

REGINALDO CARREON COISSE

A INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA E DOS TRATAMENTOS
SUPERFICIAIS NA VIDA EM FADIGA DE AÇOS INOXIDÁVEIS
MARTESÍTICO E AUSTENÍTICO USADOS NA FABRICAÇÃO DE
VÁLVULAS PARA MOTORES A COMBUSTÃO INTERNA

Dissertação apresentada à Faculdade de
Engenharia do Campus de Guaratinguetá,
Universidade Estadual Paulista, para a
obtenção do título de Mestre em Engenharia
Mecânica na área de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald
Co-orientador: Prof^a. Dr^a. Maria Odila Hilário Cioffi

Guaratinguetá
2010

C679I

Coisse, Reginaldo Carreon

A influência da microestrutura e dos tratamentos superficiais na vida em fadiga de aços inoxidáveis martensítico e austenítico usados na fabricação de válvulas para motores a combustão interna / Reginaldo Carreon Coisse . – Guaratinguetá : [s.n.], 2010

92 f. : il.

Bibliografia: f. 85-92

Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2010

Orientador: Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald

Coorientadora: Prof^a. Dr^a. Maria Odila Hilário Cioffi

1. Fadiga 2. Motores de combustão interna 3. Eletrodeposição I. Título

CDU 620.178.3



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
CAMPUS DE GUARATINGUETÁ

REGINALDO CARREON COISSE

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:

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

Prof. Dr. MIDORI YOSHIKAWA PITANGA COSTA
Unesp-Feg

Prof. Dr. RUBENS CARAM-JUNIOR
UNICAMP

Novembro de 2010

DADOS CURRICULARES

REGINALDO CARREON COISSE

NASCIMENTO	17.09.1967 – SÃO PAULO / SP
FILIAÇÃO	Roberto Antonio Coisse Edena Carreon Coisse
1985/1991	Curso de Graduação em Engenharia Mecânica com ênfase em Mecânica Automobilística Faculdade de Engenharia Industrial – FEI do Campus de São Bernardo do Campo – SP
1992/1993	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Especialização em Projetos de Componentes Automotivos, na Faculdade de Engenharia Industrial, Campus de São Bernardo do Campo
2007/2010	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Mestrado, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.
1992/1995	Engenheiro de Produto – Delphi Automotive – São Caetano do Sul - SP
1995/1997	Engenheiro de Produto – Delphi Automotive – Rüsselsheim – Hessen - Alemanha
1997/2000	Supervisor de Engenharia de Produto – Delphi Automotive – São Caetano do Sul - SP
2000/2002	Gerente de Engenharia de Produto e Processo – Lear Co. – Juiz de Fora – MG
2003/2004	Gerente de Produção – Takata-Petri Ltda – Jundiaí – SP
2005/atual	Chefe Metalurgista, Supervisor do Laboratório Químico e Metalúrgico e Engenheiro de Desenvolvimento de Fornecedores – Eaton Vehicle Group Ltda – São José dos Campos – SP

A Deus, por toda a força e perseverança para continuar sempre, apesar de tudo.

À minha esposa Adriane, minha companheira, amiga, que me apoiou durante todo o tempo desta extensa caminhada; à minha filha Lorraine, que por muitas vezes não viu seu pai devido a longas horas de estudo e ausência.

Não tenho palavras para definir a importância que vocês têm em minha vida, porque vocês são as razões da minha existência.

AGRADECIMENTOS

Eaton Vehicle Group Ltda

Washington Biondo

Araken Oliveira

Paulo R. Lordello

Walter Videira

Monte Bianco

Marcelo Leme – pela preparação dos corpos de prova

Technique Surfaces do Brasil

Valdir Albêncio

Luiz R. Hischheimer

FEG-UNESP

Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald

Prof^a. Dr^a. Maria Odila Hilário Cioffi

Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

Prof. Dr. Tomáz Manabu Hashimoto

Gilson Silva Júnior

Dr^a. Midori Yoshikawa Pitanga Costa

INPE

Maria Lúcia Brison

“Ainda que eu tenha, o dom de profetizar e conheça todos os mistérios, toda a ciência. Ainda que eu tenha, tamanha fé que transporte montes. Nada serei, sim nada serei, se eu não tiver amor”.

1 Co. 13/2

COISSE, R. C. **A influência da microestrutura na vida em fadiga de aços inoxidáveis martensítico e austenítico usados na fabricação de válvulas para motores a combustão interna.** 2010. 92 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2010

RESUMO

A crescente demanda pela redução na emissão de gases provenientes da combustão em motores automotivos e pela diminuição no consumo de combustíveis torna necessária a redução de massa dos componentes além da redução das perdas mecânicas e térmicas nestes motores. Tais requisitos fazem com que os componentes sejam cada vez menores, suportem maiores tensões e que possuam o menor coeficiente de atrito e a maior resistência ao desgaste possível. Por isso, faz-se necessária a combinação de materiais e recobrimentos. Este trabalho tem por objetivo o estudo do comportamento à fadiga de dois aços inoxidáveis, o X45CrSi9 3 e o X55CrMnNiN20 8, utilizados na fabricação de válvulas de admissão e escape, combinados com dois dos mais utilizados tratamentos superficiais, a nitrocarbonetação e a eletrodeposição de cromo duro, comparados com somente retificados. Os materiais combinados com os tratamentos superficiais acima foram testados à fadiga unidirecional e foram realizadas análises em microscópios eletrônicos de varredura e óticos, análises de microdureza e de resistência à tração. As análises micrográficas, tanto da fratura quanto da microestrutura e os comportamentos à fadiga mostraram uma significativa sensibilidade destes materiais a variações microestruturais relativas tanto aos tratamentos térmicos quanto aos superficiais. As resistências à fadiga dos aços na condição cromada foram semelhantes e menores que as demais combinações. Sendo que o material martensítico demonstrou a maior sensibilidade a este recobrimento. As peças nitretadas apresentaram melhores comportamentos à fadiga que as cromadas, mas ainda menores que as peças sem tratamentos superficiais. A causa deste fato pode ser atribuída, no material martensítico, à existência de decarbonetações e, no material austenítico, à presença de fases frágeis subsuperficiais.

PALAVRAS-CHAVE: Fadiga, X45CrSi9 3, X55CrMnNiN20 8, válvula, motor à combustão interna, nitretação, eletrodeposição de cromo.

COISSE, R. C. **The microstructure influence on the fatigue life of martensitic and austenitic stainless steels used in the production of internal combustion engine valves.** 2010. 92 f. Thesis (Master in Mechanical Engineering) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2010

ABSTRACT

The increasing demand for reduction in greenhouse gases emission from the combustion in automobile engines and for the decreasing in fuel consumption makes it necessary to reduce weight of components the mechanical and thermal losses in these engines. Such requirements mean that the components are getting smaller, support higher stresses and need to provide the lowest coefficient of friction and the great wear resistance as possible. Therefore, it is necessary the combination of materials and coatings. This dissertation aims to study the fatigue behavior of two stainless steels, the X45CrSi9 3 and the X55CrMnNiN20 8, used in the manufacture of intake and exhaust valves, combined with two of the most used surface treatments, nitrocarburising and electroplated hard chromium, compared to the ground surface. The materials, combined with the above surface treatments were tested in uniaxial fatigue and analyzed in scanning electron and optical microscopes, microhardness and tensile strength. The fracture and microstructure analysis and the fatigue behavior showed a significant sensitivity to microstructural variations in the materials related to the heat and surface treatments. The chrome plated specimens presented the lower fatigue resistance in the both steels compared to the other surface treatments and the martensitic steel showed the highest sensitivity to this coating. The nitrided parts showed better fatigue behavior than the chrome plated, but still smaller than the parts without surface treatments. The cause of this fact can be attributed, in the martensitic steel, to the existence of decarburizing and in the austenitic material, the presence of subsurface brittle phases.

KEYWORDS: Fatigue, X45CrSi9 3, X55CrMnNiN20 8, engine valve, internal combustion engine, nitriding, chrome-plating.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 – Esquema de um motor Otto de quatro tempos com cinco válvulas por cilindro, três de admissão e duas de escape. (DEUTZ ENGINE 2, 2010).	19
Figura 2.1 – Esquema de um motor à combustão interna com os seus principais componentes.(BLADE, 2010).	20
Figura 2.2 – Diagrama de tempos – ângulo do virabrequim e abertura e fechamento das válvulas. Adaptado de Sousa (2007).	21
Figura 2.3 - Nomenclatura da válvula adaptada de SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS – SAE, (2004).	23
Figura 2.4 - Comparação entre os ciclos Otto e Diesel (SILVEIRA, 2010).	24
Figura 2.5 – Ilustração do início do fechamento da válvula e a aplicação da tensão de flexão (EATON, 2009).	25
Figura 2.6 – Diagrama de equilíbrio Fe-Fe ₃ C.Adaptação de (AMERICAN SOCIETY FOR METALS - ASM, 1991).	28
Figura 2.7 – Variação típica da dureza ao longo de uma camada nitretada (adaptada de HERNANDEZ; STAIA; PUCHI-CABRERA, 2008).	31
Figura 2.8 – Variação típica da concentração de nitrogênio ao longo de uma camada nitretada.	31
Figura 2.9 – Esquema da formação de tensões residuais compressivas na camada nitretada.	32
Figura 2.10 – Influência do carregamento na geometria dos escorregamentos na superfície do material.	36
Figura 2.11 – Micrografia de uma fratura cordal (região do enchimento) em uma válvula de escape. Notam-se as marcas de praia e o ponto de nucleação da trinca (YU; XU, 2006).	40
Figura 3.1 – Corpo de prova de fadiga – dimensões em mm	42
Figura 3.2 – Camada nitretada do aço martensítico X45CrSi9 3 com ataque de Villela's (COISSE, 2009a).	43
Figura 3.3 – Camada nitretada do aço austenítico X55CrMnNiN20 8 com ataque de Villela's COISSE, 2009a).	44
Figura 3.4 – equipamento utilizado para os testes de tração e fadiga	45
Figura 4.1 – Resultados do teste de tração.	48
Figura 4.2 – Fratura do corpo de prova 1BTN, liga X45CrSi9 3 nitretada. (a) início primário da fratura – 35x, (b) detalhe do início – 2000x, (c) superfície da fratura na borda do corpo de prova - 200x.	49
Figura 4.3 – Fratura do corpo de prova 2BTN, liga X55CrMnNiN20 8 nitretada. (a) início primário da fratura – 200x, (b) detalhe do início – 2000x, (c) superfície da fratura no centro do corpo de prova - 2000x.	50
Figura 4.4 – Fratura do corpo de prova 1BTC, liga X45CrSi9 3 cromada. (a) 35x início primário da fratura, (b) início secundário da fratura 35x, (c) início secundário da fratura 200x e (d) início secundário da fratura 2000x.	51
Figura 4.5 – Fratura do corpo de prova 2BTC, liga X55CrMnNiN20 8 cromada. (a) 200x início primário da fratura, (b) início secundário da fratura 1000x, (c) início com trinca na camada de cromo 1000x.	52

Figura 4.6 – Fratura dos corpos de prova 1BT, liga X45CrSi9 3 e 2BT, liga X55CrMnNiN20 8, ambos sem tratamento superficial. (a) 1BT - superfície de fratura – 35x, (b) 1BT - detalhe da superfície da fratura – 2000x, (c) 2BT – superfície de fratura – 200x, e (d) 2BT – detalhe do início da fratura 2000x.	54
Figura 4.7 – Resultados do teste de fadiga uniaxial.....	55
Figura 4.8 – Micrografias dos materiais estudados na condição de recebimento – tratamento térmico recozido e após tratamento térmico. X45CrSi9 3 (a) Recozido - 1000x, (b) Temperado e Revenido - 1000x. X55CrMnNiN20 8 (c) Recozido - 1000x e (d) Solubilizado e envelhecido - 1000x. Todos os ataques com Marbles.	57
Figura 4.9 – Metalografia da região de início da fratura da liga X45CrSi9 3 – 400x Marbles. Corpo de prova 11BT, $\sigma_m=950$ MPa, 65.884 ciclos.	58
Figura 4.10 – Fratura da liga X45CrSi9 3 sem tratamento superficial. (a) 200x início primário e secundário da trinca. (b) 2.000x e (c) 5.000x ponto primário de nucleação de trinca por fadiga com a presença de um carboneto sub-superficial. (d) 1000x e (e) 5000x ponto de nucleação secundário com propagação de trinca transgranular. Corpo de prova 11BT, $\sigma_m=950$ MPa, 65.884 ciclos.	59
Figura 4.11 – Densidade de fissuras na superfície cromada. 200x sem ataque da liga X45CrSi9 3.....	60
Figura 4.12 – Liga X45CrSi9 3 - (a) Metalografia da camada cromada – 2.000x, (b) Metalografia da camada cromada – 10.000x – Nital 10%. Corpo de prova 41BTC, $\sigma_m=460$ MPa, 291.327 ciclos.....	61
Figura 4.13 – Fratura da liga X45CrSi9 3 - (a) Início da fratura – 200x, (b) Pontos “A” e “B” de nucleação – 2.000x, (c) Ponto B de nucleação – 5.000x, (d) Ponto B de nucleação – 10.000x e (e) Ponto C de nucleação 2.000x. Corpo de prova 41BTC, $\sigma_m=460$ MPa, 291.327 ciclos.....	63
Figura 4.14 – levantamento dos perfiz de dureza nos corpos de prova nitretados.	63
Figura 4.15 - Microestrutura da camada nitretada formada na liga X45CrSi9 3 apresentando descarbonetação. (a) 400x, (b) 2.000x e (c) interface entre a descarbonetação B e a camada de difusão C, 10.000x, todas atacadas com Nital 10%. Corpo de prova 21BTN, $\sigma_m=800$ MPa, 291.805 ciclos.	64
Figura 4.16 – Variação nas concentrações dos principais elementos de liga do aço X45CrSi9 3 nas camadas formadas após o tratamento de nitretação.....	65
Figura 4.17 – Fratura na liga X45CrSi9 3 nitretado - (a) região de nucleação e início de propagação da trinca de fadiga, (b) da região de nucleação da trinca de fadiga e (c) superfície de fratura na região descarbonetada – 5.000x. Corpo de prova 21BTN, $\sigma_m=800$ MPa, 291.805 ciclos.	67
Figura 4.18 – Superfície de fratura no núcleo da liga X45CrSi9 3 – 5000x. Corpo de prova 21BTN, $\sigma_m=800$ MPa, 291.805 ciclos.	67
Figura 4.19 – Metalografia da superfície de fratura no início da fratura da liga X55CrMnNiN20 8 sem tratamento superficial. No ponto A apresentando oxidação superficial – (a) 200x, (b) 2000x. Corpo de prova 42BT, $\sigma_m=700$ MPa, 49.338 ciclos.....	68
Figura 4.20 – Superfície de fratura da liga X55CrMnNiN20 8 sem tratamento superficial – (a) início da fratura - 200x, (b) início da fratura - 2000x, (c) centro da fratura. Corpo de prova 42BT, $\sigma_m=700$ MPa, 49.338 ciclos.....	70

Figura 4.21 – Metalografia da superfície de fratura da liga X55CrMnNiN20 8 cromado – (a) 2000x, (b) 5000x e (c) 2000x. Corpo de prova 82BTC, $\sigma_m = 580$ MPa, 73.666 ciclos. Todos os ataques com Marble's.....	71
Figura 4.22 – Metalografia da superfície de fratura da liga X55CrMnNiN20 8 cromado – (a) 2000x, (b) 5000x. Corpo de prova 42BTC, $\sigma_m = 560$ MPa, 198.510 ciclos. Todos os ataques com Marbles.....	72
Figura 4.23 – Superfície de fratura na liga X55CrMnNiN20 8 cromada – 5000x. Corpo de prova 82BTC, $\sigma_m = 580$ MPa, 73.666 ciclos.....	74
Figura 4.24 – Superfície de fratura na liga X55CrMnNiN20 8 cromada – 5000x. Corpo de prova 42BTC, $\sigma_m = 560$ MPa, 198.510 ciclos.....	75
Figura 4.25 – Levantamento dos perfiz de dureza nos corpos de prova da liga X55CrMnNiN20 8 nitretados.....	75
Figura 4.26 – Metalografia da superfície de fratura da liga X55CrMnNiN20 8 nitretada. (a) borda da fratura - 2000x, (b) borda da fratura - 5000x (c) camada de difusão - 5000x. Corpo de prova 12BTN, $\sigma_m = 700$ MPa, 25.028 ciclos. Todos os ataques com Marbles.....	77
Figura 4.27 – Metalografia da superfície de fratura da liga X55CrMnNiN20 8 nitretada. (a) borda da fratura - 2000x, (b) borda da fratura - 5000x (c) camada de difusão - 5000x e (d) camada de difusão – 10.000x. Corpo de prova 22BTN, $\sigma_m = 600$ MPa, 269.547 ciclos. Todos os ataques com Marbles.....	77
Figura 4.28 – Superfície de fratura na liga X55CrMnNiN20 8 nitretada. Ponto A é o ponto de nucleação da trinca de fadiga mostrando os planos de escorregamento. (a) 200x, (b) 2000x e (c) 2000x. Corpo de prova 12BTN, $\sigma_m = 700$ MPa, 25.028 ciclos	79
Figura 4.29 – Superfície de fratura na liga X55CrMnNiN20 8 nitretada. Ponto B é o ponto de nucleação da trinca de fadiga mostrando os planos de escorregamento. (a) 200x, (b) 2000x. Corpo de prova 22BTN, $\sigma_m =$ MPa, ciclos.	79
Figura 4.30 – Início de fratura de um aço inoxidável austenítico AISI 304 por fadiga, $\sigma_m = 450$ MPa. Adaptado de RAMAN; JAYAPRAKASH, 2007.....	80
Figura 4.31 – Análise de Elementos Finitos exemplificando a ação das fissuras da camada de cromo como concentradores de tensão, adaptado de (BARAGETTI; VECCHIA; TERRANOVA, 2003).	82

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 – Composição do material martensítico X45CrSi9 3 ensaiado.	41
Tabela 3.2 – Composição do material austenítico X55CrMnNiN20 8 ensaiado.....	42
Tabela 3.3 – Composição química dos reagentes metalográficos utilizados neste estudo.	45
Tabela 4.1 – Resultados das medições de dureza no material X45CrSi9 3	46
Tabela 4.2 – Resultados das medições de dureza no material X55CrMnNiN20 8.....	46
Tabela 4.3 – Resultados das medições de dureza no material X45CrSi9 3	47
Tabela 4.4 – Resultados das medições de dureza no material X55CrMnNiN20 8.....	47
Tabela 4.5 – Comparação entre os valores encontrados nos teste de tração com os valores Tabelados pela norma SAE-J775 (SAE, 2004).....	52
Tabela 4.6 – Comparação entre os valores encontrados de redução de área nos teste de tração com os valores Tabelados pela norma SAE-J775 (SAE, 2004).	53
Tabela 4.7 – Resultados dos testes de fadiga uniaxial representados na Figura 4.2.....	56
Tabela 4.8 – Medições de dureza superficial na camada de cromo sobre material X45CrSi9 3.....	60
Tabela 4.9 – Composição química do ponto A da Figura 4.14	69
Tabela 4.10 – Composição química dos pontos D, E e da matriz nos arredores, como mostrado na Figura 4.17.....	72
Tabela 4.11 – Medições de dureza superficial na camada de cromo sobre o material X55CrMnNiN20 8.	73

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

SAE	- <i>Society of Automotive Engineering</i>
ASM	- <i>American Society for Metals</i>
ASTM	- <i>American Society for Testing and Materials</i>
PMS	- Ponto Morto Superior
EA	- Abertura da válvula de Escape
EF	- Fechamento da válvula de Escape
AA	- Abertura da válvula de Admissão
AF	- Fechamento da válvula de Admissão
PMI	- Ponto Morto Inferior

LISTA DE SÍMBOLOS

K	Potássio	
Cr	Cromo	
N	Nitrogênio	
Mn	Manganês	
V	Vanádio	
Mo	Molibdênio	
Ni	Níquel	
Si	Silício	
Fe	Ferro	
σ_m	Tensão média	<i>MPa</i>
σ_{rupt}	Tensão de ruptura	<i>MPa</i>
RA%	Redução de área	%

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	18
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	20
2.1 O Trem de Válvulas	20
2.1.1 Definição de Válvulas	21
2.1.2 Tensões aplicadas	23
2.2 Aços Inoxidáveis Martensítico e Austenítico	25
2.2.1 Aço martensítico X45CrSi9 3	25
2.2.2 Aço austenítico X55CrMnNiN20 8	26
2.3 Tratamentos termoquímicos e superficiais	27
2.3.1 Nitrocarbonetação em banho de sal	28
2.3.1.1 Tensões residuais em camadas nitretadas.....	32
2.3.2 Eletrodeposição de cromo duro	32
2.3.2.1 Cromo micro-fissurado.....	33
2.3.2.2 As tensões nas camadas de cromo	34
2.3.2.3 Mecanismo de formação das micro-fissuras.....	35
2.4 Fadiga em Metais.....	35
2.4.1 A influência da microestrutura na fadiga dos metais	35
2.4.1.1 Fratura por fadiga.....	38
2.4.1.2 Aspectos macro e microscópicos da fratura por fadiga.....	39
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	40
3.1 Material Martensítico – X45CrSi9 3	40
3.2 Material Austenítico – X55CrMnNiN20 8	41
3.3 Preparação dos Corpos de Prova	42
3.3.1 Tratamento de Nitrocarbonetação	43
3.3.2 Eletrodeposição de cromo duro	44
3.4 Ensaio de Tração e Fadiga.....	45
3.5 Microscopia ótica e eletrônica de varredura	45
3.6 Análises de Microdureza.....	46
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	46
4.1 Teste de Microdureza.....	46
4.2 Testes de tração	47
4.3 Teste de Fadiga.....	54
4.4 Análise Metalográfica.....	56
4.5 Análise do material X45CrSi9 3 sem tratamento superficial.....	57
4.5.1 Análise da fratura do material X45CrSi9 3 sem tratamento superficial.....	58
4.6 Análise do material X45CrSi9 3 cromado	60
4.6.1 Análise da fratura do material X45CrSi9 3 cromado	61
4.7 Análise do material X45CrSi9 3 nitretado.....	63
4.7.1 Análise da fratura material X45CrSi9 3 nitretado	66
4.8 Análise do material X55CrMnNiN20 8 sem tratamento superficial.....	68
4.8.1 Análise da fratura do material X55CrMnNiN20 8 sem tratamento superficial ...	69
4.9 Análise do material X55CrMnNiN20 8 cromado	70

4.9.1 Análise da fratura do material X55CrMnNiN20 8 cromado	72
4.10 Análise do material X55CrMnNiN20 8 nitretado	75
4.10.1 Análise da fratura do material X55CrMnNiN20 8 nitretado	78
5 CONCLUSÕES.....	83
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	84
7 BIBLIOGRAFIA	85

1 INTRODUÇÃO

Paralelamente à demanda pela produção e consumo de veículos automotores, automóveis, ônibus, caminhões, máquinas agrícolas entre outros, há a necessidade de reduzir a emissão de gases prejudiciais ao meio ambiente e, conseqüentemente, reduzir o consumo de combustíveis. Para isso, foram criados, principalmente nos Estados Unidos da América e Europa normas para a redução paulatina, mas constante da emissão de gases proveniente da queima de combustíveis para uso automotivo, tais como: *European Standard EURO III, IV e V*, *American EPA Emission Standards* e *Californian Emissions Standards* (MERLO, 2003).

Neste panorama, o projeto, produção e utilização de veículos nos próximos anos terão que superar os desafios de proteção ambiental, a evolução da legislação interna dos países produtores e consumidores, forçando a evolução dos veículos quanto à qualidade e confiabilidade, vida útil e custo operacional.

Uma das grandes oportunidades de desenvolvimento e melhorias reside no trem de força, que engloba o motor, a transmissão e diferencial que juntos são responsáveis por quase a metade da massa de um automóvel.

Considerando-se o motor para a redução no consumo de combustível é necessário reduzir as perdas térmicas e mecânicas além de massa dos componentes. As perdas mecânicas devido à inércia e atrito são os focos atuais dos produtores de motores e envolvem diretamente um dos sistemas mais importantes de um motor à combustão interna, o trem de válvulas.

