

UNESP
Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá

Guaratinguetá
2015

RAFAEL GUSTAVO BONORA

INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO SUPERFICIAL 3IP NA VIDA EM FADIGA
DOS AÇOS ABNT 4340 E 15-5 PH PARA APLICAÇÃO AERONÁUTICA

Tese apresentada à Faculdade de Engenharia do
Campus de Guaratinguetá, Universidade
Estadual Paulista, para a obtenção do título de
Doutor 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
2015

RAFAEL GUSTAVO BONORA

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

**PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS**

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. Edson Cocchiari Botelho
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. HERMAN JACOBUS CORNELIS VOORWALD
Orientador / UNESP


Prof. Dr. CARLOS FREDERICO DE OLIVEIRA GRAEFF
UNESP


Prof. Dr. CARLOS ANTONIO REIS PEREIRA BAPTISTA
EEL/USP


Prof. Dr. LINDOLEO ARAUJO MOREIRA FILHO
ITA


Prof. Dr. LUIZ FABIO DOS SANTOS VIEIRA
MAHLE Behr Gerencimanto Térmico Brasil Ltda

Fevereiro/2015

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.
2011/2015	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Doutorado, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.

Dedico este trabalho a toda minha família, em especial aos meus pais José e Carmen, minha irmã Araceli e minha esposa Adriana, e também a todos aqueles que diretamente ou indiretamente contribuíram para a realização deste trabalho.

AGRADECIMENTOS

Aos meus pais, José Aparecido Bonora e Carmen Hartmann Bonora, e minha irmã Araceli Cristina Bonora por me darem condições, oportunidade, apoio e incentivo, sempre;

À minha esposa Adriana Dias Vidal Bonora pela compreensão, apoio e incentivo;

Ao Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald e Prof. Dr^a. Maria Odila Hilário Cioffi, pela orientação, amizade e principalmente a confiança depositada para a realização deste trabalho;

Ao Grupo de Fadiga e Materiais Aeronáuticos do Departamento de Materiais e Tecnologia, FEG - UNESP, pelo auxílio e troca de informações que foram valiosas para a realização desse projeto;

Aos alunos de iniciação científica, colaboradores deste trabalho, Vitor Riul, Cinthia Capellato e Natália Dorta;

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

Ao Prof. Rogério Hein, do Departamento de Materiais e Tecnologia, FEG – UNESP, pela realização das microscopias eletrônicas de varredura e microscopias de força atômica;

Ao técnico Luiz Henrique, da empresa METINJO – Metalização Industrial Joseense LTDA, pela realização dos ensaios de corrosão salt-spray;

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

A UFPR, em nome do Prof. Dr. Maurício Lepienski, pela realização das análises de nanoindentação;

A empresa METROLAB pelo desenvolvimento e realização do tratamento superficial 3IP nos materiais analisados;

Aos meus amigos, em especial Lucas Maciel e Thiago Minto, pela colaboração, amizade e momentos de descontração;

À FAPESP pelo apoio financeiro e incentivo a pesquisa.

Este trabalho contou com apoio da seguinte entidade:

- FAPESP - pelo contrato 2011/00508-9.

"No final, vencem os que oram, em vez de temer, e os que agem em vez de lamentar."

Seicho Taniguchi

BONORA, R. G. **Influência do tratamento superficial 3IP na vida em fadiga dos aços ABNT 4340 e 15-5 PH para aplicação aeronáutica.** 126f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2015.

RESUMO

Quando se estudam materiais para aplicação em componentes estruturais aeronáuticos deve-se considerar que os mesmos serão submetidos a carregamentos cíclicos, sendo um parâmetro importante para projetos o estudo da vida em fadiga dos materiais. Considerando, por exemplo, em um trem de pouso em operação, o estudo do desgaste e da corrosão é fundamental principalmente quando se pretende utilizar novas técnicas de tratamentos superficiais.

Atualmente, materiais de alta resistência mecânica, como o aço ABNT 4340, são utilizados em diversos componentes do trem de pouso. Devido à necessidade de alta resistência ao desgaste e à corrosão, os componentes são geralmente revestidos por cromo e cádmio. Estes tratamentos produzem resíduos, como o Cr^{+6} e cianetos, por exemplo, que são prejudiciais à saúde e ao meio ambiente.

Este projeto tem origem na necessidade da indústria aeronáutica nacional, ELEB/EMBRAER, em reduzir o uso de materiais revestidos, principalmente o cádmio eletrodepositado. O projeto tem como foco, o estudo de uma técnica alternativa aos revestimentos por eletrodeposição, trata-se da implantação iônica por imersão em plasma (3IP) de nitrogênio aplicado em atuadores do trem de pouso.

Considerando os esforços sofridos pelos atuadores, os aços ABNT 4340 e o aço inoxidável 15-5PH foram ensaiados em fadiga axial, corrosão em névoa salina e desgaste pino-disco. Também foram realizados ensaios de microindentação, nanoindentação, microscopia óptica para análise microestrutural, microscopia eletrônica de varredura para análise fractográfica, microscopia de força atômica e análise de tensão residual.

PALAVRAS-CHAVE: Fadiga, desgaste, corrosão, tratamento superficial 3IP, ABNT 4340, 15-5 PH

BONORA, R. G, **Influence of PI3 surface treatment on the fatigue strength of AISI 4340 and 15-5 PH steel for aeronautic application.** 126f. Thesis (Doctorate in Mechanical Engineering) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2015.

ABSTRACT

When study materials to use in aircraft structural components must be considered that they are subjected to cyclic loads, being an important parameter for the study of fatigue life of materials. Considering, for example, a landing gear into operation, the study of wear and corrosion is critical, especially when you intend to use new surface treatments techniques.

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, ELEB/EMBRAER, requirements to reduce the use of electroplated coated materials, mainly electroplated cadmium. The project focus is to study an alternative technique to coatings by electroplating, plasma immersion ion implantation (PI3) applied on the landing gear actuators.

Considering the load sustained by the wheel axis of the landing gear, AISI 4340 steel and 15-5 PH stainless steel were tested in axial fatigue, corrosion and wear pin-disc. Also tests were performed, microindentation, nanoindentation, optical microscopy for microstructural analysis, scanning electron microscopy for fractographic analysis, atomic force microscopy and residual stress analysis.

KEYWORDS: Fatigue, corrosion, PI3 surface treatment, 15-5 PH, AISI 4340.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Trem de pouso ELEB (cortesia ELEB).	19
Figura 2 - Estágios I e II do processo de fadiga (CARVALHO, 2004).	30
Figura 3 - Diagrama: tensão vs. tempo com amplitude constante (PADILHA, 2004).	31
Figura 4 - Representação de um carregamento de fadiga cíclico de amplitude não constante (PADILHA, 2004; HERTZBERG, 1995).	32
Figura 5 - Curva típica S-N para ligas ferrosas (CAMARGO, 2007).	35
Figura 6 - Bandas de deslizamento. (a) Solicitação monotônica; (b) Solicitação de fadiga (adaptado de SCHIJVE, 2003).	38
Figura 7 - Representação esquemática do fenômeno de implantação iônica (ZIEGLER, 1978).	41
Figura 8 - Representação esquemática no processo de implantação por imersão iônica à plasma (adaptado pelo autor).	42
Figura 9 - Equilíbrio de tensões residuais do tipo I ao longo de uma amostra (CARVALHO, 2004).	45
Figura 10 - Equilíbrio de tensões residuais do tipo II ao longo de um ou mais grãos (CARVALHO, 2004).	45
Figura 11 - Representação esquemática da geometria da superfície quando submetida a carga máxima e após a retirada do indentador (LARDNER, 1972).	49
Figura 12 - Processo de transferência de metal devido à adesão (GAGG, 2007).	51
Figura 13 - Desgaste abrasivo: (a) 2 corpos; (b) 3 corpos (COSTA, 2009).	52
Figura 14 - Dimensões do corpo de prova para o ensaio de fadiga.	60
Figura 15 - Equipamento para ensaios tribológicos.	61
Figura 16 - Matriz típica para o ensaio de nanoindentação.	63
Figura 17 - Equipamento portátil para análise de tensões RAYSTRESS.	64
Figura 18 - Microestrutura do aço ABNT 4340, 36-39 HRC. Nital 2%. (a) 400x; (b) 1000x.	67
Figura 19 - Curva σ - N para o aço ABNT 4340, 36-39 HRC; R = -1; f = 10Hz.	69
Figura 20 - Superfície de fratura do aço ABNT 4340 metal base, σ = 695 MPa, 107.284 ciclos. (a) 35x; (b) 150x; (c) 500x; (d) 2000x.	71
Figura 21 - Superfície de fratura do aço ABNT 4340 com 3IP 1H, σ = 755 MPa, 163.828 ciclos. (a) 35x; (b) 150x; (c) 500x; (d) 2000x.	72
Figura 22 - Superfície de fratura do aço ABNT 4340 com 3IP 2H, σ = 810 MPa, 88.473 ciclos. (a) 35x; (b) 150x; (c) 500x; (d) 2000x.	73

Figura 23 - Superfície de fratura do aço ABNT 4340 com 3IP 3H, $\sigma = 755$ MPa, 198.211 ciclos. (a) 15x; (b) 100x; (c) e (d) 500x.....	74
Figura 24 - Gráfico tensão residual (MPa) x profundidade (mm) do aço ABNT 4340 para as 4 condições analisadas.....	76
Figura 25 - Perda de volume acumulada para a liga Bronze-alumínio 630 e o aço ABNT 4340 nas 4 condições estudadas.	77
Figura 26 - Morfologia na trilha do disco de aço ABNT 4340 metal base e no pino bronze-alumínio 630 após ensaio de desgaste. (a) Disco: 35x – SE; (b) Disco: 500x – SE; (c) Disco: 1000x – SE; (d) Pino: 35x – SE; (e) Pino: 500x – SE; (f) Pino: 1000x – SE.....	79
Figura 27 - Morfologia na trilha do disco de aço ABNT 4340 tratado com 3IP 1H e no pino bronze-alumínio 630 após ensaio de desgaste. (a) Disco: 35x – SE; (b) Disco: 500x – SE; (c) Disco: 1000x – SE; (d) Disco MAPPING: 1000x; (e) Pino: 500x – SE; (f) Pino: 1000x – SE.	81
Figura 28 - Morfologia na trilha do disco de aço ABNT 4340 tratado com 3IP 2H e no pino bronze-alumínio 630 após ensaio de desgaste. (a) Disco: 35x – SE; (b) Disco: 500x – SE; (c) Disco: 1000x – SE; (d) Pino: 35x – SE; (e) Pino: 500x – SE; (f) Pino: 1000x – SE.	83
Figura 29 - Morfologia na trilha do disco de aço ABNT 4340 tratado com 3IP 3H e no pino bronze-alumínio 630 após ensaio de desgaste. (a) Disco: 35x – SE; (b) Disco: 500x – SE; (c) Disco: 1000x – SE; (d) Disco MAPPING: 1000x; (e) Pino: 500x – SE; (f) Pino: 1000x – SE.	85
Figura 30 – Imagem topográfica por AFM do aço ABNT 4340. (a) 3D e Elevação - metal base; (b) 3D e Elevação - 3IP 1H; (c) 3D e Elevação - 3IP 2H; (d) 3D e Elevação - 3IP 3H..	86
Figura 31 - Gráfico Dureza vs. Profundidade obtido pela indentação instrumentada para o aço ABNT 4340, 36-39 HRC.....	88
Figura 32 - Microestrutura do aço inoxidável 15-5 PH, 39-42 HRC: (a) 200x, (b) 1000x.....	92
Figura 33 - Curva σ - N para o aço inoxidável 15-5 PH, 39-42 HRC; R = -1; f = 10Hz.	93
Figura 34 - Superfície de fratura do aço inoxidável 15-5PH metal base, $\sigma = 730$ MPa, 210.567 ciclos. (a) 35x; (b) 150x; (c) 500x; (d) 2000x.	95
Figura 35 - Superfície de fratura do aço inoxidável 15-5PH com 3IP 1H, $\sigma = 843$ MPa, 50.530 ciclos. (a) 35x; (b) 150x; (c) 500x; (d) 2000x.	96
Figura 36 - Superfície de fratura do aço inoxidável 15-5PH com 3IP 2H, $\sigma = 843$ MPa, 85.369 ciclos. (a) 35x; (b) 150x; (c) 500x; (d) 2000x.	97
Figura 37 - Superfície de fratura do aço inoxidável 15-5PH com 3IP 3H, $\sigma = 787$ MPa, 192.650 ciclos. (a) 15x; (b) 100x; (c) 500x; (d) 2000x.	98

Figura 38 - Gráfico tensão residual (MPa) x profundidade (mm) do aço inoxidável 15-5PH para as 4 condições analisadas.....	99
Figura 39 - Perda de volume acumulada para a liga Bronze-alumínio 630 e o aço inoxidável 15-5PH nas 4 condições estudadas.....	101
Figura 40 - Morfologia na trilha do disco de aço inoxidável 15-5PH metal base e no pino bronze-alumínio 630 após ensaio de desgaste. (a) Disco: 35x – SE; (b) Disco: 500x – SE; (c) Disco: 1000x – SE; (d) Pino: 35x – SE; (e) Pino: 500x – SE; (f) Pino: 1000x – SE.	103
Figura 41 - Morfologia na trilha do disco de aço inoxidável 15-5PH com 3IP 1H e no pino bronze-alumínio 630 após ensaio de desgaste. (a) Disco: 35x – SE; (b) Disco: 500x – SE; (c) Disco: 1000x – SE; (d) Pino: 35x – SE; (e) Pino: 500x – SE; (f) Pino: 1000x – SE.	105
Figura 42 - Morfologia na trilha do disco de aço inoxidável 15-5PH com 3IP 2H e no pino bronze-alumínio 630 após ensaio de desgaste. (a) Disco: 35x – SE; (b) Disco: 500x – SE; (c) Disco: 1000x – SE; (d) Disco: 1000x – MAPPING; (e) Pino: 500x – SE; (f) Pino: 1000x – SE.....	107
Figura 43 - Morfologia na trilha do disco de aço inoxidável 15-5PH com 3IP 3H e no pino bronze-alumínio 630 após ensaio de desgaste. (a) Disco: 35x – SE; (b) Disco: 500x – SE; (c) Disco: 1000x – SE; (d) Disco: 1000x – MAPPING; (e) Pino: 100x – SE; (f) Pino: 500x – SE.	109
Figura 44 – Imagem topográfica por AFM do aço inoxidável 15-5PH. (a) 3D e Elevação - metal base; (b) 3D e Elevação - 3IP 1H; (c) 3D e Elevação - 3IP 2H; (d) 3D e Elevação - 3IP 3H.	110
Figura 45 - Gráfico Dureza vs. Profundidade obtido pela indentação instrumentada para o aço inoxidável 15-5 PH, 39-42 HRC.	112

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Diferentes modalidades de solicitações de fadiga.	33
Tabela 2 - Métodos de medições de tensão residual (adaptado de CAMARGO, 2007).	46
Tabela 3- Composição química do aço ABNT 4340.....	54
Tabela 4 - Propriedades mecânicas do aço ABNT 4340 após tratamento térmico na condição de 36-39 HRC.....	54
Tabela 5 - Composição química do aço inoxidável 15-5 PH.	55
Tabela 6 - Propriedades mecânicas do aço inoxidável 15-5 PH.....	55
Tabela 7 - Parâmetros desenvolvidos para a aplicação do tratamento 3IP.....	58
Tabela 8 - Relação dos discos utilizados para o ensaio de desgaste pino-disco.....	61
Tabela 9 - Valores de dureza após a aplicação do tratamento 3IP para o aço ABNT 4340.	66
Tabela 10 – Resultados dos ensaios de fadiga axial do aço ABNT 4340.	68
Tabela 11 - Comparação da resistência à fadiga do aço ABNT 4340, 36-39 HRC, em 10 ⁶ ciclos.....	70
Tabela 12 - Tensões residuais - resultados gerais para o aço ABNT 4340 nas 4 condições estudadas.....	75
Tabela 13 - Teste de corrosão em névoa salina para o aço ABNT 4340 nas seguintes condições: metal base e metal base tratado com 3IP 1, 2 e 3 horas.	90
Tabela 14 - Valores de microdureza após a aplicação do tratamento 3IP para o aço inoxidável 15-5 PH.....	91
Tabela 15 – Resultados dos ensaios de fadiga axial do aço inoxidável 15-5PH para as 4 condições estudadas.....	92
Tabela 16 - Comparação da resistência à fadiga do aço inoxidável 15-5 PH, 39-42 HRC, em 10 ⁶ ciclos.....	94
Tabela 17 - Tensões residuais - resultados gerais para o aço inoxidável 15-5PH nas 4 condições estudadas.....	99
Tabela 18 - Teste de corrosão em névoa salina para o aço inoxidável 15-5PH para as 4 condições estudadas.....	114

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>

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.....	22
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	23
3.1 Fadiga axial.....	23
3.1.1 Histórico.....	25
3.1.2 Processo de fadiga	26
3.1.3 Ciclos de tensões.....	30
3.1.4 Curvas de Wöhler	34
3.1.5 Mecanismo de falha por fadiga	36
3.2 Implantação Iônica por Imersão à Plasma (3IP)	39
3.3 Tensão residual	43
3.4 Dureza	46
3.4.1 Nanoindentação	48
3.5 Desgaste	50
3.5.1 Desgaste adesivo.....	51
3.5.2 Desgaste Abrasivo	52
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	54
4.1 Materiais.....	54
4.1.1 Aço ABNT 4340.....	54
4.1.2 Aço inoxidável 15-5PH	54
4.2 Métodos.....	56
4.2.1 Implantação Iônica por Imersão à Plasma (3IP)	56
4.2.1.1 Obtenção dos parâmetros do tratamento 3IP	57
4.2.2 Ensaio de microindentação.....	59
4.2.3 Microscopia óptica.....	59
4.2.4 Ensaio de fadiga axial.....	60
4.2.5 Ensaio de desgaste pino-disco	61
4.2.6 Ensaio de nanoindentação	62
4.2.7 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).....	63

4.2.8 Microscopia de Força Atômica (AFM)	63
4.2.9 Tensão Residual	64
4.2.10 Ensaio de corrosão Salt-Spray	65
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES	66
5.1 Aço ABNT 4340	66
5.1.1 Ensaio de microindentação	66
5.1.2 Microscopia óptica	67
5.1.3 Ensaio de fadiga axial	68
5.1.4 Análise de Tensão Residual	75
5.1.5 Ensaio de desgaste pino-disco	76
5.1.6 Microscopia de Força Atômica	86
5.1.7 Ensaio de nanoindentação	88
5.1.8 Ensaio de corrosão Salt-Spray	89
5.2 Aço inoxidável 15-5 PH	91
5.2.1 Ensaio de microindentação	91
5.2.2 Microscopia óptica	91
5.2.3 Ensaio de fadiga axial	92
5.2.4 Análise de Tensão Residual	99
5.2.5 Ensaio de desgaste pino-disco	100
5.2.6 Microscopia de Força Atômica	110
5.2.7 Ensaio de nanoindentação	112
5.2.8 Ensaio de corrosão Salt-Spray	113
6 CONCLUSÕES	115
7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	117

1 INTRODUÇÃO

Os materiais sempre desempenharam um importante papel na construção de aeronaves. 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, voo de cruzeiro (civil) ou operacional (militar) e aterrissagem.

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

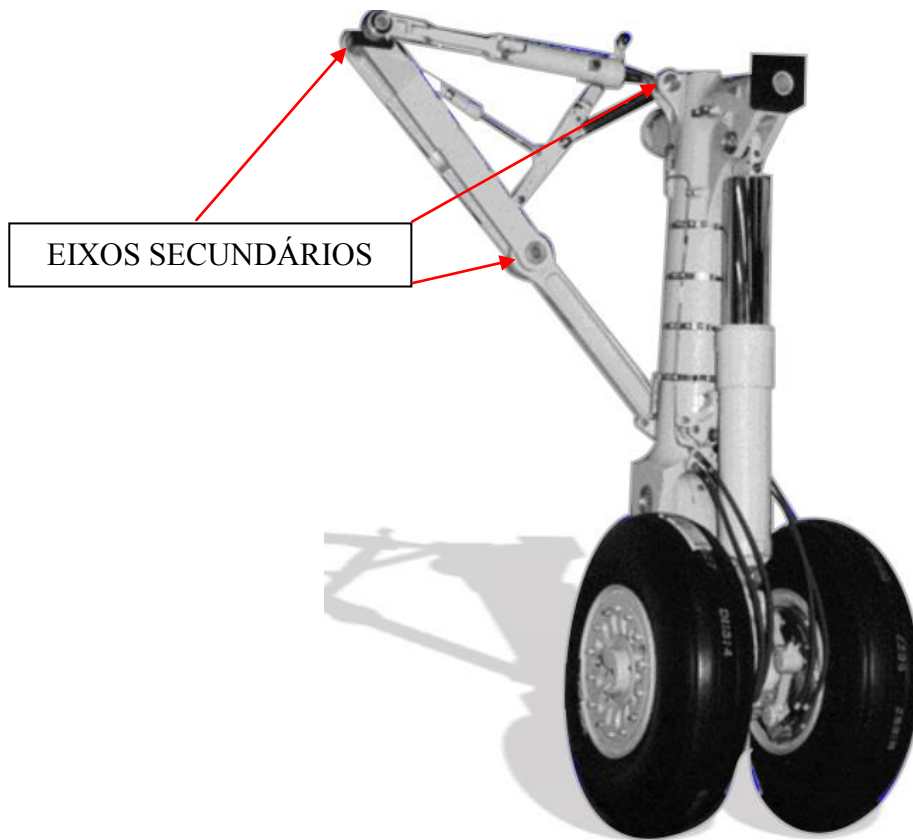
Algumas das partes mais críticas da estrutura de um avião são as asas, a fuselagem e o trem de pouso (GODEFROID, 1993).

As asas são os componentes estruturais que apresentam os mais complexos e intensos níveis de carregamento da aeronave. No taxiamento, as superfícies superiores das asas estão sujeitas a esforços de tração devido a: peso da estrutura, peso do combustível e, eventualmente, o peso das turbinas. Em consequência a superfície inferior da asa estará sujeita a esforços de compressão. Quando em voo, a situação inverte-se e a asa agora é responsável por suportar o peso total do avião e agora com as asas em flexão para cima é a superfície superior quem estará em compressão enquanto a inferior estará sendo tracionada. Existem ainda tensões flutuantes de alta complexidade que atuam sobre toda a estrutura das asas, o que exige análises muito complexas para a escolha dos materiais adequados a cada situação.

A fuselagem é um monocasco, aproximadamente cilíndrico, fechado nas extremidades e construído para suportar em sua estrutura tensões de tração devidas a pressão interna (pressurização) e cargas de cisalhamento na lateral; a carcaça circunferencial mantém a forma da fuselagem e redistribui as cargas no casco.

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, Figura 1.

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



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).

A fadiga é um importante parâmetro a ser considerado, em projetos de estruturas aeronáuticos comumente submetidos a carregamentos cíclicos. Para trens de pouso, além da resistência à fadiga, outros parâmetros importantes como desgaste e corrosão devem ser considerados para garantir o funcionamento e a integridade do componente (SOUZA, 2008).

Uma consideração estrutural marcante na falha por fadiga é o fato das trincas geralmente terem início numa superfície livre, envolvendo sempre uma interface; ou seja, superfície dos metais, onde normalmente ocorrem as máximas tensões. É muito bem conhecido que as trincas de fadiga se iniciam em singularidades que se encontram na superfície ou logo abaixo da mesma. Portanto, a falha dos metais por fadiga é causada pelo início e crescimento de uma trinca (MILLER, 1993).

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.

Outro aço utilizado em eixos estruturais pela indústria aeronáutica em trens de pouso é o aço inoxidável 15-5 PH. Devido à sua elevada resistência mecânica e alta resistência à corrosão, o mesmo se torna muito atrativo para indústria aeronáutica. Entretanto, sua aplicação é restringida pela sua baixa resistência ao desgaste, quando comparado com materiais revestidos por cromo duro. Deste modo, faz-se necessário a realização de um tratamento superficial que aumente sua dureza para utilização em trens de pouso, que são expostos a ambientes agressivos e estão sujeitos ao atrito constante entre seus componentes (ITAL, 2008).

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 influência do tratamento superficial de Implantação Iônica por Imersão a Plasma de nitrogênio, na vida em fadiga axial, resistência ao desgaste e resistência à corrosão do aço ABNT 4340 na condição 36-39 HRC e do aço inoxidável 15-5 PH na condição 39-42 HRC. As principais aplicações destes materiais são em eixos estruturais do trem de pouso dos aviões fabricados pela EMBRAER.

Este trabalho está dividido em sete capítulos, sendo eles: introdução, objetivo, revisão bibliográfica, materiais e métodos, resultados e discussões, conclusões e referências bibliográficas.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Fadiga axial

A falha por fadiga é a principal causa de danos em componentes de engenharia que trabalham sobre carregamentos cíclicos, como pontes, aeronaves, carros e componentes de máquinas, e representa cerca de 90% de todas as falhas em metais. De acordo com a norma ASTM E466-07, 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 alguns pontos, e que culmina em trincas ou na fratura completa após um número suficiente de flutuações", onde a tensão máxima é inferior ao limite de escoamento do material (TORRES, 2002; CAMARGO, 2007; SURESH, 1998; CALLISTER, 2000).

A fratura por fadiga sempre se inicia com uma pequena trinca que, sob aplicações repetidas de tensão, aumenta de tamanho. À medida que a trinca cresce, a seção transversal resistente da peça diminui, resultando em um aumento de tensão na seção. Finalmente, é atingido o ponto onde a seção resistente remanescente não é mais capaz de suportar a carga aplicada e a peça ou componente fratura. Portanto, para que haja fadiga é necessário que uma trinca seja nucleada em uma determinada região do material e que se propague, podendo conduzir a uma ruptura final (GARCIA, 2000).

A falha por fadiga pode ser causada por carregamentos cíclicos que variam com o tempo. Os carregamentos de fadiga podem ser de amplitude constante e de amplitude variável. Aqueles sob amplitude de carga constante ocorrem, geralmente, em peças de máquinas que apresentam movimentos rotativos, tais como eixos e engrenagens. Por outro lado, as ondas batendo nos navios, a vibração nas asas de aeronaves durante o voo, o tráfego em pontes e transientes térmicos são exemplos de carregamentos variáveis em amplitude e frequência (VOORWALD, 2005).

Na indústria aeronáutica, diferentes casos de falhas nos últimos 50 anos exigiram o desenvolvimento de ações em projeto, manutenção e controle de qualidade de componentes estruturais. Atualmente destacam-se três filosofias de projeto: vida segura, falha segura e tolerância ao dano (DOWLING, 1998).

Na filosofia vida segura, assume-se que cada componente ou conjunto terá uma vida útil baseada em uma probabilidade aceitável de falha em um dado nível de tensão. Após esse período pré-determinado, os componentes são substituídos, a não ser que permaneçam em

serviço sujeito as inspeções periódicas. O cálculo para se prever a vida em fadiga do material é baseado nas curvas de Wöhler e a regra de Miner é geralmente utilizada para prever a vida em carregamentos com amplitudes variáveis (COSTA, 2009). De acordo com a regra de Miner o dano que a peça sofreu sob a ação de uma dada amplitude da tensão cíclica é diretamente proporcional ao número de ciclos atuantes em que atuou aquela amplitude de tensão.

Com objetivo de evitar que as estruturas sejam retiradas de serviço antes de alcançar sua vida média, foram criadas outras duas filosofias de vida: “falha segura” e “tolerância ao dano” (BARTER, 1993).

A filosofia de “falha segura” tem como principal característica a redundância, de forma que, ainda que ocorra a rápida propagação de uma trinca, a estrutura permanece intacta, possuindo capacidade de suportar carregamentos solicitados em trabalho. Este tipo de filosofia não é comum em projetos que envolvem trem de pouso, pois o aumento de peso e das dimensões do componente são considerados uma medida inaceitável neste caso (COSTA, 2009).

Na filosofia de “tolerância ao dano” avalia-se a integridade de cada estrutura pelo comportamento da trinca durante a vida operacional do componente. A velocidade de crescimento de trinca é controlada de modo a garantir a durabilidade esperada no projeto. Os três princípios fundamentais dessa filosofia assumem que:

- Existe uma trinca mínima quando o componente é posto em funcionamento;
- A trinca irá crescer de uma maneira previamente estudada;
- Existem dados baseados nos critérios de tolerância à fratura para garantir que o crescimento da trinca não causará a fratura na vida projetada ou no intervalo de inspeção (SOUZA, 2002; COSTA, 2009).

Em componentes de trens de pouso o comprimento de trinca crítico suficiente para ocasionar a fratura é muito pequeno devido aos elevados níveis de tensões durante sua vida operacional. Deste modo, o critério adotado é a filosofia de projeto “vida segura”, exigindo que os materiais empregados tenham principalmente elevadas resistência mecânica e tenacidade, além de boa resistência à fadiga (DOWLING, 1998; SOUZA, 2002; COSTA, 2009).

3.1.1 Histórico

A preocupação com o fenômeno da fadiga reporta-se há meados do século XIX, quando, com o desenvolvimento das máquinas a vapor e transportes mecânicos e com o uso mais intensivo de equipamentos mecânicos, as falhas nas partes móveis sujeitas a carregamentos repetidos, passaram a se tornar frequentes, sem que os conhecimentos da época pudessem explicá-las. A primeira citação da palavra “fadiga” no meio técnico foi atribuída pelo alemão W.A.J. Albert, em 1837 com um experimento baseado no método científico para explicar e reproduzir o fenômeno da fadiga (CARVALHO, 2004).

Desde a metade do século XIX, uma classificação de cientistas e engenheiros tem feito pioneiras contribuições para entender a fadiga numa ampla variedade de materiais metálicos e não-metálicos, frágeis e dúcteis, monolíticos e compostos, naturais e sintéticos (PADILHA, 2004). A partir daí, um grande número de pesquisas estabeleceu a base para a elaboração de toda a teoria denominada fadiga de alto-ciclo, onde se prescreve que combinação de tensão e números de ciclos a falha ocorre, caracterizando, assim, a metodologia S-N. Dentre estes trabalhos merecem destaque o de Gerber e o de Goodman, realizados em 1874 e 1899, respectivamente, os quais elaboraram a metodologia para a determinação da vida de componentes solicitados por cargas flutuantes, bem como o de Miner, em 1945, que propôs a regra do dano acumulado (MANESCHY, 1999). A metodologia S-N, também denominada fadiga controlada por tensões cíclicas, é a ferramenta indicada para estimar a vida do componente quando os níveis de tensão e deformação estão dentro do limite elástico do material que o constitui, e o número de ciclos necessário para a falha é elevado (tipicamente maior que 10^4), que é o caso, por exemplo, dos componentes de máquinas rotativas e sistemas que sofrem elevadas vibrações, como rodas, eixos e rolamentos (GARCIA, 2000).

O interesse em estudar a fadiga começou a expandir com o aumento do uso do aço em estruturas, particularmente pontes em sistemas ferroviários. A primeira pesquisa detalhada do esforço da fadiga nos metais foi iniciada em 1842 com um acidente ferroviário perto de Versailles na França que resultou em muitas mortes. A causa deste acidente foi traçada por uma falha de fadiga originada no eixo frontal da locomotiva (PADILHA, 2004).

Um pesquisador chamado Wohler conduziu investigações sistemáticas da falha por fadiga durante o período de 1852 a 1869 em Berlim, onde estabeleceu uma estação de ensaio. Ele observou que a força no eixo da ferrovia de aço sujeita a cargas cíclicas era menos perceptível (visível) que as forças estáticas. Os estudos de Wohler envolviam cargas axiais de flexão e de torção compreendendo testes de fadiga nos eixos das ferrovias em escala real para

o “Prussian Railway Service” e na variedade dos componentes estruturais usados em pequenas máquinas (ou aparatos). Seu trabalho leva à caracterização do comportamento da fadiga em termos das curvas S-N e ao conceito de “limite de resistência” à fadiga (PADILHA, 2004).

Os acidentes relacionados a falha por fadiga atingiram a indústria aeronáutica, no início da década de 30. Com isso a indústria aeronáutica buscou nas últimas décadas, o desenvolvimento de materiais para vencer seus principais obstáculos: peso, velocidade e consumo. As pesquisas foram direcionadas às partes específicas de cada avião buscando uma maior eficiência do uso dos materiais e suas ligas (SURESH, 1998).

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 por envolverem operações de aterrissagem e decolagem, estando submetidos a altas cargas de serviço (SURESH, 1998).

Além do avanço no estudo da fadiga, a indústria aeronáutica também trouxe inovação na pesquisa dos materiais. De 1903 à 1930, a principal propriedade solicitada era a baixa massa específica, considerando as limitações na capacidade dos propulsores disponíveis nas aeronaves (DIETER, 1984).

Com a evolução da indústria aeronáutica, a fadiga nos componentes se tornou um grande problema de segurança, chegando a representar cerca de 90% dos problemas estruturais ocorridos e, assim, a partir das décadas de 1950 e 1960, recebeu atenção especial de engenheiros e projetistas (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 (PADILHA, 2004).

3.1.2 Processo de fadiga

A fadiga é o fenômeno mais estudado no comportamento mecânico dos metais, por ser ela a causa mais comum no comprometimento de componentes e estruturas em serviço (PADILHA, 2004; HERTZBERG, 1995).

A fratura por fadiga, se ocorrer, é porque a tensão máxima do ciclo está acima do limite de fadiga, mesmo que esse valor esteja bem abaixo da tensão de escoamento do material obtido em um ensaio de tração (PADILHA, 2004; ASM 2002).

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 destes 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, etc.

Trincas de 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).

Desta forma, o processo de fadiga pode ser dividido em três etapas sucessivas (HERTZBERG, 1995; GRANDT Jr., 2013): iniciação da trinca, caracterizando o que é chamado de fase I do processo, composta pela nucleação e crescimento microscópico da trinca (algumas vezes eliminada por defeitos já existentes no material); propagação da trinca, constituindo a fase II, caracterizada pelo crescimento macroscópico da trinca, associada com a

sua instabilidade; e ruptura final, correspondente à fase III do processo, na qual ocorre no último ciclo de tensões quando a trinca desenvolvida progressivamente atinge o tamanho crítico para propagação instável.

Cada etapa do processo de fadiga apresenta algumas particularidades (HERTZBERG, 1995; ASM, 1974; GRANDT Jr., 2013; SOUZA, 1982), as quais estão listadas abaixo:

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

O estágio I do processo de fratura por fadiga corresponde a 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 neste estágio é da ordem de angstroms por ciclo e a duração desse estágio pode representar de zero até noventa por cento 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 a 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 deslizamento orientados a 45° em relação a 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 neste 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. é neste estágio que são formadas as estrias de fadiga para materiais dúcteis.

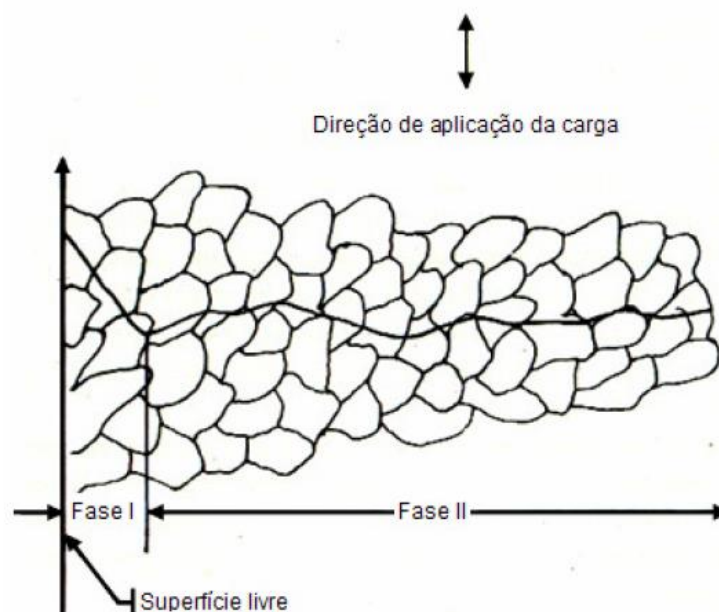
- **Estágio III – fratura súbita final da seção remanescente**

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, esta 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 2 ilustra os dois primeiros estágios do processo da fadiga.

Figura 2 - Estágios I e II do processo de fadiga (CARVALHO, 2004).



Da observação destes 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 estas que provocam a propagação da trinca no estágio II (DOWLING, 1998).

