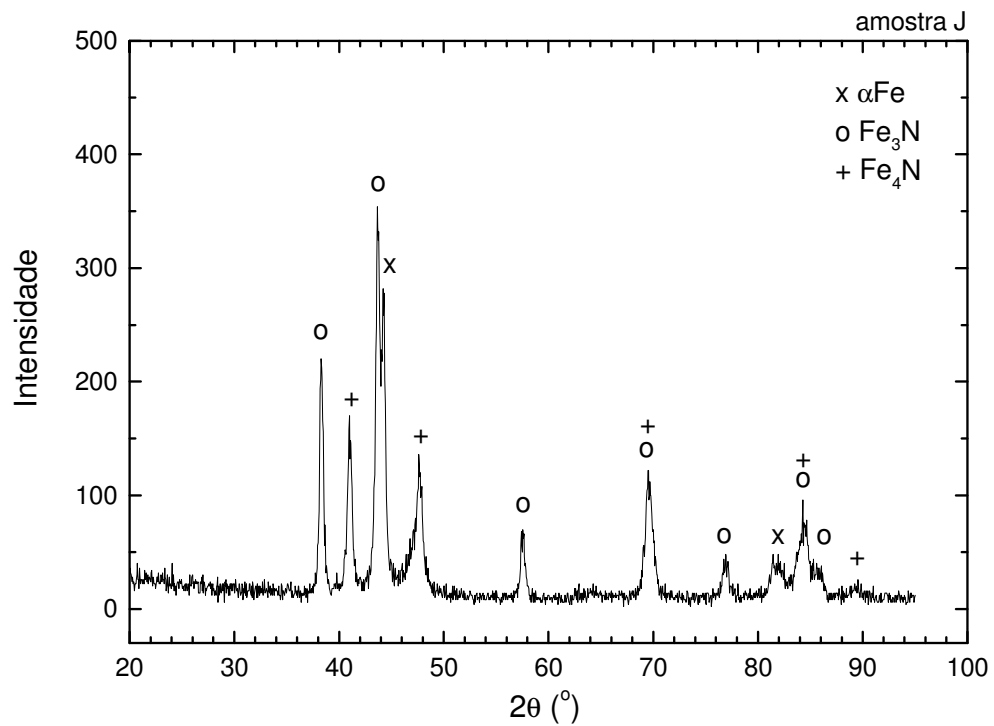


Figura 4.31 – Difratometria de raios X - Recozido + Nitrocarbonetação a plasma (R X na camada nitrocarbonetada).

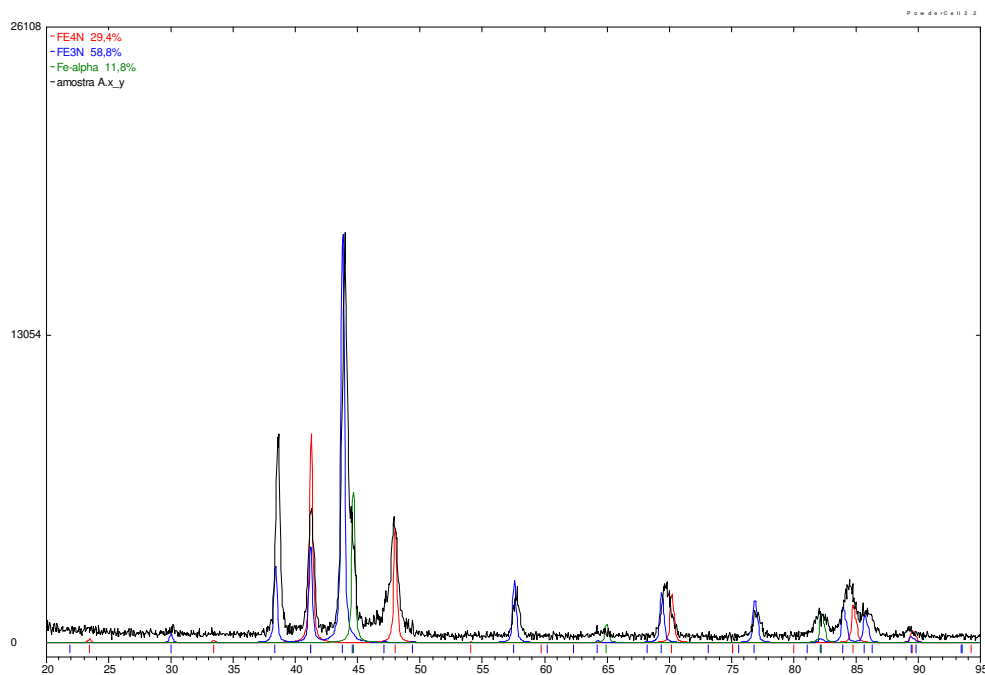


Figura 4.32 - Difratometria de raios X – T&R + Nitrocarbonetação a plasma. Sobreposição para calculo da percentagem de nitretos - Fe_4N 29,4%; Fe_3N 58,8%; Fe_α -alfa 11,8%

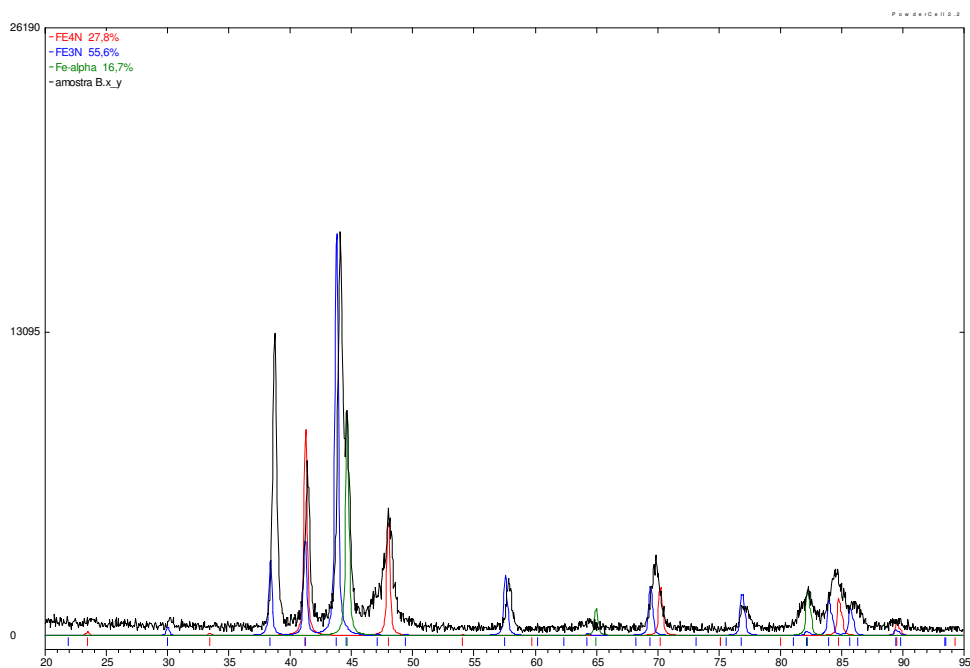


Figura 4.33 – Difratometria de raios X – Isotérmico + Nitrocarbonetação a plasma. Sobreposição para calculo da percentagem de nitretos - Fe_4N 27,8%; Fe_3N 55,6%; Fe_α -alfa 16,7%

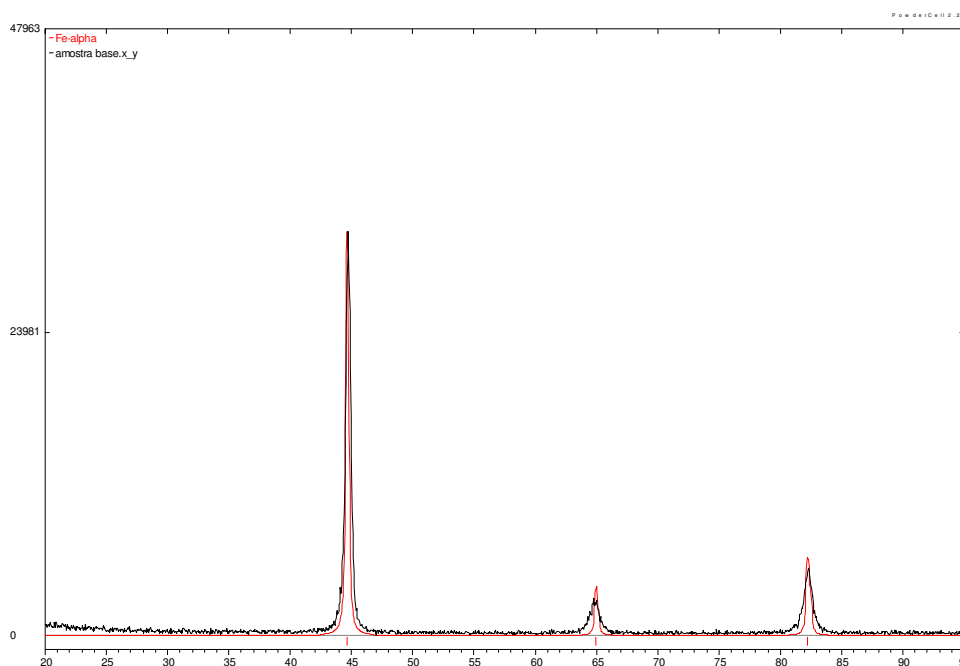


Figura 4.34 – Difratometria de raios X – Utilizado na sobreposição - F_c -alfa.

O difratograma da Figura 4.34 foi feito sobre o metal base recozido e utilizado para realizar a sobreposição no cálculo dos percentuais de nitretos.

Os picos do diagrama de difração de raios X do aço AISI 4340 foram identificados como sendo provenientes da estrutura α -Fe, como pode ser visto nas Figuras de 4.32 até 4.34 anteriores. Os diagramas de difratometria de raios X das superfícies nitrocarbonetadas nas três condições de tratamentos térmicos mostram a ocorrência das fases ϵ - (Fe_2-3N), γ' - (Fe_4N) e α -Fe.

Na condição temperada e revenida a proporção entre as fases ϵ , γ' e α -Fe foi de 59%, 29% e 12%, respectivamente. Portanto, o processo de nitrocarbonetação a 500°C durante três horas resultou em uma camada de compostos com predominância da fase ϵ . Resultados semelhantes foram obtidos com a nitretação deste mesmo aço em condições similares, porém com uma incidência menor da fase ϵ (SIRIN, 2008).

4.3.8 – Propriedades mecânicas em fadiga com e sem nitrocarbonetação

As Tabelas de 4.8 a 4.10 mostram os resultados dos ensaios de fadiga para as três condições de tratamento térmico estudados, antes e depois do tratamento de nitrocarbonetação a plasma.

Tabela 4.8 – Resultados dos ensaios de fadiga – T&R (Temperado & Revenido)

AÇO AISI 4340 – 20Hz – R= 0,1				
T&R Sem Nitrocarbonetação a Plasma				
σ(MPa)	w(mm)	b(mm)	R	N° ciclos
900	6,36	3,87	0,1	18.447
800	6,31	3,80	0,1	49.222
750	6,29	3,93	0,1	170.422
900	6,34	3,93	0,1	37.861
750	6,35	3,89	0,1	23.302
800	6,37	3,88	0,1	129.109
650	6,39	3,86	0,1	733.000
700	6,49	3,95	0,1	245.951
T&R Com Nitrocarbonetação a Plasma				
900	6,41	3,86	0,1	18.863
850	6,39	3,78	0,1	10.130
800	6,46	3,81	0,1	44.826
750	6,57	3,73	0,1	49.096
700	6,39	3,81	0,1	1.000.000
750	6,42	3,81	0,1	54.995
700	6,40	3,66	0,1	1.000.000
725	6,61	3,86	0,1	1.000.000

Tabela 4.9 – Resultados dos ensaios de fadiga – Transformação Isotérmica

AÇO AISI 4340 – 20Hz – R= 0,1				
ISOTÉRMICO Sem Nitrocarbonetação a Plasma				
σ(MPa)	w(mm)	b(mm)	R	N° ciclos
900	6,32	3,83	0,1	192.010
800	6,42	3,80	0,1	198.891
750	6,32	3,93	0,1	423.605
900	6,40	3,82	0,1	120.558
800	6,25	3,86	0,1	170.566
700	6,45	3,80	0,1	257.477
650	6,43	3,87	0,1	928.404
700	6,32	3,80	0,1	2.000.000
ISOTÉRMICO Com Nitrocarbonetação a Plasma				
900	6,36	3,82	0,1	1.000.000
950	6,40	3,83	0,1	153.359
925	6,30	3,81	0,1	142.267
925	6,35	3,87	0,1	136.033
950	6,34	3,85	0,1	1.000.000
1100	6,41	3,81	0,1	51
1000	6,48	3,65	0,1	6.800
975	6,45	3,85	0,1	2.966

Tabela 4.10 – Resultados dos ensaios de fadiga – Tratamento térmico de recozimento.

AÇO AISI 4340 – 20 Hz – R=0,1				
RECOZIDO Sem Nitrocarbonetação a Plasma				
σ(MPa)	w(mm)	b(mm)	R	N° ciclos
900	6,50	3,86	0,1	60.283
800	6,56	3,86	0,1	457.553
750	6,50	3,87	0,1	1.000.000
900	6,38	3,84	0,1	60.015
850	6,35	3,75	0,1	127.328
750	6,46	3,87	0,1	
RECOZIDO Com Nitrocarbonetação a Plasma				
775	6,35	3,81	0,1	2.200.000
800	6,61	3,85	0,1	37.680
950	6,31	3,85	0,1	31
650	6,31	3,77	0,1	34.254
800	6,29	3,76	0,1	1.421
600	6,32	3,77	0,1	1.000.000
650	6,58	3,75	0,1	1.000.000
750	6,35	3,80	0,1	1.000.000
850	6,45	3,82	0,1	686
800	6,32	3,85	0,1	1.370

Os dados dos resultados de fadiga foram plotados nas Figuras 4.35 a 4.39 para facilitar a visualização dos resultados.

Os gráficos das Figuras 4.35, 4.36 e 4.37 mostram, comparativamente, o efeito da nitrocarbonetação sobre o comportamento de fadiga.

Para o aço recozido, não foi observada uma alteração significativa no limite de fadiga, porém há uma transição brusca para fadiga de baixo ciclo ao se atingir a tensão em torno de 800 MPa para o aço nitrocarbonetado, fato que não ocorre para o aço apenas recozido.

Para a condição T&R ocorreu uma elevação no limite de fadiga de 600MPa para 700MPa também com uma redução brusca da fadiga de alto ciclo para ruptura com baixo número de ciclos em torno de 850MPa no aço nitrocarbonetado.

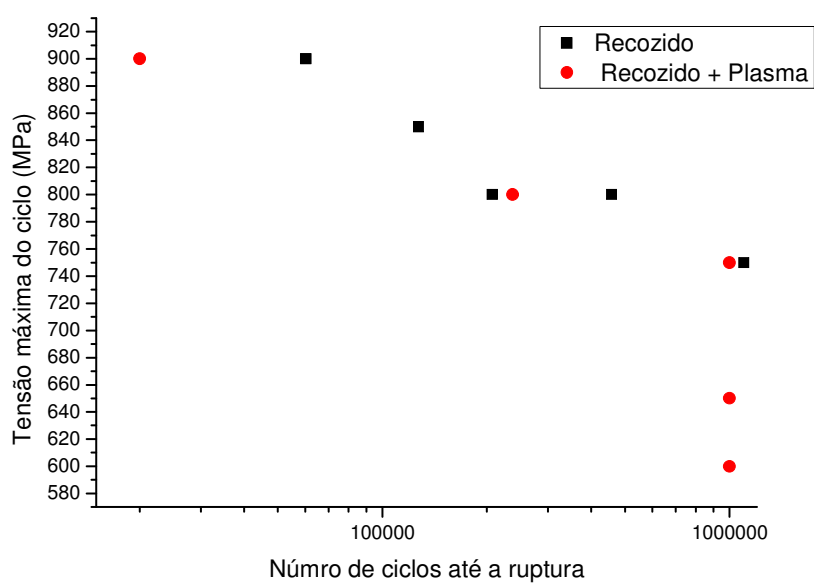


Figura 4.35 – Gráfico Tensão x Ciclos – CDP recozido nitrocarbonetado e sem nitrocarbonetação.

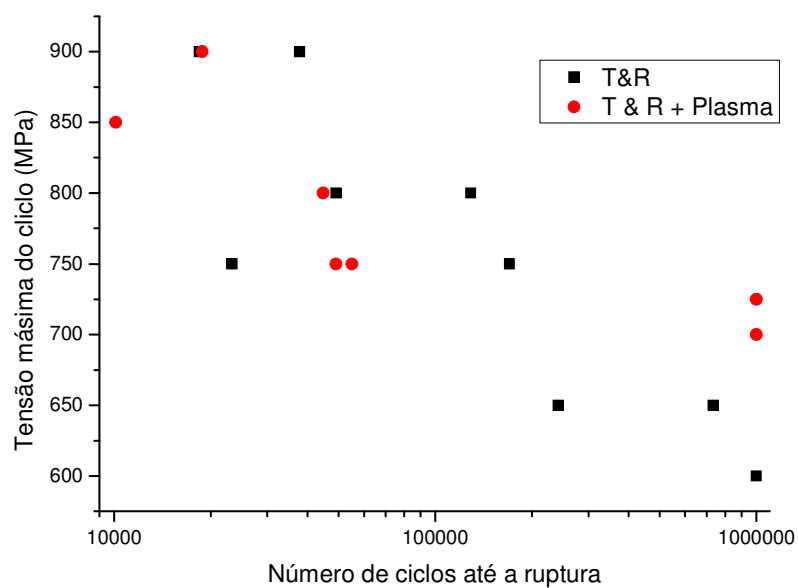


Figura 4.36 – Gráfico Tensão x Ciclos – CDP T&R nitrocarbonetado e sem nitrocarbonetação

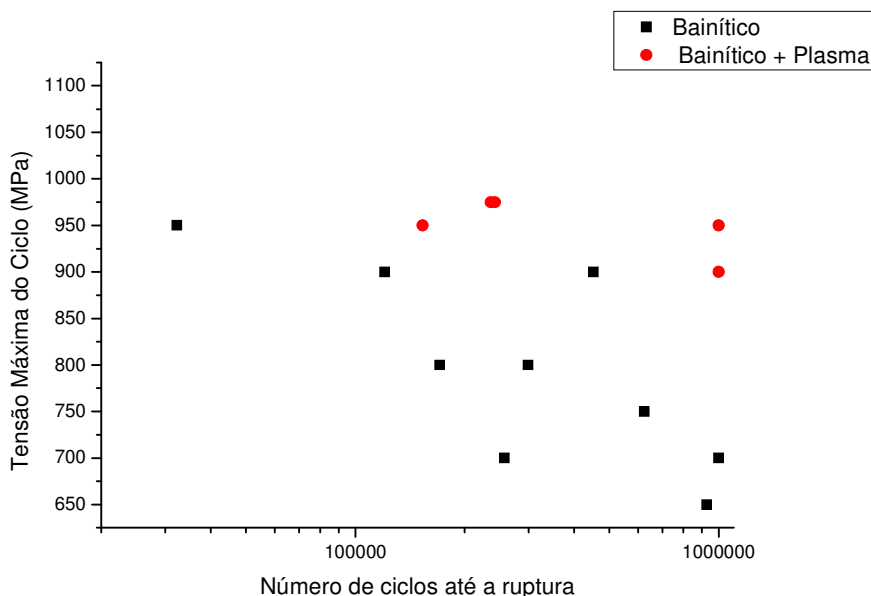


Figura 4.37 – Gráfico Tensão x Ciclos – CDP Isotérmico nitrocarbonetado e sem nitrocarbonetação.