Este sistema sozinho é responsável por 15% a 25% das perdas mecânicas de um motor em rotações entre 1500 RPM e 2000 RPM, rotação na qual os motores funcionam em grandes cidades. Portanto, a redução de massa e do coeficiente de atrito de componentes como comandos de válvulas, válvulas, molas e atuadores é um desafio essencial para os fabricantes (MERLO, 2003).

A redução da massa neste sistema passa pela redução em suas dimensões e como conseqüência há um aumento nas tensões aplicadas devido a seções resistentes menores. Além disso, há a necessidade de redução de atrito entre partes móveis, o que

direciona o desenvolvimento a novas combinações de materiais base e recobrimentos para aumentar a resistência destas peças ao desgaste (MERLO, 2003).

A natureza cíclica das solicitações mecânicas nas válvulas de admissão e de escape contribui na susceptibilidade da falha por fadiga e, aliado com as necessidades de redução de massa e coeficiente de atrito e aumento na resistência ao desgaste citadas acima, justificam este estudo.

Este trabalho destina-se a estudar a influência da microestrutura na vida em fadiga de dois aços inoxidáveis; um de matriz martensítica, o X45CRSi9 3 temperado e revenido e outro de matriz austenítica, o X55CrMnNiN 20 8 solubilizado e envelhecido, que são utilizados na fabricação de válvulas de admissão e escape de motores à combustão interna. Estes materiais tratados foram combinados aos dois principais tratamentos superficiais hoje utilizados nestes componentes, o cromo duro eletrodepositado e a carbonitretação.

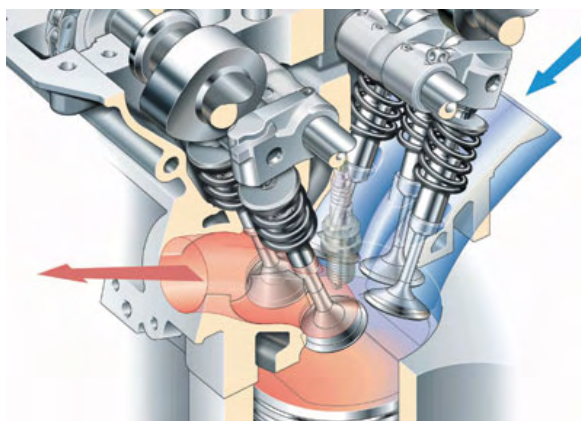


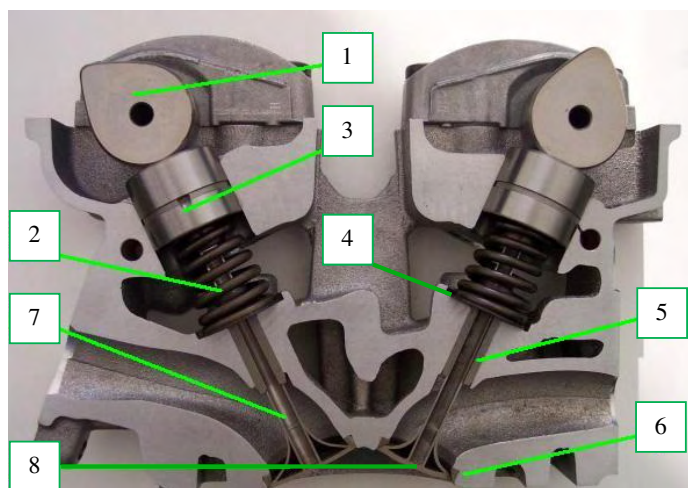
Figura 1.1 – Esquema de um motor Otto de quatro tempos com cinco válvulas por cilindro, três de admissão e duas de escape. (DEUTZ ENGINE 2, 2010).

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 O Trem de Válvulas

O trem de válvulas, em motores a combustão interna, tem a função gerenciar a entrada de mistura ar-combustível, na fase de admissão e a saída de gases residuais da combustão durante a fase de escape, permanecendo fechadas durante as outras duas fases de operação do motor, compressão e expansão.

É formado pelos componentes listados na Figura 2.1 abaixo.



- 1 Eixo Comando de Válvulas
- 2 Molas, pratos de molas e chavetas
- 3 Tuchos
- 4 Retentor de óleo
- 5 Guia de Válvulas
- 6 Sede de Válvulas ou Inserto do Cabeçote
- 7 Válvulas de Admissão
- 8 Válvulas de escape

Figura 2.1 – Esquema de um motor à combustão interna com os seus principais componentes.(BLADE, 2010).

2.1.1 Definição de Válvulas

Válvulas são os componentes que selam os cilindros e são abertas para a entrada de mistura – ar e combustível e para a saída dos gases resultantes da queima desta mistura em motores à combustão interna (BLADE, 2010; SOUSA, 2007). A Figura 2.2 exemplifica a abertura (EA e AA) e o fechamento (EF e AF) das válvulas de admissão e escape ou exaustão, em função do ângulo de rotação do virabrequim.

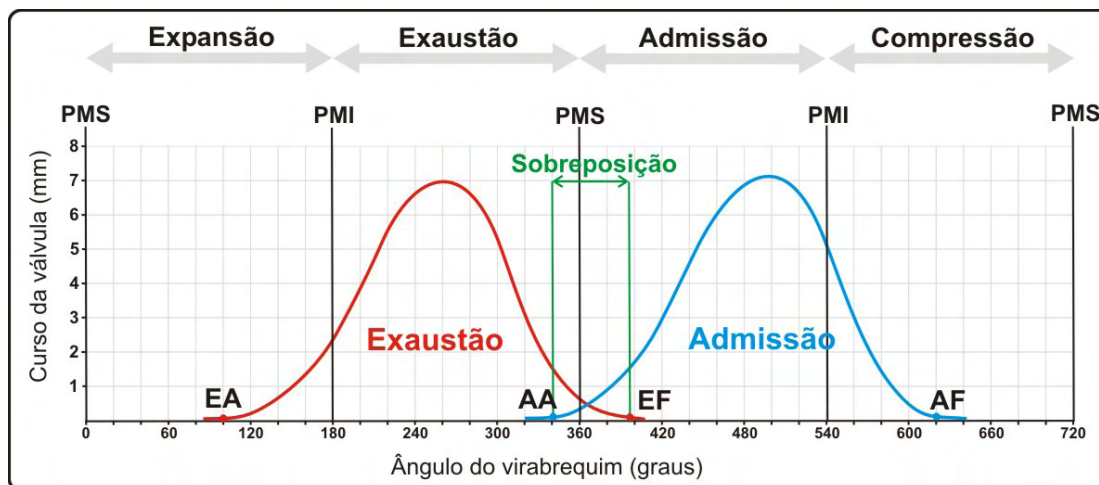


Figura 2.2 – Diagrama de tempos – ângulo do virabrequim e abertura e fechamento das válvulas. Adaptado de Sousa (2007).

As válvulas são formadas pelos seguintes componentes, como mostrado na Figura 2.3, e suas funções serão discutidas a seguir.

A ponta é responsável por suportar os esforços de acionamento e deve ser resistente ao desgaste abrasivo causado pelo contato com o balancim ou tucho, dependendo do método de acionamento (SAE, 2004; LARSON et al., 1987).

As canaletas têm a função de fixação da válvula através de chavetas. Os esforços nesta região são principalmente de tração devido à ação das molas no momento do fechamento da válvula. Ações de desgaste de contato podem ocorrer por problemas de montagem ou incompatibilidade tribológica entre os materiais destes componentes.

A haste é o local da válvula mais exposta a desgastes abrasivos e adesivos oriundos do atrito com a guia de válvula. Neste local, somente tensões de tração são aplicadas, principalmente pela ação das molas e sofre aquecimento por condução. A temperatura nesta região não é muito elevada, justamente por trocar calor com a guia que é refrigerada pelo fluido refrigerante do motor (SAE, 2004; LARSON et al., 1987).

O colarinho é o componente da válvula mais solicitado mecanicamente. Aqui há a aplicação de tração e flexão combinadas além de ser, nas válvulas de escape, o local onde há a incidências das maiores temperaturas devido ao choque direto com os gases de escape e por não trocarem calor com nenhuma parede do motor (SAE, 2004; LARSON et al., 1987).

A sede é o componente mais importante das válvulas, pois é nela que ocorre o fechamento do cilindro através do contato com a sede ou inserto do cabeçote. Os esforços aplicados neste local são de compressão e é o local mais solicitado em termos de desgaste, tanto abrasivo quanto adesivo, além de forte oxidação devido à passagem dos gases de combustão e mistura ar-combustível (SAE, 2004; LARSON et al., 1987).

A face de combustão é a região que fica exposta ao interior do cilindro durante toda a vida em serviço e é solicitada pela pressão da combustão, gerando parte da tensão de flexão aplicada ao colarinho (SAE, 2004; LARSON et al., 1987).

A espessura da cabeça ou margem é a dimensão responsável pela resistência da válvula à pressão de combustão (SAE, 2004; LARSON et al., 1987).

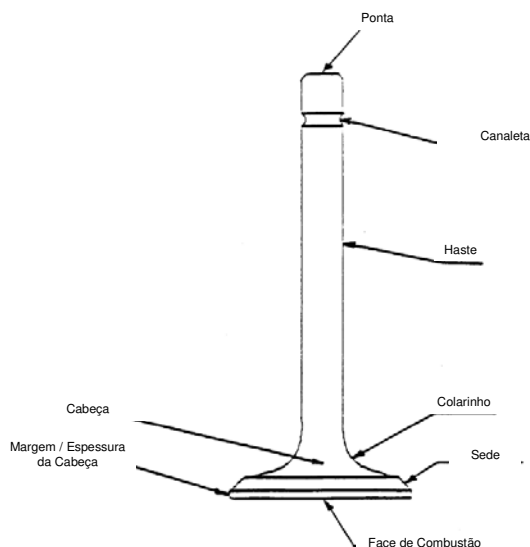


Figura 2.3 - Nomenclatura da válvula adaptada de SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS – SAE, (2004).

2.1.2 Tensões aplicadas

As tensões aplicadas às válvulas durante a vida em serviço, como já mencionadas, são geradas pela dinâmica do trem de válvulas utilizado, pela aceleração de fechamento (força da mola e ângulo de fechamento do came do comando de válvulas) e pela pressão de combustão. Motores de ciclo Diesel aplicam pressões de compressão muito maiores à face da válvula que motores do ciclo Otto (SAE, 2004; TAYLOR, 1977). A Figura 2.4 exemplifica a diferença no nível de pressão em um motor de ciclo Diesel em comparação a um de ciclo Otto com a mesma cilindrada, isto é, o mesmo volume admitido pelos cilindros de um motor a combustão interna após um ciclo completo, ou duas voltas do eixo Virabrequim em um motor de quatro tempos (SILVEIRA, 2010).

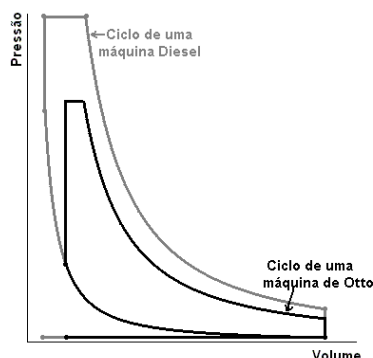


Figura 2.4 - Comparação entre os ciclos Otto e Diesel (SILVEIRA, 2010).

Todos os ciclos de compressão e combustão geram no cilindro altas pressões que impõem na face da válvula tensões cíclicas de flexão. A magnitude desta tensão é função da pressão máxima na câmara de combustão.

O fechamento das válvulas aplica tensões combinadas na região do colarinho, que é a junção entre a cabeça e haste da válvula. Este fechamento, em muitos casos, inicia-se com o toque em apenas um ponto entre a sede da válvula com a sede do inserto do cabeçote, devido a possíveis distorções dimensionais inerentes ao aquecimento dos componentes envolvidos ou variações decorrentes da montagem destes componentes. Este toque inicial impõe tensões de flexão no colarinho da válvula em adição às tensões de tração inerentes à força de fechamento da mola.

A Figura 2.4 exemplifica os níveis de tensão combinados em uma válvula de admissão de um motor ciclo Otto devido à ação da mola, contato com o inserto do cabeçote e pressão de combustão.

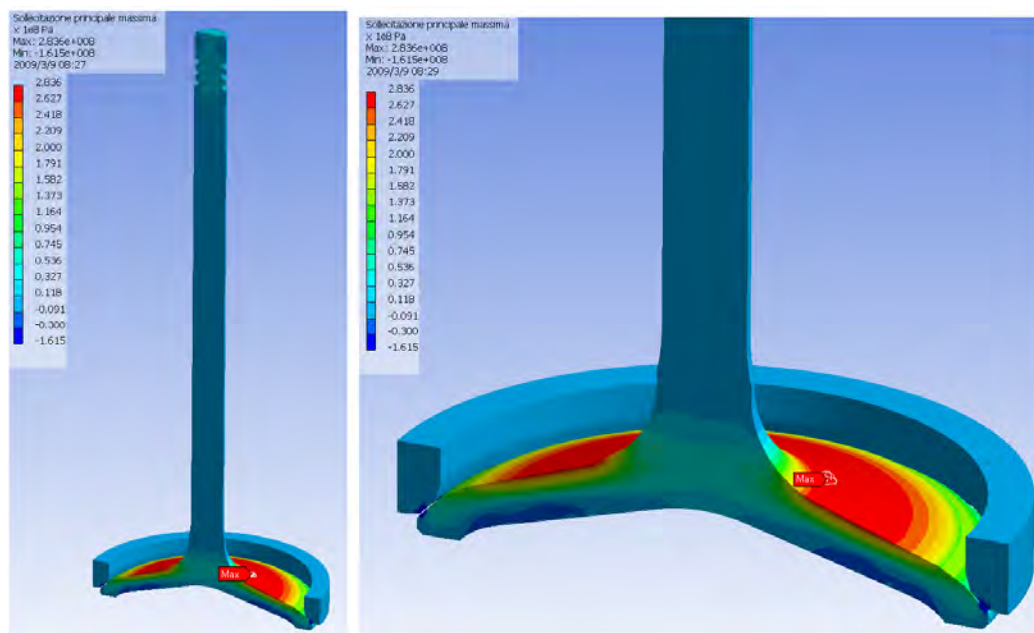


Figura 2.5 – Ilustração do início do fechamento da válvula e a aplicação da tensão de flexão (EATON, 2009).

2.2 Aços Inoxidáveis Martensítico e Austenítico

2.2.1 Aço martensítico - X45CrSi9 3

A liga X45CrSi9 3 foi desenvolvida nos anos 1920 para aplicação em válvulas de escape. Hoje ainda é largamente utilizada em aplicações de admissão tanto em motores de ciclo Otto quanto Diesel e é aplicada em válvulas mono metálicas, que são válvulas que utilizam um único material em sua construção e em aplicações de escape nos mesmos motores. Porém com construção bimetálica, que utiliza materiais diferentes na cabeça e na haste, devido à maior severidade de aplicação quanto à oxidação, corrosão e temperaturas na região da cabeça (LARSON et al., 1987).

Esta liga é normalmente utilizada na região da haste, onde as temperaturas são menores e as solicitações mais importantes são de desgaste e devido ao seu custo relativamente mais baixo se comparado com as ligas austeníticas ou de Níquel utilizadas na fabricação de válvulas de escape (LARSON et al., 1987).

O material X45CrSi9 3 é uma liga de aço inoxidável de matriz martensítica com médio teor de carbono, com carbonetos dispersos precipitados na matriz. Principalmente do tipo Cr_{23}C_6 e Cr_7C_3 , segundo a norma SAE J775 (SAE, 2004; COSTA; MEI, 2006). É um material de ótima temperabilidade, com excelente estabilidade da martensita formada, além de possuir características de endurecimento secundário durante o revenimento (LARSON et al., 1987; COSTA; MEI, 2006). É comumente utilizado temperado e revenido, podendo, no entanto, ser aplicado recozido, dependendo das tensões aplicadas na vida em serviço (SAE, 2004; TAYLOR, 1977; LARSON et al., 1987; COSTA; MEI, 2006).

2.2.2 Aço austenítico - X55CrMnNiN20 8

A liga X55CrMnNiN 20 8 teve o seu desenvolvimento entre as décadas de 1950 e 1960 para utilização em válvulas de escape. Sua criação ocorreu principalmente com o intuito de redução de custo, para substituir a liga 21-4N (X53CrMnNiN 21 9) com pequena alteração na composição química com redução nas concentrações de cromo e de níquel (LARSON et al., 1987).

Sua aplicação em motores de ciclo Otto de pequeno porte iniciou-se nos primeiros anos da década de 1960 e hoje é a liga mais utilizada em motores de combustão interna tanto Otto quanto Diesel em válvulas de escape, tanto com construção monometálica quanto bimetalica (LARSON et al., 1987).

O material X55CrMnNiN 20 8 é uma liga de aço inoxidável austenítico com médio teor de carbono, com carbonetos dispersos precipitados na matriz segundo a norma SAE J775 (SAE, 2004).

Sua microestrutura é formada por uma matriz austenítica com precipitações principalmente formadas por carbonetos dos tipos M_{23}C_6 e nitretos Cr_2N , que são responsáveis pelo endurecimento desta liga (LO; SHEK; LAI, 2009; CARPENTER TECHNOLOGY CORPORATION, 1980).

O principal mecanismo de endurecimento na liga X55CrMnNiN20 8 é a precipitação de duas fases principais, carbonetos do tipo M_{23}C_6 e nitretos de cromo

Cr_2N (CARPENTER TECHNOLOGY CORPORATION, 1980). Este último causa queda na tenacidade do material, principalmente quando precipitados na forma lamelar nos grãos e/ou nos contornos de grão durante o tratamento de envelhecimento entre temperaturas de 700°C e 820°C (LO; SHEK; LAI, 2009; CARPENTER TECHNOLOGY CORPORATION, 1980; HONG; RHO; NAM, 2000). A precipitação de carbonetos M_{23}C_6 também causa este tipo de comportamento, principalmente quando precipitados nos contornos de grão (HONG; RHO; NAM, 2000; SAUCEDO-MUÑOZ; AVILA-DAVILA; MELO-MAXIMO, 2009a, 2009b).

A precipitação de nitretos de cromo aumenta com a elevação da temperatura de envelhecimento, podendo causar fragilização do material em regiões super-envelhecidas (HONG; RHO; NAM, 2000; SAUCEDO-MUÑOZ; AVILA-DAVILA; MELO-MAXIMO, 2009a, 2009b).

Os carbonetos do tipo M_{23}C_6 podem ser encontrados precipitados na matriz mesmo após o tratamento de solubilização. Podendo ser chamados de carbonetos primários (CARPENTER TECHNOLOGY CORPORATION, 1980).

Esta liga é comumente utilizada solubilizada e envelhecida, com o objetivo de maximizar suas propriedades de resistência mecânica e ao desgaste (SAE, 2004; CARPENTER TECHNOLOGY CORPORATION, 1980).

2.3 Tratamentos termoquímicos e superficiais

A crescente necessidade em minimizar o atrito entre as partes móveis de um trem de válvulas tem levado ao desenvolvimento de combinações entre materiais e recobrimentos ou tratamentos superficiais (MERLO, 2003; NARASIMHAN; LARSON, 1986).

Os tratamentos superficiais mais usados em válvulas são a eletrodeposição de Cromo Duro e nitretação e são utilizados para maximizar as características de resistência ao desgaste e/ou fadiga e minimizar o coeficiente de atrito entre as superfícies de contato (TAYLOR, 1977; LARSON et al. 1987; NARASIMHAN; LARSON, 1986).

Cada tratamento superficial é escolhido de acordo com as condições de desgaste, coeficiente de atrito e da resistência à fadiga necessária para a aplicação, principalmente na região da haste e na sede da válvula; e seus custos de aplicação e compatibilidade com os materiais usados nas guias de válvulas e insertos de cabeçote (NARASIMHAN; LARSON, 1986).

As seções 1.3.1 e 1.3.2 têm por objetivo descrever brevemente os dois tipos de tratamentos superficiais estudados neste trabalho, a nitretação e a eletrodeposição de cromo duro.

2.3.1 Nitrocarbonetação em banho de sal

A nitrocarbonetação é um importante tratamento termoquímico superficial baseado na adição por difusão de átomos de nitrogênio e carbono em superfícies metálicas, geralmente em temperaturas abaixo de 590°C. Nestas condições, a nitretação é chamada ferrítica, por tratar as peças abaixo da temperatura A1 no diagrama de Fe-Fe₃C, isto é 727°C (KRISHNARAJ; IYER; SUNDARESAN, 1997; GOUMÉ et al., 2003; COSTA; MEI, 2006).

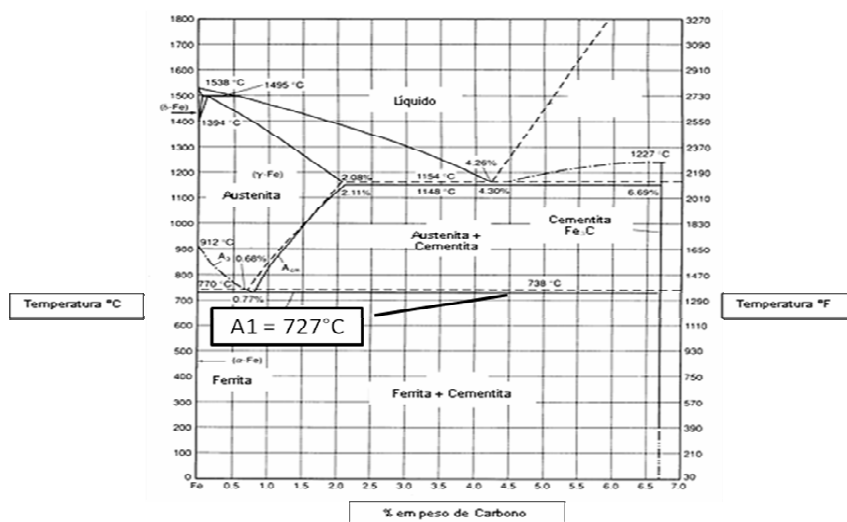


Figura 2.6 – Diagrama de equilíbrio Fe-Fe₃C. Adaptação de (AMERICAN SOCIETY FOR METALS - ASM, 1991).

O banho de sais fundidos é largamente aplicado ainda hoje em peças e componentes de aço, mesmo com a existência de outros processos de nitretação, tais como a gás e plasma. Os motivos para isso é que o banho de sais tem a capacidade de produzir superfícies nitrocobonetadas de alta qualidade, é um processo que exige equipamentos simples e oferece grande flexibilidade de tratamento em uma grande gama de metais e que pode ser facilmente automatizado, além de ser muito competitivo em termos de custo por peças e conseqüentemente na rentabilidade do processo (CENTRE STÉPHANOIS; SHEN; OH; LEE, 2005; BAUDIS et al., 2002).

Uma importante desvantagem dos tratamentos em banhos de sais fundidos é o apelo ecológico dos dias de hoje. Contudo, neste trabalho, será estudado, o processo de nitretação em banho de sal conhecido como Sursulf, que é o nome comercial atual para do tratamento baseado no original conhecido como Sulfinuz (CENTRE STÉPHANOIS). É um banho de nitrocarbonetação em sal fundido ativado ao enxofre, formado por cianatos alcalinos e carbonatos estabilizados por compostos de lítio que retardam a formação de cianetos no banho (Sirin; Sirin; Kaluc, 2008). Portanto, possui baixo teor destes compostos, abaixo de 1% e que também são regenerados pela adição de pequenas quantidades de enxofre, em forma do sal K_2S – Sulfeto de Potássio. Por este motivo, pode ser considerado um processo de baixo impacto ambiental (CENTRE STÉPHANOIS; BAUDIS et al., 2002).

O Sursulf é um banho utilizado com agitação por ar comprimido, que além de uniformizar o banho, também tem a função de fornecer oxigênio para a equação (2).

A reação química para liberação de nitrogênio utilizado no tratamento de banho de sais fundidos, Sursulf, assim como em outros sais é dividida em dois estágios, um de redução e outro de oxidação, como mostrado nas equações abaixo (KRISHNARAJ; IYER; SUNDARESAN, 1997; CENTRE STÉPHANOIS; BAUDIS et al., 2002).