3.1.3 Ciclos de tensões

Os ensaios de fadiga são realizados para definir diversos parâmetros. A metodologia de projeto é baseada na flutuação da tensão nominal aplicada a um componente. Para a realização do ensaio são utilizados corpos de provas padronizados segundo norma ASTM E466, geralmente com seções transversais circulares ou retangulares de modo que represente a situação real de carregamento. Essas amostras podem ser submetidas a quatro tipos diferentes de ensaio de fadiga: axial, flexão rotativa, flexão alternada e torção (TORRES, 2002).

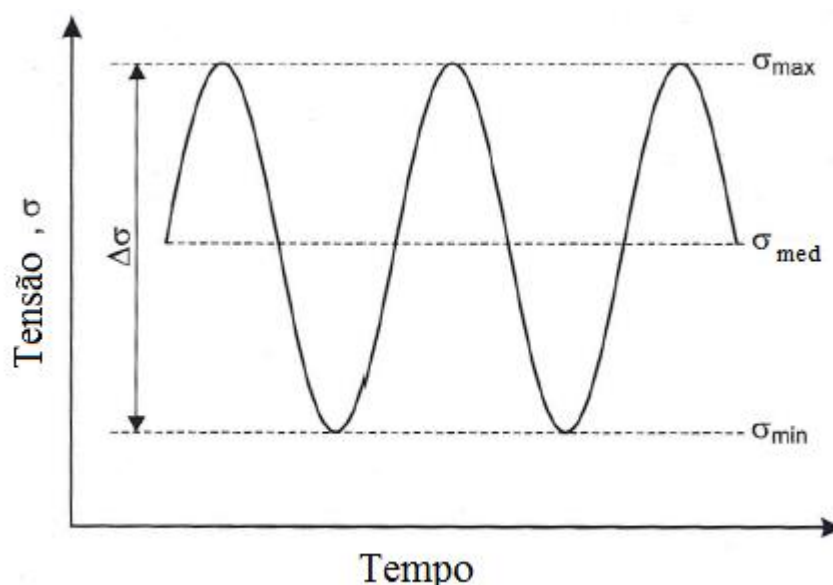
As aeronaves em situações de voo estão sujeitas a cargas repetidas de diversas grandezas e frequências. As condições de operação envolvem decolagem e aterrissagem com altas cargas e voo em altas velocidades sob turbulências. Nos dias atuais um avião é projetado levando em consideração critérios em que são avaliados, não só a resistência da estrutura, mas também a duração da sua vida (COSTA, 2009; SOUZA, 2002). Estima-se que cerca de 90%

das falhas em serviços de componentes aeronáuticos, podem ser atribuídas à fadiga dos materiais (TORRES, 2002).

O carregamento cíclico pode ser controlado pela tensão que oscila entre dois extremos, conforme a representação na Figura 3. Outro modo de se controlar a ciclagem é pela deformação com amplitude de deformação constante (PADILHA, 2004).

A vida em fadiga dos materiais é determinada a partir do número de ciclos de tensão ou deformação, necessários para gerar a falha do material. Por meio de testes em laboratórios podem-se simular solicitações mecânicas dinâmicas nos materiais, utilizando diversos tipos de carregamentos. Os mais comuns são ensaios de fadiga axial, flexão rotativa, e flexão alternada (SURESH, 1998; COSTA, 2009).

Figura 3 - Diagrama: tensão vs. tempo com amplitude constante (PADILHA, 2004).



Normalmente, em ensaios de fadiga, os carregamentos são aplicados ciclicamente entre níveis tensão máxima e mínima que são constantes, como pode ser observado na Figura 3. No intervalo de tensão, $\Delta\sigma = \sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{mín}}$ é a diferença entre os valores máximo e mínimo. A média entre esses valores máximo e mínimo é chamada tensão média, σ_m . A metade do intervalo é denominada amplitude de tensão, σ_a , que é a variação sobre a média (SOUZA, 2002).

Como pode ser verificado na Figura 3, os parâmetros que caracterizam o ciclo de tensões em fadiga são:

- σ_{max} - tensão máxima, maior valor algébrico atingido pela tensão durante o ciclo.
- σ_{min} - tensão mínima, menor valor algébrico atingido pela tensão durante o ciclo.

As Equações 1 e 2 representam as expressões matemáticas destas definições.

$$\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n}}{2} \quad (1)$$

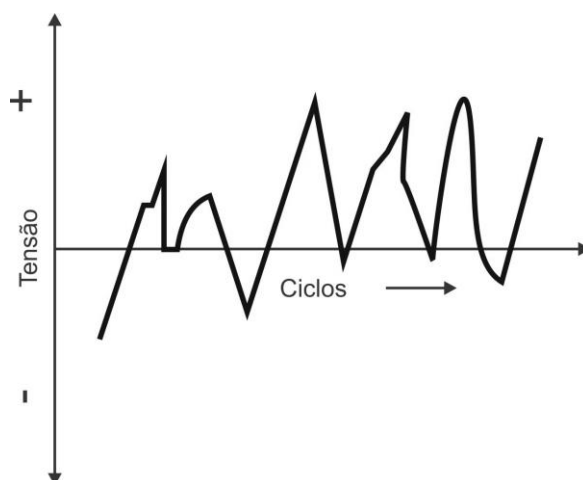
$$\sigma_m = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} + \sigma_{m\acute{i}n}}{2} \quad (2)$$

A razão de carregamento de tensões é determinada pela Equação 3:

$$R = \frac{\sigma_{m\acute{i}n}}{\sigma_{m\acute{a}x}} \quad (3)$$

Na prática, estruturas e componentes sujeitos a carregamentos cíclicos não apresentam carregamentos de fadiga com amplitudes constantes e homogêneas. Na maioria das vezes, os intervalos de tempo entre uma solicitação e outra não são iguais. A Figura 4 representa um gráfico de carregamento de fadiga mais próximo do que pode ocorrer na prática, 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 (SURESH, 1998; CALLISTER, 2000).

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



A Tabela 1 apresenta as várias modalidades de solicitações cíclicas senoidais e os respectivos valores dos parâmetros do ciclo. O limite de resistência à fadiga ou apenas a resistência à 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 1 - Diferentes modalidades de solicitações de fadiga.

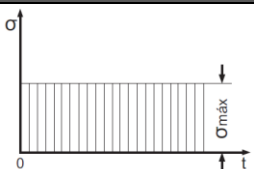
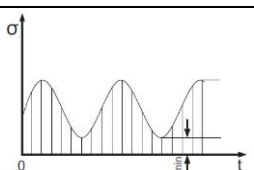
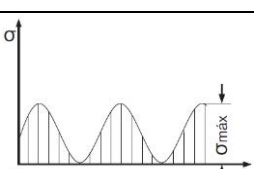
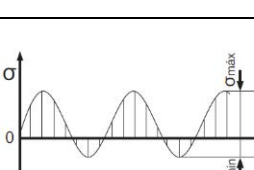
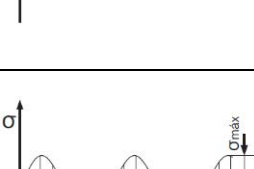
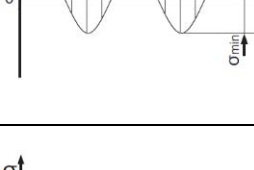
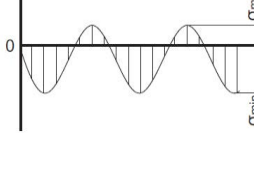
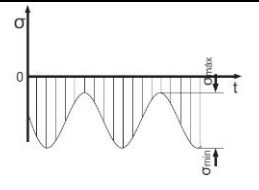
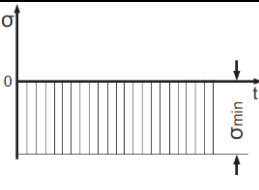
Solicitação $\sigma = f(t)$	Nome	Tensões			Coeficientes	
		$\sigma_{\text{máx}}$ e $\sigma_{\text{mín}}$	σ_m	σ_a	$R = \sigma_{\text{mín}}/\sigma_{\text{máx}}$	$K = \sigma_{\text{máx}}/\sigma_m$
	Constante (positiva)	$\sigma_{\text{máx}} = \sigma_{\text{mín}} > 0$	$\sigma_{\text{máx}} = \sigma_{\text{mín}}$	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 1 – Continuação.

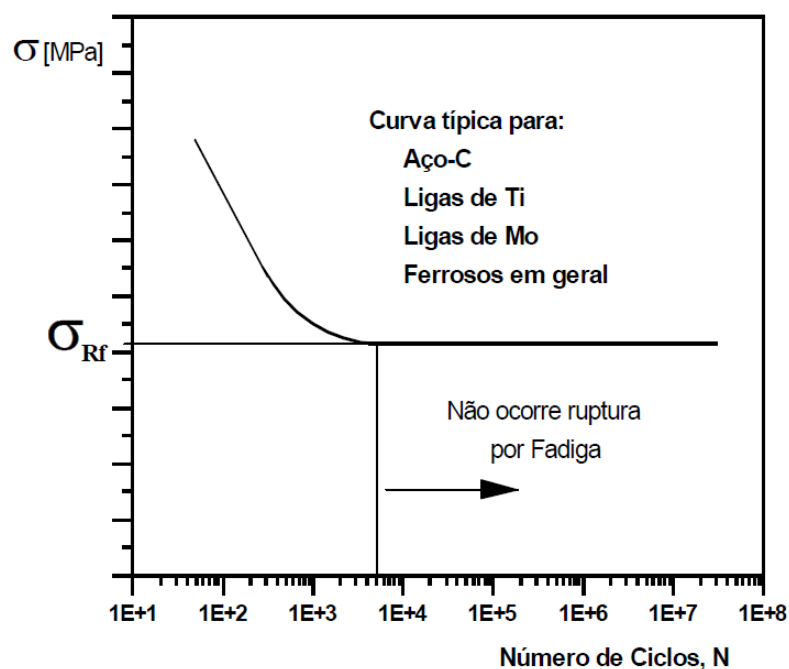
Solicitação $\sigma = f(t)$	Nome	Tensões			Coeficientes	
		$\sigma_{\text{máx}}$ e $\sigma_{\text{mín}}$	σ_m	σ_a	$R = \sigma_{\text{mín}}/\sigma_{\text{máx}}$	$K = \sigma_{\text{máx}}/\sigma_m$
	Flutuante (compressão)	$\sigma_{\text{máx}} < 0$ $\sigma_{\text{mín}} < 0$	< 0	$\neq 0$	$0 < R < 1$	$1 < K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

3.1.4 Curvas de Wöhler

O ensaio de fadiga tem como objetivo, principalmente, determinar com quantos ciclos um dado corpo de prova, em determinadas condições de ensaio, irá fraturar. A interpretação dos dados obtidos com os ensaios de fadiga é por meio das curvas $S \times N$ ou curvas de Wöhler. Nas curvas $S-N$ o termo resistência à fadiga é aplicado para determinar o valor de tensão específico associado à vida em fadiga de interesse. O comportamento em fadiga de um material está relacionado com fatores importantes, como geometria do componente, tensão média aplicada, meio ambiente de aplicação, temperatura, frequência de ciclagem e tensão residual (DOWLING, 1998).

As curvas $S-N$ demonstram dados experimentais de fadiga cíclica em coordenadas “tensão máxima versus números de ciclos”. Os ensaios de fadiga normalmente apresentam uma dispersão de resultados. Por isso, às normas sugerem a utilização de corpos de prova semelhantes e com os mesmos parâmetros de carregamento. Em um ensaio de fadiga podem-se variar parâmetros, como tensão máxima e a razão de carga „ R “. A Figura 5 exibe o padrão de uma curva típica $S-N$ para ligas ferrosas (CAMARGO, 2007).

Figura 5 - Curva típica S-N para ligas ferrosas (CAMARGO, 2007).



A tensão na qual a curva se mantém horizontal é denominada limite de resistência a fadiga de um material, sendo a tensão na qual o material teria a vida infinita. Para os materiais ferrosos é considerada vida infinita quando; $N = 10^7$ ciclos. A grande maioria dos materiais não ferrosos não apresenta um limite horizontal. As propriedades de fadiga dos materiais não ferrosos normalmente são caracterizadas fornecendo a resistência à fadiga para um valor de N , da ordem de 10^8 ciclos (CALLISTER, 2000).

A curva S-N é a representação clássica dos resultados de fadiga em que os valores dos números de ciclos até a fratura são traçados em função das tensões aplicadas. Os níveis de tensões aplicados nos ensaios de fadiga são determinados em função da $\sigma_{m\acute{a}x}$. O procedimento utilizado no levantamento da curva $\sigma \times N$ é ensaiar o corpo de prova com um valor de tensão alta onde se espera que a fratura ocorra em um número baixo de ciclos (ASKELAND, 2008).

Em seguida, diminui-se progressivamente o valor da tensão até que se determine um nível de tensão no qual a fratura do corpo de prova ocorra em um número alto de ciclos. Ao encontrar um dado nível de tensão em que o número de ciclos atinge 10^7 , determina-se o limite de resistência à fadiga do material, onde teoricamente, para valores abaixo dessa tensão, o material teria vida infinita (ASKELAND, 2008).

Materiais metálicos são policristalinos, formados 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 deformando-se plástica e localmente por escorregamento, através dos sistemas de escorregamento favoravelmente orientados em relação à tensão externa aplicada (FUCHS, 1980).

Em materiais policristalinos, a distribuição das tensões não é uniforme. Existem pontos de concentração de tensões internos e superficiais, que contribuem para o aparecimento de microtrincas. Nessa região é onde tem início a falha por fadiga. As microtrincas propagam-se através de sucessivas repetições das tensões até atingirem um tamanho crítico após certo tempo, culminando na fratura (SURESH, 1998).

Pontos concentradores de tensão 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, pontos de corrosão, inclusões, contornos de grãos (FUCHS, 1980; CAMARGO, 2007).

3.1.5 Mecanismo de falha por fadiga

Do ponto de vista científico, não é clara a fronteira entre o estágio I da fratura (nucleação da trinca) e o estágio II (propagação da trinca). Não existe um único mecanismo capaz de explicar a fase do processo inicial de falha por fadiga em todos os materiais. Essa complexidade em estabelecer parâmetros que possam padronizar e quantificar o estágio I, como é feito no estágio seguinte de propagação de trinca, acontece pelos diferentes fatores envolvidos no processo, como as características de escorregamento do material, meio e condições de ensaio (MILLER, 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 arrançados de uma maneira ordenada de acordo com o modelo da célula elementar característica de cada metal (MILLER, 1981; SHINOZAKI, 1983).

Os grãos têm 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. 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, 1980).

A vida em fadiga indica o intervalo de tempo que um componente resistirá sob um determinado carregamento cíclico específico. A falha por fadiga é um fenômeno físico que depende do material a ser analisado e dos tipos de solicitações mecânicas aplicadas. Nos metais, uma falha catastrófica é precedida pela propagação estável de uma trinca (COSTA, 2009; CALLISTER, 2000).

As falhas causadas por fadiga na maioria dos casos iniciam-se na superfície, podendo ocorrer devido a diversos tipos de carregamento, como flexão e torção, axial, sendo que a tensão máxima ocorre na superfície, local de início de falha. Em carregamento axial, por exemplo, a falha por fadiga sempre começa próximo à superfície. As microtrincas podem também estar presentes no material como resultado de operações de processo de fabricação como: solda, rebite, tratamentos térmicos, trabalhos mecânicos (CAMARGO, 2007).

Os fatores que afetam a superfície de uma amostra de fadiga podem ser divididos em três categorias: rugosidade superficial; concentradores de tensão na superfície (agentes que modificam o comportamento da resistência à fadiga da superfície do metal); e mudanças nas condições de tensões residuais da superfície. Outro fator que interfere na vida em fadiga do material são as ações do meio ambiente nas quais o material é aplicado. As mudanças na superfície do material alterará o comportamento em fadiga. A eficiência de processos na melhoria do desempenho em fadiga está relacionada com os mecanismos de alterações feitas na superfície do material (CARVALHO, 2004).

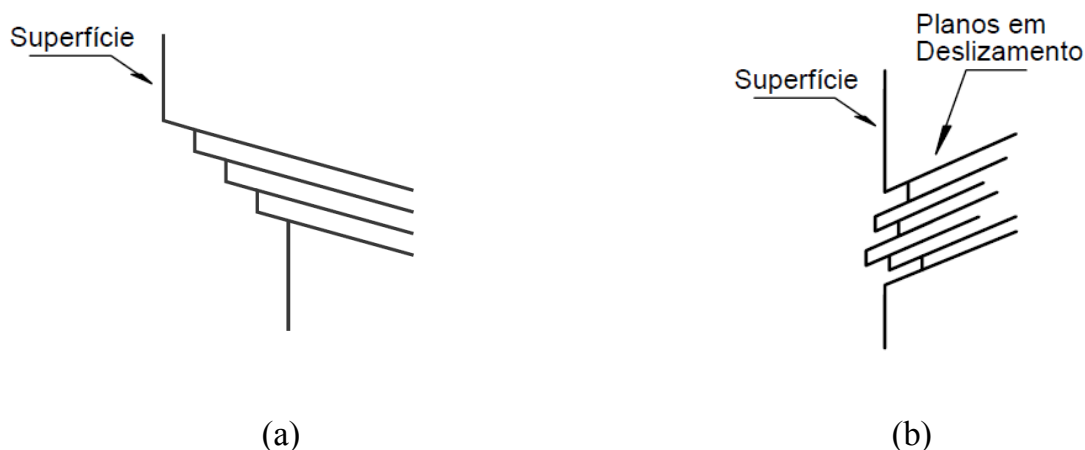
A fadiga apresenta alguns aspectos semelhantes com relação aos mecanismos de deformação e fratura dos metais e ligas sob tensões estáticas ou unidirecionais. Gough et al. (1933) mostrou que para um metal, independente do tipo de solicitação, cíclica ou monotônica, a deformação plástica ocorre nos mesmos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

As linhas de deslizamento correspondem aos traços dos planos de deslizamento escorregados, que emergiram na superfície do grão através da movimentação de discordâncias. Nos metais de alta pureza, as deformações plásticas localizadas nos grãos, em geral, caracterizam-se por uma concentração de deslizamentos de diferentes planos de

escorregamento, que podem ser vistos na superfície dos grãos, quando polida, com a forma de linhas paralelas em bandas denominadas bandas de deslizamento. As linhas e as bandas de deslizamento podem ser produzidas por tensões monotônicas ou tensões cíclicas (SCHIJVE, 2003).

As bandas de deslizamento causadas por solicitações de fadiga diferem das bandas causadas por solicitações monotônicas, em natureza e dimensões. A Figura 6 ilustra essa diferença (GIORDANI, 2001; KOCANDA, 1978).

Figura 6 - Bandas de deslizamento. (a) Solicitação monotônica; (b) Solicitação de fadiga (adaptado de SCHIJVE, 2003).



A diferença visível entre as bandas de deslizamento produzidas por carregamentos monotônicos e de fadiga está na topografia da superfície polida. Um carregamento monotônico produz degraus na superfície, resultantes do deslizamento 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 visto na Figura 6 (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, 1996; SURESH, 1998; SCHIJVE, 2003).

A reversibilidade do movimento de bandas de deslizamento não ocorre por duas razões: após o endurecimento por deformação cíclica, nem todas as discordâncias retornam à

posição inicial. E ainda, um incremento de deslizamento exposto ao ambiente não-inerte pode interagir quimicamente, criando finas camadas oxidadas 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).

3.2 Implantação Iônica por Imersão à Plasma (3IP)

O tratamento da superfície de materiais com plasma encontra ampla gama de aplicações nas áreas como a siderúrgica, biomédica, aeroespacial, microeletrônica e no tratamento de resíduos tóxicos. Os métodos baseados em plasma mostram-se eficazes para o tratamento de diversos tipos de materiais e de superfícies, desde corpos metálicos até polímeros, cerâmicas e semicondutores.

Nas últimas duas décadas houve um grande aumento no número de tecnologias associadas à modificação de superfícies, isto é, métodos que modificam as propriedades da superfície sem alterar as propriedades do seu volume (ALVES JR, 2001). Cada vez mais estas técnicas fazem uso de plasmas, feixes de íons ou elétrons, laser e deposição química e física de vapor (DE SOUZA, 2010). De um modo geral, essas técnicas podem ser divididas em dois grandes grupos: processos de deposição e de implantação.

Os processos de deposição podem ser classificados em Deposição Química em Vapor (CVD) e Deposição Física por Vapor (PVD). No processo CVD, pode ser definido como uma deposição de material por uma reação química, devido a um efeito térmico entre a fase de vapor e o substrato. Em geral o uso destas técnicas depende de substâncias químicas voláteis, que podem ser convertidas em algum tipo de reação química dentro do sólido. O método PVD consiste na produção de espécies atômicas, moleculares e iônicas por métodos evaporação ou decapeamento (*sputtering*) do alvo sólido. Os espécimes gerados são conduzidos a superfície do substrato onde ocorre um agrupamento atômico. Para o mecanismo de evaporação é necessária uma pressão suficientemente baixa para haja uma livre propagação do vapor até a sua condensação sobre o substrato (ALVES JR, 2001; RIERSON, 1992).

Métodos de implantação correspondem a processos nos quais espécimes iônicos são incorporados ao substrato por processos predominantemente balísticos como a Implantação Iônica, ou ainda, por técnicas que se utilizam da difusão de espécimes iônicos para alteração estrutural e/ou composicional da superfície como a Implantação Iônica por Imersão em Plasma e a Descarga Luminosa (DE SOUZA, 2010).

A maior vantagem da implantação iônica frente a outras técnicas é a não formação de uma interface definida entre a região superficial implantada e o interior do substrato. Mudanças abruptas entre o substrato e a camada superficial tratada geralmente levam à criação de tensões que dificultam a aderência. Tais tensões são reduzidas pelo processo de implantação iônica, onde há a formação de uma camada superficial química e fisicamente homogênea, e relativamente fina, mas suficiente para produzir melhorias significantes no material.

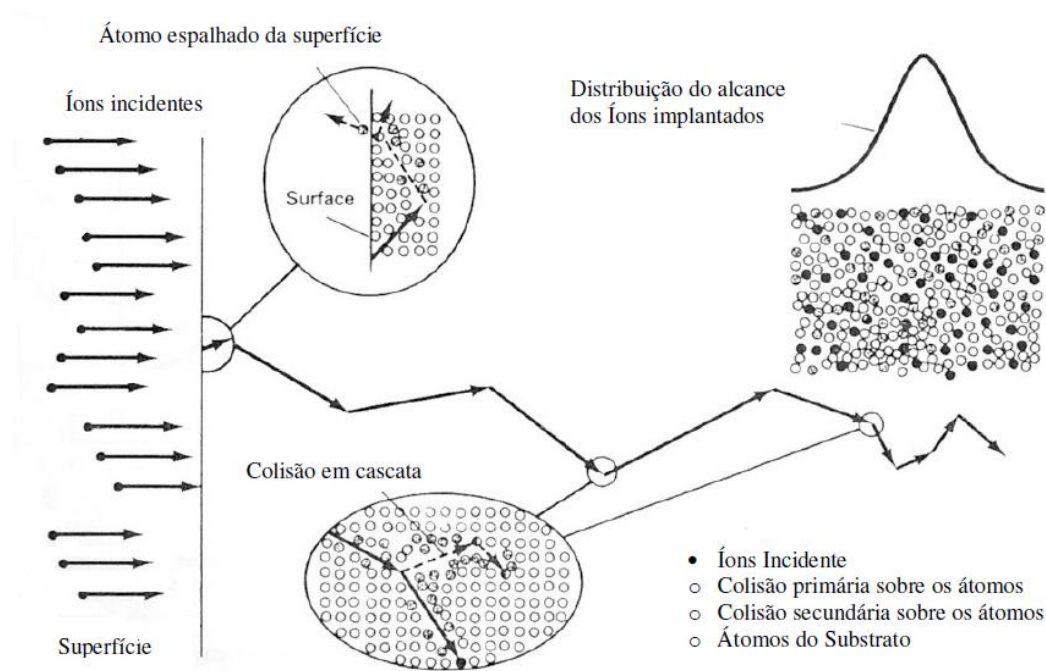
A implantação de íons consiste no bombardeamento de um material sólido com átomos ionizados de média e alta energia. Essa técnica oferece a possibilidade de se implantar, ou ligar, qualquer tipo de elemento nas regiões próximas da superfície do material. Com este processo, a região implantada próxima da superfície pode ser modificada independentemente de variáveis termodinâmicas, tais como solubilidade e difusividade. Essas vantagens, associadas à possibilidade do processamento em baixas temperaturas, têm levado à exploração dessa técnica em aplicações onde a limitação das alterações dimensionais e a possibilidade de delaminação de revestimentos são uma preocupação. Na grande maioria dos casos de implantação iônica, a espessura da região modificada não passa de um micrometro. De fato, uma grande parte dos tratamentos por implantação iônica fica restrita às primeiras centenas de Ângstrons a partir da superfície (WILBUR, 1996; FENSKE, 1992).

Durante a implantação, os íons são desacelerados até o repouso logo abaixo da superfície num tempo inferior a 10^{-12} segundos. Essa rápida desaceleração leva o íon a perder rapidamente sua energia. Com isso, novos componentes e ligas superficiais podem ser obtidos de um modo que não seria possível pelas técnicas convencionais de tratamento em baixa temperatura e que envolvem equilíbrio termodinâmico. Os novos componentes formados incluem soluções sólidas substitucionais de elementos imiscíveis ou de baixa solubilidade no material tratado. Tais ligas, altamente amorfas e metaestáveis, frequentemente apresentam propriedades físicas e químicas únicas. Por isso a implantação iônica tem sido largamente empregada na indústria de semicondutores desde 1970 para introdução de dopantes no silício. Desde meados da década de 70, o uso da implantação iônica e outros processos que usam feixe de íons têm se expandido para um grande número de novas áreas de aplicações científicas. Só recentemente o processo de implantação iônica foi adotado por diversos setores industriais, principalmente aqueles ligados aos metais, onde a melhoria de propriedades de fricção e resistência ao desgaste têm sido de interesse dominante (HIRVONEN, 1992).

Na implantação iônica, o íon energético penetra no material colidindo com os átomos do mesmo. O íon não percorre um caminho reto até parar, mas vai sendo desviado em seu

percurso pelas sucessivas colisões, até perder toda a sua energia cinética. Átomos do substrato que sofrem colisão com o íon são deslocados de sua posição no retículo. Alguns, geralmente os primeiros que sofrem colisão, são deslocados com energia suficiente para deslocarem outros átomos do substrato, o que caracteriza um processo de colisões em cascata. A Figura 7 apresenta uma representação esquemática do fenômeno de implantação iônica (ZIEGLER, 1978).

Figura 7 - Representação esquemática do fenômeno de implantação iônica (ZIEGLER, 1978).

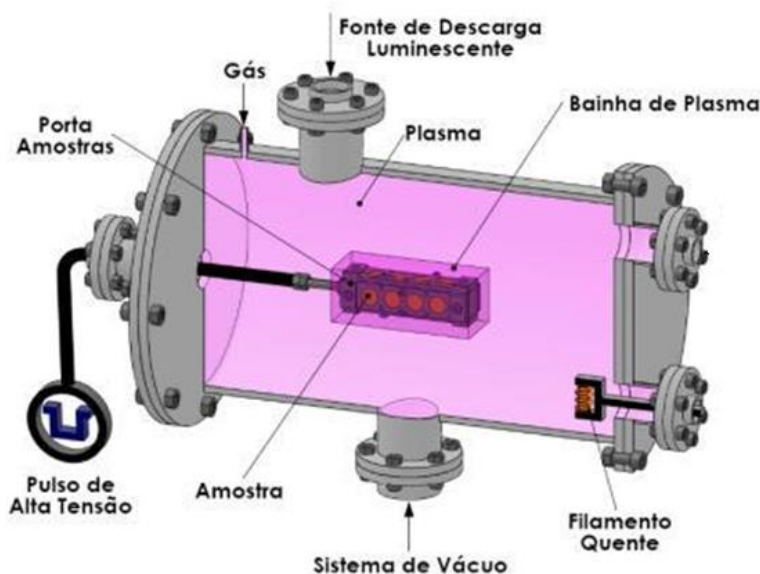


Quando o íon penetra no material, existe certa probabilidade de que um átomo da superfície do substrato seja ejetado. Nas sucessivas colisões, existe uma parte do momento que se dirige para fora da superfície. Esse momento, se suficientemente alto, pode fornecer energia ao átomo para romper suas ligações com os outros átomos e ser ejetado do substrato. Esse fenômeno é chamado de *sputtering* e é análogo à erosão do material pelo impacto de partículas de alta velocidade. Como regra geral pode-se dizer que o *sputtering* aumenta com o aumento da massa do íon e com o aumento do ângulo de incidência do mesmo sobre o substrato. Para incidências em ângulos próximos a 90° o *sputtering* depende fortemente da energia de ligação do material do substrato. O *sputtering*, além de remover átomos do substrato pode, ainda, remover os íons implantados que se encontram mais próximos da superfície do material (SCZANCOSKI, 2005).

Com 20 anos de pesquisa e desenvolvimento, a implantação iônica por imersão em plasma (3IP) tem se tornado um processo bastante viável para implantação de íons em doses elevadas em diversos tipos de materiais, desde metais até os materiais isolantes como os polímeros e cerâmicas (CHEUNG, 2002).

No processo 3IP, a peça a ser tratada é inicialmente imersa num plasma e, em seguida, é polarizada com uma alta tensão pulsada e negativa em relação ao plasma cujo potencial, usualmente, fica próximo ou igual ao potencial de aterramento da câmara onde se realiza a implantação. A alta tensão negativa aplicada acelera os elétrons para longe da peça em tratamento e, ao mesmo tempo, acelera os íons presentes no plasma em direção à superfície da peça, criando uma bainha de plasma em torno da mesma e possibilitando a implantação dos íons na peça em tratamento (ZENG, 1999). A Figura 8 ilustra o esquema do processo 3IP.

Figura 8 - Representação esquemática no processo de implantação por imersão iônica à plasma (adaptado pelo autor).



A intensidade dos pulsos aplicados à peça varia tipicamente de 1 a 100 kV, com valores menores para aplicação em semicondutores e valores maiores para aplicações metalúrgicas. A tensão aplicada deve ser pulsada para evitar a formação de arcos elétricos entre o substrato e o plasma ou com as paredes internas do dispositivo 3IP. Com a tensão pulsada, a duração do pulso pode ser mantida abaixo do tempo mínimo necessário para a formação do arco, caso a densidade de plasma seja suficientemente baixa. Se a densidade for muito alta pode formar arco entre o substrato e o próprio plasma. Uma outra razão que justifica o uso da tensão pulsada é a de permitir que entre um pulso e outro a bainha de plasma

em torno da peça em tratamento tenha tempo suficiente para ser reabastecida com novos íons provenientes do plasma, uma vez que durante o pulso os íons da bainha são acelerados e implantados na amostra (ANDERS, 2000).

O processo 3IP foi inicialmente desenvolvido para a implantação iônica de nitrogênio, uma área ainda em expansão. À primeira vista, um sistema de implantação com plasma de nitrogênio não parece muito diferente dos sistemas de nitretação a plasma largamente utilizados para aumentar a dureza superficial de ferramentas e componentes metálicos. A diferença está na tensão e na densidade de potência média na superfície da peça a ser tratada. Na nitretação a plasma, baixa tensão e alta corrente fornecem uma densidade de potência média suficiente para aumentar a temperatura da peça para mais de 500°C. A alta temperatura permite a difusão do nitrogênio para dentro do material e forma camadas tratadas da ordem de milímetros. No processo 3IP, a tensão pulsada não permite que a temperatura do substrato se eleve muito, dificultando a difusão dos íons. Apesar disso, o nitrogênio pode acumular-se abaixo da superfície e formar novas fases – nitretos – geralmente com boas resistências à corrosão e ao desgaste especialmente de ligas metálicas (KOSTOV, 2004).

Um aspecto muito interessante do processo 3IP é que a implantação dos íons possibilita a formação de uma fina camada de material tratado muito próxima da superfície e que é química e fisicamente homogênea, o que difere de outros processos como a nitretação a plasma, a deposição de filmes e a carbonetação, por exemplo, onde há a formação de uma interface definida entre a região superficial tratada e as regiões mais internas do material. No caso da deposição de filmes de DLC, por exemplo, onde há uma região de interface definida, sabe-se que o estresse, o módulo de Young e a dureza tendem todos a serem interdependentes (ROBERTSON, 2002). Assim, filmes com alta dureza tendem a apresentar elevado estresse interno o que pode levar à eventual quebra da adesão entre o filme e o substrato.

Ainda que no processo 3IP a camada tratada seja bem mais fina quando comparada com as de outros tratamentos, tem sido observado que essa camada é suficiente para promover melhoras significativas das propriedades físicas e mecânicas de diversos tipos de materiais (BARANOWSKA, 2005).

3.3 Tensão residual

As tensões residuais têm uma importante influência na vida em fadiga em um material, quando há presença de tensões residuais de compressão ao longo da sua superfície, pode se aumentar a vida em fadiga, enquanto que tensões residuais de tração na superfície podem

causar efeito inverso. A formação de uma favorável tensão residual de compressão é provavelmente o método mais eficiente para aumentar o desempenho de componentes submetidos a carregamentos cíclicos. Sabe-se que as tensões residuais têm um papel importante na iniciação e crescimento de trincas por fadiga (VOORWALD, 2010).

Os princípios básicos da técnica foram desenvolvidos há mais de cinquenta anos e são baseados em duas teorias: a teoria da difração de raios X em materiais cristalinos e a teoria da elasticidade do material sólido, oriunda da mecânica dos sólidos (PYZALLA, 2000).

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

Dependendo do tipo da distribuição das tensões residuais (compressivas e trativas), pode ocorrer um aumento ou diminuição da vida em fadiga do componente devido a sua presença (SHIVJE, 2001).

A tensão residual é causada pela heterogeneidade da deformação plástica. Com a deformação local, a zona plástica alonga-se nas vizinhanças da zona elástica e são geradas tensões residuais após a retirada do carregamento do sistema (TORRES, 2002).

De maneira geral, as tensões residuais são classificadas em três categorias (CARVALHO, 2004):

- Macroscópicas: contempla toda a seção de uma peça, sendo praticamente constantes em grandes extensões de áreas e são caracterizadas 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, como exemplificado na Figura 9. Aparecem a partir de carregamento elástico-plástico; usinagem; solda; conformação mecânica; tratamentos térmicos; revestimentos e *shot peening*;

- Microestruturais ou tensões internas: este tipo de tensão está presente em um grão ou parte dele. Podem também ocorrer nas interfaces de fases, entre partículas precipitadas ou agregados e a matriz. Este tipo de tensão pode ser visualizado na Figura 10;

- Microlocalizadas: são distribuídas em volumes submicroscópicos em distâncias interatômicas dentro de um grão e equilibram-se, portanto, em pequenas partes. São causadas pela ação de todos os tipos de defeitos cristalinos: discordâncias; inclusões; contornos de grãos, etc.

Figura 9 - Equilíbrio de tensões residuais do tipo I ao longo de uma amostra (CARVALHO, 2004).

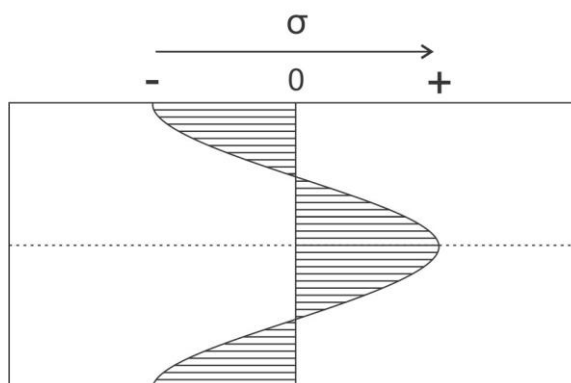
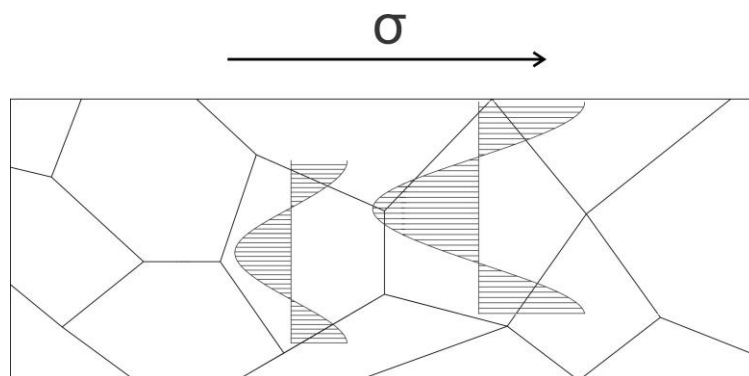


Figura 10 - Equilíbrio de tensões residuais do tipo II ao longo de um ou mais grãos (CARVALHO, 2004).