Na condição de tratamento isotérmico o limite de fadiga elevou-se de 700MPa na condição bainítica sem o tratamento superficial para 900MPa na condição nitrocarbonetado, rompendo-se com baixo número de ciclos, apenas para tensões máximas em torno de 1.000MPa.

O tratamento a plasma parece contribuir para elevar o limite de fadiga, porém para tensões acima de um determinado valor, nota-se uma transição mais rápida para fadiga de baixo ciclo. Uma possível causa dessa ocorrência pode estar relacionada à ruptura da camada de compostos para tensões mais elevadas e a aceleração nesses níveis da fratura por fadiga.

Os gráficos das Figuras 4.38 e 4.39 mostram para as três condições de tratamento térmico estudadas, antes e após o tratamento de nitrocarbonetação a plasma.

Para a condição anterior ao tratamento a plasma a condição T&R mostra um desempenho inferior, as condições recozida e isotérmica apresentam um desempenho semelhante. Após a nitrocarbonetação o desempenho da condição isotérmica é superior às demais e a condição recozida mostra-se inferior.

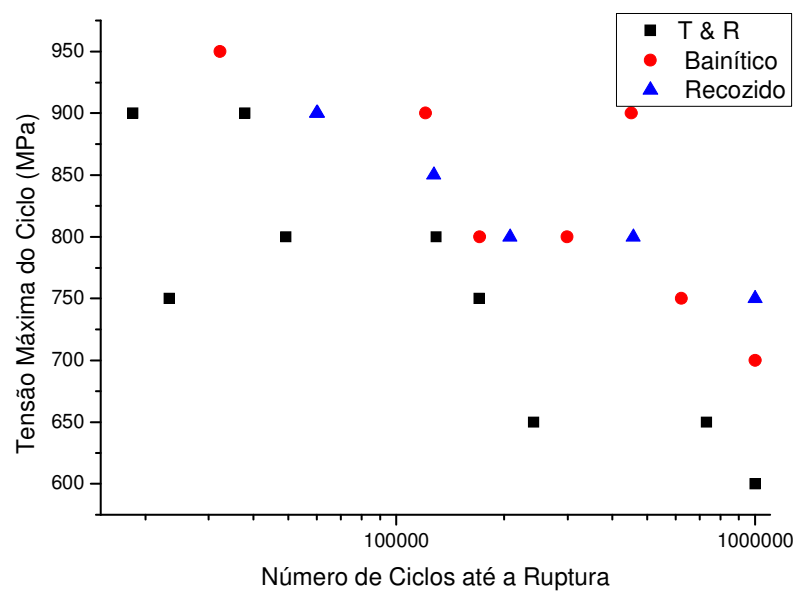


Figura 4.38 – Gráfico Tensão x Ciclos – CDP T&R , isotérmico e recozido.

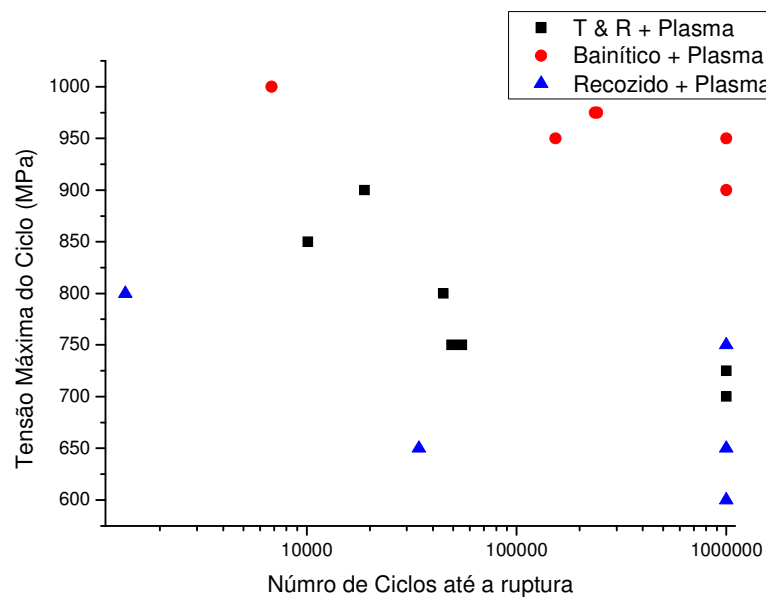


Figura 4.39 – Gráfico Tensão x Ciclos – CDP T&R, isotérmico e recozido, nitrocarbonetado a plasma.

4.3.9 - Micrografia das fraturas – MEV

As análises das superfícies de fratura das amostras foram feitas nos Laboratórios da AMR/IAE em microscópio eletrônico de varredura (MEV) no modo secundário (SE).

As micrografias das Figuras 4.40 a 4.42 mostram a fratura por fadiga do aço temperado e revenido. Observa-se, neste caso, o início da trinca em um defeito próximo à superfície. A propagação ocorre através das ripas de martensita com aspectos típicos de picos e vales. A ruptura final mostra a presença de **dimples**, típicos do micromecanismos de fratura dúctil.

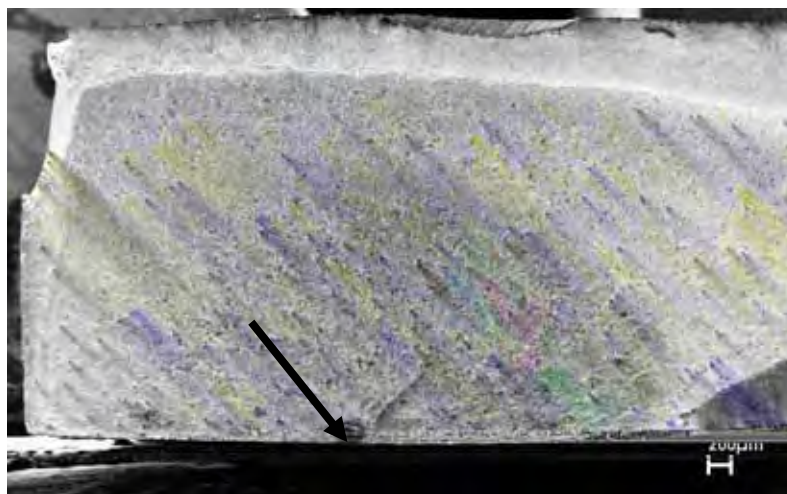


Figura 4.40 – MEV – T&R – Início da fratura. Ampliação 17 X.

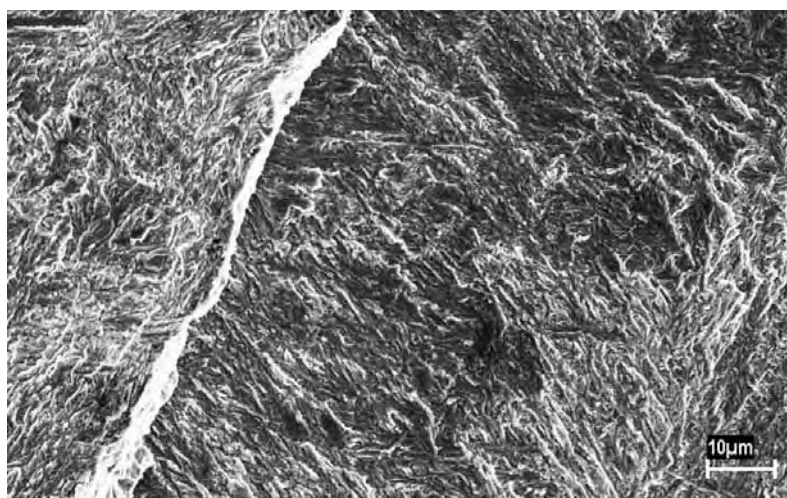


Figura 4.41 – MEV T&R – Propagação. Ampliação 1000X.

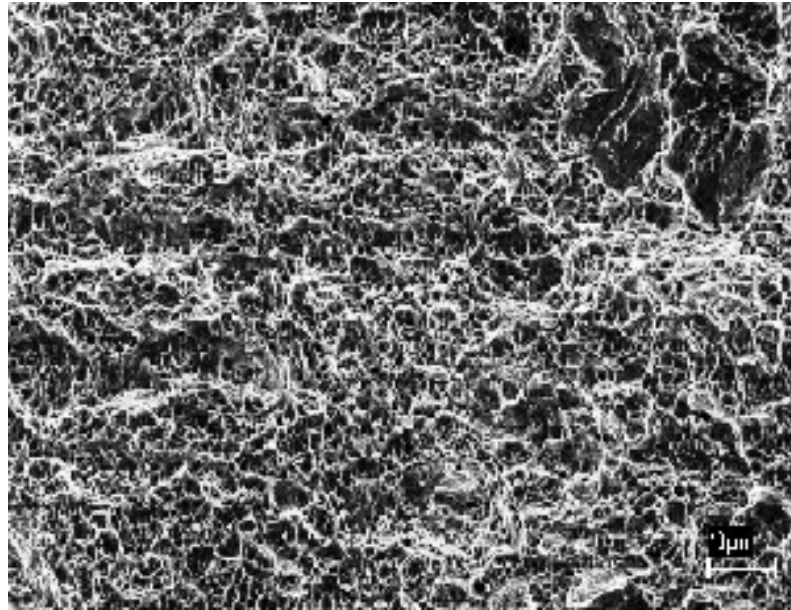


Figura 4.42 – MEV T&R – Fratura final tipo taça-cone. Ampliação 1000X.

As micrografias das Figuras 4.43, 4.44 e 4.45 mostram a fratura do aço T&R após o tratamento a plasma. A fratura inicia-se na lateral e desenvolve-se por uma região menor que no aço sem a nitretação, indicando menor número de ciclos de propagação antes da ruptura. A propagação é semelhante à anterior, mostrando degraus e poucos sinais de deformação plástica. No detalhe da Figura 4.45, notam-se trincas secundárias através dos contornos de grão. Na região da fratura final nota-se a presença de alvéolos e poucas facetas de clivagem, indicando também a presença do micromecanismo dúctil de fratura.

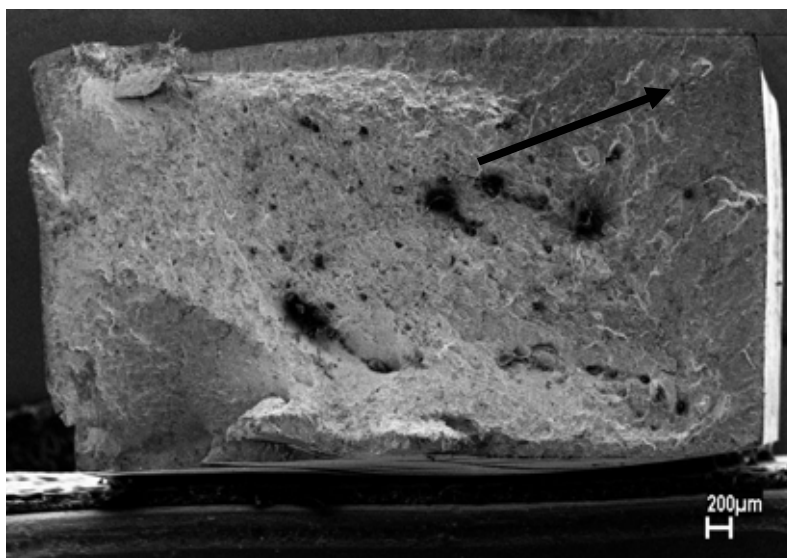


Figura 4.43 – MEV T&R Nitrocarbonetada – Início da Fratura. Ampliação 17X.

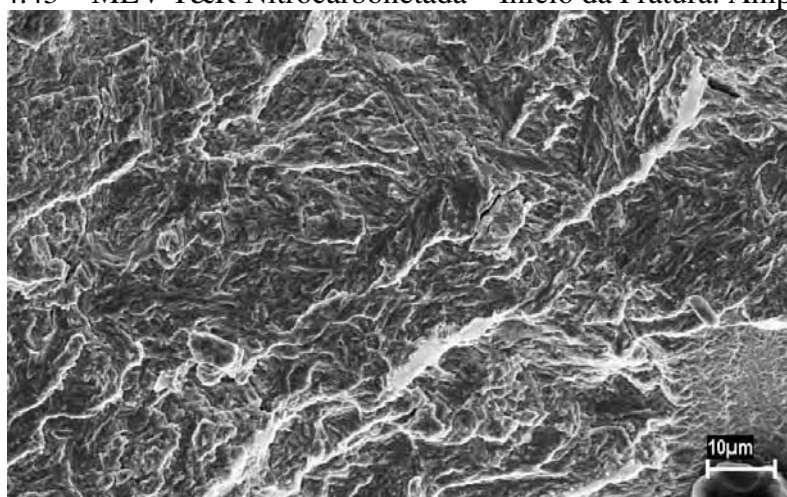


Figura 4.44 – MEV T&R Nitrocarbonetada – Propagação – Ampliação 1000X.

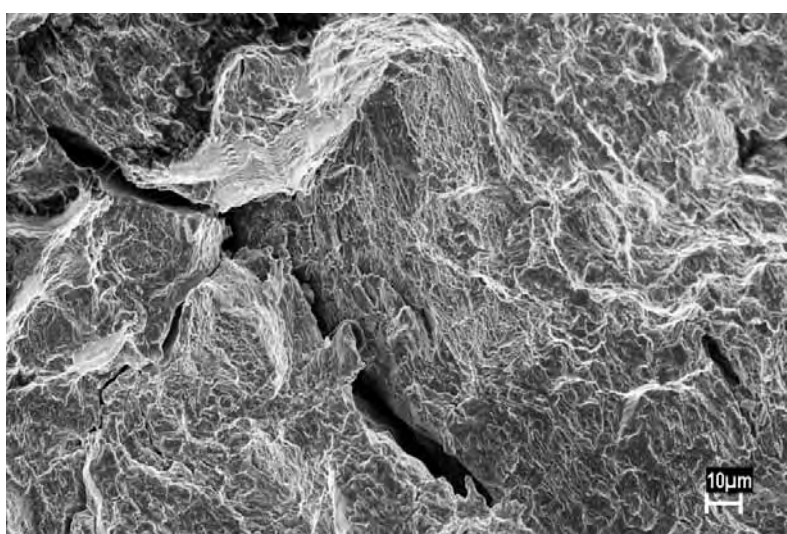


Figura 4.45 – MEV T&R Nitrocarbonetada – Propagação – Detalhe – Ampliação 1000X.

As micrografias das Figuras 4.46, 4.47 e 4.48 mostram a fratura para fadiga do aço com estrutura bainítica. O início e propagação da trinca ocorre para até cerca de 40% da superfície de fratura.

Durante a propagação observa-se que alguns grãos foram clivados, os picos e vales tornam-se mais suaves, com características típicas da estrutura. Na fratura final observa-se a predominância de alvéolos ao nível microscópico e deformação na superfície ao nível macroscópico.

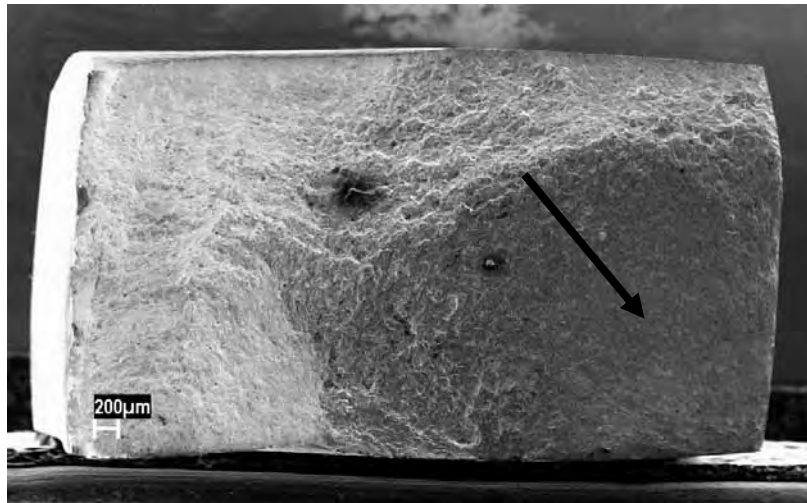


Figura 4.46 - MEV Isotérmico sem tratamento superficial – Início da fratura – 17X.

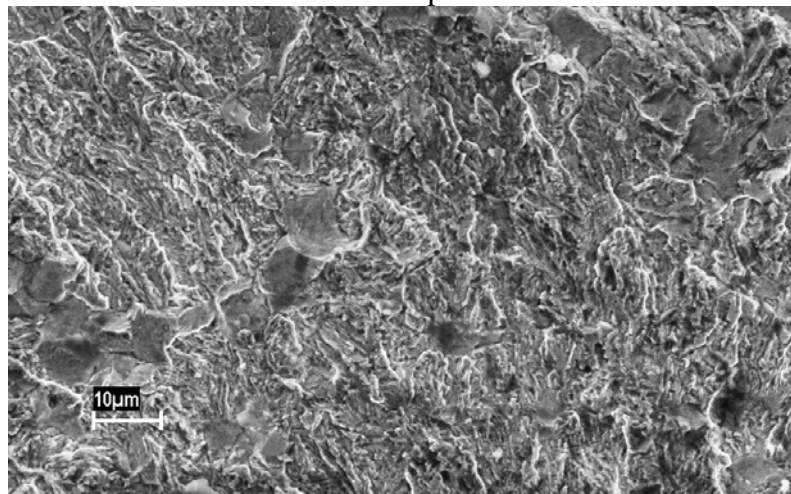


Figura 4.47 – MEV isotérmico sem tratamento superficial – Propagação – 1.000X.