A liberação do carbono ocorre segundo a equação (3) que é uma redução do monóxido de carbono liberado nas equações (1) e (2);



A equação para a regeneração do cianeto com adição de K_2S no banho Sursulf é a (4);



Este tratamento superficial combina a alta dureza superficial obtida pela difusão intersticial do nitrogênio e do carbono no aço com a formação de uma fina camada de compostos, também conhecida como camada branca ou de ligação que contém compostos de enxofre, tais como sulfeto de ferro (FeS) e altos teores de nitrogênio devido à formação de nitretos de ferro (Fe_{2-3}N e Fe_4N). O que confere à superfície alta resistência ao desgaste e ao engripamento, além de aumentar resistência à fadiga por reverter às tensões residuais superficiais de tratativas para compressivas (KRISHNARAJ; IYER; SUNDARESAN, 1997; GOUMÉ et al., 2003; CENTRE STÉPHANOIS; SHEN; OH; LEE, 2005; HERTZBERG, 1996; DÍAZ et al. 2008).

Além de proporcionar a regeneração do cianeto gerado pela reação (1) e enriquecer a camada de ligação com compostos de enxofre, este elemento também atua como um catalisador da difusão de nitrogênio, fazendo com que o potencial de difusão seja maior, proporcionando menores tempos de tratamentos (CENTRE STÉPHANOIS).

A camada de difusão e a superfície apresentam durezas elevadas e tensões residuais compressivas, que auxiliam em aumento na resistência à fadiga e ao desgaste (KRISHNARAJ; IYER; SUNDARESAN, 1997; GOUMÉ et al., 2003; CENTRE STÉPHANOIS; SHEN; OH; LEE, 2005; HERTZBERG, 1996; DÍAZ et al. 2008; SIRN; SIRIN; KALUC, 2008).

A dureza da camada nitretada diminui drasticamente com a profundidade (DÍAZ et al., 2008; HERNANDEZ; STAIS; PUCHI-CABRERA, 2008) em função da diminuição nas concentrações de nitrogênio e carbono difundidos durante o tratamento de nitretação. Tal endurecimento ocorre principalmente por solução sólida devido à adição intersticial de nitrogênio. Estas características podem ser exemplificadas nas Figuras 2.6 e 2.7 (DÍAZ et al. 2008; SORN; SIRIN; KALUC, 2008; HERNANDEZ; STAIA; PUCHI-CABRERA, 2008).

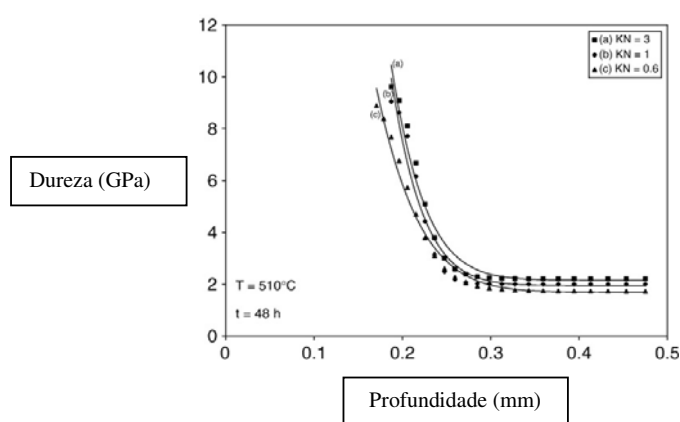


Figura 2.7 – Variação típica da dureza ao longo de uma camada nitretada (adaptada de HERNANDEZ; STAIA; PUCHI-CABRERA, 2008).

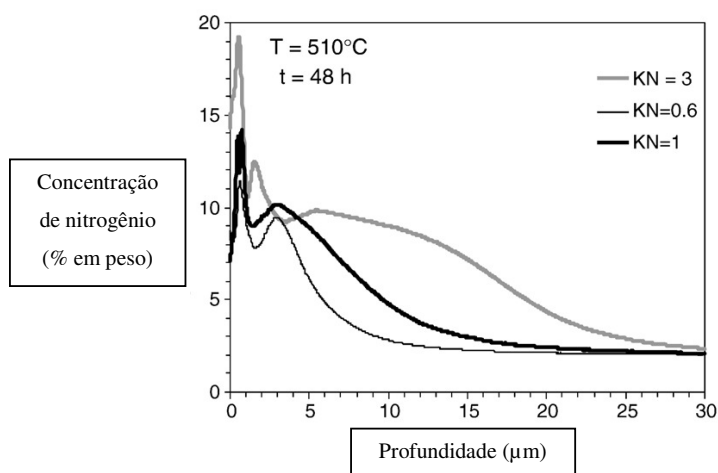


Figura 2.8 – Variação típica da concentração de nitrogênio ao longo de uma camada nitretada (adaptada de HERNANDEZ; STAIA; PUCHI-CABRERA, 2008).

2.3.1.1 Tensões residuais em camadas nitretadas

Tensões residuais são tensões internas do material que são auto-equilibradas em seu interior sem a aplicação de forças externas e podem ser formadas devido a processamentos térmicos e termomecânicos ou devido a operações de usinagem (HERTZBERG, 1996; DOWLING, 2007).

A nitretação proporciona tensões residuais principalmente devido a alterações na composição química da camada, por deformações no retículo cristalino e pela precipitação de nitretos que são combinados principalmente com o Cr. Este devido à grande compatibilidade química e reatividade para a formação de nitretos - CrN. Todos estes fatores combinados tendem a expandir a camada nitretada. O núcleo do material, que não sofreu a difusão, opõe-se a esta expansão, gerando assim tensões compressivas paralelas à superfície (DÍAZ et al., 2008). O mecanismo de geração das tensões residuais em camadas nitretadas está esquematizado na Figura 2.9.

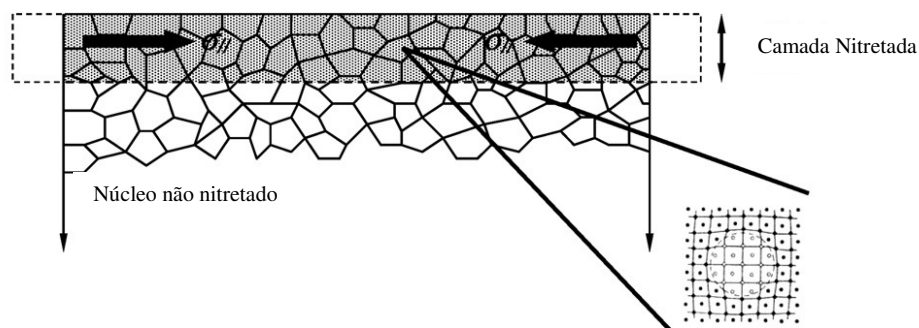


Figura 2.9 – Esquema da formação de tensões residuais compressivas na camada nitretada.
(adaptada de DÍAZ et al., 2008)

2.3.2 Eletrodeposição de cromo duro

Cromo duro é o nome dado ao recobrimento eletrolítico de cromo usado para processos de engenharia, com o objetivo de aumentar a vida em serviço dos

componentes revestidos (NASCIMENTO, 2000, 2001; CARVALHO; VOORWALD, 2007; SOUZA et al., 2002).

O cromo duro eletrodepositado é largamente utilizado em componentes aplicados nas indústrias automobilística, aeronáutica e petrolífera para obter altos níveis de dureza superficial, resistência ao desgaste e corrosão e baixo coeficiente de atrito. Contudo, uma característica muito importante deste recobrimento é a existência de tensões residuais positivas e grande densidade de microtrincas ou fissuras (NASCIMENTO, 2001; CARVALHO; VOORWALD, 2007, 2009; SOUZA et al., 2002; VOORWALD et al., 2007).

Nos banhos de deposição de cromo duro são utilizadas concentrações relativamente menores, entre 150 e 300 g/l de Trióxido de Cromo - CrO_3 e temperaturas superiores a 50°C são geralmente utilizadas para prevenir a queima e a formação de depósitos rugosos devido à alta densidade de corrente utilizada (até 80A/dm^2). Tanto a temperatura quanto a densidade de corrente influenciam diretamente a dureza e a aparência da camada depositada (DENNIS; SUCH, 1972; NOGUEIRA, 2003).

2.3.2.1 Cromo micro-fissurado

Muitos fatores afetam o tipo e direcionamento das micro-fissuras, tais como, a concentração do CrO_3 , o tipo e a concentração do catalisador utilizado, a densidade de corrente, a concentração de cromo trivalente e de impureza metálicas (Ni, Fe e Cu), temperatura do banho e tipo e condições do material base (SOUZA et al., 2002; DENNIS; SUCH, 1972; NOGUEIRA, 2003).

A densidade linear ideal de micro-fissuras é entre 20 e 80 fissuras/mm, por este motivo é necessário o controle minucioso do banho para atingir uma cobertura de qualidade. A concentração de ácido crômico ideal para atingir uma distribuição uniforme de fissuras é entre 150 e 250 g/l, sendo o teor de sulfato também muito crítico (SOUZA et al., 2002; DENNIS; SUCH, 1972; NOGUEIRA, 2003).

As concentrações de ácido sulfúrico, Cromo Trivalente (Cr^{3+} maior que 3g/l) e de impurezas metálicas afetam o perfil de variação da tensão residual na camada de cromada em função da espessura da camada. Com o aumento dessas concentrações, para um mesmo banho e com a densidade de corrente constante, as micro-fissuras aparecem em menores espessuras de camada. Porque a tensão acumulada é muito maior que com concentrações menores (DENNIS; SUCH, 1972).

Para a vida em serviço é mais importante obter a correta distribuição e densidade de fissuras do que atingir uma correta espessura da camada (DENNIS; SUCH, 1972).

2.3.2.2 As tensões nas camadas de cromo

Normalmente camadas eletrodepositadas de cromo têm grandes tensões residuais internas positivas com o crescimento da camada que causam as trincas (NASCIMENTO, 2000, 2001; CARVALHO; VOORWALD, 2006, 2007, 2009; SOUZA et al., 2002; VOORWALD et al., 2007; DENNIS; SUCH, 1972; NOGUEIRA, 2003). A difusão de hidrogênio causa distorções no retículo cristalino que pode causar tensões residuais compressivas na superfície do material base, principalmente se este for um aço. Portanto a absorção de hidrogênio pode causar alterações bruscas no perfil de tensão, principalmente na interface entre a camada cromada e o material base (CARVALHO; VOORWALD, 2006; DENNIS; SUCH, 1972; NOGUEIRA, 2003).

A tensão superficial média em camadas cromadas do tipo livre de fissuras é menor que a média da tensão em uma camada de cromo convencional. Razão pela qual se podem obter camadas relativamente espessas sem a ocorrência de trincas.

Nestes casos as tensões não ultrapassam o limite de resistência do cromo, ao contrário do cromo convencional.

Segundo a teoria de Hume-Rottery e Wyle (postulado), a tensão de uma camada cromada é resultado da orientação da textura, ou seja da orientação cristalina preferencial do cromo depositado, sendo a orientação preferencial menos tensionada (DENNIS; SUCH, 1972).

2.3.2.3 Mecanismo de formação das micro-fissuras

Com o aumento da espessura da camada depositada, a tensão é aumentada até alcançar o limite de resistência do cromo. Quando este limite é superado ocorre a trinca. Este fato alivia as tensões residuais positivas da camada (NASCIMENTO et al., 2001; SOUZA et al., 2002; VOORWALD et al., 2007; CARVALHO; VOORWALD, 2009; DENIS; SUCH, 1972; NOGUEIRA, 2003).

O processo de formação de fissuras é cíclico. Com o aumento da espessura, um conjunto de fissuras se forma e com a continuidade da deposição um novo conjunto de fissuras se forma sobre o primeiro e é causado principalmente devido à decomposição de hidretos de cromo que causam uma diminuição no volume da camada e pela inclusão de hidrogênio e oxigênio na estrutura cristalina da camada (SOUZA et al., 2002; CARVALHO; VOORWALD, 2009; DENIS; SUCH, 1972; NOGUEIRA, 2003).

As características do depósito de cromo são influenciadas pela relação entre as concentrações de ácido crômico e de ácido sulfúrico, além das variáveis usuais da eletrodeposição (DENIS; SUCH, 1972).

Como mencionado na seção 2.3, os tratamentos superficiais, de um modo geral, afetam o comportamento do material base em fadiga.

2.4 Fadiga em Metais

2.4.1 A influência da microestrutura na fadiga dos metais

A fadiga é um processo de dano progressivo e localizado causado pela aplicação cíclica de tensões em um componente ou estrutura. Em geral, uma ou mais trincas pequenas são nucleadas após certa quantidade de ciclos, que se propagam até a total ruptura do material, que ocorre normalmente, sob uma tensão muito inferior ao limite

de escoamento ou de resistência deste material (HERTZBERG, 1996; DOWLING, 2007; CALLISTER, 2003).

Assim, para um dimensionamento correto de componentes estruturais solicitados por tensões cíclicas, é necessária a determinação de um limite de resistência à fadiga. Do ponto de vista da engenharia, o limite de fadiga é a máxima amplitude de tensão aplicada sob a qual a falha por fadiga não ocorre após um determinado número de ciclos. Sendo assim, este limite é uma propriedade do material (SCHIJVE, 2003).

Entretanto, é necessária a consideração do aspecto físico do fenômeno da fadiga, isto é, a sua associação com as microtrincas. Porque se as mesmas não nuclearem, a falha por fadiga não ocorre (SCHIJVE, 2003).

Tais microtrincas se formam preferencialmente em regiões deformadas por bandas de deslizamentos superficiais, porque a resistência ao movimento destas bandas é menor nas superfícies livres que no interior do material. O movimento destas bandas provoca deformações superficiais chamadas de extrusões, se ocorrerem na direção de saírem da peça e, intrusões se ocorrerem na direção oposta, isto é, se tenderem a entrar no material. Por esta razão, conclui-se que a fadiga é um fenômeno superficial, como mostrado na Figura 2.10 (CARVALHO; VOORWALD, 2007; CALLISTER, 2003; SCHIJVE, 2003).

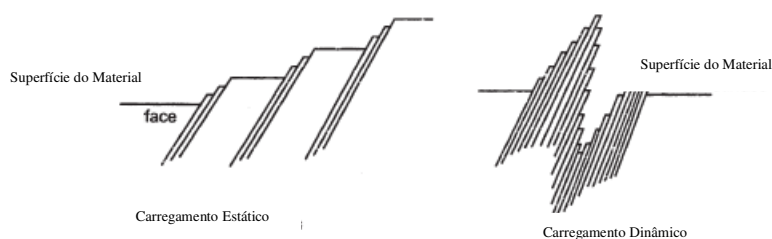


Figura 2.10 – Influência do carregamento na geometria dos escorregamentos na superfície do material (adaptado de SCHIJVE, 2003)

Estas deformações causam um aumento localizado de dureza pelo efeito de encruamento, e proporcionam interações entre as novas superfícies geradas no material e o ambiente, que podem oxidar-se ou ter sua composição química alterada pelo fenômeno de adsorção química. Estes fatores agindo em conjunto proporcionam

a irreversibilidade destas bandas de deslizamento, tornando-as persistentes (SHIJVE, 2003). Neste caso, estas deformações reaparecem na superfície dos materiais mesmo após polimento (HERTZBERG, 1996; DOWLING, 2007).

O comportamento sob fadiga em metais é sensível à sua microestrutura, pois a formação das bandas de escorregamento mencionadas, assim como a forma de propagação inicial das microtrincas são sensíveis ao tamanho de grão, do tipo de estrutura cristalina, da textura do material e dos obstáculos ao movimento das discordâncias, tais como carbonetos precipitados e inclusões (HERTZBERG, 1996; SCHIJVE, 2003; LO; SHEK; LAI, 2009). Apesar de que os maiores benefícios para a resistência à fadiga residam na diminuição dos concentradores de tensão, na melhoria da qualidade dos acabamentos superficiais e no uso de tensões superficiais compressivas (HERTZBERG, 1996; DOWLING, 2007; SCHIJVE, 2003; LO; SHEK; LAI, 2009).

Existe uma relação quase direta entre a resistência à fadiga e a resistência mecânica nos metais. No caso de ligas de ferro e de alumínio, o aumento da resistência mecânica por adição de elementos de liga é praticamente o mesmo verificado sob fadiga. Já em aços recozidos e austeníticos a resistência à fadiga tende a aumentar com a redução do tamanho de grãos (LO; SHEK; LAI, 2009).

Dessa forma, a resistência à fadiga pode ser aumentada reduzindo-se a ductilidade, isto é a capacidade do material se deformar e, dessa forma, evitar a formação de bandas de escorregamento persistentes. Isto é, o aumento da dureza do material pode aumentar significativamente a resistência à fadiga. No entanto, quanto maior a dureza do material, maior a sua sensibilidade a defeitos superficiais e concentradores de tensão e inclusões não metálicas (HERTZBERG, 1996; CHAN, 2010b).

A presença de uma fase indesejada ou com grande diferença de dureza entre duas fases ou partículas (carbonetos precipitados ou inclusões) pode reduzir drasticamente a resistência à fadiga de um material tratado, assim como a presença de descarbonetação na superfície do componente ou corpo de prova (CHAN, 2010a, 2010b).

A resistência à fadiga também varia com a direção cristalográfica do material, devido à direção de laminação ou orientação preferencial de grãos ou pela deformação dos mesmos, diminuindo quando a aplicação da tensão de teste ou de serviço for normal a direção cristalina predominante (CHAN, 2010a; SOUZA et al., 2002; COSTA; MEI, 2006).

2.4.1.1 Fratura por fadiga

A fratura por fadiga é causada pela aplicação conjunta de tensões, que podem ser de tração, flexão ou torção, de forma cíclica ao longo de uma quantidade de ciclos e deformações plásticas localizadas. Deformações estas causadas pelo movimento de discordâncias em planos cristalinos preferenciais ou mesmo o deslocamento relativo entre planos (HERTZBERG, 1996; DOWLING, 2007; CALLISTER, 2003; DIETER, 1961).

De um modo geral, em aços, as trincas de fadiga iniciam-se na superfície livre do material e, em raros casos que se inicia no interior do mesmo. Há sempre uma interface envolvida, podendo ser de escalas microscópicas, tais como, contornos de grão ou de macla, inclusões ou até mesmo interface entre camadas endurecidas por encruamento ou tratamentos termoquímicos, sujeitas a deformações localizadas (SHIJVE, 2003; CHAN, 2010a, 2010b; DIETER, 1961).

Em outras palavras, trincas de fadiga são nucleadas em descontinuidades do material, que podem estar em sua superfície livre, abaixo da superfície ou em seu interior. Estas descontinuidades podem estar presentes desde o início da solicitação, isto é relativas à geometria da peça, marcas de usinagem ou elevada rugosidade, ou ser desenvolvidas durante a deformação cíclica do material pelo uso ou solicitação mecânica, como o caso intrusões e extrusões nas bandas de deslizamento (SCHIJVE, 2003; CHAN, 2010a, 2010b; ASM, 1987; JAVIDI; RIEGER; EICHLESEDER, 2008).

2.4.1.2 Aspectos macro e microscópicos da fratura por fadiga

No estágio I, ou estágio de nucleação, as trincas não são perceptíveis na superfície do corpo de prova ou componente. Uma trinca nucleada neste estágio propaga-se lentamente ao longo dos planos cristalográficos orientados em geral a 45° com relação à direção da tensão aplicada de tração. Em metais policristalinos propagação ocorre ao longo dos planos com elevadas tensões de cisalhamento e tendem a mudar sua direção ao atingir descontinuidades. Trincas no estágio I são facetadas e ocorrem com maior frequência em fraturas de alto ciclo e baixas tensões, sendo praticamente invisíveis em fraturas de baixo ciclo (HERTZBERG, 1996; CALLISTER, 2003; SCHIJVE, 2003; ASM, 1987).

A propagação ou crescimento de uma trinca de fadiga é influenciado pela microestrutura do material e amplitude e intensidade da tensão média aplicada (ASM, 1987), sendo que até 90% da vida em fadiga de um componente pode ser gasto na fase de nucleação (ASM, 1987).

No estágio II, a direção de propagação passa a ser normal à tensão aplicada e de forma transgranular, isto é, não depende da orientação dos grãos (CALLISTER, 2003; ASM, 1987). De uma maneira macro, a superfície de uma fratura por fadiga neste estágio apresenta uma região lisa que apresenta um aspecto brilhante ou as marcas de praia, que podem ser descritas como sendo marcas concêntricas em forma de concha, que são presentes na região de propagação estável da trinca e podem ser verificadas a olho nu. Estas marcas se expandem a partir do ponto de nucleação da trinca e indicam o sentido de propagação da mesma (CALLISTER, 2003; DIETER, 1961; ASM, 1987). A presença de marcas de praia na superfície de fratura por fadiga significa que três fatores podem ter ocorrido durante este estágio de propagação. O primeiro é uma possível variação na amplitude das tensões aplicadas, outro é uma variação na frequência das tensões durante a propagação da trinca e o terceiro é a interrupção da solicitação devido a períodos de parada (CALLISTER, 2003; DIETER, 1961; ASM, 1987).

A propagação no estágio III, relativo à propagação instável da trinca pode apresentar evidências de deformação plástica devido à micro mecanismos de fratura semelhantes aos verificados em testes de tração monotônicos, isto é, *dimples* gerados por microvazios, que em materiais dúcteis caracterizam deformações plásticas em escala microscópica, por isso, muitas vezes apresenta aspecto rugoso (CALLISTER, 2003; ASM, 1987; PASTOUKHOV; VOORWALD, 1995). Ou aspecto de fratura frágil, tais como clivagem, quase-clivagem ou fratura transgranular, em materiais frágeis, nas quais não são verificadas deformações plásticas na mesma escala.



Figura 2.11 – Micrografia de uma fratura cordal (região do enchimento) em uma válvula de escape. Notam-se as marcas de praia e o ponto de nucleação da trinca (YU; XU, 2006).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Material Martensítico – X45CrSi9 3

A liga X45CrSi9 3, neste trabalho, foi utilizada temperada e revenida e os tratamentos térmicos dos corpos de prova foram realizados segundo as especificações descritas abaixo: têmpera foi realizada por 30 minutos a 1040°C em um forno Ipsen, modelo P6, com atmosfera controlada por Endogás com potencial de carbono de 0,40% e resfriados em óleo de média severidade de resfriamento. O revenimento foi realizado em forno LWBW contínuo, por uma hora à temperatura de 680°C e

resfriados ao ar calmo, com o objetivo de atingir durezas de núcleo entre 302 HV e 345 HV (SAE, 2004; WEGST, 1980).

A composição química do aço martensítico apresenta os teores mostrados na Tabela 3.1:

Tabela 3.1 – Composição do material martensítico X45CrSi9 3 ensaiado.

Elemento	Encontrado (% peso)	Especificado SAE J775 (% peso)
C	0,43	0,40 – 0,50
Cr	8,06	8,00 – 10,00
Si	3,20	2,70 – 3,30
Mn	0,36	≤ 0,8
S	0,0010	≤ 0,03
P	0,021	≤ 0,04
Ni	0,11	≤ 0,6
Fe	Balanço	Balanço

3.2 Material Austenítico – X55CrMnNiN20 8

As amostras do aço X55CrMnNiN20 8 foram tratadas segundo as seguintes especificações: solubilização foi realizada por 30 minutos a 1180°C em um forno Lindberg com atmosfera de Nitrogênio e resfriadas em água. O envelhecimento foi realizado por 10 horas a 830°C em forno do tipo poço produzido pela Brasimet, e resfriadas ao ar calmo com objetivo de atingir durezas acima de 318 HV (SAE, 2004; WEGST, 1980).

As composições químicas dos aços utilizados apresentaram os teores mostrados na Tabelas 3.2 para o material austenítico.

Tabela 3.2 – Composição do material austenítico X55CrMnNiN20 8 ensaiado

Elemento	Encontrado (% peso)	Especificado SAE J775 (% peso)
C	0,57	0,50 – 0,60
Cr	19,3	19,50 – 21,50
Si	0,29	$\leq 0,25$
Mn	7,63	7,00 – 10,00
S	0,0010	$\leq 0,03$
P	0,036	$\leq 0,05$
Ni	2,17	1,50 – 2,75
N	0,33	0,20 – 0,40
Fe	Balanço	Balanço

3.3 Preparação dos Corpos de Prova

Os corpos de prova dos materiais X45CrSi9 3 e X55CrMnNiN20 8, tanto de tração quanto de fadiga, foram preparados a partir de barras recozidas laminadas a quente fornecidas pela Villares Metals. Foram usinadas segundo AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM E466, (2002) do tipo de seção circular com raio constante entre os lados paralelos, como mostrado na Figura 3.1.

