

UNESP
Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá

Guaratinguetá
2011

RAFAEL GUSTAVO BONORA

FADIGA E CORROSÃO DO AÇO INOXIDÁVEL CUSTOM 465
DE APLICAÇÃO AERONÁUTICA

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-orientadora: Prof^a. Dr^a. Maria Odila Hilário Cioffi

Guaratinguetá
2011

B719f Bonora, Rafael Gustavo
Fadiga e corrosão do aço inoxidável Custom 465 de aplicação aeronáutica / Rafael Gustavo Bonora – Guaratinguetá : [s.n.], 2011.
100 f. : il.
Bibliografia: f. 93-100

Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2011.
Orientador: Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald
Co-orientadora: Prof^a. Dr^a. Maria Odila Hilário Cioffi

1. Fadiga 2. Aço – corrosão I. Título


CDU 620.178.3

RAFAEL GUSTAVO BONORA

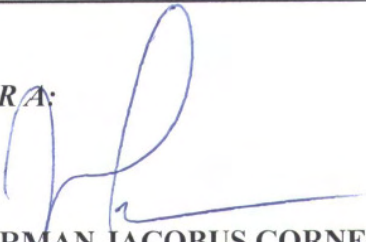
ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”

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 CORNELIS VOORWALD
Orientador / Unesp-Feg


Prof. Dr. CARLOS FREDERICO DE OLIVEIRA GRAEFF
Unesp-Feg


Prof. Dr. CARLOS DE MOURA NETO
ITA/CTA

Fevereiro de 2011

DADOS CURRICULARES

RAFAEL GUSTAVO BONORA

NASCIMENTO	04.06.1985 – NOVA EUROPA / SP
FILIAÇÃO	José Aparecido Bonora Carmen Hartmann Bonora
2004/2008	Curso de Graduação em Engenharia de Materiais Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.
2009/2011	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Mestrado, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.

Dedico este trabalho a toda minha família, em especial aos meus pais e irmã, a quem devo tudo que sou e que me mostraram os caminhos dos valores éticos e morais.

Dedico também a minha namorada Adriana Dias Vidal, pela compreensão e carinho.

AGRADECIMENTOS

A realização deste trabalho só foi possível em virtude da colaboração direta e indireta de muitas pessoas. Manifesto minha gratidão a todas, e especialmente:

ao meu orientador Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald, e minha co-orientadora Prof. Dr^a. Maria Odila Hilário Cioffi, por todo empenho, sabedoria, compreensão e, acima de tudo, exigência;

ao Grupo de Fadiga e Materiais Aeronáuticos do Departamento de Materiais e Tecnologia, FEG - UNESP, em destaque a Dr^a. Midori Yoshikawa Pitanga Costa, pelo auxílio e troca de informações que foram valiosas para a realização desse projeto;

aos meus amigos, em especial Thiago Alexandre Minto, Lucas F. C. Maciel e Gilson Silva Junior, pelo companheirismo de muitos anos e muitas risadas;

aos alunos de iniciação científica, colaboradores deste trabalho, Renan Tavares Ruy, Felipe da Silva Barros e Mariane Cardoso Meza;

à ELEB Equipamentos Ltda., pelo fornecimento dos materiais e tratamentos essenciais para realização deste trabalho;

à Behr Brasil Ltda., pela realização do ensaio de corrosão em névoa salina;

ao técnico Manoel Francisco dos Santos, do Departamento de Materiais e Tecnologia, FEG - UNESP, que sem sua ajuda seria impossível a realização dos ensaios de fadiga;

ao DEMAR - FAENQUIL, pela realização da análise química;

ao INPE, em nome de Maria Lucia Brison de Mattos, pela realização das microscopias eletrônicas de varredura;

à República Mocó, lugar que habitei por 7 anos e conquistei amigos inesquecíveis;

à minha família, José Aparecido Bonora, Carmen Hartmann Bonora, Araceli Cristina Bonora e minha namorada Adriana Dias Vidal por tudo que fizeram por mim.

Este trabalho contou com apoio da seguinte entidade:

- FAPESP - pelo contrato 2009/04699-3.

"Há homens que lutam um dia e são bons.
Há outros que lutam um ano e são melhores.
Há os que lutam muitos anos e são muito bons.
Porém, há os que lutam a vida toda.
Esses são os imprescindíveis."

Bertolt Brecht
(poema "Os que lutam")

BONORA, R. G. **Fadiga e corrosão do aço inoxidável Custom 465 de aplicação aeronáutica**. 2011. 99f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

RESUMO

No desenvolvimento de materiais para aplicação aeronáutica estrutural, como no caso de componentes de trens de pouso, deve-se considerar que os mesmos serão submetidos a carregamentos cíclicos. Em especial, estudar a fadiga dos materiais é um parâmetro fundamental. Além disso, para o trem de pouso em operação, o estudo da corrosão é fundamental, principalmente quando se pretende utilizar novos materiais.

Atualmente, materiais de alta resistência mecânica, como o aço ABNT 4340, são utilizados em diversos componentes. Devido à necessidade de alta resistência ao desgaste e à corrosão, os componentes são geralmente revestidos por cromo duro e cádmio, respectivamente. Esses tratamentos produzem resíduos, como o Cr^{+6} e cianetos, por exemplo, gerados após a aplicação dos revestimentos. Este projeto teve origem na necessidade da indústria aeronáutica nacional em reduzir o uso de materiais revestidos com cromo ou cádmio eletrodepositado que geram resíduos nocivos à saúde e ao meio ambiente. O material escolhido foi o aço inoxidável Custom 465, também de uso aeronáutico, pois apresenta alta resistência mecânica. Considerando os esforços sofridos pelo eixo da roda do trem de pouso, o Custom 465 foi ensaiado em fadiga axial e corrosão em névoa salina. O objetivo é comparar o comportamento do Custom 465 com o do aço ABNT 4340 cadmiado. São também analisados os resultados obtidos em microscopia óptica, para análise microestrutural, e microscopia eletrônica de varredura, para análise fractográfica.

PALAVRAS-CHAVE: Fadiga, corrosão, Custom 465, cromo eletrodepositado, ABNT 4340

BONORA, R. G, **Fatigue and corrosion in Custom 465 stainless steel for aeronautic application**. 2011. 99f. Dissertation (Master's Degree in Mechanical Engineering) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

ABSTRACT

Considering material development for landing gear aircraft structural components, it should be considered that cyclic loading occurs. One important parameter for design is the fatigue of materials. The study of corrosion is also fundamental specially in the case of new materials application. Currently, high strength materials, especially AISI 4340 steel, are widely used as landing gear components. Due to the high resistance to wear and corrosion requirements, components are usually coated with hard chromium or cadmium. Treatments can produce wastes such as cyanide and Cr^{+6} , for example, generated after the application hard chromium and cadmium coatings, which are harmful to health and environment. This project was originated from the national aircraft industry requirements to reduce the use of coated materials with electroplated chromium or cadmium that produce waste, which is harmful to health or the environment. The selected material is a Custom 465 stainless steel used in the aeronautical field due to its high mechanical strength. Considering the load sustained by the wheel axis of the landing gear, the Custom 465 is tested in axial fatigue and corrosion. The objective is to compare the behavior of the Custom 465 with plated AISI 4340 steel coated with cadmium. Fractographic analysis was conducted using optical and scanning electron microscopy.

KEYWORDS: Fatigue, corrosion, Custom 465, electroplated chromium, AISI 4340.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Trem de pouso ELEB (cortesia ELEB).	18
Figura 2 - (a) e (b) Efeitos do <i>shot peening</i> em superfície metálica (adaptado de SIQUEIRA, 2002).	28
Figura 3 - Equipamento para determinação do parâmetro Almen (ROCHA, 2005).....	30
Figura 4 - Representação de um carregamento de fadiga cíclico de amplitude constante (PADILHA, 2004; HERTZBERG, 1995).	36
Figura 5 - Representação de um carregamento de fadiga cíclico de amplitude não constante (PADILHA, 2004; HERTZBERG, 1995).	38
Figura 6 - Típica curva S - N de ligas ferrosas e não ferrosas e limite de fadiga (MAGNABOSCO, 2001; SCHIJVE, 2003).	41
Figura 7 - Representação de uma fratura por fadiga, com distinção da nucleação, propagação e ruptura final (adaptado de MEYERS; CHAWLA, 1999).	46
Figura 8 - Aspecto macroscópico de uma superfície de fratura por fadiga (SOUZA, 1982).	47
Figura 9 - Representação esquemática da propagação de uma trinca por fadiga em metais policristalinos (adaptado de CAMARGO, 1995).	49
Figura 10 - Fractografia da estria de fadiga na liga de alumínio forjado (ASM, 2002).	50
Figura 11 - Representação de fraturas de fadiga do ponto de vista microscópico: (a) alveolar; (b) clivagem; (c) quase clivagem; (d) intergranular (CALLISTER, 2000; ASM, 2002).	51
Figura 12 - Ilustração de linhas e bandas de escorregamento produzidas por um carregamento monotônico (adaptado de SCHIJVE, 2003).	53
Figura 13 - Bandas de escorregamento: (a) solicitação monotônica; (b) solicitação de fadiga (adaptado de SCHIJVE, 2003).	54
Figura 14 - Representação esquemática do tratamento térmico do aço inoxidável Custom 465 (elaborado pelo autor).	57
Figura 15 - Representação esquemática do tratamento térmico do aço ABNT 4340 (elaborado pelo autor).	58

Figura 16 - Equipamento portátil para análise de tensões RAYSTRESS®.....	61
Figura 17 – Equipamento utilizado para a o ensaio de microindentação.....	62
Figura 18 - Dimensões do corpo de prova para o ensaio de fadiga.....	63
Figura 19 - Equipamento de ensaios universal, modelo Instron 8801.	63
Figura 20 - Equipamento para ensaio de corrosão em névoa salina.	65
Figura 21 - Microestrutura do aço ABNT 4340. Nital 2%. Ampliação 400x.....	67
Figura 22 - Diagrama de transformação isotérmica para o aço ABNT 4340 (CALLISTER, 2000).....	68
Figura 23 - Microestrutura do aço inoxidável Custom 465. Reagente Marble. Ampliação 400x.....	69
Figura 24 - Perfil dos valores de microdureza do aço ABNT 4340.....	70
Figura 25 - Perfil dos valores de microdureza do aço inoxidável Custom 465.	71
Figura 26 - Curva S - N para o aço ABNT 4340: R = -1; f = 10Hz.....	73
Figura 27 - Superfície de fratura do aço ABNT 4340 metal base, $\sigma = 949,89$ MPa, 107.203 ciclos: (a) 200x; (b) 1.000x e (c) 3.500x.....	75
Figura 28 - Superfície de fratura do aço ABNT 4340 com <i>shot peening</i> , $\sigma = 1.147,18$ MPa, 127.507 ciclos: (a) 350x; (b) 1.000x e (c) 2.000x.....	76
Figura 29 - Superfície de fratura do aço ABNT 4340 com <i>shot peening</i> revestido por cádmio, $\sigma = 949,89$ MPa, 151.145 ciclos: (a) 15x; (b) 50x; (c) 50x; (d) 2.000x e (e) 2.000x.....	77
Figura 30 - Continuação.....	78
Figura 31 - Curva S - N para o aço inoxidável Custom 465: R = -1; f = 10Hz.	80
Figura 32 - Superfície de fratura do aço inoxidável Custom 465 metal base. $\sigma = 707,28$ MPa, 141.810 ciclos: (a) 15x; (b) 200x; (c) 500x; (d) 2.000x e (e) 10.000x.....	81
Figura 33 - Continuação.....	82
Figura 34 - Superfície de fratura do aço inoxidável Custom 465 metal base com tratamento de <i>shot peening</i> , $\sigma = 902,92$ MPa, 232.401 ciclos: (a) 15x; (b) 200x; (c) 500x; (d) 2.000x e (e) 2.000x.....	83
Figura 35 - Continuação.....	84
Figura 36 - Gráfico tensão residual (MPa) x profundidade (mm): aço ABNT 4340 e aço ABNT 4340 com <i>shot peening</i>	86

Figura 37 - Gráfico tensão residual (MPa) x profundidade (mm): aço ABNT 4340 com <i>shot peening</i> revestido com cádmio.	86
Figura 38 - Gráfico tensão residual (MPa) x profundidade (mm): aço inoxidável Custom 465 sem <i>shot peening</i>	88
Figura 39 - Gráfico tensão residual (MPa) x profundidade (mm): aço inoxidável Custom 465 com <i>shot peening</i>	88

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Métodos de medições de tensão residual (adaptado de CAMARGO, 2007).	32
Tabela 2 - Terminologia, definição e relação entre os parâmetros de um carregamento cíclico de fadiga (PADILHA, 2004; HERTZBERG, 1995).....	37
Tabela 3 - Diferentes modalidades de solicitações de fadiga.....	39
Tabela 4 - Composição química do aço inoxidável Custom 465 segundo a especificação AMS 5936.....	56
Tabela 5 - Propriedades mecânicas do Custom 465 segundo a especificação AMS 5936.	57
Tabela 6 - Composição química do aço ABNT 4340 segundo especificação AMS 6414.	58
Tabela 7 - Propriedades mecânicas do aço ABNT 4340 após tratamento térmico.	59
Tabela 8 - Parâmetros utilizados na cadmiagem.	60
Tabela 9 - Valores de microdureza do aço ABNT 4340.	70
Tabela 10 - Valores de microdureza do aço inoxidável Custom 465.....	71
Tabela 11 - Resultados dos ensaios de fadiga axial do aço ABNT 4340.....	72
Tabela 12 - Resultados dos ensaios de fadiga axial do aço inoxidável Custom 465. ...	79
Tabela 13 - Comparação da resistência à fadiga do aço ABNT 4340 e do aço inoxidável Custom 465.....	84
Tabela 14 - Tensões residuais - resultados gerais para o aço ABNT 4340.....	85
Tabela 15 - Tensões residuais - resultados gerais para o aço inoxidável Custom 465.	87
Tabela 16 - Teste de corrosão em névoa salina para os aços ABNT 4340 metal base, ABNT 4340 revestido por cádmio e inoxidável Custom 465 metal base.	90

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	-	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	-	<i>American Iron and Steel Institute</i>
ASM	-	<i>American Society for Metals</i>
ASTM	-	<i>American Society for Testing and Materials</i>
SAE	-	<i>Society of Automotive Engineers</i>
PSB	-	<i>Persistent Slip Band</i>

LISTA DE SÍMBOLOS

$\sigma_{\text{máx}}$	Tensão máxima	<i>MPa</i>
$\sigma_{\text{mín}}$	Tensão mínima	<i>MPa</i>
$\Delta\sigma$	Intervalo de tensão	<i>MPa</i>
σ_m	Tensão média	<i>MPa</i>
σ_a	Amplitude de tensão	<i>MPa</i>
R	Razão de carga	<i>adimensional</i>
K	Constância de carga	<i>MPa</i>

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	18
2 OBJETIVO	21
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	22
3.1 Aço inoxidável.....	22
3.1.1 Classificação dos aços inoxidáveis.....	25
3.2 Tratamentos superficiais.....	27
3.2.1 <i>Shot Peening</i>	27
3.3 Tensão residual	30
3.4 Fadiga cíclica.....	32
3.4.1 Conceitos	32
3.4.2 Histórico	34
3.4.3 Solicitações de fadiga	35
3.4.3.1 Modalidades de solicitações de fadiga	38
3.4.4 Curva de Wöhler ou Curva S – N.....	40
3.4.5 Fratura por fadiga	43
3.4.6 Formação de trincas de fadiga	51
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	56
4.1 Materiais	56
4.1.1 Aço inoxidável Custom 465	56
4.1.2 Aço ABNT 4340.....	57
4.1.3 Cadmiagem.....	59
4.2 Métodos	60
4.2.1 Tratamentos superficiais.....	60
4.2.1.1 <i>Shot peening</i>	60
4.2.2 Tensão residual	61
4.2.3 Ensaios Mecânicos	62
4.2.3.1 Ensaio de microdureza	62
4.2.3.2 Ensaio de fadiga axial.....	63
4.2.4 Ensaio de resistência à corrosão em névoa salina.....	64

4.2.5 Microscopia óptica	65
4.2.5.1 Preparação metalográfica	65
4.2.6 Microscopia eletrônica de varredura	66
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	67
5.1 Microestrutura	67
5.1.1 Aço ABNT 4340.....	67
4.1.2 Aço inoxidável Custom 465	68
5.2 Ensaio de microindentação.....	70
5.2.1 Aço ABNT 4340.....	70
4.2.2 Aço inoxidável Custom 465	71
5.3 Ensaio de fadiga axial.....	72
5.3.1 Aço ABNT 4340.....	72
5.3.2 Aço inoxidável Custom 465	78
5.3.3 Comparação entre o aço ABNT 4340 e o aço inoxidável Custom 465.....	84
5.4 Análise da Tensão Residual.....	85
5.4.1 Aço ABNT 4340.....	85
5.4.2 Aço inoxidável Custom 465	87
5.5 Ensaio de corrosão em névoa salina.....	89
6 CONCLUSÃO.....	92
BIBLIOGRAFIA CONSULTADA.....	93

1 INTRODUÇÃO

Antes da Primeira Guerra Mundial, as estruturas aeronáuticas eram construídas basicamente por tecidos e madeira, que, por suas características de anisotropia, absorção de umidade, instabilidade dimensional e vulnerabilidade, favoreceram o desenvolvimento de outros materiais, principalmente materiais de alta resistência mecânica (CARVALHO, 1999; GUIMARÃES, 1994; PEEL, 1986).

Para o projeto de um avião, deve ser considerada uma sequência repetida de operações que consiste basicamente em quatro fases: taxiamento no aeroporto, decolagem, vôo de cruzeiro (civil) ou operacional (militar) e aterrissagem.

Conhecidas as fases, o projeto deve levar em consideração partes distintas do avião. Essa distinção é necessária, uma vez que são empregados diferentes critérios para seleção de material em diferentes partes do avião.

Algumas das partes mais críticas da estrutura de um avião são as asas, a fuselagem e o trem de pouso (GODEFROID, 1993), Figura 1.

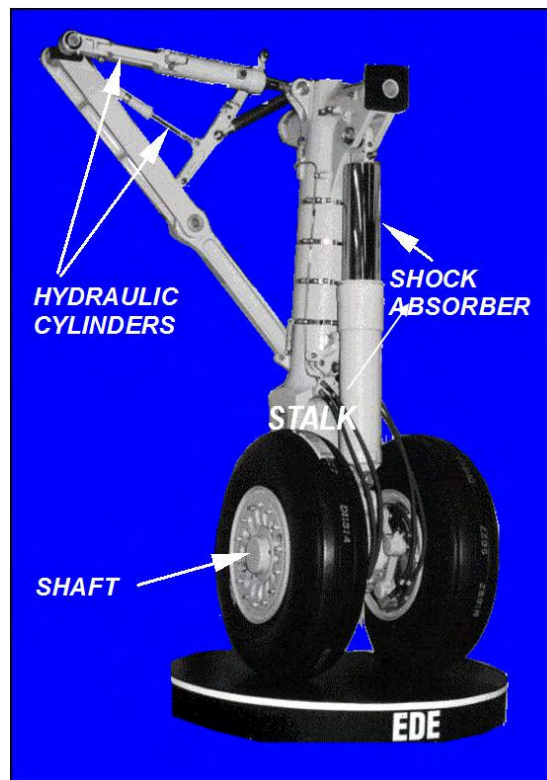


Figura 1 - Trem de pouso ELEB (cortesia ELEB).

O trem de pouso é submetido a elevadas tensões tanto na decolagem, devido ao peso da aeronave e do combustível, como na aterrissagem, quando toca o chão devido ao peso e ao impacto.

Os materiais metálicos submetidos a carregamentos variáveis podem falhar sob tensões inferiores às necessárias para o carregamento estático. Essas falhas são chamadas de falhas por fadiga. São falhas repentinas e ocorrem sem que haja indicação prévia de sua ocorrência (DIETER, 1988).

A severidade do meio em que atuam os trens de pouso e o carregamento cíclico a que estão submetidos tornam a caracterização em fadiga importante para garantir a durabilidade e segurança do componente (TORRES, 2002; VOORWALD, 2005).

As falhas repentinas que ocorrem sobre componentes estruturais, sem deformação plástica macroscópica, representam um grave problema porque podem atingir proporções catastróficas.

De um modo geral, a falha de um componente é resultado da ação isolada ou combinada dos seguintes fatores (CAMARGO, 2007):

- projeto inadequado;
- processos de fabricação inadequados;
- manutenção incorreta ou insuficiente;
- tensões em serviços acima das esperadas;
- influência do meio;
- fragilização durante a fabricação ou operação;
- fadiga devido a cargas cíclicas ou carregamento dinâmico;
- utilização de materiais de alta resistência, o que acentua os fatores anteriores.

Estima-se que cerca de 90% das falhas em serviço dos componentes que sofrem movimento, podem ser atribuídos ao fenômeno de fadiga (CAMARGO, 2007).

Atualmente, materiais de alta resistência mecânica, como o aço ABNT 4340, são revestidos por cromo duro ou cádmio, com a finalidade de aumentar a resistência ao desgaste e a corrosão, respectivamente.

Entretanto, os processos de eletrodeposição do cromo e do cádmio produzem como resíduos íons de cromo no estado hexavalente (Cr^{+6}) e cianetos, respectivamente. Ambos são prejudiciais à saúde e ao meio ambiente.

O presente trabalho foi desenvolvido dentro de uma parceria entre o Grupo de Pesquisa “Fadiga e Materiais Aeronáuticos” do Departamento de Materiais e Tecnologia da Universidade Estadual Paulista (UNESP), campus de Guaratinguetá e a empresa ELEB Equipamentos Ltda.. As características técnicas e científicas do trabalho têm como base as tecnologias de processo da ELEB, com critérios de projeto de vida segura.

2 OBJETIVO

O objetivo principal da pesquisa é estudar a viabilidade de substituição do aço ABNT 4340 revestido por cádmio, aplicado em eixo de roda de trem de pouso dos aviões da EMBRAER, pelo aço inoxidável aeronáutico Custom 465 passivado, uma vez que a eletrodeposição do cádmio gera resíduos nocivos à saúde e ao meio ambiente.

Este trabalho está dividido em seis capítulos, sendo eles: introdução, objetivo, revisão bibliográfica, materiais e métodos, resultados e discussões e conclusão.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aço inoxidável

Os aços inoxidáveis são ligas de ferro e cromo com um mínimo de 12% de cromo. Outros elementos metálicos também integram essas ligas, mas o cromo é considerado o elemento mais importante por ser responsável pela elevada resistência à corrosão dos aços inoxidáveis (ASM, 1994).

Os aços inoxidáveis foram descobertos por acaso. Em 1912, o inglês Harry Brearly estudava uma liga Fe-Cr (13%) e, durante algumas observações metalográficas, verificou que a liga fabricada resistia à maior parte dos reagentes que se utilizavam na época em metalografia. Brearly deu o nome à liga, chamando-a de "*stainless steel*" que significa "aço que não mancha". Um ano mais tarde na Alemanha, Eduard Maurer estudava uma liga Fe-Cr que continha, além dos elementos da liga de Brearly, cerca de 8% Ni e observou que a liga resistiu vários meses a vapores agressivos do laboratório no qual trabalhava (TABECHERANI, 1996).

Sabe-se hoje em dia que os aços descobertos por eles eram os conhecidos AISI 420 (martensítico) e o AISI 302 (austenítico) respectivamente. Era um pouco difícil de compreender na época, que com o aquecimento de duas ligas em altas temperaturas (1.000°C) e resfriando-as rapidamente, obtinham-se duas ligas completamente diferentes, uma com alta dureza (AISI 420) e outra com ótima ductilidade (AISI 302). A partir desse período, os aços inoxidáveis evoluíram muito, principalmente em função da indústria petrolífera, aeronáutica, de criogenia e até mesmo devido à 2ª Guerra Mundial (TABECHERANI, 1996; SOUZA, 1989).

A expressão aço inoxidável, como é usualmente conhecido, passa a idéia de um material que não se corrói mesmo quando submetido aos ambientes mais agressivos. Na verdade, esse tipo de aço apresenta uma maior resistência à corrosão, principalmente quando submetido em meio ou agente agressivo. Apresenta também uma maior resistência à oxidação para altas temperaturas, em relação a outras classes de aços, quando, neste caso em particular, recebe a denominação de aço refratário. A resistência à oxidação e à corrosão do aço inoxidável deve-se principalmente à

presença do cromo, que a partir de uma determinada concentração e em contato com o oxigênio, permite a formação de uma finíssima película de óxido de cromo sobre a superfície do aço, que é impermeável e insolúvel nos meios corrosivos usuais. Esse fenômeno é conhecido como passivação (SOUZA, 1989).

O fenômeno da passivação é estudado há muitos anos e existem diversas interpretações sobre o mesmo. Os filmes passivos são extraordinariamente finos (nos aços inoxidáveis são filmes de uma espessura aproximada de 0,003 a 0,005 μm). Isso cria grandes dificuldades para uma interpretação definitiva sobre a forma e a natureza dos mesmos (BAROUX, 2000).