A existência de tensões residuais no material, tanto compressiva como trativa, ocorrem simultaneamente. Com ausência de carga externa, a princípio, a tensão residual trativa deve estar em equilíbrio com a tensão compressiva (PADILHA, 2004).

Atualmente, existem diversas técnicas para medição de tensões residuais, e são inicialmente subdivididas em destrutivas, semidestrutivas e não-destrutivas. A Tabela 2 apresenta os principais métodos de medição de tensões residuais usados atualmente (ASTM, 1994).

Tabela 2 - 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 μm	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 μm	Macroscópica, microscópica e microlocalizadas	Não-destrutivo
Método magnético	0,1 mm	Macroscópica, microscópica e microlocalizadas	Não-destrutivo

3.4 Dureza

A dureza é a propriedade mecânica que fornece uma medida da resistência à deformação plástica de um material. Os primeiros testes de dureza foram baseados em minerais naturais com uma escala construída unicamente sobre a habilidade de um material riscar outro que é menos duro. Um método qualitativo e um tanto arbitrário de indexação de dureza foi proposto por Mohs (Escala de Mohs). Neste método Mohs definiu 10 minerais como padrões de dureza, sendo o talco com o menor valor (1) e o diamante com o maior (10) (MIKOWSKI, 2008; CALLISTER JR, 2007; PADILHA, 1997).

A forma mais utilizada de determinação da dureza de um material é através de testes de indentação, os quais consistem em medir a resistência oferecida pelo material à penetração de uma ponta (indentador) (LEPIENSKI, 1998). Esta ponta geralmente é feita de diamante ou aço e possui diversas geometrias (cônicas, esféricas e piramidais) (CALLISTER JR, 2007; FISCHER-CRIPPS, 2004; MEYERS, 1999).

Apesar de muitos estudos teóricos feitos sobre a dureza, esta propriedade não pode ser considerada uma propriedade física fundamental, intrínseca do material, pois seu valor depende do método utilizado para realizar a medida (teste de indentação ou resistência ao risco), características do equipamento como material e geometria de ponta. Portanto, medidas de dureza devem ser usadas como resultados de testes comparativos da resistência à deformação plástica de um material sob determinadas condições (DE SOUZA, 2010; MEYERS, 1999; FISCHER-CRIPPS, 2004).

Os testes de indentação são essencialmente divididos em três classes, e comumente chamados de teste de macroindentação, de microindentação e de nanoindentação. Classifica-se como macroindentação, o teste no qual a carga aplicada é superior a 2 N (~ 200 gf). Abaixo deste valor de carga o teste é classificado como microindentação. Nos testes de nanoindentação a carga máxima é de aproximadamente 500 mN, e, em geral, a profundidade da indentação é da ordem de micrometros (μm) com resolução de nanometros (nm) (FISCHER-CRIPPS, 2004; MEYERS, 1999).

Os testes de macroindentação (ex. Brinell e o Rockwell) são utilizados para estimar a dureza de peças e componentes de grandes dimensões. Os testes de microindentação (por exemplo, Knoop e Vickers) são empregados para obter a dureza de dispositivos de pequenas dimensões ou de materiais que possuam fases secundárias (como carbeto e nitreto) em sua matriz (CALLISTER JR, 2007; MEYERS, 1982).

Os testes de nanoindentação são indicados para caracterização de materiais em que propriedades como dureza e módulo de elasticidade tenham valores diferentes para a superfície e para a matriz, propriedades que variem com a profundidade (em relação à superfície), por exemplo, superfícies modificadas, revestimentos e filmes finos, ou ainda, em situações onde seja necessária a medida de propriedades em regiões específicas com pequenas dimensões como fases secundárias e contornos de grão (FISCHER-CRIPPS, 2004).

3.4.1 Nanoindentação

O ensaio de penetração em escala nanométrica, ou nanoindentação, é uma técnica utilizada para medir propriedades mecânicas de filmes finos, de materiais com superfícies modificadas e de revestimentos. O penetrador mais utilizado nos ensaios de nanoindentação é o de ponta de diamante, tipo Berkovich, que possui a geometria de uma pirâmide regular de base triangular, onde cada lado faz um ângulo de $65,3^\circ$ com a normal à base, de tal forma que tem a mesma relação profundidade-área apresentada pelo tipo Vickers (LEPIENSKI, 1998).

A indentação instrumentada pode ser realizada para (LEPIENSKI, 2004):

- Determinar a dureza e o módulo elástico de filmes finos e revestimentos;
- Determinar propriedades mecânicas superfícies de materiais modificados por técnicas de implantação iônica, 3IP e outras;
- Estudar a tenacidade em relação à fratura de materiais;
- Analisar propriedades viscoelásticas de polímeros.

Da mesma forma que os ensaios mecânicos convencionais, a nanoindentação fornece as propriedades mecânicas mediante medidas de força, deslocamento e tempo. Os dados de carga e deslocamento são bem similares ao ensaio de compressão e apresentam o mesmo tipo de informação.

A maior diferença reside na geometria de contato entre o sistema de carga e a amostra. No ensaio de compressão de uma amostra cilíndrica, por exemplo, a área de contato é considerada constante durante todo o teste e durante a aplicação da carga. Observa-se inicialmente uma fase de deformação elástica e posteriormente a fase de deformação plástica. Durante o descarregamento, as deformações elásticas são todas recuperadas.

O comportamento no ensaio da nanoindentação é intrinsecamente diferente porque a área de contato varia continuamente quando o penetrador é introduzido ou retirado da amostra, dificultando assim a análise dos resultados, mas possibilitando outras informações. Estas dificuldades não existiriam se o penetrador tivesse ponta plana, o que não é possível dado que:

- Para alcançar um alto grau de resolução espacial é desejável que a área de contato seja tão pequena quanto possível. Isto se consegue utilizando penetradores pontiagudos;

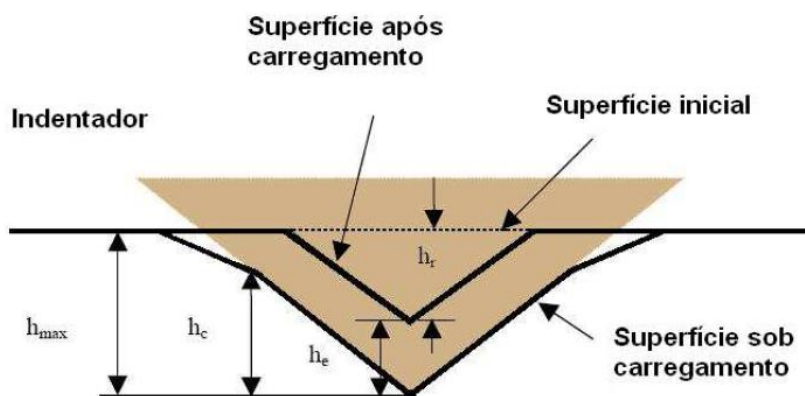
- É difícil assegurar que o contato entre um penetrador com extremidade plana e a amostra seja uniforme, isto é, devido a rugosidade e ao desalinhamento do penetrador, o contato não ocorre uniformemente.

Quando uma carga suficientemente grande para causar deformações é aplicada sobre um material, este material se deforma e quando a carga é retirada da superfície do material, este reage de forma elástica restando ainda uma impressão residual sobre a superfície.

A indentação instrumentada consiste em um ciclo de carregamento e descarregamento através da monitoração da carga aplicada em função da profundidade de penetração. As curvas formadas por estes ciclos podem apresentar diferenças dependendo do material, e através destas informações, determinam-se as propriedades mecânicas do material (LEPIENSKI, 2004).

A Figura 11 é uma representação de geometria da superfície da amostra nas situações de carga máxima e após a retirada do indentador. Nesta figura, é indicada a profundidade de contato, h_c , a profundidade da impressão residual, h_r , o deslocamento elástico durante a descarga, h_e , e a profundidade da superfície original na situação de carga máxima, h_{max} (LARDNER, 1972).

Figura 11 - Representação esquemática da geometria da superfície quando submetida a carga máxima e após a retirada do indentador (LARDNER, 1972).



Os resultados da nanoindentação são apresentados em gráficos de Dureza (GPa) vs. Profundidade, h_{max} (nm)

3.5 Desgaste

A maioria dos processos tecnológicos depende do movimento e do comportamento dinâmico dos sólidos, líquidos e gases. Os efeitos do atrito estão relacionados às interações físicas entre corpos ou objetos em movimento (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

O termo tribologia, originário da palavra grega *tribus* = atrito, foi proposto por um comitê inglês em 1966 e engloba todos os aspectos de movimento de superfícies referentes à interação: atrito – lubrificação – desgaste. A tribologia procura investigar a irreversibilidade dos processos mecânicos em detalhe e explicar os complexos efeitos de dissipação de energia e material (STACHOWIAK, 2005; ZUM GAHR, 1987).

A grande importância da tribologia na indústria é a de estimar o tempo de vida de máquinas ou componentes de sistemas de produção a fim de evitar falhas mecânicas geradas pelo atrito e pelo desgaste, impedindo assim quedas na produção, no faturamento de empresas ou até mesmo acidentes que coloquem em risco a vida de pessoas (HOLMBERG, 2000).

Quando dois materiais são colocados em contato, qualquer tentativa de iniciar um movimento relativo entre elas dará origem a uma força de resistência chamada força de atrito (BOWDEN, 2001). A formação da teoria do atrito se deu por volta dos séculos XVII e XVIII com o desenvolvimento científico. Duas escolas surgiram, uma na França, que enfatizava o estudo da interação mecânica de superfícies como as asperezas, e outra na Inglaterra, qual enfatizava a coesão ou adesão entre os materiais (PERSSON, 2000).

O atrito e o desgaste não são propriedades intrínsecas do material, mas sim características de um sistema tribológico, que tratam de causas críticas de dissipações de energia e material, respectivamente. O atrito é a resistência ao movimento entre duas superfícies que são forçadas ao escorregamento relativo entre si, tendo como consequências indesejáveis o aquecimento e o desgaste. Por outro lado, a presença do atrito pode facilitar o transporte de materiais (ZUM GAHR, 1987; SEIREG, 1998; GAGG, 2007).

O desgaste é definido como a perda progressiva de material da superfície de um corpo, e raramente é catastrófico, mas reduz a eficiência em serviço, podendo (SEIREG, 1998):

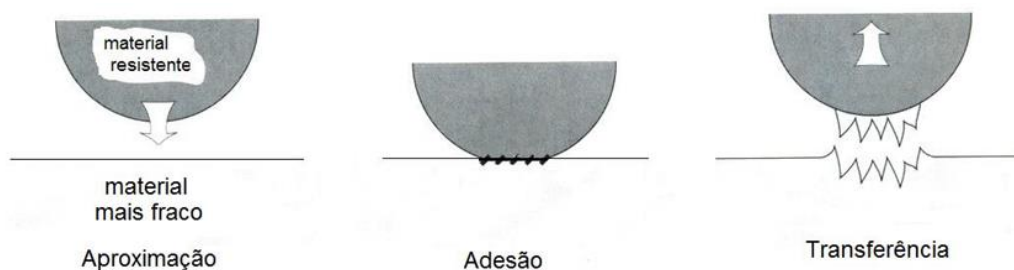
- Alterar as dimensões dos componentes causando vibração e desalinhamento, alterando, como consequência, a distribuição de forças;
- Iniciar trincas superficiais ou perto da região sob tensão que podem levar à fratura do componente;
- Gerar detritos, particularmente em sistemas tribológicos com pouca folga, pode ser mais sério do que alterações dimensionais.

Alguns autores classificam o processo de desgaste pelo movimento que ocorre entre os pares; entretanto, como mecanismos distintos podem interagir dentro de um mesmo sistema tribológico, a classificação usual é segundo o mecanismo de desgaste. Os principais mecanismos observados no desgaste de superfícies são: desgaste adesivo e desgaste abrasivo (ZUM GAHR, 1987; STACHOWIAK, 2005; GAGG, 2007).

3.5.1 Desgaste adesivo

O desgaste adesivo é considerado a forma mais severa de desgaste envolvendo altas taxas de desgaste e elevado coeficiente de atrito. A alta pressão de contato entre as asperidades da superfície resulta em deformação plástica, adesão e consequentemente, a formação de junções localizadas. Durante o deslizamento, a ruptura dessas junções causa a transferência de material, da superfície mais fraca para a mais resistente, conforme a Figura 12 (ZUM GAHR, 1987; STACHOWIAK, 2005; GAGG, 2007).

Figura 12 - Processo de transferência de metal devido à adesão (GAGG, 2007).



A formação das juntas adesivas depende das propriedades físicas e mecânicas dos materiais em contato, do modo e valor de carregamento, e da rugosidade da superfície. A transferência progressiva de material por meio das juntas adesivas dar-se-á até que a camada formada se desprenda e forme uma partícula. A presença de ambos materiais sob contato na partícula formada é o que diferencia o mecanismo de desgaste adesivo dos demais (ZUM GAHR, 1987; STACHOWIAK, 2005).

O desgaste resultante de um processo adesivo foi descrito por Archard, por:

$$W_{ad} = \frac{V}{L} = k \frac{F_N}{H} \quad (5)$$

onde W_{ad} é a taxa de desgaste, k é o coeficiente de desgaste, V é o volume desgastado, L é a distância de deslizamento, F_N é a força normal e H é a dureza do material desgastado. A Equação 4 leva em consideração a dureza entre as propriedades do material e k é uma constante que depende das características físico-químicas dos materiais em contato.

Para o desgaste adesivo a taxa de desgaste é diretamente proporcional à carga e inversamente proporcional a dureza (H) da superfície desgastada. Não são somente as propriedades adesivas que determinam o volume de material cisalhado, mas também a ação de contaminantes em condições ambientes (BHUSHAN, 1991).

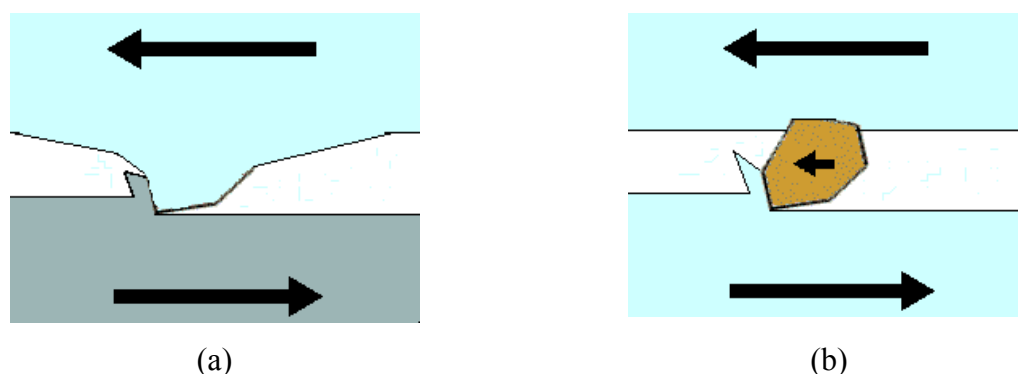
3.5.2 Desgaste Abrasivo

Desgaste abrasivo ocorre quando rugosidades de uma superfície dura, ou uma superfície mole contendo partículas duras, deslizam sobre uma superfície de menor dureza e gerando trilhas (sulcos) nesta superfície. O material destas trilhas é deslocado na forma de partículas de desgaste, e em geral, são perdidas (RABINOWICZ, 1995).

No caso de materiais dúcteis com alta tenacidade a fratura, asperidades com alta dureza ou partículas duras resultam em escoamento plástico do material de menor dureza. No caso de materiais frágeis com baixa tenacidade a fratura, o desgaste ocorre por fratura frágil, ou seja, a região desgastada consiste de significativo trincamento (BHUSHAN, 2002).

Existem duas situações gerais para o desgaste abrasivo. Na primeira situação, uma superfície é mais dura do que a outra, e são as asperidades que geram desgaste (desgaste abrasivo em sistema de dois corpos). Na outra situação, a superfície mais dura é um terceiro corpo, geralmente uma pequena partícula abrasiva presa entre as outras duas superfícies e suficientemente dura para danificar uma ou as duas superfícies (desgaste abrasivo em sistema de três corpos) (BHUSHAN, 2002). A Figura 13 ilustra estas duas situações.

Figura 13 - Desgaste abrasivo: (a) 2 corpos; (b) 3 corpos (COSTA, 2009).



Vários fatores estão relacionados com o comportamento do desgaste abrasivo como a dureza, a velocidade de deslizamento e a carga aplicada. Se um material é muito mais duro que o outro, apenas o material de menor dureza apresentará desgaste significativo, caso a dureza de um material seja da mesma ordem do outro, ambos sofrem desgaste. Um aumento na velocidade pode provocar um aumento na temperatura do local de contato, com o aumento da temperatura, a dureza é reduzida, acarretando em uma diminuição no desgaste. Cargas muito elevadas podem causar fraturas nas partículas de desgaste, geram mais partículas e aumentando o desgaste (RABINOWICZ, 1995; TYLCZAK, 1992).

Para análise dos dados obtidos, um parâmetro importante para quantificar o desgaste de superfícies é a taxa específica de desgaste, **k**, conforme apresentado pela Equação 6:

$$k = \frac{V}{W \times L} \quad (6)$$

onde:

- k é a taxa de desgaste específico (m³/Nm);
- V é o volume de desgaste (m³);
- W é a força normal (N);
- L é a distância de deslizamento (m) (STACHOWIAK, 2005).

Materiais com taxa de desgaste específica, por exemplo, de 10⁻¹⁴ (m³/Nm) ou maior podem ser caracterizados como não resistentes ao desgaste. Materiais com boa resistência ao desgaste podem exibir uma taxa de desgaste de 10⁻¹⁶ (m³/Nm) ou menor. Alguns dados na literatura apresentam a taxa de desgaste como o cálculo da perda de massa pela distância percorrida (STACHOWIAK, 2005).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Materiais

4.1.1 Aço ABNT 4340

O aço ABNT 4340 conforme a especificações AMS 6414, de uso aeronáutico, é um aço de baixa liga com elevadas propriedades mecânicas e boas características em fadiga. A composição química do aço pode ser observada na Tabela 3.

Tabela 3- Composição química do aço ABNT 4340.

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

Após o tratamento térmico de têmpera e revenimento (temperatura de revenimento igual a 520°C), o material apresentou as propriedades mecânicas apresentadas na Tabela 4 para a condição de resistência mecânica entre 36-39 HRC.

Tabela 4 - Propriedades mecânicas do aço ABNT 4340 após tratamento térmico na condição de 36-39 HRC.

PROPRIEDADES MECÂNICAS	VALORES
Limite de resistência à tração	1177 MPa
Dureza	39,0 HRc

4.1.2 Aço inoxidável 15-5PH

O aço inoxidável 15-5 PH conforme a especificações **AMS5659M**, sendo um aço inoxidável martensítico combina alta resistência mecânica com boa resistência à corrosão. De acordo com a especificação citada acima, o 15-5PH apresenta a composição química mostrada na Tabela 5.

Tabela 5 - Composição química do aço inoxidável 15-5 PH.

C (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	Nb (%)	Cu (%)
0,070 máx.	1,000 máx.	0,030 máx.	0,015 máx.	1,000 máx.	14,0- 15,5	3,5 – 5,5	0,500 máx.	0,450 máx.	2,5 – 4,5

Esse material pertence a classe PH (Precipitation Hardening), que é obtida pelo tratamento térmico de endurecimento por precipitação. O tratamento foi realizado na condição H1025 à 552°C por 4 horas. Foram encontradas as seguintes propriedades mecânicas de acordo com a Tabela 6.

Tabela 6 - Propriedades mecânicas do aço inoxidável 15-5 PH.

PROPRIEDADES MECÂNICAS	VALORES
Limite de resistência à tração	1125 MPa
Dureza	39,5 HRc

O aço inoxidável da classe PH são os aços que são submetidos ao tratamento térmico conhecido como envelhecimento. Este processo nada mais é que o endurecimento por precipitação, no qual um material é submetido primeiramente a um processo de têmpera, o qual faz com que se obtenha uma solução sólida supersaturada, posteriormente o mesmo é aquecido novamente a uma temperatura intermediária, que fará com que haja a precipitação de uma segunda fase finamente dispersa pela fase original do material (SILVA, 2006; KALNAUS, 2008).

Nos aços da classe PH além do refinamento que este processo causa nos grãos, este também tem como vantagem a eliminação da segregação de alguns elementos, o que faz o material se tornar mais homogêneo. Esta classe de aços tem muitas propriedades interessantes, dentre elas a resistência à tração muito elevada, resultado do tratamento térmico, e também apresenta uma grande resistência a corrosão quando comparado aos aços inoxidáveis austeníticos (KALNAUS, 2008).

4.2 Métodos

4.2.1 Implantação Iônica por Imersão à Plasma (3IP)

Foi utilizado para a realização desse projeto a implantação iônica por imersão em plasma de nitrogênio. O tratamento superficial 3IP foi realizado pela empresa Metrolab Calibrações, localizada em São José dos Campos/SP.

O sistema 3IP consiste, basicamente, de uma câmara de vácuo com porta-amostra, fonte de plasma e um modulador de pulsos de alta tensão. No processo 3IP, as amostras são presas em suportes de aço inoxidável; o suporte é preso dentro da câmara e fica imerso no plasma durante o tratamento. É feito vácuo na câmara até atingir uma pressão de base de 10^{-5} mbar, utilizando bombas de vácuo turbo molecular. Inicialmente, deve ser realizado um pré-tratamento de limpeza das amostras, geralmente com argônio, por aproximadamente 30 minutos. O gás do qual se deseja fazer o plasma é inserido na câmara até atingir a pressão de trabalho desejada. O filamento quente é ligado, a tensão da fonte de descarga luminescente é aplicada e o plasma é formado.

O filamento quente é utilizado para aumentar o número de elétrons no gás antes da formação do plasma. Quando é aplicada a tensão entre a haste (que fica isolada) e a câmara, a descarga luminescente é facilitada pelo excesso de elétrons presente no gás. Isso facilita a “ignição” do plasma. Quando o plasma se forma, os elétrons livres são absorvidos pelo metal da câmara e fluem para terra, empobrecendo o plasma em termos de carga negativa e causando um aumento no potencial de plasma e no potencial flutuante. O chuveiro de elétrons vindo do filamento realimenta o plasma com elétrons e faz o potencial baixar. A diminuição do potencial é necessária porque um alto potencial flutuante aumenta a taxa de *sputtering* dos materiais inseridos no plasma.

É no porta-amostra que são aplicados pulsos de alta tensão negativa em relação ao potencial de plasma (geralmente próximo ao potencial das paredes da câmara que, aterrada, é igual a zero). A tensão negativa aplicada acelera os elétrons do plasma para longe do porta-amostra enquanto acelera os íons positivos do plasma em direção às amostras, criando uma bainha de plasma ao redor do porta-amostra e implantando os íons. Esse processo se repete a cada pulso e o tratamento pode durar desde alguns minutos até várias horas, dependendo do material a ser tratado e do objetivo do tratamento.

4.2.1.1 Obtenção dos parâmetros do tratamento 3IP

O levantamento de vários parâmetros para a realização do tratamento 3IP se fez necessário, pois não existe na literatura nenhuma referência de parâmetros utilizados no tratamento 3IP para os materiais estudados neste projeto. Em um primeiro momento, foi realizado o tratamento 3IP com parâmetros de literatura, e o resultado obtido não foi satisfatório.

Para a obtenção destes parâmetros, foram meses de estudos e desenvolvimentos para obter um parâmetro que não modificasse a resistência mecânica dos materiais. O principal desafio desta etapa foi controlar e medir a temperatura do tratamento 3IP.

Como o tratamento 3IP é um tratamento superficial que trabalha com alta tensão pulsada, não é possível a utilização de termopares de contato para medir a temperatura da peça que está sendo beneficiada com o tratamento 3IP. A única maneira de medir a temperatura das peças que estão sendo tratadas com o 3IP é através de um pirômetro portátil que capta no campo infravermelho o calor irradiado pelas peças que estão sendo bombardeadas durante o tratamento.

A medida de temperatura utilizando um pirômetro portátil é extremamente complicado, visto que é preciso um vidro especial que permita que a radiação infravermelho passe através deste vidro e seja captada pelo pirômetro. Este vidro especial é fabricado de seleneto de zinco e apresenta uma camada superficial anti reflexo de aproximadamente 1 μ m. Esta camada anti reflexo é de extrema importância, pois sem ela, a radiação liberada pelas peças que estão sendo tratadas não passarão totalmente pelo vidro, e o valor da temperatura medida pelo pirômetro portátil não será o verdadeiro.

Após vários tratamentos, o 3IP provoca contaminações neste vidro de seleneto de zinco e faz com que esta camada anti reflexo perca sua função. Cada vidro de seleneto de zinco de Ø60mm e espessura 8mm custa R\$ 15.000,00. Estes vidros são importados dos EUA, e devido ao alto custo, foi necessário outro desenvolvimento. Sem a camada anti reflexo, foi necessário padronizar a temperatura lida pelo pirômetro portátil com um termopar de contato. A utilização do termopar de contato só foi possível porque a tensão de trabalho utilizada foi de 1000V e contínua, não pulsada. Depois de meses, a padronização foi concluída com sucesso, e iniciaram os testes com os materiais utilizados neste projeto.

A Tabela 7 mostra todos os parâmetros desenvolvidos e avaliados para garantir que os materiais não perdessem resistência mecânica. Todos os materiais foram submetidos aos

mesmos parâmetros. A avaliação de resistência mecânica foi realizada através do ensaio de dureza Rockwell C, onde os valores de dureza dos materiais submetidos aos tratamentos foram medidos antes e depois da parametrização. Para todos os parâmetros estudados, a largura de pulso foi de 50 μ s, o fluxo de nitrogênio foi de 10 cm³/segundo, o fluxo de hidrogênio foi de 5 cm³/segundo e a pressão do vácuo de 2,0 x 10⁻² mbar.

Tabela 7 - Parâmetros desenvolvidos para a aplicação do tratamento 3IP.

	Tensão (kV)	Frequência (kHz)	Temperatura medida (°C)
Parâmetro 1	8,0	1,0	220,0
Parâmetro 2	8,0	1,2	265,0
Parâmetro 3	8,0	1,5	290,0
Parâmetro 4	8,0	2,0	305,0
Parâmetro 5	10,0	1,0	312,0
Parâmetro 6	10,0	1,2	368,0
Parâmetro 7	10,0	1,5	396,0
Parâmetro 8	10,0	2,0	425,0
Parâmetro 9	12,0	1,0	375,0
Parâmetro 10	12,0	1,2	419,0
Parâmetro 11	12,0	1,5	438,0
Parâmetro 12	12,0	2,0	464,0

De acordo com (ANDERS *et al*, 2000) a eficiência da implantação iônica por imersão a plasma é diretamente proporcional ao tempo em que as peças sofrem o bombardeamento iônico.

O parâmetro escolhido para a realização do tratamento superficial 3IP no aço ABNT 4340 e no aço inoxidável 15-5 PH foi o parâmetro 7. Com o parâmetro 7, ficou estabelecido que a temperatura de implantação seria de 400°C. Esta informação é importante, pois o aço ABNT 4340 apresenta uma particularidade na faixa de temperatura entre 230 – 370°C conhecida como fragilidade ao revenido. Trabalhando a 400°C estamos bem abaixo da última temperatura de revenimento (520°C para o aço ABNT 4340) não prejudicando a resistência mecânica do material. Os materiais ficaram expostos ao tratamento superficial 3IP por 1, 2 e 3 horas, tendo assim, 3 condições distintas para cada material.

4.2.2 Ensaio de microindentação

Foram realizados ensaios de microindentação nos substratos do aço ABNT 4340 no aço inoxidável 15-5PH, com o intuito de verificar duas condições:

- verificar se o material estudado está de acordo com o especificado;
- verificar a influência dos parâmetros do tratamento 3IP em plasma de nitrogênio na microdureza do material.

O ensaio foi realizado conforme a norma ASTM E 384, no Departamento de Materiais e Tecnologia na FEG/UNESP, em um equipamento digital HMV-2T da Shimadzu, adquirido no projeto FAPESP 2006/03570-9. Foi utilizado um penetrador de diamante de base piramidal, com carga de 0,1 kgf e tempo de penetração de 15 segundos.

4.2.3 Microscopia óptica

A microscopia óptica foi realizada no Departamento de Materiais e Tecnologia na FEG/UNESP no LAIMat, Laboratório de Análise de Imagens (processo FAPESP 97/06287-5), onde se encontra o microscópio Nikon EPIPHOT 200. O objetivo desta análise é caracterizar a microestrutura do aço ABNT 4340 e do aço inoxidável 15-5 PH antes da realização do tratamento superficial 3IP.

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 15-5 PH): 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 diamante em suspensão 9 μ m e 3 μ m, e para finalizar, foi polido com Sílica Coloidal 0,05 μ m. O aço inoxidável 15-5 PH também foi polido com diamante em suspensão 9 μ m e 3 μ m, porém, seu polimento foi finalizado com Alumina 0,1 μ m.

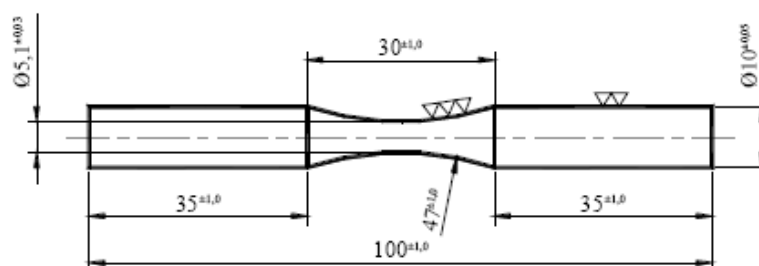
O ataque químico foi realizado somente para revelar ou realçar detalhes da microestrutura. O aço ABNT 4340 foi atacado com Nital 2% (98% álcool etílico e 2% ácido nítrico) durante 10 segundos. O aço inoxidável 15-5 PH foi atacado com Reagente Marble (1g CuSO_4 , 5ml HCl e 5ml H_2O) durante 15 segundos.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

4.2.4 Ensaio de fadiga axial

Os ensaios de fadiga axial foram realizados em uma unidade servo-hidráulica de ensaios mecânicos de modelo Instron 8801, do processo FAPESP nº 99/06549-5, localizada no Departamento de Materiais e Tecnologia na FEG/UNESP. 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.

Os corpos de prova para o ensaio de fadiga axial foram confeccionados conforme ASTM E466, podendo ter as geometrias indicadas na Figura 14.

Figura 14 - Dimensões do corpo de prova para o ensaio de fadiga.



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 4 curvas $\sigma - N$ para o aço ABNT 4340 e 4 curvas $\sigma - N$ para o aço inoxidável 15-5 PH. Essas curvas foram obtidas a partir de:

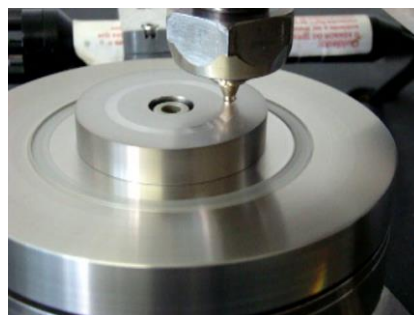
- Corpos de prova de aço ABNT 4340;
- Corpos de prova de aço ABNT 4340 com 3IP 1 hora;
- Corpos de prova de aço ABNT 4340 com 3IP 2 horas;
- Corpos de prova de aço ABNT 4340 com 3IP 3 horas;
- Corpos de prova de aço inoxidável 15-5 PH;
- Corpos de prova de aço inoxidável 15-5 PH com 3IP 1 hora;

- Corpos de prova de aço inoxidável 15-5 PH com 3IP 2 horas;
- Corpos de prova de aço inoxidável 15-5 PH com 3IP 3 horas;

4.2.5 Ensaio de desgaste pino-disco

Os ensaios de desgaste por deslizamento foram realizados no Laboratório de Desgastes do Departamento de Materiais e Tecnologia na FEG-UNESP, Figura 15, no Tribômetro de configuração tipo pino-disco, com a metodologia direcionada pela norma ASTM G 99.

Figura 15 - Equipamento para ensaios tribológicos.



O pino metálico foi usinado a partir da liga bronze-alumínio 630 e os discos obtidos estão descritos na Tabela 8, junto com os valores da rugosidade superficial dos discos antes da realização do ensaio.

Tabela 8 - Relação dos discos utilizados para o ensaio de desgaste pino-disco.

Material	Rugosidade média (μm)
Aço ABNT 4340	0,21
Aço ABNT 4340 com 3IP 1 hora	0,24
Aço ABNT 4340 com 3IP 2 horas	0,20
Aço ABNT 4340 com 3IP 3 horas	0,26
Aço inoxidável 15-5 PH	0,22
Aço inoxidável 15-5 PH com 3IP 1 hora	0,25
Aço inoxidável 15-5 PH com 3IP 2 horas	0,26
Aço inoxidável 15-5 PH com 3IP 3 horas	0,20

A velocidade de deslizamento (v) do par tribológico foi de 0,5 m/s. Foi aplicada sobre o pino uma força normal de 5 N, correspondente ao peso da haste de fixação do pino sem pesos adicionais.

Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente, sem lubrificação e com controle de umidade. Os parâmetros levantados nos ensaios foram:

- a medição da perda de massa do pino metálico e do disco utilizando uma balança analítica;
- medição da taxa de desgaste do pino e do disco, através de uma célula de carga incorporada à fixação do pino.

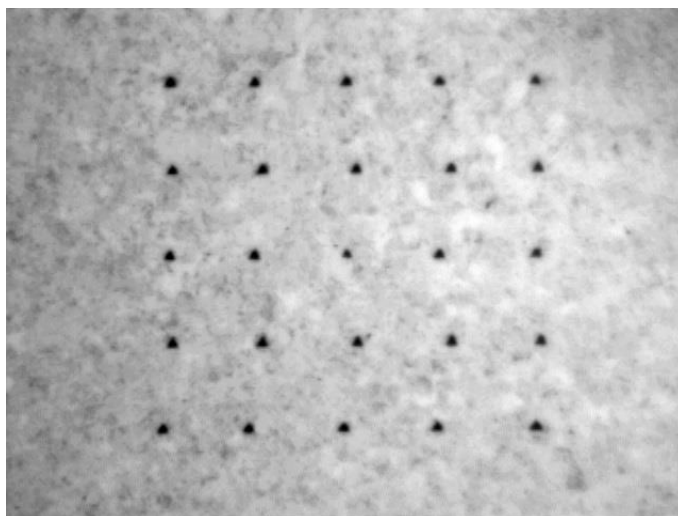
A cada 400 metros de percurso, os corpos de prova foram limpos em banho ultrassônico e, em seguida, foram pesados. O percurso total foi de 2000 metros.

4.2.6 Ensaio de nanoindentação

Os testes de nanoindentação foram realizadas no Laboratório de Propriedades Nanomecânicas do Departamento de Física da Universidade Federal do Paraná (Labnano/Defis/UFPR), utilizando um NanoIndenter XP, fabricado pela MTS Systems.

A dureza foi determinada pelo método de Oliver & Pharr (FISCHER-CRIPPS, 2004). A carga máxima utilizada durante os ensaios foi de 400 mN, com 12 ciclos de carregamento/descarregamento. A ponta utilizada foi do tipo Berkovich (piramidal de base triangular). As indentações foram distribuídas em uma matriz 5x5, Figura 16, e separadas por uma distância de 50 μm entre cada indentação de modo a evitar que o campo de tensão induzido por uma indentação influencie outra indentação ocasionando uma medida incorreta das propriedades da camada modificada. Os valores das propriedades mecânicas de dureza foram obtidos segundo o método de Oliver- Pharr.

Figura 16 - Matriz típica para o ensaio de nanoindentação.



4.2.7 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

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) e pelo microscópio eletrônico de varredura ZEISS, disponível na Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá – FEG/UNESP, com o intuito de verificar o tipo de fratura e a origem das trincas de fadiga.

As trilhas de desgaste formadas durante o ensaio de desgaste pino-disco também foram analisadas. O objetivo foi caracterizar o mecanismo de desgaste sobre o par tribológico.

O microscópio trabalha com filamento de tungstênio operando de 15 a 20 kV, em técnica de baixo vácuo, na qual 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.