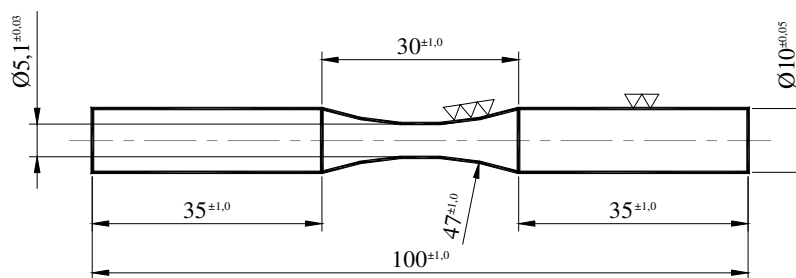


Figura 3.1 – Corpo de prova de fadiga – dimensões em mm

Após os tratamentos térmicos os corpos de prova foram divididos em três grupos com diferentes tratamentos superficiais.

Os corpos de prova foram identificados da seguinte forma. O número identifica o material do corpo, 1 para o aço X45CrSi9 3 e 2 para o X55CrMnNiN20 8. As letras

BT identificam os corpos de prova sem tratamento superficial, o BTC os corpos de prova cromados e BTN os nitretados.

3.3.1 Tratamento de Nitrocarbonetação

O primeiro grupo martensítico foi nitretado pelo processo Sursulf por 50 minutos a 530°C e resfriados em água. A nitretação dos corpos de prova austeníticos teve duração de 60 minutos a 560°C, sendo então resfriados em água.

O aço X45CrSi9 3, de matriz martensítica, a camada de nitretação é formada por uma fina camada de nitretos de Fe e Cr, que podem ser de dois tipos, a ϵ com estrutura hexagonal compacta, com composição química Fe/Cr₂₋₃N e outra do tipo γ' de estrutura cúbica de face centrada e composição de Fe/Cr₄N, Figura 3.2 A (CENTRE STÉPHANOIS; ZHANG et al., 2010; AKBARI et al., 2010).

Abaixo desta camada uma segunda é formada, chamada de camada de difusão, que é formada por uma solução sólida do aço base com grande concentração de nitrogênio e carbono – é a camada mais escurecida na Figura 3.2. Nesta camada há também precipitações de nitretos de Fe e Cr nos contornos de grão, Figura 3.2B, que aparecem como veios brancos em meio à camada de difusão. Em seguida há uma região onde a concentração de nitrogênio e carbono é menor e vai diminuindo na direção do núcleo da peça, que é chamada de camada intermediária.

A Figura 3.2 é representada uma camada nitretada no aço X45CrSi9 3.

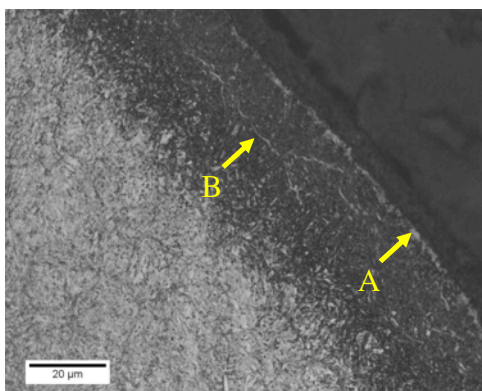


Figura 3.2 – Camada nitretada do aço martensítico X45CrSi9 3 com ataque de Villela's (COISSE, 2009a).

No aço austenítico, por outro lado, não há uma formação considerável da camada de ligação, não podendo a mesma ser verificada em uma análise metalográfica ótica. No entanto, a camada de difusão, com a maior concentração de nitrogênio, forma uma camada mais escura, Figura 3.3 A, que é a camada de difusão, seguida pela camada intermediária mais clara, Figura 3.3 B (XU et al., 2005).

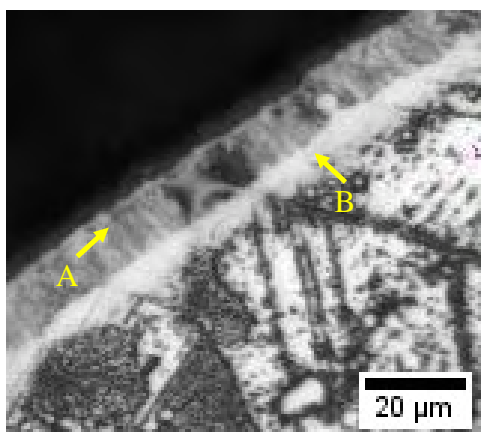


Figura 3.3 – Camada nitretada do aço austenítico X55CrMnNiN20 8 com ataque de Villela's COISSE, 2009a).

3.3.2 Eletrodeposição de cromo duro

O segundo grupo foi cromado por eletrodeposição em um equipamento convencional para recobrimento de válvulas para motores a combustão interna, utilizando um banho não fluoretado formado por Trióxido de cromo e catalisado com ácido sulfúrico.

Os parâmetros de processo foram os seguintes: tensão entre 6.5V e 9V, para martensíticos e austeníticos respectivamente e densidade de corrente 40 A/dm² e temperatura do banho em torno de 45 °C. Para atingir camadas entre 3 µm e 9 µm tanto no material martensítico quanto no austenítico.

3.4 Ensaios de Tração e Fadiga

Todos os grupos foram ensaiados à tração e fadiga uniaxial em um equipamento Instron 8801, mostrado na Figura 3.4 segundo ASTM E466, e com a razão entre as tensões máximas e mínimas - $R = 0,1$ e frequência = 20 Hz.



Figura 3.4 – equipamento utilizado para os testes de tração e fadiga

3.5 Microscopia ótica e eletrônica de varredura

A análise da fratura foi realizada em Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) Jeol modelo JSM – 5310, equipado com EDS – Thermo Electron Corporations e as análises metalográficas foram também realizadas em um microscópio ótico Polyvar MET com analisador de imagens Leco IA-32.

Os ataques para revelação da microestrutura foram realizados com os reagentes listados na Tabela 3.3:

Tabela 3.3 – Composição química dos reagentes metalográficos utilizados neste estudo.

<i>Reagente</i>	<i>Composição Química</i>
Marble's	10 g de CuSO_4 , 5 ml de HCl e 100 ml de Etanol
Villela's	10 g de ácido pícrico, 50 ml de HCl e 50 ml de H_2O
Nital – 10%	10 ml de HNO_3 e 90 ml de Etanol

Para o cálculo da densidade de fissuras na camada de cromo foi utilizado o aumento de 200x no microscópio Polyvar MET, cujo campo visual equivale a 0,122 mm². A quantidade de linhas de fissuras verificadas neste campo visual é dividida pela área do campo, com isso tem-se a densidade de fissuras em fissuras/mm².

3.6 Análises de Microdureza

Os perfis e demais medições de dureza foram realizados utilizando-se um microdurômetro automático da marca Leco, modelo LM-247AT com software de análise de imagens AMH-43.

Diferentes técnicas para a medição das microdurezas foram utilizadas neste trabalho, a Vickers (HV) e a Knoop (HK). A Vickers, com carga de 1 kgf (HV₁), nas medições de dureza das microestruturas nos núcleos das amostras e, com carga de 0,050 kgf (HV_{0,05}), para a medição dos perfis de dureza das camadas nitretadas. A técnica Knoop foi utilizada com carga de 0,025 kgf (HK_{0,025}) para a medição da dureza nas camadas de cromo.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Teste de Microdureza

Testes de dureza de núcleo pelo método Vickers com peso de 1 kgf, apresentaram os resultados mostrados nas Tabelas 4.1 e 4.2.

Tabela 4.1 – Resultados das medições de dureza no material X45CrSi9 3

	<i>1BTN</i>	<i>1BT</i>	<i>1BTC</i>
Dureza (HV ₁)	320	328	323
Desv. Padrão	5	4	6

Tabela 4.2 – Resultados das medições de dureza no material X55CrMnNiN20 8

	<i>2BTN</i>	<i>2BT</i>	<i>2BTC</i>
Dureza (HV ₁)	367	335	345
Desv. Padrão	14	20	20

As Tabelas 4.3 e 4.4 apresentam as distribuições das durezas medidas nos corpos de prova martensíticos e austeníticos, nitretados, cromados e sem tratamento superficial em três regiões distintas: núcleo, meio raio e borda. Este último com medições feitas a 0,5 mm da superfície, sem influência tanto da camada nitretada quanto da camada depositada de cromo duro.

Os resultados mostram a uniformidade na dureza da matriz dos corpos de prova após os tratamentos térmicos. As Figuras de 4.8 a até 4.8 d mostram as microestruturas típicas das matrizes dos mesmos.

Tabela 4.3 – Resultados das medições de dureza no material X45CrSi9 3

<i>HV_I</i>	<i>Núcleo</i>	<i>Meio Raio</i>	<i>Borda</i>
Média	324	324	325
Min.	313	309	306
Máx	339	336	340
Desv. Padrão	5	6	8

Tabela 4.4 – Resultados das medições de dureza no material X55CrMnNiN20 8

<i>HV_I</i>	<i>Núcleo</i>	<i>Meio Raio</i>	<i>Borda</i>
Média	338	343	366
Min.	301	301	342
Máx	369	380	406
Desv. Padrão	20	20	15

O material austenítico apresentou menor uniformidade de dureza ao longo da microestrutura em comparação com o material martensítico, em razão da maior quantidade de precipitados na borda do material. Este fato ocorre devido ao início de aquecimento no tratamento de envelhecimento ser na superfície. Como esta área atinge a temperatura de tratamento antes das demais, tem mais tempo para as reações de precipitação.

Já o material martensítico, foi endurecido por têmpera e teve sua dureza regulada por revenimento, sua microestrutura é mais homogênea e assim, sua dureza.

4.2 Testes de tração

Os valores encontrados de resistência à tração e limite de escoamento estão representados no gráfico da Figura 4.1.

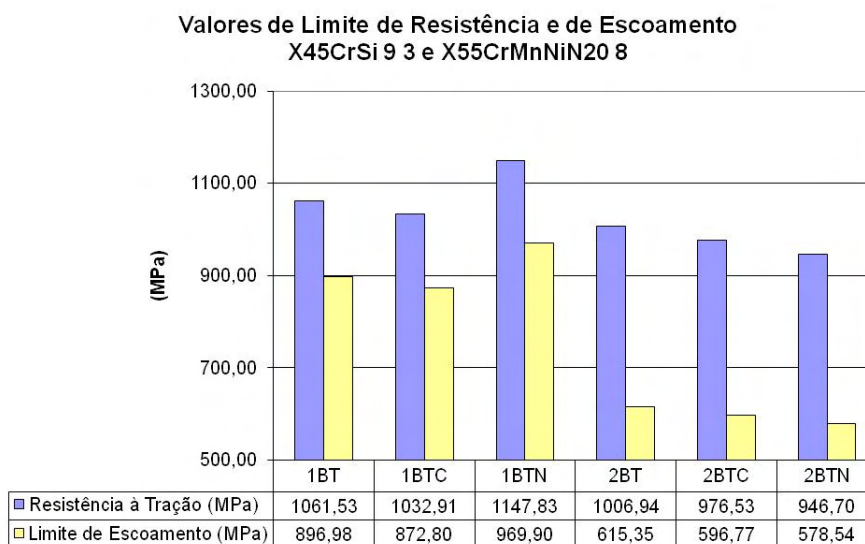


Figura 4.1 – Resultados do teste de tração

Segundo Shen, Oh e Lee (2005), há um aumento na resistência mecânica de um aço após o tratamento de nitretação causado pelo aumento da solução sólida. A resistência da camada nitretada provê um processo de bloqueio no movimento de discordâncias na região superficial devido à alteração da composição química e por solução sólida intersticial. A concentração de nitrogênio nesta região proporciona um processo de envelhecimento dinâmico durante a fase de deformação plástica pela precipitação de nitretos de cromo do tipo CrN.

Este fato explica a diferença encontrada nos valores dos limites de escoamento e resistência à tração verificados nos corpos de prova martensíticos nitretados em comparação aos cromados e sem tratamentos superficiais. No entanto, os resultados no corpo de prova de tração do material austenítico mostram uma inversão nos resultados obtidos. O material nitretado apresentou a menor resistência à tração em comparação com o mesmo material cromado e sem tratamento superficial. O efeito de endurecimento superficial causado pela nitretação causa um enfraquecimento dos contornos de grão devido à segregação de Cr, o que resulta em nucleação precoce de

trinca, assim como sua propagação rápida (RAMAN; JAYAPRAKASH, 2007). Ao valores dos limites de resistência à tração estão mostrados na Tabela 4.5.

Como os valores de RA% verificados no material austenítico, Tabela 4.6, não são expressivos, pode-se concluir que o processo reportado por Shen, Oh e Lee (2005), não pode ser aplicado para este material. As Figuras 4.2 e 4.3 mostram as fraturas nos corpos de prova acima citados.

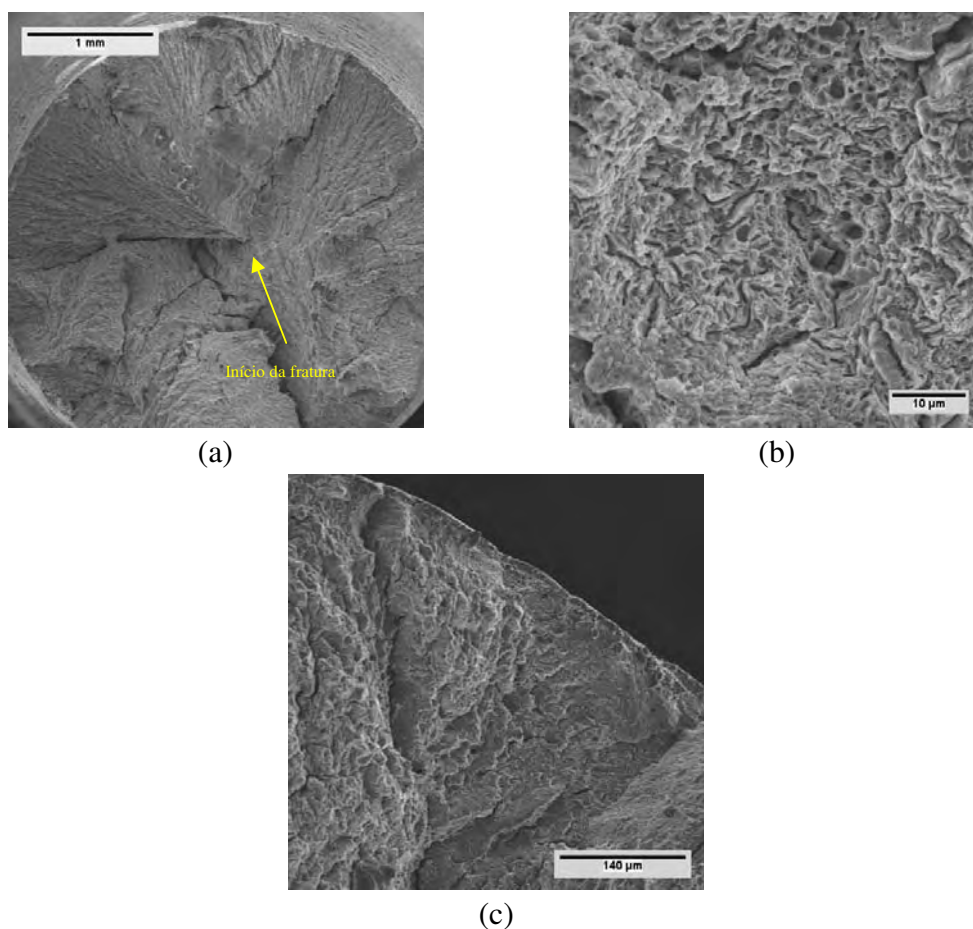


Figura 4.2 – Fratura do corpo de prova 1BTN, liga X45CrSi9 3 nitretada. (a) início primário da fratura – 35x, (b) detalhe do início – 2000x, (c) superfície da fratura na borda do corpo de prova - 200x.

Nota-se que a fratura no material austenítico iniciou-se na periferia do corpo de prova e com aparência de fratura frágil – Fig. 4.3, enquanto que no material martensítico a fratura teve início no núcleo e com características dúcteis – Fig. 4.2.

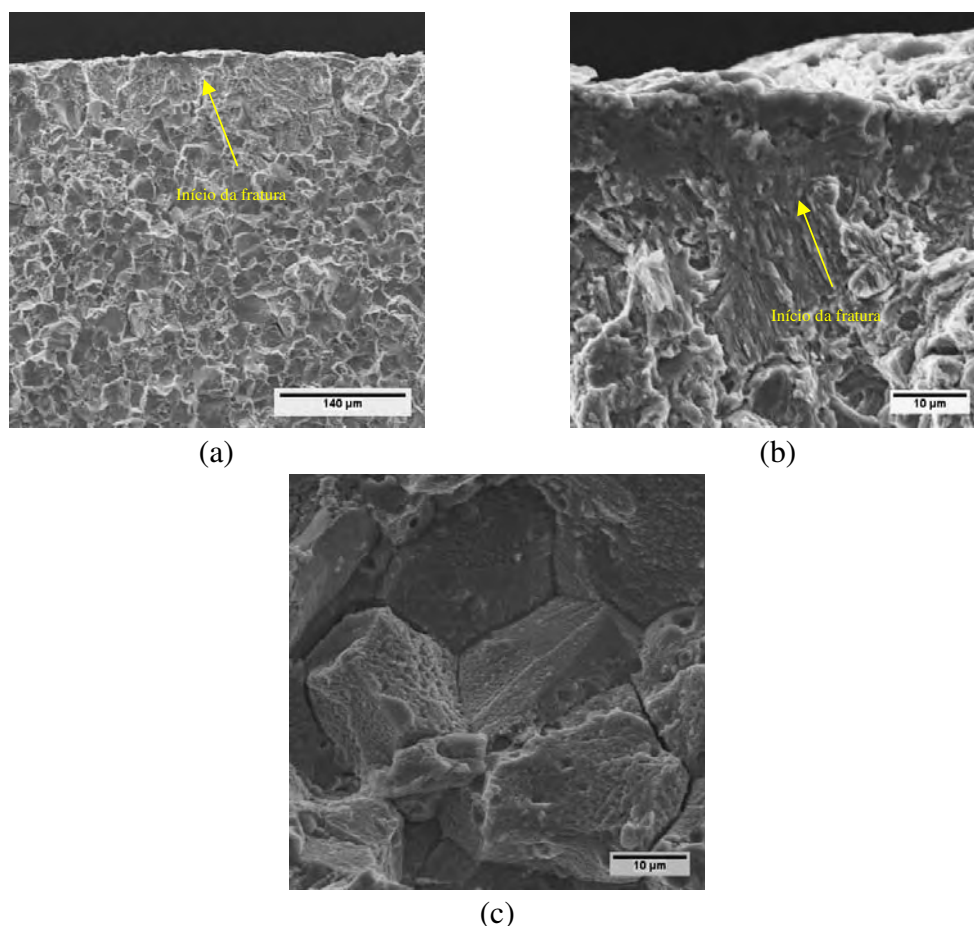


Figura 4.3 – Fratura do corpo de prova 2BTN, liga X55CrMnNiN20 8 nitretada. (a) início primário da fratura – 200x, (b) detalhe do início – 2000x, (c) superfície da fratura no centro do corpo de prova - 2000x.

Outro fenômeno importante que está agindo neste teste e que influencia a o comportamento à tração é a condição superficial dos corpos de prova.

O recobrimento de Cr produz tensões residuais superficiais positivas (NOGUEIRA, 2003) geradas pela diminuição do volume da camada quando ocorre a decomposição do Hidreto de Cromo. Estas tensões são compensadas pela formação de micro-fissuras superficiais, que podem se comportar como trincas pré-existentes (NASCIMENTO et al., 2001; SOUZA et al., 2002; VOORWALD et al., 2007; CARVALHO; VOORWALD, 2009; DENIS; SUCH, 1972; NOGUEIRA, 2003).

A existência das fissuras superficiais provoca inúmeros pontos de concentração de tensão que alteram as condições locais de carregamento, pelo fato da tensão nas

proximidades das microtrincas ser maior que a tensão média e chegam a nuclear trincas superficiais precocemente, isto é, com tensões relativamente baixas (PASTOUKHOV; VOORWALD, 1995). Em outras palavras, a concentração dessas forças provoca a fratura local da camada de cromo e o aumento das tensões na parte restante do material, levando-o a fratura. A nucleação destas trincas pode ser vista nas Figuras 4.4 e 4.5 tanto no corpo de prova martensítico quanto no corpo de prova austenítico.

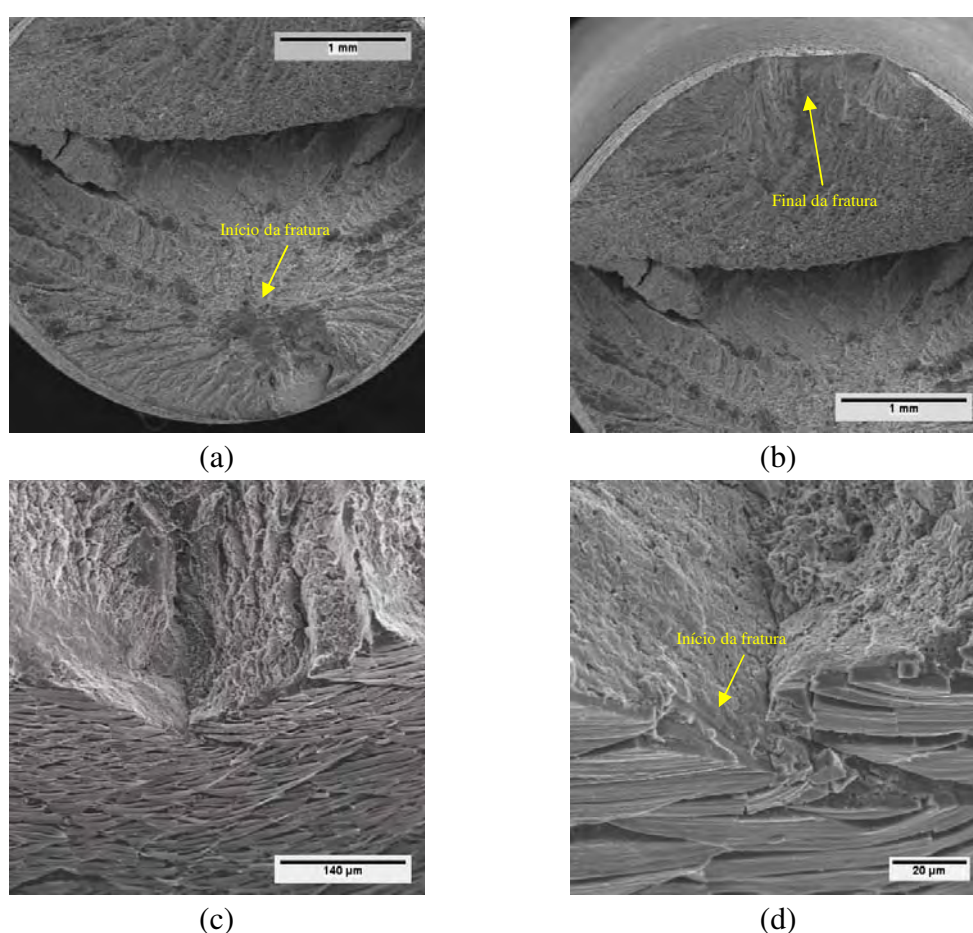


Figura 4.4 – Fratura do corpo de prova 1BTC, liga X45CrSi9 3 cromada. (a) 35x início primário da fratura, (b) início secundário da fratura 35x, (c) início secundário da fratura 200x e (d) início secundário da fratura 2000x.