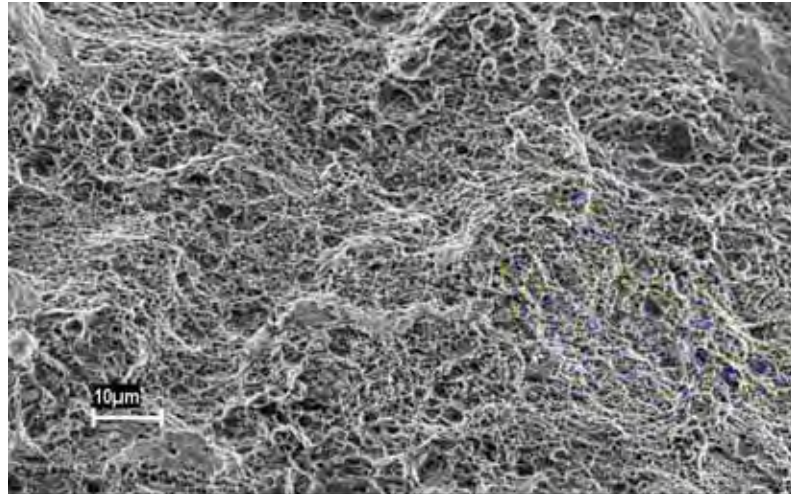


Figura 4.48 – MEV isotérmico sem tratamento superficial – Fratura final, presença de **dimples** – Ampliação 1000X.

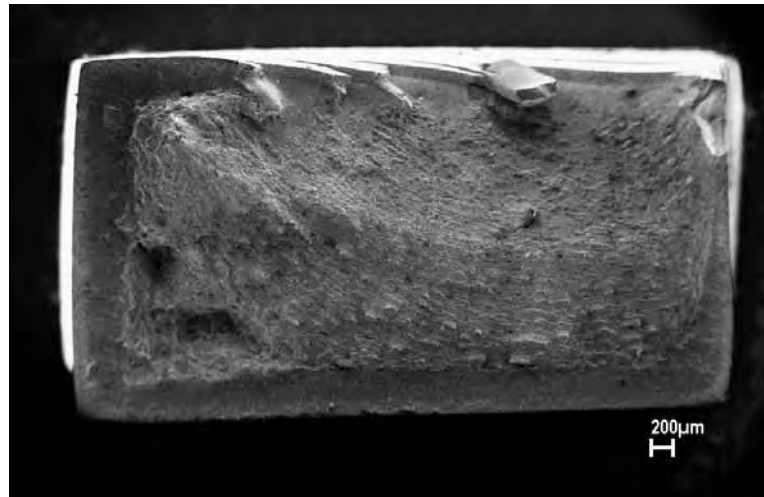


Figura 4.49 – MEV isotérmico nitrocarbonetado. Início da fratura. Ampliação 47X.

Após o tratamento a plasma para a estrutura bainítica, observa-se um fato bastante interessante, conforme evidenciado na Figura 4.49. A trinca iniciou-se na superfície em um ou mais pontos e propagou-se inicialmente próximo à superfície (abaixo e na lateral esquerda). Após a propagação em cerca de 10% da área lateral, ocorreu o rompimento brusco, indicando que inicialmente se rompeu a camada tratada na superfície e esta penetrou em vários pontos para o interior do metal.

A micrografia da Figura 4.50 mostra uma propagação com algumas facetas de clivagem e deformação plástica. A fratura final, conforme observado na Figura 4.51, mostra novamente a predominância de **dimples**.

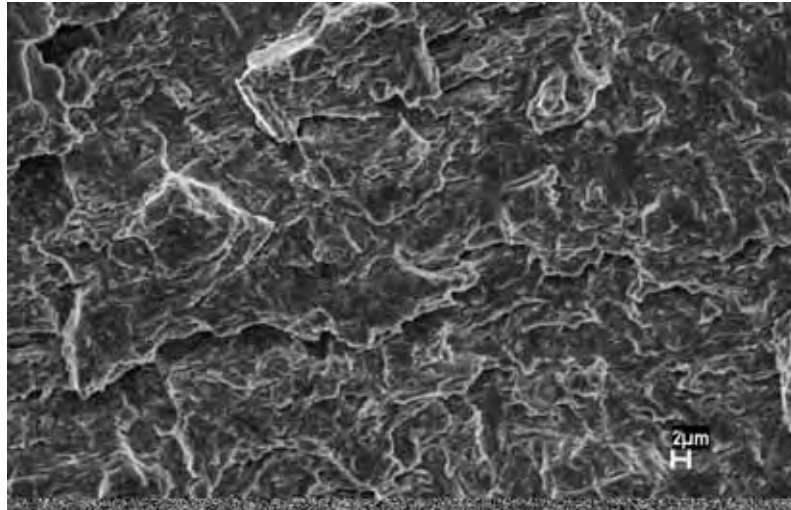


Figura 4.50 – MEV isotérmico nitrocarbonetado. Região de propagação de trinca por fadiga. Ampliação 3490X.

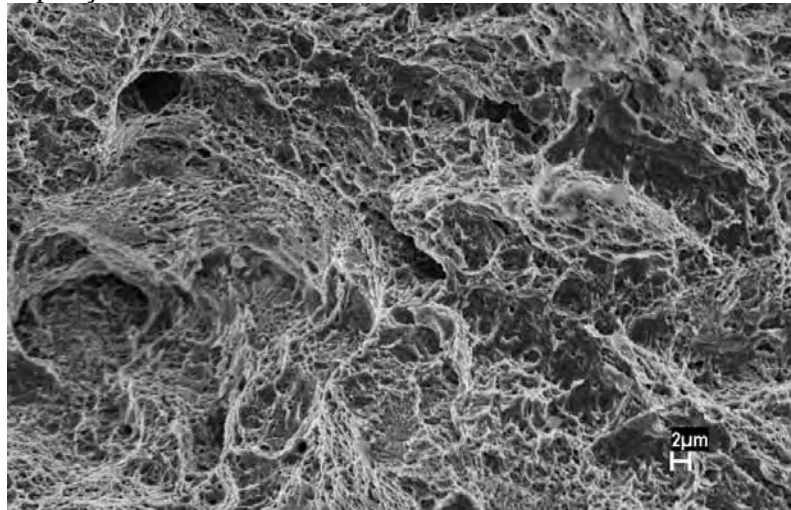


Figura 4.51 – MEV isotérmico nitrocarbonetado. Região de fratura final. Ampliação 3.760X.

O aço recozido, diferente das outras condições, tem uma estrutura com fases de menor dureza (ferrítica-perlítica) e apresenta uma fratura um pouco diferenciada das anteriores. As micrografias das Figuras 4.52 a 4.54 ilustram esta fratura. Macroscopicamente a superfície apresenta menos deformações.

Na região de propagação observam-se várias trincas secundárias, aspectos de amassamento na superfície e deformações. Na ruptura final nota-se um predomínio de facetas de clivagem.

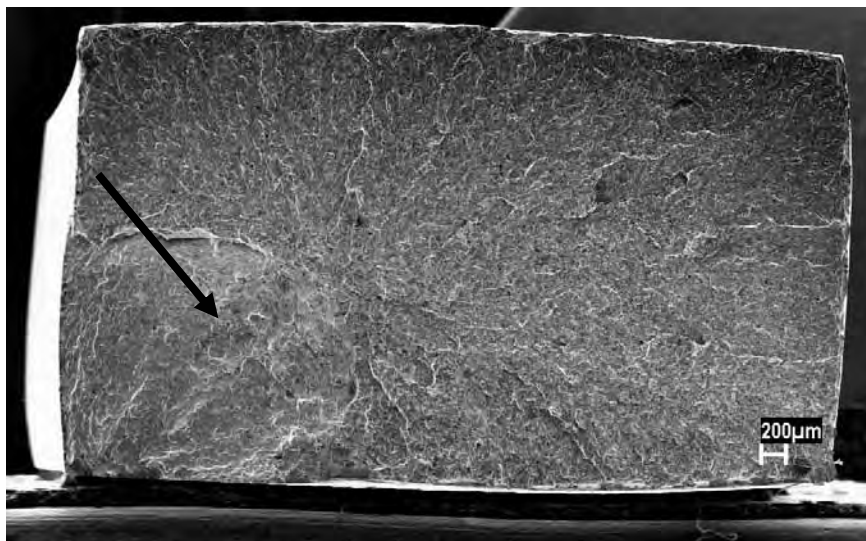


Figura 4.52 - MEV recozido sem tratamento superficial – Início da fratura 17X.

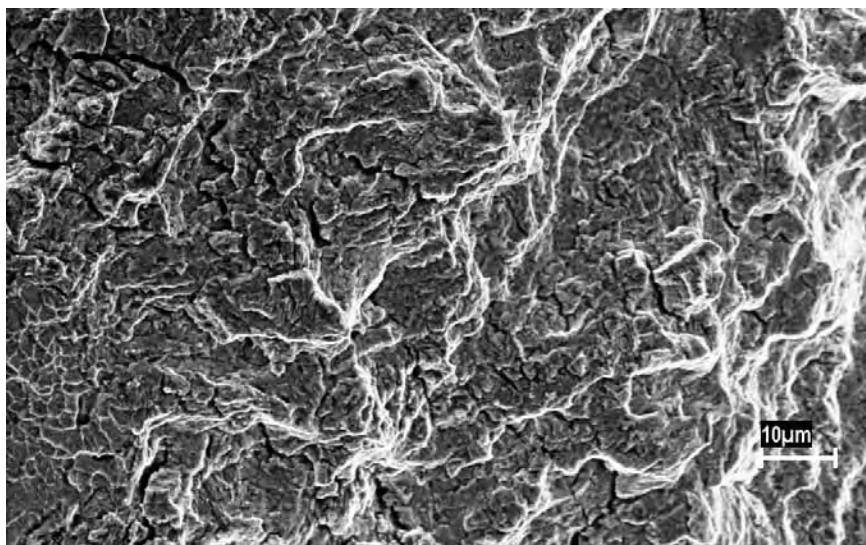


Figura 4.53 - MEV recozido sem tratamento superficial – Propagação 1.000X.

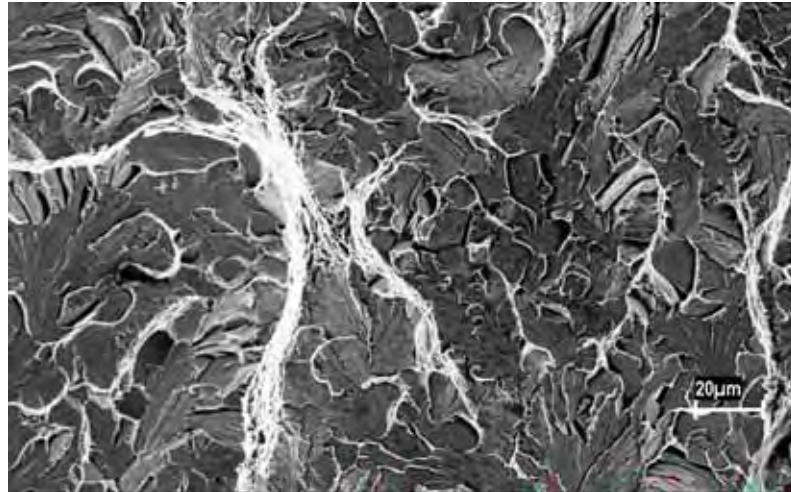


Figura 4.54 - MEV recozido sem tratamento superficial – Região de fratura final por clivagem. Ampliação 500X.

Após o tratamento a plasma não houve grandes alterações na forma de fratura do aço recozido, conforme mostram as micrografias da Figuras 4.55 a 4.57.

Nota-se apenas uma acentuação no aspecto de clivagem durante a propagação da trinca.

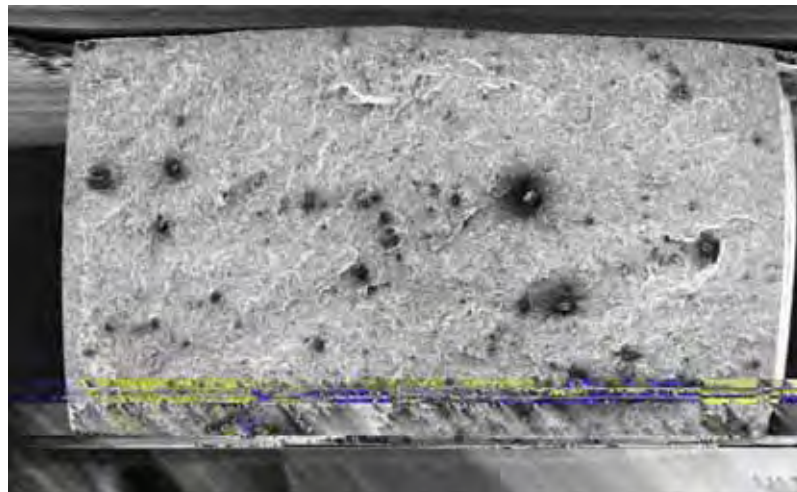


Figura 4.55 - MEV recozido nitrocarbonetada – Início da fratura 17X.

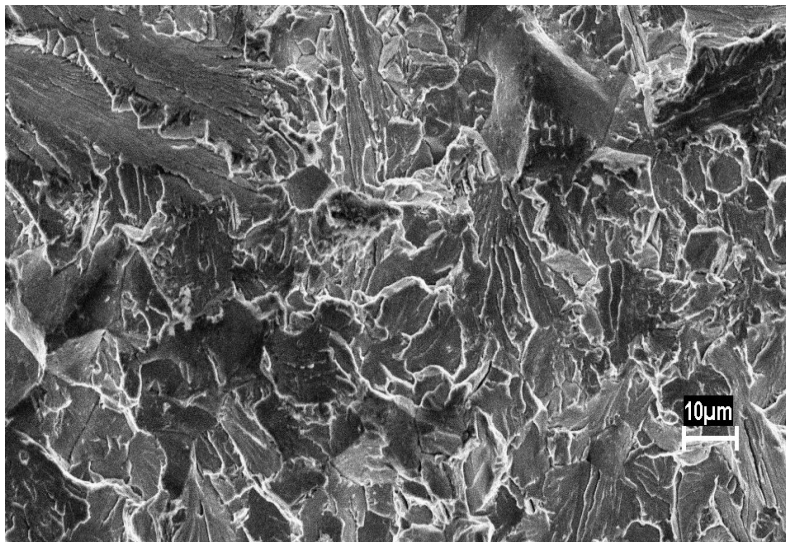


Figura 4.56 - MEV recozido nitrocarbonetada – Propagação - praticamente clivagem 730X.

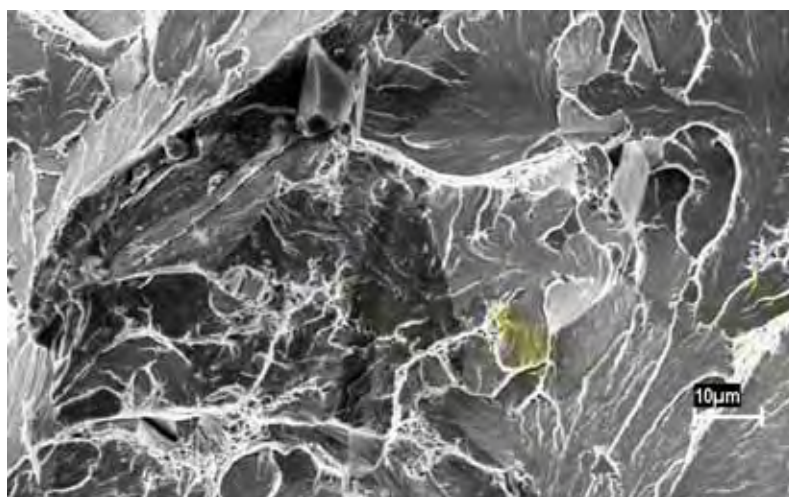


Figura 4.57 - MEV recozido nitrocarbonetada – Fratura clivagem 1.000X.

4.4 – ENSAIOS DE FLUÊNCIA

4.4.1 -Análise dos resultados de fluência

Os resultados dos ensaios de fluência foram representados graficamente para cada corpo-de-prova ensaiado. As curvas de fluência foram construídas a partir dos dados obtidos de deformação verdadeira x tempo, e que são apresentadas nas Figuras 4.58 a 4.66. Pode-se verificar que as curvas de fluência obtidas para o aço AISI 4340 consistem dos estágios primário, secundário e terciário bem definidos. A Tabela 4.11 apresenta a relação dos principais parâmetros experimentais obtidos, a partir das curvas experimentais, em que σ é a tensão aplicada, s corresponde à taxa de fluência estacionária, obtida a partir da inclinação da região linear na curva de fluência (estágio

secundário). O valor de t_p corresponde ao tempo primário, e obtido no final do estágio primário e/ou início do estágio secundário. O valor t_f e o tempo final de fratura, E_f correspondem à deformação de fratura.

Observando-se os valores das taxas de fluência, apresentados na Tabela 4.11, nota-se que, ao aumentar o valor da temperatura (550 para 600°C), ocorre um aumento na taxa de fluência, para o aço com tratamento isotérmico e estrutura bainítica, pois o aumento da temperatura e/ou aumento da tensão causam aumento exponencial da taxa de fluência. Os valores correspondentes ao tempo primário (t_p) e ao tempo final de fratura (t_f) diminuem tanto com o aumento da temperatura como com aumento da tensão do ensaio.

Ao se comparar à taxa de fluência e o comportamento das três condições microestruturais, observa-se que, na condição temperada e revenida, ocorre uma taxa de fluência mais elevada, menor tempo para a ruptura e menor deformação total, mostrando que este tipo de estrutura degrada-se com a temperatura, reduzindo as propriedades do material.