4.2.8 Microscopia de Força Atômica (AFM)

O Microscópio de Força Atômica (AFM) é um equipamento que permite a visualização de forma tridimensional da topografia da superfície das amostras. Esta análise foi realizada com o intuito de verificar se houve mudanças superficiais nos materiais que sofreram o bombardeamento iônico, processo 3IP.

Durante a análise, um laser incide sobre uma ponta de alguns angstroms acoplada a um *cantilever* flexível e refletor. A imagem é obtida quando a ponta varre horizontalmente a superfície do material e ocorre a variação da luz refletida pelo *cantilever* devido à rugosidade da amostra.

Neste trabalho de doutorado foi utilizado o modo de não contato em todas as amostras. Neste modo, a ponta não toca a superfície do material, sendo atraída e movida por forças de Van der Waals. A análise foi realizada no equipamento disponível na Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá – FEG/UNESP.

4.2.9 Tensão Residual

As medições do valor absoluto das tensões residuais foram realizadas por método de difração de raios-X utilizando equipamento RAYSTRESS®, ver Figura 17, em diferentes profundidades dos valores absolutos da tensão residual. A precisão da medição do valor absoluto da tensão é de $\pm 10\text{MPa}$. A análise foi realizada pela empresa GURTEQ Ensaios Não-Destrutivos.

Figura 17 - Equipamento portátil para análise de tensões RAYSTRESS.



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

- Aço ABNT 4340;
- Aço ABNT 4340 com 3IP 1 hora;
- Aço ABNT 4340 com 3IP 2 horas;
- Aço ABNT 4340 com 3IP 3 horas;
- Aço inoxidável 15-5 PH;

- Aço inoxidável 15-5 PH com 3IP 1 hora;
- Aço inoxidável 15-5 PH com 3IP 2 horas;
- Aço inoxidável 15-5 PH com 3IP 3 horas;

4.2.10 Ensaio de corrosão Salt-Spray

Foram submetidos ao ensaio de corrosão em névoa salina com duração de 400 horas, os seguintes materiais:

- aço ABNT 4340;
- aço ABNT 4340 com 3IP 1 hora;
- aço ABNT 4340 com 3IP 2 horas;
- aço ABNT 4340 com 3IP 3 horas;
- aço inoxidável 15-5 PH;
- aço inoxidável 15-5 PH com 3IP 1 hora;
- aço inoxidável 15-5 PH com 3IP 2 horas;
- aço inoxidável 15-5 PH com 3IP 3 horas;

O ensaio foi realizado na empresa Metinjo – Metalização Industrial Joseense, localizada em São José dos Campos/SP, em um equipamento da marca EQUILAN, modelo SS600, 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;

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Aço ABNT 4340

5.1.1 Ensaio de microindentação

A Tabela 9 mostra os resultados do ensaio de microindentação para o aço ABNT 4340 na condição de resistência mecânica 36-39 HRC, após o tratamento 3IP para os 12 parâmetros testados. A microdureza do aço ABNT 4340 na condição de resistência mecânica 36-39 HRC é de 39,0 HRC sem aplicação do tratamento superficial 3IP.

De acordo com a Tabela 9, nota-se que para a temperatura de 464°C, o aço ABNT 4340 na condição de resistência mecânica 36-39 HRC apresentou leve queda de resistência mecânica, aproximadamente 6%, quando comparado com o mesmo material sem aplicação do tratamento superficial 3IP.

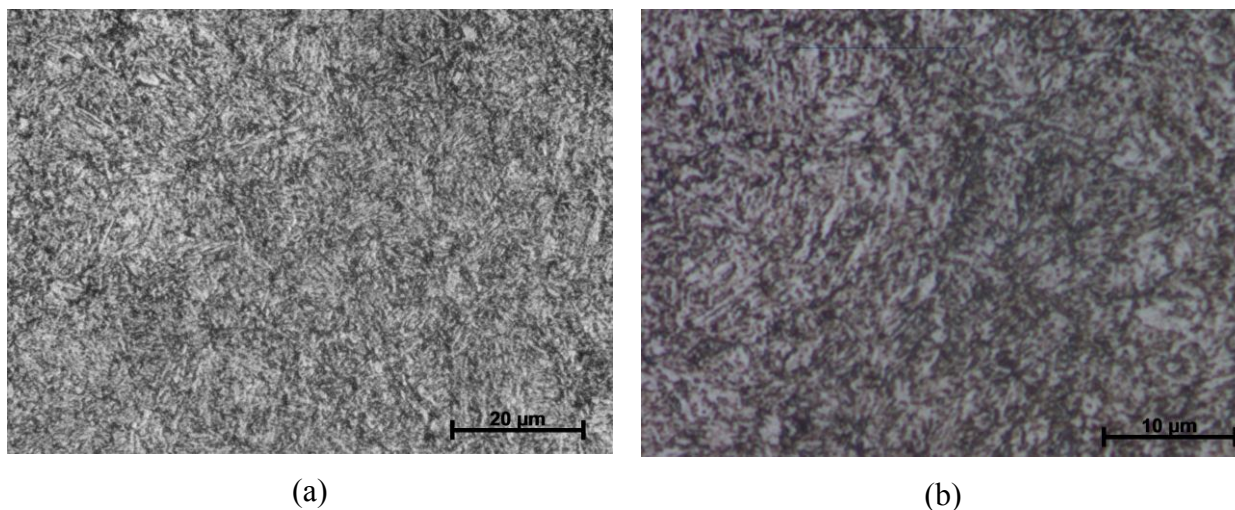
Tabela 9 - Valores de dureza após a aplicação do tratamento 3IP para o aço ABNT 4340.

Tensão (kV)	Frequência (kHz)	Temperatura (°C)	Aço ABNT 4340 36 – 39 HRC
8,0	1,0	220,0	38,7 HRC
8,0	1,2	265,0	38,0 HRC
8,0	1,5	290,0	38,1 HRC
8,0	2,0	305,0	37,9 HRC
10,0	1,0	312,0	38,5 HRC
10,0	1,2	368,0	38,2 HRC
10,0	1,5	396,0	38,8 HRC
10,0	2,0	425,0	37,6 HRC
12,0	1,0	375,0	38,3 HRC
12,0	1,2	419,0	38,0 HRC
12,0	1,5	438,0	37,7 HRC
12,0	2,0	464,0	36,8 HRC

5.1.2 Microscopia óptica

A microestrutura do aço ABNT 4340 temperado e revenido pode ser visualizada na Figura 18.

Figura 18 - Microestrutura do aço ABNT 4340, 36-39 HRC. Nital 2%. (a) 400x; (b) 1000x.



A microestrutura da Figura 18 (a) e (b) revela uma estrutura predominante martensítica, proveniente do tratamento térmico de têmpera e revenimento (com temperatura de revenimento à 520°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.

5.1.3 Ensaio de fadiga axial

A Tabela 10 apresenta os resultados de fadiga axial para o aço ABNT 4340 para as 4 condições estudadas.

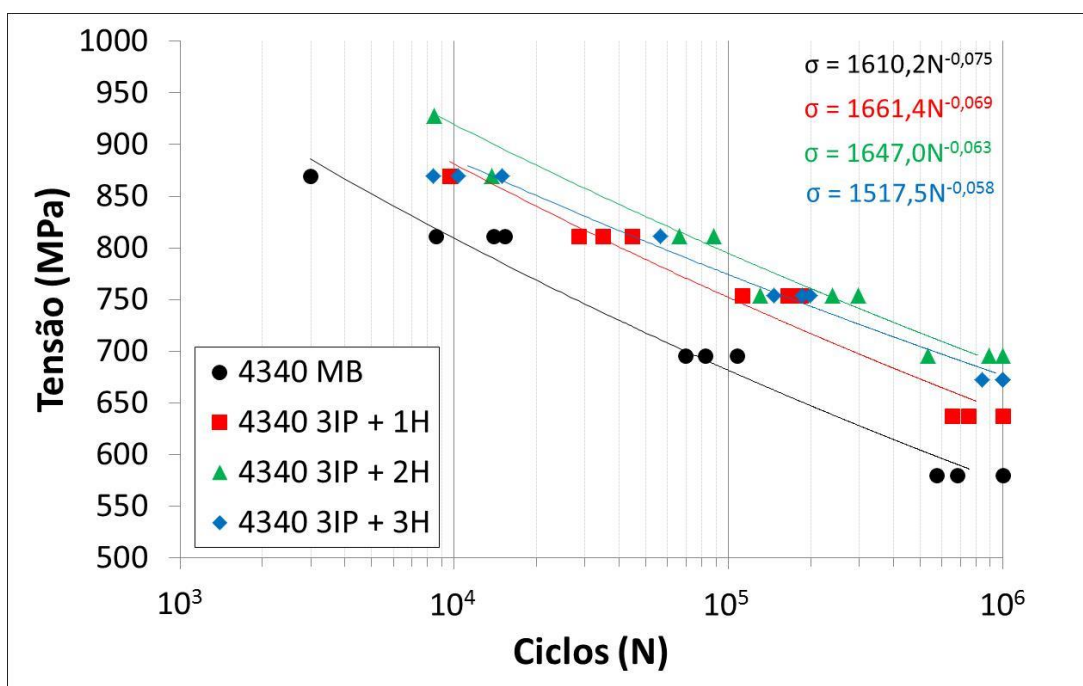
Tabela 10 – Resultados dos ensaios de fadiga axial do aço ABNT 4340.

4340 MB		4340 3IP 1H		4340 3IP 2H		4340 3IP 2H	
Tensão (MPa)	Ciclos (N)	Tensão (MPa)	Ciclos (N)	Tensão (MPa)	Ciclos (N)	Tensão (MPa)	Ciclos (N)
870	2.987	870	9.610	930	8.435	870	8.395
810	15.251	810	28.465	870	13.746	870	14.950
810	8.545	810	34.764	810	65.938	870	10.339
810	13.856	810	44.577	810	88.473	810	56.639
695	107.284	755	111.970	755	297.438	755	185.340
695	82.120	755	163.828	755	239.540	755	198.211
695	69.827	755	183.228	755	130.456	755	145.950
580	574.063	640	654.522	695	534.029	670	1.000.000
580	1.000.000	640	747.555	695	1.000.000	670	839.647
580	681.634	640	1.000.000	695	891.010	670	1.000.000

A Figura 19 representa os dados da Tabela 10 em curvas $\sigma - N$ para a fadiga axial do aço ABNT 4340 para as 4 condições estudadas. A partir da Figura 19 é possível identificar o intervalo entre o comportamento de fadiga de baixo ciclo (próximo de 10.000 ciclos) e a resistência à fadiga, em 10^6 ciclos, para cada curva estudada. São elas:

- Aço ABNT 4340 na condição metal base: o intervalo é da ordem de 230 MPa. A tensão de baixo ciclo é próxima de 810 MPa e a resistência à fadiga, em 10^6 ciclos, é 580 MPa;
- Aço ABNT 4340 3IP 1H: o intervalo é da ordem de 230 MPa. Possui tensão de baixo ciclo próxima de 870 MPa e resistência à fadiga, em 10^6 ciclos, próxima de 640 MPa;
- Aço ABNT 4340 3IP 2H: apresenta um intervalo próximo de 220 MPa. Sua tensão de baixo ciclo é da ordem de 920 MPa e sua resistência à fadiga, em 10^6 ciclos, é de 700 MPa;
- Aço ABNT 4340 3IP 3H: apresenta um intervalo próximo de 200 MPa. Sua tensão de baixo ciclo é da ordem de 870 MPa e sua resistência à fadiga, em 10^6 ciclos, é de 670 MPa;

Figura 19 - Curva $\sigma - N$ para o aço ABNT 4340, 36-39 HRC; R = -1; f = 10Hz.



Na Tabela 11 é feita uma comparação da resistência à fadiga em 10^6 ciclos, das 4 condições estudadas para o aço ABNT 4340, 36-39 HRC.

Tabela 11 - Comparação da resistência à fadiga do aço ABNT 4340, 36-39 HRC, em 10^6 ciclos.

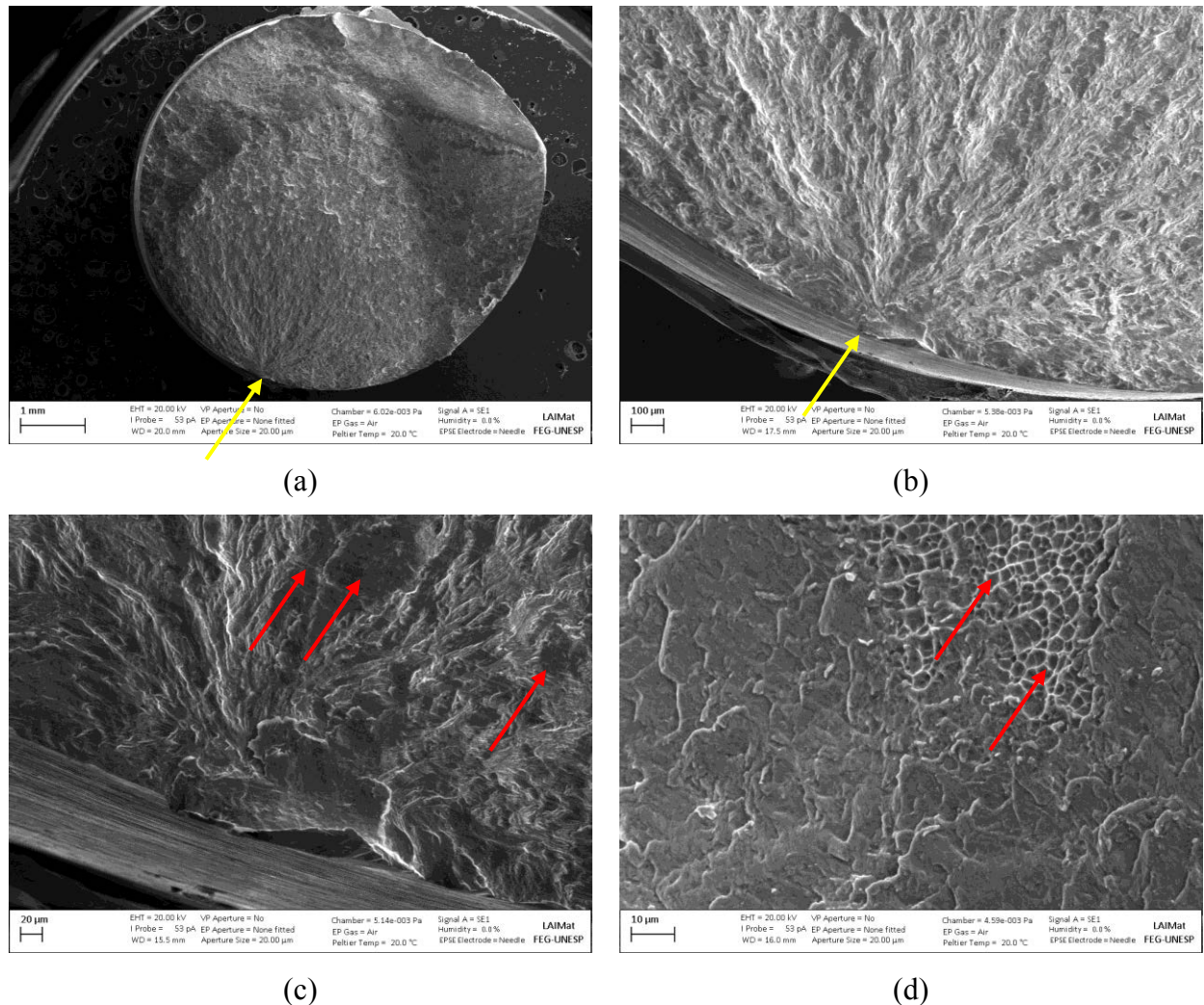
MATERIAL	10 ⁶ ciclos
	TENSÃO (MPa)
4340 MB	580
4340 3IP 1H	640
4340 3IP 2H	700
4340 3IP 3H	670

Quando se compara a resistência à fadiga, em 10^6 ciclos, do metal base com o metal base revestido pelo 3IP, percebe-se que o tratamento superficial 3IP aumentou a resistência à fadiga em aproximadamente 10%, 20% e 16% para 1, 2 e 3 horas de implantação, respectivamente. O aumento da resistência à fadiga, em 10^6 ciclos, provocado pelo tratamento superficial 3IP está relacionado com a tensão residual compressiva que o tratamento 3IP produz na superfície do material. Esta discussão será abordada no tópico 5.1.4 Análise de Tensão Residual.

As superfícies de fratura do aço ABNT 4340 nas condições metal base, metal base tratado com 3IP por 1 hora, metal base tratado com 3IP por 2 horas e metal base tratado com 3IP por 3 horas, podem ser visualizadas nas Figuras 20, 21, 22 e 23, respectivamente.

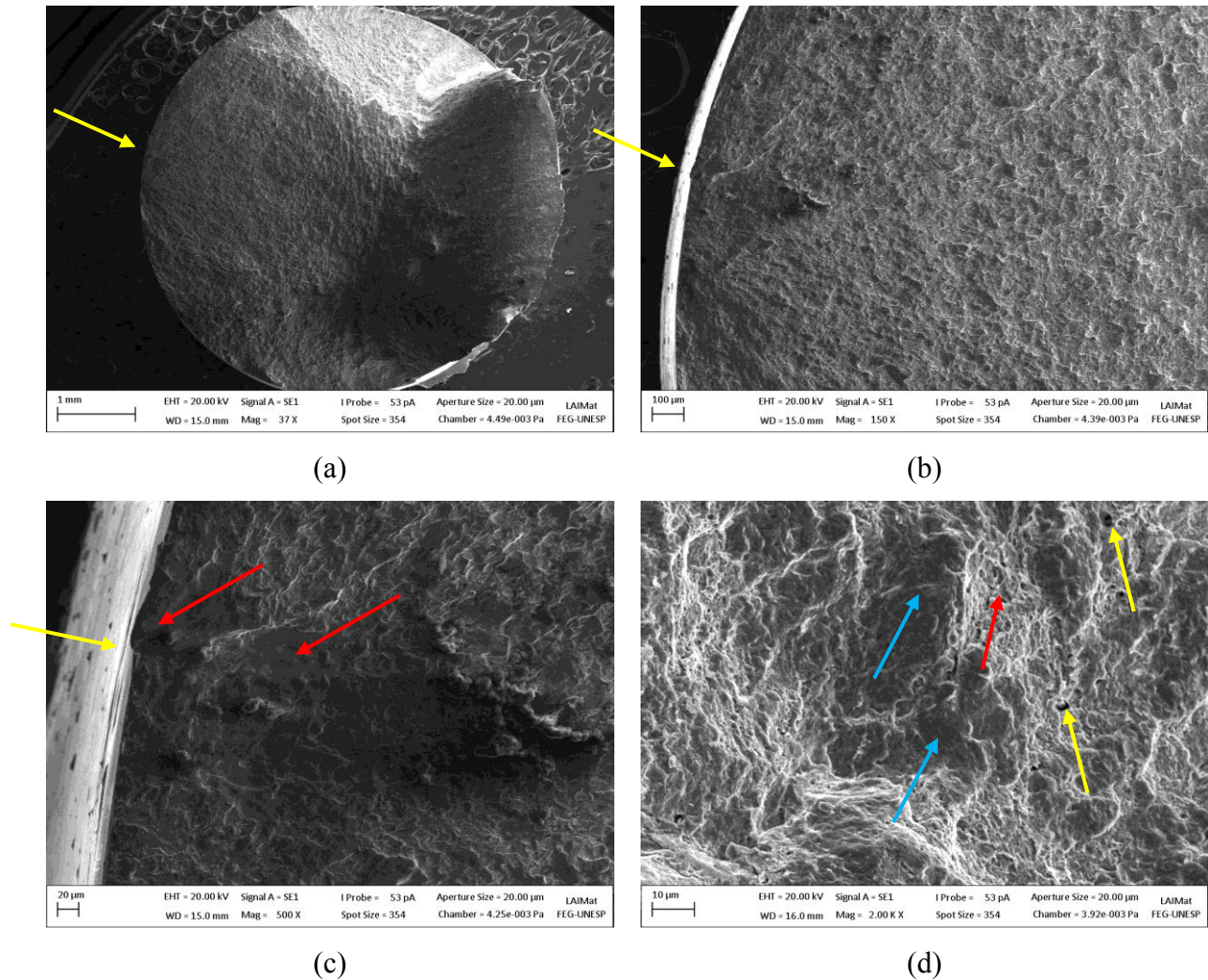
É possível verificar na Figura 20 (a) e (b) que a trinca de fadiga nucleou a partir da superfície do corpo de prova, como pode ser visto pela seta amarela. Na ausência de uma inclusão ou defeito sub-superficial, é natural que a nucleação das trincas ocorra a partir da superfície, visto que esta região apresenta concentradores de tensão microscópicos na superfície livre. Na Figura 20 (c) pode-se verificar várias regiões deformadas (identificadas por setas vermelhas). Esta deformação é resultado da razão de carregamento utilizada no ensaio de fadiga, que neste caso é -1. A deformação causada pelo carregamento alternado simétrico prejudica a evidência de estrias de fadiga, que muitas vezes nos auxilia na caracterização de materiais dúcteis. Na Figura 20 (d) é possível identificar poucas regiões de *dimples* presentes na região de fratura final (indicados por setas vermelhas). A região de fratura final pode ser classificada como uma fratura mista, visto que há grande presença de facetas de clivagem comparado com os *dimples*.

Figura 20 - Superfície de fratura do aço ABNT 4340 metal base, $\sigma = 695$ MPa, 107.284 ciclos. (a) 35x; (b) 150x; (c) 500x; (d) 2000x.



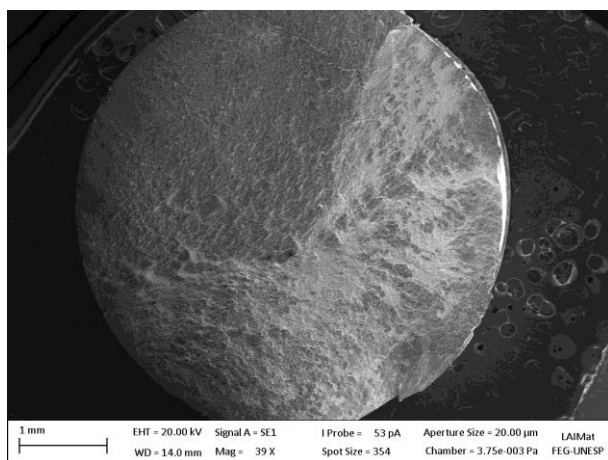
Nas Figuras 21 (a), (b) e (c) é possível identificar que a nucleação da trinca por fadiga (identificada pelas setas amarelas) também ocorreu na superfície do corpo de prova ensaiado. Também pode-se notar que o carregamento alternado simétrico provocou deformações (indicadas pelas setas vermelhas) bem próximas à nucleação da trinca, dificultando ainda mais a visualização da sua origem. Na Figura 21 (d) é importante ressaltar a presença de alguns vazios (identificados por setas amarelas) que se misturam com os *dimples* (identificados por setas vermelhas) e com algumas facetas de clivagem (identificadas por setas azuis) presentes no material na região de fratura final, caracterizando esta região como uma fratura mista.

Figura 21 - Superfície de fratura do aço ABNT 4340 com 3IP 1H, $\sigma = 755$ MPa, 163.828 ciclos. (a) 35x; (b) 150x; (c) 500x; (d) 2000x.

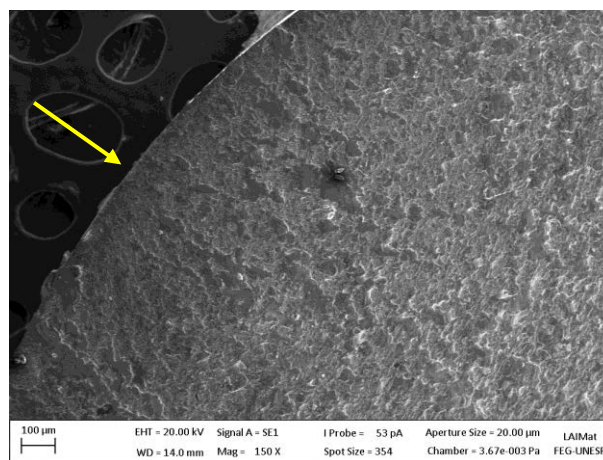


Assim como nas Figuras 20 e 21, na Figura 22 (a), (b) e (c) também fica evidente que a trinca de fadiga nucleou a partir da superfície do corpo de prova (identificadas pelas setas amarelas). As setas vermelhas presentes na Figura 22 (c) mostram a deformação causada pelo carregamento alternado simétrico. A região de fratura final, Figura 22 (d), é muito similar ao da Figura 21 (d), com a presença de *dimples* (setas vermelhas), vazios (setas amarelas) e facetas de clivagem (setas azuis).

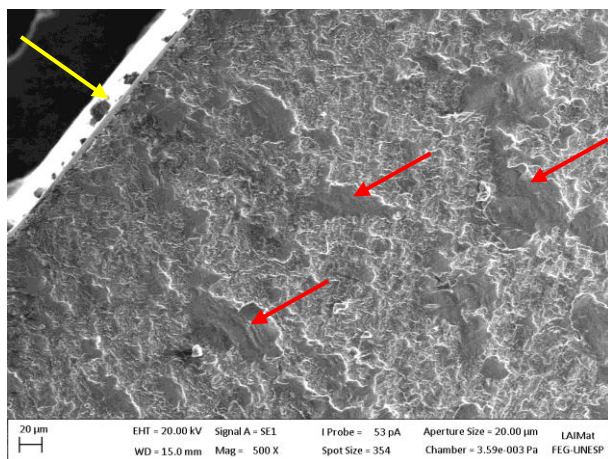
Figura 22 - Superfície de fratura do aço ABNT 4340 com 3IP 2H, $\sigma = 810$ MPa, 88.473 ciclos. (a) 35x; (b) 150x; (c) 500x; (d) 2000x.



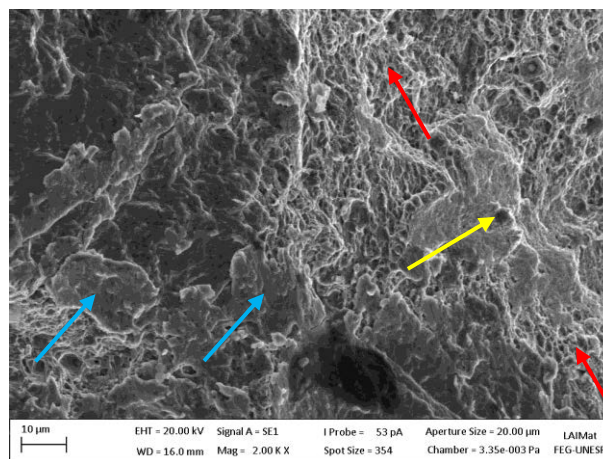
(a)



(b)



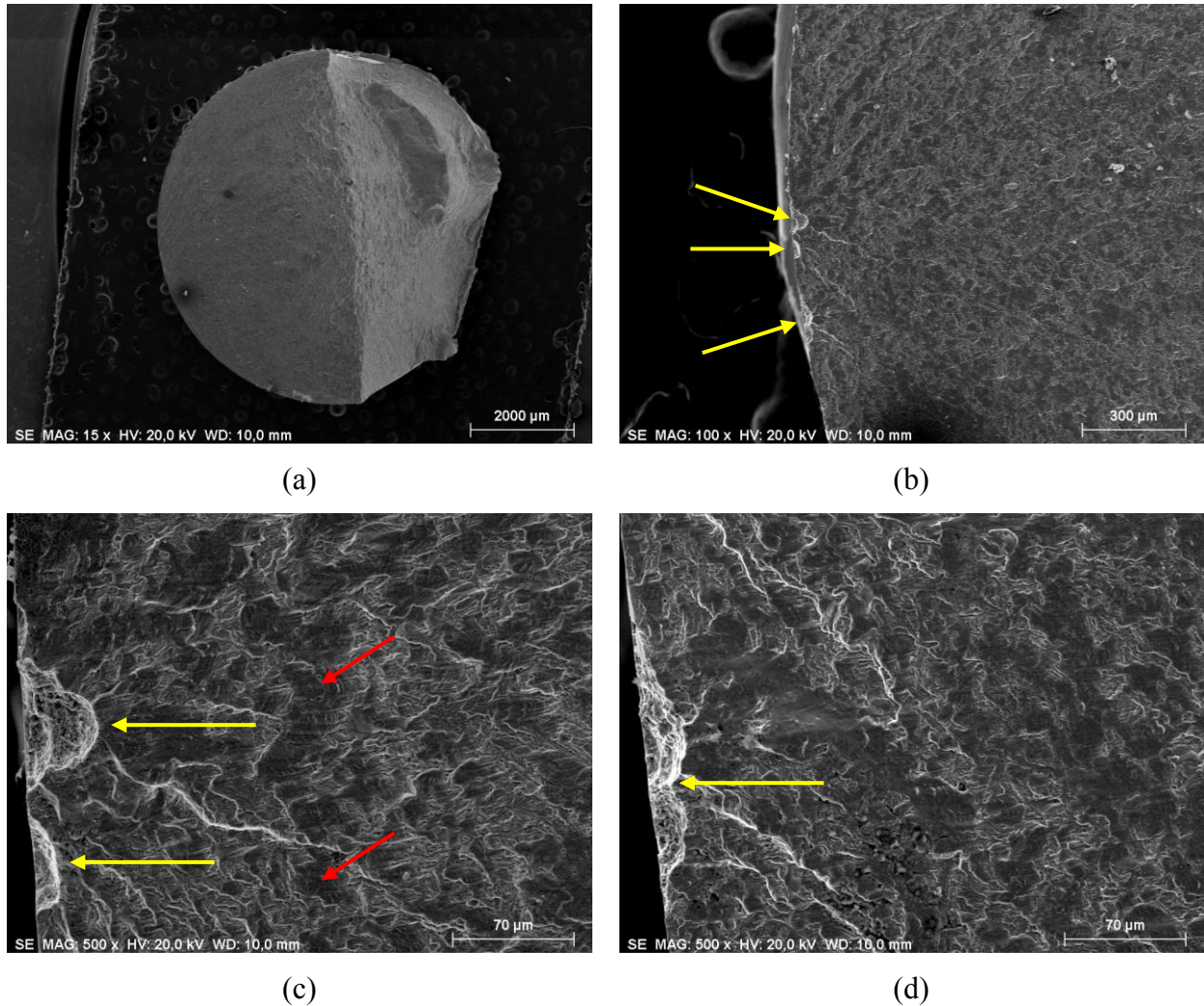
(c)



(d)

A Figura 23 (a) mostra uma visão geral da superfície de fratura do corpo de prova ensaiado. Diferente das figuras anteriores, as Figuras 23 (b), (c) e (d) evidenciam três pontos de nucleação das trincas de fadiga (indicadas pelas setas amarelas). Estas trincas se nucleiam a partir da superfície do material, mas com uma diferença em relação às fraturas das Figuras 20, 21 e 22. Nas Figuras 20, 21 e 22 não há indícios de concentradores de tensão superficial. Já na Figura 23, as três regiões de nucleação são influenciadas pelos concentradores de tensão presentes, que podem ter sido originados no processo de usinagem dos corpos de prova ou devido à oxidação do material. A única semelhança entre a superfície de fratura da Figura 23 com as anteriores são as deformações provocadas pelo carregamento alternado simétrico (setas vermelhas).

Figura 23 - Superfície de fratura do aço ABNT 4340 com 3IP 3H, $\sigma = 755$ MPa, 198.211 ciclos. (a) 15x; (b) 100x; (c) e (d) 500x.



Como já foi dito anteriormente, o aumento da resistência à fadiga em 10^6 ciclos está relacionada com a tensão residual compressiva provocada pelo tratamento superficial 3IP. Por meio das Figuras 21, 22 e 23, não ficou evidenciado o aparecimento de trincas secundárias abaixo do campo residual compressivo produzido pelo tratamento superficial 3IP. Isto ocorre pelo fato do tratamento superficial 3IP provocar mudanças no campo residual compressivo até uma profundidade de aproximadamente 10 μm .

5.1.4 Análise de Tensão Residual

Os perfis residuais foram medidos utilizando-se o método de difração de raios X. O sinal (-) significa tensão residual de compressão e o sinal (+) significa tensão residual de tração.

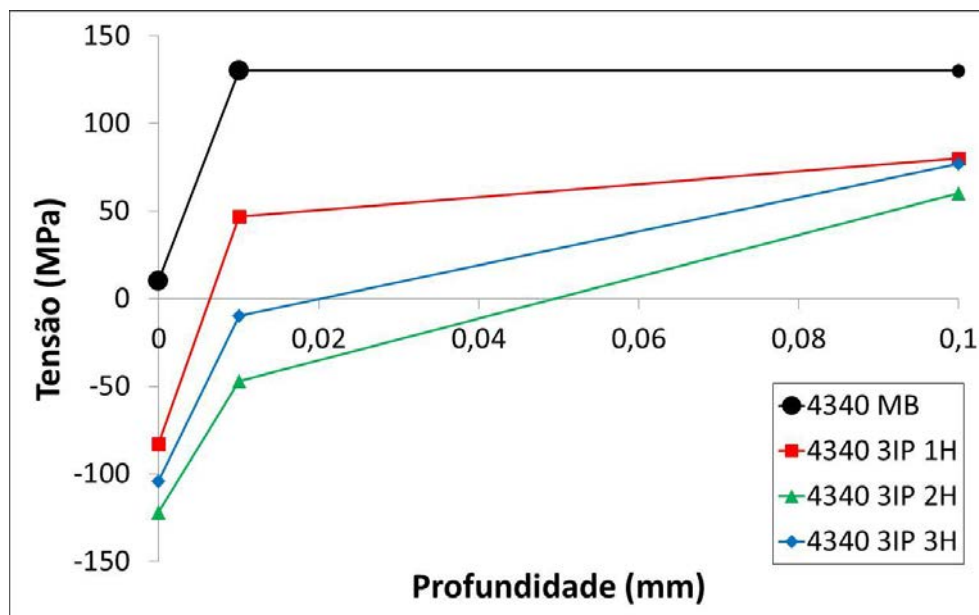
A Tabela 12 apresenta os resultados das tensões residuais para o aço ABNT 4340 nas seguintes condições: metal base e metal base tratado pelo 3IP por 1, 2 e 3 horas.

Tabela 12 - Tensões residuais - resultados gerais para o aço ABNT 4340 nas 4 condições estudadas.

Especificação do corpo de prova		Profundidade, mm		
		0,00	0,01	0,1
Material	Condição de tratamento superficial	Valor absoluto da tensão, MPa		
Aço 4340	Metal Base	+10	+130	+130
Aço 4340	3IP 1H	-83	+47	+80
Aço 4340	3IP 2H	-122	-47	+60
Aço 4340	3IP 3H	-104	-10	+77

A Figura 24 apresenta as curvas das tensões residuais encontradas em função da profundidade medida para as 4 condições de amostras analisadas para o aço ABNT 4340.

Figura 24 - Gráfico tensão residual (MPa) x profundidade (mm) do aço ABNT 4340 para as 4 condições analisadas.



Da Tabela 12 e da Figura 24 conclui-se que o tratamento superficial 3IP induz tensão residual compressiva na superfície do material, atingindo a máxima tensão de compressão com 2 horas de tratamento. É importante ressaltar que os parâmetros de tratamento superficial 3IP com 1 e 3 horas também induziram uma tensão residual compressiva na superfície do material.