Sabe-se que a formação desses filmes é favorecida pela presença de meios oxidantes. A primeira experiência foi realizada há aproximadamente 160 anos, feita com aço carbono (nessa época não havia aços inoxidáveis) em meios nítricos. Uma amostra de aço carbono, colocada em um béquer com ácido nítrico diluído, era atacada rapidamente, o que se manifestava pela produção de vapores nitrosos. Outra amostra idêntica colocada em outro béquer com ácido nítrico concentrado não era atacada. Se nesse mesmo béquer, adicionava-se água diluindo o ácido nítrico concentrado até que ficasse com a mesma concentração do ácido nítrico diluído do primeiro béquer, o aço carbono continuava sem ser atacado (CARBÓ, 2001).

A única diferença que existia entre a primeira amostra (atacada pelo ácido nítrico diluído) e esta última era que esta havia permanecido durante um certo tempo em ácido nítrico concentrado. Assim, chegou-se à conclusão que, provavelmente, o ácido nítrico concentrado havia formado um filme sobre a superfície do aço e que este o protegia de um ataque posterior com ácido nítrico diluído. Para demonstrar que era um filme, riscaram a amostra e, imediatamente, o desprendimento de vapores nitrosos provenientes da parte riscada mostrou novamente a existência do ataque com ácido nítrico diluído (CARBÓ, 2001).

A passivação, como pode se notar pela experiência, não é um fenômeno exclusivo dos aços inoxidáveis. A maioria dos metais forma filmes passivos e, de uma maneira geral, pode-se afirmar que, quanto mais oxidável é um metal, tanto maior é a sua tendência para formar tais filmes (CARBÓ, 2001).

Até poucos anos, predominou a idéia de que esses filmes eram óxidos dos metais

(ou óxidos hidratados). No caso dos aços inoxidáveis o filme era constituído por um óxido de cromo, o elemento mais facilmente oxidável das ligas Fe-Cr. O filme passivo poderia se formar, inclusive, para muitos estudiosos deste assunto, pela reação espontânea entre o cromo e o oxigênio do ar. Porém, existem objeções a esse ponto de vista. Uma barra de aço carbono, colocada em um deserto, em uma atmosfera sem umidade e com temperaturas elevadas, não se oxida. No entanto, a mesma barra, submersa em água previamente desoxigenada por adição de nitrogênio sofre oxidação (CARBÓ, 2001; UHLIG, 1985).

O filme passivo dos aços inoxidáveis é muito fino e aderente. Os filmes formados em meios oxidantes (como é o caso do ácido nítrico, frequentemente utilizado em banhos de decapagem) são mais resistentes. Os aços inoxidáveis formam e conservam filmes passivos em uma grande variedade de meios, o que explica a elevada resistência à corrosão desses materiais e a grande quantidade de alternativas que existe para a sua utilização (UHLIG, 1985).

Em geral, os aços inoxidáveis apresentam uma boa resistência à corrosão em meios oxidantes, que facilitam a formação e a conservação dos filmes passivos. A resistência à corrosão desses materiais é fraca em meios redutores, que não possibilitam a formação destes filmes (ASM, 1987).

Os aços inoxidáveis são, basicamente ligas ferro-cromo; outros metais atuam como elementos de liga, mas o cromo é o mais importante e sua presença é indispensável para se conferir a resistência à corrosão desejada. Outros elementos podem estar presentes, como o níquel, molibdênio, nióbio e titânio, em proporções que caracterizam a estrutura, as propriedades mecânicas e o comportamento final em serviço do aço inoxidável (SOUZA, 1989; SILVA, 2006).

A adição de cromo provoca uma mudança na estrutura do material apresentando uma melhora nas características de ductilidade, resistência mecânica a quente e na soldabilidade. O níquel promove um aumento na resistência a corrosão de uma maneira geral. Portanto, o cromo e o níquel constituem os elementos primordiais dos aços inoxidáveis (SOUZA, 1989; SILVA, 2006).

3.1.1 Classificação dos aços inoxidáveis

Sabe-se que os aços inoxidáveis são ligas Fe-Cr e a adição de outros elementos permite formar um extenso conjunto de materiais. Nos aços inoxidáveis, dois elementos se destacam: o cromo, sempre presente, por seu importante papel na resistência à corrosão, e o níquel, por sua contribuição na melhoria das propriedades mecânicas (CARBÓ, 2001).

Mesmo existindo diferentes classificações, pode-se, em princípio, dividir os aços inoxidáveis em dois grandes grupos: a série 400 e a série 300 (ASM, 1985).

A série 400 é a dos aços inoxidáveis ferríticos, aços magnéticos com estrutura cúbica de corpo centrado, basicamente ligas Fe-Cr. Os aços inoxidáveis da série 400 podem ser divididos em dois grupos: os ferríticos propriamente ditos, que em geral apresentam o cromo mais alto e o carbono mais baixo, e os martensíticos, nos quais predomina um cromo mais baixo e um carbono mais alto, comparando-os com os ferríticos (ASM, 1985).

A série 300 é a dos aços inoxidáveis austeníticos, aços não magnéticos com estrutura cúbica de face centrada, basicamente ligas Fe-Cr-Ni (ASM 1985).

Os aços inoxidáveis são classificados em três grupos de acordo com a microestrutura básica formada: martensíticos, ferríticos e austeníticos (SCHWEITZER, 1996).

Nos aços inoxidáveis martensíticos, o carbono está em uma determinada concentração que permite a transformação de ferrita em austenita em altas temperaturas. Durante o resfriamento a austenita transforma-se em martensita, que é uma fase rica em carbono, frágil e muito dura. Esses aços são fabricados e comercializados pela indústria siderúrgica no estado recozido, com estrutura ferrítica, baixa dureza e boa ductilidade. Somente depois de um tratamento térmico de têmpera alcançam uma estrutura martensítica sendo muito duros e pouco dúcteis. É nesta condição que os aços inoxidáveis são resistentes à corrosão (CARBÓ, 2001).

Entre os aços inoxidáveis martensíticos o mais conhecido é o aço 420, com pouco mais de 12% Cr e aproximadamente 0,35% C (RAJASEKHAR, 2008).

No estado recozido, ferrítico, o aço 420 não possui boa resistência à corrosão atmosférica. Isso se deve à operação de recozimento que é realizada a uma temperatura próxima aos 760°C, temperatura na qual o carbono e o cromo, presentes no aço, combinam-se para formar carboneto de cromo, que precipita. Cada molécula de carboneto de cromo precipitada possui, em peso, aproximadamente 95% Cr. Como o aço 420 tem muito carbono e pouco cromo (quando comparado com outros inoxidáveis), praticamente a metade de cromo do aço 420 acaba sendo precipitada e retirada da solução sólida.

Nessa condição, o material não resiste à corrosão atmosférica. Assim, o aço inoxidável 420 (e todos os martensíticos) tem que sofrer a operação da têmpera, que transforma a ferrita em austenita e a esta última em martensita durante o resfriamento. Na condição temperados, o carbono forma parte da fase martensítica e não está disponível para ser precipitado como carboneto de cromo. Somente depois de temperados esses materiais passam a ter resistência à corrosão. Apresentam trabalhabilidade inferior às demais classes, assim como a soldabilidade, especialmente com carbono mais elevado, devido à formação de martensita no resfriamento (RAJASEKHAR, 2008; SILVA, 2006).

Os aços inoxidáveis ferríticos contêm, em geral, uma concentração de cromo superior à dos aços inoxidáveis martensíticos. Isso melhora a resistência à corrosão, mas em parte sacrifica outras propriedades, como a resistência ao impacto. Esses aços, após resfriamento rápido de alta temperatura, apresentam uma estrutura macia e tenaz, altamente homogênea, conhecida como ferrítica. Eles contêm cerca de 16 a 30% Cr em sua composição. Não podem ser endurecidos por tratamento térmico e são basicamente usados na condição de recozido. O mais popular dos aços ferríticos é o 430. Com cromo superior a 16%, é um material com ótima resistência à corrosão (CARBÓ, 2001; SILVA, 2006).

Os aços inoxidáveis ferríticos possuem uma maior trabalhabilidade e maior resistência à corrosão que os aços martensíticos devido ao maior teor de cromo. Os aços ferríticos apresentam boas propriedades físicas e mecânicas e são efetivamente resistentes à corrosão atmosférica e a soluções fortemente oxidantes. As aplicações principais são aquelas que exigem boa resistência à corrosão, ótima aparência

superficial e requisitos mecânicos moderados. Apresentam tendência ao crescimento de grão após soldagem, particularmente para seções de grande espessura, experimentando certas formas de fragilidade (SCHWEITZER, 1996; SILVA, 2006).

Os aços inoxidáveis austeníticos, dos quais o 304 (18% Cr - 8% Ni) é o mais popular, têm excelente resistência à corrosão, excelente ductilidade e excelente soldabilidade. A adição de níquel como elemento de liga, em determinadas concentrações, permite transformar a estrutura ferrítica em austenítica e isso tem como consequência uma grande mudança em muitas propriedades. Outros elementos como molibdênio, titânio e nióbio, se adicionados podem melhorar a resistência à corrosão e minimizar a corrosão intergranular por estabilização dos carbonetos presentes (SILVA, 2006).

Dos três grupos, os aços 304 são os que apresentam maior resistência à corrosão, além de combinar baixo limite de escoamento com alta resistência à tração e bom alongamento, oferecendo as melhores propriedades para trabalho a frio. Não podem ser endurecidos por tratamento térmico, mas a resistência à tração e a dureza característica podem ser aumentadas por encruamento. Possuem ainda uma ampla faixa de propriedades mecânicas, oferecendo boa ductilidade e resistência em altas e/ou baixíssimas temperaturas (SILVA, 2006; KALNAUS, 2008).

3.2 Tratamentos superficiais

3.2.1 *Shot Peening*

Shot peening é um processo de trabalho a frio que consiste no jateamento repetitivo com esferas de aço, cerâmica ou vidro, na superfície das peças, e tem enorme importância na área industrial (TORRES, 2002).

A utilização do termo *shot peening* é universalmente aceito e decorre da intenção de caracterizar que não se trata de um simples jateamento, mas de uma ferramenta de precisão, decorrente de uma série de fatores, o que o torna rigorosamente controlável e repetível (GUAGLIANO; VERGANI, 2004).

O processo de *shot peening* é largamente empregado com uma série de objetivos: aumento da resistência à fadiga, uniformização de tensões nas camadas superficiais, compactação da estrutura cristalina para aumentar a resistência à oxidação, ao atrito e eliminar porosidades, obtenção de rugosidades controladas para reter lubrificação, fixar desmoldantes, etc. (WANG; WANG, 1998).

Durante o processo, a colisão das granalhas sobre a superfície alvo causa deformações plásticas localizadas e um encruamento na camada superficial. Abaixo da superfície, o material procura restaurar a sua forma original, produzindo um hemisfério de elevadas tensões residuais compressivas ao redor das microcavidades, conforme está representado na Figura 2 (SIQUEIRA, 2002).

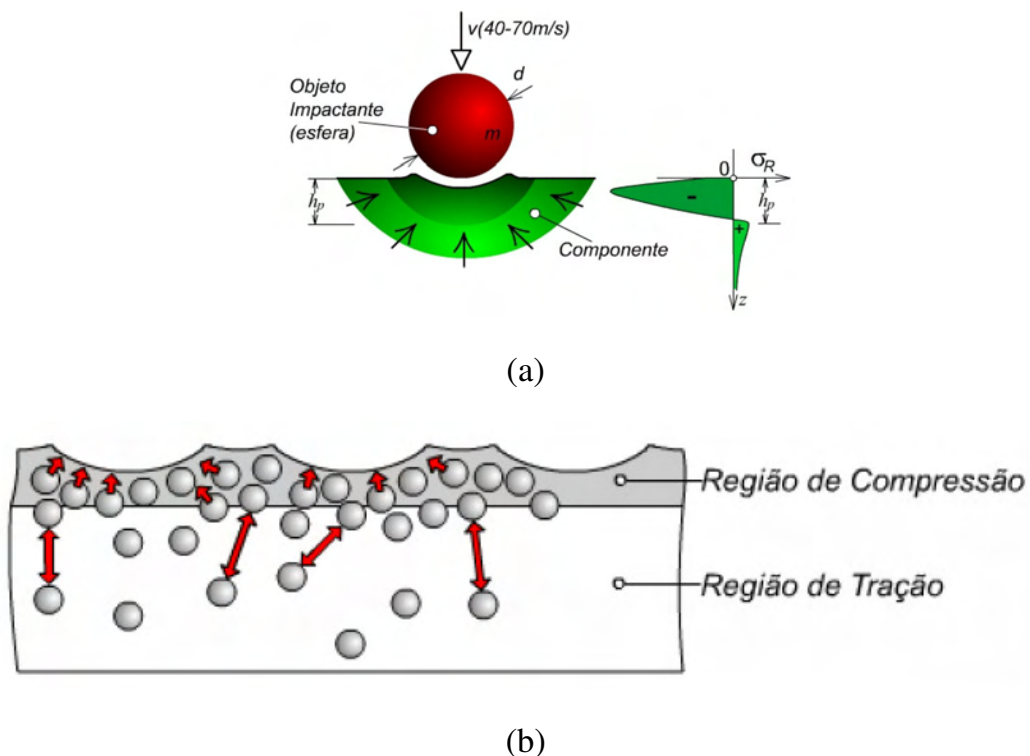


Figura 2 - (a) e (b) Efeitos do *shot peening* em superfície metálica (adaptado de SIQUEIRA, 2002).

Para aumentar o limite de resistência à fadiga de um material, recomenda-se a aplicação do *shot peening*. Com frequência sugere-se que esse tratamento introduz tensões residuais compressivas. Contudo, as trincas iniciais nucleadas nos grãos próximos à superfície, não são fortemente afetadas por uma pequena tensão compressiva elástica. Realmente, os estágios de propagação de trincas muito longos

podem continuar seus crescimentos sob um campo cíclico remoto de tensão compressiva. A deformação cristalográfica ocasionada pelo amassamento do grão, produzido pelo *shot peening*, é um efeito importante, visto que essa deformação induzirá numerosas facetas na configuração morfológica da trinca. Em resumo, para conseguir a máxima resistência à fadiga é importante que haja diferentes direções no crescimento das trincas iniciais (MILLER, 1993).

Os parâmetros que influenciam na eficiência do processo de *shot peening* podem ser divididos em três diferentes classes, cada uma delas associadas a condições experimentais específicas (CAMARGO, 2007):

- Parâmetros do material: geometria e propriedades mecânicas;
- Parâmetros de fluxo: propriedades da esfera (tipo, tamanho, material, massa específica, dureza, etc.), velocidade, ângulo de impacto, duração e distância do jateamento ao material tratado;
- Parâmetros de contato: coeficiente de fricção e o coeficiente de restituição, que dependem da razão entre a dureza do material tratado e da esfera usada.

A intensidade de *peening* é controlada pelo teste Almen. A profundidade da camada compressiva é proporcional à essa intensidade definida pelo teste Almen (NASCIMENTO, 1999).

O teste Almen é realizado com o auxílio de placas finas padronizadas, colocadas paralelas ao material tratado, para receber tratamento *shot peening* em iguais condições. O impacto das esferas induz tensões residuais nas placas, que se deformam, formando um pequeno arco. Medindo-se a flecha do arco formado, e com a ajuda de uma tabela, obtém-se a intensidade Almen expressa em termos da deformação da placa. Existem três padrões de placa Almen: “N”, “A” e “C”. A diferença de cada placa está na sua espessura. A especificação da intensidade Almen deve incluir tanto a deformação ocorrida na placa, em polegada, como o tipo de placa usada, por exemplo, 0,010A (0,01 polegada de deformação \approx 0,25 mm com placa tipo A) (TORRES, 2002). A Figura 3 ilustra o equipamento utilizado para a determinação do parâmetro Almen.

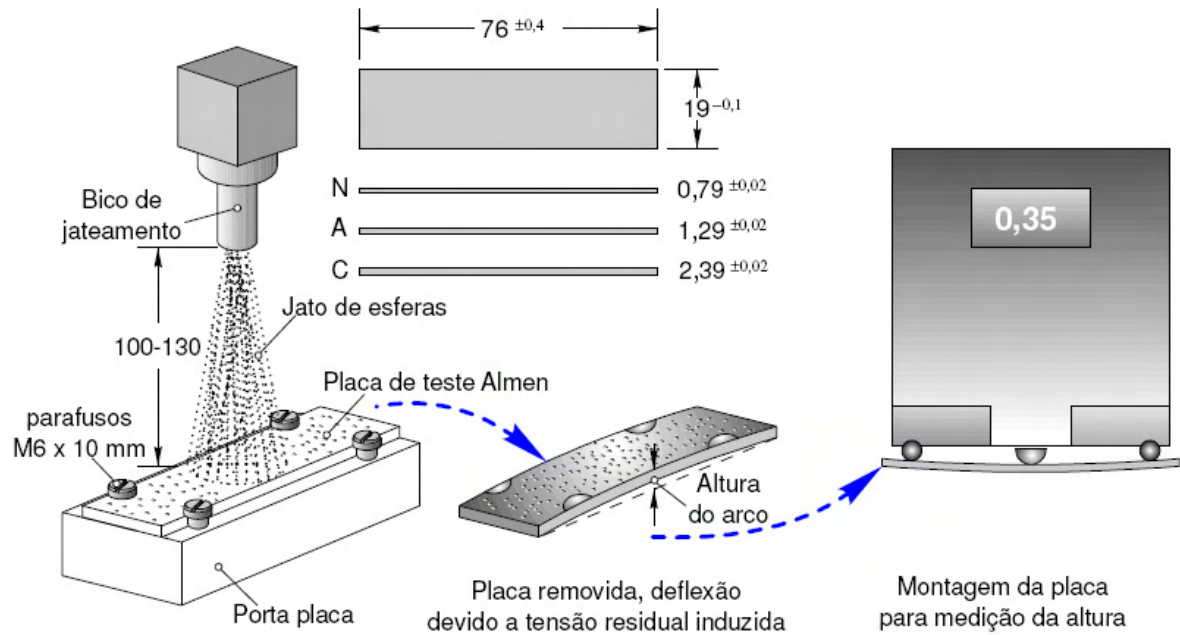


Figura 3 - Equipamento para determinação do parâmetro Almen (ROCHA, 2005).

3.3 Tensão residual

Tensões residuais são tensões auto-equilibradas existentes nos materiais, em condições de temperatura uniforme e sem carregamento externo (HAUK, 1997). Sendo auto-balanceadas, fazem com que o momento resultante e a força resultante produzidos tendam a zero (CARVALHO, 2004; PYZALLA, 2000).

Em geral, são fenômenos que ocorrem em materiais e componentes mecânicos durante os muitos processos de manufatura ou fabricação e também por ação química (LU, 1996; CARVALHO, 2004):

- Deformação plástica ou conformação, incluindo laminação, extrusão, flexão, forjamento, *shot peening* e bombardeamento a laser;
- Durante processos de fabricação, tais como soldagem, usinagem, fundição, conformação, etc;
- Durante tratamentos térmicos e termomecânicos, incluindo têmpera, tratamento térmico a plasma e laser, nitretação ou uma combinação desses tratamentos;

- Ataques químicos (corrosão), oxidação (corrosão atmosférica), usinagem química, tratamentos de superfície (anodização) e eletrodeposição.

Se uma estrutura receber um carregamento externo, a tensão real do componente é a composição das tensões causadas pelos esforços externos e pelas tensões residuais pré-existentes (TORRES, 2002).

O sistema de tensões residuais pode ser descrito em três escalas de magnitude (CAMARGO, 2007):

- Macroscópica: contempla toda a seção de uma peça, sendo praticamente constante em grandes extensões de áreas e é caracterizada pelo equilíbrio dentro de todo o corpo; se áreas próximas à superfície estão em compressão residual, as áreas no centro devem estar em tração residual para balancear os sistemas de forças;
- Macroestrutural: é usada quando se consideram as tensões sobre um grão individual, ou grupos de grãos. Os grãos são afetados pelo campo de macrotensões, através de interfaces entre partículas e matriz. As tensões residuais ocorrem pela heterogeneidade e anisotropia de cada cristal ou grão de material policristalino;
- Microlocalizada: cada grão é composto de uma estrutura cristalina tridimensional de átomos. As tensões são distribuídas por volumes submicroscópicos em distâncias interatômicas dentro de um grão e equilibram-se em pequenas partes deles. A magnitude dessas tensões ocorre em função de defeitos cristalinos, tais como discordâncias, inclusões e contorno de grãos.

Atualmente, existem diversas técnicas para medição de tensões residuais, e são inicialmente subdivididas em destrutivas, semidestrutivas e não-destrutivas. A Tabela 1 apresenta os principais métodos de medição de tensões residuais usados atualmente (ASTM, 1994).

Tabela 1 - Métodos de medições de tensão residual (adaptado de CAMARGO, 2007).

MÉTODOS DE MEDIÇÃO DE TENSÕES RESIDUAIS			
Método	Profundidade mínima de análise	Tipo de tensão residual medida	Característica do método
Mecânico	1 mm	Macroscópica	Destrutivo
Método do furo cego	20 μ m	Macroscópica	Semi-destrutivo
Difração de raios X	Alguns micrometros	Macroscópica e microscópica	Não destrutivo na superfície e destrutivo abaixo da superfície
Difração de nêutrons	1 mm	Macroscópica e microscópica	Não-destrutivo
Ultrasônico	15 μ m	Macroscópica, microscópica e microlocalizadas	Não-destrutivo
Método magnético	0,1 mm	Macroscópica, microscópica e microlocalizadas	Não-destrutivo

3.4 Fadiga cíclica

3.4.1 Conceitos

De acordo com a norma *American Society for Testing and Materials* - ASTM, o termo fadiga refere-se a um “processo progressivo da alteração estrutural localizada e permanente que ocorre em um material submetido a condições que produzem tensões e deformações flutuantes em algum ou alguns pontos, e que culmina em trincas ou na fratura completa após um número suficiente de flutuações” (PADILHA, 2004).

O processo de fadiga é um dos maiores responsáveis pelas fraturas em componentes mecânicos. Em projetos de estruturas submetidas a carregamentos cíclicos, deve ser considerado um estudo apurado objetivando maiores confiabilidade e

segurança (PADILHA, 2004).

Na previsão da vida em fadiga desses componentes estudam-se três filosofias de projeto: vida segura, falha segura e tolerância ao dano. Nenhuma dessas técnicas é usada isoladamente no planejamento de uma aeronave; cada aplicação requer um “plano de controle de fratura” para se chegar a um critério racional e de custo razoável para o projeto (SOUZA, 2002).

Em vida segura, considera-se a vida de serviço baseada em uma probabilidade aceitável de falha para um nível de tensão específico. Em casos onde a presença de uma trinca é constatada antes da vida estimada, uma falha iminente é caracterizada e a reposição de grande parte de uma estrutura que ainda não atingiu sua vida útil é efetuada, já que a mesma especifica que a vida do material termina na etapa de iniciação da trinca (SOUZA, 2002; SURESH, 1998).

A retirada de um componente ou de uma estrutura antes de se atingir sua vida média pode gerar gastos desnecessários, considerando que eles podem continuar operando, desde que haja uma inspeção periódica (SOUZA, 2002; TORRES; VOORWALD, 2002).

No entanto, a filosofia de falha segura assegura que um componente ou estrutura ainda pode continuar sendo utilizado mesmo com a presença de uma trinca, desde que a mesma possua um tamanho menor do que o crítico e que haja um planejamento de inspeção periódica. Para que essa filosofia seja seguida é necessária a utilização de um material que permita que a trinca se propague em um longo período de tempo, sem que haja grande diminuição na resistência residual (GORANSON, 1997; BOLOTIN, 1999; CARVALHO; ARAÚJO; BITTENCOURT; MARTHA, 1999).

No conceito de tolerância ao dano, estruturas são projetadas de modo a possuírem sua utilização ligada a uma previsão de vida segura, que se assemelha à Filosofia de Vida Segura, mas com uma diferença. Na previsão são considerados os conceitos da Mecânica da Fratura, fazendo com que a vida útil média da estrutura (ou material) possua uma etapa em que poderão existir defeitos (por exemplo, trincas), mas com devido planejamento para que não ocorram fraturas (KALNAUS, 2008; NASCIMENTO, 1999). Para isso, são planejadas inspeções periódicas para detectar o tamanho do defeito. Uma importante consideração nesse estudo é a seleção de

materiais com alta tenacidade à fratura (ELLYIN, 1997; PAYNE, 1976).

Trens de pouso são componentes aeronáuticos em que peso e volume são parâmetros de absoluto controle. Considera-se então, a filosofia vida segura com um intervalo de inspeções definido segundo os critérios da Mecânica da Fratura, para garantir que uma trinca não detectada cresça estavelmente até a próxima inspeção. Esse componente utiliza materiais de alta resistência mecânica, com a presença de revestimentos que objetivam melhoria no desempenho à corrosão e ao desgaste (NASCIMENTO, 1999; BARTER; CLAYTON; CLARK, 1993).