A condição bainítica mostra-se mais indicada nos ensaios de fluência, pois além de ter taxa semelhante à condição recozida, não se rompeu até o final do ensaio.

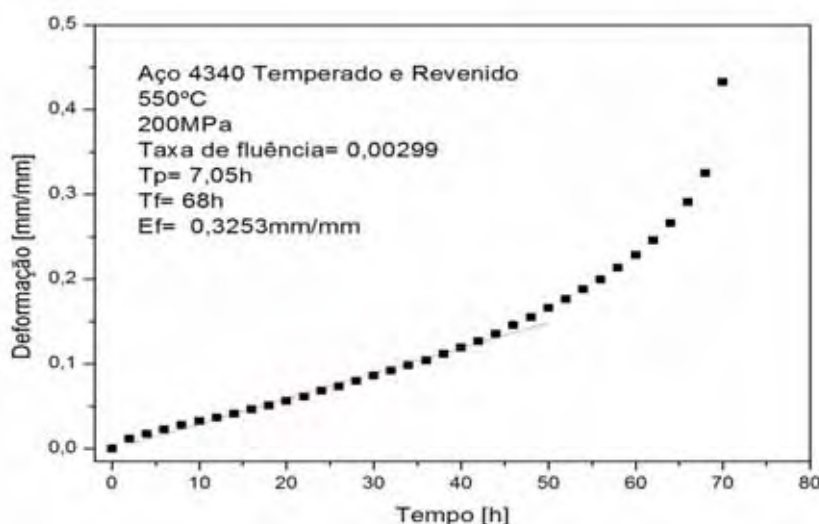


Figura 4.58 - Curva deformação verdadeira x tempo a 550°C e 200 MPa para o aço AISI 4340 com tratamento T&R.

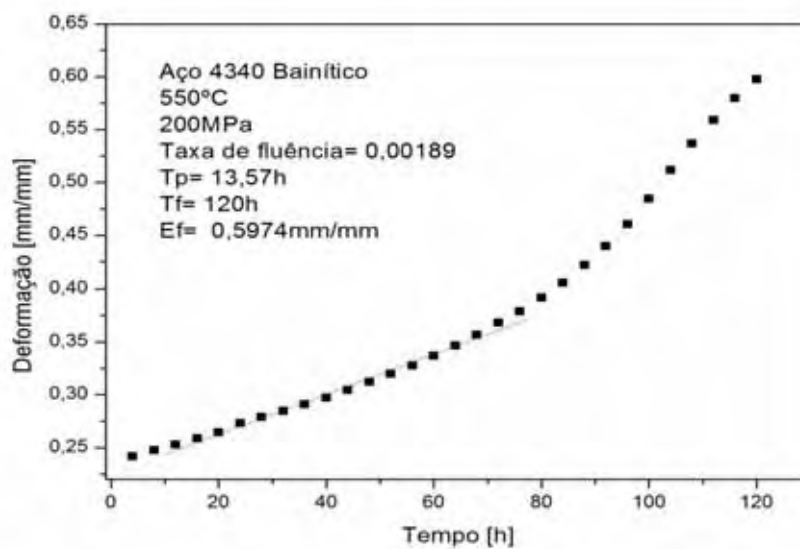


Figura 4.59 - Curva deformação verdadeira x tempo a 550°C e 200 MPa para o aço AISI 4340 com tratamento isotérmico.

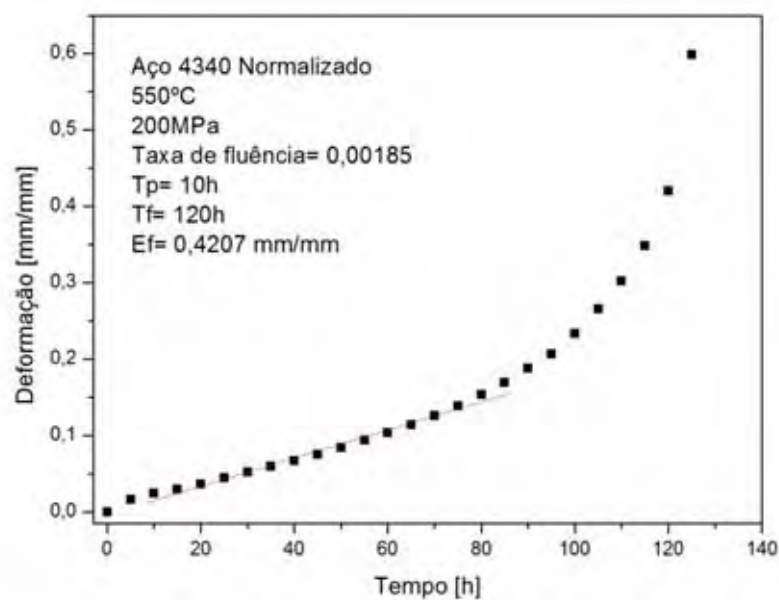


Figura 4.60 - Curva deformação verdadeira x tempo a 550°C e 200 MPa para o aço AISI 4340 com tratamento de recozimento.

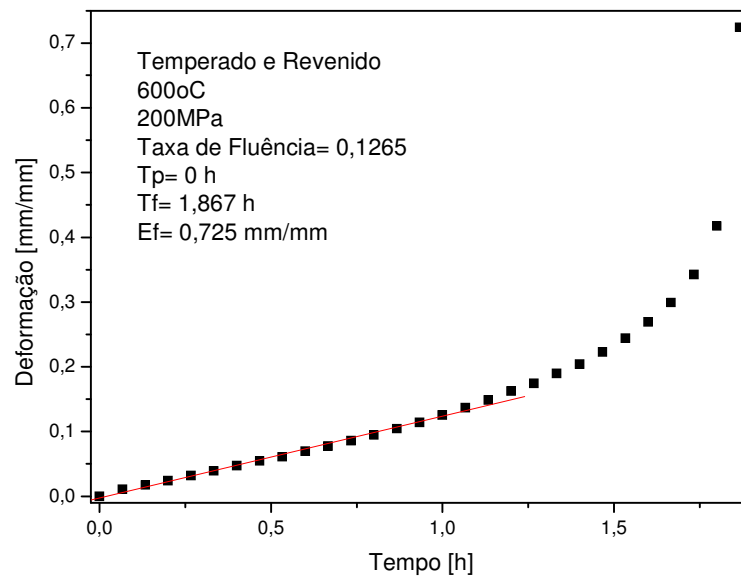


Figura 4.61 - Curva deformação verdadeira x tempo a 600°C e 200 MPa para o aço AISI 4340 com T&R.

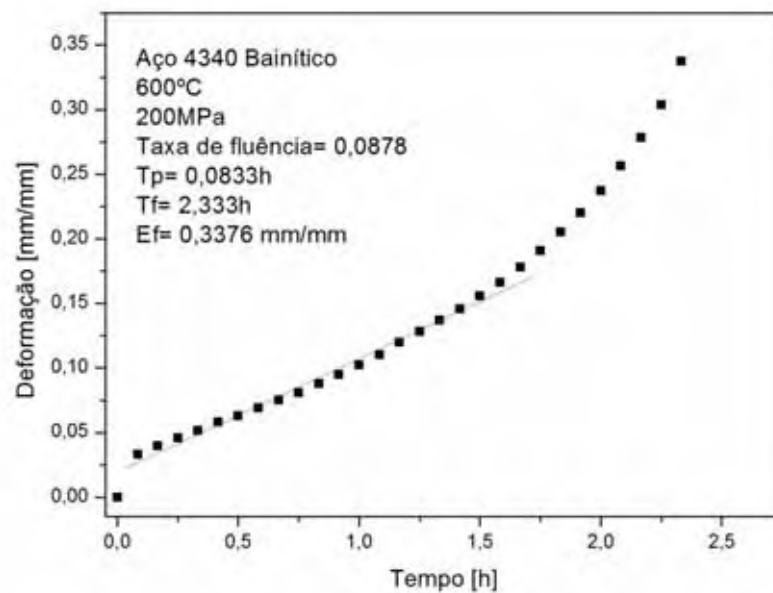


Figura 4.62 - Curva deformação verdadeira x tempo a 600°C e 200 MPa para o aço AISI 4340 com tratamento isotérmico

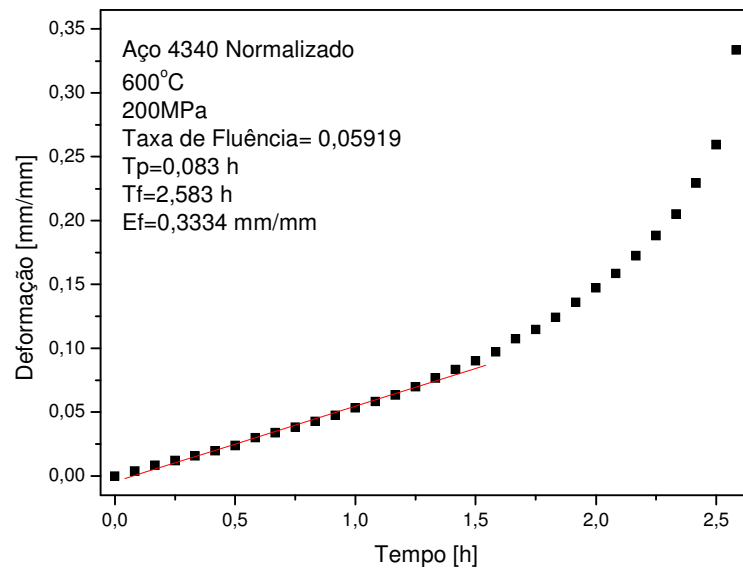


Figura 4.63 - Curva deformação verdadeira x tempo a 600°C e 200 MPa para o aço AISI 4340 com tratamento recozido.

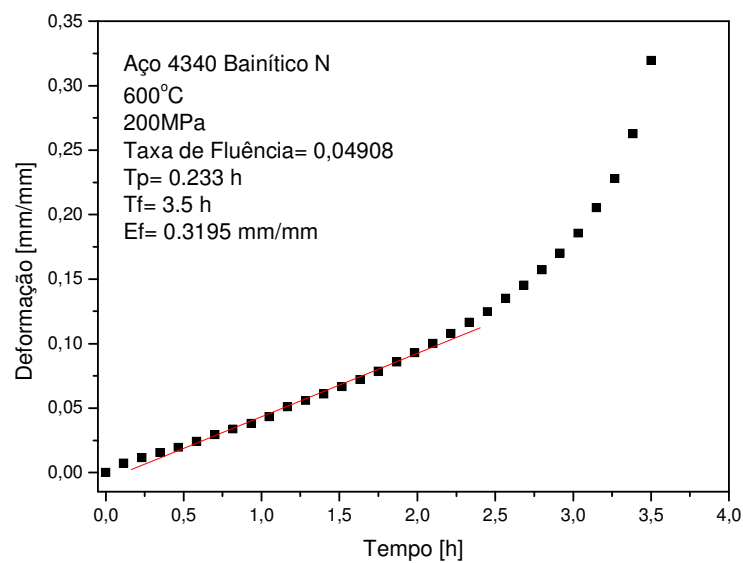


Figura 4.64 - Curva deformação verdadeira x tempo a 600°C e 200 MPa para o aço AISI 4340 com tratamento isotérmico nitrocarbonetado a plasma.

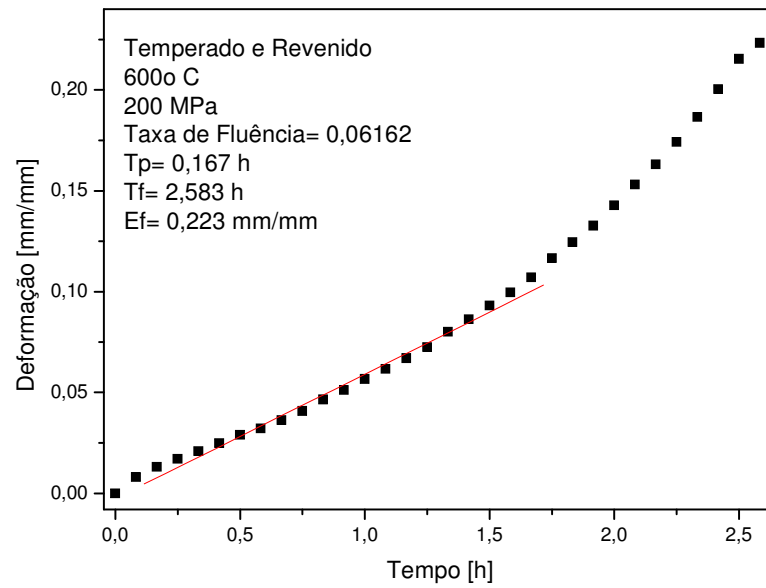


Figura 4.65 - Curva deformação verdadeira x tempo a 600°C e 200 MPa para o aço AISI 4340 com tratamento de T&R nitrocarbonetado a plasma.

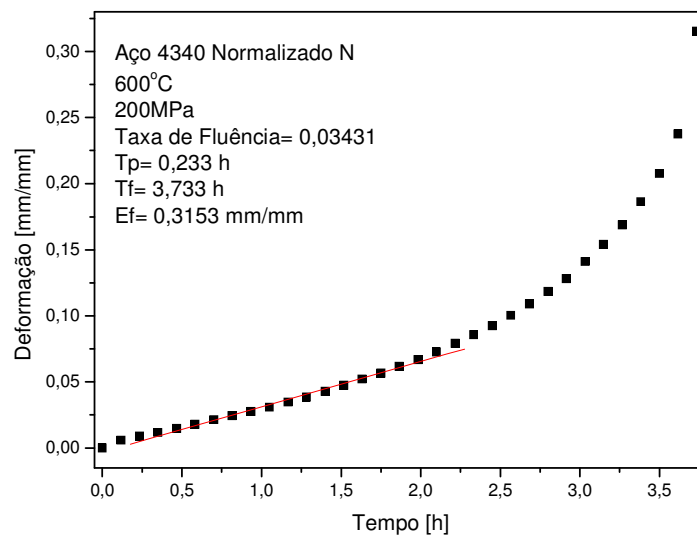


Figura 4.66 - Curva deformação verdadeira x tempo a 600°C e 200 MPa para o aço AISI 4340 com tratamento de recozimento nitrocarbonetado a plasma.

A Tabela 4.11 apresenta a relação dos principais parâmetros experimentais obtidos a 550°C e 600°C, a partir das curvas experimentais de deformação x tempo.

Tabela 4.11 - Parâmetros dos ensaios de fluência.

Aço AISI 4340	T [°C]	σ (MPa)	$\dot{\epsilon}_s$ [1/s]	t_f (s)	ϵ_f (mm/mm)
Isotérmico	550	200	0,00189	432.000*	0,5974
	600	200	0,08760	8388	0,3376
Recozido	550	200	0,00185	432.000	0,4207
	600	200	0,05919	9240	0,3334
T&R	550	200	0,00299	244.800	0,3253
	600	200	0,12650	6721	0,7250
Isotérmico Nitrocarbonetado	600	200	0,04908	12.600	0,3195
Recozido Nitrocarbonetado	600	200	0,03431	13.439	0,3153
T&R Nitrocarbonetado	600	200	0,06162	9.299	0,2230

*o ensaio foi interrompido sem a ocorrência da fratura do CDP.

O estudo da resistência à fluência dos aços AISI 4340 evidenciam que ela está relacionada com a composição química, a microestrutura e também com sua evolução durante o serviço do material, permitindo um aumento significativo do tempo de vida para a condição de tratamento isotérmico com estrutura bainítica.

Comparando-se apenas as três condições de tratamento térmico para o ensaio de fluência a 550°C nota-se uma semelhança na taxa de fluência para as condições isotérmica e recozida. Na condição T&R ocorreu um aumento nesta taxa, com redução acentuada no tempo necessário para a fratura.

Ao se elevar a temperatura de ensaio para 600°C esta tendência se manteve para o aço T&R, porém notou-se uma redução na taxa de fluência do aço na condição recozida comparado com a isotérmica. Embora as deformações ocorridas nestas duas últimas condições sejam semelhantes, o tempo para a fratura do aço recozido é de 9.240s e, na condição de isotérmico é de 8.388s.

Após o tratamento de nitrocarbonetação a plasma foi observado uma redução considerável na taxa de fluência para todas as condições microestruturais estudadas, mostrando o efeito positivo do tratamento de superfície. O tempo para fratura se elevou e houve uma redução na deformação total, mais acentuadamente para o aço T&R.

4.4.2 - Análise da superfície de fratura de fluência

Para as microestruturas obtidas após os diferentes tratamentos térmicos, foi possível observar a atuação dos diversos estágios característicos das fraturas dúcteis.

Ocorreu a formação de pequenas cavidades, ou microvazios no interior da seção transversal. Em seguida, à medida que a deformação prosseguiu, esses microvazios aumentaram, aproximaram-se e coalesceram formando uma trinca elíptica, que possui o seu maior eixo em uma direção perpendicular à da aplicação da tensão. À medida que a tensão local aumentou, os microvazios cresceram e a trinca continuou a crescer em uma direção paralela ao eixo principal por esse processo de coalescimento de microvazios. Por fim, a seção resistente tornou-se reduzida demais para suportar a carga e a fratura ocorreu pela rápida propagação de uma trinca ao redor do perímetro externo do pescoço, por meio de deformação cisalhante, conforme mostrado nas Figuras 4.67 e 4.69.

Assim, é possível inferir, que os micromecanismos de fluência atuantes, determinados em função da deformação e da ação do meio, são predominantemente devida a escalagem de discordâncias.

As Figuras 4.67 e 4.69 são imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura na superfície de fratura por fluência em corpos-de-prova ensaiados.

Pode-se notar que o colapso plástico desenvolve-se nas fronteiras das microcavidades. As fractografias com maior aumento apresenta o comportamento descrito, onde ocorre formação de alvéolos, com a formação e crescimento de microvazios formados no início da fratura dúctil, característica do ensaio de fluência. Um exame mais detalhado da fractografia apresentada nas Figuras 4.67 e 4.69 mostram a ocorrência de grandes deformações durante o processo de fluência. Além disso, pode-se observar o efeito da ação do meio na microestrutura da parte externa do corpo-

de-prova com trincas superficiais bem definidas e ordenadas no sentido em que ocorreu a carga de tração constante durante o ensaio de fluência.