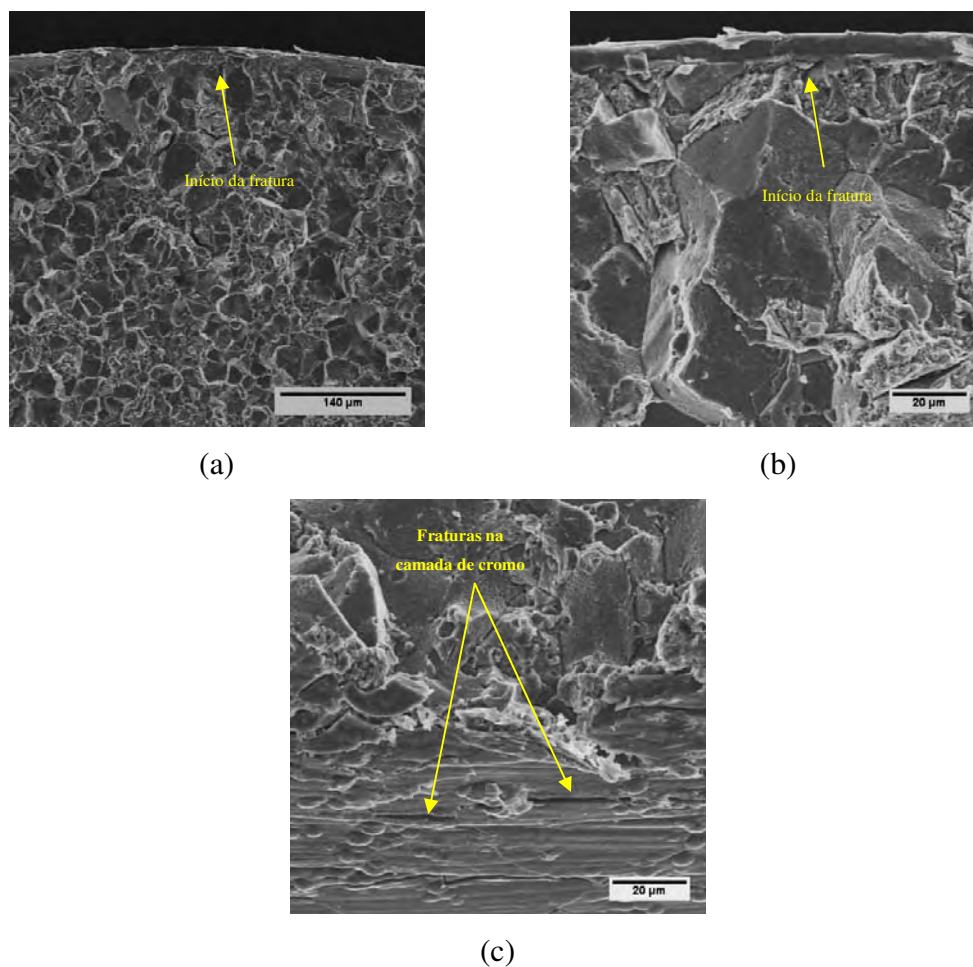


Figura 4.5 – Fratura do corpo de prova 2BTC, liga X55CrMnNiN20 8 cromada. (a) 200x início primário da fratura, (b) início secundário da fratura 1000x, (c) início com trinca na camada de cromo 1000x.

Tabela 4.5 – Comparação entre os valores encontrados nos teste de tração com os valores Tabelados pela norma SAE-J775 (SAE, 2004).

VALORES EXPERIMENTAIS					
LIGA	MÉDIA (MPa)	MÍNIMO		MÁXIMO	
		(MPa)	(%)	(MPa)	(%)
X45CrSi93	1087	1033	-5%	1148	6%
X55CrMnNiN208	977	947	-3%	1007	3%
VALORES TABELADOS - SAE-J775					
LIGA	MÉDIA (MPa)	MÍNIMO		MÁXIMO	
		(MPa)	(%)	(MPa)	(%)
X45CrSi93	1225	1100	-10%	1350	10%
X55CrMnNiN208	1025	900	-12%	1150	12%

No entanto, como mostrado na Tabela 4.5, o estudo de variação dos valores de resistência à tração encontrada neste trabalho comparada com os valores de referência Tabelados pela norma SAE J-775 (SAE, 2004), apresenta valores dentro do intervalo Tabelado. Portanto, as variações encontradas nos resultados dos testes de tração podem ser consideradas normais.

Da mesma forma, o cálculo da redução de área (RA%) dos corpos de prova testados à tração apresentou os valores mostrados na Tabela 4.6. No material martensítico, todos os valores de RA% encontrados atingiram valores dentro do intervalo Tabelado pela norma SAE J-775 (SAE, 2004), com pequena variação entre os diferentes tratamentos superficiais estudados, sendo que o tratamento de nitretação apresentou o menor valor entre os três tratamentos superficiais.

O material austenítico apresentou variações de RA% mais significativas, atingindo valores nos extremos tanto no máximo, quanto no mínimo da especificação. Sendo que o tratamento de nitretação também o responsável pela maior redução nesta característica.

Tabela 4.6 – Comparação entre os valores encontrados de redução de área nos teste de tração com os valores Tabelados pela norma SAE-J775 (SAE, 2004).

	<i>Di</i>	<i>Df</i>	<i>Ai</i>	<i>Af</i>	<i>RA% exp</i>	<i>RA% J775</i>
	<i>mm</i>	<i>mm</i>	<i>mm²</i>	<i>mm²</i>		
1BT	5,19	3,88	21,16	11,82	44	40 - 50
1BTC	5,17	3,79	20,99	11,31	46	40 - 50
1BTN	5,14	3,91	20,75	12,01	42	40 - 50
2BT	5,17	4,84	20,99	18,40	12	5 - 10
2BTC	5,17	4,90	20,99	18,84	10	5 - 10
2BTN	5,14	5,02	20,75	19,79	5	5 - 10

Nos corpos de prova da liga martensítica sem tratamento superficial, a fratura à tração também se iniciou no núcleo do corpo de prova e propagou-se até a periferia. A Figura 4.6 a e 4.6 b mostra os tipos de fratura encontrados nestes corpos de prova. O material austenítico, da mesma forma que os corpos de prova já estudados, tiveram início na periferia e, neste caso, em pontos com oxidação ocorrida nos corpos

tratamentos térmicos anteriores. Maiores detalhes sobre este fato será dado no item 4.8 deste capítulo. A fratura deste corpo de prova pode ser vista na Figura 4.6 c e 4.6 d.

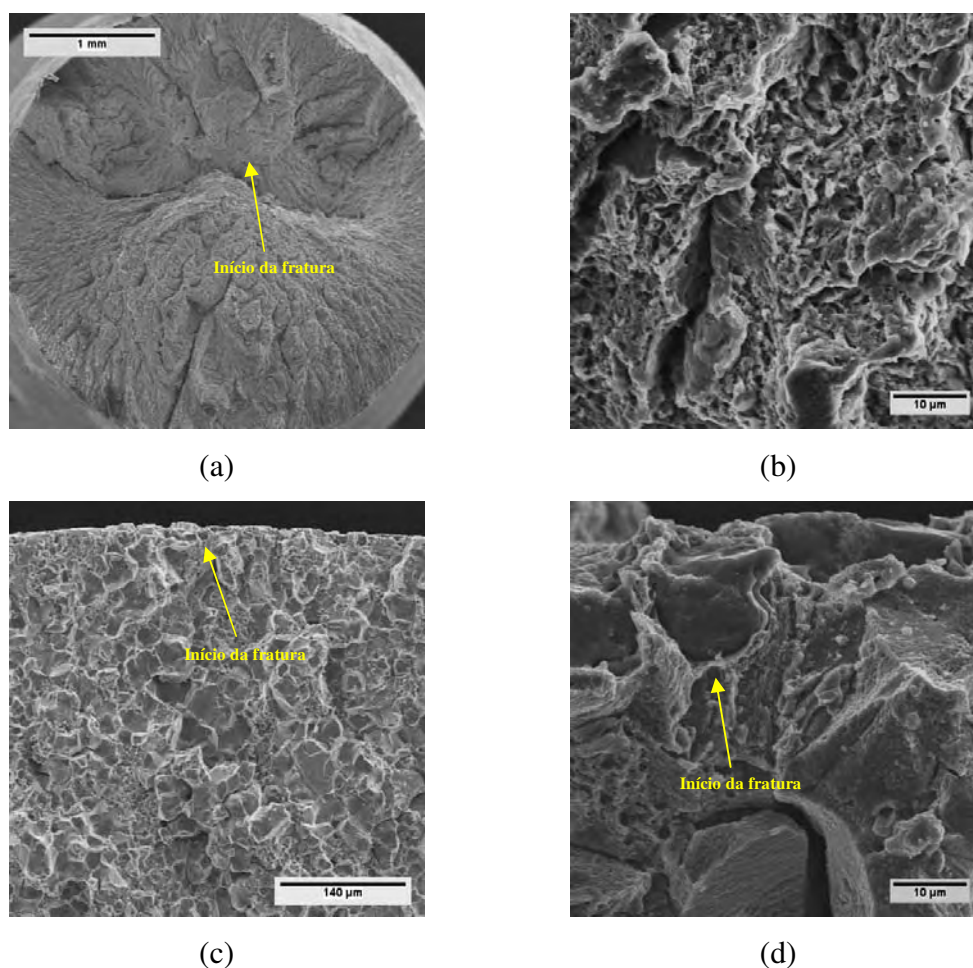


Figura 4.6 – Fratura dos corpos de prova 1BT, liga X45CrSi9 3 e 2BT, liga X55CrMnNiN20 8, ambos sem tratamento superficial. (a) 1BT - superfície de fratura – 35x, (b) 1BT - detalhe da superfície da fratura – 2000x, (c) 2BT – superfície de fratura – 200x, e (d) 2BT – detalhe do início da fratura 2000x.

4.3 Teste de Fadiga

Os resultados dos testes de fadiga no material martensítico mostraram que os corpos de prova recobertos por cromo duro apresentaram o menor limite de resistência e que o mesmo material nitretado, em comparação, apresentou uma significativa melhora no seu limite de resistência à fadiga. Enquanto que os corpos de prova sem

tratamento superficial apresentaram a maior resistência entre todos. O fato é que estes últimos e os corpos de prova cromados não apresentaram defeitos microestruturais significativos, como mostrados na Figura 4.9, resultantes dos tratamentos térmicos anteriores, enquanto que os corpos de prova nitretados apresentaram severa descarbonetação devido à têmpera, região B nas Figuras 4.15 a, 4.15 b e 4.15 c.

As curvas $\sigma \times N$ obtidas no ensaio de fadiga axial estão mostradas na Figura 4.7 e os valores em detalhes estão mostrados na Tabela 4.7.

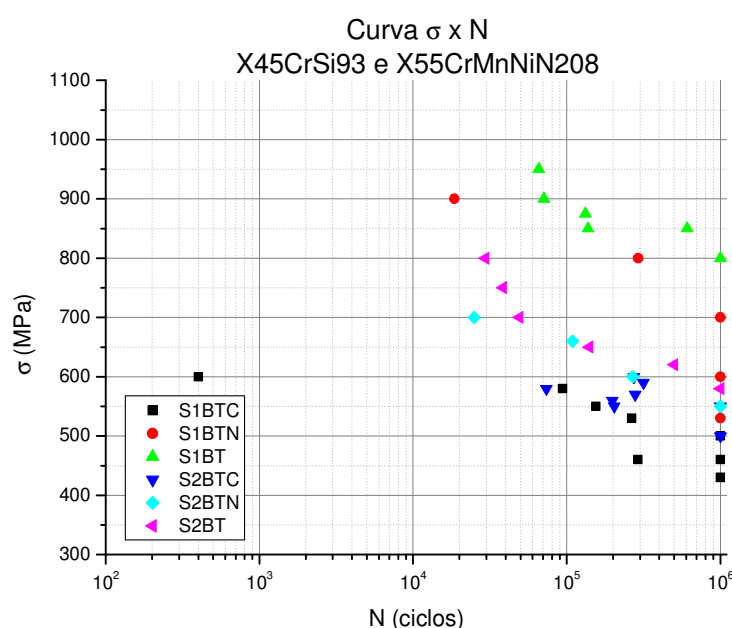


Figura 4.7 – Resultados do teste de fadiga uniaxial

A razão para a diferença entre as resistências à fadiga entre os corpos de prova martensíticos cromados e nitretados é, que para este material, o limite de fadiga é diretamente proporcional à resistência mecânica (HERTZBERG, 1996), logo, sensível à composição química e a tratamentos térmicos e termoquímicos. Isto é, com o aumento da dureza obtido devido à alteração da composição química do aço na camada nitretada, ocorre um aumento intrínseco na resistência desta região, o que eleva significativamente seu limite de fadiga.

Os corpos de prova austeníticos cromados e nitretados, por sua vez, apresentaram valores de resistência à fadiga muito próxima entre as amostras nitretadas e cromadas, com pequeno aumento na resistência à fadiga no material nitretado, principalmente devido à tensão residual compressiva resultante deste tratamento superficial (RAMAN; JAYAPRAKASH, 2007). Neste material também houve influência de variações microestruturais que serão discutidas nos itens 4.6, 4.7 e 4.8.

Tabela 4.7 – Resultados dos testes de fadiga uniaxial representados na Figura 4.2

Resultados de fadiga - Martensítico				Resultados de fadiga - Austenítico			
	cdp	Tensão [MPa]	Ciclos		cdp	Tensão [MPa]	Ciclos
1BT	1	800	1.000.000	2BT	1	800	29.624
1BT	2	950	65.884	2BT	2	750	38.629
1BT	3	900	71.107	2BT	3	580	1.000.000
1BT	4	875	132.174	2BT	4	700	49.338
1BT	5	850	138.034	2BT	5	650	140.520
1BT	6	850	609.264	2BT	6	620	499.736
1BTC	1	460	1.000.000	2BTC	1	600	273.767
1BTC	2	580	93.744	2BTC	2	590	315.614
1BTC	3	430	1.000.000	2BTC	3	570	278.871
1BTC	4	460	291.327	2BTC	4	560	198.510
1BTC	5	550	155.036	2BTC	5	550	1.000.000
1BTC	6	530	265.212	2BTC	6	500	1.000.000
1BTC	7	600	400	2BTC	7	550	203.889
1BTC	9	500	1.000.000	2BTC	8	580	73.666
1BTN	1	530	1.000.000	2BTN	1	700	25.028
1BTN	2	800	291.805	2BTN	2	600	269.547
1BTN	3	900	18.567	2BTN	3	660	109.329
1BTN	4	700	1.000.000	2BTN	4	550	1.000.000
1BTN	5	600	1.000.000				

4.4 Análise Metalográfica

A microestrutura encontrada no material martensítico é formada por martensita fina, revenida, com carbonetos precipitados ao longo da matriz, como mostrado pelas setas nas Figuras 4.8 b (SAE, 2004; COSTA; MEI, 2006). No material austenítico é formada por carbonetos primários – mostrados pelas setas nas Figuras 4.8 d, sobre uma

matriz austenítica e com carbonetos secundários finos precipitados ao longo da matriz após o envelhecimento (SAE, 2004; CARPENTER TECHNOLOGY CORPORATION, 1980).

As Figuras 4.8 a e 4.8 d representam as microestruturas das ligas martensítica e austenítica, respectivamente, na condição de recebimento, isto é, recozidas. Da mesma forma, as setas indicam carbonetos precipitados, tanto nas matrizes.

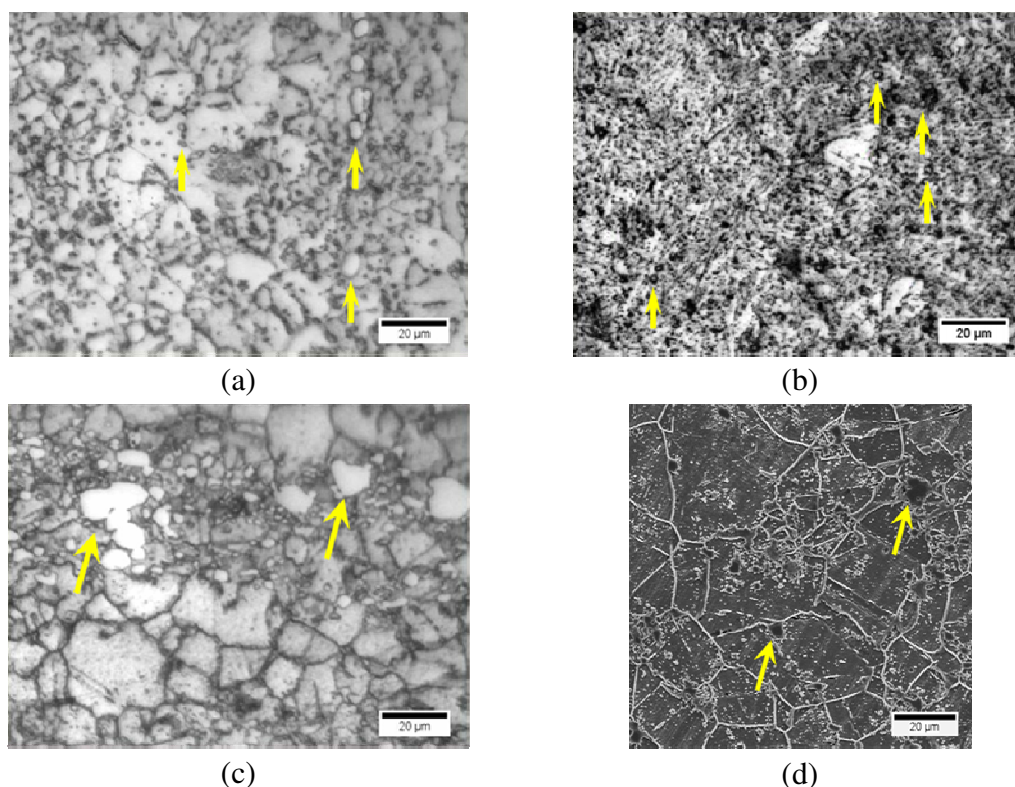


Figura 4.8 – Micrografias dos materiais estudados na condição de recebimento – tratamento térmico recozido e após tratamento térmico. X45CrSi9 3 (a) Recozido - 1000x, (b) Temperado e Revenido - 1000x. X55CrMnNiN20 8 (c) Recozido - 1000x e (d) Solubilizado e envelhecido - 1000x. Todos os ataques com Marbles.

4.5 Análise do material X45CrSi9 3 sem tratamento superficial

O material X45CrSi9 3 sem tratamento superficial apresenta a mesma microestrutura descrita no item 4.4 e Figura 4.8 b. Não foram evidenciadas camadas descarbonetadas na superfície.

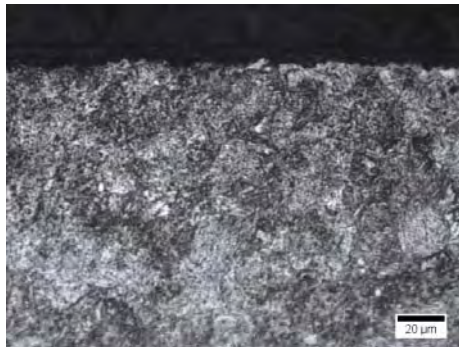


Figura 4.9 – Metalografia da região de início da fratura da liga X45CrSi9 3 – 400x Marbles. Corpo de prova 11BT, $\sigma_m=950$ MPa, 65.884 ciclos.

4.5.1 Análise da fratura do material X45CrSi9 3 sem tratamento superficial

A superfície de fratura após o teste de fadiga nesta família de corpos de prova apresentaram aparência típica de fadiga com início em um ponto sub-superficial coincidente com um carboneto.

A Figura 4.10 b e c mostra o ponto A onde ocorreu a nucleação da trinca de fadiga. Segundo Chan (2010a, 2010B) este tipo de microestrutura com partículas com grande diferença de dureza sobre uma matriz de relativa baixa dureza, causam uma concentração de tensão que é favorável à nucleação de trincas por fadiga.

As Figuras 4.10 d e 4.10 e mostram uma região de nucleação secundária de trincas onde é possível verificar uma propagação de trincas transgranular típica de pontos com alta tensão aplicada.

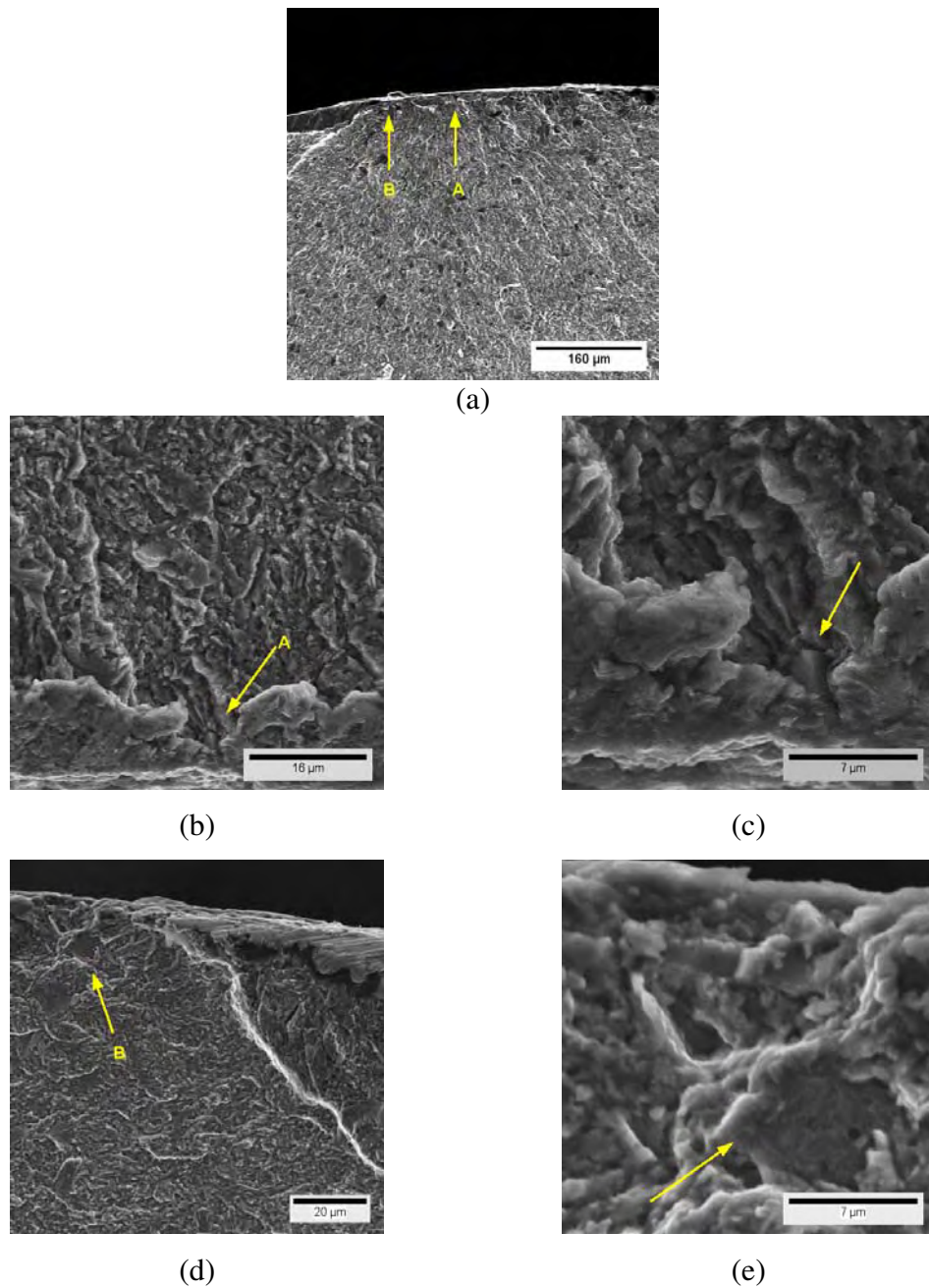


Figura 4.10 – Fratura da liga X45CrSi9 3 sem tratamento superficial. (a) 200x início primário e secundário da trinca. (b) 2.000x e (c) 5.000x ponto primário de nucleação de trinca por fadiga com a presença de um carboneto sub-superficial. (d) 1000x e (e) 5000x ponto de nucleação secundário com propagação de trinca transgranular. Corpo de prova 11BT, $\sigma_m=950$ MPa, 65.884 ciclos.

4.6 Análise do material X45CrSi9 3 cromado

A camada depositada de cromo apresentou dureza, ao longo de sua superfície, de 1050 HK medidas com carga de 0,025 kgf, como mostrada na Tabela 4.8.

Tabela 4.8 – Medições de dureza superficial na camada de cromo sobre material X45CrSi9 3.

	Dureza Superficial em Knoop (25g)									
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
HK _{0,025}	1090	1060	1030	1100	1020	993	1070	922	1120	1100
Média	1051									
Mín	922									
Máx	1120									
Desv. Padrão	60									

Foi calculada, na camada cromada uma densidade de fissuras de 327 fissuras por milímetro quadrado, como mostrado na Figura 4.11. Também é possível verificar dois níveis de fissuras na camada estudada. Este fato ocorre no durante a formação da camada e pode ser considerado como cíclico como mencionado no item 2.3.2.

Nas amostras cromadas, assim como nas sem tratamento superficial não foram evidenciadas descarbonetações.