Quando um avião está em operação, está sujeito a cargas repetidas das mais variadas grandezas e frequências. Atualmente, o avião projetado é o resultado de critérios de cálculos, em que são analisadas a resistência da estrutura e a duração de sua vida (VOORWALD, 1983; BARTER; CLAYTON; CLARK, 1993).

Os entendimentos a respeito das falhas por fadiga e melhorias nos métodos de projetos sofreram um grande progresso. Contudo, a fadiga ainda é o fenômeno mais estudado no comportamento mecânico dos metais, pois é a causa mais comum no comprometimento de componentes e estruturas em serviço (PADILHA, 2004; HERTZBERG, 1995).

3.4.2 Histórico

Os primeiros indícios do desenvolvimento de pesquisas na área da fadiga são do século XIX. O alemão W.A.J. Albert publicou em 1837 o primeiro documento sobre esforços cíclicos; entre 1850 e 1860, August Wöhler, por meio de ensaios de flexão rotativa, definiu as curvas S-N, que representam a amplitude de tensões aplicada em função do número de ciclos até a falha do componente (MAGNABOSCO, 2001).

A indústria aeronáutica buscou, nas últimas décadas, o desenvolvimento de materiais para vencer seus principais obstáculos: peso, velocidade e consumo. As pesquisas foram direcionadas a partes específicas de cada avião buscando uma maior eficiência do uso dos materiais e suas ligas. Os aços de baixa liga e novas ligas de alumínio foram exaustivamente estudadas constituindo grande parte das estruturas aeronáuticas. Dentre as partes de uma aeronave, os trens de pouso demandam

importantes pesquisas, pois envolvem operações de aterrissagem e decolagem, estando submetidos a altas cargas de serviço em ambientes corrosivos e agressivos (VOORWALD, 1983).

Com o desenvolvimento continuado da indústria aeronáutica, a fadiga dos constituintes de aeronaves tornou-se um grande problema de segurança, chegando a representar cerca de 90% dos problemas estruturais ocorridos; assim, a partir das décadas de 1950 e 1960, passou a receber atenção especial de engenheiros e projetistas considerando-se o efeito de inúmeras variáveis (SURESH, 1998).

Com o passar do tempo as aeronaves começaram a atingir maiores altitudes e velocidades, ficando, assim, expostas a diferentes ambientes, com maiores amplitudes de temperatura e pressão, criando um ambiente mais severo para os materiais e exigindo novas pesquisas considerando fatores como tenacidade à fratura e propagação de trinca por fadiga (GORANSON, 1997).

3.4.3 Solicitações de fadiga

O comportamento em fadiga de estruturas ou componentes reais deve ser “modelado” para efeitos de estudos em laboratório, por meio de ensaios em corpos de prova padronizados, de uma maneira que represente o mais próximo possível a situação real do carregamento. Para tanto, os corpos de prova devem ser submetidos ao mesmo tipo de carregamento de fadiga dos elementos reais, o que na verdade nem sempre ocorre, muitas vezes por carência de equipamentos ou custo elevado do ensaio. Em virtude destas e de outras dificuldades, os carregamentos de fadiga mais comuns utilizados nos ensaios de laboratório são de dois tipos: o de amplitude constante e o de amplitude variável (KLESNIL; LUKÁS, 1992).

No carregamento de amplitude constante, a faixa de variação da tensão é constante durante todo o ensaio, ou seja, a carga varia de $S_{m\acute{a}x}$ a $S_{m\acute{i}n}$, o que resulta numa amplitude de tensão ΔS igual à diferença algébrica entre esses dois valores. Solicitações de fadiga de amplitude constante ocorrem, por exemplo, em eixos de máquinas submetidos a cargas rotativas. No entanto, mesmo para outros tipos de elementos estruturais, a solicitação de amplitude constante é o tipo mais comum se

solicitação estudado em ensaios de laboratório. A Figura 4 ilustra um carregamento de fadiga cíclico de amplitude constante e os parâmetros associados ao ciclo (SURESH, 1998; CALLISTER, 2000).

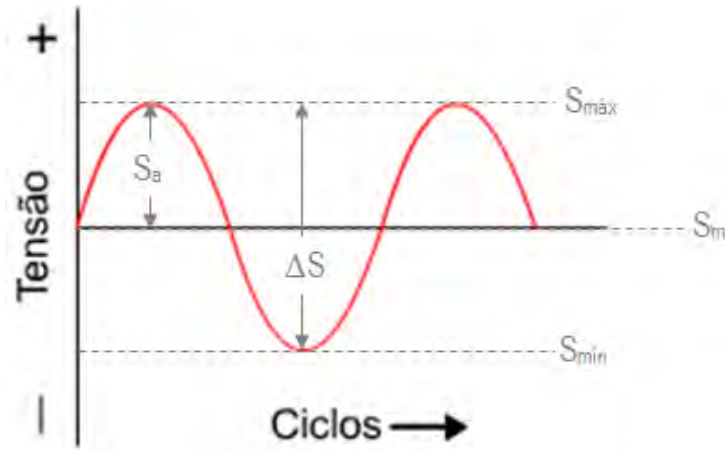


Figura 4 - Representação de um carregamento de fadiga cíclico de amplitude constante (PADILHA, 2004; HERTZBERG, 1995).

A Tabela 2 mostra a terminologia usada, a definição e as relações entre os parâmetros para um carregamento cíclico de amplitude constante, conforme ilustrado na Figura 4 (PADILHA, 2004; HERTZBERG, 1995).

Tabela 2 - Terminologia, definição e relação entre os parâmetros de um carregamento cíclico de fadiga (PADILHA, 2004; HERTZBERG, 1995).

TERMINOLOGIA	DEFINIÇÃO	RELAÇÃO
$\sigma_{\text{máx}}$	Tensão máxima Maior tensão do ciclo em módulo	-
$\sigma_{\text{mín}}$	Tensão mínima Menor tensão do ciclo em módulo	-
σ_{m}	Tensão média Média das tensões	$\sigma_{\text{m}} = (\sigma_{\text{máx}} + \sigma_{\text{mín}}) / 2$
σ_{a}	Tensão alternada Componente variável da tensão	$\sigma_{\text{a}} = (\sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{mín}}) / 2$
$\Delta\sigma$	Amplitude das tensões Diferença das tensões em módulo	$\Delta\sigma = \sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{mín}} = A$
R	Razão das tensões Razão entre a tensão mínima e máxima	$R = \sigma_{\text{mín}} / \sigma_{\text{máx}}$
K	Constância de carga Razão entre as tensões máxima e média	$K = \sigma_{\text{máx}} / \sigma_{\text{m}}$

Para a maioria das estruturas e componentes, os carregamentos de fadiga não são de amplitude constante, a exemplo das cargas devidas ao tráfego de veículos em pontes, ao vento na fuselagem dos aviões, às ondas do mar nos navios, entre outros exemplos (SURESH, 1998; CALLISTER, 2000).

Em um carregamento de amplitude variável não constante, e completamente aleatório, a probabilidade de uma mesma sequência de cargas e amplitudes de tensões ocorrer durante um intervalo de tempo específico é muito pequena e vai depender do grau de complexidade da forma de variação das cargas ao longo do tempo. A Figura 5 ilustra um carregamento de fadiga de amplitude não constante (SURESH, 1998; CALLISTER, 2000).

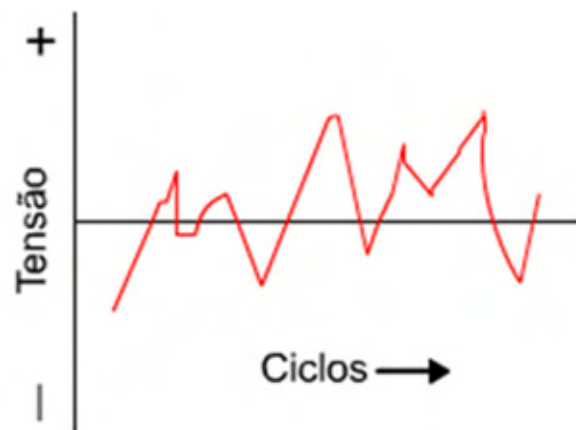


Figura 5 - Representação de um carregamento de fadiga cíclica de amplitude não constante (PADILHA, 2004; HERTZBERG, 1995).

3.4.3.1 Modalidades de solicitações de fadiga

A Tabela 3 apresenta as várias modalidades de solicitações cíclicas senoidais e os respectivos valores dos parâmetros do ciclo (DOWLING, 1998).

O limite de resistência a fadiga ou apenas a resistência a fadiga são determinados para diferentes modalidades de solicitações, embora seja mais frequente determiná-los para solicitações alternadas simétricas e mais raramente para ciclos pulsantes (DOWLING, 1998).

Tabela 3 - Diferentes modalidades de solicitações de fadiga.

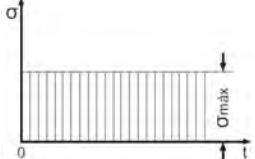
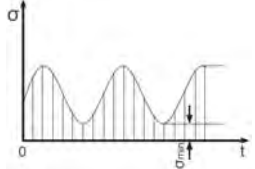

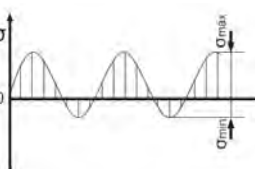
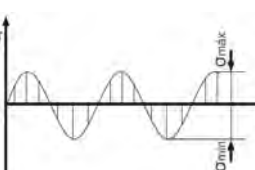
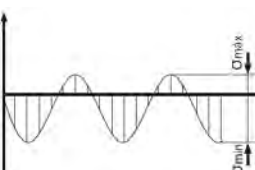
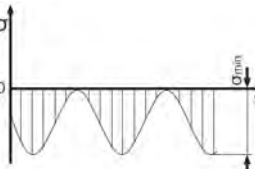
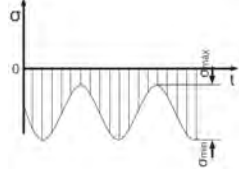
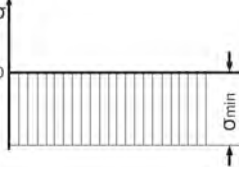
Solicitação $\sigma = f(t)$	Nome	Tensões			Coeficientes	
		$\sigma_{\text{máx}}$ e $\sigma_{\text{mín}}$	σ_m	σ_a	$R = \frac{\sigma_{\text{mín}}}{\sigma_{\text{máx}}}$	$K = \frac{\sigma_{\text{máx}}}{\sigma_m}$
	Constante (positiva)	$\sigma_{\text{máx}} = \sigma_{\text{mín}} > 0$	$\sigma_{\text{máx}} = \sigma_{\text{mín}}$	0	1	1
	Flutuante (tração)	$\sigma_{\text{máx}} > 0$ $\sigma_{\text{mín}} > 0$	> 0	$\neq 0$	$0 < R < 1$	$1 < K < 2$
	Pulsante (tração)	$\sigma_{\text{máx}} > 0$ $\sigma_{\text{mín}} = 0$	$\frac{1}{2} \sigma_{\text{máx}}$	$\frac{1}{2} \sigma_{\text{máx}}$	0	2
	Alternada	$\sigma_{\text{máx}} > 0$ $\sigma_{\text{mín}} < 0$ $\sigma_{\text{máx}} > \sigma_{\text{mín}} $	> 0	$\neq 0$	$-1 < R < 0$	$2 < K < \infty$
	Alternada (simétrica)	$\sigma_{\text{máx}} > 0$ $\sigma_{\text{mín}} < 0$ $\sigma_{\text{máx}} = \sigma_{\text{mín}} $	0	$\sigma_{\text{máx}}$ = $ \sigma_{\text{mín}} $	-1	∞
	Alternada	$\sigma_{\text{máx}} > 0$ $\sigma_{\text{mín}} < 0$ $\sigma_{\text{máx}} < \sigma_{\text{mín}} $	< 0	$\neq 0$	$-1 < R < 0$	$2 < K < \infty$
	Pulsante (compressão)	$\sigma_{\text{máx}} < 0$ $\sigma_{\text{mín}} = 0$	$\frac{1}{2} \sigma_{\text{máx}}$	$\frac{1}{2} \sigma_{\text{máx}}$	0	2

Tabela 3 – Continuação.

Solicitação $\sigma = f(t)$	Nome	Tensões			Coeficientes	
		$\sigma_{\text{máx}}$ e $\sigma_{\text{mín}}$	σ_m	σ_a	$R = \frac{\sigma_{\text{mín}}}{\sigma_{\text{máx}}}$	$K = \frac{\sigma_{\text{máx}}}{\sigma_m}$
	Flutuante (compressão)	$\sigma_{\text{máx}} < 0$ $\sigma_{\text{mín}} < 0$	< 0	$\neq 0$	$0 < R < 1$	$1 < K < 2$
	Constante (negativa)	$\sigma_{\text{máx}} = \sigma_{\text{mín}} < 0$	$\sigma_{\text{máx}} =$ $\sigma_{\text{mín}}$	0	1	1

3.4.4 Curva de Wöhler ou Curva S – N

A melhor maneira de estabelecer o comportamento em fadiga de um material é por intermédio das curvas S – N ou curvas de Wöhler, por meio das quais se obtém o intervalo de fadiga sofrido pelo material (KLESNIL; LUKÁS, 1992).

Possuem como objetivo avaliar a vida em fadiga de um determinado material, utilizando como variáveis a amplitude de tensões (σ) e o número de ciclos necessário à fratura ($\log N$) (MAGNABOSCO, 2001; SCHIJVE, 2003).

Na Figura 6 observa-se uma curva S – N típica de materiais ferrosos e não ferrosos.

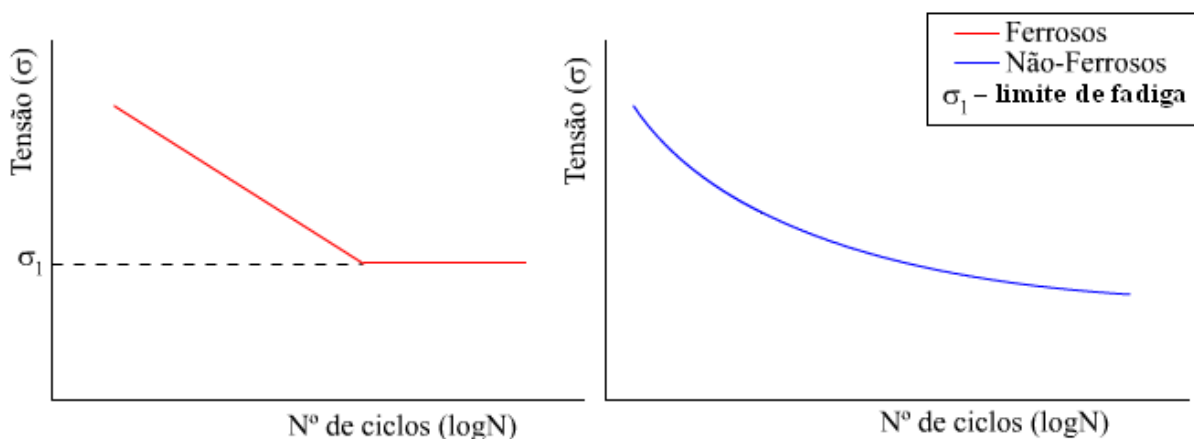


Figura 6 - Típica curva S - N de ligas ferrosas e não ferrosas e limite de fadiga (MAGNABOSCO, 2001; SCHIJVE, 2003).

As curvas S-N são plotadas para amplitudes de tensões constantes, cujos valores estão abaixo do limite elástico do material. O número de ciclos N é considerado como sendo o número de ciclos de tensão necessários para causar a fratura completa do corpo de prova ou da peça. Conforme pode ser observado, em qualquer curva S-N o número de ciclos de tensão que um material pode suportar antes de se romper por fadiga aumenta com decréscimo da tensão (DIETER, 1981).

A tensão na qual a curva se mantém na horizontal é um importante parâmetro conhecido como limite de resistência à fadiga. Esse limite é característico de algumas ligas ferrosas, por exemplo, o aço, e ligas a base de titânio, e representa um valor máximo de tensão no qual o material não sofrerá fratura por fadiga, ou seja, abaixo desta tensão não é possível romper o material, não importando o número de ciclos (SCHIJVE, 2003).

Para $N=10^7$ ciclos, considera-se vida infinita para os metais ferrosos. Os metais não ferrosos, por exemplo, ligas à base de alumínio, cobre e magnésio, em geral não apresentam um patamar do limite de fadiga. Com isso, a falha por fadiga irá sempre ocorrer para essas ligas, independente da intensidade da tensão. Para esses materiais, a propriedade de fadiga ou a resposta do material submetido a esse tipo de solicitação é especificada como uma resistência à fadiga, que corresponde ao valor da tensão para a qual a falha por fadiga não irá ocorrer em um determinado número pré-estabelecido de ciclos, que no caso dessas ligas é da ordem de 10^8 ciclos (KLESNIL; LUKÁS, 1992; DOWLING, 1998; FUCHS; STEPHENS, 1980; DATSKO, 1997).

Embora os estudos de fadiga historicamente estejam relacionados com solicitações de serviço na região elástica para as quais a falha ocorre para ciclos de tensões superiores a 10^4 ciclos, existe um interesse crescente para o estudo da fadiga relacionada com tensões relativamente altas e baixo número de ciclos. Neste caso, as tensões produzem deformações cíclicas plásticas (CALLISTER, 2000).

Geralmente, os ensaios de fadiga de baixo ciclo são controlados pela deformação, sendo que os materiais recozidos experimentam endurecimento cíclico, enquanto os materiais que foram previamente endurecidos por deformação a frio experimentam amolecimento cíclico (WILLENS; EASLEY; ROLPE, 1983).

Para ensaios de fadiga em corpos de prova polidos, com solicitação axial de amplitude constante, o limite superior da região de baixo ciclo varia de 10^2 a 10^5 ciclos. Segundo Dieter (1981) e Willens (1983), a região de fadiga de baixo ciclo corresponde a $N < 10^4$ ciclos (SOUZA, 2002).

Não existe um consenso na literatura sobre um valor fixo para o número de ciclos na curva S-N, que separa nitidamente a região que corresponde à fadiga de alto ciclo da região de baixo ciclo. O número de ciclos que distingue uma região da outra depende da resistência e da ductilidade do material (DIETER, 1984).

Segundo Dieter (1981), o número de alto ciclo corresponde a $N > 10^5$ ciclos. Para Willens (1983), fadiga de alto ciclo corresponde a $N > 10^4$ ciclos. Nestas condições e, até mesmo para número de ciclos abaixo da faixa de 10^4 a 10^5 ciclos, a tensão é considerada elástica, porém, o material sofre deformações plásticas localizadas (SOUZA, 2002).

Ligas metálicas são materiais policristalinos, formadas por cristais anisotrópicos, cujos planos cristalográficos são orientados de maneira aleatória. Assim, um material policristalino submetido a uma solicitação de fadiga possui alguns de seus cristais se deformando plástica e localmente por escorregamento, através dos sistemas de escorregamento favoravelmente orientados em relação à tensão externa aplicada (FUCHS; STEPHENS, 1980).

A distribuição das tensões entre os vários cristais nos materiais policristalinos não é uniforme. Existem pontos de concentração de tensões internos e superficiais, que contribuem para o aparecimento de microtrincas, que em muitos casos se propagam

com as sucessivas repetições das tensões, coalescem e atingem um tamanho crítico após certo tempo de solitação, culminando na fratura (SURESH, 1998).

Altas tensões localizadas podem ter sua origem também nas variações bruscas de seções, nos sulcos associados à rugosidade superficial ou qualquer outro tipo de irregularidade causada por ferramentas de corte, raízes de roscas, extremidades de inclusões, entre outros exemplos (FUCHS; STEPHENS, 1980).

3.4.5 Fratura por fadiga

A fratura por fadiga ocorre porque a tensão máxima do ciclo excede o limite de fadiga, mesmo que esse valor esteja bem abaixo da tensão de escoamento do material obtido em um ensaio de tração (FUCHS; STEPHENS, 1980; ABM, 1982).

Três são os fatores considerados causadores da fratura por fadiga (CALLISTER, 2000):

- carregamentos que produzem tensões de tração suficientemente altas;
- variações ou flutuações da tensão de tração suficientemente grande;
- número de ciclos ou tempo de atuação da carga suficientemente longo.

A fratura por fadiga é causada pela ação simultânea de tensões cíclicas, tensões de tração e deformações plásticas, mesmo que localizadas, atuando durante um certo tempo relativamente longo. Se um desses três fatores não estiver presente, uma trinca por fadiga não se inicia e, conseqüentemente, não se propaga (ZANGRANDI, 2004).

Trincas de fadiga iniciam-se sob ação de tensões cíclicas e se propagam sob ação de tensões de tração. Tensões de compressão não causam fratura por fadiga (SOUZA, 1982).

Além dos fatores considerados causadores da fratura por fadiga, existem os fatores que aceleram o processo, tais como (SOUZA, 1982):

- concentradores de tensões geométricos (macroscópicos) e metalúrgicos (microscópicos);
- corrosão;
- temperatura;

- sobrecargas;
- acabamento superficial.

Trincas por fadiga iniciam e se propagam em regiões onde a deformação é mais severa. Os materiais de engenharia possuem defeitos que concentram tensões, intensificam as deformações nessas regiões, atingindo muitas vezes valores suficientes para deformar plasticamente o material nesses locais (ZANGRANDI, 2004).

A fratura por fadiga é um processo que se desenvolve basicamente em três estágios (HERTZBERG, 1996; ASM, 1974; GRANDT Jr., 2010; SOUZA, 1982):

- **Estágio I – Iniciação ou nucleação de microtrincas**

O estágio I do processo de fratura por fadiga corresponde à fase inicial da formação de trincas. Tem como características principais os seguintes aspectos:

- i. não é visível a olho nu e nem perceptível na superfície de fratura;
- ii. uma microtrinca nucleada em condição estável começa a se propagar de forma muito lenta ao longo dos planos cristalográficos orientados a 45° com a direção da tensão de tração. Nos metais policristalinos, a propagação ocorre ao longo dos planos com elevadas tensões de cisalhamento;
- iii. em geral, nunca se propagam a distâncias que vão além de dois a cinco vezes o diâmetro dos grãos em torno da sua origem;
- iv. a taxa de propagação da trinca nesse estágio é da ordem de angstroms por ciclo e a duração desse estágio pode representar de zero até 90% da vida da peça ou do componente, dependendo do nível de tensão e das características do material;
- v. a presença de concentradores de tensões diminui sensivelmente a duração desse estágio;
- vi. o estágio I corresponde, em resumo, a toda aquela fase de alterações microestruturais localizadas, progressivas e em geral permanentes, que levam ao aparecimento de pequenas microtrincas, que se propagam a

distâncias muito pequenas e seguindo direções bem definidas.

- **Estágio II – Crescimento ou propagação estável de trincas**

O estágio II do processo de fratura por fadiga corresponde à fase de propagação estável da trinca. Tem como características principais os seguintes aspectos:

- i. enquanto no estágio I a propagação das microtrincas ocorre ao longo de planos cristalográficos bem definidos, que correspondem aos planos de escorregamento orientados a 45° em relação à direção da tensão de tração, no estágio II a direção de crescimento da trinca passa a ser normal a direção da tensão de tração;
- ii. o estágio II é sempre visível a olho nu e pode representar a maior área da superfície de fratura, ainda que não represente necessariamente a maior vida em fadiga;
- iii. a taxa de propagação da trinca nesse estágio é da ordem de micrometros por ciclo;
- iv. a propagação da trinca independe da orientação dos grãos, uma vez que a propagação é preferencialmente transgranular;
- v. neste estágio são formadas as estrias de fadiga para materiais dúcteis.

- **Estágio III – fratura súbita final da seção remanescente**

O estágio III de propagação da trinca corresponde à fratura brusca final, de aspecto frágil (macroscopicamente), caracterizado por uma região rugosa e áspera na superfície de fratura. Ocorre quando a área resistente do corpo de prova ou da peça não suporta mais a tensão do ciclo e se rompe.

Do ponto de vista microscópico, no entanto, essa região pode apresentar (ou não) evidências de deformação plástica caracterizadas por micromecanismos semelhantes àqueles observados na superfície de fratura de corpos de prova submetidos a ensaio de tração monotônico. O aspecto alveolar - *dimples* - observado na superfície de fratura é quem caracteriza o tipo de fratura dúctil e

evidencia a deformação plástica em escala microscópica. Uma fratura do tipo frágil, cujos micromecanismos são caracterizados por clivagem, quase clivagem ou intergranular, é quem caracteriza o tipo de fratura frágil e evidencia a não existência de deformação em escala microscópica.

A Figura 7 ilustra os estágios da fratura por fadiga. Da observação desses estágios nota-se que são necessárias duas condições para ocorrer a fratura por fadiga, ou seja, a presença de deformação plástica localizada e de tensões de tração, pois são elas que provocam a propagação da trinca no estágio II (HERTZBERG, 1995).