4.4.3 - Microestrutura Bainítica

Na Figura 4.67 revela-se uma superfície com pequenas cavidades tipo taça e cone. Essas cavidades devem-se aos microvazios formados no início da fratura dúctil.

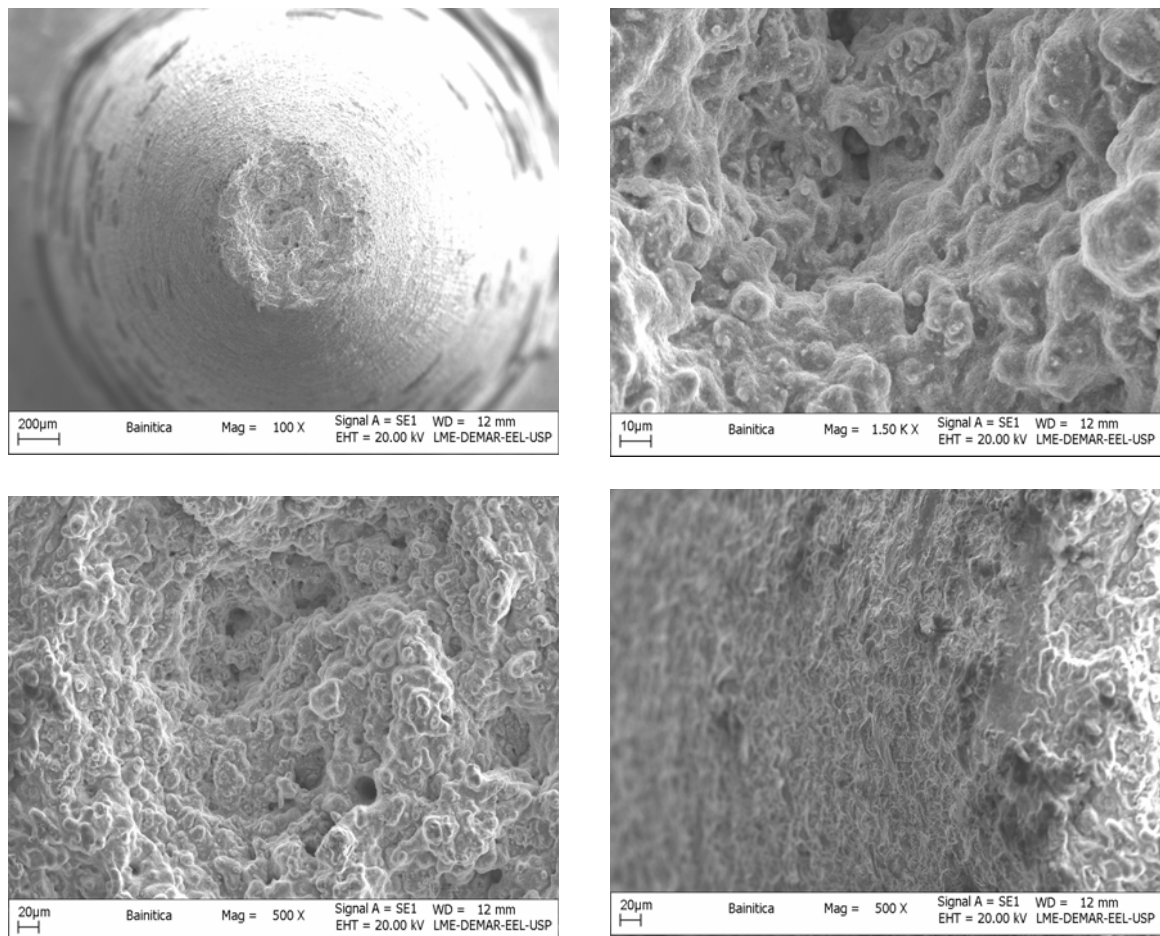


Figura 4.67 - Fotomicrografias em microscópio eletrônico de varredura (MEV) no modo secundário (SE). Ampliação: a) 100X; b) 1.500X; c) 500X; d) Superfície lateral da fratura 500X; EEL/ USP.

4.4.4 - Microestrutura Ferrítica - Perlítica.

Na Figura 4.68 observa-se uma superfície com pequenas cavidades, semelhante à anterior com **dimples** ou alvéolos, indicando também uma fratura dúctil. Pode-se observar que a microestrutura bainítica oferece alvéolos menos alongados,

comparando-se com a condição ferrítica-perlítica, o que pode mostrar um maior alongamento para a condição ferrítica-perlítica do que para a bainítica em consonância com os resultados obtidos em tração.

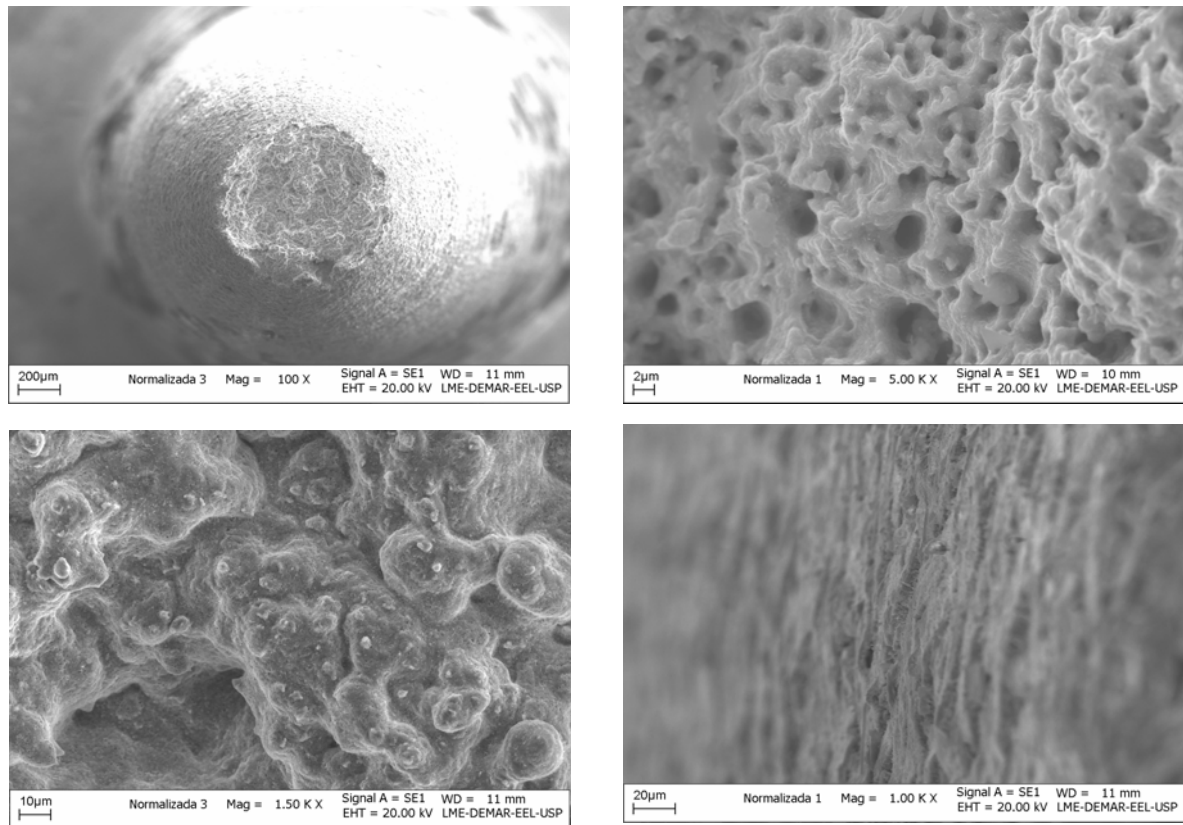


Figura 4.68- Fotomicrografias em microscópio eletrônico de varredura (MEV) no modo secundário (SE): Ampliação: a) 100X; b) 5.000X; c) 1.500X; d) Superfície lateral da fratura 1.000X; EEL/ USP.

4.4.5 - Microestrutura martensítica revenida

Na Figura 4.69 observa-se a formação de fratura dúctil menos intensa nos corpos de provas com microestrutura de martensita revenida ao se comparar com as amostras anteriores, pois possui menos cavidades.

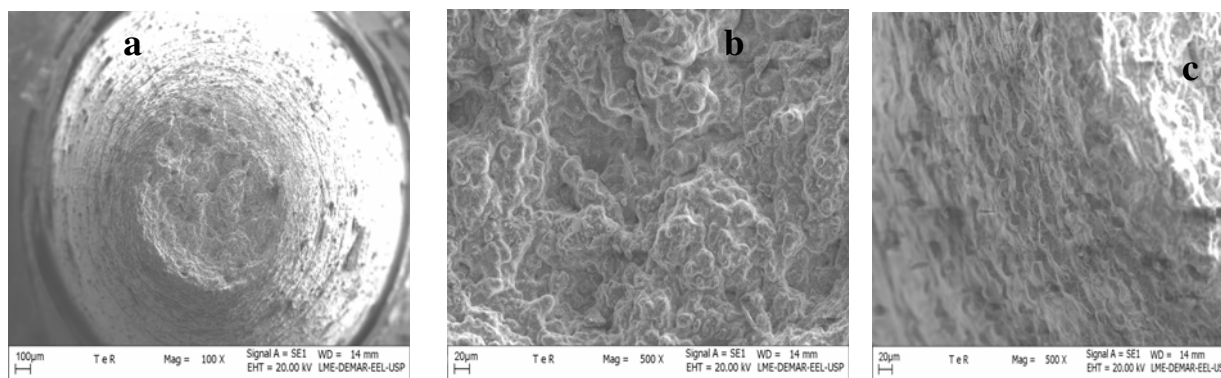


Figura 4.69 - Fotomicrografias em microscópio eletrônico de varredura (MEV) no modo secundário (SE). Ampliação 500X: a) 100X; b) 500X; c) Superfície lateral da fratura.

Na borda cisalhada, Figura 4.69-c observam-se cavidades ovais ou alongadas, em que à parte ovalada aponta para a origem da fratura segundo ASKELAND.

4.5 - ENSAIOS DE DESGASTE

Conforme descrito no item 3.10 do Capítulo 3, foram realizados ensaios de desgaste fazendo girar esferas de nitreto de tungstênio nas amostras com e sem tratamento de superfície, com a utilização de uma solução abrasiva de diamante ($3\mu\text{m}$). O diâmetro da superfície desgastada foi medida após os tempos estipulados para o ensaio, conforme apresentado na Tabela 4.12.

Tabela 4.12 – Diâmetro do desgaste X tempo.

Tempo (min)	Recozido (μm)$\pm$DP	Isotérmico (μm) $\pm$DP	T&R (μm) $\pm$DP	Recozido+PI (μm) $\pm$DP	Isotérmico+PI (μm) $\pm$DP	T&R+PI (μm)$\pm$DP
05	400 $\pm$ 13	430 $\pm$ 16	330 $\pm$ 15	730 $\pm$ 58	790 $\pm$ 62	645 $\pm$ 71
15	502 $\pm$ 15	508 $\pm$ 18	497 $\pm$ 21	785 $\pm$ 67	804 $\pm$ 84	1.050 $\pm$ 49
30	720 $\pm$ 19	645 $\pm$ 22	568 $\pm$ 11	1.180 $\pm$ 59	979 $\pm$ 93	1.245 $\pm$ 55
60	750 $\pm$ 31	676 $\pm$ 23	733 $\pm$ 35	1.220 $\pm$ 61	1.120 $\pm$ 78	1.590 $\pm$ 76
100	876 $\pm$ 27	865 $\pm$ 23	830 $\pm$ 28	1.470 $\pm$ 49	1.398 $\pm$ 75	1.820 $\pm$ 68

DP – Desvio-Padrão; T&R – Temperado e Revenido; PI – Nitrocarbonetado a Plasma

A partir da Tabela 4.12 e utilizando a formulação do item 2.7.3 da revisão bibliográfica foi montada a Tabela 4.13 que apresenta os valores do coeficiente de desgaste. A partir desta tabela elaborou-se o gráfico da Figura 4.67.

Tabela 4.13 – Coeficiente de desgaste K ($\text{mm}^3 / \text{N.m}$) (Valores $\times 10^{-6}$)

Tempo (min)	Recozido (REC)	Isotérmico (ISO)	T&R	REC+PL	ISO+PL	T&R+PL
5	9,0	12,0	4,2	99,8	136,9	60,8
15	7,4	7,8	7,1	44,5	48,9	142,4
30	15,7	10,1	6,1	113,6	53,8	140,7
60	9,3	6,1	8,5	64,9	46,1	187,1
100	10,	9,8	8,3	82,0	67,1	192,8

N – newton; PL – Nitrocarbonetado a Plasma.

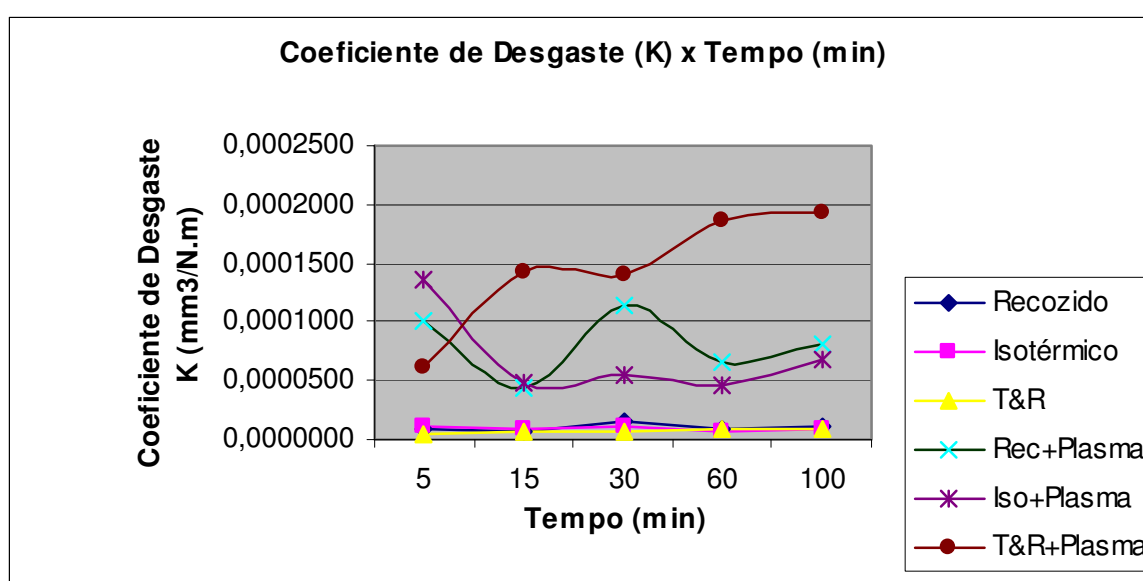


Figura 4.70 – Coeficiente de Desgaste (K) x Tempo (min)

Como pode ser observado na Tabela 4.12 e 4.13 há pequenas diferenças nos coeficientes de desgaste nas três condições sem revestimento. O T&R apresenta menor desgaste considerando tempos iguais. Para tempos mais longos o desgaste praticamente é igual para as três condições estruturais.

No material com a camada superficial de nitretos ocorre um aumento do coeficiente de desgaste. A solução abrasiva de diamante provocou sulcos na camada logo nos primeiros minutos de teste. As partículas de nitretos arrancadas misturaram-se à solução e provocaram desgaste através do processo em três corpos, interpondo-se à superfície do metal e da esfera. Esse desgaste é mais intenso e agressivo devido a

incorporação das partículas de nitreto no processo. As Figuras 4.71 e 4.72 mostram partículas de nitreto que ficaram incrustadas no metal.

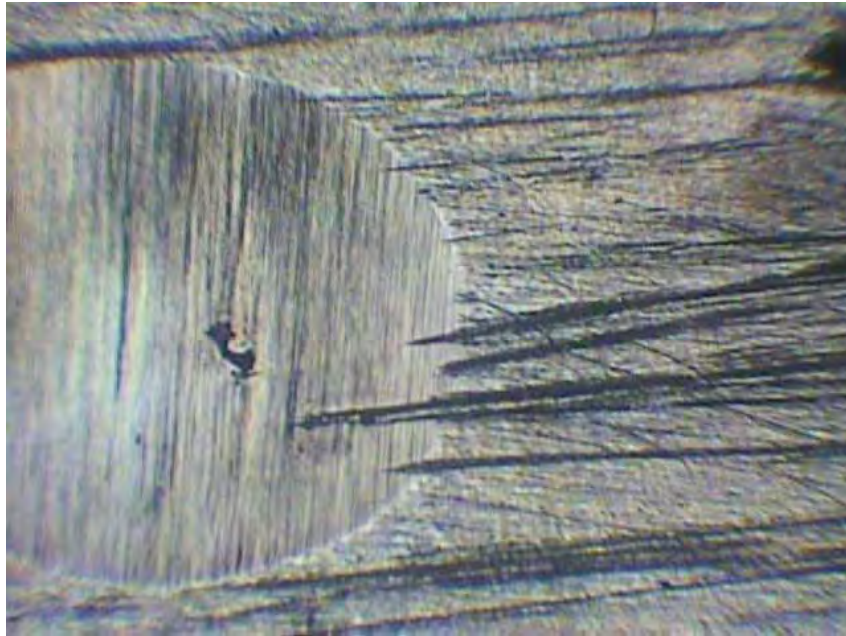


Figura 4.71 - Micrografia de desgaste durante 15 minutos. Isotérmico Nitrocarbonetado a Plasma – Ampliação 50X.