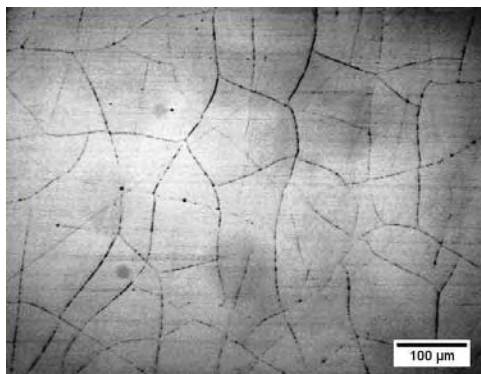


Figura 4.11 – Densidade de fissuras na superfície cromada. 200x sem ataque da liga X45CrSi9 3.

Os corpos de prova estudados apresentam camada cromada de 6 μm como mostrado nas Figuras 4.12 a e 4.12 b.

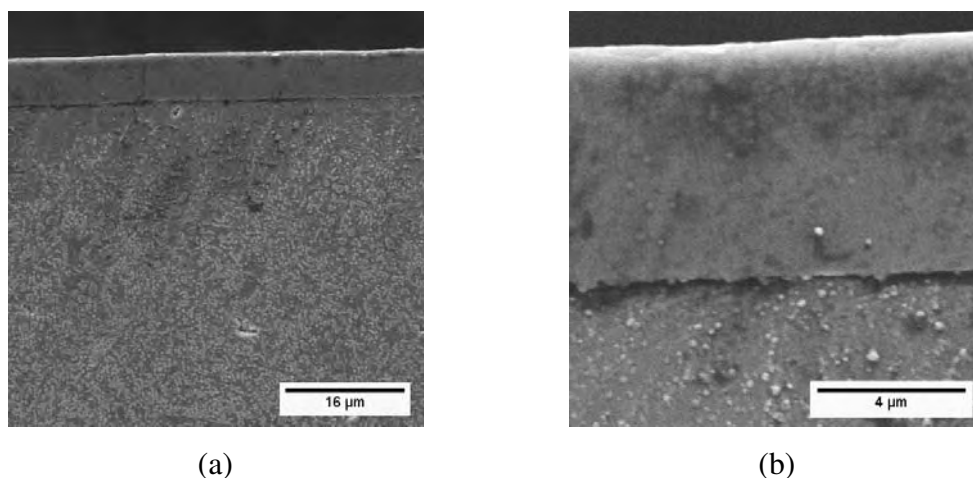


Figura 4.12 – Liga X45CrSi9 3 - (a) Metalografia da camada cromada – 2.000x, (b) Metalografia da camada cromada – 10.000x – Nital 10%. Corpo de prova 41BTC, $\sigma_m=460$ MPa, 291.327 ciclos.

4.6.1 Análise da fratura do material X45CrSi9 3 cromado

A nucleação da trinca de fadiga ocorreu na superfície do corpo de prova coincidente com as fissuras típicas do recobrimento com cromo duro.

A fratura da camada apresenta sinais de propagação frágil e delaminação, como mostrada nas Figuras de 4.13 c a 4.13 e, isto é, a propagação ocorreu através da camada em diferentes planos. Como também verificados na Figura 4.10. Estes deslocamentos podem ser vistos nos pontos de nucleação “A” e “B”, nas Figuras de 4.13 c a 4.13 f.

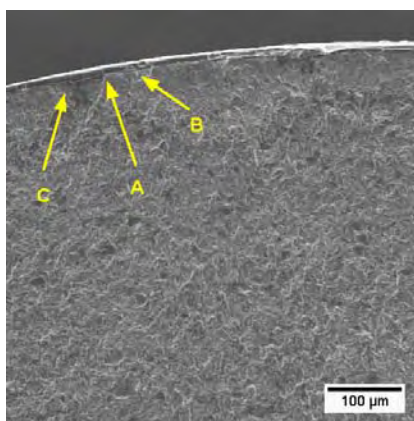
Como verificado por Nascimento (2000, 2001), os pontos de nucleação na camada e no substrato são defasados, principalmente devido à diferença entre os estados de tensão residual de cada material e devido à propagação da trinca de fadiga no interior da camada e na interface, o que causa deslocamentos do cromo.

As trincas, nos pontos de penetração no material base, nuclearam a partir de pequenos deslocamentos da camada de cromo, como verificado na Figura 4.13 c. Ao nuclear a trinca no substrato, a trinca de fadiga propagou-se de modo transgranular como visto nos corpos de prova sem tratamento superficial, Figura 4.9.

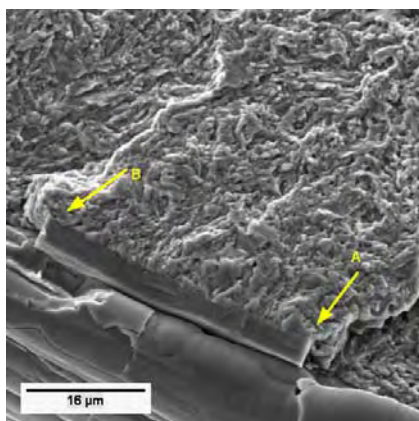
Os pontos A e B mostrados na Figura 4.13 b foram os locais onde a trinca de fadiga penetrou no material base após propagar-se ao longo da camada

eletrodepositada. A Figura 4.13 c e 4.13 d mostram em detalhe o ponto B com diversas trincas propagadas nos planos de deposição de cromo duro.

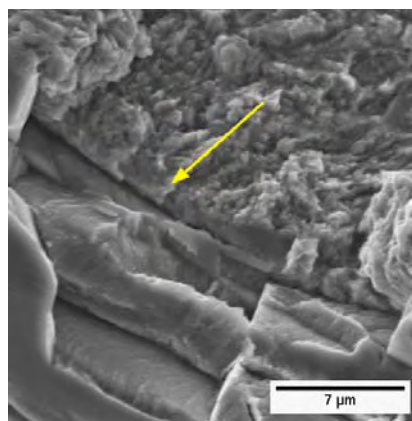
Fraturas originárias em fissuras da camada de cromo, tal qual ocorreu com os corpos de prova testados neste trabalho ocorreram de fato em campo, devido a solicitação de altas tensões em pontos com geometria típica de concentração de tensão (COISSE, 2009a, 2009b).



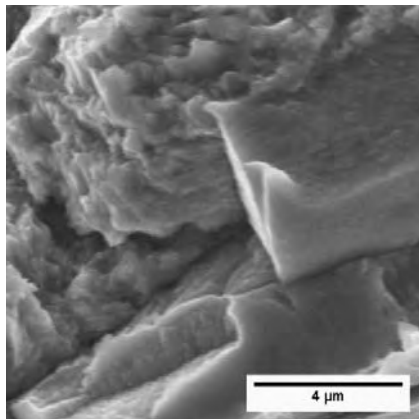
(a)



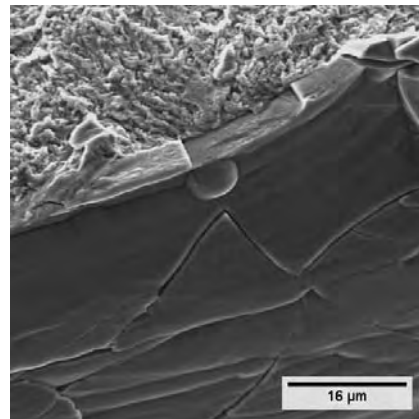
(b)



(c)



(d)



(e)

Figura 4.13 – Fratura da liga X45CrSi9 3 - (a) Início da fratura – 200x, (b) Pontos “A” e “B” de nucleação – 2.000x, (c) Ponto B de nucleação – 5.000x, (d) Ponto B de nucleação – 10.000x e (e) Ponto C de nucleação 2.000x. Corpo de prova 41BTC, $\sigma_m=460$ MPa, 291.327 ciclos.

4.7 Análise do material X45CrSi9 3 nitretado

Para análise da região nitretada foram obtidos os perfis de dureza a fim de determinar a profundidade real da difusão do nitrogênio. Os resultados estão mostrados no gráfico da Figura 4.14.

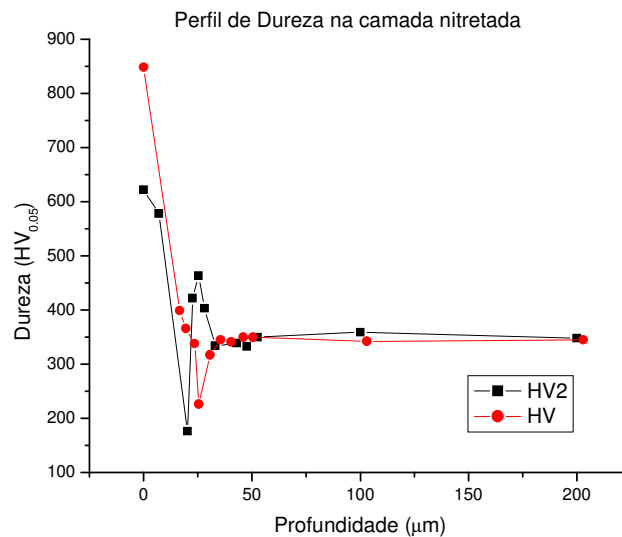


Figura 4.14 – levantamento dos perfis de dureza nos corpos de prova nitretados.

Pode-se observar valores elevados de durezas elevadas na superfície, entre 622 HV_{0.05} e 848 HV_{0.05}, seguida por significativa redução até um mínimo abaixo da dureza da matriz.

A análise metalográfica da camada nitretada apresenta uma camada superficial de óxidos, seguida de uma região com grãos recristalizados e com descarbonetação. Nitretos precipitados nos contornos de grão podem ser encontrados na camada de difusão imediatamente abaixo. A microestrutura da matriz é evidenciada a partir de aproximadamente 60 µm da superfície.

A camada de compostos, também conhecida como branca não foi evidenciada, devido à perda de componentes de liga superficial verificada pela descarbonetação, que também causou as durezas abaixo dos valores encontrados na matriz.

As Figuras de 4.15 a até 4.15 c mostram as camadas descritas acima.

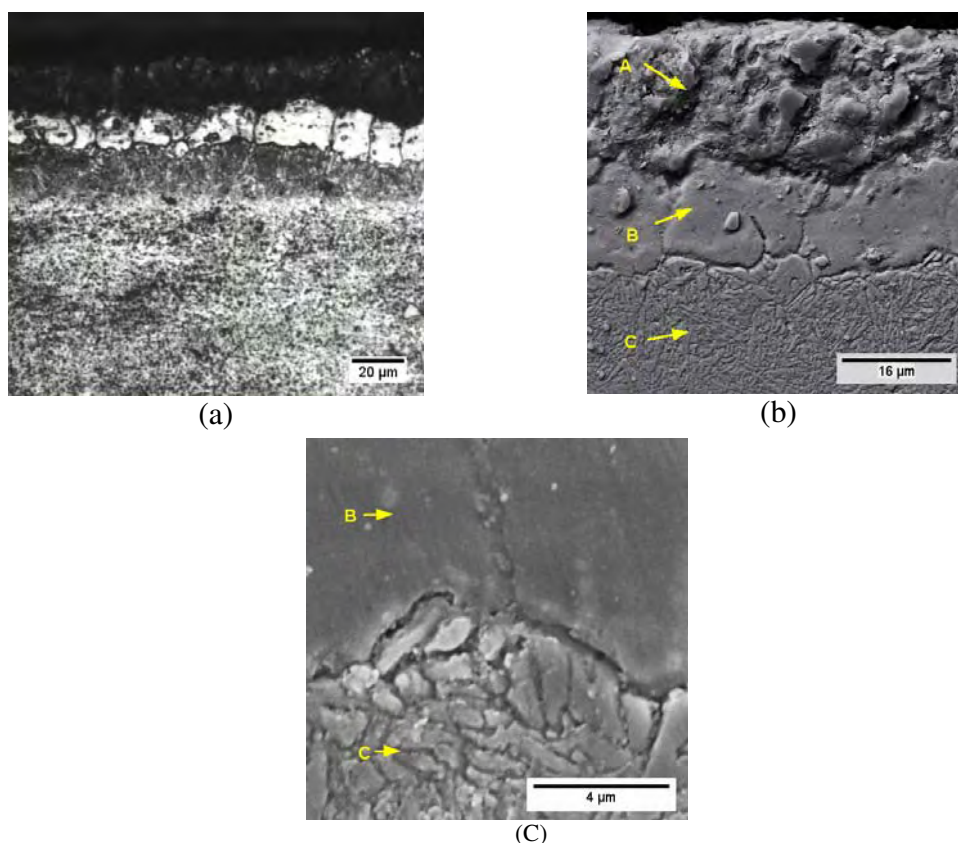


Figura 4.15 - Microestrutura da camada nitretada formada na liga X45CrSi9 3 apresentando descarbonetação. (a) 400x, (b) 2.000x e (c) interface entre a descarbonetação B e a camada de difusão C, 10.000x, todas atacadas com Nital 10%. Corpo de prova 21BTN, $\sigma_m=800$ MPa, 291.805 ciclos.

As composições químicas nas diferentes camadas resultantes dos tratamentos térmicos e termoquímicos realizados foram analisadas e apresentaram significativas variações, como mostrado na Figura 4.15.

A camada de óxido, mostrada na Figura 4.15 b como região “A” apresenta grande quantidade de silício (8,63%), cromo (1,92%) e oxigênio (3,38%), com relativamente baixo teor de ferro (86,07%), se comparada com as demais regiões da camada nitretada formada.

Na região “B”, o oxigênio dá lugar ao nitrogênio, que apresenta concentração de 1,73% e o silício e o cromo apresentam concentrações de 2,18% e 2,91% respectivamente e o conteúdo de ferro é de 93,19%. Finalmente na região “C”, considerada como a camada de difusão, o silício e o cromo apresentam concentrações mais próximas da matriz, com 2,37% e 6,93% respectivamente. O ferro, da mesma forma apresenta concentrações mais próximas da composição original da liga.

A significativa perda de elementos de liga na camada “B” caracteriza a região decarbonetada. A Figura 4.16 mostra a variação da composição química ao longo do material martensítico.

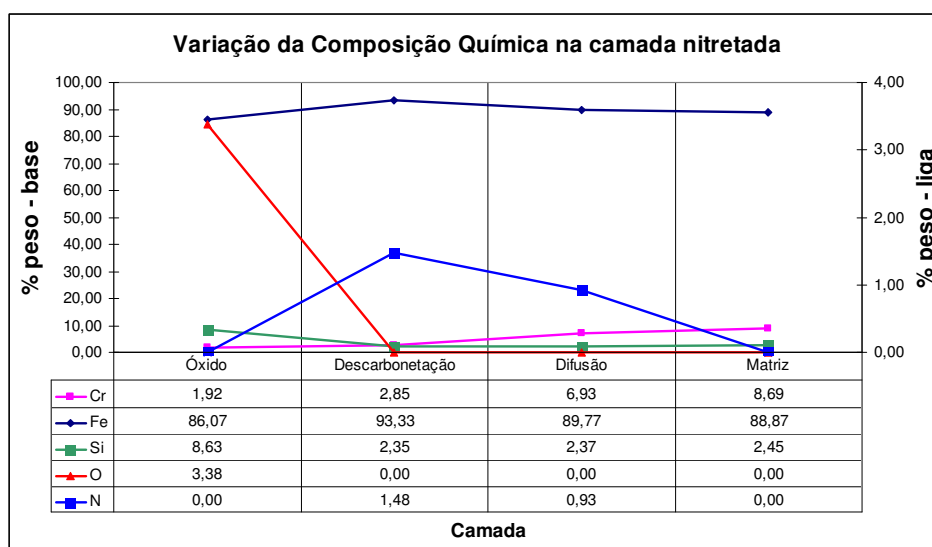


Figura 4.16 – Variação nas concentrações dos principais elementos de liga do aço X45CrSi9 3 nas camadas formadas após o tratamento de nitretação.

4.7.1 Análise da fratura material X45CrSi9 3 nitretado

As fraturas encontradas nuclearam-se na superfície, contudo, propagaram-se de dois modos completamente diferentes, como mostrados nas Figuras de 4.17 a até 4.17 c.

Ainda no interior da camada nitretada, pode-se encontrar uma fratura mais frágil. A partir do final da camada intermediária de difusão é possível verificar a superfície de propagação transgranular de fadiga, região na qual a quantidade de nitrogênio difundido diminui significativamente.

A propagação da trinca de fadiga ocorreu através do óxido, região A. Na camada com descarbonetação, B, a fratura propagou de duas formas basicamente, com aparência dúctil e rugosa em regiões onde há maior concentração de elementos de liga e frágil e lisa onde esta concentração é mais baixa e, por consequência os teores de nitrogênio são maiores.

As fotos das Figuras 4.17 b e 4.17 c foram obtidas no modo de Elétrons Retro Espalhados (BSE – *Back Scatering Electron*), e mostram regiões claras escuras.

As diferenças nas tonalidades caracterizam a existência de elementos químicos de pesos atômicos distintos, portanto, a variação na composição química verificada e discutida no capítulo 4.7. As regiões mais escuras são onde existem maiores concentrações de elementos leves, tais como N e C e as mais claras onde há maiores concentrações de elementos de maior peso atômico, tais como Fe e Cr (COLPAERT, 2008).

Na camada de difusão e no núcleo do corpo de prova a propagação da trinca foi intergranular típica de fadiga até a ruptura final.

Na Figura 4.17 c notam-se diferentes características de superfícies de fratura, uma mais lisa, típica de fratura frágil na região mais escura, portanto com maior quantidade de N. A região mais clara apresenta superfície de propagação de trinca mais rugosa típica da liga martensítica.

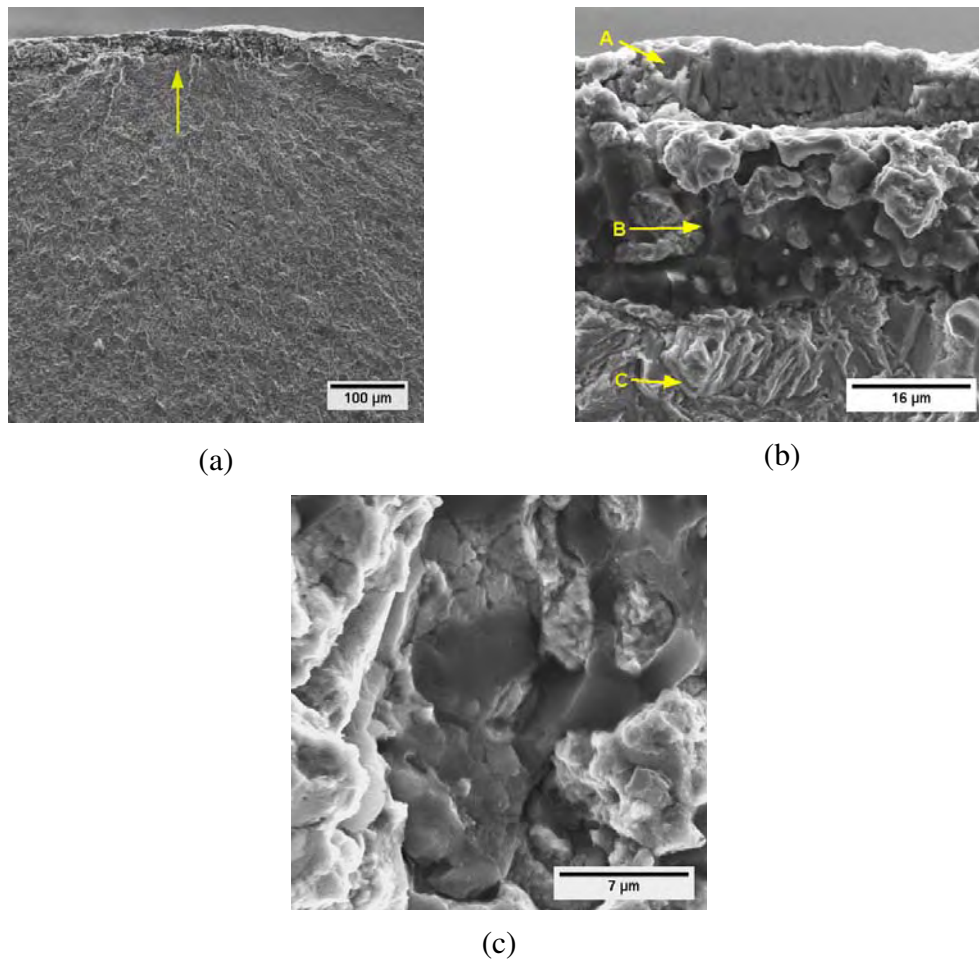


Figura 4.17 – Fratura na liga X45CrSi9 3 nitretado - (a) região de nucleação e início de propagação da trinca de fadiga, (b) da região de nucleação da trinca de fadiga e (c) superfície de fratura na região descarbonetada – 5.000x. Corpo de prova 21BTN, $\sigma_m=800$ MPa, 291.805 ciclos.

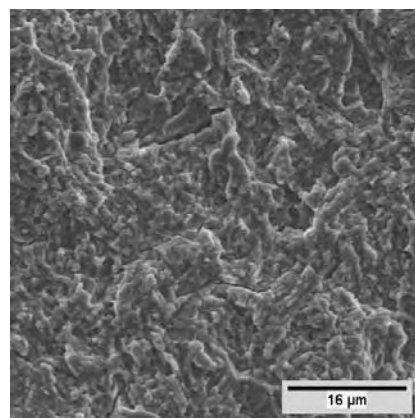


Figura 4.18 – Superfície de fratura no núcleo da liga X45CrSi9 3 – 5000x. Corpo de prova 21BTN, $\sigma_m=800$ MPa, 291.805 ciclos.

A Figura 4.18 mostra a superfície da fratura no estágio de propagação estável da trinca de fadiga, isto é, após as camadas superficiais, que é tipicamente intergranular através das ripas de martensita. Nota-se a semelhança com a região mais clara e rugosa da Figura 4.17 c.

4.8 Análise do material X55CrMnNiN20 8 sem tratamento superficial

A superfície de fratura do material X55CrMnNiN20 8 sem tratamento superficial apresentou, como o martensítico, um ponto de nucleação de trinca por fadiga relacionado com sua microestrutura. Entretanto, neste caso, a nucleação de trinca ocorreu em uma região onde ocorreu oxidação durante os tratamentos térmicos. O ponto A das Figuras 4.19 a e 4.19 b mostram este ponto.

A microestrutura a partir do ponto A é típica da liga austenítica estudada após os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento com carbonetos secundários precipitados sobre a matriz austenítica, como mostrado na Figura 4.8 d.

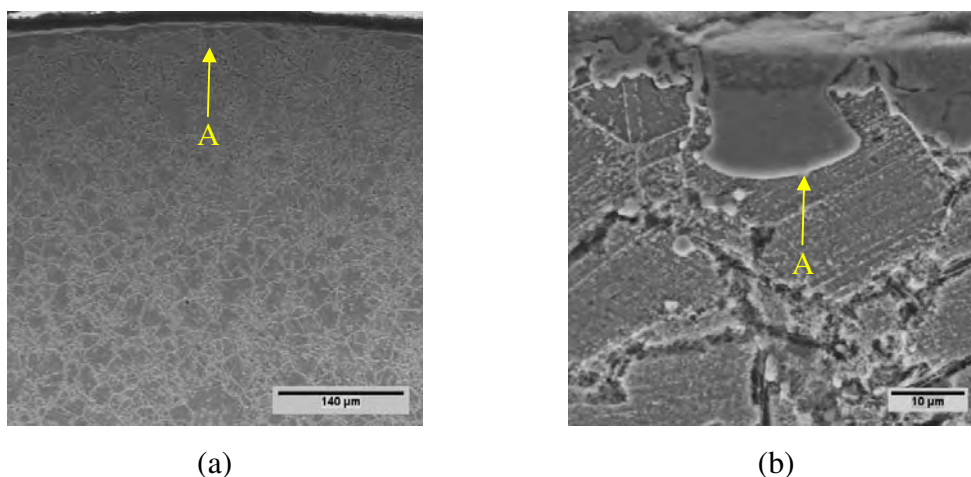


Figura 4.19 – Metalografia da superfície de fratura no início da fratura da liga X55CrMnNiN20 8 sem tratamento superficial. No ponto A apresentando oxidação superficial – (a) 200x, (b) 2000x. Corpo de prova 42BT, $\sigma_m=700$ MPa, 49.338 ciclos.