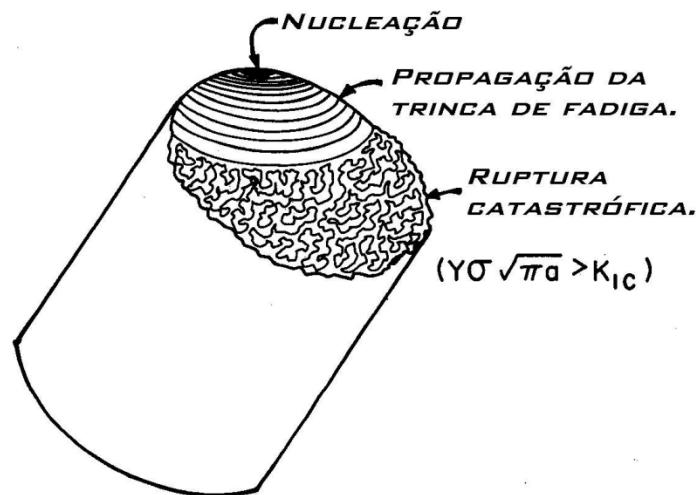


Figura 7 - Representação de uma fratura por fadiga, com distinção da nucleação, propagação e ruptura final (adaptado de MEYERS; CHAWLA, 1999).

Em escala macroscópica, a fratura por fadiga apresenta o aspecto de uma fratura frágil, sem mostrar deformações plásticas na região da fratura (SOUZA, 1982). A Figura 8 ilustra esquematicamente o aspecto da superfície de uma fratura por fadiga.

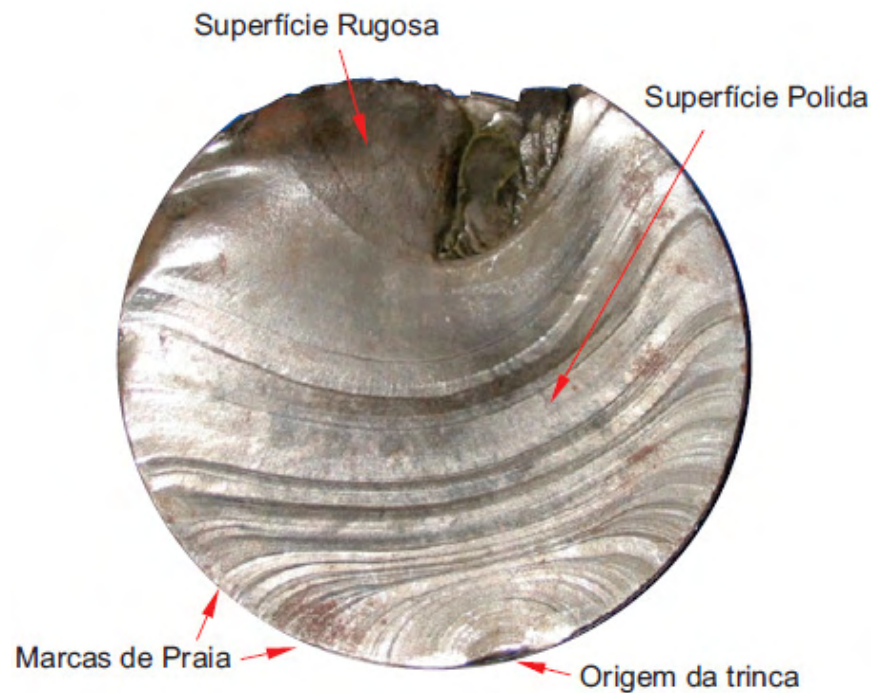


Figura 8 - Aspecto macroscópico de uma superfície de fratura por fadiga (SOUZA, 1982).

A superfície de fratura por fadiga é facilmente reconhecida pelo seu aspecto característico, que apresenta sempre duas regiões distintas: uma região lisa, que apresenta um aspecto polido e brilhante que corresponde ao estágio de propagação estável da trinca e uma região rugosa, que apresenta um aspecto escuro e rugoso, que corresponde ao estágio de propagação instável da trinca, até o momento em que a área resistente não suporta mais o esforço aplicado e ocorre a fratura final (ZANGRANDI, 2004).

Como a trinca se propaga lentamente desde a nucleação até atingir o tamanho crítico, as superfícies fraturadas se atritam à medida que o material é deformado em sentidos opostos, em cada ciclo de tensão, devido ao movimento de abertura e fechamento da ponta da trinca, sob a ação das tensões de tração e compressão, respectivamente. Os aspectos característicos do estágio I de nucleação da trinca não são observados na superfície de fratura (ZANGRANDI, 2004; CALLISTER, 2000).

Geralmente, marcas com a forma de conchas concêntricas, denominadas marcas de praia, estão presentes na região lisa da superfície de fratura. As marcas de praia apresentam-se como ressaltos e expandem-se a partir do local de início da trinca,

indicando a sua direção de propagação. As marcas de praia, quando presentes na superfície de fratura são visíveis a olho nu. A presença de marcas de praia na superfície de fratura por fadiga pode significar três fatos, ou seja, variação na amplitude das tensões, variação na frequência das tensões durante a propagação da trinca ou a oxidação da superfície de fratura, no caso de solicitações intermitentes, durante os períodos de paradas ou interrupções (SOUZA, 1982; CALLISTER, 2000).

As fraturas por fadiga são quase sempre caracterizadas pela ausência da deformação plástica macroscópica, nas proximidades da superfície de fratura. Sob esse aspecto, uma fratura por fadiga assemelha-se a uma fratura frágil típica, uma vez que não há deformação plástica na região próxima a fratura, conforme ocorre nos casos de fratura dúctil. Se na região próxima de uma superfície de fratura por fadiga houver evidências de que ocorreu grande deformação plástica logo antes da fratura. Esse fato é indicativo de que a fratura foi causada por uma sobrecarga temporária e não pela carga cíclica normal (MEYERS; CHAWLA, 1982; ZANGRANDI, 2004).

A proporção entre o tamanho da região lisa para o tamanho da região rugosa em uma superfície de fratura por fadiga serve como um indicativo do valor da tensão máxima do ciclo. À medida que a intensidade da tensão máxima do ciclo aumenta, o tamanho da região lisa diminui e o tamanho da região rugosa aumenta e vice-versa. À medida que a tensão máxima do ciclo diminui, a superfície correspondente à região lisa aumenta e o tamanho da região rugosa diminui, indicando que uma pequena área resistente ainda foi capaz de resistir à tensão atuante antes da fratura (SCHIJVE, 1979; CAMARGO, 1995).

A propagação de uma trinca por fadiga em escala microscópica apresenta alguns aspectos principais, que caracterizam cada um dos três estágios (CAMARGO, 1995). A Figura 9 ilustra esquematicamente a propagação de uma trinca por fadiga em escala microscópica.

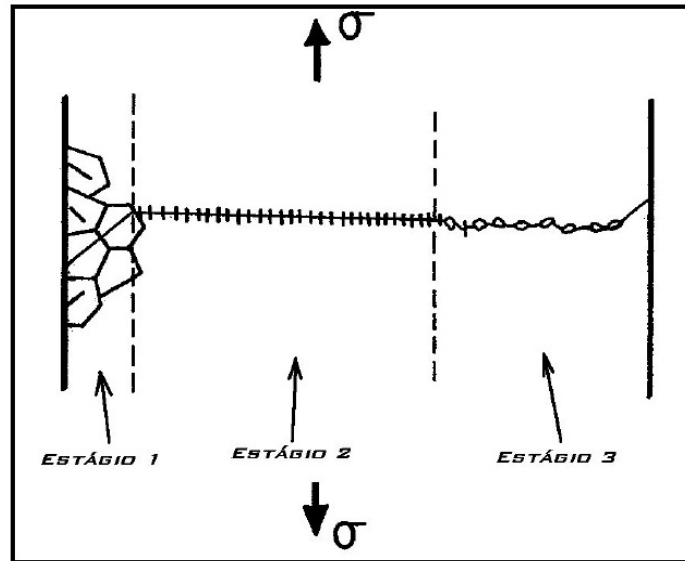


Figura 9 - Representação esquemática da propagação de uma trinca por fadiga em metais policristalinos (adaptado de CAMARGO, 1995).

No estágio I, a zona plástica da ponta da trinca é confinada em alguns grãos. O crescimento ocorre predominantemente em cisalhamento simples, na direção do primeiro sistema de escorregamento. Com o aumento da zona plástica na ponta da trinca, o fluxo da trinca passa a se alternar em dois sistemas de escorregamento, denominado estágio II, que apresenta um caminho de trinca perpendicular à tensão aplicada (GROSS; LAMPMAN, 1996; SURESH, 1998; SCHIJVE, 2003).

No estágio I a aparência da superfície de fratura é plana e serrilhada. No estágio II, ligas metálicas dúcteis formam estrias de fadiga por um mecanismo repetitivo de abaulamento plástico e afilamento na ponta da trinca. As estrias representam o avanço da trinca em cada ciclo de carregamento (ZANGRANDI, 2004). A Figura 10 apresenta a fractografia obtida por microscopia eletrônica de varredura, onde se observam estrias de fadiga em uma liga de alumínio forjado.

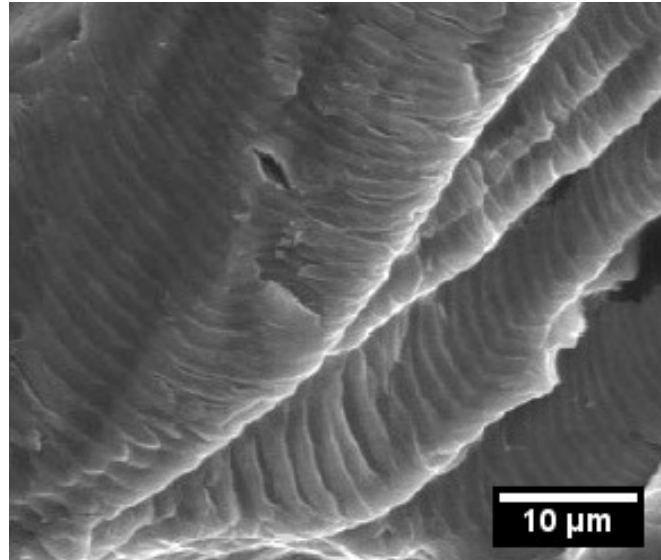


Figura 10 - Fractografia da estria de fadiga na liga de alumínio forjado (ASM, 2002).

Após as duas etapas de crescimento (estágio I e II), o componente não suportará mais o carregamento aplicado, e a trinca se propagará de forma instável levando à ruptura final (ZANGRANDI, 2004).

Do ponto de vista microscópico, a fratura final poderá ser: alveolar (*dimples*), clivagem, quase clivagem e intergranular. A fratura é do tipo alveolar quando são formadas microcavidades a partir de vazios, inclusões ou partículas de segunda fase. A fratura por clivagem ocorre por separação direta ao longo de planos cristalográficos, onde ocorrem fratura transgranular, pouca ou nenhuma deformação plástica e aparência lisa e plana. A fratura pode ser caracterizada, como quase clivagem quando ocorre certa indefinição dos planos de clivagem. Esse tipo de fratura é encontrado em aços temperados e revenidos e pode haver ocorrência casual de alvéolos entre os supostos planos de clivagem. Já na fratura intergranular a trinca segue os contornos de grão. Isso ocorre quando os contornos são mais frágeis que a rede cristalina. A Figura 11 ilustra os tipos de fratura do ponto de vista microscópico (JOGI; BRAHMANKAR; NANDA; PRASAD, 2008).

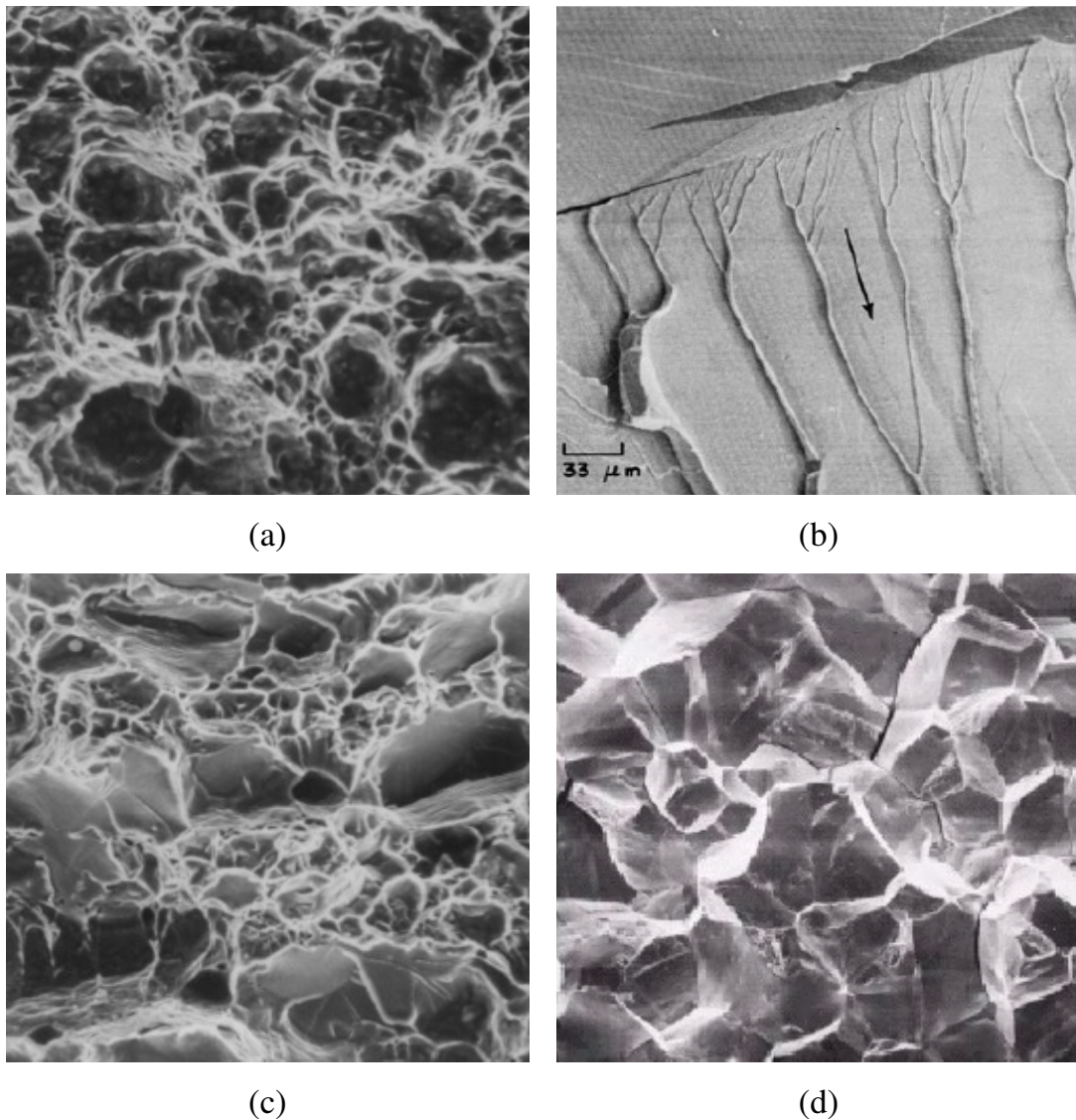


Figura 11 - Representação de fraturas de fadiga do ponto de vista microscópico: (a) alveolar; (b) clivagem; (c) quase clivagem; (d) intergranular (CALLISTER, 2000; ASM, 2002).

3.4.6 Formação de trincas de fadiga

Do ponto de vista científico, não há um único mecanismo que possa ser aplicado a todos os materiais para explicar e quantificar essa fase do processo inicial da falha por fadiga, em razão de sua complexidade e dos vários fatores envolvidos, tais como, as características de escorregamento do material, meio e condições de ensaio, entre outras. Esse é um dos estágios da falha por fadiga em que não há métodos experimentais padronizados para quantificá-lo, conforme existe para quantificar a propagação da trinca, uma vez iniciada (MILLER; GALLAGHER, 1981).

Por serem materiais cristalinos, os metais puros e as ligas metálicas são

constituídos por um grande número de cristais ou grãos. Dentro de cada cristal ou grão do agregado policristalino, os átomos encontram-se arranjados de uma maneira ordenada de acordo com o modelo da célula elementar característica de cada metal (MILLER; GALLAGHER, 1981; SHINOZAKI, 1983).

Os grãos possuem propriedades mecânicas distintas e pode haver alguns grãos nos quais as orientações dos planos atômicos de fácil escorregamento estão na mesma direção da tensão máxima de cisalhamento (DIETER, 1984; FUCHS; STEPHENS, 1980).

Para os metais dúcteis, quando isso ocorre com os planos de escorregamento, formados pelos planos mais compactos do cristal e, também de maior distância interplanar, há uma movimentação de discordâncias ao longo desses planos, segundo uma determinada direção de escorregamento, resultando na deformação plástica ou em um deslocamento do plano em relação a outros no interior do grão (DIETER, 1984; FUCHS; STEPHENS, 1980).

A fadiga apresenta alguns aspectos semelhantes com relação aos mecanismos de deformação e fratura dos metais e ligas sob tensões estáticas ou unidirecionais. Gouch (1933) mostrou que, para um metal, independente do tipo de sollicitação, cíclica ou monotônica, a deformação plástica ocorre nos mesmos sistemas de escorregamento, ou seja, nos mesmos planos e direções cristalográficas. Constatou também que, no caso de uma sollicitação monotônica, o escorregamento ocorre de forma espalhada em todos os grãos, enquanto que, para sollicitações de fadiga, são observadas linhas de escorregamento em apenas alguns grãos (MEYERS; CHAWLA, 1982).

Nos metais de alta pureza, as deformações plásticas localizadas nos grãos, em geral, caracterizam-se por uma concentração de escorregamento de diferentes planos, que podem ser vistos na superfície dos grãos, quando polida, com a forma de linhas paralelas em bandas denominadas bandas de escorregamento. As linhas e as bandas de escorregamento podem ser produzidas por tensões monotônicas ou tensões cíclicas (SCHIJVE, 2003).

A Figura 12 ilustra esquematicamente o aspecto das linhas e das bandas de escorregamento, resultantes do escorregamento de diferentes planos atômicos paralelos, produzidas por carregamento de tração monotônico (SCHIJVE, 2003).

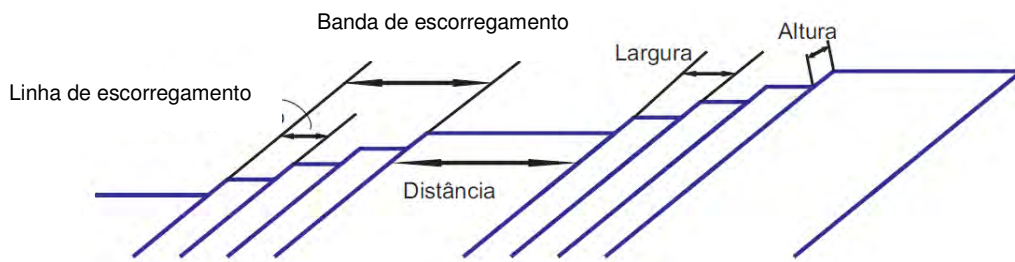


Figura 12 - Ilustração de linhas e bandas de escorregamento produzidas por um carregamento monotônico (adaptado de SCHIJVE, 2003).

As bandas de escorregamento são sinais com a forma de linhas paralelas, que aparecem na superfície dos grãos, quando polidos e observados com auxílio de microscópio óptico (MO) ou de microscopia eletrônica de varredura (MEV). Essas linhas, quando observadas em uma direção normal à superfície, apresentam-se com a forma de degraus com largura e altura médias, respectivamente, da ordem de 100 a 1000 vezes o parâmetro da célula elementar. A altura do degrau depende do ângulo que a direção de escorregamento no seu plano ativo forma com a superfície livre do cristal (SHINOZAKI, 1983).

As bandas de escorregamento causadas por solicitações de fadiga diferem das bandas causadas por solicitações monotônicas, em natureza e dimensões. A Figura 13 ilustra essa diferença (GIORDANI, 2001; KOCANDA, 1978).

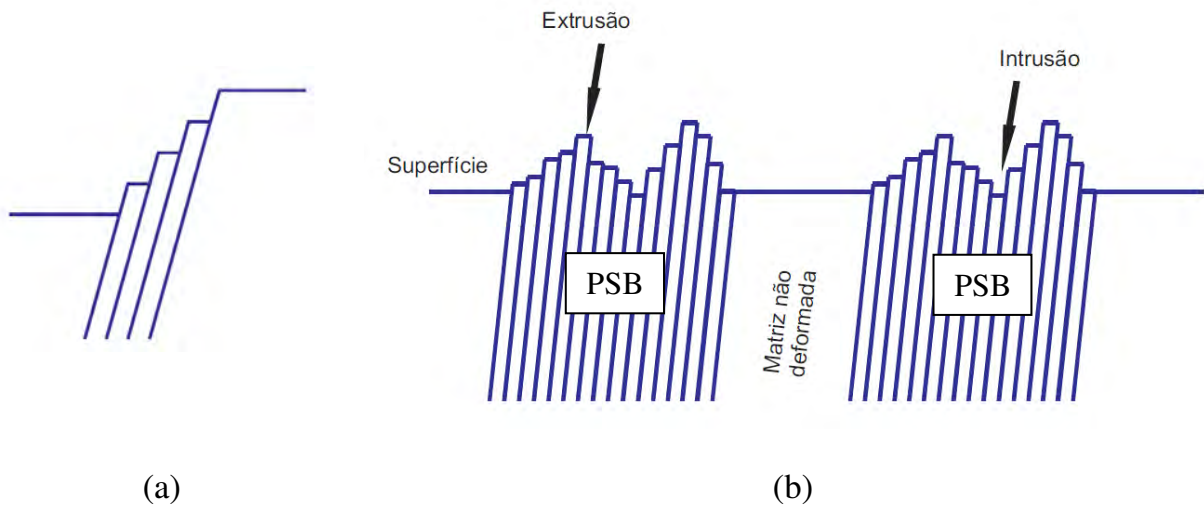


Figura 13 - Bandas de escorregamento: (a) solicitação monotônica; (b) solicitação de fadiga (adaptado de SCHIJVE, 2003).

A diferença visível entre as bandas de escorregamento produzidas por carregamentos monotônicos e de fadiga está na topografia da superfície polida. Um carregamento monotônico produz degraus na superfície, resultantes do escorregamento dos planos paralelos, semelhantes a uma escada, enquanto solicitações de fadiga produzem picos e vales na superfície, conhecidos como extrusão e intrusão, respectivamente (GIORDANI, 2001; KOCANDA, 1978).

As trincas por fadiga em materiais metálicos podem começar em inclusões superficiais e subsuperficiais, mudanças de seção, riscos e contornos de grão. Como pode ser visualizado esquematicamente na Figura 13 (b), o início das microtrincas ocorre em bandas de deslizamento normais à superfície do material, que se movimentam por intrusões e extrusões num mecanismo de deformação plástica localizada (GROSS; LAMPMAN, 1996; SURESH, 1998; SCHIJVE, 2003).

A reversibilidade do movimento de bandas de escorregamento não ocorre por duas razões:

- i. após o endurecimento por deformação cíclica, nem todas as discordâncias retornam à posição inicial.
- ii. um incremento de escorregamento exposto ao ambiente não-inerte pode interagir quimicamente, criando finas camadas óxidas no novo material exposto ou por adsorção química dos átomos do ambiente.

Dessa forma entende-se que o início da trinca é um fenômeno superficial (SCHIJVE, 2003).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Materiais

4.1.1 Aço inoxidável Custom 465

O aço inoxidável Custom 465 conforme especificação AMS 5936, de uso aeronáutico, é um aço martensítico de alta resistência, boa tenacidade à fratura e a resistência à corrosão. Esse material foi fornecido pela empresa Carpenter Technology. De acordo com a especificação, o Custom 465 apresenta a composição química observada na Tabela 4.

Tabela 4 - Composição química do aço inoxidável Custom 465 segundo a especificação AMS 5936.

C (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	Ti (%)
0,020	0,250	0,015	0,010	0,250	11,0-12,5	10,75-11,25	0,75-1,25	1,5-1,8
máx.	máx.	máx.	máx.	máx.				

O Custom 465 foi solubilizado e envelhecido para se obter uma condição de maior resistência mecânica. A representação esquemática do tratamento térmico está indicada na Figura 14. De acordo com a especificação do fabricante, a condição H950 - que é uma condição de envelhecimento a 510°C - apresenta melhores propriedades mecânicas comparadas a outras condições de tratamento térmico. As propriedades mecânicas apresentadas por esse material na condição H950 estão apresentadas na Tabela 5.