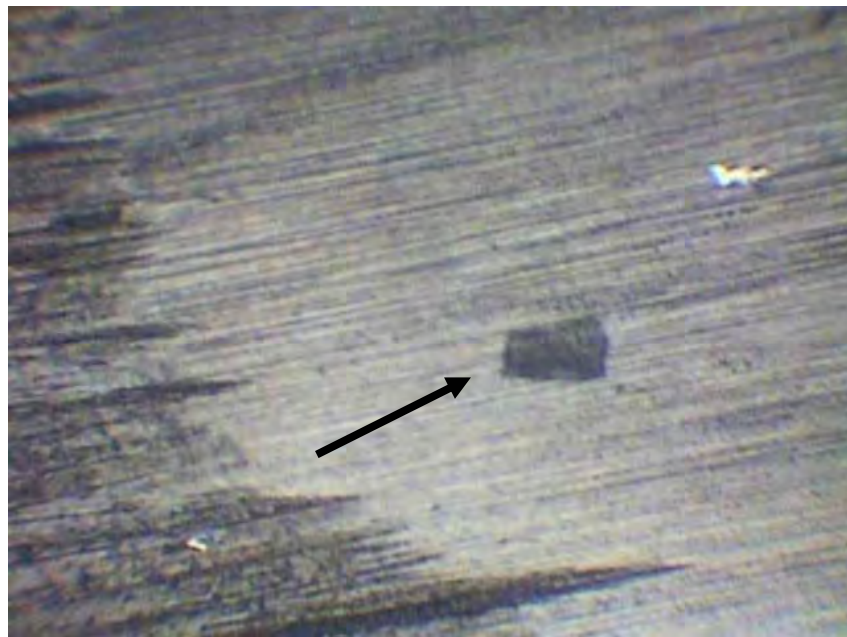


Figura 4.72 - Micrografia de desgaste durante 15 minutos – Recozido Nitrocarbonetado a Plasma – Ampliação 200X.

O gráfico da Figura 4.70 mostra que, entre as três condições estudadas, após o tratamento a plasma, o coeficiente de desgaste foi maior para o aço temperado e revenido após o tempo de 15 minutos, com tendência crescente até 100 minutos. Para o aço recozido e nitretado, ocorreu um pico de aumento em torno de 30 minutos e uma redução para os tempos de 60 e 100 minutos, tendendo para um coeficiente de desgaste semelhante ao aço bainítico nitretado. O aço bainítico com a camada de nitretos apresentou a menor taxa de desgaste para os aços tratados a plasma ($5 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N.m}$), com leve tendência de aumento em 100 minutos de ensaio.

Deve-se considerar que, entre os diversos tipos de testes de ensaio, escolheu-se o abrasivo com solução de diamante, por ser um teste bastante agressivo. Em outros testes, como deslizamento de diferentes materiais, ou sem o uso de pó abrasivo, poderiam ter sido encontrado resultado mais favorável; porém, a produção de partículas devido à retirada da camada de nitretos provocou o desgaste em três corpos, aumentando a efetividade do desgaste.

As Figuras 4.73, 4.74 e 4.75 ilustram a cratera de desgaste nos aços, nas três condições estudadas com a camada de nitretos, evidenciando os sulcos devido à abrasão das partículas retiradas.

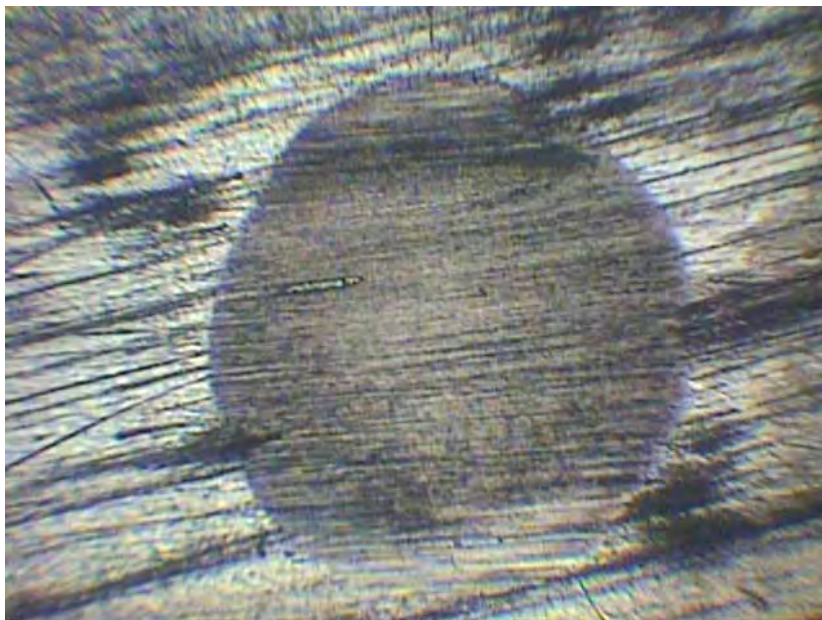


Figura 4.73 – Micrografia de desgaste durante 5 minutos – Isotérmico nitrocarbonetado a plasma – Ampliação 50X.

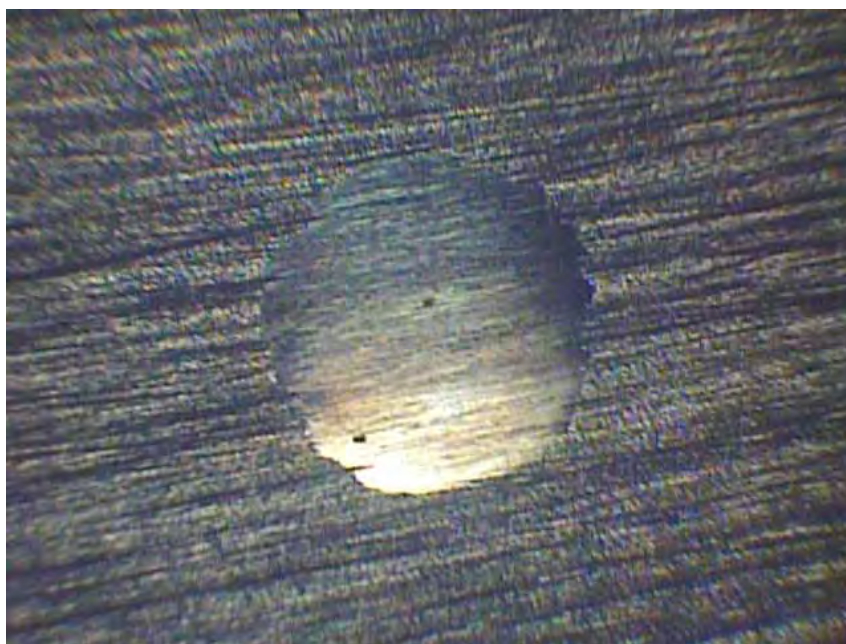


Figura 4.74 – Micrografia de desgaste durante 5 minutos – Recozido nitrocarbonetado a Plasma – Ampliação 25X.

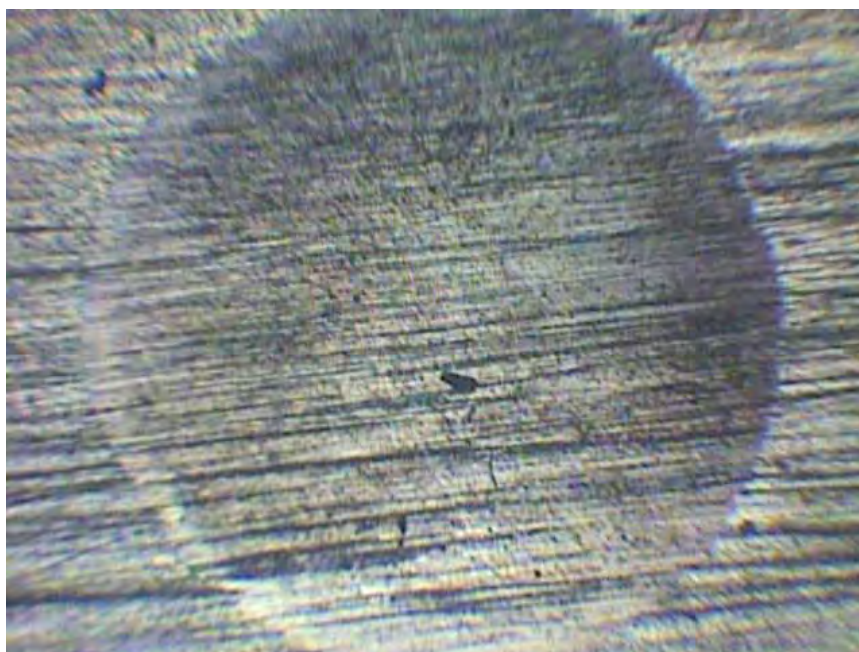


Figura 4.75 – Micrografia de desgaste durante 5 minutos – T&R+Nitrocarbonetação a plasma – Ampliação 50X.

Na condição T&R apresentada na Figura 4.75, observa-se uma maior quantidade de partículas e riscos mais profundos produzidos pela abrasão entre três corpos: a esfera do tribômetro, o corpo-de-prova e os nitretos que foram arrancados da camada carbonitretada durante o ensaio, aumentando o coeficiente de desgaste como pode ser visto no gráfico da Figura 4.70. O desgaste nesta condição é significativamente maior e aumentou devido ao uso no ensaio de solução abrasiva de diamante (3 μ m).

4.6 – ENSAIOS DE IMPACTO

Os três ensaios de Charpy para cada condição estudada, à temperatura ambiente, apresentou os seguintes resultados:

- a) T&R –Temperado e Revenido sem nitrocarbonetação a plasma: Energia absorvida: 14,6 $\pm$ 0,8 J;
- b) Tratamento por transformação Isotérmica sem nitrocarbonetação a plasma: Energia absorvida foi de 31,9 $\pm$ 1,2 J;
- c) Metal base recozido: Energia absorvida: 29,8 $\pm$ 1,0 J.

Como pode ser observado por esses resultados, a energia absorvida (31,9 $\pm$ 1,2J) na condição bainítica obtida por transformação isotérmica e a recozida (29,8 $\pm$ 1,0J) ambas sem nitrocarbonetação a plasma, é significativamente maior que a condição T&R. O ensaio mostra que a propriedade de tenacidade nas condições isotérmica e recozida são praticamente o dobro da condição T&R.

O grau de fragilização da martensita revenida pode ser observado pela significativa diminuição da energia Charpy na condição de T&R.

4.7 – ENSAIOS DE SALT SPRAY

Na Figura 4.76 são mostradas as amostras (duas de cada condição), temperada e revenida, recozida e tratamento isotérmico, com e sem nitrocarbonetação a plasma. A Figura 4.77 mostra as placas colocadas na câmara de **salt-spray**.

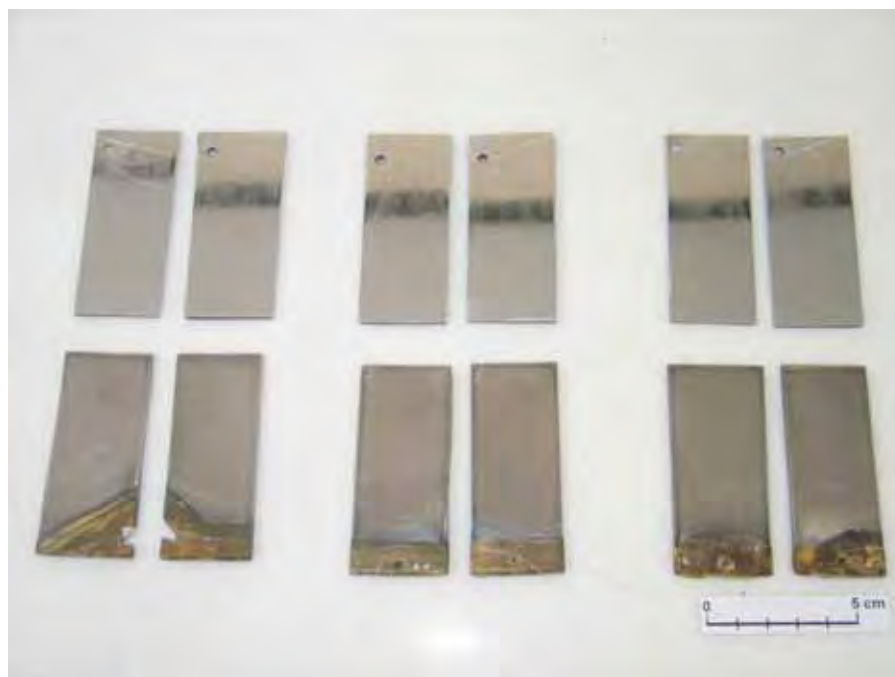


Figura 4.76 – Grupos de amostras nitrocarbonetadas para ensaios de **salt-spray**. Duas de cada condição. Recozida, T&R e Isotérmico



Figura 4.77 – Amostra na câmara de **salt-spray**

A Figura 4.78 mostra que, para as três condições microestruturais sem a camada superficial de proteção, ocorreu corrosão logo nas primeiras 24 horas. A Figura 4.79 mostra um detalhe de uma das placas. Não há diferenças substanciais no processo de corrosão. Nas placas com a camada superficial de nitrocarbonetos não se observaram indícios de corrosão até o período e 200 horas (duração do ensaio). As micrografias da

Figura 4.80 obtidas por MEV mostram as superfícies com a camada de nitretos formadas, sem que houvesse corrosão.

Estas imagens foram tiradas por MEV, diretamente sobre a camada nitrocarbonetada a plasma, logo após 200 horas de **salt-spray**, mostrando detalhes da superfície. Mesmo depois do teste de corrosão elas não são atacadas. Condições: recozida, isotérmica e T & R respectivamente. Pode-se observar a camada de nitretos formada.

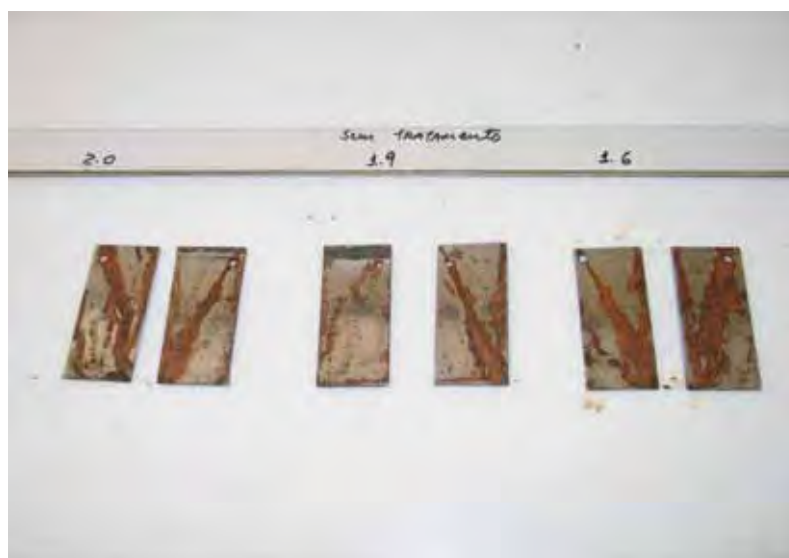


Figura 4.78 – **Salt - Spray** 24h – Corrosão vermelha.



Figura 4.79 – **Salt - Spray** 24h – Corrosão vermelha – Detalhe.

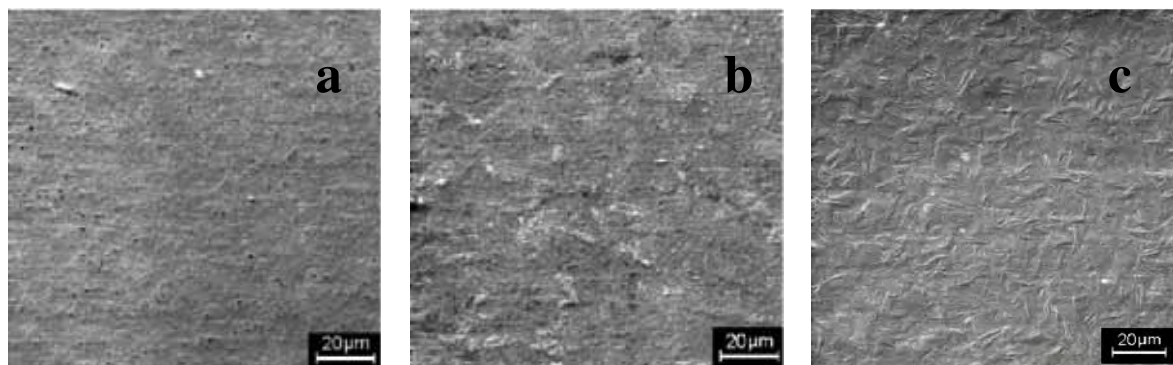


Figura 4.80– Micrografia da superfície nitrocarbonetada a plasma respectivamente nas condições recozida, isotérmica e T&R após 200horas.

Uma amostra de cada situação foi conservada com o produto do **salt-spray** na superfície por um período de 12 meses, para observar a evolução do processo de corrosão ao longo do tempo.

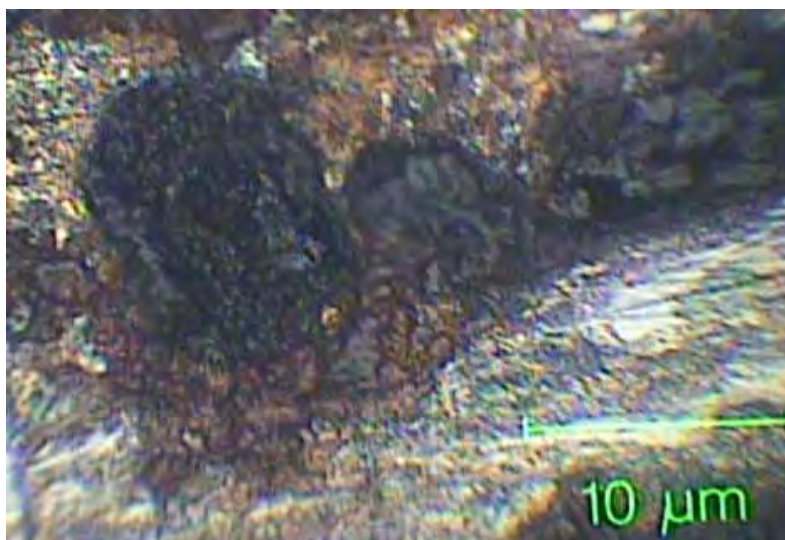


Figura 4.81 – **Salt-Spray** 24h. Metal base sem nitrocarbonetação. Corrosão após 12 meses. Ampliação 200X.

A micrografia da Figura 4.81 mostra o intenso ataque da superfície em uma das amostras do aço sem a proteção da camada de nitretos. Para as três condições de tratamento térmico sem essa camada o processo de corrosão foi intenso, cobrindo toda a superfície com produto de corrosão e com **pites** de corrosão que ultrapassaram um milímetro de profundidade.

As micrografias das Figuras 4.82, 4.83 e 4.84 mostram amostras que receberam o tratamento de nitrocarbonetação, passaram pelo teste de corrosão por

200 horas e permaneceram com o produto do vapor de **salt-spray** por 12 meses. Há uma substancial diferença, comparando-se com as amostras sem a camada de nitretos. Em alguns pontos, apenas de forma superficial devido a riscos de lixa, iniciou-se o processo de corrosão, porém sem penetrar para o interior do metal.