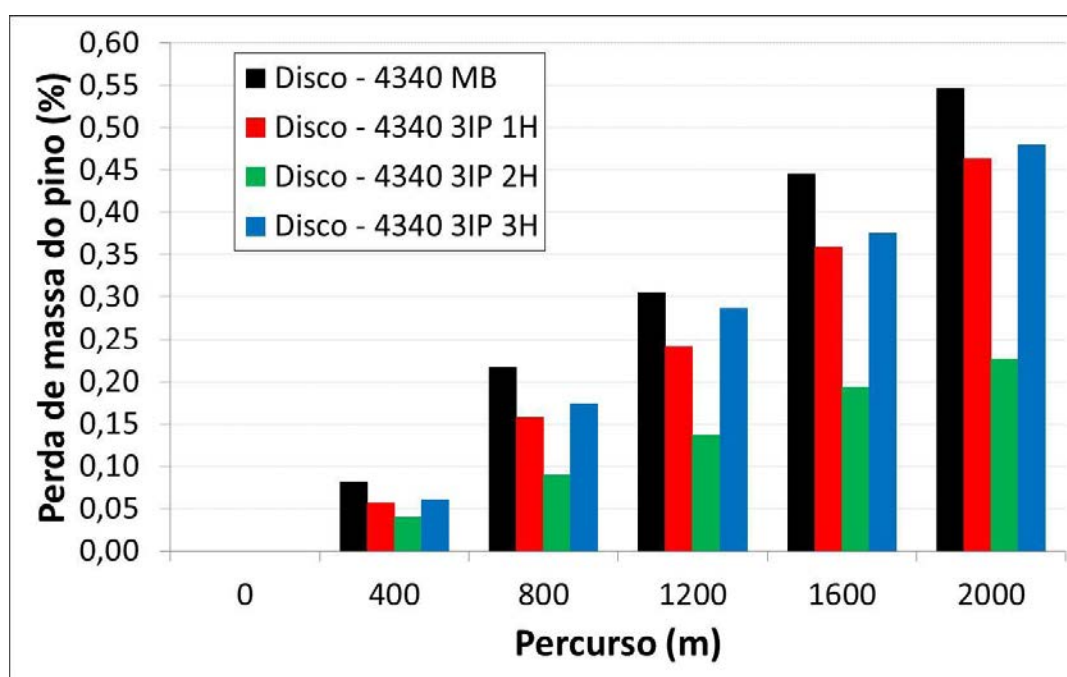
O aumento da tensão residual compressiva pode estar relacionado com a modificação da superfície do material – deformação plástica – provocado pelo bombardeamento iônico do tratamento 3IP (esta modificação superficial será discutida na Microscopia de Força Atômica). Este aumento também pode estar relacionado com a deformação na rede cristalina provocado pela implantação dos íons de nitrogênio, visto que no momento da implantação iônica estes íons provocam uma reação em cascata nos átomos do material que está sofrendo a implantação, ocupando principalmente os interstícios da rede cristalina.

5.1.5 Ensaio de desgaste pino-disco

A Figura 25 representa a perda de material durante o ensaio de desgaste, onde o par pino/disco é uma liga de bronze-alumínio 630 (pino) e aço ABNT 4340 (disco) nas seguintes condições: metal base e metal base tratado com 3IP por 1, 2 e 3 horas. É possível verificar que o tratamento superficial 3IP provocou uma diminuição na perda de massa do pino para as três

condições estudadas (tempo de implantação de 1, 2 e 3 horas). A diminuição na perda de massa do pino mais acentuada foi para o parâmetro de tratamento superficial 3IP com 2 horas de implantação. Esta diminuição na taxa de desgaste do pino está relacionada com duas mudanças provocadas pelo tratamento superficial 3IP nos discos. São elas: aumento da rugosidade e da dureza, ambos em escala nanométrica. Com o aumento da rugosidade do disco, a área de contato entre o pino e o disco diminui, fazendo com que o pino perca menos massa no final do percurso de desgaste. Como o disco possui alta dureza (~ 12 GPa), o mesmo não sofrerá perda de massa, visto que a diferença de resistência mecânica entre o pino ($\sigma = 510$ MPa) e o disco ($\sigma = 1220$ MPa) é muito grande.

Figura 25 - Perda de volume acumulada para a liga Bronze-alumínio 630 e o aço ABNT 4340 nas 4 condições estudadas.



A morfologia do desgaste na trilha formada pelo pino de bronze-alumínio 630 no disco de aço ABNT 4340 nas condições metal base, metal base tratado com 3IP por 1 hora, metal base tratado com 3IP por 2 horas e metal base tratado com 3IP por 3 horas, podem ser visualizadas nas Figuras 26, 27, 28 e 29, respectivamente.

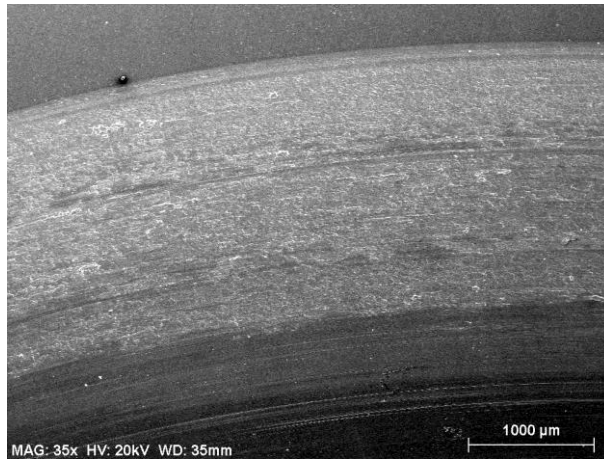
A partir da Figura 26 (a) é possível verificar a trilha provocada pelo pino após o ensaio de desgaste, onde o disco é o aço ABNT 4340 metal base. As Figuras 26 (b) e 26 (c) evidenciam uma grande transferência de material do pino para o disco, onde análises de EDS comprovam que os planos superiores das Figuras 26 (b) e 26 (c) (em relevo, indicados pelas

setas vermelhas) são materiais provenientes do pino bronze-alumínio 630. As análises de EDS do pino bronze-alumínio 630 e do disco de aço ABNT 4340, são:

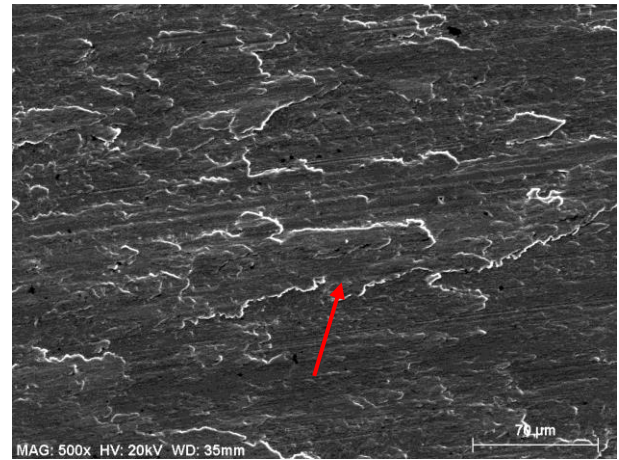
- EDS padrão do pino bronze-alumínio 630: 5,10%Al, 2,98%Fe, 2,27%Mn, 67,33%Cu e 22,29%Zn, em % atômica;
- EDS do disco de aço ABNT 4340 na trilha de ensaio: 1,23%Ni, 58,18%Fe, 1,99%Mn, 6,33%Al, 25,20%Cu e 7,07%Zn, em % atômica.

As Figuras 26 (d), (e) e (f) representam a superfície do pino bronze-alumínio 630 após o ensaio de desgaste. É possível observar uma boa homogeneidade na superfície que sofreu o desgaste, não sendo evidenciado ranhuras profundas, descartando o mecanismo de desgaste abrasivo no pino. O fato da superfície do pino apresentar um desgaste homogêneo está relacionado com o bom acabamento superficial do disco, uma vez que o mesmo foi lixado e polido antes de realizar o ensaio. Com os dados de EDS e as imagens obtidas por MEV, podemos afirmar que o mecanismo de desgaste que atua sobre o par tribológico pino bronze-alumínio/disco de aço ABNT 4340 metal base é o desgaste adesivo.

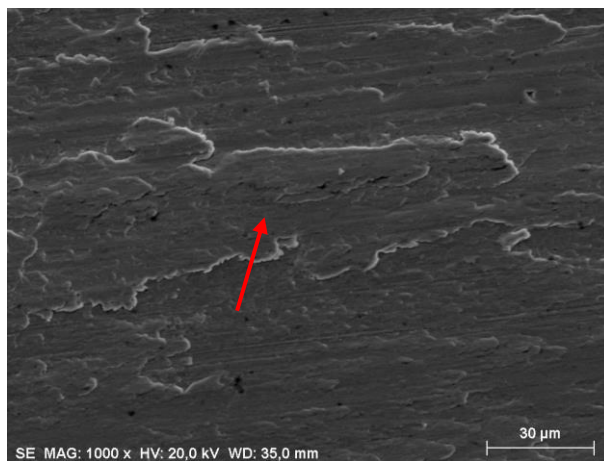
Figura 26 - Morfologia na trilha do disco de aço ABNT 4340 metal base e no pino bronze-alumínio 630 após ensaio de desgaste. (a) Disco: 35x – SE; (b) Disco: 500x – SE; (c) Disco: 1000x – SE; (d) Pino: 35x – SE; (e) Pino: 500x – SE; (f) Pino: 1000x – SE.



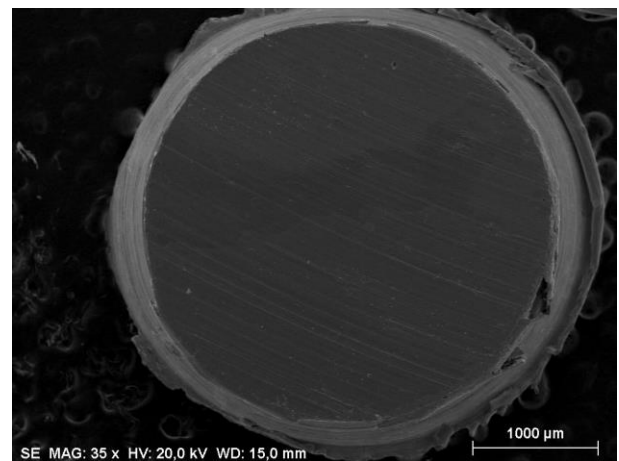
(a)



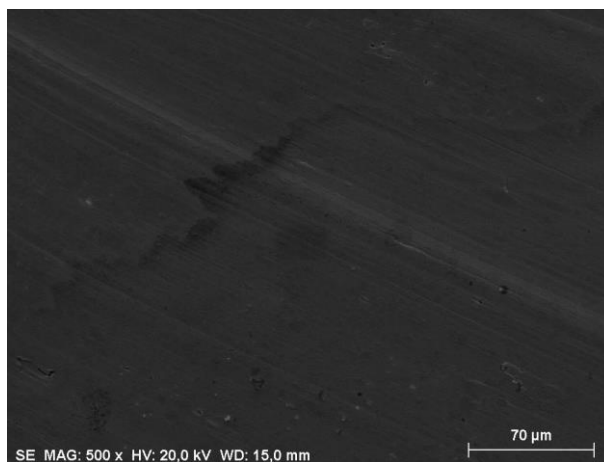
(b)



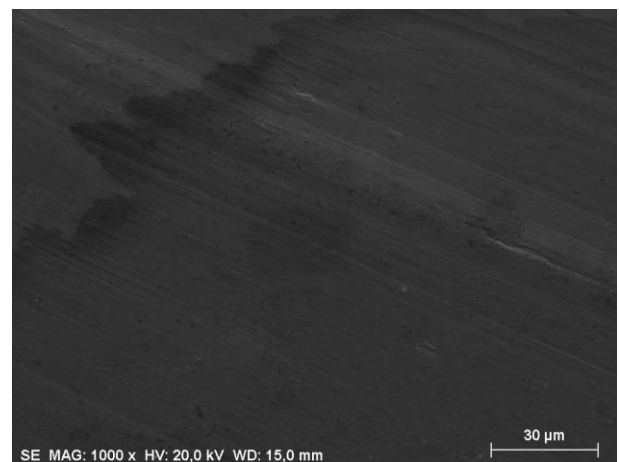
(c)



(d)



(e)



(f)

A Figura 27 (a) mostra a trilha formada pelo pino após o ensaio de desgaste, onde o disco é o aço ABNT 4340 com 3IP 1H. Através das Figuras 27 (b) e (c) é possível visualizar a transferência de material do pino para o disco (identificados pela seta vermelha). As análises de EDS comprovam a adesão do material do pino no disco de aço. Segue abaixo:

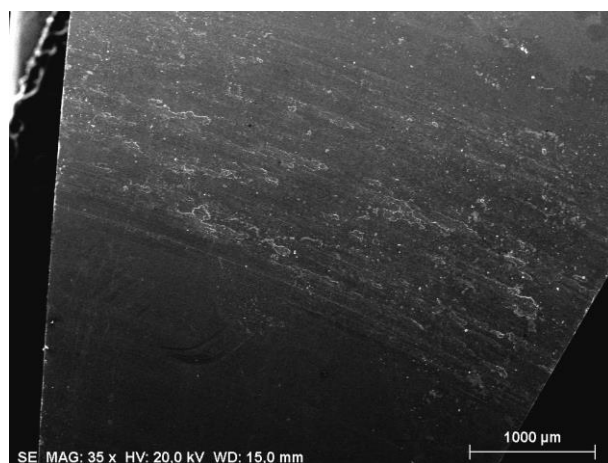
- EDS padrão do pino bronze-alumínio 630: 5,10%Al, 2,98%Fe, 2,27%Mn, 67,33%Cu e 22,29%Zn, em % atômica;
- EDS do disco de aço ABNT 4340 na trilha de ensaio: 1,20%Ni, 64,81%Fe, 1,95%Mn, 5,84%Al, 20,02%Cu, 0,67%Cr e 5,50%Zn, em % atômica.

Outra técnica utilizada para caracterizar a adesão do material do pino de bronze-alumínio no aço ABNT 4340 foi a ferramenta MAPPING, como pode ser visto na Figura 27 (d). Esta ferramenta realiza a análise de uma determinada área mapeando os elementos químicos de nosso interesse, que no nosso caso são os elementos químicos principais da liga bronze-alumínio 630. Toda a área azul representa a matriz do aço ABNT 4340 cuja composição química é basicamente ferro, e a região em relevo, que é o material aderido do pino no disco, apresenta a combinação das cores vermelho (Cu), amarelo (Zn) e verde (Al).

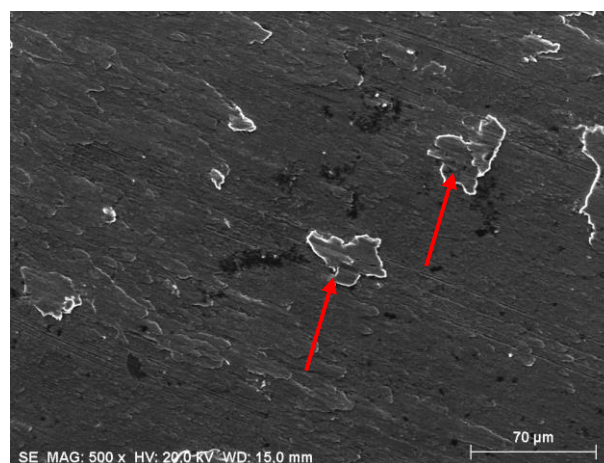
Fazendo uma comparação da trilha de desgaste do disco de aço ABNT 4340 metal base com o disco de aço ABNT 4340 com 3IP 1H, nota-se que no disco tratado com 3IP 1H houve menos adesão de material do pino. Isto está relacionado com a modificação superficial provocada pelo tratamento 3IP, diminuindo a área de contato entre o pino e o disco.

As Figuras 27 (e) e (f) representam a superfície do pino bronze-alumínio 630 após o ensaio de desgaste. Nota-se a presença de ranhuras mais profundas neste pino comparado com o pino utilizado no disco de aço ABNT 4340 metal base. Pelo fato do tratamento 3IP provocar mudanças na superfície do disco, esta modificação de superfície interfere diretamente na superfície de contato do pino de bronze-alumínio. Existe menos adesão do material do pino no disco tratado com 3IP, em contrapartida, atua sobre o pino, o mecanismo de desgaste abrasivo.

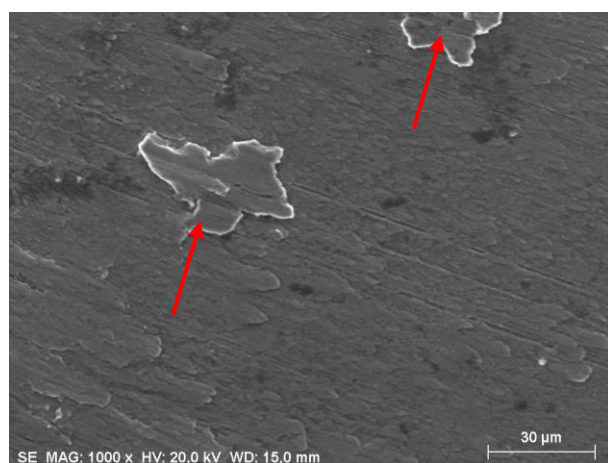
Figura 27 - Morfologia na trilha do disco de aço ABNT 4340 tratado com 3IP 1H e no pino bronze-alumínio 630 após ensaio de desgaste. (a) Disco: 35x – SE; (b) Disco: 500x – SE; (c) Disco: 1000x – SE; (d) Disco MAPPING: 1000x; (e) Pino: 500x – SE; (f) Pino: 1000x – SE.



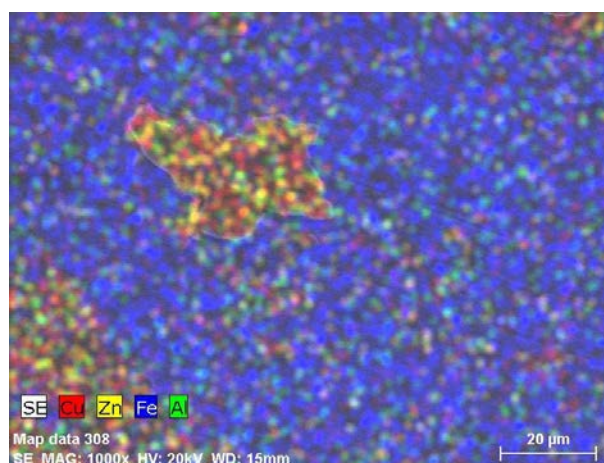
(a)



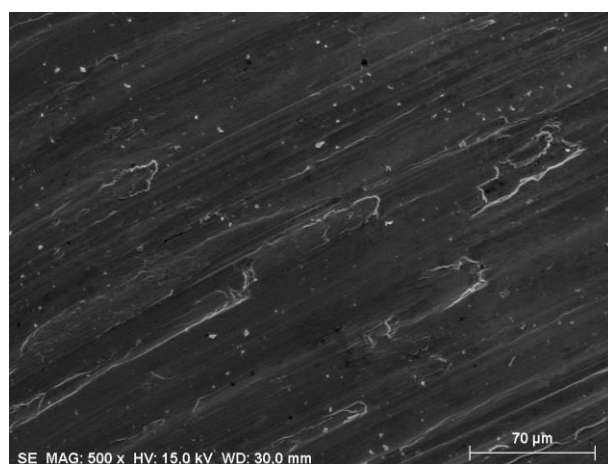
(b)



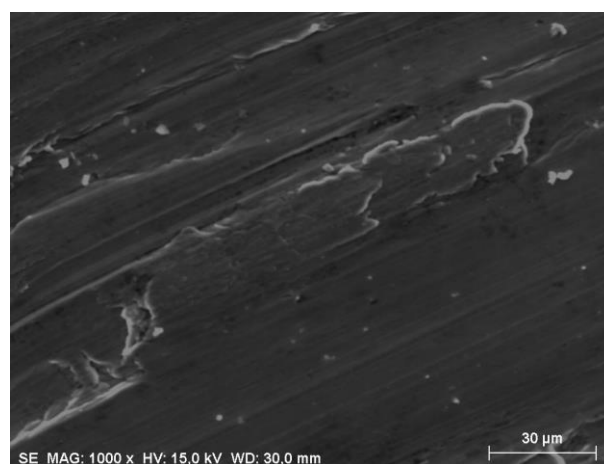
(c)



(d)



(e)



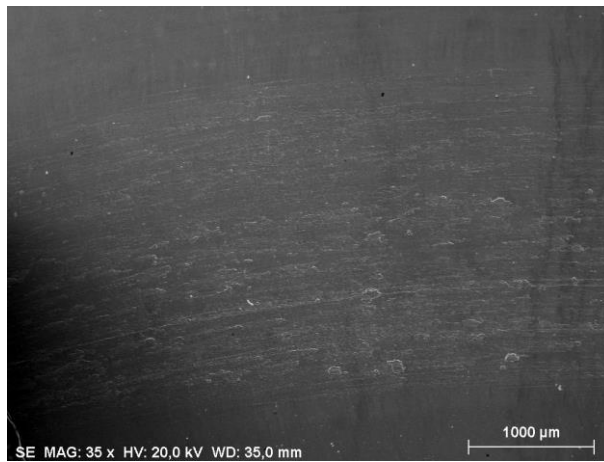
(f)

A Figura 28 (a) mostra a trilha formada pelo pino após o ensaio de desgaste, onde o disco é o aço ABNT 4340 com 3IP 2H. Através das Figuras 28 (b) e (c) também é possível visualizar a transferência de material do pino para o disco (identificados pela seta vermelha). As análises de EDS comprovam a adesão do material do pino no disco de aço. Segue abaixo:

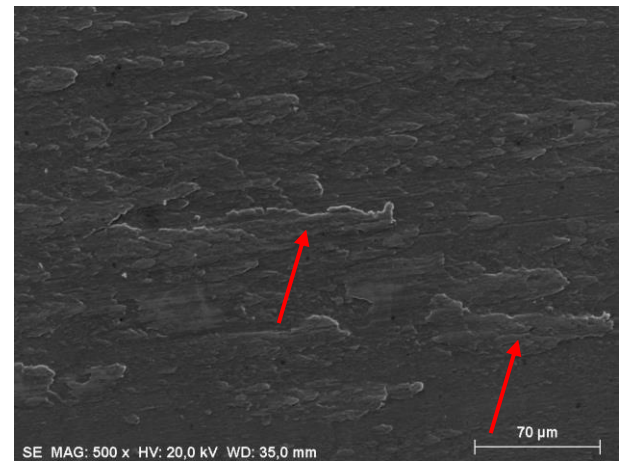
- EDS padrão do pino bronze-alumínio 630: 5,10%Al, 2,98%Fe, 2,27%Mn, 67,33%Cu e 22,29%Zn, em % atômica;
- EDS do disco de aço ABNT 4340 na trilha de ensaio: 1,18%Ni, 67,12%Fe, 1,80%Mn, 4,28%Al, 18,61%Cu e 7,01%Zn, em % atômica.

As Figuras 28 (d), (e) e (f) representam a superfície do pino bronze-alumínio 630 após o ensaio de desgaste. O parâmetro de implantação iônica que mais influenciou na diminuição de perda de massa do pino após o ensaio de desgaste foi o parâmetro de 2 horas de implantação. A modificação superficial provocada no disco de aço ABNT 4340 após bombardeamento iônico por 2 horas provocou ranhuras no pino de bronze-alumínio bem mais profundas e evidentes quando comparadas com o parâmetro de implantação de 1 hora. Será visto no tópico de Microscopia por Força Atômica que o tratamento superficial 3IP por 2 horas foi o que provocou a maior rugosidade (em escala nanométrica) na superfície do aço ABNT 4340. Assim como aconteceu na situação anterior (disco de aço ABNT 4340 com 3IP 1H), o pino de bronze-alumínio apresentou dois mecanismos de desgaste: adesivo e abrasivo.

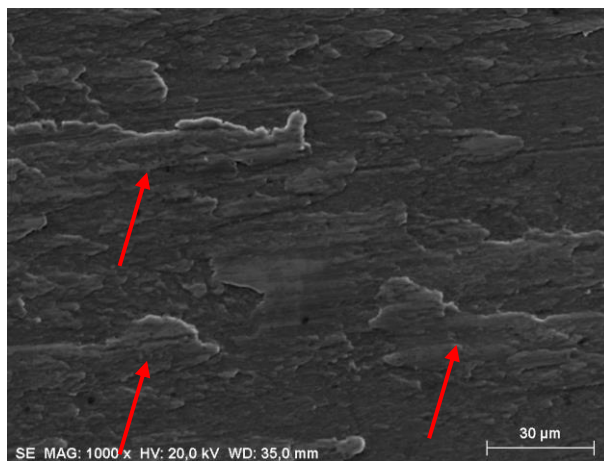
Figura 28 - Morfologia na trilha do disco de aço ABNT 4340 tratado com 3IP 2H e no pino bronze-alumínio 630 após ensaio de desgaste. (a) Disco: 35x – SE; (b) Disco: 500x – SE; (c) Disco: 1000x – SE; (d) Pino: 35x – SE; (e) Pino: 500x – SE; (f) Pino: 1000x – SE.



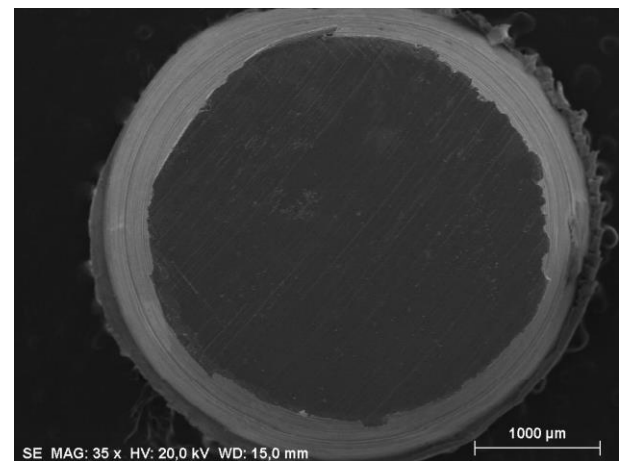
(a)



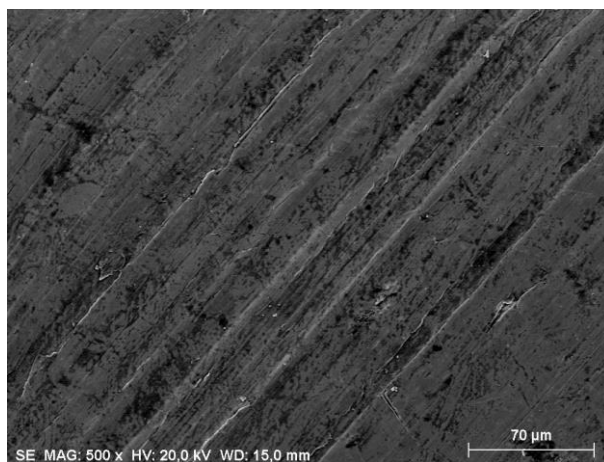
(b)



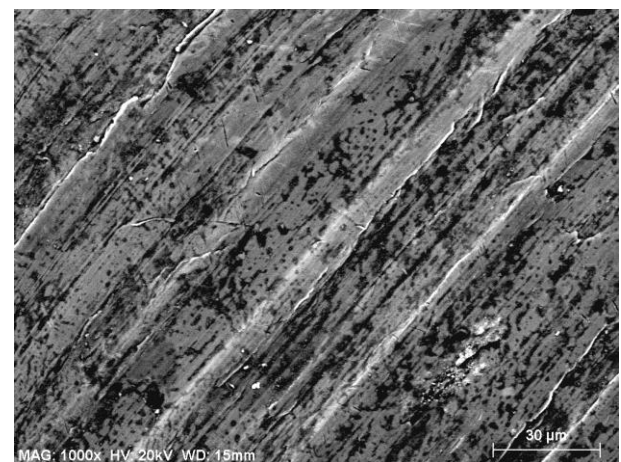
(c)



(d)



(e)



(f)

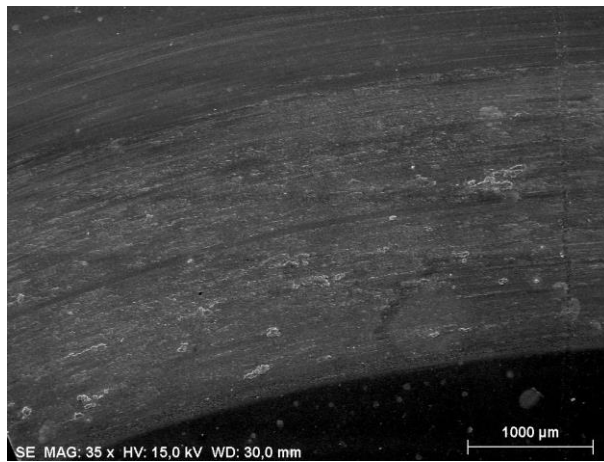
A Figura 29 (a) mostra a trilha formada pelo pino após o ensaio de desgaste, onde o disco é o aço ABNT 4340 com 3IP 3H. Através das Figuras 29 (b) e (c) é possível visualizar a transferência de material do pino para o disco (identificados pela seta vermelha), que neste caso, apresenta uma região de aderência bem maior comparado com os parâmetros de implantação de 1 e 2 horas. As análises de EDS comprovam a adesão do material do pino no disco de aço. Segue abaixo:

- EDS padrão do pino bronze-alumínio 630: 5,10%Al, 2,98%Fe, 2,27%Mn, 67,33%Cu e 22,29%Zn, em % atômica;
- EDS do disco de aço ABNT 4340 na trilha de ensaio: 5,77%Fe, 2,16%Mn, 4,00%Al, 66,57%Cu, 0,24%Cr e 21,26%Zn, em % atômica.

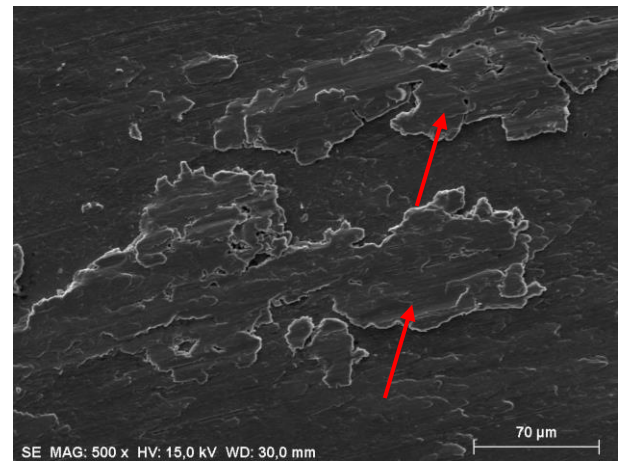
Também foi utilizado o MAPPING para caracterizar a adesão do material do pino de bronze-alumínio no aço ABNT 4340, visualizado na Figura 29 (d). Toda a área vermelha representa a matriz do aço ABNT 4340 cuja composição química é basicamente ferro, e a região em relevo, que é o material aderido do pino no disco, apresenta a combinação das cores azul (Cu e Al) e roxo (Zn).

As Figuras 29 (e) e (f) representam a superfície do pino bronze-alumínio 630 após o ensaio de desgaste. Nota-se a presença de ranhuras não tão profundas como nos parâmetros de implantação de 1 e 2 horas. O parâmetro do tratamento superficial de 3 horas foi o menos eficiente no que se diz respeito a diminuição de perda de massa do pino bronze-alumínio. A superfície de desgaste do pino bronze-alumínio atritado com o disco de aço ABNT 4340 com 3IP 3H apresenta características muito parecidas com o pino bronze-alumínio atritado com o disco de aço ABNT 4340 metal base, ou seja, apresenta boa homogeneidade na superfície desgastada. Pode-se dizer que este pino possui como mecanismo de desgaste principal, o desgaste adesivo.

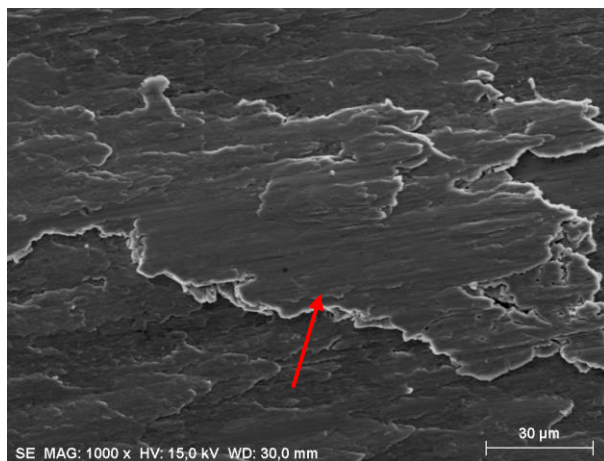
Figura 29 - Morfologia na trilha do disco de aço ABNT 4340 tratado com 3IP 3H e no pino bronze-alumínio 630 após ensaio de desgaste. (a) Disco: 35x – SE; (b) Disco: 500x – SE; (c) Disco: 1000x – SE; (d) Disco MAPPING: 1000x; (e) Pino: 500x – SE; (f) Pino: 1000x – SE.



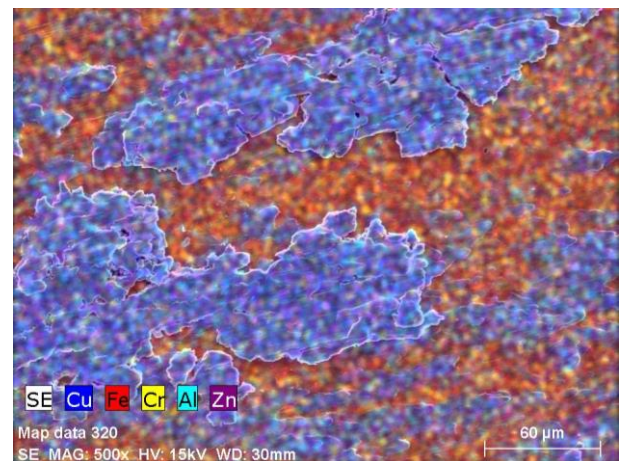
(a)



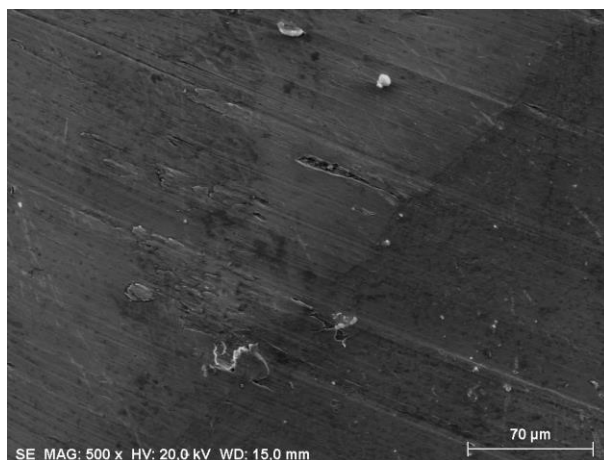
(b)



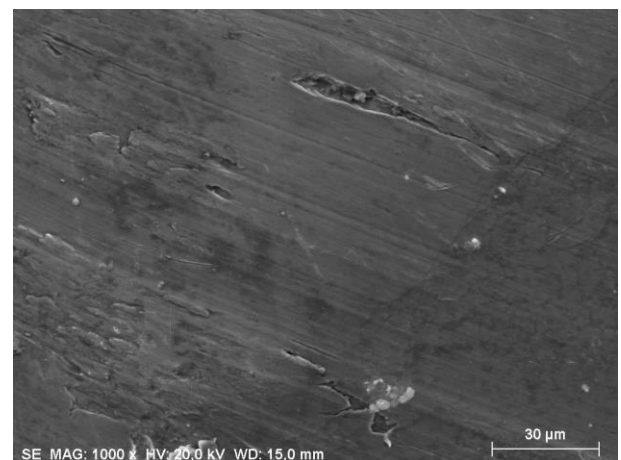
(c)



(d)



(e)

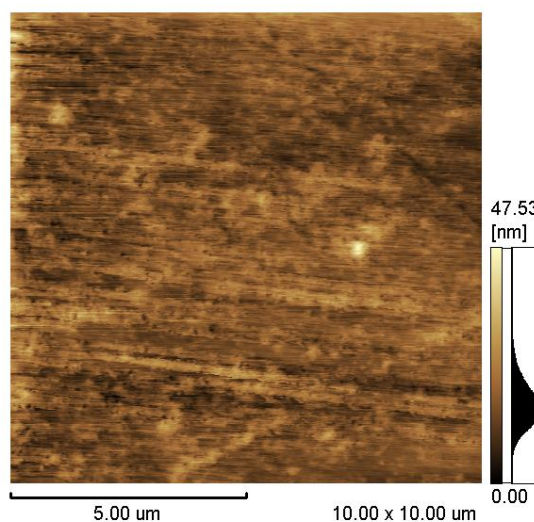
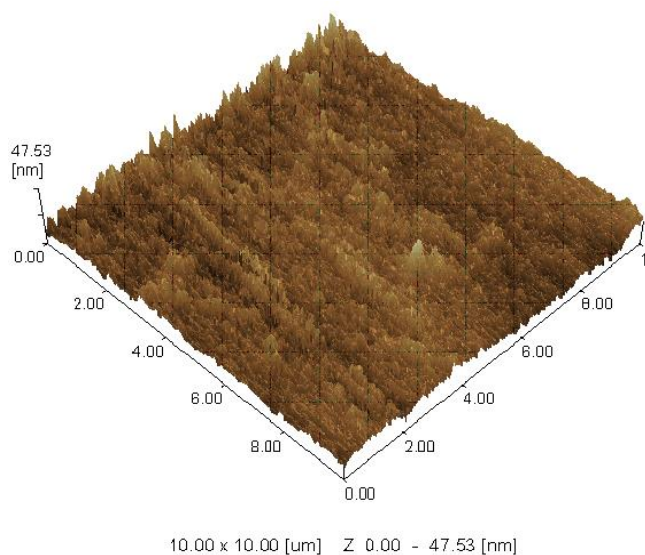


(f)

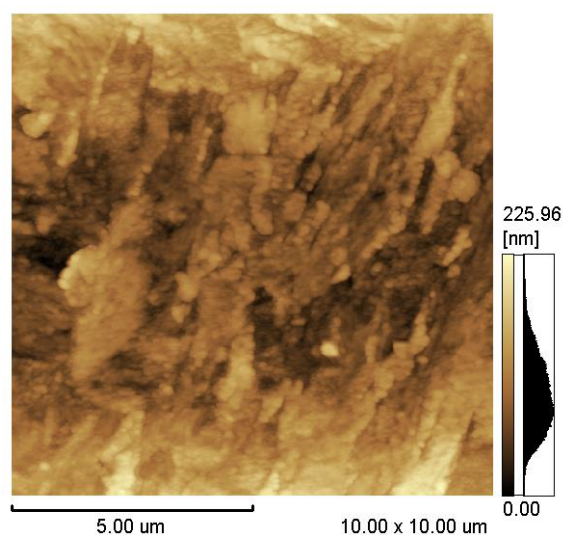
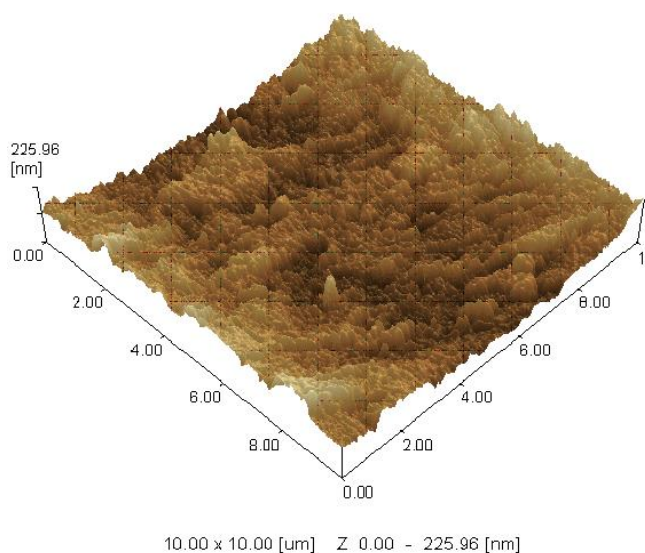
5.1.6 Microscopia de Força Atômica

A Figura 30 representa a análise da superfície dos seguintes materiais: aço ABNT 4340 metal base e aço ABNT 4340 tratado com 3IP por 1, 2 e 3 horas.