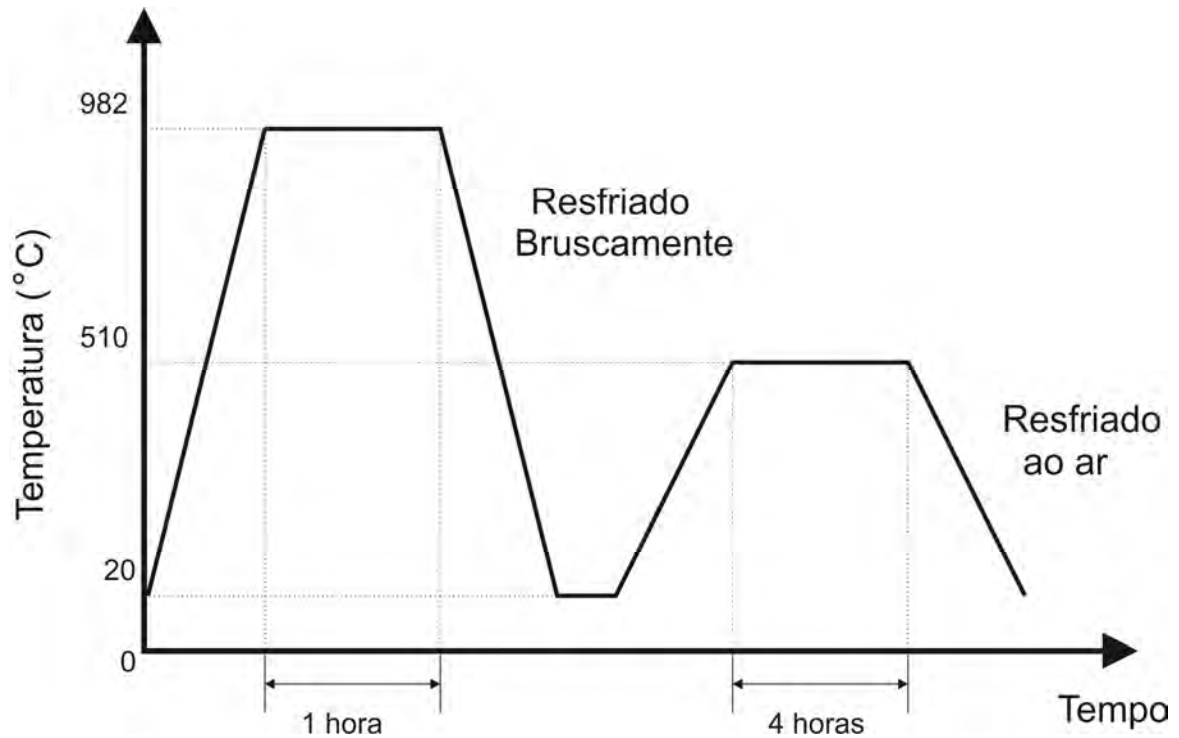


Figura 14 - Representação esquemática do tratamento térmico do aço inoxidável Custom 465 (elaborado pelo autor).

Tabela 5 - Propriedades mecânicas do Custom 465 segundo a especificação AMS 5936.

PROPRIEDADES MECÂNICAS	VALORES
Limite de resistência à tração	1.765 MPa
Limite de escoamento	1.669 MPa
Alongamento	13%
Redução em área	62%
Dureza	49,5 HRc

4.1.2 Aço ABNT 4340

O aço ABNT 4340, conforme a especificação AMS 6414, de uso aeronáutico, é um aço de baixa liga com elevadas propriedades mecânicas e boas características em fadiga. Esse material foi fornecido pela empresa Villares Metals S/A. A composição química do aço pode ser observada na Tabela 6.

Tabela 6 - Composição química do aço ABNT 4340 segundo especificação AMS 6414.

C (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	Cu (%)
0,38-0,43	0,65-0,90	≤ 0,010	≤ 0,010	0,15-0,35	0,70-0,90	1,65-2,00	0,20-0,30	≤ 0,35

O aço ABNT 4340 foi tratado termicamente para se obter uma condição de alta resistência mecânica e boa tenacidade. A representação esquemática do tratamento térmico está indicada na Figura 15. Após o tratamento térmico, o material deve apresentar as propriedades mecânicas apresentadas na Tabela 7.

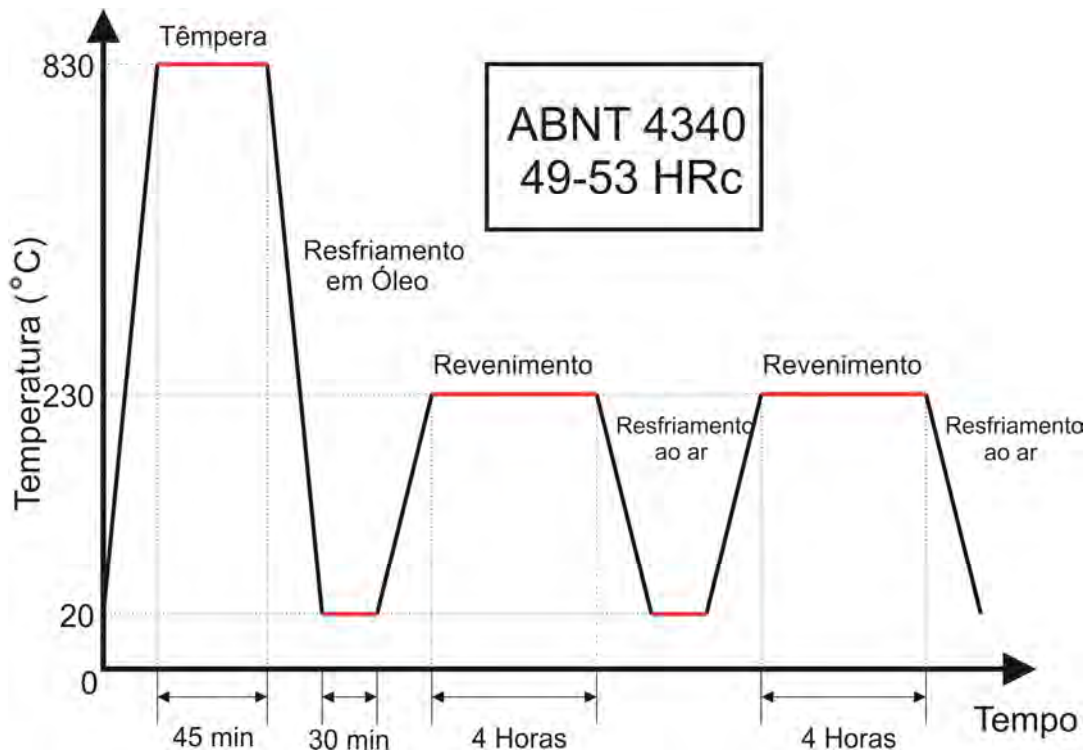


Figura 15 - Representação esquemática do tratamento térmico do aço ABNT 4340 (elaborado pelo autor).

Tabela 7 - Propriedades mecânicas do aço ABNT 4340 após tratamento térmico.

PROPRIEDADES MECÂNICAS	VALORES
Limite de resistência à tração	1.790 a 1.930 MPa
Limite de escoamento	≥ 1.500 MPa
Alongamento	$\geq 10\%$
Redução em área	$\geq 30\%$
Dureza	50,5 a 53,0 HRc

4.1.3 Cadmiagem

É um processo de eletrodeposição que consiste na deposição de uma camada de cádmio sobre a superfície dos corpos de prova, cujo objetivo é a proteção contra corrosão.

No processo de cadmiagem, os banhos são de composições simples, contendo um sal de cádmio em forma de complexo duplo de cianeto de sódio e cádmio e cianeto de sódio e hidróxido de sódio. Os anodos de cádmio são encontrados em forma de bolas com pureza de 99,99%. A Tabela 8 fornece as composições e condições usadas na cadmiagem.

Tabela 8 - Parâmetros utilizados na cadmiagem.

Componente	Proporção
Sal de cádmio	20 - 30 g/L
Cianureto de sódio (NaCN)	90 - 200 g/L
Hidróxido de sódio (NaOH)	10 - 20 g/L
Relação de CN/Cd	4:1 - 6:1
Temperatura	Ambiente
Corrente contínua	1 - 5 A/dm ²
Voltagem entre anodo e catodo	1 - 4 V
Velocidade de eletrodeposição	0,2 - 1,5 µm/min

4.2 Métodos

4.2.1 Tratamentos superficiais

4.2.1.1 *Shot peening*

O processo foi aplicado nas amostras do aço inoxidável Custom 465 e do aço ABNT 4340.

Os parâmetros de *shot peening* utilizados foram: intensidade de 0,008 A, fluxo de saída de 3kg/min, velocidade de 250 mm/min, distância de 200 mm, rotação de 30 RPM e cobertura de 120%. Foi utilizada uma esfera de aço S230 (ϕ de 0,7 mm).

O processo foi executado num equipamento de jateamento a ar de acordo com a norma SAE - AMS-S-13165. As amostras tratadas apresentaram uma rugosidade superficial de $R_a = 1,08 \pm 0,14 \mu\text{m}$. Nas amostras do aço ABNT 4340 revestidas por cádmio, o processo foi efetuado antes da eletrodeposição do cádmio.

4.2.2 Tensão residual

As medições do valor absoluto das tensões residuais foram realizadas por método de difração de raios X utilizando equipamento RAYSTRESS®, Figura 16, em diferentes profundidades dos valores absolutos da tensão residual. A precisão da medição do valor absoluto da tensão é de ± 10 MPa.



Figura 16 - Equipamento portátil para análise de tensões RAYSTRESS®.

O aparelho utilizado para a análise de tensão residual possui os seguintes componentes:

- (1): Unidade de controle com fonte de alta tensão, que permite monitoramento e o ajuste do nível de potência de alimentação do tubo de raios X;
- (2): Fonte de alta tensão e tubo de raios X. Uma das qualidades do equipamento é que o tubo de raios X é acoplado à fonte de alta tensão. A tensão e a corrente de trabalho da fonte de raios X é de 25 kV e 1,5 mA, respectivamente. O tubo de raios X possui dois anodos de cromo com resfriamento a ar, e produz dois feixes convergentes de raios X para realizar a técnica de duas exposições de medição de tensões por raios X. O ângulo de convergência dos feixes de raios X é de 50° ;
- (3): O suporte magnético permite instalar o equipamento diretamente na peça analisada e ajustar o equipamento na posição de exposição;
- (4): Colimador com cassete para filme de raios X. Duas janelas no cassete permitem captar partes das linhas difratadas no intervalo angular de 2θ de 148° a 164° .

A medição de tensão residual foi realizada nos seguintes corpos de prova circulares:

- Aço ABNT 4340;
- Aço ABNT 4340 com *shot peening*;
- Aço ABNT 4340 com *shot peening* revestido por cádmio;
- Aço inoxidável Custom 465;
- Aço inoxidável Custom 465 com *shot peening*.

4.2.3 Ensaio Mecânicos

4.2.3.1 Ensaio de microdureza

Os valores de microdureza dos corpos de prova do aço inox Custom 465 e do aço ABNT 4340 cadmiado foram levantados e apresentados com 10 medições. O ensaio de microdureza foi realizado segundo a norma ASTM E 384, com o intuito de verificar se o material estudado está de acordo com a especificação de projeto. O equipamento utilizado para o ensaio foi o microdurômetro digital HMV-2T da Shimadzu processo FAPESP 06/03570-9, ilustrado pela Figura 17.



Figura 17 – Equipamento utilizado para o ensaio de microindentação.

Foi utilizado um penetrador de diamante de base piramidal, com carga de 0,1 kgf e tempo de penetração de 15 segundos. As escalas de dureza medidas foram Vickers

(HV) e Rockwell C (HRc).

4.2.3.2 Ensaio de fadiga axial

Os corpos de prova e o ensaio de fadiga axial seguiram a norma ASTM E 466, e o corpo de prova apresenta as dimensões indicada na Figura 18.

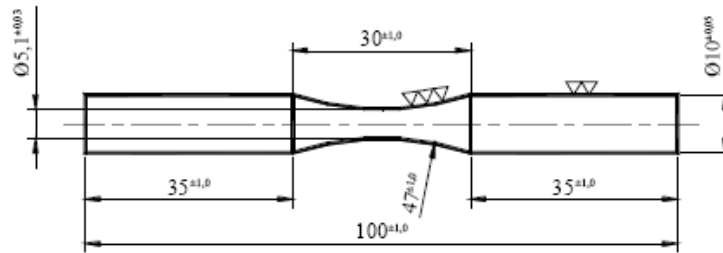


Figura 18 - Dimensões do corpo de prova para o ensaio de fadiga.

Os ensaios de fadiga axial foram realizados em uma unidade servo-hidráulica de ensaios mecânicos de modelo Instron 8801, adquirida com recurso do processo FAPESP nº 99/06549-5, conforme ilustrado pela Figura 19. A unidade utiliza resposta de célula de carga dinâmica em um sistema de laço fechado para manter o carregamento preciso dos corpos de prova de fadiga.



Figura 19 - Equipamento de ensaios universal, modelo Instron 8801.

Foi utilizado um carregamento senoidal de amplitude constante com controle de carga, frequência de 10 Hz e razão de carregamento $R = -1$, à temperatura ambiente. O ensaio de fadiga foi conduzido até a fratura ou até um número de 10^6 ciclos. Foram obtidas cinco curvas $\sigma - N$ dos ensaios de fadiga axial. As curvas foram obtidas a partir de:

- Corpos de prova de aço ABNT 4340;
- Corpos de prova de aço ABNT 4340 com *shot peening*;
- Corpos de prova de aço ABNT 4340 com *shot peening* cadmiado;
- Corpos de prova de aço inoxidável Custom 465 e
- Corpos de prova de aço inoxidável Custom 465 com *shot peening*.

4.2.4 Ensaio de resistência à corrosão em névoa salina

Foram submetidos ao ensaio de corrosão em névoa salina com duração de 432 horas, os seguintes materiais: aço ABNT 4340 metal base, aço ABNT 4340 revestido por cádmio e o aço inoxidável Custom 465 metal base. O ensaio foi realizado na empresa Behr Brasil Ltda., em um equipamento da marca BASS, modelo USC MP 02/2001, representado na Figura 20, seguindo os procedimentos da norma ASTM B 117. Os parâmetros de ensaio adotados foram:

- Solução aquosa 5% em peso de NaCl quimicamente puro, isento de iodo;
- Temperatura do saturador de 35 a 45°C;
- Pressão do saturador de 10 a 25 psi;
- Temperatura no interior da câmara de 33 a 36°C;
- Coletado de 1 a 2 mL/h;
- pH do coletado de 6,5 a 7,2;



Figura 20 - Equipamento para ensaio de corrosão em névoa salina.

4.2.5 Microscopia óptica

A microscopia óptica foi realizada no Departamento de Materiais e Tecnologia na FEG/UNESP do campus de Guaratinguetá no LAIMat, Laboratório de Análise de Imagens (processo FAPESP 97/06287-5), onde se encontra o microscópio Nikon EPIPHOT 200.

4.2.5.1 Preparação metalográfica

Para a realização da microscopia óptica foi necessário seguir as seguintes etapas com as amostras (uma amostra do aço ABNT 4340 e uma amostra do aço inoxidável Custom 465): corte, embutimento, lixamento, polimento e ataque químico.

As amostras foram cortadas com o auxílio de uma cortadeira de precisão ISOMET 100 e embutidas com resina EPOMET F para facilitar os processos seguintes de lixamento e polimento.

O lixamento e o polimento foram realizados em uma politriz automática STRUERS Labopol-5. O lixamento iniciou-se com uma lixa adiamantada de granulometria 220 com o intuito de planificar ao máximo a amostra. Em seguida, para finalizar a etapa de lixamento, foram utilizadas lixas d'água nas granulometrias 600 e 1200.

O polimento do aço ABNT 4340 foi realizado com pasta de diamante 9 μm e 3 μm , e para finalizar, foi polido com sílica coloidal 0,05 μm . O aço inoxidável Custom 465 também foi polido com pasta de diamante 9 μm e 3 μm , porém, seu polimento foi finalizado com alumina 1 μm .

O ataque químico foi realizado somente para revelar ou realçar detalhes da microestrutura. O aço ABNT 4340 foi atacado com Nital 2% (98% álcool etílico e 2% ácido nítrico) durante 10 segundos. O aço inoxidável Custom 465 foi atacado com reagente Marble (1g CuSO_4 , 5mL HCl e 5mL H_2O) durante 15 segundos. Ambos ataques foram por imersão. Após a realização do ataque químico, as amostras foram lavadas com água destilada.

4.2.6 Microscopia eletrônica de varredura

As fraturas dos corpos de prova ensaiados em fadiga axial foram examinadas pelo microscópio eletrônico de varredura JEOL JSM 5310, disponível no Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais – INPE (São José dos Campos) com o intuito de verificar o tipo de fratura e a origem das trincas de fadiga.

O microscópio trabalha com filamento de tungstênio operando de 15 a 20 kV, em técnica de baixo vácuo. As imagens foram obtidas por elétrons secundários (SE) que provêm de interações inelásticas entre os elétrons e a amostra num mecanismo de perda de energia com pequena mudança de direção. Essas imagens foram utilizadas para caracterização da topografia das superfícies de fratura.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Microestrutura

5.1.1 Aço ABNT 4340

A microestrutura do aço ABNT 4340 temperado e revenido pode ser visualizada na Figura 21.

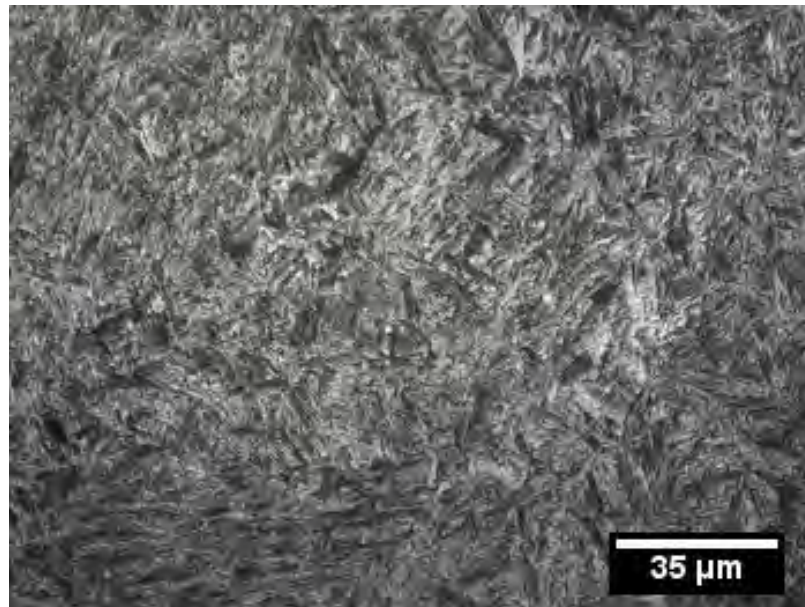


Figura 21 - Microestrutura do aço ABNT 4340. Nital 2%. Ampliação 400x.

A microestrutura da Figura 21 revela uma estrutura martensítica, proveniente do tratamento térmico de têmpera e duplo revenimento a 230°C.

A transformação martensítica ocorre quando a taxa de têmpera é rápida o suficiente para prevenir a difusão do carbono. Quando o material é aquecido por volta dos 830°C, sua microestrutura é a austenita. A austenita, CFC (cúbica de face centrada), durante o resfriamento brusco, experimenta uma transformação polimórfica em uma martensita tetragonal de corpo centrado (TCC). Uma célula unitária dessa estrutura cristalina consiste simplesmente em um cubo de corpo centrado que foi alongado ao longo de uma das suas dimensões. Todos os átomos de carbono permanecem como impurezas intersticiais na martensita; como tal, constituem uma solução sólida supersaturada capaz de se transformar rapidamente em outras

estruturas, se aquecidos a temperaturas nas quais as taxas de difusão se tornam apreciáveis.

De acordo com a Figura 22, é possível notar que, com o duplo revenimento a 230°C, a microestrutura do material é formada basicamente por 90% martensita e 10% austenita.

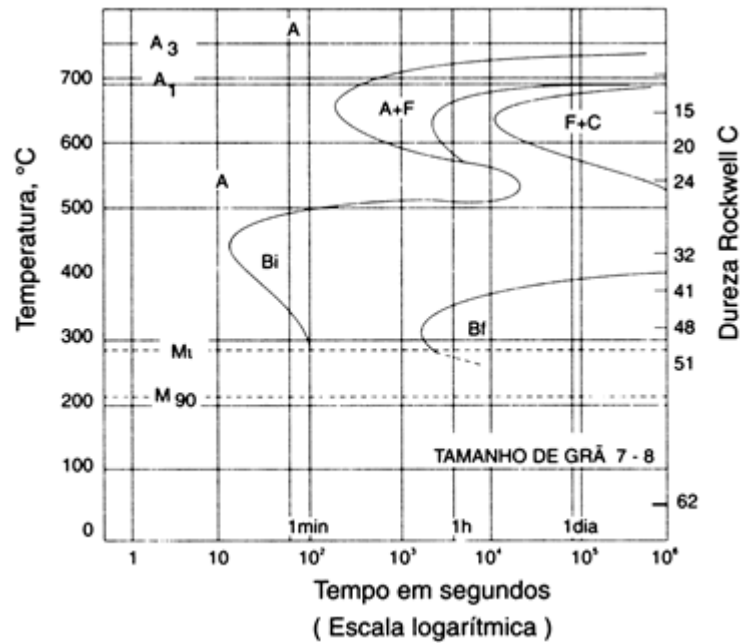


Figura 22 - Diagrama de transformação isotérmica para o aço ABNT 4340 (CALLISTER, 2000).

4.1.2 Aço inoxidável Custom 465

A microestrutura do aço inoxidável Custom 465 solubilizado e envelhecido pode ser visualizada na Figura 23.

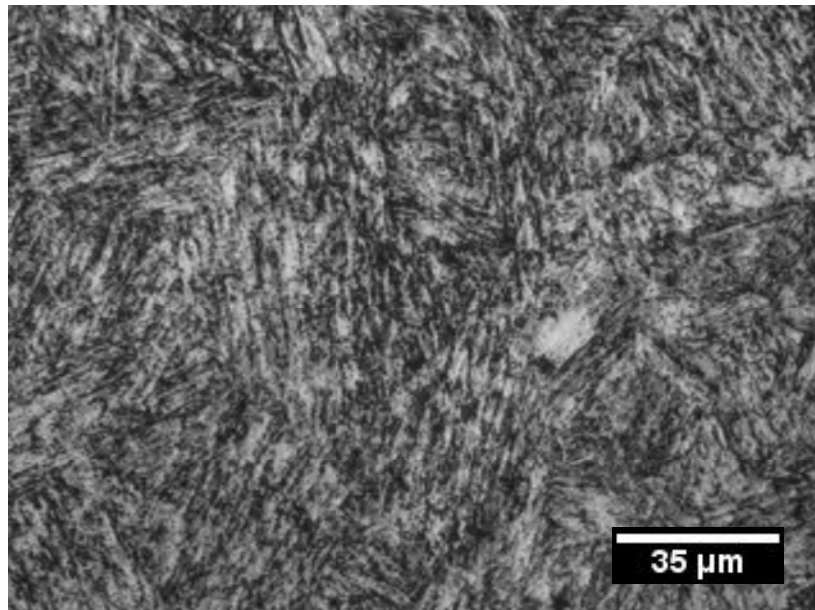


Figura 23 - Microestrutura do aço inoxidável Custom 465. Reagente Marble. Ampliação 400x.

É possível notar pela microestrutura da Figura 23 a formação de martensita durante o processo de tratamento térmico. Diferente do aço ABNT 4340, que sofre o processo de têmpera e duplo revenimento para obter uma alta resistência mecânica, o aço inoxidável Custom 465 sofre o processo de solubilização a 982°C e o envelhecimento a 510°C. Nessas condições, o aço inoxidável apresenta uma resistência mecânica igual, ou até mesmo superior, ao aço ABNT 4340.

Durante o processo de solubilização, todos os átomos presentes em forma de soluto são dissolvidos para formar uma solução sólida monofásica. Após a solubilização, ocorre um resfriamento brusco com o intuito de impedir a difusão e formação de qualquer fração de uma nova fase. Nesse estado, o material apresenta baixa dureza e baixa resistência mecânica. Após a solubilização, o material é aquecido a uma temperatura correspondente a uma região bifásica, onde as taxas de difusão se tornam apreciáveis. Uma nova fase precipitada começa a se formar na forma de partículas finamente dispersas em um processo conhecido por envelhecimento. É nesse momento que o material adquire alta resistência mecânica e elevada dureza.

5.2 Ensaio de microindentação

5.2.1 Aço ABNT 4340

A Tabela 9 apresenta os valores de microdureza para o aço ABNT 4340. Para a obtenção dos valores de microdureza Rockwell C e Vickers, foram realizadas 10 medidas, com carga de 0,1 kgf por 15 segundos.

Tabela 9 - Valores de microdureza do aço ABNT 4340.

Material	Média (HV)	Desvio-padrão (HV)	Média (HRc)	Desvio-padrão (HRc)
Aço ABNT 4340	524,0	12,9	50,8	0,8

A partir da Figura 24, é possível verificar a eficiência do tratamento térmico de têmpera e duplo revenimento e, além disso, a homogeneidade nos valores de dureza propiciada pelo mesmo.