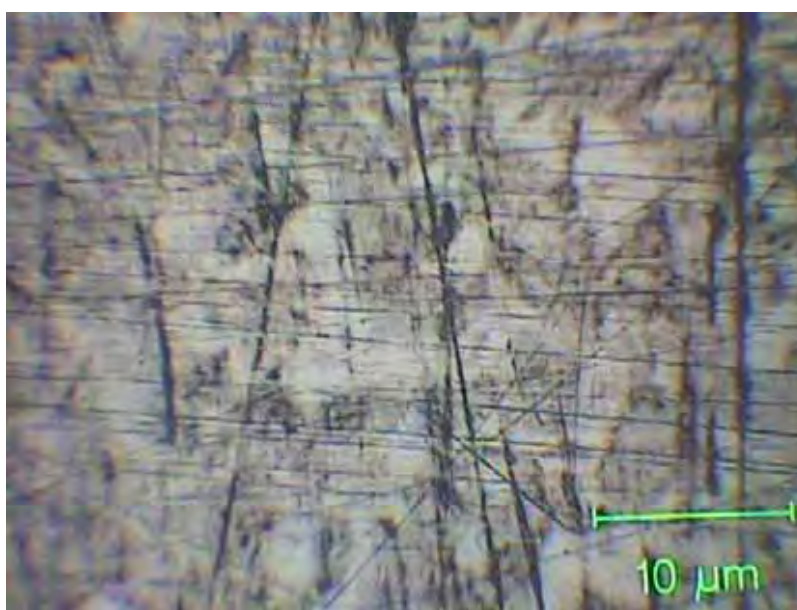


Figura 4.82 – **Salt Spray** 200h. T&R + Nitrocarbonetação. Corrosão após 12 meses. Ampliação 200X.

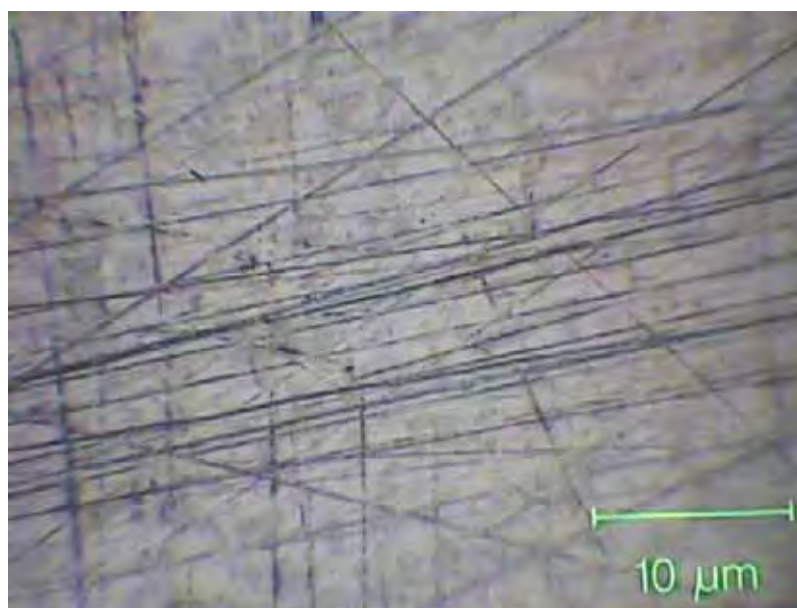


Figura 4.83 – **Salt Spray** 200h. Tratamento isotérmico + Nitrocarbonetação. Corrosão após 12 meses. Ampliação 200X.

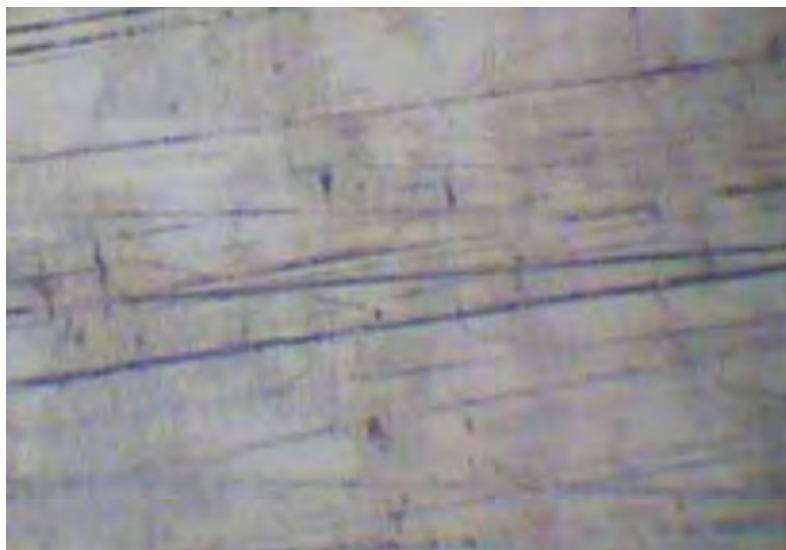


Figura 4.84 – **Salt Spray** 200h. Tratamento de Reozimento + Nitrocarbonetação. Corrosão após 12 meses. Ampliação 500X

5 CONCLUSÕES

1 Para as diversas rotas de tratamentos térmicos utilizados na Fase I deste trabalho observaram-se as seguintes características:

- a) Os tratamentos térmicos que utilizaram temperaturas intercríticas de 720°C e 740°C, com temperatura isotérmica de 450°C, apresentaram perdas nas propriedades mecânicas, quando comparadas com a condição recozida.
- b) As rotas de tratamento térmicos que utilizaram temperatura de transformação isotérmica de 350°C mostraram um aumento nas propriedades de tração, devido à formação de bainita inferior.
- c) As rotas que utilizaram a temperatura de 850°C, partindo de uma estrutura totalmente austenítica, para posterior transformação, obtiveram melhores propriedades mecânicas do que aquelas que partiram de temperaturas intercríticas (740°C e 720°C) para posterior transformação isotérmica.
- d) As melhores propriedades mecânicas foram obtidas para o tratamento com austenitização total a 850°C e têmpera intercrítica a partir de 760°C, devido à combinação de alta fração volumétrica de martensita (68%) e percentuais de ferrita e austenita retida em torno de 11%.
- e) A segunda melhor condição para elevar as propriedades de tração, sem perda na ductilidade, foi observada na rota com austenitização total a 850°C com tratamento isotérmico a 320°C, devido ao elevado percentual da bainita inferior (67,5%) e formação de martensita em torno de 22%.
- f) Na Fase II pode-se observar que a nitrocarbonetação a plasma diminuiu a resistência a fadiga do material nas três condições de tratamento térmico.

2 Neste trabalho fez-se um estudo dos efeitos da microestrutura no comportamento mecânico em fadiga dos aços AISI 4340. Avaliou-se os materiais sob diferentes condições multifásicas obtidas por meio de tratamentos isotérmicos (IT), intercríticos (IC) e temperado e revenido (T&R), visando identificar as condições microestruturais mais promissoras em relação à resistência à fadiga e apontar qual dos aços apresentaria maior resistência às solicitações cíclicas antes e após ser nitrocarbonetado a plasma. A resistência mecânica e a ductilidade, avaliadas por meio de ensaio de tração, também

foram determinadas para todas as condições microestruturais. Os resultados mostram que o tratamento térmico IC propicia a melhor combinação de resistência à tração e ductilidade nos dois aços, porém resulta em queda na resistência à fadiga destes. Numa fase II, foi substituída a condição Intercrítica por temperado e revenido, por ser a condição mais utilizada na indústria.

Para as três condições escolhidas para a segunda fase o aço recozido e o tratado isotermicamente a 320°C tiveram um comportamento semelhante, com um desempenho superior ao alcançado na condição temperado e revenido.

Após o tratamento de nitrocarbonetação a plasma, comparando-se novamente as três condições microestruturais, observa-se um melhor desempenho na vida em fadiga do aço com microestrutura bainítica obtida por transformação isotérmica com elevação do limite de fadiga de 700MPa para 900MPa. O segundo melhor desempenho é observado para o aço com estrutura temperada e revenida e, abaixo deste, aparece o aço recozido, com um desempenho inferior.

Nas três condições de tratamento térmico a condição bainítica foi a que melhor resultado apresentou no ensaio de impacto com a maior absorção de energia ($31,9 \pm 0,8$) Joules, mostrando a melhor propriedade de tenacidade nesta condição.

3 As curvas de fluência do aço SAE4340 nas condições de temperatura e tensão apresentadas neste trabalho apresentam os estágios primário, secundário e terciário bem definidos. A deformação na fratura é inversamente proporcional à tensão aplicada, para uma temperatura constante, ou seja, para uma determinada temperatura, quanto maior a tensão aplicada, menor a deformação do corpo de prova até sua fratura.

O aço AISI 4340, quando submetido às condições de temperatura e tensão estudadas neste trabalho, apresenta deformação por fluência, fenômeno evidenciado pelas análises fractográficas realizadas nos corpos-de-prova ensaiados.

Ao se compararem os parâmetros de fluência para as condições microestruturais estudadas, observa-se que, para a temperatura de 600°C e 200MPa de tensão, o aço recozido apresenta menor taxa de fluência; o aço temperado e revenido apresenta a maior taxa e a condição isotérmica fica como intermediária.

A aplicação do tratamento de nitrocarbonetação, com a formação da camada de compostos reduziu consideravelmente a taxa de fluência (em torno de 45%), com elevação do tempo necessário para fratura por fluência.

4 O tratamento de nitrocarbonetação a plasma realizado a 500°C por 3h introduz alterações na microestrutura do substrato do aço 4340, tratado termicamente, uma vez que ele atua como outro ciclo de revenimento.

Como resultado das alterações microestruturais introduzidas pelo tratamento a plasma, há uma redução de dureza do substrato. Esta redução varia com as estruturas do aço. A menor variação, aproximadamente 20 HV, ocorreu para a estrutura ferrítica-perlítica, resultante do tratamento de recozimento, enquanto que a maior, em torno de 100 HV, ocorreu para a estrutura bainítica, resultante do tratamento isotérmico.

A influência das diferentes condições microestruturais, espessura e dureza da camada de compostos formada no tratamento a plasma é pequena. Entretanto, a camada mais espessa, com cerca de 10µm formou-se sobre a superfície do aço recozido, indicando que a superfície da estrutura ferrítica-perlítica é capaz de incorporar mais nitrogênio.

Uma variação de dureza observada entre 25 a 30µm de profundidade, mais acentuada no material recozido é um indício de que houve uma migração de carbono desta região, induzida pelo tratamento a plasma.

A influência das diferentes estruturas, na espessura e dureza da camada de difusão não é apreciável, indicando que o mecanismo de difusão do nitrogênio dentro do substrato é idêntica nos três casos estudados.

A camada formada atingiu altos valores de dureza, em torno de 900HV, com uma camada difusa de cerca de 120µm.

5 Para o tipo de teste de desgaste abrasivo com solução de diamante a camada de nitretos formada mostra-se ineficiente para o desgaste. Partículas da camada de nitretos foram arrancadas e intensificaram o desgaste por abrasão de três corpos. O atrito e desgaste para a microestrutura martensítica apresentaram um coeficiente de desgaste

ainda maior do que na condição bainítica ou ferrítica-perlítica, após o tratamento a plasma.

O coeficiente de desgaste para as três condições de tratamento térmico, sem a camada de nitretos, são semelhantes e da ordem de $1,0 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N.m}$.

6 O material nitrocarbonetado apresentou alta resistência à corrosão quando comparado ao material base permanecendo 200 horas na câmara de **salt-spray**, sem apresentar corrosão. O substrato apresentou alto índice de corrosão vermelha logo após o ensaio de **salt-spray** por 24 horas e após 12 meses praticamente corroeu todo o substrato independente da condição de tratamento térmico.

As amostras nitrocarbonetada após 12 meses envolvidas pelo material corrosivo da câmara de **salt-spray**, sem limpeza praticamente não sofreram corrosão significativa.

A nitrocarbonetação a plasma mostrou-se como um processo barato e viável para resistência a corrosão como era um dos objetivos deste trabalho.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTURO

Em face aos resultados obtidos e pelas conclusões formuladas, o autor sugere as seguintes linhas de pesquisa para trabalhos futuros:

1. Estudar outras técnicas de tratamento superficial, como a deposição de nanopartículas após aplicação de tratamento superficial de **shot-peening**.
2. Estudar outras rotas de tratamento térmico, como tratamento em temperaturas intercríticas para formação de estruturas multifásicas, seguida de aplicação de **shot-peening** e nitrocarbonetação a plasma.
3. Pesquisar a influência de duplo revenimento na vida em fadiga do aço AISI 4340.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRAFICAS

ABDALLA, A. J.; MOURA NETO, C.; HASHIMOTO, T. M.; MONTEIRO, W. A. Optimization of the Mechanical Properties of a Low-Carbon Steels by Formation of a Multiphase Microstructure. In: CONGRESSO INTERNACIONAL DE TECNOLOGIA DA MOBILIDADE, 10., 2001, São Paulo. **Anais...**, São Paulo: SAE do Brasil, 2001.

ABDALLA, A. J.; BAGGIO-SCHEID, V.H.; BAPTISTA, C.A.R.P.; BARBOSA M.J.R., Fatigue Life Changing in Rolled Carbon Steel after Plasma Thermochemical Treatments. *Procedia Engineering* v.2, série 1, 2010, p.1853-61.

ALMEN, J.O.; BLACK, P.H., Residual stress and fatigue in metals. McGraw-Hill Book, New York, 1963.

ANDREWS, K. W. Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures. **Journal of the Iron and Steel Institute**, p 721-727, 1965.

ASM COMMITTEE ON NITRIDING – Liquid nitriding, *Metals Handbook*, pg. 146, (1986).

ASM COMMITTEE ON SHOT PEENING. “Shot Peening”. Revised by Ted Kostilnik, Wheelabrator Corporation. *Metal Handbook*, 9th ed., v. 5, ASM, 1982, P. 126-149.

ASM Handbook. Mechanical Testing. Ohio: ASM, 1985, v.8.

ASM Handbook. Friction, Lubrication and Wear Technology. 2. ed., Ohio: ASM, 1995, v.18.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS ASTM G99-95a: test method for wear testing with a pin - on-disk. Philadelphia, 2000.

ASTM STP 566. American Society for Testing and Materials. *Handbook of Fatigue Testing*.

BAPTISTA, C.A.R.P., Modelagem preditiva do comportamento de trincas de fadiga com aplicação ao titânio de pureza comercial. 2000. 120p. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais – Materiais Refratários) – FAENQUIL, Lorena.

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.

BEWLEY, T.J., Ion nitriding. *Metall. Met. Form*, 1974, 227-9.

BHADESHIA, H. K. D. H. – Bainite in Steels, Institute of Material. London, 1992, 1-458.

BRAMFITT, B. L. and SPEER, J. G. A Perspective on the Morphology of Bainite. In: SYMPOSIUM “INTERNATIONAL CONFERENCE ON BAINITE”, In: WORLD MATERIAL CONGRESS, Chicago, IL., 1988.

BROEK, D., The Practical Use of Fracture Mechanics. 3. ed.. OH, USA: Kluwer Academic Publishers, 1991, 522p.

BRU, R. J. B.W. Avaliação mecânica de superfícies do Aço SAE 4144, 2008. 70 f. Tese (Mestrado Engenharia Mecânica) Universidade Federal do Paraná. UFPr, Curitiba.

BUSH, A., Fatigue Strength Calculation. Suíça: Trans Tech Publications. 1988. 467p..

CABALLERO, I.G.; BHADESHIA, H.K.D.H., Design of novel high strength bainite steel, Materials Science Forum, Switzerland, v.42, p. 1337-1342, 2003.

CALLISTER, W. D. **Materials Science and Engineering: An Introduction**. 5.ed. Utah. New York: John Wiley & Sons, Inc., 2002. 589p.

CAMPANHA, M V. **Estudo sobre a vida útil de rolamentos fixos de uma carreira de esferas**, 2008 110, Tese (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Escola Politécnica da Universidade, São Paulo.

CHAPMAN, B. N., Glow Discharge Processes, New York, John Wiley & Sons, 1980.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 6ª ed., São Paulo: ABM, 1990, 504p.

CHOI, I. D.; BRUCE, D. M.; KIM, S. J.; LEE, C. G.; PARK, S. H.; MATLOCK, D. K. and SPEER, J. G. Deformation Behavior of Low Carbon TIP Sheet Steel at High Strain Rates. **ISIJ International**, v.42, n° 12, p. 1483-1489, 2002.

COBLE, R.L., A model for boundary diffusion controlled creep in polycrystalline materials. *Journal of Applied Physics*, v..34, P.1679-1682, 1963.

CONWAY, J.B.; SJODAHL, L.H., Analysis and representation of fatigue data. Materials Park, Ohio: ASM International, 1991.

COTRELL, A. H.,; An Introduction to metallurgy christ's college, Cambridge: SNB 7131.2044, p.1 – 8, 1968.

COTRELL, A.H.; HULL, D., A discussion on work hardening and fatigue. Proc.R. Soc. A242, 211,1957.

CRETTEUR, L.; KONUK, A.I., Heat treatments to improve weldability of new multiphase high strength steels, Materials Science forum, v.426, p.1337-1342, 2003.

DAVENPORT, E. S. e BAIN, E. C. Transaction of The AIME, v.7, NY, 1930. p.90-117.

DAVIDSON, D.L.; LANKFORD, J., Fatigue crack growth in metals and alloys: mechanisms and micromechanics. International Materials Reviews, v. 37, n.2, p. 45-76, 1992.

DeARDO, A. J. New Challenger in the Thermomechanical Processing of HSLA Steels. Materials Science Forum, Trans Tech Publications, Switzerland, v. 426-432, p.49-56, 2003.

DEREK, H., Fractography: Observing, Measuring and Interpreting Fracture Surface Topography, 450 p., October 1999, Cambridge University Pr (Pap Txt); ISBN: 0521646847.

DIAMOND, J., Armas, Germes e Aço – os destinos das sociedades humanas. 9.ed., Rio de Janeiro, Editora Record, 2007, 472 p.