Figura 30 – Imagem topográfica por AFM do aço ABNT 4340. (a) 3D e Elevação - metal base; (b) 3D e Elevação - 3IP 1H; (c) 3D e Elevação - 3IP 2H; (d) 3D e Elevação - 3IP 3H.

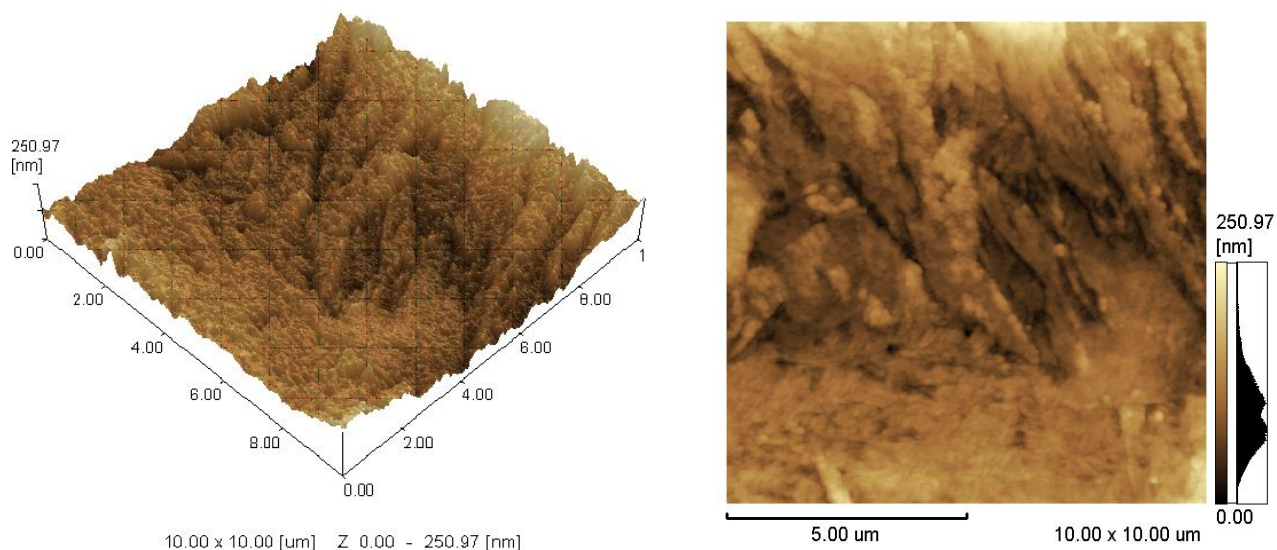


(a)

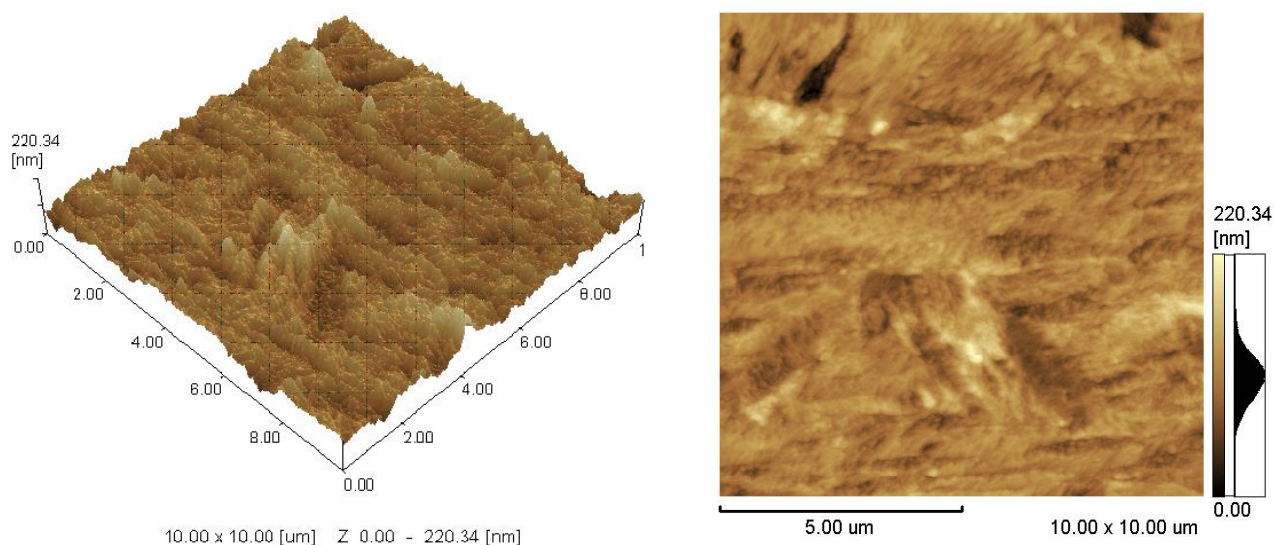


(b)

Figura 30 – Continuação.



(c)



(d)

A partir da Figura 30 (a), é possível verificar que a rugosidade (R_z) do aço ABNT 4340 na condição metal base é de 47,53nm. A Figura 30 (b) mostra a superfície do aço ABNT 4340 com 3IP 1H com rugosidade (R_z) de 225,96nm. Já para um tempo de implantação de 2 horas, a rugosidade (R_z) da superfície do aço ABNT 4340 foi para 250,97nm, como pode ser verificado pela Figura 30 (c). Com o auxílio da Figura 30 (d), nota-se que a rugosidade (R_z) produzida pelo tratamento 3IP com tempo de implantação de 3 horas foi de 220,34nm.

O tratamento superficial 3IP, através do seu bombardeamento iônico contra a superfície do material provoca mudanças significativas na sua rugosidade. Esta modificação

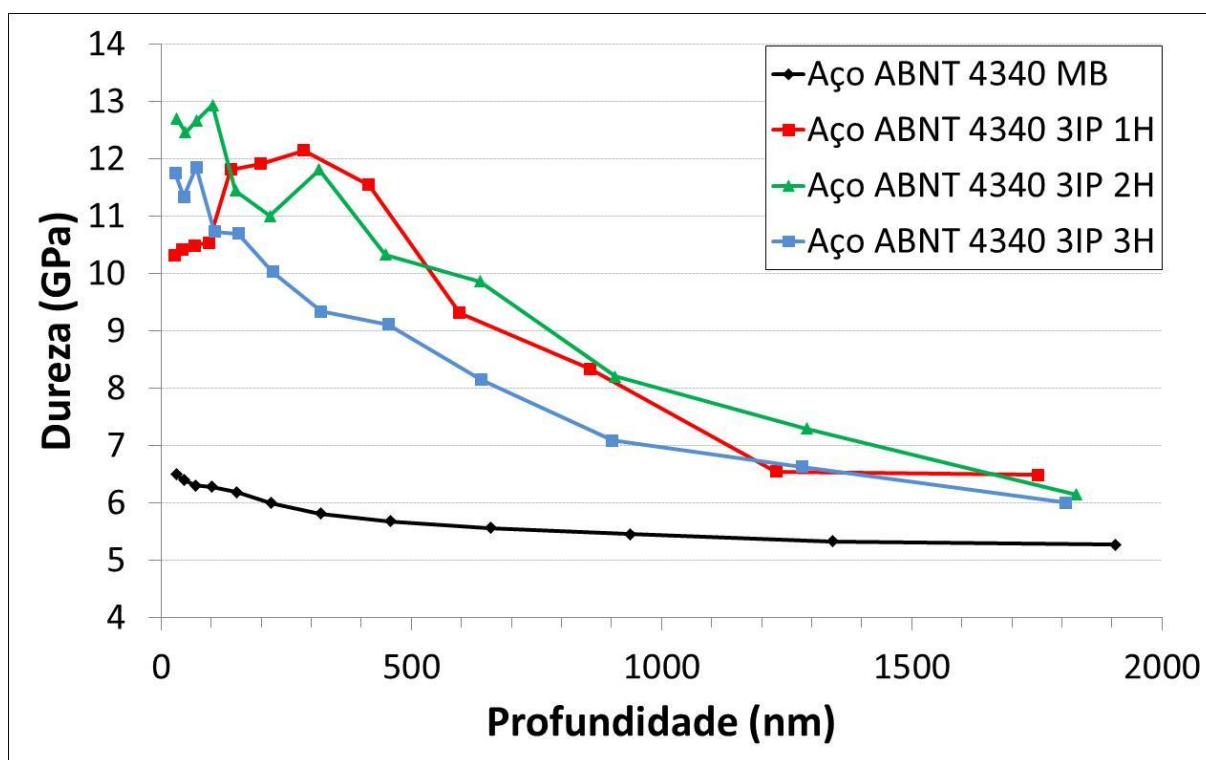
de superfície interferiu diretamente na resistência ao desgaste dos pares tribológicos estudados neste projeto. Pelos resultados dos ensaios de desgaste pino-disco e pelas imagens geradas pela microscopia de força atômica, pode-se realizar uma correlação direta entre a resistência ao desgaste e a rugosidade (R_z) em escala nanométrica. Ou seja, quanto maior a rugosidade (R_z) maior é a resistência ao desgaste. Esta correlação é válida somente para os parâmetros avaliados neste projeto no aço ABNT 4340, 36-39 HRC.

Vale ressaltar que, além da modificação de superfície, o tratamento superficial 3IP também influencia de forma positiva na dureza superficial do material, em escala nanométrica. Com certeza, a influência de forma positiva na dureza superficial do material, mesmo em escala nanométrica, contribui para o aumento da resistência ao desgaste.

5.1.7 Ensaio de nanoindentação

A Figura 31 mostra os valores de dureza em GPa encontrados no aço ABNT 4340 para as condições metal base e tratados com o 3IP por 1, 2 e 3 horas.

Figura 31 - Gráfico Dureza vs. Profundidade obtido pela indentação instrumentada para o aço ABNT 4340, 36-39 HRC.



Tomando como padrão a amostra de aço ABNT 4340 MB, é possível definir um valor de referência de dureza, sendo ela de 5,5 GPa. Nota-se que próximo à superfície o valor de

dureza é ligeiramente maior. Este aumento é causado pelo processo de lixamento e polimento mecânico das amostras, provocando uma deformação plástica durante a preparação das mesmas para execução do ensaio.

Na profundidade de 500 nanômetros, verifica-se que os valores de dureza das amostras tratadas superficialmente pelo 3IP apresentam quase que o dobro de dureza da amostra padrão, com exceção para a amostra tratada por 3 horas. Isto nos mostra que a implantação iônica provocada pelo tratamento superficial 3IP foi eficiente, causando uma modificação significativa na dureza do material bem próximo a superfície.

O valor máximo de dureza para a amostra tratada com 3IP por 1 hora foi de aproximadamente 12 GPa. Já para a amostra tratada com 3IP por 2 horas, o valor máximo de dureza encontrado foi de aproximadamente 13 GPa, enquanto que a amostra tratada por 3 horas a dureza máxima encontrada também foi próximo de 12 GPa.

5.1.8 Ensaio de corrosão Salt-Spray

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 com 3IP 1H;
- aço ABNT 4340 com 3IP 2H;
- aço ABNT 4340 com 3IP 3H.

As amostras foram comparadas visualmente durante o período de exposição na câmara de névoa salina, que foi de 408 horas. Foi retirada uma foto no início do ensaio e outra foto após a finalização do ensaio.

Os resultados do teste de corrosão de acordo com a norma ASTM B 117 para os quatro casos estudados estão representados na Tabela 13.

Tabela 13 - Teste de corrosão em névoa salina para o aço ABNT 4340 nas seguintes condições: metal base e metal base tratado com 3IP 1, 2 e 3 horas.

	INÍCIO	408 HORAS
4340 MB		
4340 3IP 1H		
4340 3IP 2H		
4340 3IP 3H		

Observando a Tabela 13, nota-se que o aço ABNT 4340, para todas as condições analisadas, apresentou severa corrosão superficial após 408 horas de exposição em névoa salina. Não existe diferença na resistência à corrosão entre o aço ABNT 4340 metal base para os aços ABNT 4340 tratados com o 3IP.

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 no aço ABNT 4340, para as três condições do tratamento superficial 3IP, que o tratamento superficial não oferece nenhuma proteção contra a corrosão, independente do tempo de implantação do tratamento 3IP. Com isso, a probabilidade de nucleação de trincas por fadiga aumenta, diminuindo a vida em fadiga do material, que por consequência irá prejudicar seu desempenho.

5.2 Aço inoxidável 15-5 PH

5.2.1 Ensaio de microindentação

A Tabela 14 mostra os resultados do ensaio de microindentação para o aço inoxidável 15-5 PH na condição de resistência mecânica 39-42 HRC, após o tratamento 3IP para os 12 parâmetros testados. A microdureza do aço inoxidável 15-5 PH na condição de resistência mecânica de 39-42 HRC é de 39,5 HRC sem aplicação do tratamento superficial 3IP.

De acordo com a Tabela 14, nota-se que o aço inoxidável 15-5 PH não teve sua resistência mecânica alterada para nenhuma faixa de temperatura.

Tabela 14 - Valores de microdureza após a aplicação do tratamento 3IP para o aço inoxidável 15-5 PH.

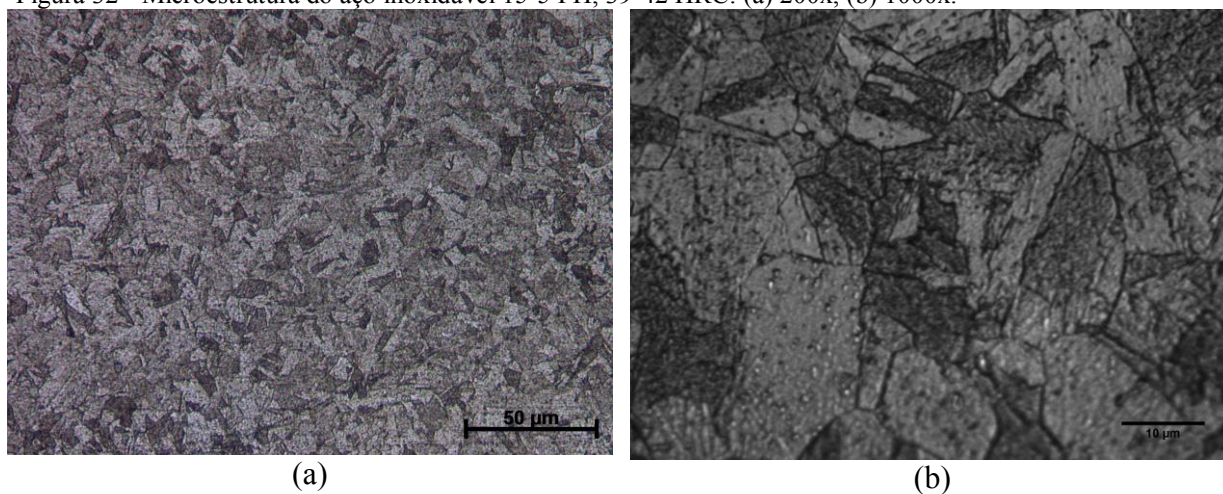
Tensão (kV)	Frequência (kHz)	Temperatura (°C)	Aço inoxidável 15-5PH
8,0	1,0	220,0	40,0 HRC
8,0	1,2	265,0	39,1 HRC
8,0	1,5	290,0	39,4 HRC
8,0	2,0	305,0	38,9 HRC
10,0	1,0	312,0	39,2 HRC
10,0	1,2	368,0	40,2 HRC
10,0	1,5	396,0	39,7 HRC
10,0	2,0	425,0	39,5 HRC
12,0	1,0	375,0	40,0 HRC
12,0	1,2	419,0	39,1 HRC
12,0	1,5	438,0	39,8 HRC
12,0	2,0	464,0	40,3 HRC

5.2.2 Microscopia óptica

A análise metalográfica do aço inoxidável 15-5 PH teve como objetivo apresentar e discutir as fases predominantes no material revelado pelo reagente utilizado no ataque. As micrografias obtidas na Figura 32 revelaram na fase mais escura a microestrutura martensítica, e pode se observar os precipitados no meio da matriz martensítica. Esses precipitados são responsáveis pelo ganho de resistência mecânica durante o tratamento

térmico o qual o material foi submetido.

Figura 32 - Microestrutura do aço inoxidável 15-5 PH, 39-42 HRC: (a) 200x, (b) 1000x.



5.2.3 Ensaio de fadiga axial

A Tabela 15 apresenta os resultados de fadiga axial para o aço inoxidável 15-5PH para as 4 condições estudadas.

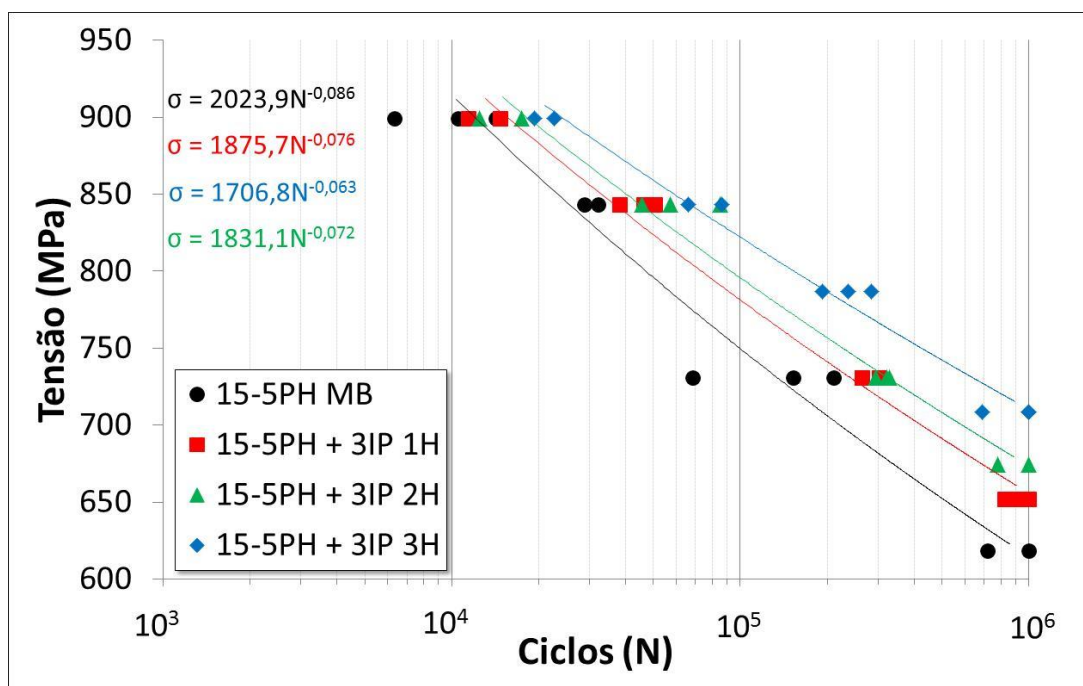
Tabela 15 – Resultados dos ensaios de fadiga axial do aço inoxidável 15-5PH para as 4 condições estudadas.

15-5PH MB		15-5PH 3IP 1H		15-5PH 3IP 2H		15-5PH 3IP 2H	
Tensão (MPa)	Ciclos (N)	Tensão (MPa)	Ciclos (N)	Tensão (MPa)	Ciclos (N)	Tensão (MPa)	Ciclos (N)
900	6.340	900	14.650	900	17.470	900	19.375
900	10.521	900	11.443	900	12.450	900	22.683
900	14.213	843	50.530	843	57.256	843	65.839
843	32.059	843	38.243	843	45.694	843	86.219
843	28.760	843	46.290	843	85.369	787	192.650
730	152.940	730	263.299	730	322.164	787	284.115
730	68.543	730	302.843	730	328.570	787	236.440
730	210.567	650	1.000.000	730	295.310	710	1.000.000
620	1.000.000	650	892.000	675	783.129	710	1.000.000
620	718.405	650	823.455	675	1.000.000	710	688.274

A Figura 33 representa os dados da Tabela 15 em curvas σ - N para a fadiga axial do aço inoxidável 15-5PH para as 4 condições estudadas. A partir da Figura 33 é possível identificar o intervalo entre o comportamento de fadiga de baixo ciclo (entre 10.000 e 20.000 ciclos) e a resistência à fadiga, em 10^6 ciclos, para cada curva estudada. São elas:

- Aço inoxidável 15-5PH na condição metal base: o intervalo é da ordem de 280 MPa. A tensão de baixo ciclo é próxima de 900 MPa e a resistência à fadiga, em 10^6 ciclos, é 620 MPa;
- Aço inoxidável 15-5PH 3IP 1H: o intervalo é da ordem de 250 MPa. Possui tensão de baixo ciclo próxima de 900 MPa e resistência à fadiga, em 10^6 ciclos, próxima de 650 MPa;
- Aço inoxidável 15-5PH 3IP 2H: apresenta um intervalo próximo de 225 MPa. Sua tensão de baixo ciclo é da ordem de 900 MPa e sua resistência à fadiga, em 10^6 ciclos, é de 675 MPa;
- Aço inoxidável 15-5PH 3IP 3H: apresenta um intervalo próximo de 190 MPa. Sua tensão de baixo ciclo é da ordem de 900 MPa e sua resistência à fadiga, em 10^6 ciclos, é de 710 MPa.

Figura 33 - Curva σ - N para o aço inoxidável 15-5 PH, 39-42 HRC; R = -1; f = 10Hz.



Na Tabela 16 é feita uma comparação da resistência à fadiga em 10^6 ciclos, das 4 condições estudadas para o aço inoxidável 15-5 PH, 39-42 HRC.

Tabela 16 - Comparação da resistência à fadiga do aço inoxidável 15-5 PH, 39-42 HRC, em 10^6 ciclos.

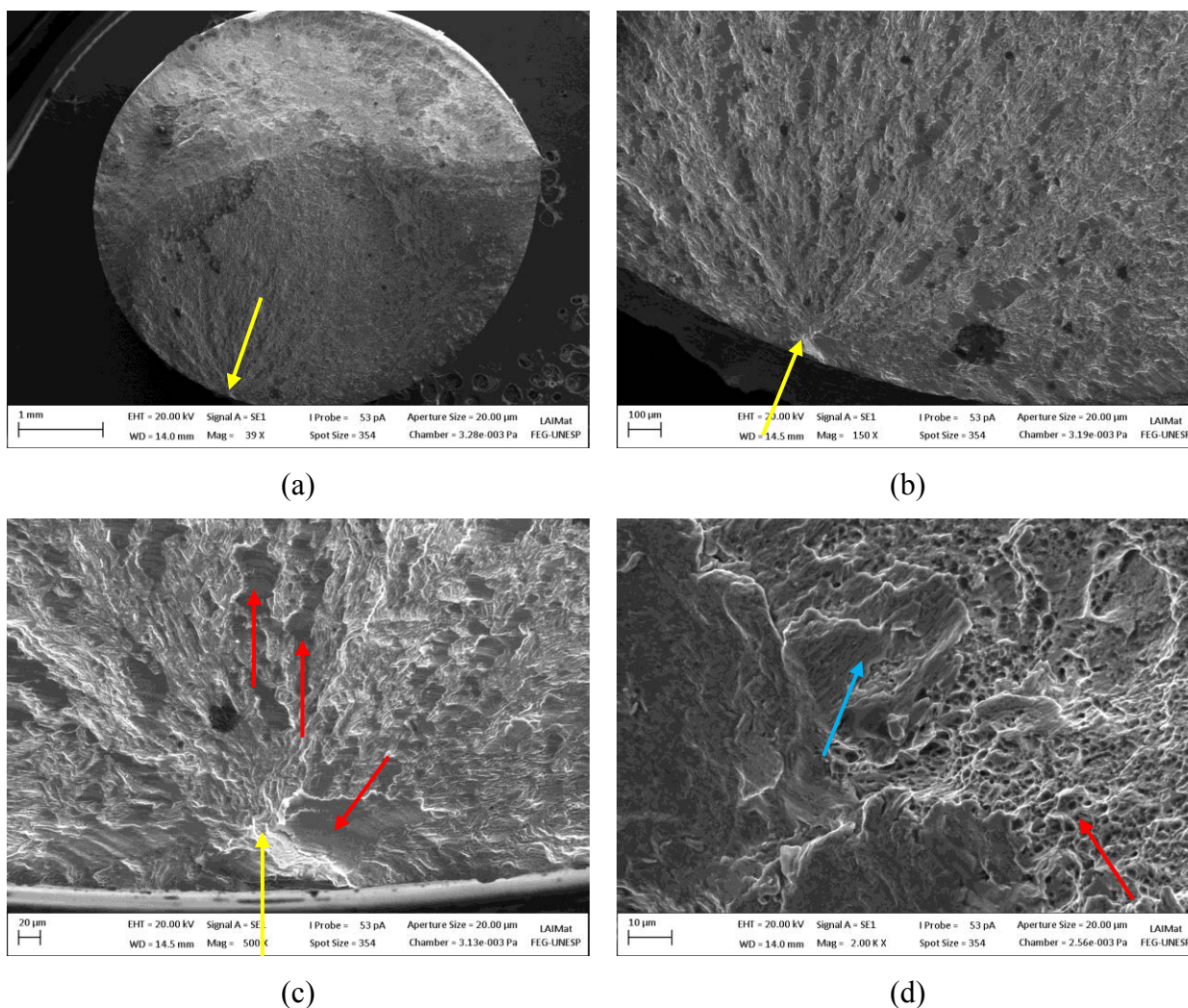
MATERIAL	10 ⁶ ciclos
	TENSÃO (MPa)
15-5 PH MB	620
15-5 PH MB 3IP 1H	650
15-5 PH MB 3IP 2H	675
15-5 PH MB 3IP 3H	710

Quando se compara a resistência à fadiga, em 10^6 ciclos, do metal base com o metal base revestido pelo 3IP, percebe-se que o tratamento superficial 3IP aumentou a resistência à fadiga em aproximadamente 4,8%, 8,9% e 14,5% para 1, 2 e 3 horas de implantação, respectivamente. O aumento da resistência à fadiga, em 10^6 ciclos, provocado pelo tratamento superficial 3IP está relacionado com a tensão residual compressiva que o tratamento 3IP produz na superfície do material. Esta discussão será abordada no tópico 5.2.4 Análise de Tensão Residual.

As superfícies de fratura do aço inoxidável 15-5PH nas condições metal base, metal base tratado com 3IP por 1 hora, metal base tratado com 3IP por 2 horas e metal base tratado com 3IP por 3 horas, podem ser visualizadas nas Figuras 34, 35, 36 e 37, respectivamente.

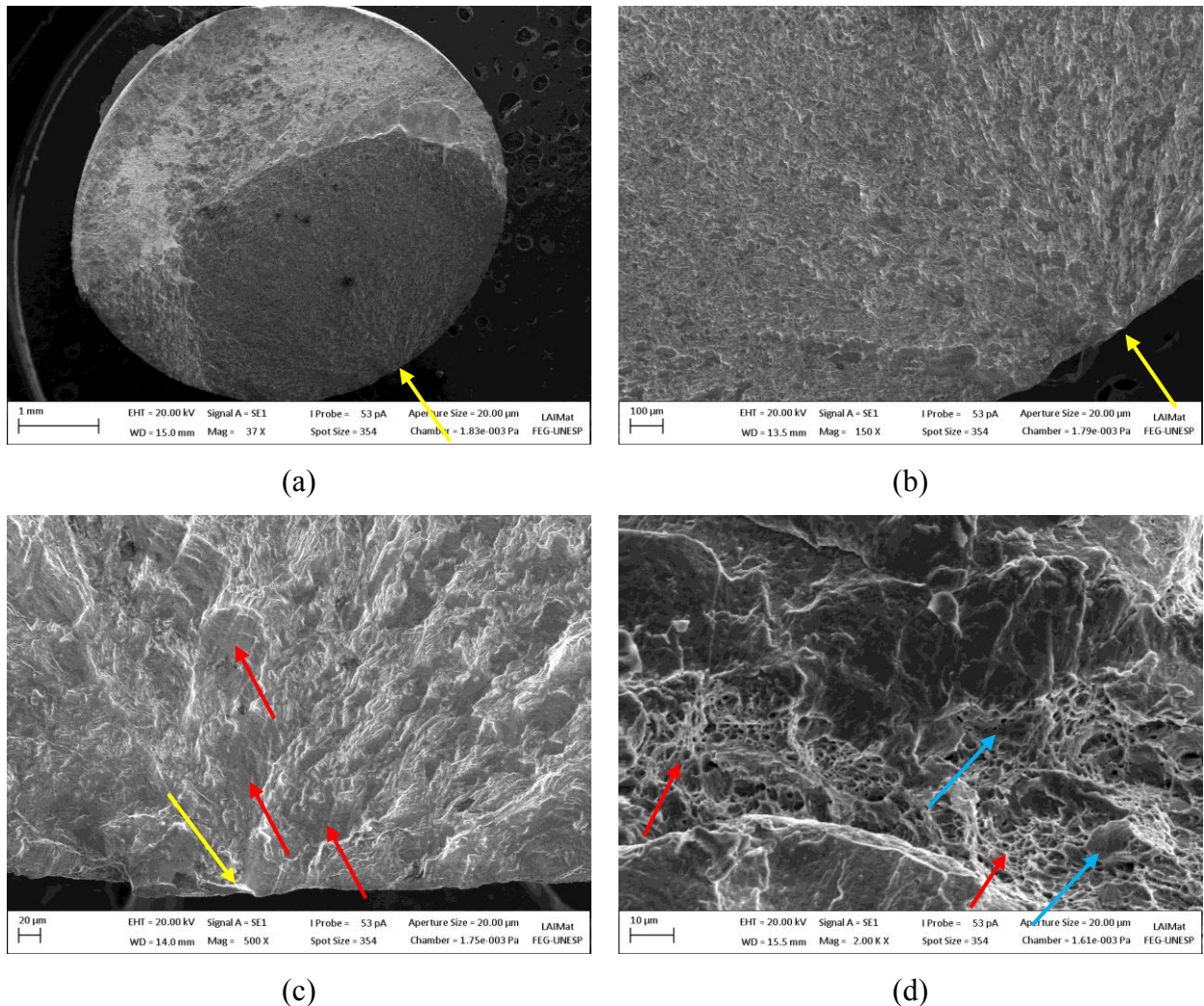
É possível verificar na Figura 34 (a), (b) e (c) a nucleação da trinca de fadiga a partir de uma inclusão ou defeito sub-superficial, como pode ser visto pelas setas amarelas. Na ausência de uma inclusão ou defeito sub-superficial, provavelmente a trinca iniciaria a partir da superfície do material, devido aos concentradores microscópicos existentes na superfície livre do material. Na Figura 34 (c) pode-se verificar várias regiões deformadas (identificadas por setas vermelhas). Esta deformação é resultado da razão de carregamento utilizada no ensaio de fadiga, que neste caso é -1. Na Figura 34 (d) é possível identificar a presença de *dimples* na região de fratura final (indicados por setas vermelhas). A região de fratura final pode ser classificada como uma fratura mista, visto que há grande presença de facetas de clivagem (setas azuis) se misturando com os *dimples*.

Figura 34 - Superfície de fratura do aço inoxidável 15-5PH metal base, $\sigma = 730$ MPa, 210.567 ciclos. (a) 35x; (b) 150x; (c) 500x; (d) 2000x.



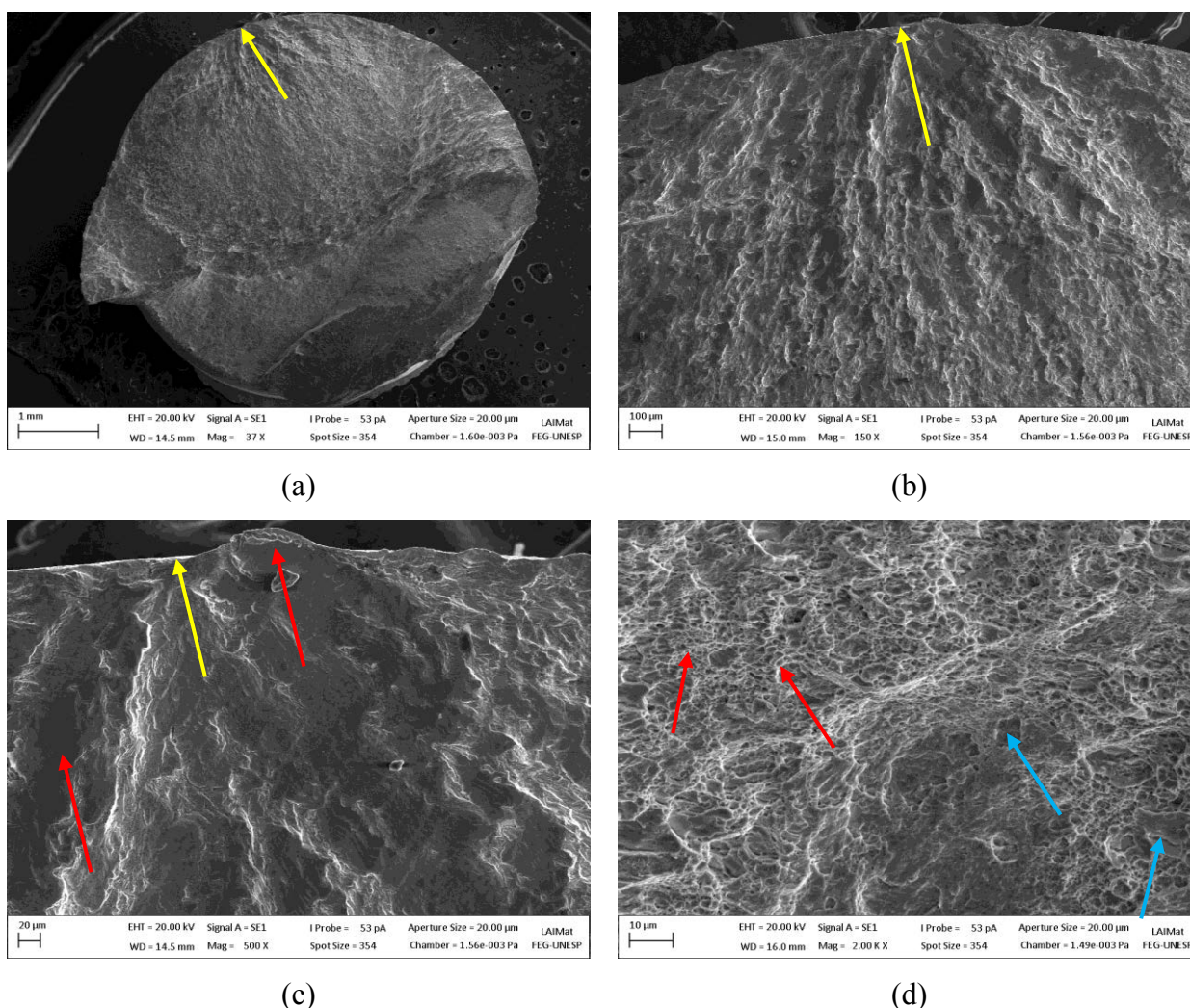
Nas Figuras 35 (a), (b) e (c) é possível identificar que a nucleação da trinca por fadiga (identificada pelas setas amarelas) ocorreu na superfície do corpo de prova ensaiado. Também pode-se notar que o carregamento alternado simétrico provocou deformações (indicadas pelas setas vermelhas) bem próximas à nucleação da trinca. Na Figura 35 (d), mais uma vez ocorre a mistura de *dimples* (identificados por setas vermelhas) e facetas de clivagem (identificadas por setas azuis) presentes no material na região de fratura final, caracterizando esta região como uma fratura mista.