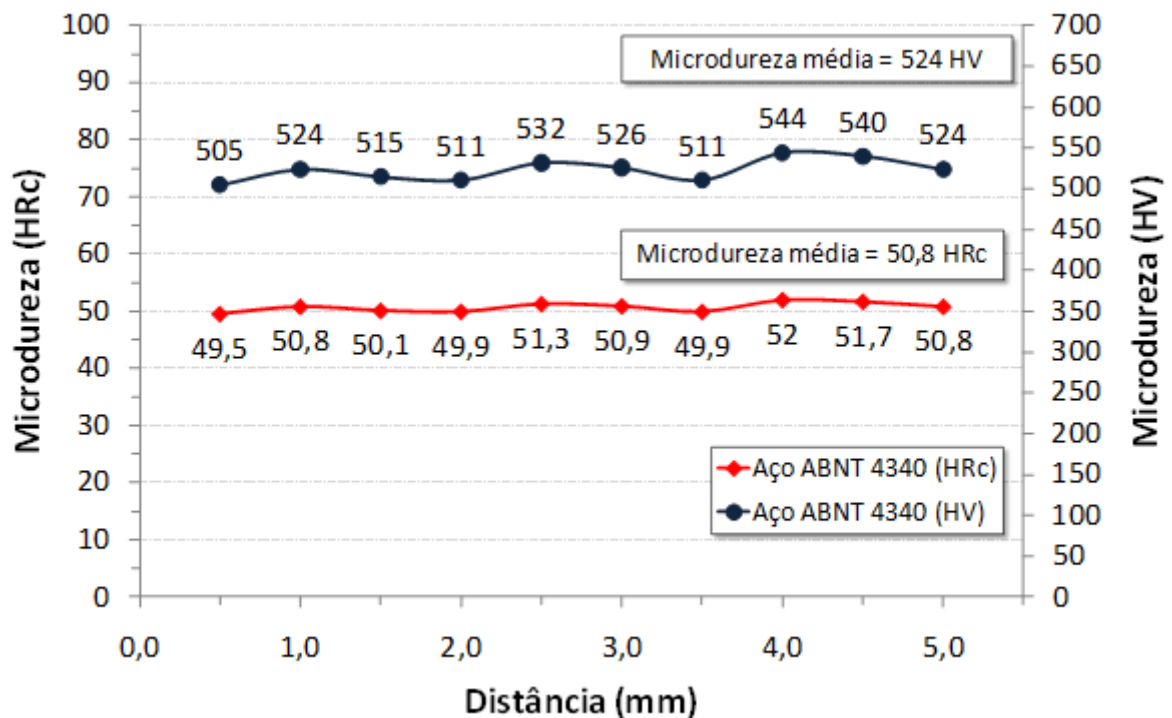


Figura 24 - Perfil dos valores de microdureza do aço ABNT 4340.

4.2.2 Aço inoxidável Custom 465

A Tabela 10 apresenta os valores de microdureza para o aço inoxidável Custom 465. Para a obtenção da microdureza Rockwell C e Vickers, foram realizadas 10 medidas, com carga de 0,1 kgf por 15 segundos. De acordo com a tabela abaixo, verifica-se que o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento proporcionou ao material uma dureza equivalente ao aço ABNT 4340 tratado termicamente.

Tabela 10 - Valores de microdureza do aço inoxidável Custom 465.

Material	Média (HV)	Desvio padrão (HV)	Média (HRc)	Desvio padrão (HRc)
Aço inoxidável Custom 465	559,0	13,0	52,9	0,8

A partir da Figura 25 nota-se a homogeneidade do tratamento térmico, garantindo assim uma maior qualidade e confiabilidade dos resultados obtidos nos ensaios de fadiga axial.

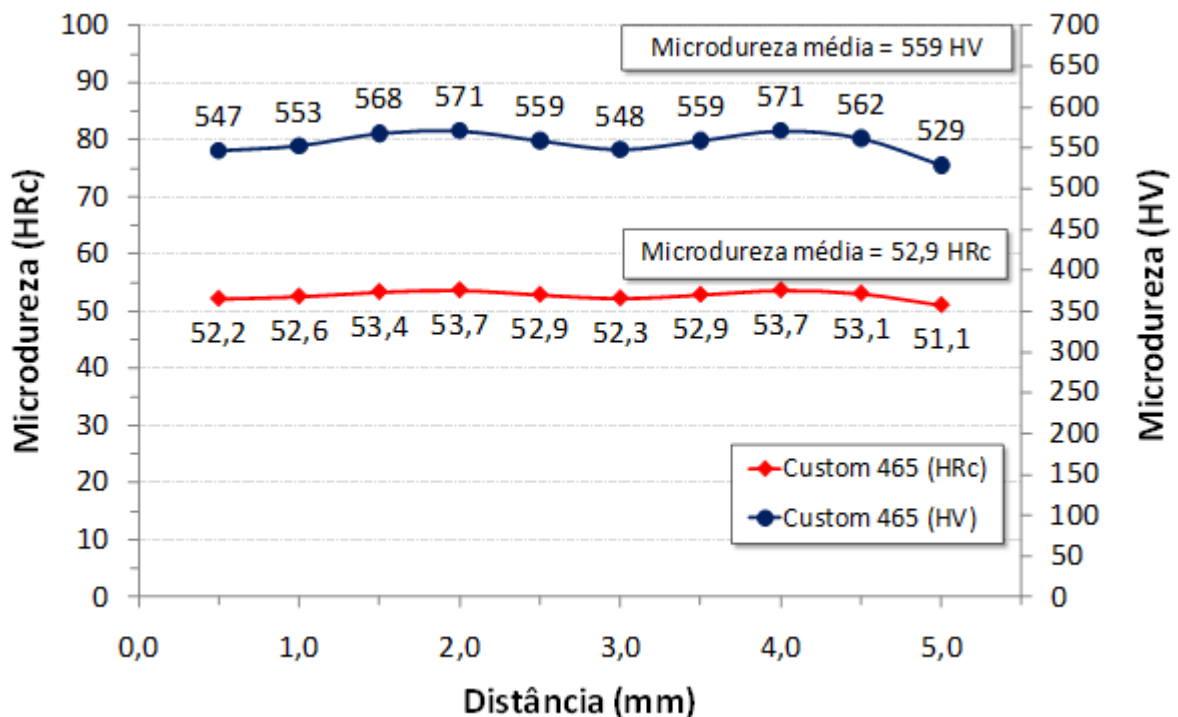


Figura 25 - Perfil dos valores de microdureza do aço inoxidável Custom 465.

5.3 Ensaio de fadiga axial

5.3.1 Aço ABNT 4340

A Tabela 11 apresenta os resultados de fadiga axial para o aço ABNT 4340.

Tabela 11 - Resultados dos ensaios de fadiga axial do aço ABNT 4340.

4340 MB		4340 MB + SP		4340 MB + SP + Cádmió	
Tensão (MPa)	Ciclos (N)	Tensão (MPa)	Ciclos (N)	Tensão (MPa)	Ciclos (N)
1.200	1.024	1.420	22.718	1.170	5.716
1.200	23.337	1.200	77.790	1.100	35.894
1.155	44.673	1.200	80.545	1.100	21.537
1.155	11.959	1.200	82.615	1.100	17.874
1.125	39.939	1.150	127.507	1.025	50.729
1.125	489.675	1.150	102.393	1.025	101.103
1.000	64.043	1.150	36.959	950	351.145
1.000	22.226	1.150	55.184	950	483.129
1.000	47.826	1.150	83.615	950	386.202
950	107.203	1.125	589.653	950	372.692
950	653.456	1.125	812.825	880	29.034
950	48.084	1.100	1.000.000	880	1.000.000
950	82.703	1.100	1.000.000	880	1.000.000
950	227.823	---	---	850	1.000.000
935	1.000.000	---	---	850	1.000.000
935	1.000.000	---	---	---	---

A Figura 26 representa os dados da Tabela 11 em curvas $\sigma - N$ para a fadiga axial do aço ABNT 4340 nas seguintes condições: material base, material base com o tratamento de *shot peening* e material base com tratamento de *shot peening* revestido por cádmio.

A partir da Tabela 11 e da Figura 26 é possível identificar o intervalo entre o comportamento de fadiga de baixo ciclo e a resistência à fadiga em 10^6 ciclos, para cada situação. Para o aço ABNT 4340, esse intervalo é da ordem de 265 MPa. A tensão de baixo ciclo é próxima de 1.200 MPa (23.337 ciclos) e a resistência à fadiga é 935 MPa. Já o aço ABNT 4340 com *shot peening* apresenta um intervalo próximo de 320 MPa. Porém, a tensão de baixo ciclo é da ordem de 1.400 MPa (22.718 ciclos) e a resistência à fadiga é 1.100 MPa. O aço ABNT 4340 com *shot peening* revestido por cádmio têm um intervalo de 220 MPa. É o menor intervalo entre as três situações. Mas também é o caso que apresenta a menor resistência à fadiga em 10^6 ciclos, de 880 MPa.

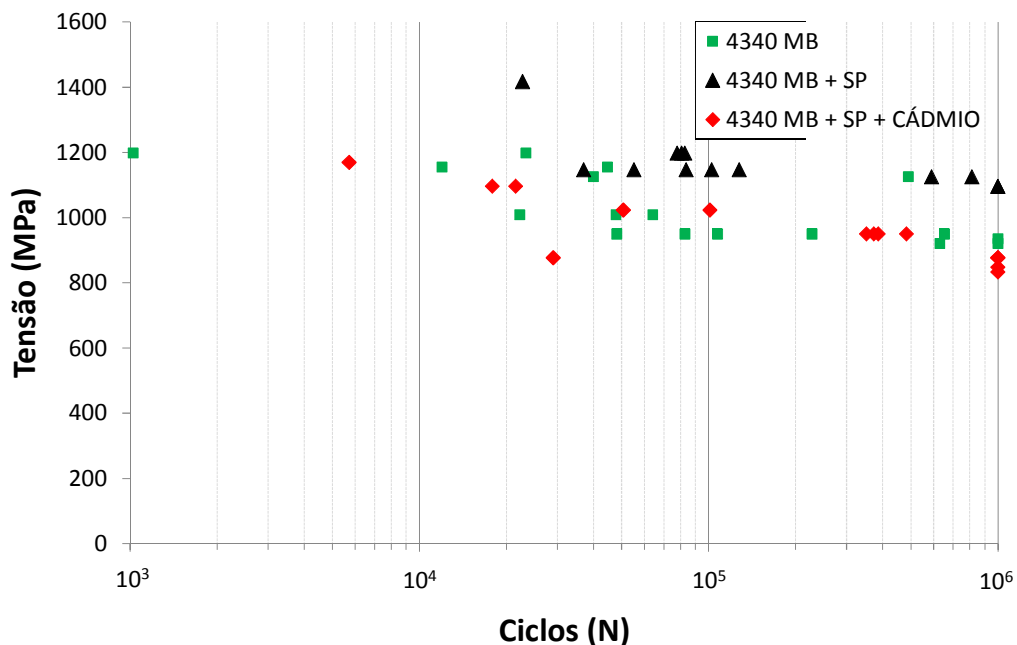
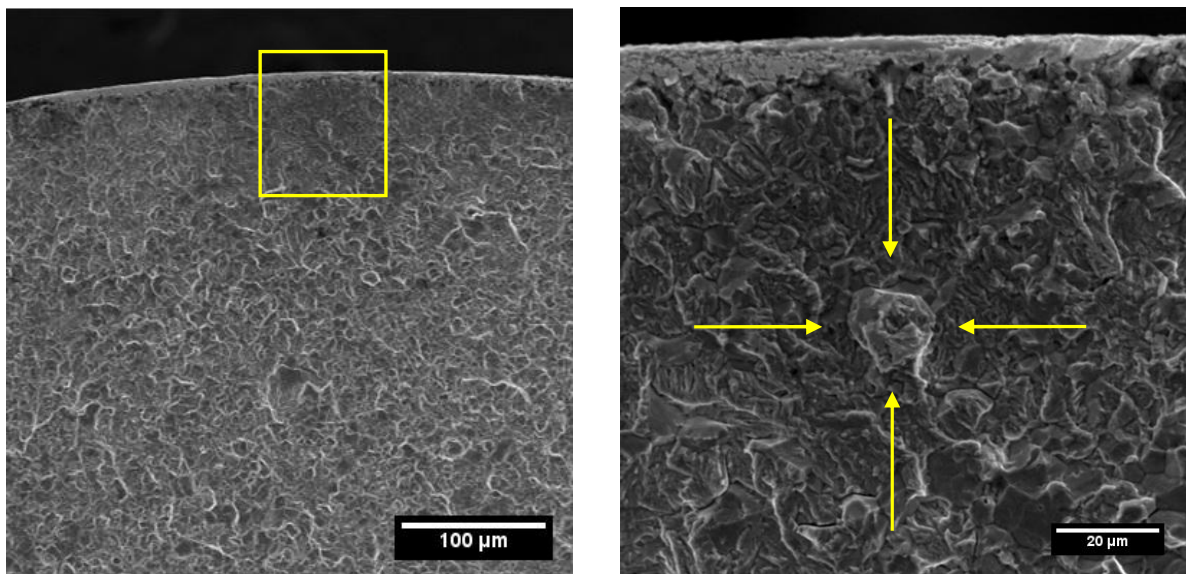


Figura 26 - Curva S - N para o aço ABNT 4340: R = -1; f = 10Hz.

Os dados experimentais indicam que o revestimento eletrodepositado reduz a resistência à fadiga do aço ABNT 4340. Esta tendência pode ser observada para 10^5 e 10^6 ciclos. A redução na resistência à fadiga provocada pelo metal base revestido, comparado com relação ao metal base com o tratamento de *shot peening* é da ordem de 20%. Quando se compara a resistência à fadiga do metal base sem *shot peening* com o metal base revestido com *shot peening*, percebe-se que não há muita diferença. É esse o resultado esperado pelo tratamento de *shot peening*, onde se criam tensões residuais compressivas no material que receberá o revestimento para compensar as tensões residuais trativas causadas pela eletrodeposição de cádmio.

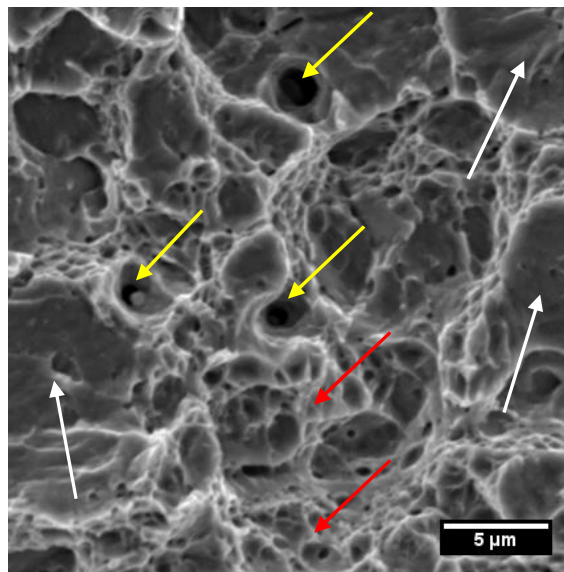
As superfícies de fratura do aço ABNT 4340 nas condições metal base, metal base tratado com *shot peening* e metal base tratado com *shot peening* revestido, podem ser visualizadas nas Figuras 27, 28 e 29, respectivamente.

É possível verificar na Figura 27 (a) e (b) a nucleação da trinca a partir de uma inclusão não metálica sub-superficial, como pode ser visto pelas setas amarelas. Na ausência de inclusão, provavelmente a trinca iniciaria a partir da superfície do material, pois em materiais sem *shot peening* é natural que a mesma se inicie a partir desse ponto, que é a região de maior tensão sofrida pelo material devido às características do ensaio. Na Figura 27 (c) é importante ressaltar a quantidade de vazios (identificados por setas amarelas) que se misturam com os *dimples* (identificados por setas vermelhas) e com algumas facetas (identificadas por setas brancas) presentes no material na região de fratura final.



(a)

(b)



(c)

Figura 27 - Superfície de fratura do aço ABNT 4340 metal base, $\sigma = 949,89$ MPa, 107.203 ciclos: (a) 200x; (b) 1.000x e (c) 3.500x.

Na Figura 28 também é possível notar uma inclusão sub-superficial, identificado na Figura 28 (b) por setas amarelas, que foi responsável pelo aparecimento de uma trinca. É interessante observar que trincas secundárias se originaram abaixo do campo residual compressivo produzido pelo tratamento de *shot peening*. As trincas secundárias podem ser observadas na Figura 28 (a) identificadas pelas setas amarelas. A Figura 28 (c) mostra a camada superficial deformada plasticamente pelo tratamento

de *shot peening*, da ordem de 10 a 13 μm .

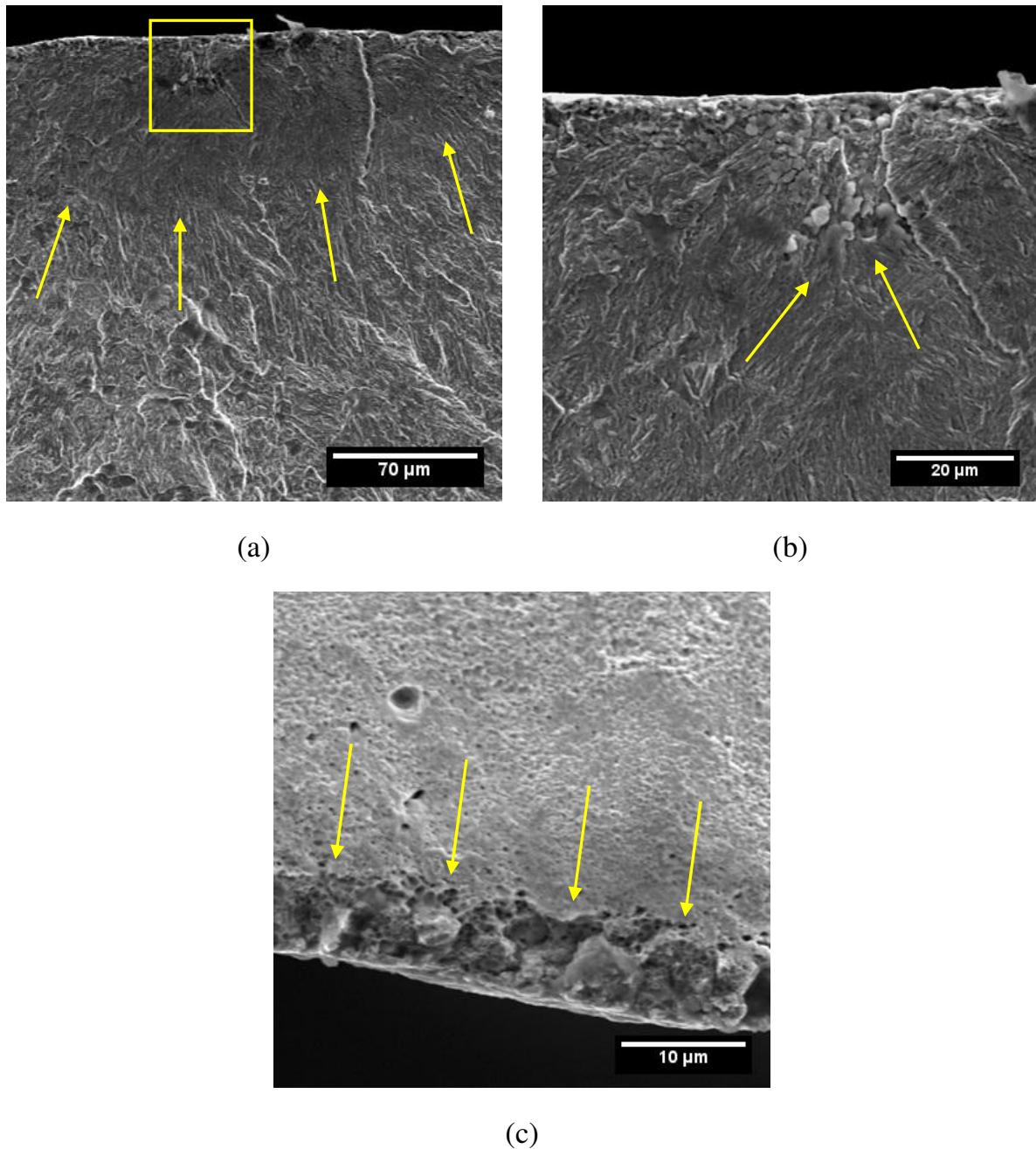


Figura 28 - Superfície de fratura do aço ABNT 4340 com *shot peening*, $\sigma = 1.147,18 \text{ MPa}$, 127.507 ciclos: (a) 350x; (b) 1.000x e (c) 2.000x.

A Figura 29 (a) mostra que o aço ABNT 4340 revestido por cádmio apresenta três frentes de propagação de trincas diferentes (identificados em sua origem com um quadrado vermelho, outro amarelo e setas brancas), muito diferente do que ocorreu com o aço ABNT 4340 metal base e o aço ABNT 4340 metal base tratado por *shot*

peening. Em ambos os casos há apenas uma frente de propagação de trinca. Pela Figura 29 (b) e (c), é possível identificar que as trincas nuclearam a partir da superfície e sem nucleação de trincas secundárias abaixo do campo residual compressivo provocado pelo tratamento de *shot peening*. Na Figura 29 (c), é perceptível a região onde a trinca se propagou de maneira estável, que foi até as marcações circulares em amarelo. Após as marcações a trinca se propaga de modo instável até a ruptura do corpo de prova. Pela Figura 29 (d) é possível obter o valor preciso da espessura do cádmio eletrodepositado, que nesse caso é de 8,75 μm . Os valores padrões de espessura são entre 8 e 13 μm . Portanto, a espessura do revestimento está dentro da especificação do projeto. Também é importante ressaltar a ondulação superficial do revestimento de cádmio (identificados por setas amarelas), podendo ser um dos responsáveis pela nucleação de trincas em vários pontos.

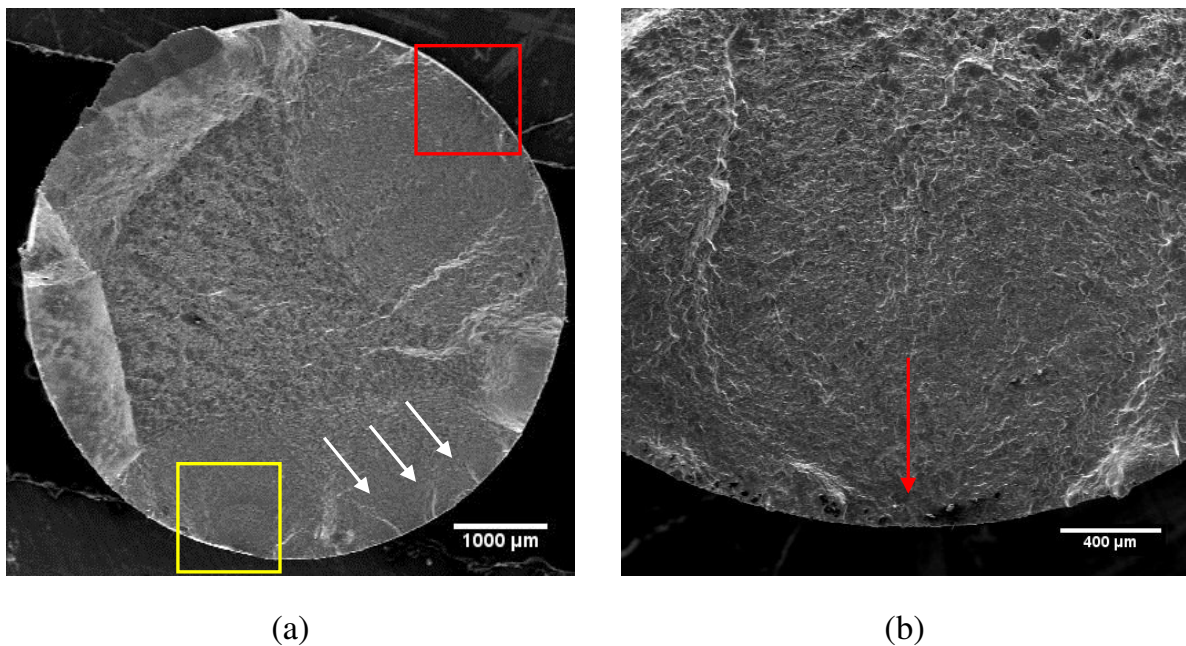
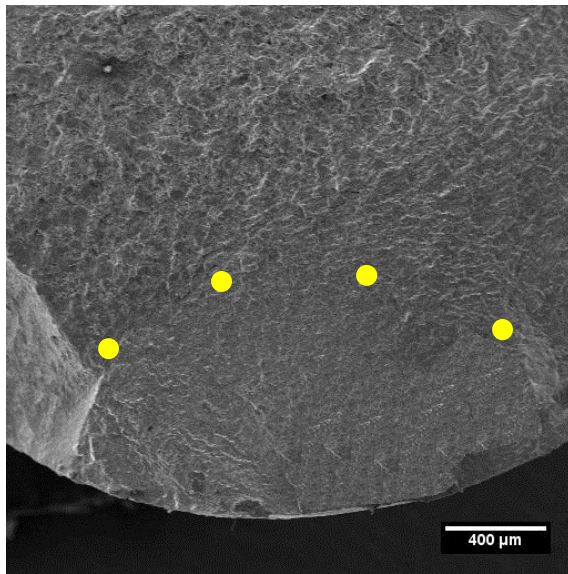
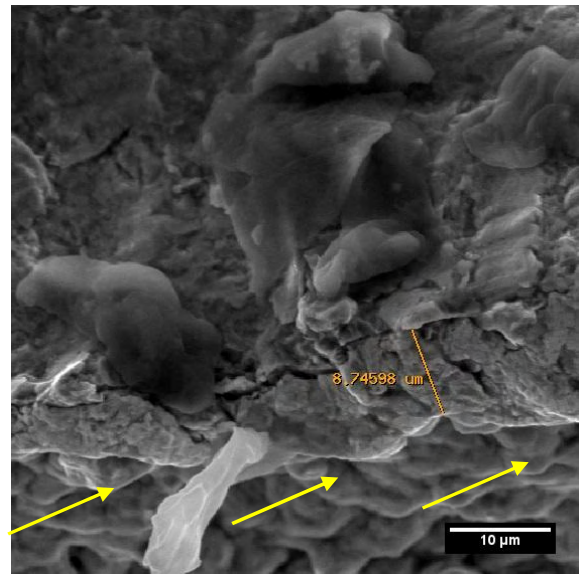


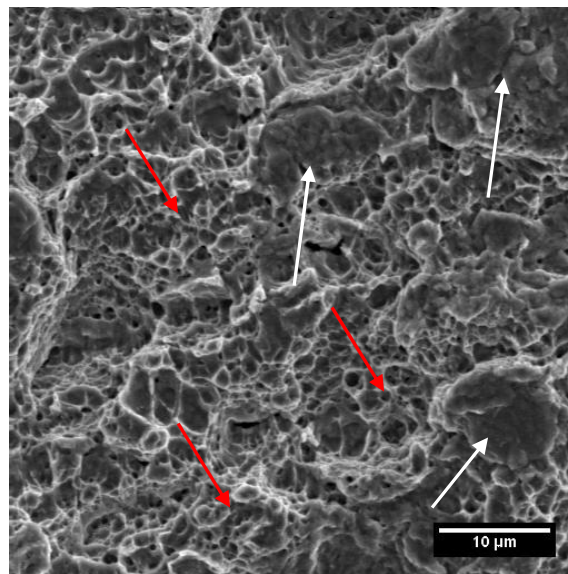
Figura 29 - Superfície de fratura do aço ABNT 4340 com *shot peening* revestido por cádmio, $\sigma = 949,89 \text{ MPa}$, 151.145 ciclos: (a) 15x; (b) 50x; (c) 50x; (d) 2.000x e (e) 2.000x.