DIEPART, C.P., Modelling of shot peening residual stresses – practical applications. Materials Science Forum, Suíça, v. 163-165, p. 457-464, 1994.

DIETER, G.E., Metalurgia Mecânica, 2ª edição, Editora Guanabara Koogan, Rio de Janeiro, RJ, 1988.

DUNCAN, R.N., The Structure and Properties of Electroless Nickel Deposits, Anais do VIII EBRATS – Encontro Brasileiro de Tratamentos de Superfícies, 1994.

DUNCAN, R.N., The effect of deposit composition upon the properties of electroless nickel coatings, Anais do VI EBRATS – Encontro Brasileiro de Tratamentos de Superfícies, 1989.

EDENHOFER, B., Physical and metallurgical aspects of ionitring – Part 2. Heat Treatment of Metals 2. p.59-67, 1974.

EGERT, P., SPELLER, C.V., AMORIM, J., MALISKA, A.M., 14th International Symposium on Plasma Chemistry (Prague), v. III, 1209-1213 (1999).

ELISEI, C. C. A., Caracterização Mecânica e Microestrutural de um Aço de Baixo Carbono. (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá – UNESP, São Paulo, 2008.

EVANS, R.W.; WINSHIRE, B., Introduction to creep. London: The Institute of Materials, 1993. 115p.

EYLLON, D.; FUJISHIRO, S.; POSTANS, P.J.; FROES, F.H., High-temperature titanium alloys- a review. Journal of Metals, v.36, p. 55-62, 1984.

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.

FONSECA, M.P.C., Evolução do Estado de Tensões Residuais em Juntas soldadas de tubulação durante ciclos de fadiga. 2000. 114 p. Tese (Doutorado-Ciências em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – COPPE, Universidade Federal do Rio de Janeiro, RJ.

FORREST, P.G., *Fatigue of Metals*. London: Pergamon Press, 1962.

FROST, N.E.; MARSH, K.J.; POOK, L.P., *Metal fatigue*, Mincola, New York, Denver Publications, Inc., 1999.

GENTIL, V., *Corrosão Metálica*, ABM – Associação Brasileira de Metais, 1970.

GIRAULT, E.; JACQUES, P.; HARLET, Ph.; MOLS, K.; VAN HUMBEECK, J.; AERNOUDT, E.; DELANNAY, F.; *Metallographic Methods for Revealing the Multiphase Microstructure of TRIP – Assisted Steels; Materials Characterization*, v.40, pp. 111-118, 1998.

GRITTI J. A.; MELO F. T.; CANGUE F.; MORAIS W. A. de; CÂNDIDO L. C. e GODEFROID, L. B. Resistência à fadiga de aços “dual phase” para aplicações automobilísticas: Uma revisão. In: CONGRESSO DE LAMINAÇÃO - PROCESSOS E PRODUTOS LAMINADOS E REVESTIDOS, 39, Ouro Preto, MG, 2002.

GRUNDIG, W., *Corrosão Metálica*, ABM – Associação Brasileira de Metais, 1971

HABRAKEN, L. J., ECONOMOPOULOS, Bainitic Microstructures in Low Carbon Alloy Steels and Their Mechanical Properties. Transformation and Hardenability. In *Steels*, MI, p.69-107, (1967).

HARPER, J.; DORN, J.E., Viscous creep of aluminum its melting temperature. *Acta Metallurgica*, v.5, p.654-665, 1957.

HIRTH, J.P., The influence of grain boundaries on mechanical properties. *Metallurgical Transactions*, v.3, p.3047-3067, 1972.

HEHEMANN, R. F., *Phase Transformation*. American Society of Metals Park, Oh 397, 1970.

HERRING, C., *J. Appl. Phys.*, 21, 437, 1959.

HERRING, C., Diffusional viscosity of a polycrystalline solid. *Journal of Applied Physics*, v.21, p.437-445, 1950.

HERZOG, R.; ZIN, 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.

HONEYCOMBE, R. W. K. Aços – Microestrutura e Propriedades. Edição da Fundação Calouste Gulbenkian, Lisboa, Portugal, 1981, 348p.

IRONS, G., Higher Velocity Thermal Spray Processes Produce Better Aircraft Engine Coatings. In: Annual Aerospace / Airline Plating & Metal Finishing Forum & Exposition, 28, 1992, San Diego. Proceedings... San Diego: Society of Automotive Engineers, 1992.

JAQUES, P.; FURNÉMONT, Q.; PARDOEN, T.; DELANNAY, F. - On the role of martensitic transformation on damage and cracking resistance in TRIP-Assisted multiphase steels. Acta Materialia, Oxford, v.49, p. 139-152, 2001

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

JOHNSON, K. L. Contact mechanics. S.l. : Cambridge University Press, 452 p. 1985.

JUVINALL, R.C., Engineering Considerations of Stress, Strain and Strength, pp. 279-297, McGraw-Hill Book Company, New York, 1967.

KARAMIS, M.B., Tribological behavior of plasma nitrided 722M24 material under dry sliding conditions. WEAR, nº147, 1991,385-99.

KLAUS, H. - Modern Multiphases Steels for the Automotive Industry. Materials Science Forum, Trans. Tech. Publications, Switzerland, v. 414-415, p. 101-110, 2003.

KLESNIL, M.; LUKAS, P., Fatigue of metallic material. Elsevier, Amsterdam, 2.ed., 270 p. 1992.

KOBAYASHI, M.; MATSUI, T.; MURAKAMI, Y., Mechanism of creation of compressive residual stress by Shot Peening. International Journal of Fatigue, v. 20, nº5, p. 351-357, 1998.

KRAUS, W.; NOLZE, G., POWDERCELL – A program for representation and manipulation of crystal structures and calculations of the resulting X-ray powder patterns, J.Appl.Cryst. – 1996, v.29, p.301-303

KUWAHARA, H. et al, Effect of plasma on nitriding of Fe-18Cr-9Ni alloy, Journal of Materials Science, 27:637-640, 1992

KUO, H.; LAI, J.; LIN, T., Nasal Septum Lesions and Lung Function in Workers Exposed to Chromic Acid in Electroplating Factories. *Int arch Occup Environ Health*, v. 272-6, 1997.

LAIRD, C., em *Fatigue Crack Propagations*, ASTM Spec. Tech. Publ. 415 pp., 131-168, 1967.

LePERA, F. S.; Improved etching technique for the determination of percent martensite in high-strength dual-phase steel; *Metallography and International Journal*. West Virginia, USA, v.12, number 4, pp 263-268, 1979.

LePERA, F. S.; Improved etching technique to emphasize martensite and bainita in high-strength dual-phase steel; *Journal of Metals*, pp 38-39, march, 1980.

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.

LI, X.M.; YANG, Y.Y., SHAO, T.M.; JIN, Y.S., BARBEZAT, G. , Impact Wear Performances of Cr₃C₂-NiCr Coatings by Plasma and HVOF Spraying, *WEAR*, v. 202, P. 208-214, 1997.

LIAN, S., HUA, L., Effect of Retention and Mechanical Stability of Retained Austenite on Tensile Properties in Low Carbon-Low Triphase Steel. *Materials Science and Technology*, v.11, 1995.

LIN, K.L. et al., Eletroplating of Ni-Cr on steel with pulse plating. *Journal of Materials Engineering and Performance*, v.1., nº3, 1992, p. 359-61.

LOS RIOS, E.R. et al., Fatigue crack initiation and propagation on shot-peened surfaces in A316 stainless steel. *Int. J. Fatigue* nº17, 1995, 493-9.

MACEDO, E.L.; SAMPAIO, D.A.; SANTOS, D.B., A produção de aços polifásicos, relação microestrutural / propriedades mecânicas, *CBCIMAT*, 10, Águas de Lindóia, SP., 1992, p. 529-532.

McLEAN, D., *Grain Boundaries in Metals*. Oxford University Press, Londres, 1957.

MANOHAR, P. A.; KUNISHIGE, K. and CHANDRO, T. Influence of Thermo-mechanical Processing on Microstructural Evolution in Si-Mn and Al-Mn TRIP Steels. *Materials Science Forum*, **Trans Tech Publications**, Switzerland, v. 426-432, p. 1127-1132, 2003.

MATSUDA, H.; KITANO, F.; HASEGAMA, L.; URABE, T. and HOSOYA, Y. Metallurgy of continuously annealed high strengt TRIP Steel Sheet. *Steel Research*, v. 73, nº 6 e 7, p. 211-217, 2002.

METAL HANDBOOK – v.2. Heat Treating Cleaning and Finishing. 8th Edition, Metal Park, Ohio, American Society for Metal, ASME, 1964.

METALS HANDBOOK. Fractography. 1987. v.12 Ninth Edition.

MOURA NETO, C.; ALMEIDA, D. S. Materiais para fabricação de vasos de pressão de alto desempenho. In: CONGRESSO INTERNACIONAL DE TECNOLOGIA DE MATERIAIS, 1997, São Paulo. ABM, São Paulo, 1997.

NABARRO, F.R.N., Proceedings of Conference on Strenght of Solids, 1948, Physical Society, Londres pg 75.

NASCIMENTO, M.P.; SOUZA, R.C.; MIGUEL, I.M.; PIGATIN, W.L.; VOORVALD, H.J.C., Effects of Tungsten Carbide Thermal Spray Coating by HP/HVOF and Hard Chromium Electroplating on AISI 4340 High Strength Steel. Surface & Coating Technology, v.138, p. 113-24, 2001.

NASCIMENTO, M.P.; TORRES, M.A.S.; VOORVALD, 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.

NASCIMENTO, M.P.;VOORVALD, H.J.C.; PIGATIN, W.L., SOUZA, R.C., Intercamada de Níquel Químico em Cromo Duro Aditivado e Eletrodepositado no Aço de Alta Resistência – ABNT 4340. In: Conferencia sobre Tecnologia de Equipamentos, COTEQ'99, Rio de Janeiro/RJ, Anais, p.85-88, 1999.

NASCIMENTO, M.P.; VOORVALD, 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 – COLOQUIO LATINOAMERICANO DE FRACTURA Y FADIGA, 4., 2000, Argentina. Anais... Argentina, 2000. p. 711-19.

NATISHAN, P.M.; LAWRENCE, S.H.; FOSTER, R.L.; LEWIS, J.; SARTWELL, B.D., Salt Fog Corrosion Behavior of High-Velocity Oxygen-fuel Thermal Spray Coatings Compared to Electrodeposited Hard Chromium. Surface & Coatings Technology, v. 130, p. 218-23, 2000.

NEGRÃO, C.G., Estudo de Comportamento Dinâmico de um Trem de Aterrisagem sob Cargas Verticais. Guaratinguetá, 1995. 127p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia, UNESP.

NEVES, J.C.K., Desenvolvimento de um Equipamento para Ensaio de Fadiga de Contato Esfera sobre Plano e sua Aplicação na Caracterização de Ferros Fundidos com

Matrizes de Elevada dureza. 2006, 162 f. (Tese de Doutorado em Engenharia Mecânica) -Escola Politécnica .Universidade de São Paulo.

OHMORI, Y.; OHTANI, H.; KUNITAKE, T.; The Bainite in Low Carbon low Allow Strenght Steels, **Transactions ISIJ**, Tokio, Japan, vol.11, p. 251-59, (1971).

PASTOUKHOV, V.A.; VOORWALD, H.J.C., Introdução à Mecânica da Integridade Estrutural, Editora UNESP, São Paulo / SP, 1994, 192p..

PELLOUX, R.M., Case studies of fatigue failures in aeronautical structure. In: Proceeding of Conference Fatigue 93, Montreal, 1993, p. 1727-37.

PEREIRA, C.P.M., Fadiga na Liga Al 7475-761. Lorena, 1996. Tese: (Doutorado em Engenharia de Materiais), FAENQUIL, Lorena / SP.

PERES, M.P., Estudo do Efeito do Tempo e da Temperatura de Desidrogenização na Resistência a Fadiga do Aço 4340 que sofreu Eletrodeposição de Cádmio. Lorena, 1996, 156p. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) – FAENQUIL, Lorena//SP.

PINTO, M.A., Deposição de revestimentos compósitos metal cerâmico WC-Co por fusão a laser: avaliação da resistência ao desgaste e a corrosão. 2004, 120f. Tese (Mestrado em Engenharia dos Materiais) – Unicamp, Campinas, São Paulo.

PUSKAR, A., GOLOVIN, S.A., Fatigue in Materials: Cumulative Damage Processes. Elsevier Science, 1984, v.24,316p.

RADI, P.A. **Estudos de Fenômenos tribológicos em materiais carbonosos**. 2008. 148f. Tese (Mestrado em Física Química dos Materiais) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos.

RANIERI, A., Efeitos das Microestruturas bainíticas e multifásicas nas propriedades mecânicas de um aço AISI 4340. 2005, 93 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica - Projetos e Materiais) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2005.

REED-HILL, R.E., Princípios e Metalurgia Física, 2.ed., Editora Guanabara Dois S. A., Rio de Janeiro, R.J., Brasil, 1982.

RIETVELD, H.M., A profile refinement method for nuclear and magnetic structures, J.Appl.Cryst. – 1969, v.2, p.65-71.

RENATO, C.S.; NASCIMENTO, M.P.; MIGUEL, I.M.; SIQUEIRA, H.C.P.; WOOWALD, H.J.C.; PIGATI, W.L., Influência dos revestimentos de cromo duro e CrC-25NiCr nos comportamentos em fadiga, corrosão e desgaste do aço aeronáutico ABNT 4340. Congresso em Ciências dos Materiais do Mercosul, Joinville, SC, 2002.

ROBINO, C.V.; INAL, O.T., Ion Nitriding Behavior of Several Low Alloy Steel, *Material Science and Engineering*, nº59, 79-90, 1983.

RODRIGUEZ C.J., Reference Guide for the computer program FullProf, Laboratoire Leon Brillouin, CEA-CNRS, Saclay, France, 1996.

SANTOS, D. R. Otimização dos Parâmetros de Tratamento Térmico e Soldagem do Aço Maraging 18Ni 300. 2001. 118 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Projetos e Materiais) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2001.

SARKAR, A.D. Friction and Wear. London: Academic Press, p.33-141, 1980.

SHENGPING, W.; LI, Y.; YAO,M.; WANG, R., Compressive residual stress introduced by shot peening. *Journal of Materials Processing Technology*, v.73, pp.64-73, 1998.

SIRIN, S.Y., Sirin, K., Kaluc, E., *Materials Characterization* 59, p. 351 - 358, 2008.

SIRIN, S.Y.; SIRIN, K.; KALUC, E., Effect of the ion nitriding surface hardening process on fatigue behavior of AISI 4340 steel. *Materials Characterization*, nº59,2007,351-58.

SOUZA, R.C., Estudo do comportamento em fadiga do aço ABNT 4340 revestido com carbeto de tungstênio pelo sistema HVOF / HP. 1998. 158 p.. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, UNESP.

SPALVINS T., Plasma Assisted Surface Coating – Modification Processes: An Emerging Technology, International Conference on Ion Nitriding, Cleveland, Ohio, USA, Sep 1986, ASM, pp 189-198, 1987

TOKIMATSU, R.C., Inconvenientes e Confusões Decorrentes da Classificação de Fraturas Segundo a Base Dual Dúctil-Frágil, 53º Congresso Anual da ABM – Belo Horizonte – MG, 1998.

TOKIMATSU, R.C., Influência de parâmetros microestruturais e procedimentos de ensaio, no comportamento mecânico de um aço de ultra-alta resistência e baixa liga. Tese de Doutorado – Unicamp – São Paulo, 1995.

TOMITA, Y.; OKAWA, T.; Effect of microstructure on mechanical properties of isothermally bainite-transformed 300M steel; *Materials Science and Engineering*, A 172, pp. 145-151, 1993.

TORRES, M.A.S.; VOORWALD, H.J.C., An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation of the fatigue life of AISI 4340 steel. *International Journal of Fatigue* nº 24, 2002, p. 877-86.

USS CARILLOY STEELS, United States Steel Corporation. Pittsburg, 1948

VILLARS, P.; CALVERT, L.D., Person's handbook of crystallographic data for intermetallic phases, American Society for Metals – 1991.

VOORWALD, H.J.C.; ROCHA, P.C.F.; CIOFFI, M.O.F.; COSTA, M.Y.P., Residual stress influence on fatigue lifetimes of electroplated AISI 4340 high strength steel. Blackwell Publishing Ltd.. Fatigue Fract. Engng. Master Struct., v.30, pp. 1084-1097, 2007.

VOORWALD, H.J.C; PADILHA, R.; COSTA, M.Y.P.; PIGATIN, W.L.; CIOFFI, M.O.H., Effect of electroless nickel interlayer on the fatigue strength of chromium electroplated AISI 4340 steel. International Journal of Fatigue, v.29, pp. 695-704, 2007.

VOORWALD, H.J.C; SOUZA, R.C.; PIGATIN, W.L.; CIOFFI, M.O.H., Evaluation of WC-17Co and WC-10Co-Cr thermal spray coatings by HVOF on the fatigue and corrosion strength of AISI 4340 steel. Surface&Coatings Technology, v.190, pp. 155-164, 2005.

YÁNEZ, T. R.; HOUBAERT, Y.; MERTENS, A. Characterization of TRIP- Assisted Multiphase Steel Surface Topography by Atomic Force Microscopy. Materials Characterization, Oxford, v.47, p.93-104, jun.2001.

YUJI, O.; MATSUMOTO, K., Sliding-rolling contact fatigue and wear of maraging steel roller with ion-nitriding and fine particle shot-peening, WEAR V.263, 782-789, 2007.

WANG, S.; LI, Y.; YAO, M.; WANG, R., Compressive Residual Stress Introduced by Shot Peening, Materials Processing Technology, p. 64-73, 1998.

WOOD, W.A., Some Basic Studies of Fatigue in Metals, em Fracture, John Wilwy&Sons, Inc., New York, 1959.

WOELFEL, M.M., Shot Peening – Control and Measurement. P. 15-18, 1982.

ZABILSKIY, V.V; VELISCKO, V.V.; KAZANSKAIA, A.Y., Delayed fracture of steel with dual phase ferrite-austenitic structures, Phys.Met.Metall., v.69, nº3, p. 144-150, 1990.

ZACKAY, V. F.; PARKER, E. R.; FAHR, D. and BUSH, R.. Metallurgical Transactions, ASM, v.60A, p. 252, 1960.