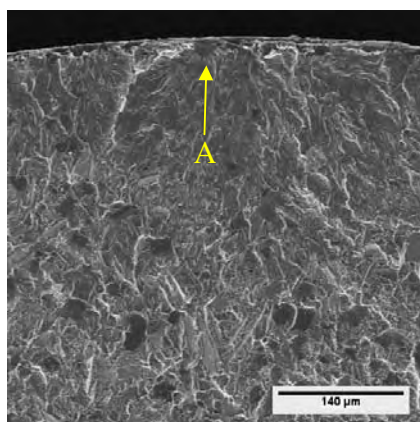
Análise química no ponto A e no núcleo da amostra mostra a existência de grande quantidade de oxigênio e perda de ferro e manganês, com conseqüente aumento nos teores de níquel e cromo. No núcleo da peça as quantidades encontram-se de acordo com o medido e encontrado na Tabela 3.2. A Tabela 4.9 mostra a composição química do ponto de nucleação de trinca A.

Tabela 4.9 – Composição química do ponto A da Figura 4.14

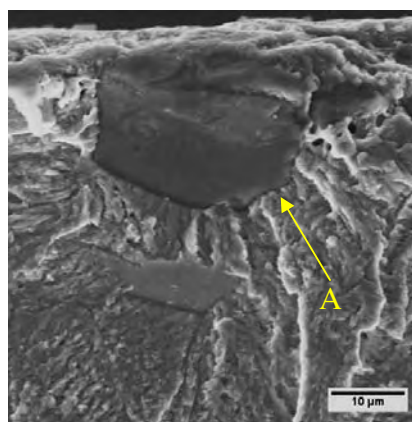
	% Peso
Elemento	Ponto A
O	28,78
Cr	25,12
Mn	6,25
Fe	36,27
Ni	3,58

4.8.1 Análise da fratura do material X55CrMnNiN20 8 sem tratamento superficial

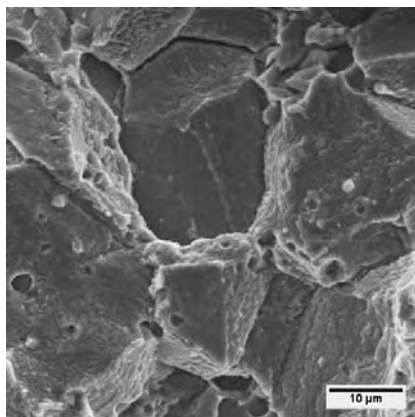
A superfície de fratura deste material apresentou aparência típica de fratura de fadiga com um ponto principal de nucleação, o ponto A das Figuras 4.20 a e 4.20 b. A partir deste ponto a trinca propagou-se de forma transgranular de forma típica de fadiga. No núcleo do corpo de prova, a fratura propagou-se de forma mista, parcialmente intergranular e parcialmente transgranular, como evidenciado pela Figura 4.20 c.



(a)



(b)



(c)

Figura 4.20 – Superfície de fratura da liga X55CrMnNiN20 8 sem tratamento superficial – (a) início da fratura - 200x, (b) início da fratura - 2000x, (c) centro da fratura. Corpo de prova 42BT, $\sigma_m=700$ MPa, 49.338 ciclos.

4.9 Análise do material X55CrMnNiN20 8 cromado

Estes corpos de prova apresentaram alguns pontos de oxidação causado pelos tratamentos térmicos anteriores, como mostrado nas Figuras 4.21 a e 4.21 b como regiões A e B e como evidenciado na Figura 4.20 e Tabela 4.9. A espessura da camada de cromo é de 4 μm , região C mostrada na Figura 4.21 b.

A microestrutura encontrada possui carbonetos secundários precipitados ao longo da matriz austenítica tal qual a Figura 4.8 d, mas em maior quantidade, principalmente por estar na superfície, onde há maior exposição à temperatura durante o tratamento de envelhecimento.

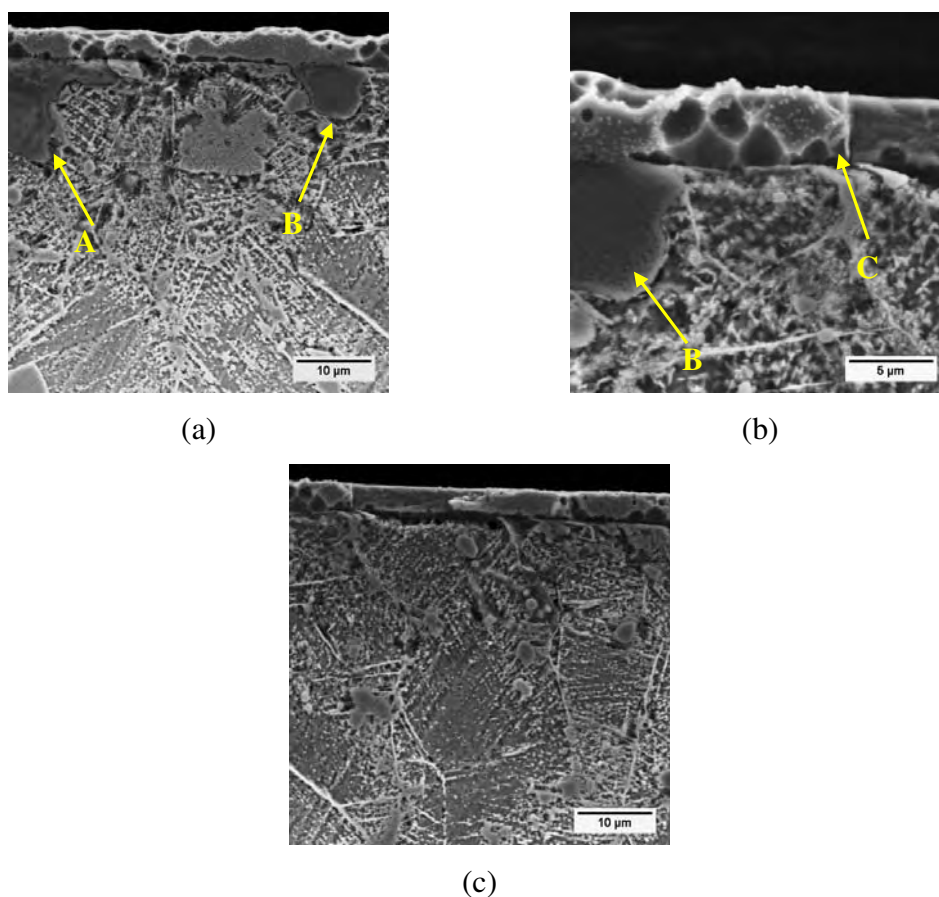


Figura 4.21 – Metalografia da superfície de fratura da liga X55CrMnNiN20 8 cromado – (a) 2000x, (b) 5000x e (c) 2000x. Corpo de prova 82BTC, $\sigma_m = 580$ MPa, 73.666 ciclos. Todos os ataques com Marble's.

Nas Figuras 4.22 a e 4.22 b, pode-se notar a presença de uma fase lamelar precipitada na superfície do corpo de prova. Esta fase é formada de carbonetos do tipo Cr_{23}C_6 em formas lamelares sobre a matriz de austenita resultante da combinação dos tratamentos de solubilização e envelhecimento (YU; XU, 2006; CARPENTER TECHNOLOGY CORPORATION, 1980; LEE et al., 2004) e foi confirmada pela composição rica em cromo em comparação à matriz, como mostrado na Tabela 4.10. Há também a precipitação de nitretos do tipo Cr_2N , principalmente na temperatura de envelhecimento utilizada neste trabalho (CARPENTER TECHNOLOGY CORPORATION, 1980; LEE et al., 2004), contudo, o N não foi encontrado em quantidade suficiente para a detecção em EDS. O nitreto Cr_2N pode precipitar-se em forma de agulhas nos contornos de grão ou na forma de lamelas, também a partir dos

contornos de grão (CARPENTER TECHNOLOGY CORPORATION, 1980; LEE et al., 2004).

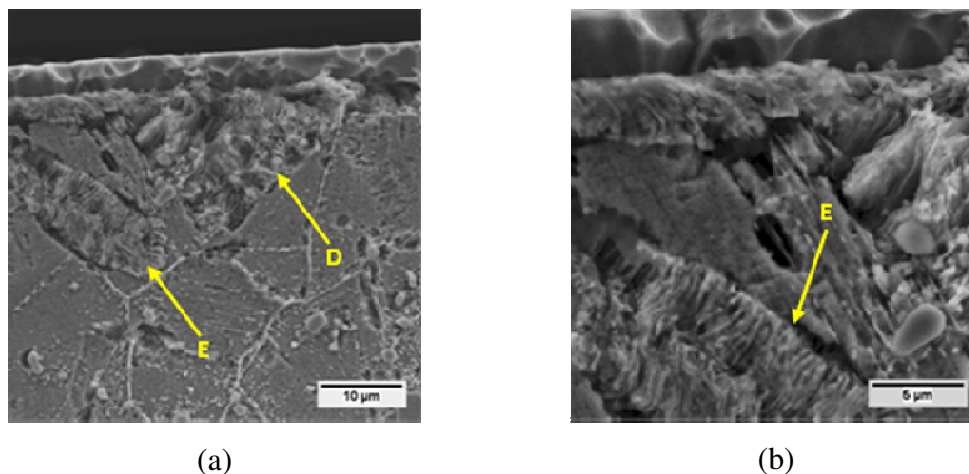


Figura 4.22 – Metalografia da superfície de fratura da liga X55CrMnNiN20 8 cromado – (a) 2000x, (b) 5000x. Corpo de prova 42BTC, $\sigma_m = 560$ MPa, 198.510 ciclos. Todos os ataques com Marbles.

Tabela 4.10 – Composição química dos pontos D, E e da matriz nos arredores, como mostrado na Figura 4.17.

Elemento	% Peso	
	Pontos E e D	Matriz
O	2,57	0,81
Cr	33,61	18,85
Mn	8,20	7,39
Fe	54,00	71,10
Ni	1,62	1,85

4.9.1 Análise da fratura do material X55CrMnNiN20 8 cromado

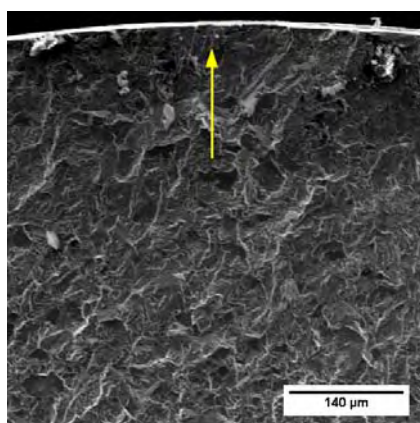
A camada depositada de cromo apresentou dureza média de 797 HK medidas com carga de 25 g. como mostradas na Tabela 4.11.

Tabela 4.11 – Medições de dureza superficial na camada de cromo sobre o material X55CrMnNiN20 8.

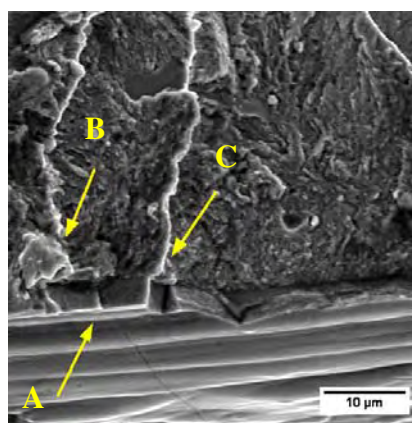
	Dureza Superficial em Knoop (25g)									
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
HK _{0,025}	618	707	955	741	741	906	618	1010	860	817
Média	797									
Mín	618									
Máx	1010									
Desv. Padrão	135									

A fratura nestes corpos de prova ocorreu basicamente da mesma forma que nos corpos de prova do material martensítico cromado. A nucleação foi na superfície da camada eletrodepositada coincidente com as micro-fissuras. A propagação destas trincas iniciais também foi através dos planos de deposição, como mostrado na Figura 4.23 b e 4.23 c. Contudo, este material apresentou menor nível de delaminação e deslocamento da camada de cromo, se comparado com o material martensítico.

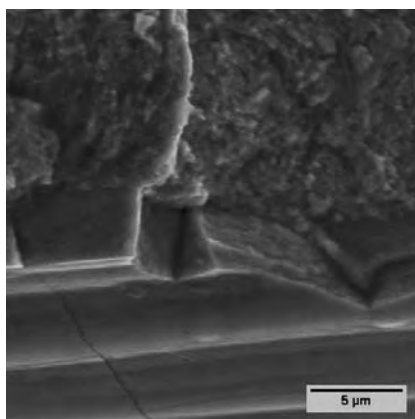
Neste material é possível verificar vários pontos de início nucleação de trinca no material base ao longo da região de nucleação de trincas de fadiga. No corpo de prova 82BTC da Figura 4.23, pode concluir que a trinca no material base foi nucleada enquanto a trinca inicial propagava-se pela camada de cromo. Os pontos B e C nesta imagem evidenciam o acima citado e o ponto A, o ponto de nucleação da trinca em uma fissura do cromo.



(a)



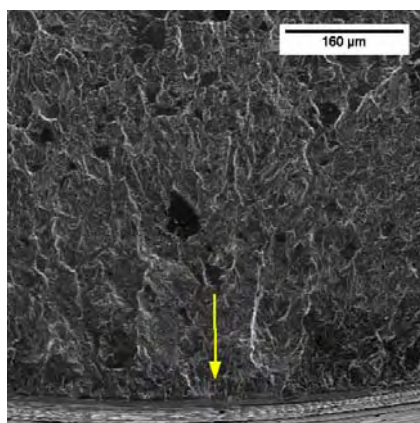
(b)



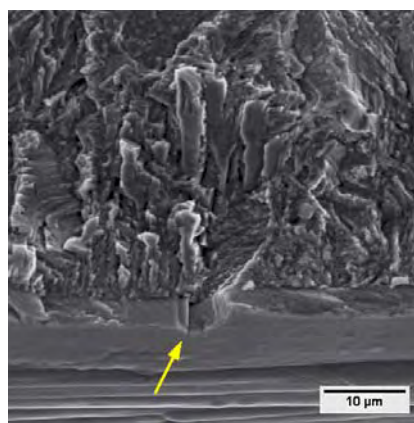
(c)

Figura 4.23 – Superfície de fratura na liga X55CrMnNiN20 8 cromada – 5000x. Corpo de prova 82BTC, $\sigma_m = 580$ MPa, 73.666 ciclos.

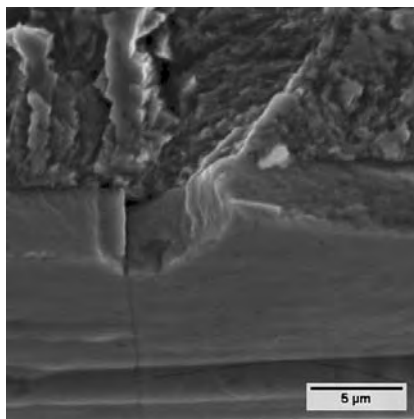
O corpo de prova 42BTC mostrado na Figura 4.24 apresenta, de forma semelhante, a nucleação de trincas no material austenítico nas proximidades do ponto de nucleação da trinca inicial na camada eletrodepositada. Contudo, a propagação inicial no aço, com aparência frágil. Este fato é devido à presença da fase lamelar encontrada na metalografia da Figura 4.26 que causa perda de tenacidade no material (CARPENTER TECHNOLOGY CORPORATION, 1980) e que proporcionou a nucleação da trinca no material base imediatamente abaixo do local de um nódulo.



(a)



(b)



(c)

Figura 4.24 – Superfície de fratura na liga X55CrMnNiN20 8 cromada – 5000x. Corpo de prova 42BTC, $\sigma_m = 560$ MPa, 198.510 ciclos.

4.10 Análise do material X55CrMnNiN20 8 nitretado

Foram levantados os perfis de dureza na camada nitretada com o objetivo de analisar a camada de difusão de nitrogênio. Os resultados estão mostrados na Figura 4.25.

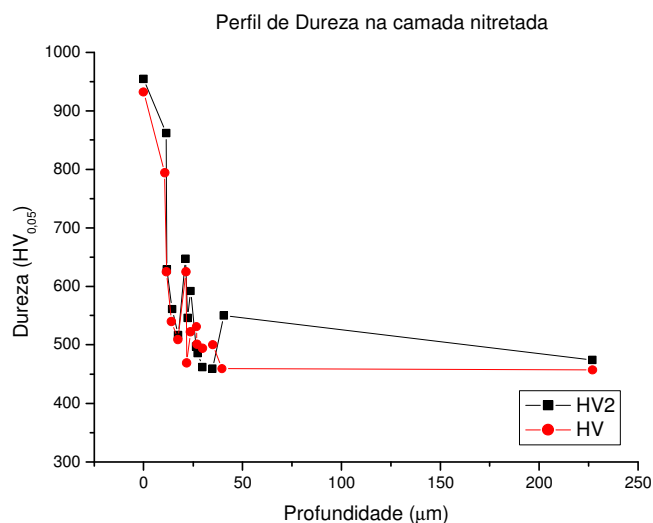


Figura 4.25 – Levantamento dos perfiz de dureza nos corpos de prova da liga X55CrMnNiN20 8 nitretados.

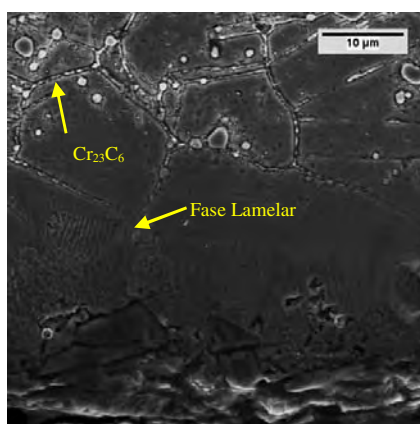
A microestrutura da camada nitretada no material austenítico apresentou precipitações de fase lamelar na região de difusão e carbonetos de cromo do tipo

Cr_{23}C_6 nos contornos de grão. As Figuras 4.26 a, 4.26 c, 4.27 a e 4.27 c evidenciam a fase lamelar encontrada e estão assinaladas pelas setas.

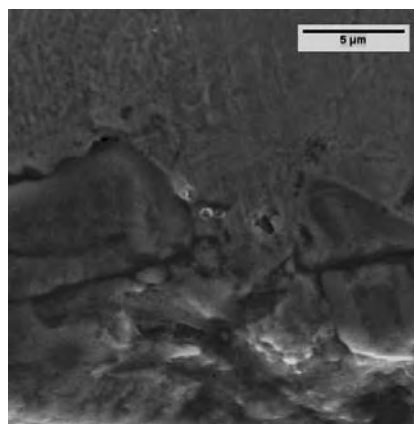
Devido às altas concentrações de nitrogênio na camada de difusão, além da concentração deste elemento na composição química original do aço austenítico, as precipitações lamelares são colônias de Cr_2N . Segundo Shi et al. (2008), esta precipitação pode também ser afetada por tratamentos anteriores ao envelhecimento. Neste caso durante a solubilização.

A precipitação de Cr_2N é proporcional à concentração de N, à temperatura e ao tempo de envelhecimento (CARPENTER TECHNOLOGY CORPORATION, 1980; LEE et al., 2004; SAUCEDO-MUÑOZ; LOPEZ-HIRATA, 2009).

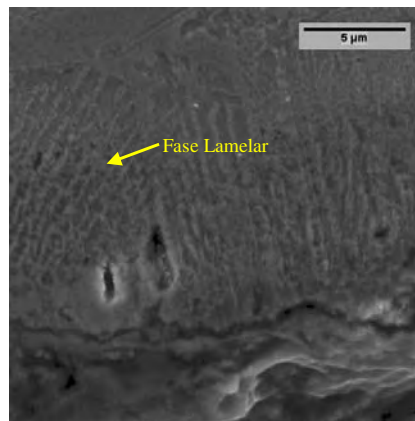
Segundo Díaz et al. (2008), para aços com teores de nitrogênio maiores que 10%, a precipitação lamelar é resultado do mecanismo de crescimento da camada nitretada. Pois, neste tipo de aço, o crescimento da camada durante o tratamento de nitretação se dá de forma descontínua e formando lamelas de CrN sobre a matriz.



(a)

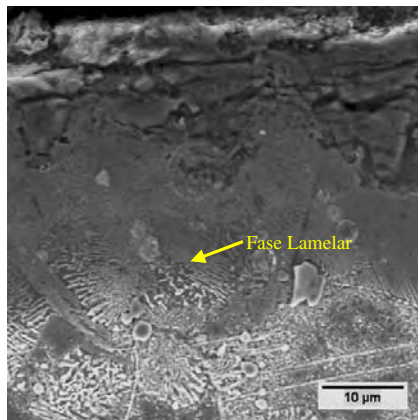


(b)

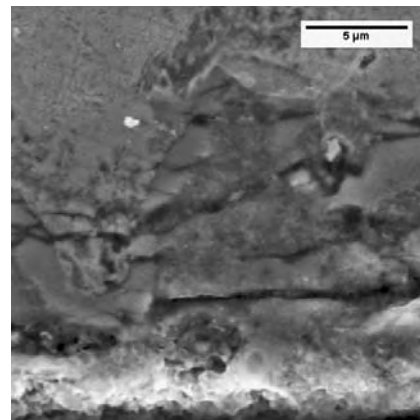


(c)

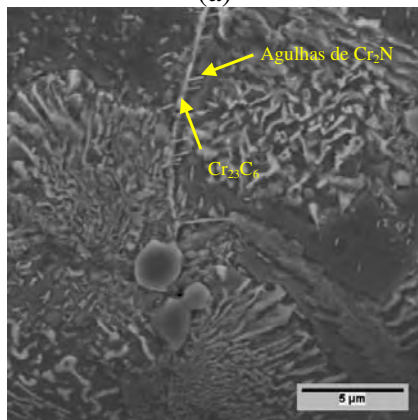
Figura 4.26 – Metalografia da superfície de fratura da liga X55CrMnNiN20 8 nitretada. (a) borda da fratura - 2000x, (b) borda da fratura - 5000x (c) camada de difusão - 5000x. Corpo de prova 12BTN, $\sigma_m = 700$ MPa, 25.028 ciclos. Todos os ataques com Marbles



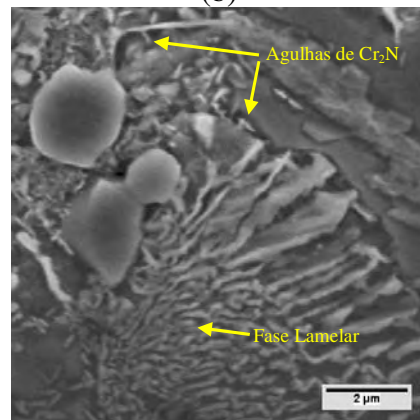
(a)



(b)



(c)



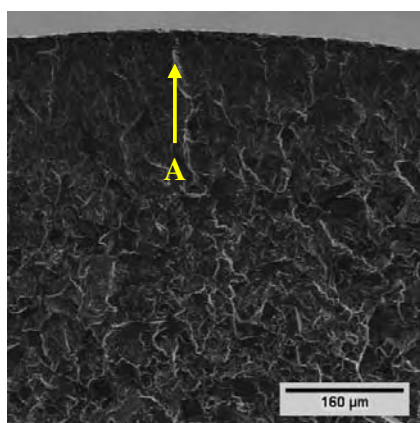
(d)

Figura 4.27 – Metalografia da superfície de fratura da liga X55CrMnNiN20 8 nitretada. (a) borda da fratura - 2000x, (b) borda da fratura - 5000x (c) camada de difusão - 5000x e (d) camada de difusão - 10.000x. Corpo de prova 22BTN, $\sigma_m = 600$ MPa, 269.547 ciclos. Todos os ataques com Marbles.

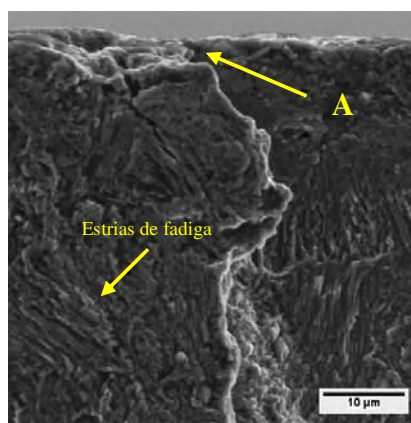
4.10.1 Análise da fratura do material X55CrMnNiN20 8 nitretado

Os pontos de nucleação de trincas de fadiga mostrados nas Figuras 4.28 ponto A e 4.29 ponto B evidenciam um início de propagação de forma frágil e transgranular, com estrias de fadiga pontiagudas. O aspecto frágil do início da propagação é típico da perda de tenacidade verificada por Raman e Jayaprakash (2007) e da concentração de Cr_2N e CrN na mesma região.