(c)



(d)



(e)

Figura 30 - Continuação.

5.3.2 Aço inoxidável Custom 465

A Tabela 12 apresenta os resultados de fadiga axial para o aço inoxidável Custom 465.

Tabela 12 - Resultados dos ensaios de fadiga axial do aço inoxidável Custom 465.

Custom 465 MB		Custom 465 MB + SP	
Tensão (MPa)	Ciclos (N)	Tensão (MPa)	Ciclos (N)
1200	10.083	1.200	28.540
1200	8.465	1.200	23.931
1055	10.793	1.050	42.669
1055	23.121	1.050	68.938
900	38.617	980	101.862
900	37.556	980	153.211
830	106.061	900	232.401
830	43.088	900	271.139
710	141.810	850	583.986
710	325.087	850	519.952
680	617.125	830	1.000.000
650	1.000.000	830	1.000.000
650	859.234	---	---
650	1.000.000	---	---

A Figura 30 representa os dados da Tabela 12 em curva $\sigma - N$ para a fadiga axial do aço inoxidável Custom 465 na condição metal base e com o tratamento de *shot peening*.

A partir da Tabela 12 e da Figura 30, é possível identificar o intervalo entre o comportamento de fadiga de baixo ciclo e a resistência à fadiga em 10^6 ciclos para as duas situações. Para o Custom 465 sem o tratamento de *shot peening*, esse intervalo é da ordem de 405 MPa, sendo que a tensão de baixo ciclo é próximo de 1.055 MPa (23.121 ciclos) e a resistência à fadiga é 650 MPa para 10^6 ciclos. Já o Custom 465

com *shot peening* apresenta um intervalo de fadiga próximo de 370 MPa, onde a tensão de baixo ciclo é da ordem de 1.200 MPa (23.931 ciclos) e a resistência à fadiga é 830 MPa para 10^6 ciclos.

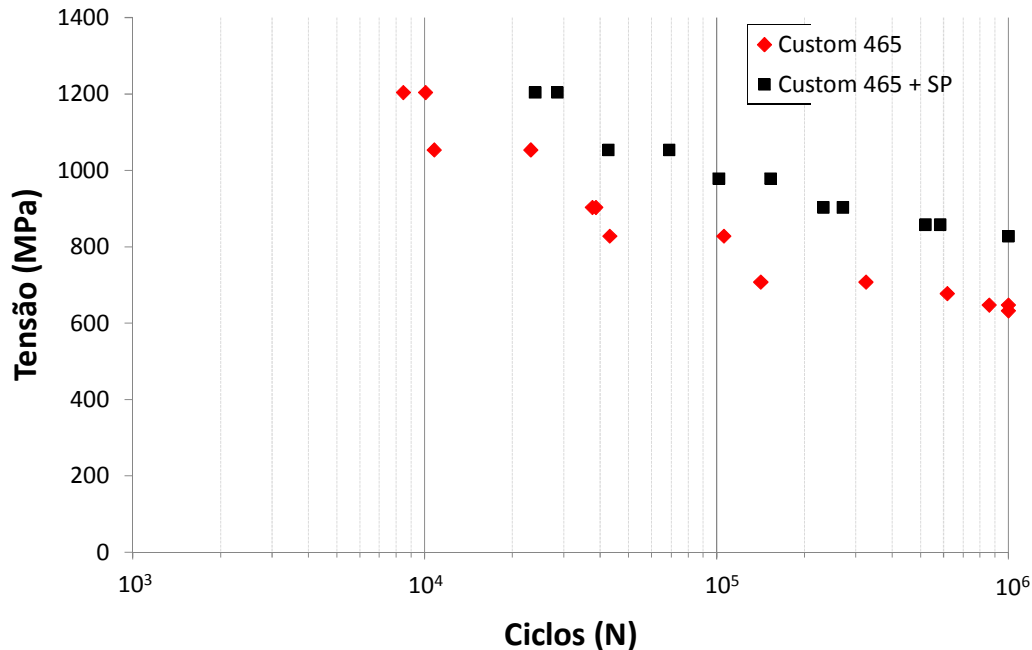


Figura 31 - Curva S - N para o aço inoxidável Custom 465: R = -1; f = 10Hz.

Para esse material não é necessário a aplicação de revestimentos, isso porque, é da natureza do aço inoxidável ser resistente à corrosão devido a uma camada que se forma na superfície do material, muito fina, de óxido de cromo, protegendo o restante do material da corrosão. Esse fenômeno é conhecido por passivação.

As superfícies de fratura do aço inoxidável Custom 465 nas condições metal base e metal base tratado com *shot peening*, podem ser visualizadas nas Figuras 31 e 32, respectivamente.

Pela Figura 31 (a), é possível realizar as seguintes análises: há apenas uma frente de propagação de trinca; a região em que a trinca se propagou de forma estável é até as marcações amarela e a região em que a trinca se propagou de forma instável é a partir

das marcações. A partir da Figura 31 (b) e (c) nota-se que a trinca se inicia a partir da superfície do corpo de prova, o que é normal quando não se tem um campo de tensão residual de compressão. Na superfície do material existem tensões residuais provenientes do processo de fabricação, principalmente da usinagem. Essas tensões residuais têm características trativas facilitando a nucleação e propagação dessas trincas na superfície livre do material. A Figura 31 (d) apresenta a superfície de fratura final do corpo de prova. Nota-se que para esse aço, assim como para o aço ABNT 4340, existe uma mistura de *dimples* (setas vermelhas) com algumas facetas de clivagem (setas brancas). Com isso, não temos uma característica predominante para avaliar se a fratura é do tipo frágil ou dúctil. Na Figura 31 (e) é possível notar o aparecimento de estrias de fadiga, que correspondem a cada ciclo de carregamento realizado durante o ensaio de fadiga. Essas estrias são características de materiais dúcteis. Com isso tem-se um aço inoxidável de alta resistência e boa ductilidade.

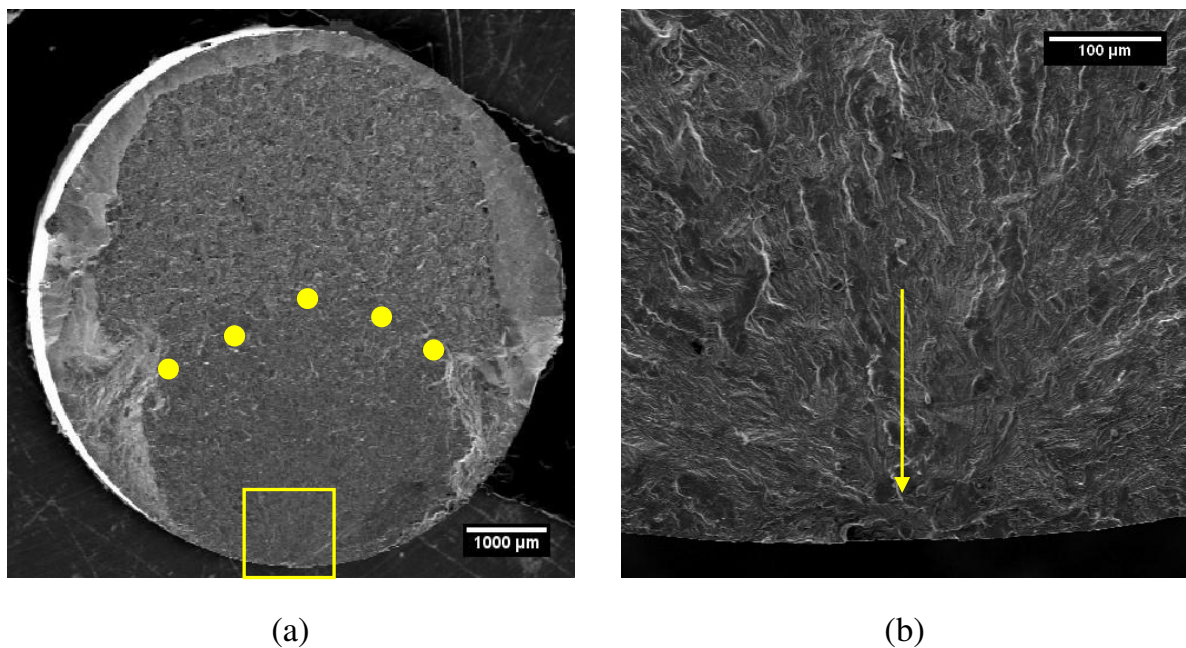


Figura 32 - Superfície de fratura do aço inoxidável Custom 465 metal base. $\sigma = 707,28$ MPa, 141.810 ciclos: (a) 15x; (b) 200x; (c) 500x; (d) 2.000x e (e) 10.000x.

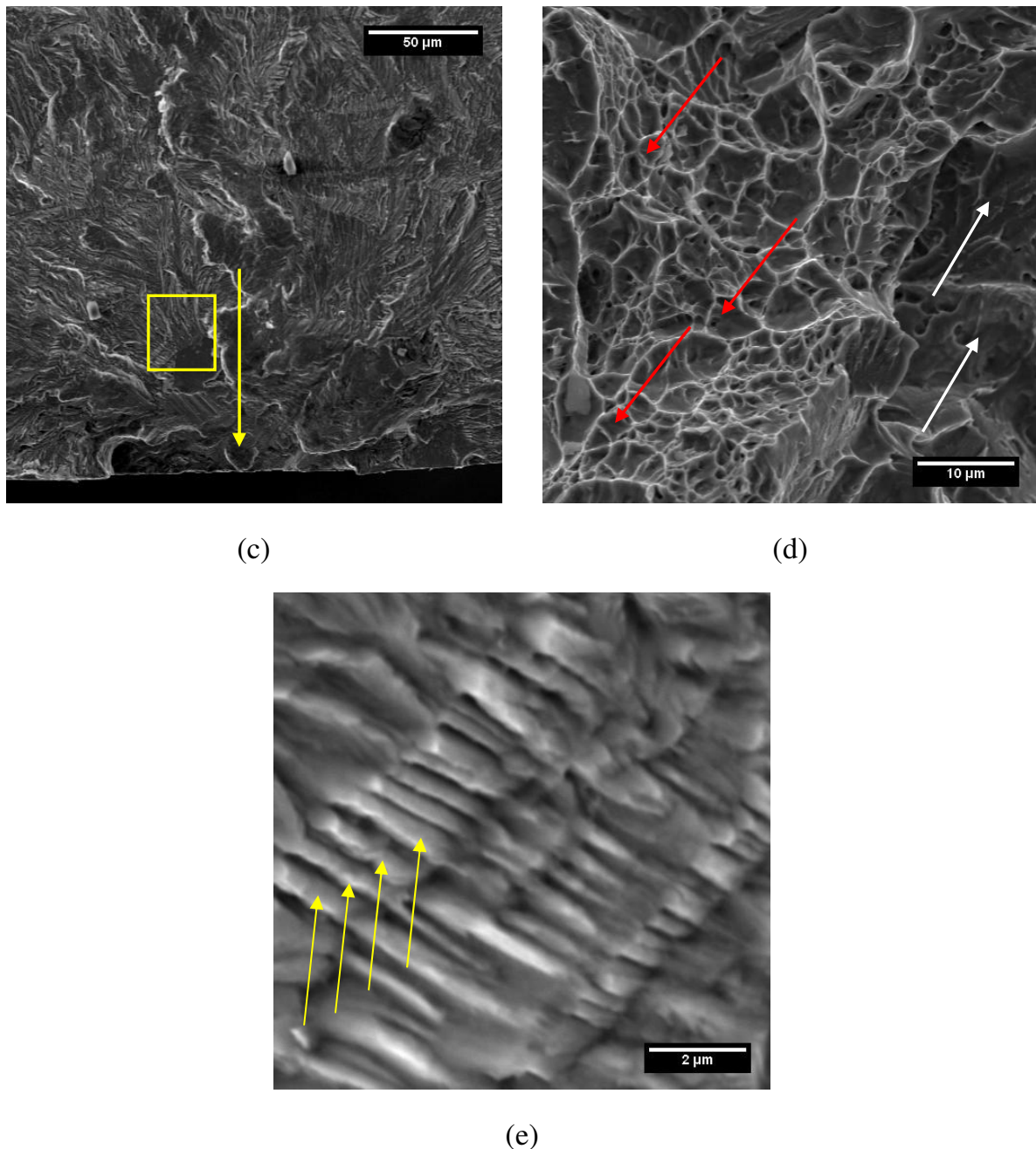


Figura 33 - Continuação.

A Figura 32 (a) mostra uma região não tão definida quanto na Figura 31 (a) da propagação estável da trinca. Essa região está identificada pelos limitadores amarelos. Um dos fatores que pode ter prejudicado a visualização dessa região com mais clareza é o tratamento de *shot peening*, que muitas vezes provoca o surgimento de trincas secundárias abaixo da tensão compressiva provocada pelo jateamento das esferas. É possível notar na Figura 32 (b) a possível nucleação da trinca, evidenciada pelo quadrado vermelho. Com uma ampliação maior, como no caso da Figura 32 (c), nota-

se que existem trincas nucleadas a partir da superfície livre do material e trincas nucleadas abaixo da superfície. Pela Figura 32 (d) fica evidenciado pelas setas amarelas que a trinca também se propagou entre os grãos. E diferente de todas as fraturas anteriores, esse material apresenta em sua fratura final muitos *dimples* (setas vermelhas), poucos vazios (setas amarelas) e nenhuma faceta de clivagem, como pode ser observado na Figura 32 (e). É possível afirmar que esse material apresenta uma fratura do tipo dúctil.

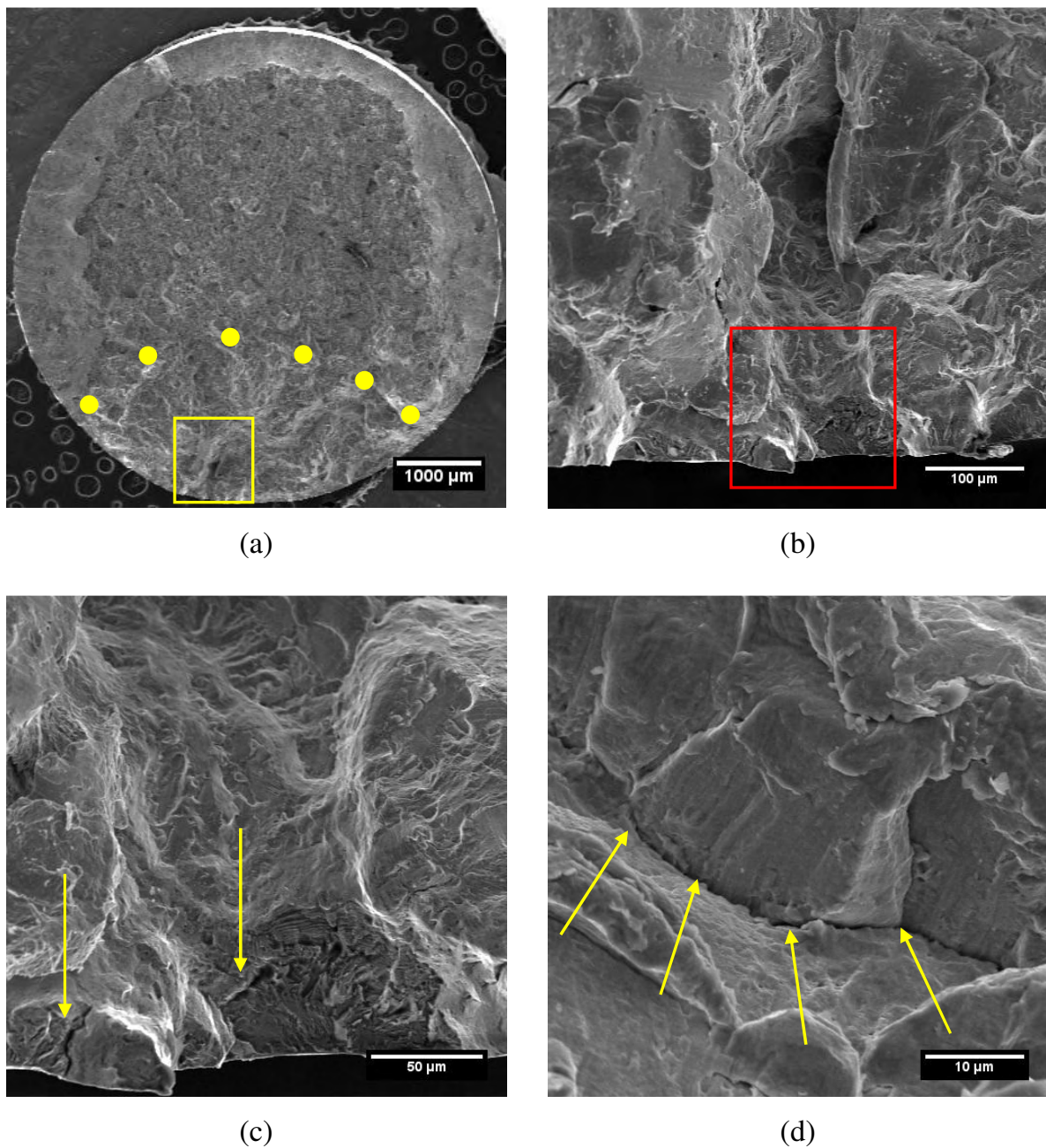
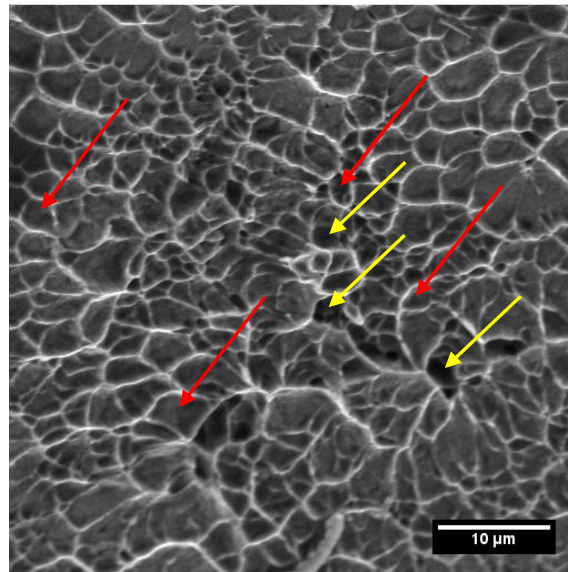


Figura 34 - Superfície de fratura do aço inoxidável Custom 465 metal base com tratamento de *shot peening*, $\sigma = 902,92$ MPa, 232.401 ciclos: (a) 15x; (b) 200x; (c) 500x; (d) 2.000x e (e) 2.000x.



(e)

Figura 35 - Continuação.

5.3.3 Comparação entre o aço ABNT 4340 e o aço inoxidável Custom 465

Na Tabela 13 é feita uma comparação da resistência à fadiga em 10^6 ciclos, do aço ABNT 4340 nas três condições estudadas e do aço inoxidável Custom 465 nas duas condições estudadas.

Tabela 13 - Comparação da resistência à fadiga do aço ABNT 4340 e do aço inoxidável Custom 465.

MATERIAL	10 ⁶ ciclos
	TENSÃO (MPa)
4340 MB	935
4340 MB + SP	1100
4340 MB + SP + CÁDMIO	880
CUSTOM 465 MB	650
CUSTOM 465 MB + SP	830

Comparando a resistência à fadiga em 10^6 ciclos do aço inoxidável Custom 465 tratado pelo *shot peening* com o aço ABNT 4340 tratado pelo *shot peening* e revestido

por cádmio, nota-se que a resistência à fadiga do aço inoxidável é 6% menor. Essa diferença se torna desprezível quando se trabalha com uma filosofia de projeto do tipo vida segura. Tendo como base essa pequena diferença na resistência à fadiga em 10^6 ciclos para esses dois aços, a substituição do aço ABNT 4340 revestido por cádmio pelo aço inoxidável Custom 465 com *shot peening* torna-se viável.

5.4 Análise da Tensão Residual

Os perfis residuais foram medidos utilizando-se o método de difração de raios X. Foram realizadas 17 medições de tensões em 5 corpos-de-prova. O sinal (-) significa tensão residual de compressão e o sinal (+) significa tensão residual de tração.

5.4.1 Aço ABNT 4340

A Tabela 14 apresenta os resultados das tensões residuais para o aço ABNT 4340 nas seguintes condições: metal base, metal base tratado pelo *shot peening* e metal base tratado pelo *shot peening* revestido por cádmio.

Tabela 14 - Tensões residuais - resultados gerais para o aço ABNT 4340.

Especificação do corpo de prova		Profundidade, mm				
		0,00	0,03	0,05	0,10	0,20
Material	Tratamento e/ou revestimento	Valor absoluto da tensão, MPa				
Aço 4340	-----	+100	-----	-----	+80	0
Aço 4340	<i>Shot peening</i>	-330	-----	-----	-620	-200
Aço 4340	<i>Shot peening</i> + Cd	-660	-----	-----	-330	+90

As Figuras 33 e 34, apresentam as curvas das tensões residuais encontradas em função da profundidade medida para as três condições de amostras analisadas para o aço ABNT 4340.

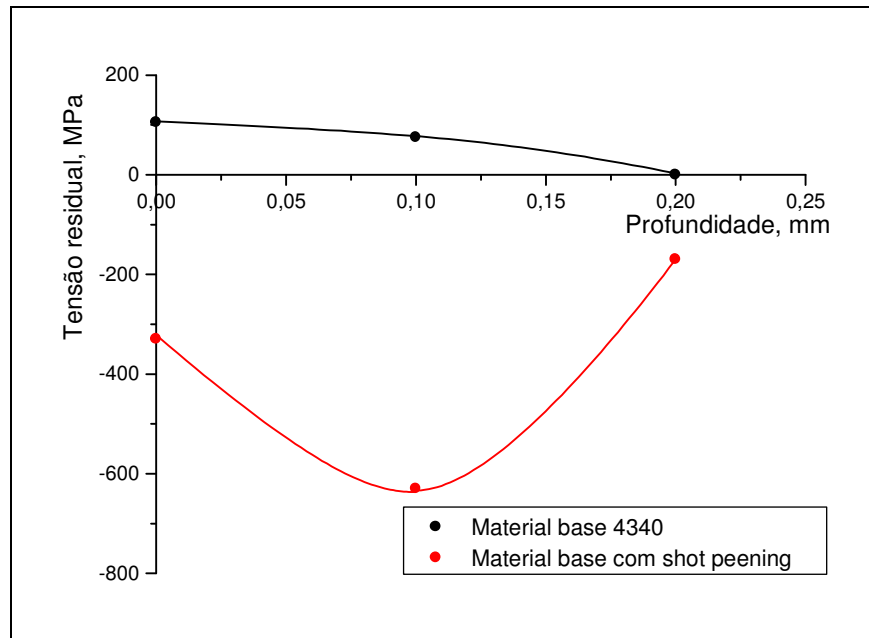


Figura 36 - Gráfico tensão residual (MPa) x profundidade (mm): aço ABNT 4340 e aço ABNT 4340 com *shot peening*.