Figura 35 - Superfície de fratura do aço inoxidável 15-5PH com 3IP 1H, $\sigma = 843$ MPa, 50.530 ciclos. (a) 35x; (b) 150x; (c) 500x; (d) 2000x.



Assim como na Figura 35, na Figura 36 (a), (b) e (c) também fica evidente que a trinca de fadiga nucleou a partir da superfície do corpo de prova (identificadas pelas setas amarelas). As setas vermelhas presentes na Figura 36 (c) mostram a deformação causada pelo carregamento alternado simétrico. Esta deformação prejudicou a visualização exata da nucleação da trinca. A região de fratura final, Figura 36 (d), apresenta muitos *dimples* (setas vermelhas) e poucas facetas de clivagem (setas azuis). Mesmo assim, a região de fratura final é considerada uma fratura mista.

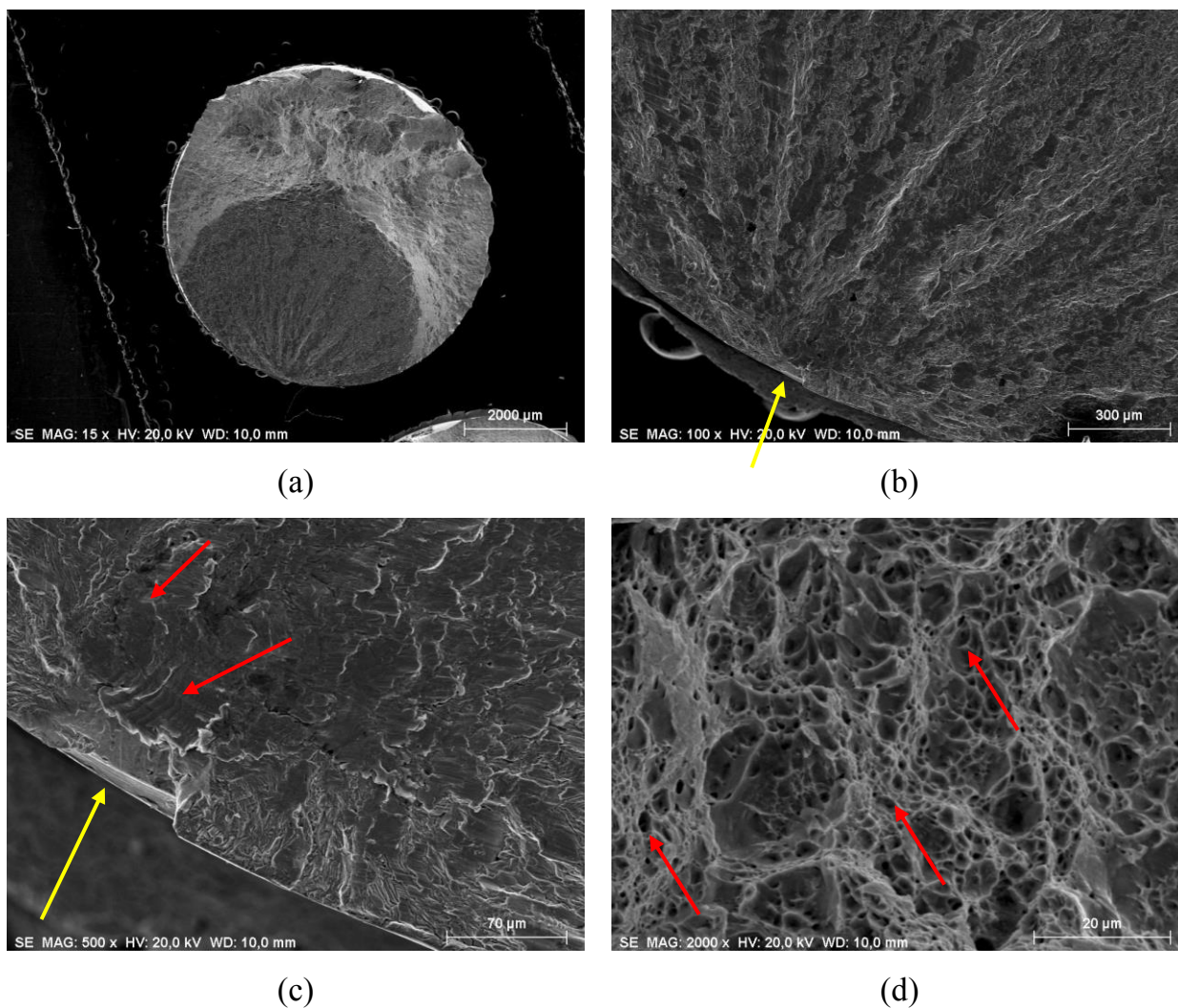
Figura 36 - Superfície de fratura do aço inoxidável 15-5PH com 3IP 2H, $\sigma = 843$ MPa, 85.369 ciclos. (a) 35x; (b) 150x; (c) 500x; (d) 2000x.



A Figura 37 (a) mostra uma visão geral da superfície de fratura do corpo de prova ensaiado. A partir das Figuras 37 (b) e (c), é possível identificar a nucleação da trinca de fadiga (indicadas pelas setas amarelas), que neste caso, nucleou-se a partir de um defeito superficial do corpo de prova. A trinca nucleia a partir da superfície do material, mas com uma diferença em relação às fraturas das Figuras 35 e 36. Nestas figuras não há indícios de concentradores de tensão superficial. O defeito encontrado na superfície do corpo de prova pode ter sido originado no processo de usinagem dos mesmos. Após a usinagem, todos os corpos de prova foram polidos até uma rugosidade inferior a $0,2\mu\text{m}$, R_a , justamente para minimizar o efeito deste concentrador de tensão. Também é possível observar na Figura 37 (c) a deformação plástica provocada pelo carregamento alternado simétrico (setas vermelhas) em basicamente toda a região de propagação estável da trinca. A região de fratura final é

caracterizada basicamente por *dimples* (setas vermelhas), como pode ser visto na Figura 37 (d). Devido a isso, a região de fratura final é considerada uma fratura dúctil.

Figura 37 - Superfície de fratura do aço inoxidável 15-5PH com 3IP 3H, $\sigma = 787$ MPa, 192.650 ciclos. (a) 15x; (b) 100x; (c) 500x; (d) 2000x.



Da mesma maneira como ocorreu para o aço ABNT 4340, o aumento da resistência à fadiga em 10^6 ciclos para o aço inoxidável 15-5PH está relacionada com a tensão residual compressiva provocada pelo tratamento superficial 3IP. Por meio das Figuras 35, 36 e 37, também não ficou evidenciado o aparecimento de trincas secundárias abaixo do campo residual compressivo produzido pelo tratamento superficial 3IP. Isto ocorre pelo fato do tratamento superficial 3IP provocar mudanças no campo residual compressivo até uma profundidade de aproximadamente 10 μm .

5.2.4 Análise de Tensão Residual

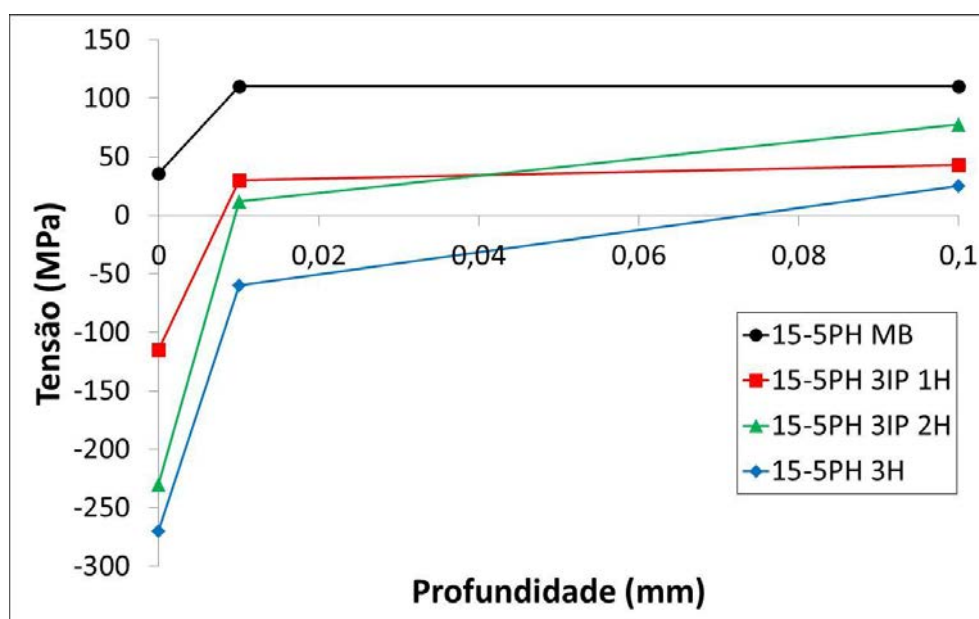
A Tabela 17 apresenta os resultados das tensões residuais para o aço inoxidável 15-5PH nas seguintes condições: metal base e metal base tratado pelo 3IP por 1, 2 e 3 horas.

Tabela 17 - Tensões residuais - resultados gerais para o aço inoxidável 15-5PH nas 4 condições estudadas.

Especificação do corpo de prova		Profundidade, mm		
		0,00	0,01	0,1
Material	Condição de tratamento superficial	Valor absoluto da tensão, MPa		
Aço 15-5PH	Metal Base	+36	+110	+110
Aço 15-5PH	3IP 1H	-115	+30	+43
Aço 15-5PH	3IP 2H	-230	+12	+78
Aço 15-5PH	3IP 3H	-270	-60	+25

A Figura 38 apresenta as curvas das tensões residuais encontradas em função da profundidade medida para as 4 condições analisadas para o aço inoxidável 15-5PH.

Figura 38 - Gráfico tensão residual (MPa) x profundidade (mm) do aço inoxidável 15-5PH para as 4 condições analisadas.



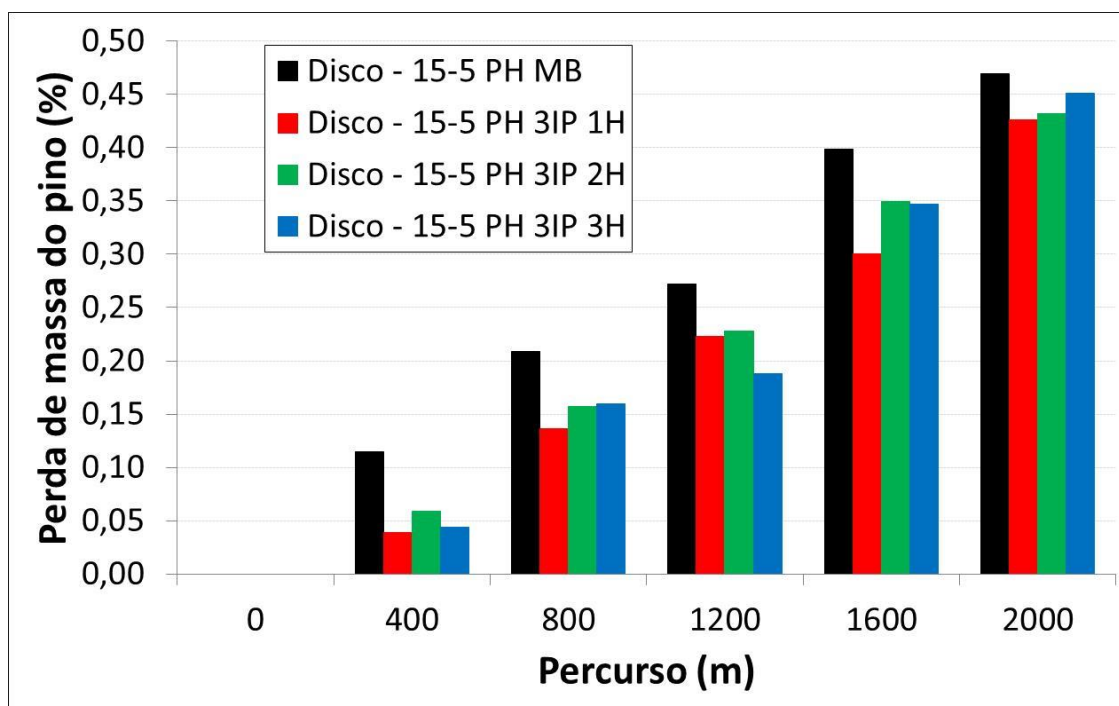
Da Tabela 17 e da Figura 38 conclui-se que o tratamento superficial 3IP induz tensão residual compressiva na superfície do material, atingindo a máxima tensão de compressão com 3 horas de tratamento. É importante ressaltar que os parâmetros do tratamento superficial 3IP com 1 e 2 horas também induziram uma tensão residual compressiva na superfície do material.

Aplicando o mesmo conceito utilizado para o aço ABNT 4340, o aumento da tensão residual compressiva pode estar relacionado com a modificação da superfície do material – deformação plástica – provocado pelo bombardeamento iônico do tratamento 3IP (esta modificação superficial será discutida na Microscopia de Força Atômica). Este aumento também pode estar relacionado com a deformação na rede cristalina provocado pela implantação dos íons de nitrogênio, visto que no momento da implantação iônica estes íons provocam uma reação em cascata nos átomos do material que está sofrendo a implantação, ocupando principalmente os interstícios da rede cristalina.

5.2.5 Ensaio de desgaste pino-disco

A Figura 39 representa a perda de material durante o ensaio de desgaste, onde o par pino/disco é uma liga de bronze-alumínio 630 (pino) e aço inoxidável 15-5PH (disco) nas seguintes condições: metal base e metal base tratado com 3IP por 1, 2 e 3 horas. É possível verificar que o tratamento superficial 3IP provocou uma diminuição na perda de massa do pino para as três condições estudadas (tempo de implantação de 1, 2 e 3 horas). A diminuição na perda de massa do pino mais acentuada foi para o parâmetro de tratamento superficial 3IP com 1 hora de implantação. Esta diminuição na taxa de desgaste do pino está relacionada com duas mudanças provocadas pelo tratamento superficial 3IP nos discos. São elas: aumento da rugosidade e da dureza, ambos em escala nanométrica. Com o aumento da rugosidade do disco, a área de contato entre o pino e o disco diminui, fazendo com que o pino perca menos massa no final do percurso de desgaste. Como o disco possui alta dureza (~ 12 GPa), o mesmo não sofrerá perda de massa, visto que a diferença de resistência mecânica entre o pino ($\sigma = 510$ MPa) e o disco ($\sigma = 1220$ MPa) é muito grande.

Figura 39 - Perda de volume acumulada para a liga Bronze-alumínio 630 e o aço inoxidável 15-5PH nas 4 condições estudadas.



A morfologia do desgaste na trilha formada pelo pino de bronze-alumínio 630 no disco de aço inoxidável 15-5PH nas condições metal base, metal base tratado com 3IP por 1 hora, metal base tratado com 3IP por 2 horas e metal base tratado com 3IP por 3 horas, podem ser visualizadas nas Figuras 40, 41, 42 e 43, respectivamente.

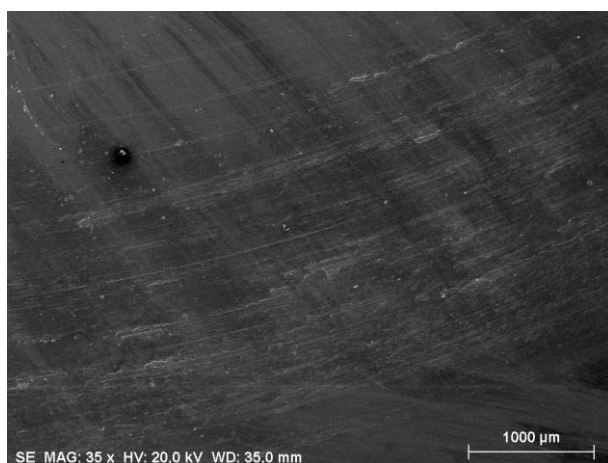
A partir da Figura 40 (a) é possível verificar a trilha provocada pelo pino após o ensaio de desgaste, onde o disco é o aço inoxidável 15-5PH metal base. As Figuras 40 (b) e 40 (c) evidenciam uma transferência de material do pino para o disco, onde análises de EDS comprovam que os planos superiores das Figuras 40 (b) e 40 (c) (em relevo, indicados pelas setas vermelhas) são materiais provenientes do pino bronze-alumínio 630. As análises de EDS do pino bronze-alumínio 630 e do disco de aço inoxidável 15-5PH na trilha de ensaio, são:

- EDS padrão do pino bronze-alumínio 630: 5,10%Al, 2,98%Fe, 2,27%Mn, 67,33%Cu e 22,29%Zn, em % atômica;
- EDS do disco de aço inoxidável 15-5PH na trilha de ensaio: 49,09%Fe, 24,69%Cu, 10,30%Cr, 6,19%Zn, 2,73%Ni, 5,65%Al e 1,36%Mn, em % atômica.

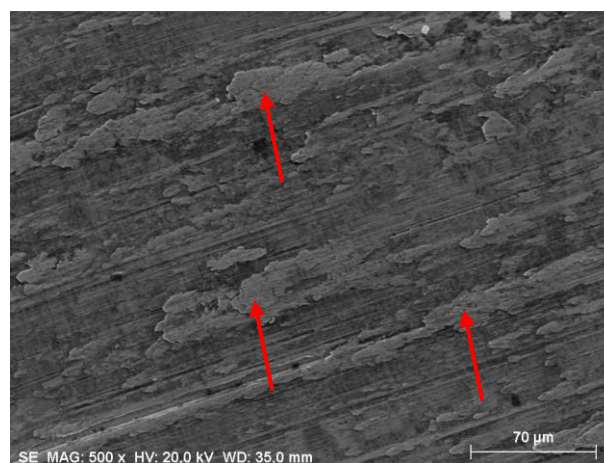
As Figuras 40 (d), (e) e (f) representam a superfície do pino bronze-alumínio 630 após o ensaio de desgaste. É possível observar uma boa homogeneidade na superfície que sofreu o desgaste, não sendo evidenciadas ranhuras profundas, descartando o mecanismo de desgaste

abrasivo no pino. O fato da superfície do pino apresentar um desgaste homogêneo está relacionado com o bom acabamento superficial do disco, uma vez que o mesmo foi lixado e polido antes de realizar o ensaio. Com os dados de EDS e as imagens obtidas por MEV, podemos afirmar que o mecanismo de desgaste que atua sobre o par tribológico pino bronze-alumínio/disco de aço inoxidável 15-5PH metal base é o desgaste adesivo.

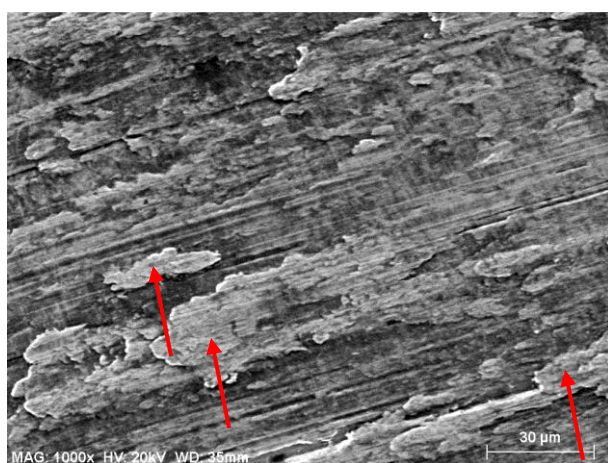
Figura 40 - Morfologia na trilha do disco de aço inoxidável 15-5PH metal base e no pino bronze-alumínio 630 após ensaio de desgaste. (a) Disco: 35x – SE; (b) Disco: 500x – SE; (c) Disco: 1000x – SE; (d) Pino: 35x – SE; (e) Pino: 500x – SE; (f) Pino: 1000x – SE.



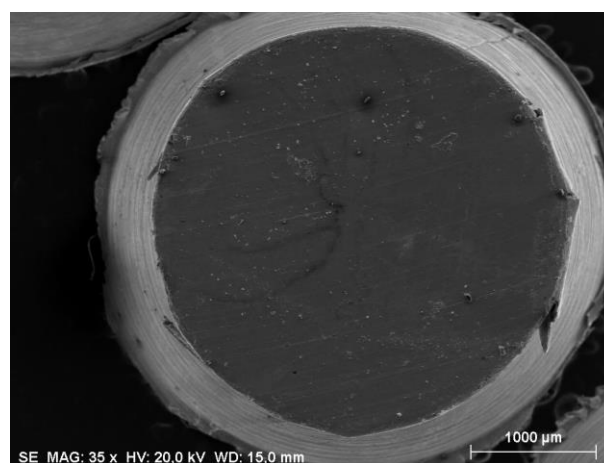
(a)



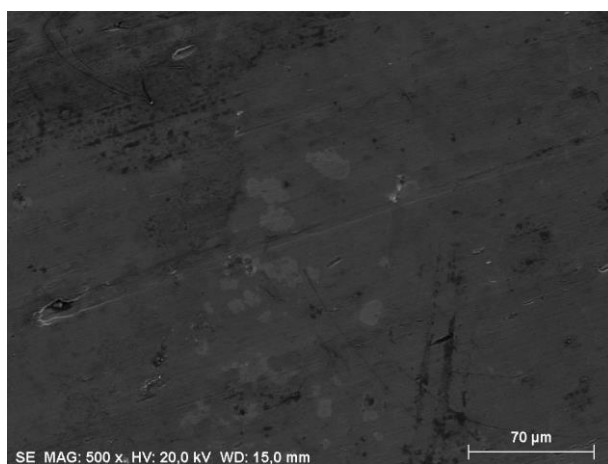
(b)



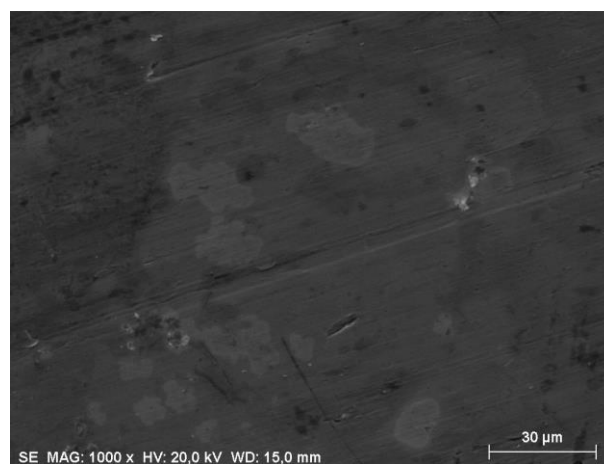
(c)



(d)



(e)



(f)

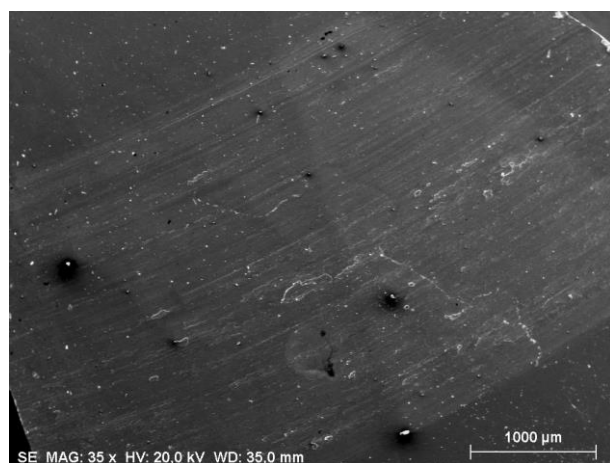
A Figura 41 (a) mostra a trilha formada pelo pino após o ensaio de desgaste, onde o disco é o aço inoxidável 15-5PH com 3IP 1H. Através das Figuras 41 (b) e (c) é possível visualizar a transferência de material do pino para o disco (identificados pela seta vermelha). As análises de EDS do pino bronze-alumínio 630 e do disco de aço inoxidável 15-5PH na trilha de ensaio, são:

- EDS padrão do pino bronze-alumínio 630: 5,10%Al, 2,98%Fe, 2,27%Mn, 67,33%Cu e 22,29%Zn, em % atômica;
- EDS do disco de aço inoxidável 15-5PH na trilha de ensaio: 7,90%Fe, 59,34%Cu, 1,16%Cr, 16,15%Zn, 0,78%Ni, 12,49%Al e 2,17%Mn, em % atômica.

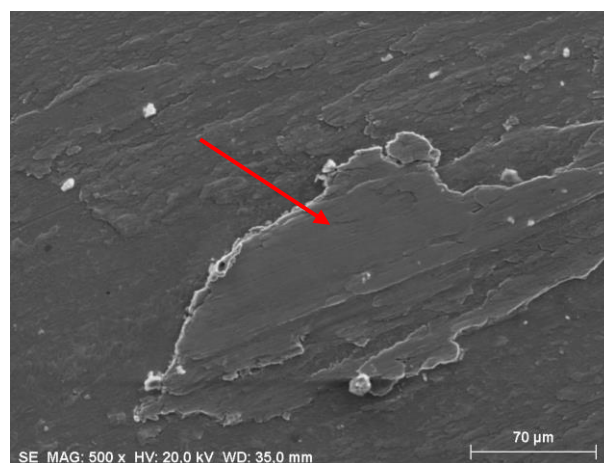
Seguindo a mesma linha de raciocínio utilizada para o aço ABNT 4340, é possível comparar a trilha de desgaste do disco de aço inoxidável 15-5PH metal base com o disco de aço inoxidável 15-5PH com 3IP 1H, e nota-se que no disco tratado com 3IP 1H também houve menos adesão de material do pino. Isto está relacionado com a modificação superficial provocada pelo tratamento 3IP, diminuindo a área de contato entre o pino e o disco.

As Figuras 41 (d), (e) e (f) representam a superfície do pino bronze-alumínio 630 após o ensaio de desgaste. Nota-se a presença de mais ranhuras neste pino comparado com o pino utilizado no disco de aço inoxidável 15-5PH metal base. Como já foi dito anteriormente, o tratamento 3IP provoca mudanças na superfície do disco, e esta modificação de superfície interfere diretamente na superfície de contato do pino de bronze-alumínio. Com isso, o pino de bronze-alumínio sofre os dois mecanismos de desgaste: adesivo e abrasivo.

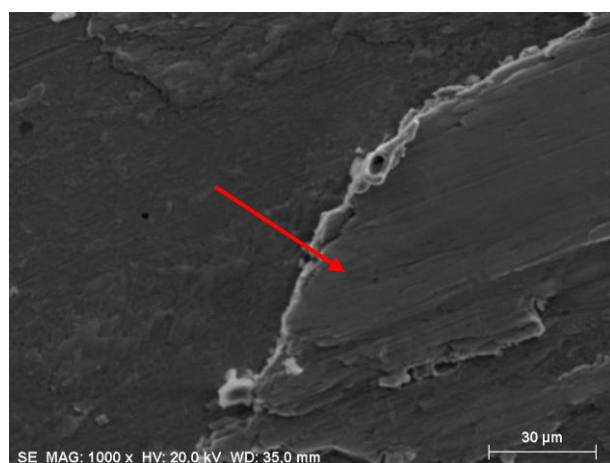
Figura 41 - Morfologia na trilha do disco de aço inoxidável 15-5PH com 3IP 1H e no pino bronze-alumínio 630 após ensaio de desgaste. (a) Disco: 35x – SE; (b) Disco: 500x – SE; (c) Disco: 1000x – SE; (d) Pino: 35x – SE; (e) Pino: 500x – SE; (f) Pino: 1000x – SE.



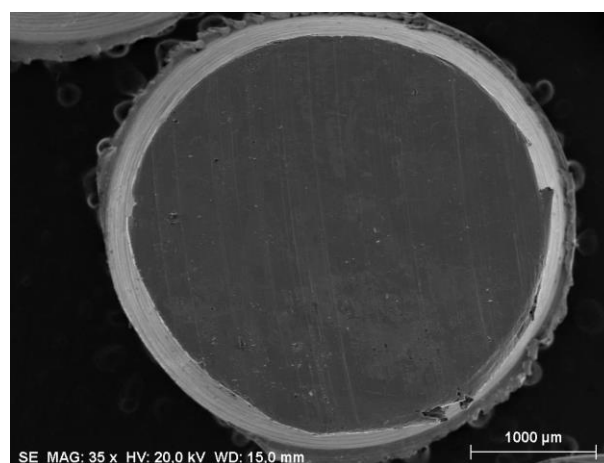
(a)



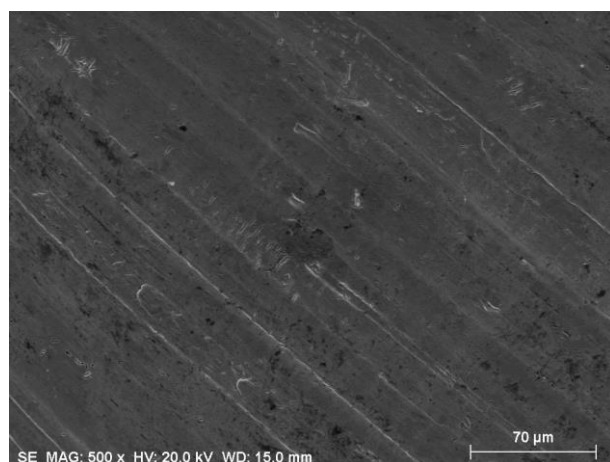
(b)



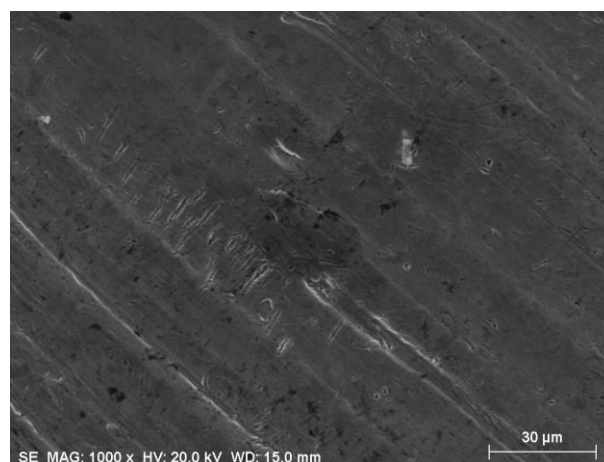
(c)



(d)



(e)



(f)

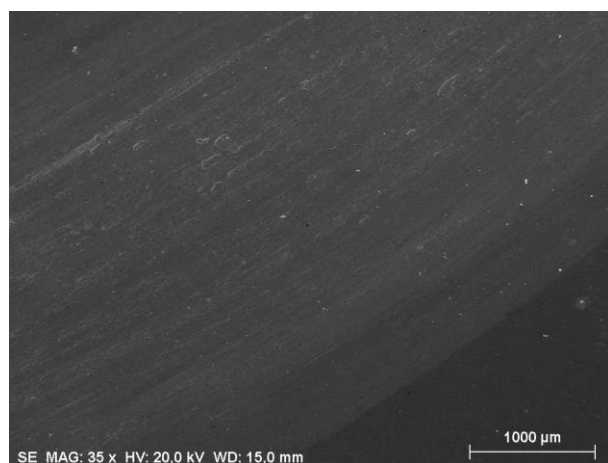
A Figura 42 (a) mostra a trilha formada pelo pino após o ensaio de desgaste, onde o disco é o aço 15-5PH com 3IP 2H. Através das Figuras 42 (b) e (c) é possível visualizar a transferência de material do pino para o disco (identificados pela seta vermelha). As análises de EDS do pino bronze-alumínio 630 e do disco de aço inoxidável 15-5PH na trilha de ensaio, são:

- EDS padrão do pino bronze-alumínio 630: 5,10%Al, 2,98%Fe, 2,27%Mn, 67,33%Cu e 22,29%Zn, em % atômica;
- EDS do disco de aço inoxidável 15-5PH na trilha de ensaio: 61,15%Fe, 14,02%Cu, 13,03%Cr, 3,14%Zn, 3,65%Ni, 4,41%Al e 0,60%Mn, em % atômica.

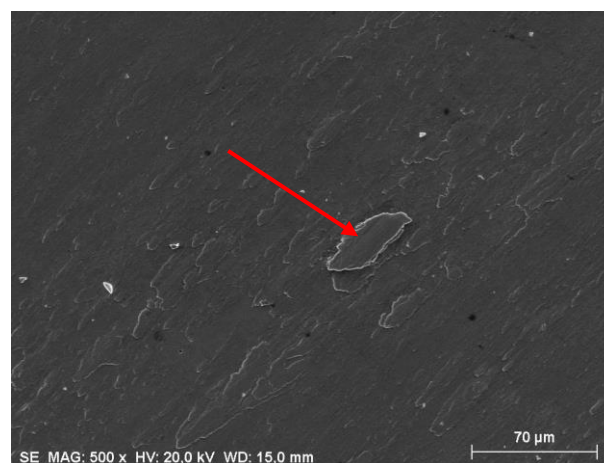
Também foi utilizado o MAPPING para caracterizar a adesão do material do pino de bronze-alumínio no aço inoxidável 15-5PH, visualizado na Figura 42 (d). Toda a área azul representa a matriz do aço inoxidável 15-5PH, cuja composição química é basicamente ferro, e a região em relevo, que é o material aderido do pino no disco, apresenta a combinação das cores vermelho (Cu), verde (Al) e amarelo (Zn).

As Figuras 42 (e) e (f) representam a superfície do pino bronze-alumínio 630 após o ensaio de desgaste. É possível observar que a superfície de desgaste deste pino apresenta menos ranhuras quando comparado com o pino que atritou com o disco de aço inoxidável 15-5PH com 3IP 1H. Mesmo assim, o mecanismo de desgaste atuante sobre este pino bronze-alumínio continua sendo o desgaste adesivo e abrasivo.

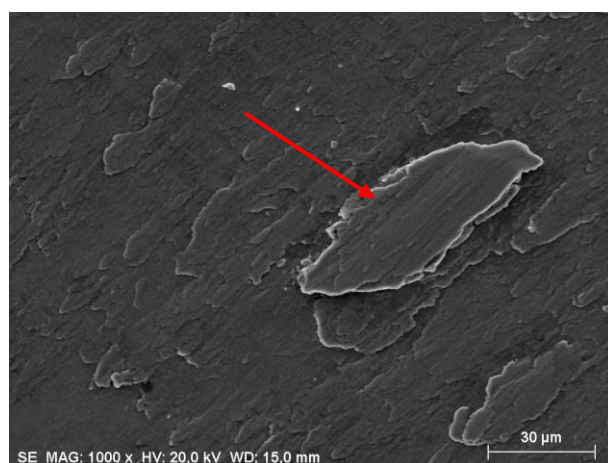
Figura 42 - Morfologia na trilha do disco de aço inoxidável 15-5PH com 3IP 2H e no pino bronze-alumínio 630 após ensaio de desgaste. (a) Disco: 35x – SE; (b) Disco: 500x – SE; (c) Disco: 1000x – SE; (d) Disco: 1000x – MAPPING; (e) Pino: 500x – SE; (f) Pino: 1000x – SE.