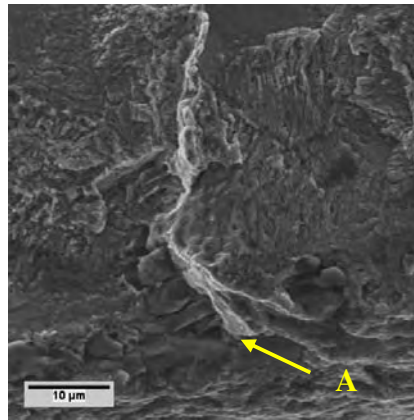
A Figura 4.30 mostra o ponto de nucleação de trinca no estudo de Raman e Jayaprakash (2007) com propagação frágil ao longo de planos preferenciais. Estes planos podem ser vistos em parte nos pontos A e B das Figuras 4.28 e 4.29 respectivamente.



(a)

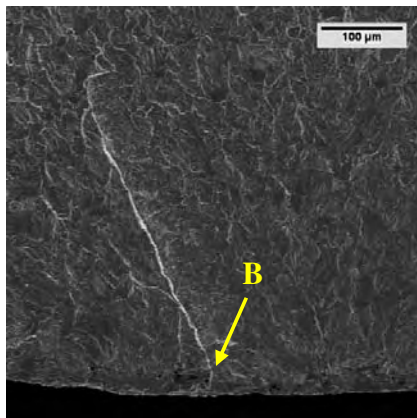


(b)

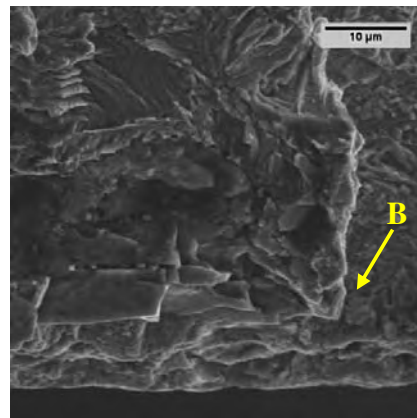


(c)

Figura 4.28 – Superfície de fratura na liga X55CrMnNiN20 8 nitretada. Ponto A é o ponto de nucleação da trinca de fadiga mostrando os planos de escorregamento. (a) 200x, (b) 2000x e (c) 2000x. Corpo de prova 12BTN, $\sigma_m = 700$ MPa, 25.028 ciclos



(a)



(b)

Figura 4.29 – Superfície de fratura na liga X55CrMnNiN20 8 nitretada. Ponto B é o ponto de nucleação da trinca de fadiga mostrando os planos de escorregamento. (a) 200x, (b) 2000x. Corpo de prova 22BTN, $\sigma_m =$ MPa, ciclos.

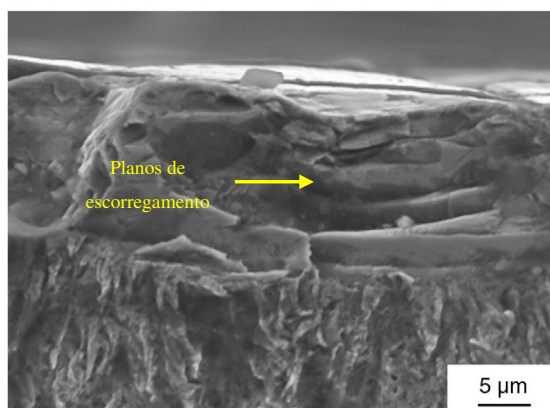


Figura 4.30 – Início de fratura de um aço inoxidável austenítico AISI 304 por fadiga, $\sigma_m = 450$ MPa. Adaptado de RAMAN; JAYAPRAKASH, 2007.

O tratamento termoquímico de nitretação estudado neste trabalho proporcionou significativa recuperação na resistência à fadiga ao material X45CrSi9 3. Mesmo com os defeitos microestruturais evidenciados, tais como descarbonetação, com significativa alteração na composição do aço, os valores de tensão para a ruptura do corpo de prova em fadiga axial foram maiores que os necessários para romper o material recoberto por cromo duro. Neste material, os corpos de prova sem tratamento superficial apresentaram maior resistência à fadiga que os nitretados, possivelmente por não apresentarem defeitos microestruturais e também por possuírem maior tenacidade e resistência à propagação de trincas na superfície.

O efeito da nitretação no material austenítico deteriorou o comportamento à fadiga abaixo de 10^4 ciclos em relação ao mesmo material sem tratamento superficial. Sendo muito próximo a este entre 10^4 ciclos e 10^5 ciclos apresentando aproximadamente o mesmo limite de resistência à fadiga em 10^6 ciclos. Neste caso, a tensão de ruptura do material austenítico nitretado foi a menor entre as três combinações de tratamentos superficiais, o que evidencia que para este material, a resistência à fadiga não tem uma relação direta com a resistência mecânica.

A difusão de nitrogênio na matriz martensítica do aço estudado, compensou de certa forma a suposta perda de resistência causada pela descarbonetação. Os diferentes modos de propagação de trinca verificados nestes corpos de prova mostram que o mecanismo de reforço do material por difusão retarda a propagação da trinca

intercalando regiões dúcteis e frágeis em um mesmo ponto. Já para o aço austenítico a característica frágil da propagação da trinca por fadiga foi mais visível, com início de propagação mais dúctil à medida que a trinca avançava para o núcleo do corpo de prova.

Tais comportamentos podem ser explicados por Díaz et al. (2008) que comprovou que a formação de nitretos em aços com concentrações de cromo entre 2% e 10% ocorre em parte de forma coerente, segundo o alinhamento dos cristais do aço e, em parte de forma não coerente. Na região coerente, a influência da precipitação de nitretos é pequena no que diz respeito à geração de tensões residuais e, normalmente esta é positiva. Nos locais onde a precipitação destes nitretos não é coerente, a deformação dos retículos cristalinos é maior e a tensão residual resultante é negativa. Da mesma forma ocorre para ligas com teores de Cr superiores a 10%, as tensões residuais resultantes são negativas, porém, a formação da camada nitretada é lamelar.

O recobrimento com cromo duro diminuiu significativamente a resistência à fadiga do aço martensítico, principalmente nos baixos ciclos, mesmo sem a microestrutura do material base apresentar os mesmos defeitos encontrados nas peças nitretadas. O aço austenítico cromado, por sua vez, apresentou resistência à fadiga pouco menor que a verificada nos corpos de prova nitretados e resistência à tração maior, o que comprova a independência, neste material entre as resistências à tração e à fadiga.

Outra característica importante é que os corpos de prova cromados dos dois materiais apresentaram maior quantidade de pontos de nucleação de trincas ao longo da superfície de uma mesma seção que o material nitretado. A tensão residual positiva típica deste tipo de tratamento superficial contribuiu significativamente para a diminuição da resistência à fadiga. As fissuras na camada de cromo atuaram como amplificadores da tensão aplicada e iniciaram a nucleação e propagação das trincas de fadiga

O comportamento dos materiais cromados à fadiga foi influenciado pela presença das fissuras que agiram como concentradores de tensão e aceleraram os processos de nucleação e propagação das trincas na superfície do material base

(PASTOUKHOV; VOORWALD, 1995; BARAGETTI; VECCHIA; TERRANOVA, 2003). Neste caso, o aço foi solicitado por tensões muito superiores em sua superfície, em função das inúmeras micro-trincas nesta região e geraram múltiplos pontos de nucleação ao longo da seção fraturada.

A Figura 4.31 exemplifica o estado de tensões em que são submetidas as interfaces entre camadas eletrodepositadas em função das fissuras (BARAGETTI; VECCHIA; TERRANOVA, 2003).

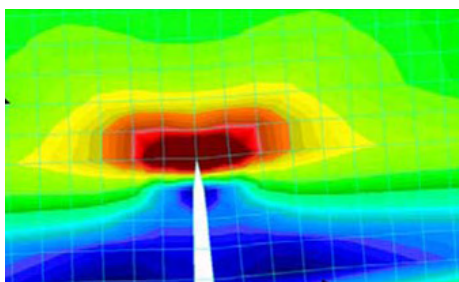


Figura 4.31 – Análise de Elementos Finitos exemplificando a ação das fissuras da camada de cromo como concentradores de tensão, adaptado de (BARAGETTI; VECCHIA; TERRANOVA, 2003).

As durezas dos corpos de prova de ambos os materiais apresentaram valores no núcleo semelhantes e com pequenas variações (Tabelas 4.1, 4.2, 4.3 e 4.4), significando que microestruturas semelhantes foram testadas nos dois materiais.

Outra característica interessante deste estudo é que foi observado um pequeno aumento no limite de resistência à tração dos corpos de prova martensíticos nitretados (Figura 4.1). Este fato também foi verificado por Shen, Oh e Lee (2005), que detectou um fenômeno de endurecimento dinâmico em função à solução sólida do nitrogênio no aço. Contudo, o aumento verificado encontra-se dentro da variação percentual tabelada na norma SAE J-775 e pode ser considerado normal para a liga, não sendo significativo e específico ao tratamento de nitrocarbonetação.

5 CONCLUSÕES

As conclusões deste estudo estão listadas abaixo:

- A difusão de nitrogênio, devido à nitretação, no aço martensítico, X45CrSi9 3, atua diretamente na resistência à fadiga compensando, de certa forma, defeitos microestruturais. Tais como descarbonetações;
- Contudo, o comportamento verificado no aço X45CrSi9 3 nitretado foi menor que o mesmo material sem tratamento superficial. Principalmente devido aos defeitos microestruturais encontrados nos corpos de prova nitretados e que não estavam presentes nos corpos de prova sem tratamento superficial;
- Com recobrimento de cromo duro, o aço X45CrSi9 3 apresentou a menor resistência à fadiga entre todos os testes, mesmo sem defeitos microestruturais oriundos dos tratamentos térmicos anteriores;
- O efeito da nitretação no material austenítico, X55CrMnNiN20 8 deteriorou o comportamento à fadiga abaixo de 10^4 ciclos em relação ao mesmo material sem tratamento superficial, sendo muito próximo a este entre 10^4 e 10^5 ciclos e apresentando aproximadamente o mesmo limite de resistência à fadiga em 10^6 ciclos. O que mostra a maior sensibilidade desta combinação a solicitações com tensões mais elevadas;
- Na condição cromada, o aço X55CrMnNiN20 8 também apresentou perda de resistência à fadiga, mas menos significativa do que verificado no material X45CrSi9 3;
- Nos dois materiais estudados, com acabamento cromado, as trincas de fadiga nuclearam-se a partir das fissuras do cromo ou em defeitos da camada, como em pontos de nódulos. Em ambos os casos, as trincas propagaram-se ao longo da camada cromada e também ao longo da interface ente camada e o material base causando pequenos deslocamentos da camada cromada;
- Precipitações de fases lamelares foram encontradas nos corpos de prova do aço

X55CrMnNiN20 8, coincidentes com os pontos de nucleação de trinca por fadiga;

- Existem duas fases lamelares precipitadas no material X55CrMnNiN20 8, + Cr_{23}C_6 e $\text{Cr}_2\text{N}/\text{CrN}$. Nestes casos, estas fases reduzem a tenacidade e a resistência mecânica do material.
- A perda na resistência à fadiga no material X55CrMnNiN20 8 nitretado também pode ser atribuída à segregação de cromo nos contornos de grão em forma de carbonetos e nitretos, o que enfraquece a vizinhança e propicia nucleações de trinca precocemente;
- No caso do material X55CrMnNiN20 8, a perda na resistência à fadiga só não foi maior devido à grande tensão residual compressiva gerada na superfície nitretada, que tende a frear a propagação de trincas;
- Os pontos de nucleação de trincas por fadiga nos dois materiais estudados, na condição sem tratamento superficial são relacionados com suas microestruturas:
 - X45CrSi9 3 coincidente com um carboneto sub-superficial;
 - X55CrMnNiN20 8 coincidente com um ponto de oxidação superficial.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Em face aos resultados obtidos e às conclusões deste trabalho, o autor coloca as seguintes sugestões para o prosseguimento da presente pesquisa:

1. Estender esse estudo para ensaios de fadiga a temperaturas elevadas, mais próximas da real utilização destes materiais;
2. Estudar a propagação de trincas por fadiga nestes materiais a temperaturas de trabalho;
3. Estudar a influência de outros tratamentos térmicos possíveis nestes materiais para os mesmos recobrimentos;
4. Desenvolver novos tratamentos superficiais com menores coeficientes de atrito e que possuam pouca influência na vida em fadiga nas temperaturas

de utilização dos materiais estudados.

7 BIBLIOGRAFIA

MERLO, A. M. The contribution of the surface engineering to the product performance in the automotive industry – **Surface and Coatings Technology** 174-175, 21p-26p, 2003.

DEUTZ ENGINE 2; <http://www.youtube.com/watch?v=2QB7XPMELnA>; internet acessado em 11/09/2010 às 16:25h

BLADE, LUCKAS – Válvula (motor) - [http://pt.wikipedia.org/wiki/V%C3%A1lvula_\(motor\)](http://pt.wikipedia.org/wiki/V%C3%A1lvula_(motor)) - internet acessado em 20/08/2010 às 19:52h

SOUSA, R. G. de **Desenvolvimento de uma válvula dinamicamente controlável para motores de combustão interna**. Tese apresentada para a obtenção do título de Mestre em Ciência, em Mecatrônica, programa conjunto entre o Departamento de Engenharia Mecânica e o Departamento de Ciência da Computação da Universidade Federal da Bahia, Salvador, 2007.

SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS - SAE J775 – Engine Poppet valve Information Report – SAE International, Surface Vehicle Information Report – Pennsylvania, 2004.

LARSON, J. M., JERKINS, L. F., NARASIMHAN, S. L., BELMORE, J. E. Engine Valves – Design and Material Evolution – **Journal of Engineering for Gas Turbines and Power** – vol. 109, 355p-361p, 1987.

TAYLOR, C. F. The Internal Combustion Engine in Theory and Practice,

Combustion, Fuels, Materials, Design – Vol 2 - W. Hannover : The Massachussetts Institute of Technology, 521p-535p - 1977.

SILVEIRA, F. L. da - Máquinas térmicas à combustão interna de Otto e de Diesel; <http://www.if.ufrgs.br/fis183/textos/maquinas/maquinas.html>; Instituto de Física da UFRGS, acessado em 26/04/2010 às 15:27h

EATON - FEA Report – Report # 2009eng089 Eaton Italy, 2009

COSTA, A. L. V.; MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais** – 2ª Edição – São Paulo: Edgar Blücher, 2006.

CARPENTER TECHNOLOGY CORPORATION – CARPENTER STEEL DIVISION - Technical Memorandum – 21-2N, Brigerport Metallurgy, 1980.

LO, K. H.; SHEK, C. H.; LAI, J. K. L. Recent developments in stainless steels. Elsevier, **Materials Science and Engineering R 65**, 39p-104p, 2009.

HONG, H. U.; RHO, B. S.; NAM, S. W. Correlation of $M_{23}C_6$ precipitation morphology with grain boundary characteristic in austenitic stainless steels – **Material Science & Engineering**, 285p-292p, 2000.

SAUCEDO-MUÑOZ, M. L.; AVILA-DAVILA, E. O.; MELO-MAXIMO, D. V. Evaluation of toughness deterioration by an electrochemical method in na isothermally-aged N-containing austenitic stainless steel – **Materials Characterization 60**, 119p-124p, 2009.

SAUCEDO-MUÑOZ, M. L.; AVILA-DAVILA, E. O.; MELO-MAXIMO, D. V. Precipitation during aging in N-containing austenitic stainless steels - **Materials Characterization 60**, 829p-833p, 2009.

NARASIMHAN, S. L.; LARSON, J. M. Valve Gear wear and Materials – **SAE – Society of Automotive Engineers**, Inc 851497, 5.586p – 5.615p, 1986.

KRISHNARAJ, N.; IYER, K. J. L.; SUNDARESAN, S. Scuffing resistance of salt bath nitrocarburized medium carbon steel – **Wear** **210**, 237p-244p, 1997.

GOUMÉ, M.; BELMONTE, T.; REDJAÏMIA, A.; WEISBECKER, P.; FIORANI, J. M.; MICHEL, H. Thermodynamic and structural studies on nitrided Fe-1.62%Mn and Fe-0.56%V alloys. **Material and Science Engineering A**, 351, 23p-30p, 2003.

ASM HANDBOOK – **Heat Treatment, Volume 4**. ASM Committee, 1991.

CENTRE STEPHANOIS DE RECHERCHES MECANIQUES HYDROMECHANIQUE ET FROTTEMENT – Sursulf nitriding in nonpolluting salt bath – Ed. Sc. Et Techniques, Paris.

SHEN, Y. N.; OH, H. H.; LEE, D. N. Nitriding of steel in potassium nitrate salt bath. **Scripta Materialia** 53, 1345p-1349p, 2005.

BAUDIS, U.; PRIZEL, K. O.; GÜRICKE, O. von; FRANK, H. Untersuchungen zum Chemismus des Nitrocarburierens in Salzschnmelzen. Nitrieren Stickstoff im Randgefüge Mettalischer Werkstoff, 25p-34p, Aachen, 2002.

HERTZBERG, R. W. – **Deformation and Fracture Mechanics of Engeneering Materials** – 4th Edition – New Jersey –john Wiley & Sons Inc., 1996.

DÍAZ , N. E. V.; SCHACHERL, R. E.; ZAGONEL, L. F.; MITTELMEIJER, E.J. The influence of the microstructure on the residual stresses of nitrided iron-

chromium alloys. **Acta Materialia** **56**, 1196p-1208p, 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** **59**, 351p – 358p, 2008.

HERNANDEZ, M.; STAIA, M. H.; PUCHI-CABRERA, E. S. Evaluation of microstructure and mechanical properties of nitrided steels – **Surface & Coatings technology** **202**, 1935p – 1943p, 2008.

DOWLING, N. E. **Mechanical Behavior of Materials** - 3rd Edition, New Jersey: Pearson Education, Inc, 2007.

NASCIMENTO, M. P.; SOUZA, R. C.; PIGATIN, W. L.; VOORWALD, H. J. C. Effects of surface treatments on the fatigue strength of AISI 4340 aeronautical steel. **International Journal of Fatigue** **23**, 607p-618p, 2001.

NASCIMENTO, M. P.; VOORWALD, H. J. C.; TORRES, M. A. S.; SOUZA, R. C. Efeito do tratamento de shot peening no comportamento em fadiga do aço ABNT 4340 revestido com cromo duro sobre níquel químico – **Jornadas SAM 2000 – IV Coloquio Latinoamericano de Fractura y Fatiga**, 711p – 718p, 2000.

CARVALHO, A. L. M.; VOORWALD, H. J. C. Influence of shot peening and hard chromium electroplating on the fatigue strength of 7050-T7451 aluminum alloy – **International Journal of Fatigue** **29**, 1282p-1291p, 2007.

SOUZA, R. C.; NASCIMENTO, M. P.; VOORWALD, H. J. C.; PIGATIN, W. L. Análise da fadiga, corrosão e desgaste abrasivo do cromo duro eletrodepositado e revestido de carbeto de tungstênio por HVOF no aço ABNT 4340 – **Projeções** **v.19/20**, 59p-60p, 2002.

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

CARVALHO, A. L. M.; VOORWALD, H. J. C. The surface treatment influence on the fatigue crack propagation of Al 7050-T7451 alloy – **Materials Science and Engineering A** **505**, 31p-40p, 2009.

DENIS, J. K.; SUCH, T. E. **Nickel and Chromium Plating**. 1st Edition, England: Butterworth & Co Ltda, 1972.

NOGUEIRA, J. C. – Resistência Mecânica do Aço AMS-6414 (ABNT-4340), após desidrogenização em forno convencional, quando protegido com cromo duro e cádmio LHE (Low Hydrogen Embrittlement) – Tese apresentada para a obtenção do título de Mestre em Ciência, no curso de Engenharia Aeronáutica e Mecânica, na Área de Física e Química dos Materiais Aeroespaciais – São José dos Campos – 2003.

CARVALHO, A. L. M.; VOORWALD, H. J. C. Uma avaliação do comportamento em fadiga por flexão alternada da liga de alumínio 7050-T7451 revestida com cromo duro – uma possibilidade de recuperação de peças refugadas por usinagem – **17º CBECIMat – Congresso Brasileiro de Ciência dos Materiais**, 2006.

CALLISTER, JR. W. D. **Materials Science and Engineering an Introduction** - 6th Edition, Hoboken, John Wiley & Sons, Inc p. W-23 – W-25, 2003.

SCHIJVE, J. Fatigue of structures and materials in the 20th century and the state of the art. **International Journal of Fatigue**, v.25, n.8, p.679-702, 2003.

CHAN, K. Changes in fatigue life mechanism due to soft grains and hard particles – **International Journal of Fatigue** **32**, 526p – 534p, 2010.

CHAN, K. Roles of microstructure in fracture crack initiation – **International Journal of Fatigue** **32**, 1428p-1447p, 2010.

DIETER, G. E. JR. **Mechanical Metallurgy** – International Student Edition, McGraw-Hill Book Company, 296p-332p, 1961.

ASM HANDBOOK - Fractography, Volume 12. ASM Handbook Committee, 1987.

JAVIDI, A.; RIEGER, U.; EICHLESEDER, W. The effect of machining on the surface integrity and fatigue life - **International Journal of fatigue** **30**, 2050p-2055p, 2008.

PASTOUKHOV, V. A.; VOORWALD, H. J. C. **Introdução à Mecânica da Integridade Estrutural**. 1ª Edição – São Paulo: Editora UNESP, 1995.

YU, Z. W.; XU, X. L. Failure analysis and metallurgical investigation of Diesel engine exhaust valves – **Engineering Failure Analysis** **13**, 673p-683p, 2006.

WEGST, C. W. **STAHLSCYLÜSSEL**, 219p , Verlag Stahlschlüssel Wegst GmbH & Co, 1980.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM E466 - Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials - E 466 – 96 (Reapproved 2002).

ZHANG, J.; LU, L.; CUI, G.; SHEN, X.; YI, H.; ZHANG, W. Effect of process temperature on the microstructure and properties of gas oxynitrocarburized 35CrMo alloy steel - **Materials and Design** **31**, 2654p-2658p, 2010.

AKBARI, A.; MOHAMMADZADEH, R.; TEMPLIER, C.; RIVIERE, J. P. Effect of the initial microstructure on the plasma nitriding behavior of AISI M2 high speed steel - **Surface & Coatings Technology** **204**, 4114p-4120p, 2010.

COISSE, R. Relatório de validação em teste veicular - RELAB 18/09, Admissão e Escape – processo Sursulf TS/HEF – Eaton South America, 2009

XU, X.; WANG, L.; YU, Z.; HEI, Z. A comparative study on microstructure of the plasma-nitrided layers on austenitic stainless steel and pure Fe. **Surface & Coatings Technology** **192**, 220p-224p, 2005.

RAMAN, S. G.; JAYAPRAKASH, M. Influence of Plasma Nitriding on plain fatigue and fretting fatigue behavior of AISI 304 austenitic steel. Science Direct **Surface & Coatings Technology** **201** – 5906p-5911p, 2007.

COISSE, R. Relatório de Análise de falha - RELAB 40/09, Admissão – Eaton South America, 2009.

COISSE, R. Relatório de Análise de falha - RELAB 63/09, Admissão – Eaton South America, 2009.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4a edição – São Paulo: Editora Blücher, 2008.

SHI, F.; WANG, L.; CUI, W.; LIU, C. Precipitations kinetics of Cr₂N in nitrogen austenitic stainless steel - **Journal of Iron and Steel Research**,

International, 15 (6), 72p-77p, 2008.

LEE, T.; OH, C.; LEE, C. G.; KIM, S.; TAKAKI, S. Precipitation of sigma phase in high nitrogen austenitic 18Cr-18Mn-2Mo-0.9N stainless steel during thermal aging - **Scripta Materialia** **50**, 1325p-1328p, 2004.

SAUCEDO-MUÑOZ, M.; LOPEZ-HIRATA, V. M.; AVILA-DAVILA, E. O.; MELO-MAXIMO, D. V. Precipitation in N-containing austenitic stainless steels - **Materials Characterization** **60**, 829p-833p, 2009.

BARAGETTI, S.; LA VECCHIA, G. M.; TERRANOVA, A. Fatigue behavior and FEM modeling of thin coated components – **International Journal of Fatigue** **25**, 1229p-1238p, 2003.