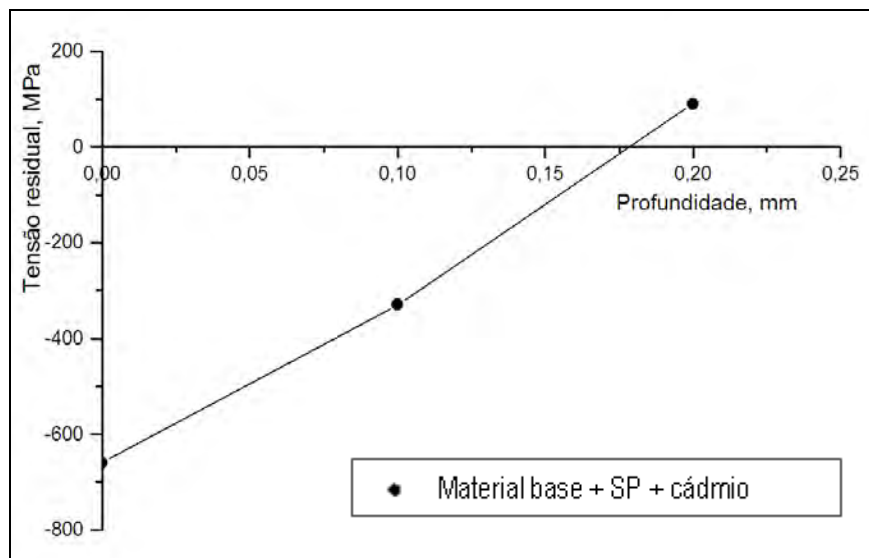


Figura 37 - Gráfico tensão residual (MPa) x profundidade (mm): aço ABNT 4340 com *shot peening* revestido com cádmio.

Da Tabela 14 e da Figura 33 conclui-se que o processo de produção do material base sem *shot peening* e os processos de fabricação aplicados sobre os corpos-de-prova induzem tensões residuais de tração, na superfície de +100 MPa, atingindo

+80 MPa a uma profundidade de 0,10 mm e tendendo a zero em uma profundidade de 0,20 mm. Com relação ao material base tratado pelo *shot peening*, conclui-se que o *shot peening* não só neutralizou as tensões residuais trativas induzidas no processo de fabricação como gerou tensões residuais compressivas nas camadas superficiais até uma profundidade de aproximadamente 0,20 mm. A tensão residual na superfície foi de -330 MPa, e sua maior intensidade medida, -620 MPa, a uma profundidade de 0,10 mm. Mesmo em profundidades maiores, como a 0,20 mm da superfície, a tensão residual foi compressiva, de -200 MPa.

Da análise da Tabela 14 com a Figura 34 conclui-se que, o *shot peening* seguido da eletrodeposição de cádmio induz tensões residuais de -660 MPa na superfície, sendo reduzida a -330 MPa a uma profundidade de 0,10 mm a partir da superfície e atingindo uma tensão trativa de +90 MPa a uma profundidade de 0,20 mm a partir da superfície. A inversão da tensão compressiva para trativa a partir de uma determinada profundidade deve-se a condição de equilíbrio com tensão resultante nula, ao longo da seção transversal.

5.4.2 Aço inoxidável Custom 465

A Tabela 15 apresenta os resultados das tensões residuais para o aço inoxidável Custom 465 nas seguintes condições: metal base e metal base tratado pelo *shot peening*.

Tabela 15 - Tensões residuais - resultados gerais para o aço inoxidável Custom 465.

Especificação do corpo de prova		Profundidade, mm				
		0,00	0,03	0,05	0,10	0,20
Material	Tratamento e/ou revestimento	Valor absoluto da tensão, MPa				
Custom 465	-----	-600	-----	-----	+100	+100
Custom 465	<i>Shot peening</i>	-700	-810	-920	-400	0

As Figuras 35 e 36 apresentam as curvas das tensões residuais encontradas em função da profundidade medida para as duas condições de amostras analisadas para o aço inoxidável Custom 465.

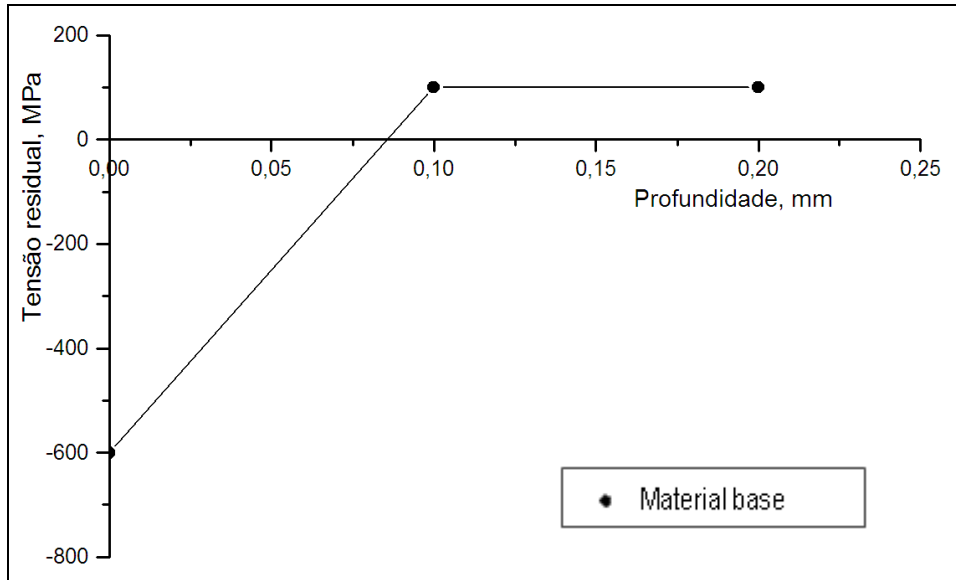


Figura 38 - Gráfico tensão residual (MPa) x profundidade (mm): aço inoxidável Custom 465 sem *shot peening*.

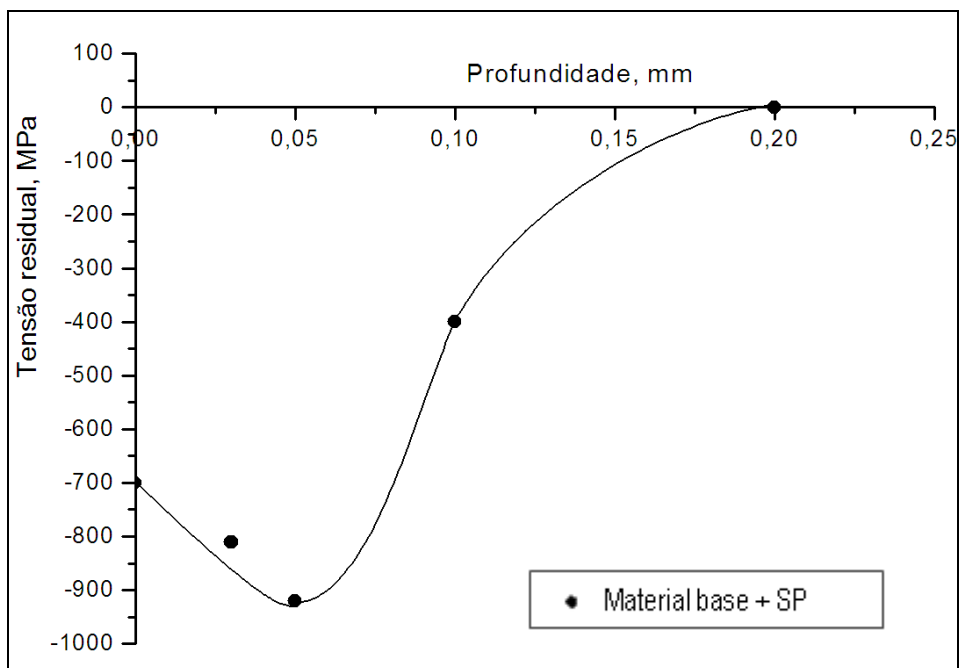


Figura 39 - Gráfico tensão residual (MPa) x profundidade (mm): aço inoxidável Custom 465 com *shot peening*.

Da Tabela 15 e da Figura 35 conclui-se que o processo de produção do material base sem *shot peening* e os processos de fabricação aplicados sobre os corpos-de-

prova induzem tensões residuais compressivas na superfície de -600 MPa, atingindo +100 MPa a uma profundidade de 0,10 mm e mantendo a tensão trativa de +100 MPa até a profundidade analisada de 0,20 mm.

Da análise da Tabela 15 com a Figura 36 conclui-se que, o *shot peening* induz mais tensão compressiva na superfície do material comparado com o Custom 465 sem *shot peening*, atingindo -700 MPa, e sua maior intensidade medida, -920 MPa, foi a uma profundidade de 0,05 mm. Na profundidade de 0,10 mm ainda existe tensão de compressão, da ordem de -400 MPa, e essa tensão tende a zero a medida em que a profundidade atinge 0,20 mm a partir da superfície.

5.5 Ensaio de corrosão em névoa salina




















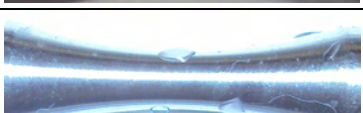

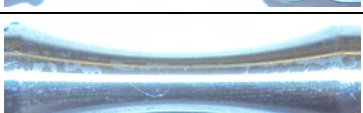
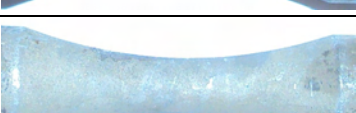
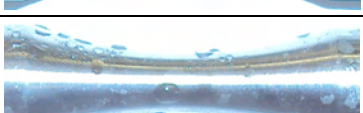
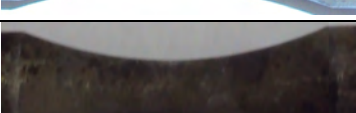

Para o ensaio de corrosão em névoa salina foram utilizados corpos-de-prova de fadiga dos seguintes materiais:

- aço ABNT 4340 metal base;
- aço ABNT 4340 revestido por cádmio;
- aço inoxidável Custom 465 metal base.

As amostras foram comparadas visualmente durante o período de exposição na câmara de névoa salina, que foi de 432 horas, e a cada 24 horas foram retiradas para observação e, em seguida, recolocadas na câmara.

Os resultados do teste de corrosão de acordo com a norma ASTM B 117 para os três casos estudados estão representados na Tabela 16.

Tabela 16 - Teste de corrosão em névoa salina para os aços ABNT 4340 metal base, ABNT 4340 revestido por cádmio e inoxidável Custom 465 metal base.

	4340 MB	4340 + cádmio	Custom 465 MB
Início			
96 horas			
144 horas			
168 horas			
192 horas			
216 horas			
312 horas	-----		
336 horas	-----		
360 horas	-----		
432 horas	-----		

Observando a Tabela 16, nota-se que o aço ABNT 4340 na condição metal base apresenta corrosão superficial na forma de pites em 96 horas de exposição em névoa salina. Porém, com 48 horas de exposição, o mesmo já apresentava leve corrosão superficial. Já o aço ABNT 4340 revestido por cádmio apresenta leve descoloração,

com algumas manchas, após 192 horas de exposição em névoa salina. Com 312 horas de ensaio, a descoloração torna-se um pouco mais evidente se mantendo estável até o final do ensaio em 432 horas de exposição. Com relação ao aço inoxidável Custom 465 já era esperado essa resistência à corrosão em névoa salina, devido ao fato do aço inoxidável possuir uma finíssima camada de óxido de cromo, também conhecida como camada passivada, que protege a superfície do material de uma eventual corrosão. O Custom 465 não sofreu nenhuma alteração nas 432 horas de exposição em névoa salina.

A avaliação que deve ser feita em um ensaio de corrosão em névoa salina é verificar a formação de possíveis concentradores de tensão provocados pela corrosão. Foi possível observar nos aços ABNT 4340 metal base e revestido por cádmio uma maior probabilidade de nuclear trincas, comparados com o aço inoxidável Custom 465, devido aos pites e às manchas de corrosão que os aços ABNT 4340 apresentaram. Aumentando a probabilidade de nuclear trincas diminui-se a vida em fadiga do material, que por consequência irá prejudicar o seu desempenho.

6 CONCLUSÃO

Em função dos objetivos propostos para a realização deste trabalho, conclui-se que:

1. Os dois materiais estudados (o aço ABNT 4340 e o aço inoxidável Custom 465) estão de acordo com as especificações de projeto, visto que suas microestruturas e microdurezas estão condizentes com as mesmas.
2. O processo de *shot peening* mostra-se eficiente na introdução de tensões residuais compressivas na superfície e camadas sub-superficiais para as condições analisadas.
3. O processo de *shot peening* seguido da eletrodeposição de cádmio induz tensão residual compressiva na superfície e nas camadas sub-superficiais essa tensão se torna trativa.
4. O revestimento de cádmio eletrodepositado diminui a resistência à fadiga do aço ABNT 4340 quando comparado com o mesmo aço apenas tratado com *shot peening*.
5. A resistência à fadiga do aço inoxidável Custom 465 tratado com *shot peening*, em 10^6 ciclos, é praticamente a mesma quando comparado com o aço ABNT 4340 tratado pelo *shot peening* e revestido por cádmio.
6. A resistência à corrosão em névoa salina do aço inoxidável Custom 465 metal base é maior quando comparado com o aço ABNT 4340 revestido por cádmio.
7. Analisando a resistência à corrosão e a resistência à fadiga do aço inoxidável Custom 465, torna-se viável a substituição do aço ABNT 4340 revestido por cádmio pelo aço inoxidável em estudo.

BIBLIOGRAFIA CONSULTADA

ASM - American Society for Materials. **Corrosion**. Metals Handbook, v.13, 1987.

ASM - American Society for Materials. **Failure and Analysis Prevention**. Metals Handbook, v.11, 2002.

ASM - American Society for Materials. **Fractography and Atlas of Fractographs**. Metals Handbook, v. 9, 1974.

ASM - American Society for Materials. **Stainless Steels**. Specialty Handbook, 1984.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METAIS. **Análise de Fratura**. 4a edição. São Paulo: Ed Édile, 1982. 248p.

ASTM - American Society for Testing and Materials. **E837: Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method**. Philadelphia, 1994.

BAROUX, B. **Corrosion and Passivity**. Fifth Seminar on Stainless Steels. USINOR, 2000.

BARTER, S. A.; CLAYTON, J. Q.; CLARK, G. **Aspects of fatigue affecting the design and maintenance of modern military aircraft**. International Journal of Fatigue. 15p. 1993.

BOLOTIN, V. V. **Mechanics of Fatigue**. Russian Academy of Sciences. 1999.

CALLISTER, W. D. Jr. **Ciência e engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 5ed, Rio de Janeiro, LTC. 2000.

CAMARGO, J. A. M. A influência do shot peening e das anodizações crômica, sulfúrica e dura sobre a resistência à fadiga da liga Al 7050 – T 7451 de uso aeronáutico. 2007. 218f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2007.

CAMARGO, J. A. M. Propagação de Trinca por Fadiga na Liga de Alumínio 7475-T761 Submetida a Carregamento de Amplitude Constante e Variável. 1995. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista. Guaratinguetá, 1995.

CARBÓ, H. M. Aços Inoxidáveis: Desenvolvimento e Aplicações. Acesita. 2001. 49p.

CARVALHO, A. L. M. Efeito das Tensões Residuais na Fratura e Resistência à Fadiga da Liga de Alumínio 7050 T7451. 2004. Tese de Doutorado, Faenquil/Demar, Lorena, 2004.

CARVALHO, A. L. M., Comportamento Mecânico das Ligas de Alumínio 7010-T74 e 7050-T7451 de Aplicação Aeronáutica. 1999. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista. Guaratinguetá, 1999.

CARVALHO, C. V.; ARAÚJO, T. D.; BITTENCOURT, T. N.; MARTHA, L. F. Simulação bidimensional adaptativa de processo de fraturamento por fadiga – Rio de Janeiro, DEC e TeCGraf, Pontifícia Universidade Católica – Rio de Janeiro. 1999.

DATSKO, J. Materials Selection for Design and Manufacturing: Theory and Practice. Marcel Dekker, Inc, New York. p.225-229. 1997.

DIETER, G. E. **Fatigue of Metals. In: Mechanical Metallurgy.** 2nd ed. McGraw Hill. 1984, p403-450.

DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy (SI metric edition).** McGraw Hill Book Co. 3 ed., 1988.

DIETER, G. E. **Metalurgia Mecânica.** 2 ed. Rio de Janeiro; Guanabara Koogan, 1981, 347p.

DOWLING, N. E. **Mechanical Behavior of Materials – Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue.** 2^aed., Prentice Hall, New Jersey, 1998.

ELLYIN, F. **Fatigue Damage, Crack Growth and Life Prediction.** Chapman & Hall, London, 1997.

FUCHS, H. O.; STEPHENS, R. I. **Metal Fatigue Engineering.** John Wiley & Sons, USA, 318p, 1980.

GIORDANI, E. J. **Propriedades, Microestrutura e Mecanismos de Nucleação de Trincas por Fadiga de dois Aços inoxidáveis austeníticos utilizados como biomateriais.** 2001. 300f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual de Campinas. Campinas, 2001.

GODEFROID, L. B. **Propagação de Trinca por Fadiga sob Carregamento com Amplitude Constante e Variável em Ligas de Alumínio para a Indústria Aeronáutica.** 1993. Tese de Doutorado, COPPE-UFRJ, 1993.

GORANSON, U. G. **Fatigue issues in aircraft maintenance and repairs.** International Journal of Fatigue, v. 19, Supp. No.1, S3-S21, 1997.

GRANDT Jr., A. F. **Fatigue for Engineers.** Disponível em: <www.asme.org/education/prodev/cdseries.htm> Acesso em: 15/06/2010.

GROSS, T.S.; LAMPMAN, S. **Micromechanisms of Monotonic and Cyclic Crack Growth.** In: AMERICAN SOCIETY FOR METALS INTERNATIONAL. ASM Handbook. Materials Park, OH: ASM, 1996. v.19, 42-60.

GUAGLIANO, M.; VERGANI, L. **An approach for prediction of fatigue strength of shot peened components.** Engineering Fracture Mechanics. v. 71, p. 501-512, 2004.

GUIMARÃES, A. V. **Estudo Comparativo da Deformação a Frio sobre as Propriedades Mecânicas de uma Liga de Alumínio 7475-T761.** 1994. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista. Guaratinguetá, 1994.

HAUK, V. **Structural and Residual Stress Analysis by Nondestructive Methods.** p.59-60, Elsevier 1997.

HERTZBERG, R. W. **Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials.** John Wiley & Sons, New York, 4th edition, 1995.

JOGI, B. F.; BRAHMANKAR, P. K.; NANDA, V. S.; PRASAD, R. C. **Some studies on fatigue crack growth rate of aluminum.** Journal of materials processing technology, v. 20, p. 380-384, 2008.

KALNAUS, S. **An experimental investigation of fatigue crack growth of stainless steel 304L.** International Journal of Fatigue. 2008. 10p.

KLESNIL, M; LUKÁS, P. **Fatigue of Metallic Materials,** second revised edition, Elsevier, Amsterdam, 1992.

KOCANDA, S. **Fatigue Failure of Metals**. Warsaw: Sythoff Noordhoff Int. Publishers. 1978, v.I, 368p.

LU, J. **Handbook of Measurement of Residual Stresses**. Society of Experimental Mechanics, pp 1, Inc U.S. 1996.

MAGNABOSCO, R. **Previsão da vida em fadiga de materiais metálicos – DEM/FEI**, 2001.

MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K. **Mechanical Behavior of Materials**. Prentice Hall : New Jersey, cap. 14, 1999.

MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K. **Princípios de Metalurgia Mecânica**. Ed. Edgard Blucher, São Paulo, p.423, 1982.

MILLER, K. J. **Materials science perspective of metal fatigue resistance**. Materials Science and Technology. V. 9. p.452-462. june, 1993.

MILLER, M. S.; GALLAGHER, J. P. **An Analysis of Several Fatigue Crack Growth Measurement and Data Analysis**. American Society for Testing and Materials, ASTM-STP738, pp.-205-251, 1981.

NASCIMENTO, M. P. **Determinação as Vida em Fadiga do Aço ABNT 4340 Revestido com Cromo Duro sobre Níquel Químico**. 1999. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá. Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 1999.

PADILHA, R. Q. **Influência na vida em fadiga da espessura das camadas de níquel e cromo duro em aço ABNT 4340**. 2004. 176f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá,

Universidade Estadual Paulista. Guaratinguetá, 2004.

PAYNE, A. O. **The fatigue of Aircraft Structures**. Engineering Fracture Mechanics. Vol.8. p.157-203. 1976.

PEEL, C. J. **Aluminum Alloys for Airframes-Limitations and Developments**. Materials Science and Technology. p. 1169-1175, 1986.

PYZALLA, A. **Stress and Strain Measurement: X-Ray and Neutrons**, Physical B, p. 833-836, 2000.

RAJASEKHAR, A. **Influence of austenitizing temperature on microstructure and mechanical properties of AISI 431 martensitic stainless steel electron beam welds**. Materials and Design. 2008. 13p.

ROCHA, P. C. **Estudo dos efeitos no de shot peening no comportamento em fadiga das camadas de níquel eletrolítico, processo sulfamato, em aços de alta resistência**. 2005.

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

SCHWEITZER, P. A. **Fundamentals of Metallic Corrosion – Atmospheric and Media Corrosion of Metals**. Corrosion Engineering Handbook. Second Edition. CRC Press. 727p. 1996.

SHINOZAKI, M. **Development of High Strength Steel Sheets for Wheel Rim Use**. SAE Technical Paper Series- 830279, pp.(83-91), 1983.

SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais**. 2ª edição. Editora Edgard Bluncher. 2006. 646p. Villares Metals.

SIQUEIRA, C. P. **Influência da Nitretação na Resistência à Fadiga do Aço ABNT 4340**. 2002. 168f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2002.

SOUZA, R. C. **Estudo do Comportamento em Fadiga do Aço ABNT 4340 revestido com WC-12Co, WC-17Co, WC-10Co-4Cr, CrC-25NiCr e WC-10Ni pelo sistema HVOF/HP**. 2002. 119f. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais – Materiais Refratários) – Faculdade de Engenharia Química de Lorena – FAENQUIL. Lorena, 2002.

SOUZA, S. A. **Composição Química dos Aços**. Editora Edgard Bluncher Ltda. 1989. 134p.

SOUZA, S. A. **Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos**. 5ª edição, Ed. Edgard Bluncher, 1982.

SURESH, S. **Fatigue of Materials**. 2ªed., Cambridge University Press.1998.

TABECHERANI, C. T. P. **Aços inoxidáveis**. 27p. 1996.

TORRES, M. A S. **Uma Avaliação do Efeito do Shot Peening na Vida em Fadiga do Aço ABNT 4340 com e sem Revestimento de Cromo Duro**. 2002. 223f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2002.

TORRES, M. A. S.; VOORWALD, H. J. C. **An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of AISI 4340 steel**. International Journal of Fatigue, v. 24, p. 877-886, 2002.

UHLIG, H. H. **Corrosion and Corrosion Control**. Ed. John Wiley and Sons Inc. 1985.

VOORWALD, H. J. C.; SOUZA, R. C.; PIGATIN, W. L.; CIOFFI, M. O. H. **Evaluation of WC-17Co and WC-10Co-4Cr thermal spray coatings by HVOF on the fatigue and corrosion strength of AISI 4340 steel**. Surface and Coatings Technology, v.190, n.2-3, p.155-164, jan. 2005.

VOORWALD, H. J. L. **Análise sobre a Influência de algumas Variáveis no Comportamento em Fadiga por Flexão Rotativa em aços ABNT 4140 e ABNT 4340**. 1983. 157p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Instituto Tecnológico da Aeronáutica. São José dos Campos, 1983.

WANG, S.; YAO, M.; WANG, R. **Fatigue limits of shot peened metals**. Materials Processing Technology. v. 73, p. 57-63, 1998.

WILLENS, N.; EASLEY, J. T.; ROLPE, S. T. **In: Resistência dos Materiais**. São Paulo; McGraw-Hill, 1983, p.375-415.

ZANGRANDI, A. **Fadiga dos Materiais Metálicos**. 1a edição. Guaratinguetá: UNESP, 2004. 39p.