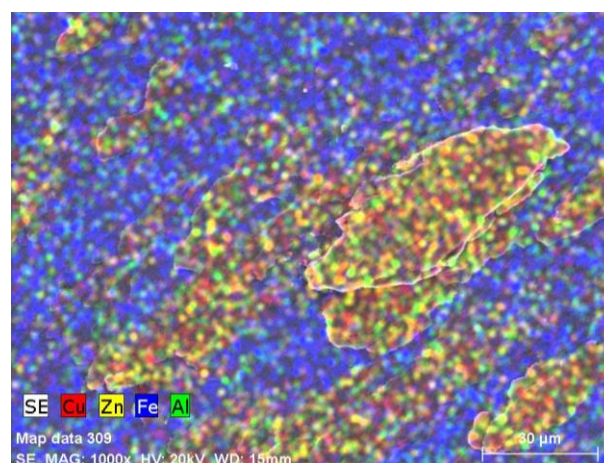
(a)



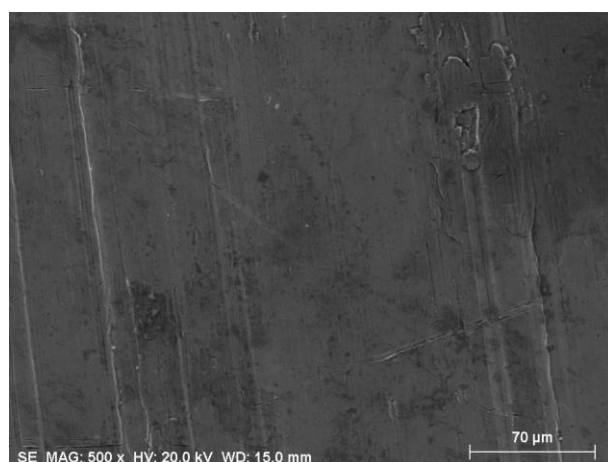
(b)



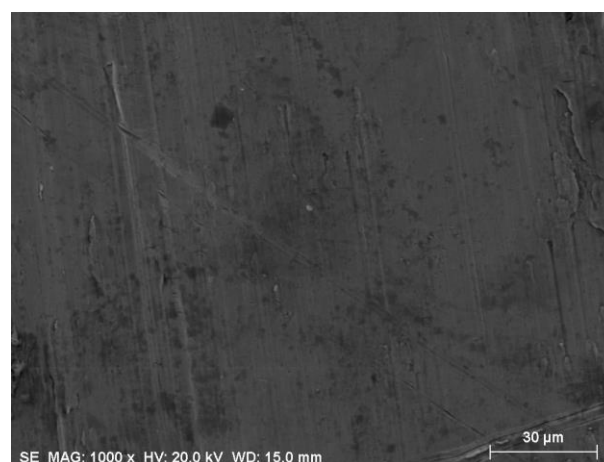
(c)



(d)



(e)



(f)

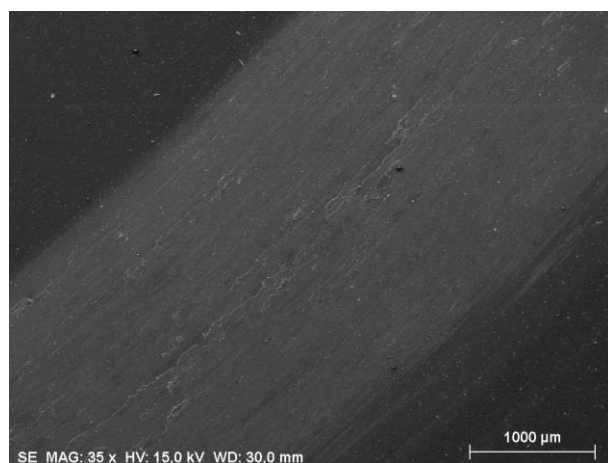
A Figura 43 (a) mostra a trilha formada pelo pino após o ensaio de desgaste, onde o disco é o aço inoxidável 15-5PH com 3IP 3H. Através das Figuras 43 (b) e (c) é possível visualizar a transferência de material do pino para o disco (identificados pela seta vermelha), que neste caso, apresenta uma região de aderência bem maior comparado com os parâmetros de implantação de 1 e 2 horas. Vale ressaltar que com o aço ABNT 4340 tratado com 3IP 3H também aconteceu o mesmo fenômeno, ou seja, aderiu mais material do pino no disco comparado com os parâmetros de implantação de 1 e 2 horas. As análises de EDS do pino bronze-alumínio 630 e do disco de aço inoxidável 15-5PH na trilha de ensaio, são:

- EDS padrão do pino bronze-alumínio 630: 5,10%Al, 2,98%Fe, 2,27%Mn, 67,33%Cu e 22,29%Zn, em % atômica;
- EDS do disco de aço inoxidável 15-5PH na trilha de ensaio: 6,11%Fe, 64,90%Cu, 0,69%Cr, 21,53%Zn, 1,13%Ni, 3,43%Al e 2,21%Mn, em % atômica.

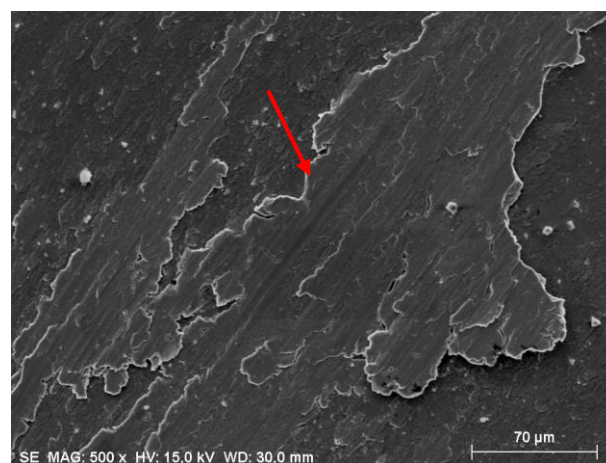
Igual a figura anterior, também foi utilizado o MAPPING para caracterizar a adesão do material do pino de bronze-alumínio no aço inoxidável 15-5PH, visualizado na Figura 43 (d). Toda a área laranja representa a matriz do aço inoxidável 15-5PH, cuja composição química é basicamente ferro, níquel e cromo, e a região em relevo, que é o material aderido do pino no disco, apresenta a combinação das cores azul (Cu e Al) e roxo (Zn).

As Figuras 43 (e) e (f) representam a superfície do pino bronze-alumínio 630 após o ensaio de desgaste. O parâmetro do tratamento superficial de 3 horas foi o menos eficiente no que se diz respeito à diminuição de perda de massa do pino bronze-alumínio. A superfície de desgaste do pino bronze-alumínio atritado com o disco de aço inoxidável 15-5PH com 3IP 3H apresenta características muito parecidas com o pino bronze-alumínio atritado com o disco de aço inoxidável 15-5PH metal base. Este fato também ocorreu com o aço ABNT 4340 com 3IP 3H. Pode-se dizer que o pino que atritou com o disco de aço inoxidável 15-5PH com 3IP 3H, possui como mecanismo de desgaste principal, o desgaste adesivo.

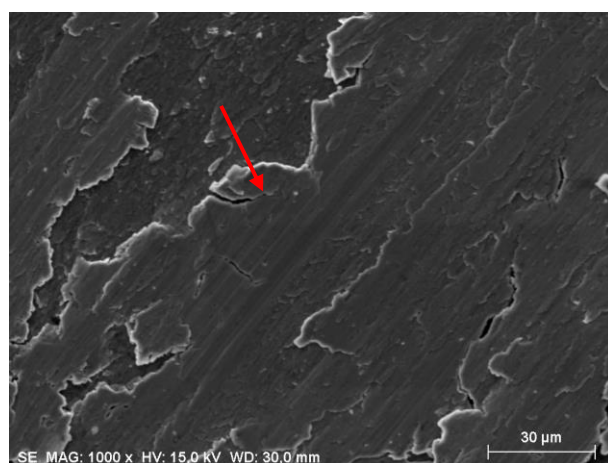
Figura 43 - Morfologia na trilha do disco de aço inoxidável 15-5PH com 3IP 3H e no pino bronze-alumínio 630 após ensaio de desgaste. (a) Disco: 35x – SE; (b) Disco: 500x – SE; (c) Disco: 1000x – SE; (d) Disco: 1000x – MAPPING; (e) Pino: 100x – SE; (f) Pino: 500x – SE.



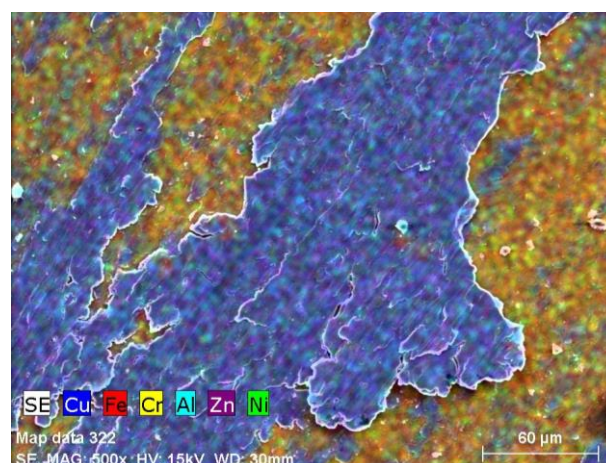
(a)



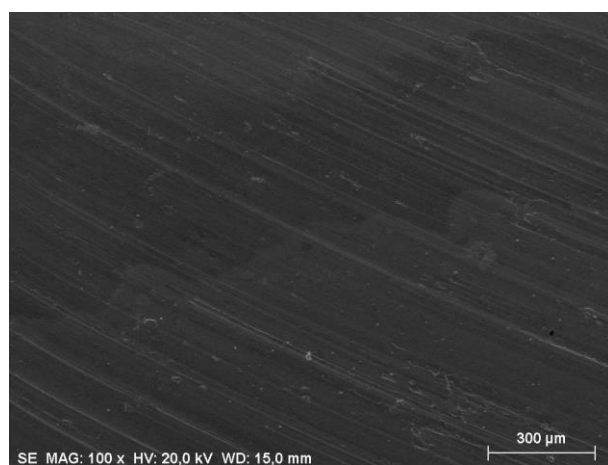
(b)



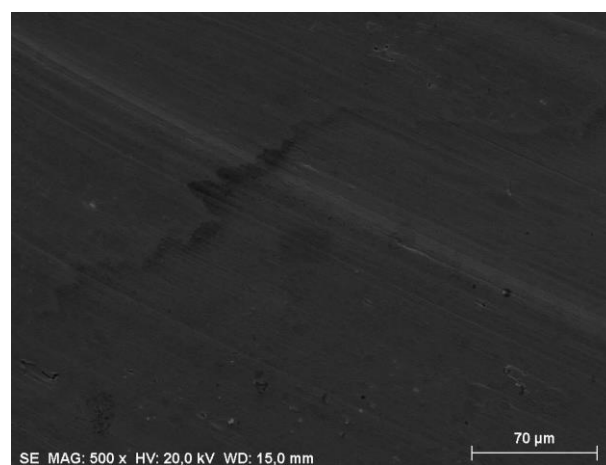
(c)



(d)



(e)

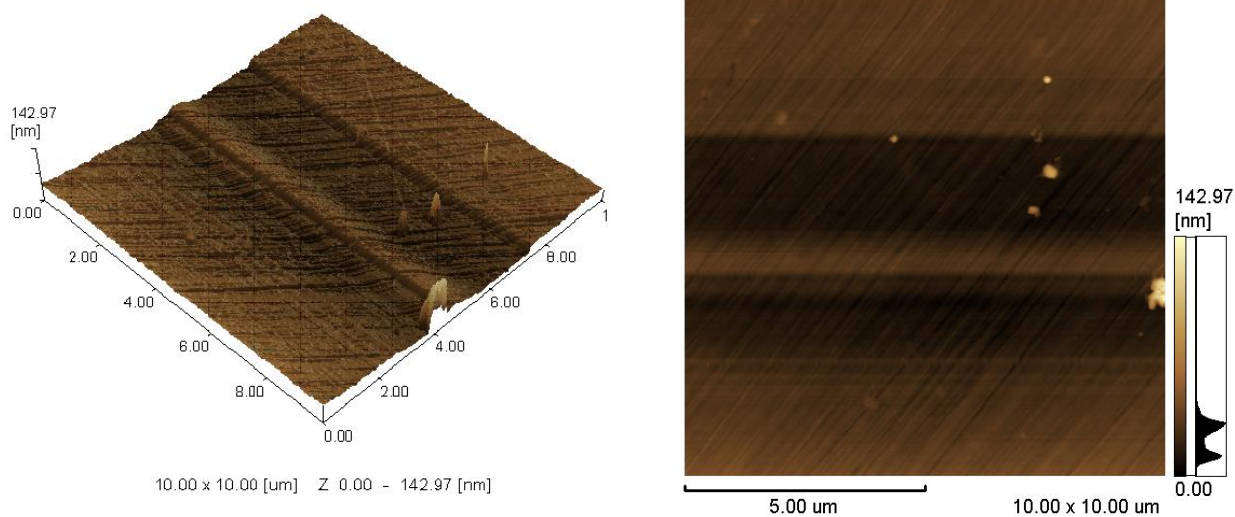


(f)

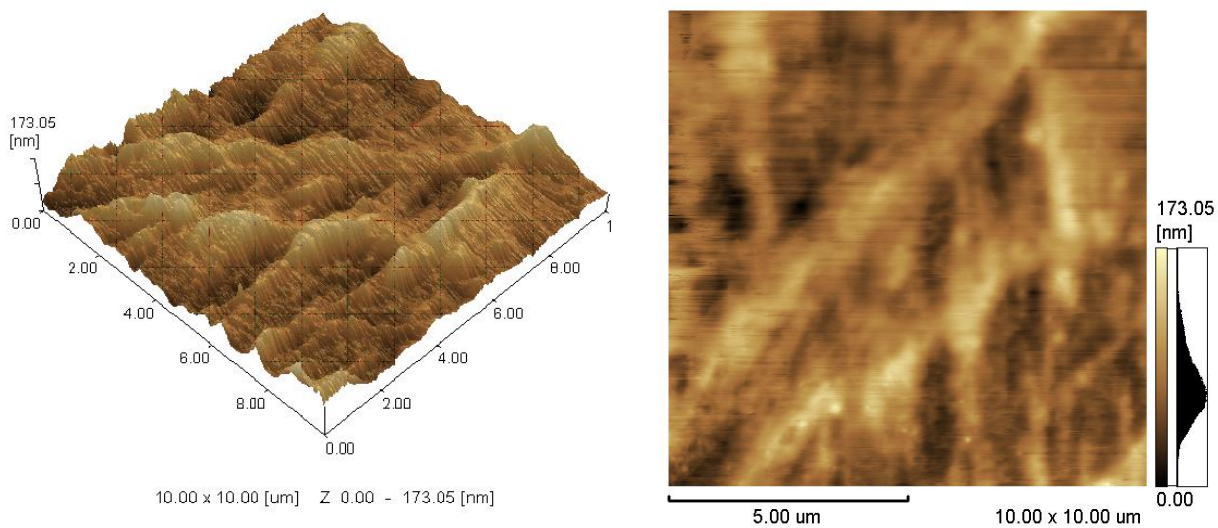
5.2.6 Microscopia de Força Atômica

A Figura 44 representa a análise da superfície dos seguintes materiais: aço inoxidável 15-5PH metal base e aço 15-5PH tratado com 3IP por 1, 2 e 3 horas.

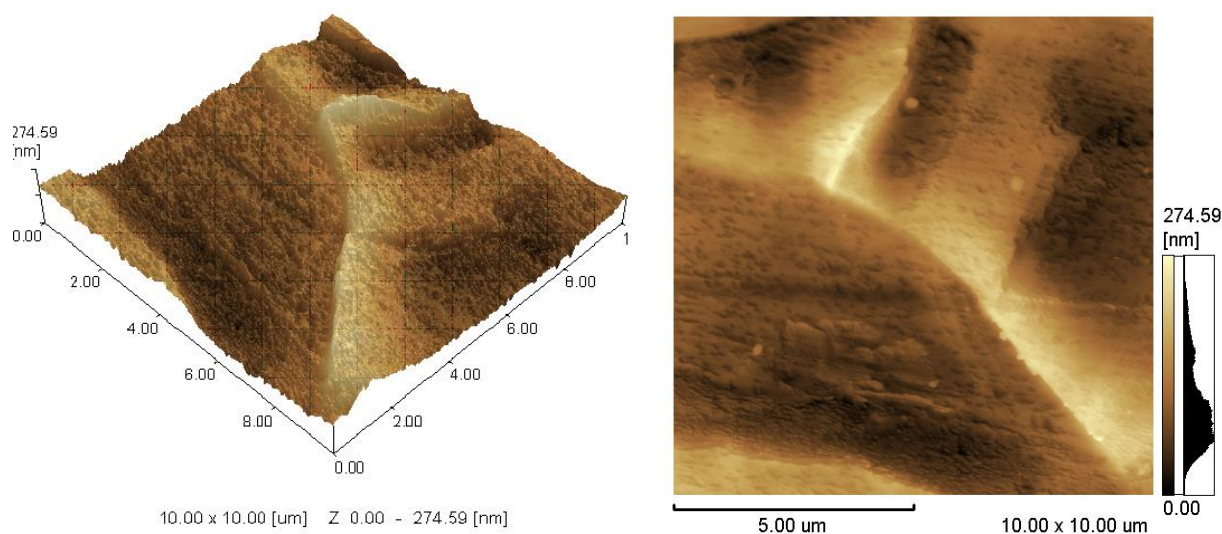
Figura 44 – Imagem topográfica por AFM do aço inoxidável 15-5PH. (a) 3D e Elevação - metal base; (b) 3D e Elevação - 3IP 1H; (c) 3D e Elevação - 3IP 2H; (d) 3D e Elevação - 3IP 3H.



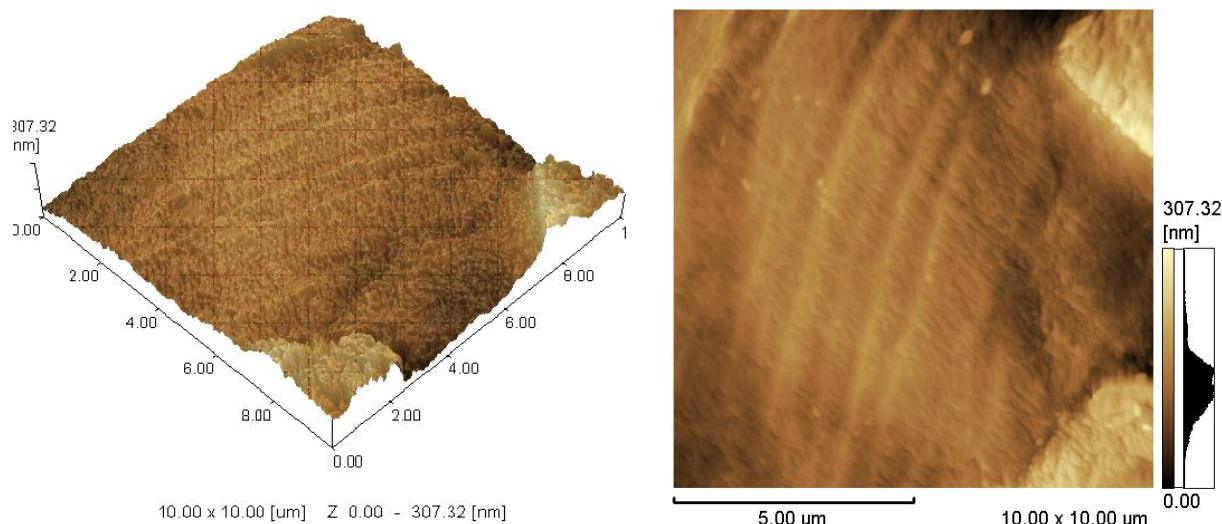
(a)



(b)



(c)



(d)

A partir da Figura 44 (a), é possível verificar que a rugosidade (R_z) do aço inoxidável 15-5PH na condição metal base é de 142,97nm. A medição de rugosidade deste material foi prejudicada pelas duas regiões salientes presentes na superfície da amostra. Provavelmente, estas duas regiões foram geradas durante a preparação da amostra para a realização da análise. A preparação da amostra consiste em realizar lixamento e polimento até sílica coloidal 0,05 μ m. A Figura 44 (b) mostra a superfície do aço inoxidável 15-5PH com 3IP 1H com rugosidade (R_z) de 173,05nm. Já para um tempo de implantação de 2 horas, a rugosidade (R_z) da superfície do aço inoxidável 15-5PH foi para 274,59 como pode ser verificado pela Figura 44 (c). Com o auxílio da Figura 44 (d), nota-se que a rugosidade (R_z) produzida pelo tratamento 3IP com tempo de implantação de 3 horas foi de 307,32nm.

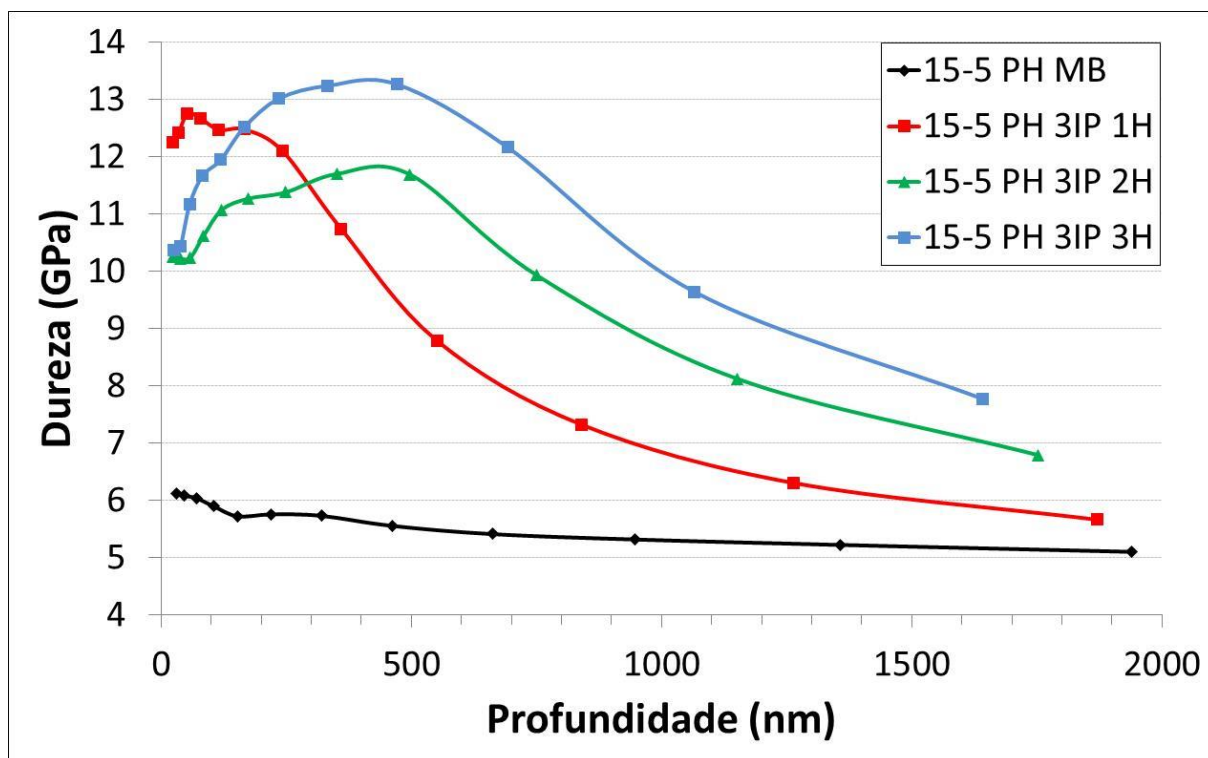
O aço inoxidável 15-5PH tratado com o 3IP apresentou um comportamento totalmente contrário quando comparado com o aço ABNT 4340 tratado com o 3IP. Enquanto que para o aço ABNT 4340 o aumento da rugosidade, em escala nanométrica, provocou um aumento na resistência ao desgaste por atrito, para o aço inoxidável 15-5PH tratado com o 3IP o aumento da rugosidade em escala nanométrica diminui a resistência ao desgaste por atrito. Como já foi dito anteriormente, o tratamento superficial 3IP, através do seu bombardeamento iônico contra a superfície do material, provoca mudanças significativas na sua rugosidade. Esta modificação de superfície novamente interferiu na resistência ao desgaste dos pares tribológicos pino de bronze-alumínio 630 e disco de aço inoxidável 15-5PH.

Assim como no aço ABNT 4340, além da modificação de superfície, o tratamento superficial 3IP influenciou de forma positiva na dureza superficial do material, em escala nanométrica. Com certeza, a influência de forma positiva na dureza superficial do material, mesmo em escala nanométrica, contribui para o aumento da resistência ao desgaste.

5.2.7 Ensaio de nanoindentação

A Figura 45 mostra os valores de dureza encontrado no aço inoxidável 15-5 PH.

Figura 45 - Gráfico Dureza vs. Profundidade obtido pela indentação instrumentada para o aço inoxidável 15-5 PH, 39-42 HRC.



Seguindo a mesma linha de raciocínio utilizada para o aço ABNT 4340, também será tomado como amostra padrão o aço inoxidável 15-5 PH MB. Para esta amostra, o valor de dureza encontrado foi próximo de 5 GPa. Também é possível notar a influência da preparação da amostra para a execução do ensaio, influenciando o valor de dureza próximo a superfície.

Este aço apresentou um comportamento diferente do aço ABNT 4340. Enquanto que para o aço ABNT 4340, a uma profundidade de 500 nanômetros, a amostra tratada com 3IP por 1 hora apresentou o maior valor de dureza, no aço inoxidável 15-5 PH foi a amostra tratada com 3 horas que apresentou maior dureza, superior a 13 GPa. Nesta mesma profundidade, as amostras de aço inoxidável 15-5 PH tratadas com o 3IP por 1 e 2 horas, apresentaram 9 e 12 GPa, respectivamente. Sendo assim, a eficiência da implantação iônica causada pelo tratamento superficial 3IP, foi satisfatória para este aço, causando uma modificação significativa na dureza do material próximo a superfície.

5.2.8 Ensaio de corrosão Salt-Spray

Para o ensaio de corrosão em névoa salina foram utilizados os seguintes materiais:

- aço inoxidável 15-5PH metal base;
- aço inoxidável 15-5PH com 3IP 1H;
- aço inoxidável 15-5PH com 3IP 2H;
- aço inoxidável 15-5PH com 3IP 3H;

As amostras foram comparadas visualmente durante o período de exposição na câmara de névoa salina, que foi de 408 horas. Foi retirada uma foto no início do ensaio e outra foto após a finalização do ensaio.

Os resultados do teste de corrosão de acordo com a norma ASTM B 117 para os 4 casos estudados estão representados na Tabela 18.

Tabela 18 - Teste de corrosão em névoa salina para o aço inoxidável 15-5PH para as 4 condições estudadas.

	INÍCIO	408 HORAS
15-5 MB		
15-5 3IP 1H		
15-5 3IP 2H		
15-5 3IP 3H		

Observando a Tabela 18, nota-se que o aço inoxidável 15-5PH com tratamento 3IP para 1, 2 e 3 horas, não suportou 408 horas de exposição em névoa salina, apresentando corrosão superficial para os três casos. Este comportamento já era esperado, visto que antes de ser realizado o processo de implantação com plasma de nitrogênio, os materiais inoxidáveis são bombardeados com plasma de argônio para remover a camada passiva natural, garantindo assim eficiência na implantação de nitrogênio.

Foi possível observar no aço inoxidável 15-5PH, para as três condições do tratamento superficial 3IP, que o tratamento superficial não oferece nenhuma proteção contra a corrosão, independente do tempo de implantação do tratamento 3IP. Com isso, a probabilidade de nucleação de trincas por fadiga aumenta, diminuindo a vida em fadiga do material, que por consequência irá prejudicar seu desempenho.

6 CONCLUSÕES

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

1. O tratamento superficial 3IP aplicado no aço ABNT 4340 na condição 36-39 HRC, influenciou de forma positiva na vida em fadiga deste aço. Dos três parâmetros de implantação estudados, o que provocou o maior aumento na resistência à fadiga em 10^6 ciclos, foi o tempo de implantação de 2 horas, aumentando a resistência à fadiga em 20%.
2. Para o aço inoxidável 15-5PH na condição 39-42 HRC, o tratamento 3IP também influenciou de forma positiva na vida em fadiga deste aço. O parâmetro de implantação que apresentou maior aumento na resistência à fadiga, em 10^6 ciclos, foi 3 horas, aumentando a resistência à fadiga em 14,5%.
3. O aumento da resistência à fadiga em 10^6 ciclos, tanto para o aço ABNT 4340 quanto para o aço inoxidável 15-5PH, foi resultado da tensão residual compressiva gerada na superfície dos materiais durante o processo do tratamento superficial 3IP. Para o aço ABNT 4340, o maior valor de tensão residual compressiva gerada pelo tratamento superficial foi o parâmetro de implantação de 2 horas, de -122 MPa. Já para o aço inoxidável 15-5PH, foi o parâmetro de implantação de 3 horas, com tensão residual compressiva de -270 MPa.
4. Com relação a resistência à corrosão em névoa salina, o tratamento superficial 3IP se mostrou ineficiente para todos os parâmetros de implantação desenvolvidos para o aço ABNT 4340 e o aço inoxidável 15-5PH.
5. O tratamento superficial 3IP aumentou a resistência ao desgaste por atrito tanto do aço ABNT 4340 quanto do aço inoxidável 15-5PH. Este aumento está relacionado com as modificações superficiais provocadas pelo bombardeamento iônico do tratamento 3IP, causando aumento da rugosidade em escalas nanométricas (constatado pela Microscopia de Força Atômica). O aumento da resistência ao desgaste também está relacionado com a modificação da dureza superficial dos materiais tratados pelo 3IP, também em escalas nanométricas (constatado pelo Ensaio de Nanoindentação). Para o aço ABNT 4340, o melhor parâmetro de implantação que aumentou a resistência ao desgaste com maior eficiência, foi de 2 horas. Já para o aço inoxidável 15-5PH, foi o parâmetro de implantação de 1 hora que foi mais eficiente na questão de aumentar a

resistência ao desgaste por atrito.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALVES JR, C. **Nitreção a Plasma: Fundamentos e Aplicações**. Natal: EDUFRN, 2001.

ANDERS, A. PELLETIER, J. GOEBEL, D. M.; WOOD, B. P.; BROWN, I. G.; ENSINGER, W. TUSZEWSKI, M. Plasma sources. In ANDERS, A. **Handbook of plasma immersion ion implantation and deposition**. 1 ed. Canadá: John Wiley & Sons. 2000. 736 p.

ASKELAND, D. R.; PHULÉ, P. P. **Ciência e Engenharia dos Materiais**. 1.ed. São Paulo: Cengage Learning, 2008, 594p.

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

ASM - Metals Handbook. **Fractography and Atlas of Fractographs** - 8 ed. - Vol.9 - American Society for Materials, Metals Park, Ohio, E.U.A , 1974.

BARANOWSKA, J; E. KUSIOR, V. AMIGO, K. SZCZECINSKI. **Surface modification of austenitic steel by low-temperature plasma Vacuum**, v.78, p. 389-394, 2005.

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.

BHUSHAN, B. **Introduction to Tribology**. New Yorrk: John Wiley & Sons, 2002.

BHUSHAN B., GUPTA, B. K., **Handbook of Tribology: Materials Coatings, and Surface Treatments**, New York: McGraw-Hill, 1991.

BOWDEN, F. P., TABOR, D. **The Friction and Lubrication of Solids**. Oxford: Clarendon Press, 2001.

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

CALLISTER JR, W. D. **Materials Science and Engineering: An Introduction**. 7ª Edição. ed. New York: John Wiley & Sons, Inc., 2007.

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.

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, 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.

COSTA, M. Y. P., **Fadiga em titânio aeronáutico revestido por PVD**. 2009. 126f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2009.

CHEUNG, N. W. **Processing considerations with plasma immersion ion implantation**. Surface and Coatings Technology, v.156, n.1-3, p. 24-30, July 2002.

DALAEI, K.; KARLSSONA, B.; SVENSSONA, L.E. **Stability of residual stresses created by shot peening of pearlitic steel and their influence on fatigue behavior**. Procedia Engineering, v. 2, p. 613-622, 2010.

DE SOUZA, G. B. **Caracterizações Físicas, Químicas e de Bioatividade de Superfícies de Titânio Modificadas Para Aplicação Biomédica**. Curitiba: [s.n.], 2010. 229 p. Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência dos Materiais) - Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2010.

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.

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

FENSKE, G. R. **Ion Implantation**. In: ASM International Handbook Committee. ASM Handbook, USA, 1992, v. 18: Friction, lubrication and wear technology, p. 850-860.

FISCHER-CRIPPS, A. C. **Nanoindentation**. New York: Springer-Verlag, 2004.

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

GAGG, C. R.; LEWIS, P. R. Wear as a product failure mechanism – Overview and case studies. **Engineering Failure Analysis**, v.14, n.8, p.1618-1640, dec. 2007.

GARCIA, A.; SPIM, J.A.; SANTOS, C.A. DOS. **Ensaio dos materiais**. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., 2000. Cap. 8: Ensaio de fadiga, p.129-153.

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.

GRANDT Jr., A. F. **Fatigue for Engineers**. Disponível em: www.asme.org/education/prodev/cdseries.htm Acesso em: 10/06/2013.

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.

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

HIRVONEN, J. K.; SARTWELL, B. D. Ion implantation. In: **ASM Handbook: surface engineering**. [S.l.]: ASM International, The Materials Society, 1992. v. 5, 1056 p.

HOLMBERG, K., RONKAINEN, H., MATTHEWS, A., **Tribology of thin coatings**. *Ceramics International*, v. 26, p. 787-795, 2000.

HORSEWELL, A., **Processing and properties of electrodeposited layered surface coatings**, *Materials Science and Technology*, v. 14, p. 549-553, June 1998.

HYUKJAE, L.; SHANKAR, M.; SHAMACHARY, S. **Investigation into effects of re-shot-peening on fretting fatigue behavior of Ti-6Al-4V**. *Materials Science and Engineering A*, v. 390, n.1-2, p. 227-232, jan. 2005.

ITAL, T.C. **Processo de enriquecimento de nitrogênio e seu efeito na microestrutura e dureza do aço inoxidável 15-5 PH**. Dissertação (mestrado), UFTP, Curitiba, PR. 2008.

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

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

KOSTOV, K. G.; UEDA, M.; LEPIENSKY, C. M.; SOARES Jr., P. C.; GOMES, G. F.; SILVA, M. M.; REUTHER, H. **Surface modification of metal alloys by plasma immersion ion implantation and subsequent plasma nitriding**. Surface and Coatings Technology, v. 186, n. 1-2, p. 204-208, Aug. 2004.

LARDNER, T.J, **An Introduction to Mechanics of Solids**. McGraw-Hill, 1972.

LEPIENSKI, C. M., FOERSTER, C. E., **Nanomechanical Properties by Nanoindentation**, In: Encyclopedia of Nanoscience and Nanotechnology (ENN), USA, v.7, p.1-20, 2004.

LEPIENSKI C. M., ODO G. Y., KUROMOTO N. K. **Introdução às modernas técnicas de medida de propriedades mecânicas de superfícies**. (Apostila de curso proferido no 13º CBECIMAT – VI SEMEL – Curitiba – PR - 7 a 9 de dezembro, 1998).

MANESCHY, J.E. **Mecânica da fratura – teoria e aplicações** (Apostilha). Rio de Janeiro: Eletrobrás Termonuclear S.A., 1999.

METAL IMPROVEMENT COMPANY, Inc., M. I. C., **Shot peening Applications**, Technical booklet, 7a edition, 1999.

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

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

MIAO, H.Y.; DEMERS, D.; LAROSEA, S.; PERRON, C.; MARTIN LEVESQUE. **Experimental study of shot peening and stress peen forming**. Journal of Materials Processing Technology, v. 210, p. 2089-2102, 2010.

MILLER, K.J., **Materials Science Perspective of Metal Fatigue Resistance**, Materials Science and Technology, Vol. 9, pp. 453-462, 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.

MIKOWSKI, A. **Propriedades Nanomecânicas e Processos de Fratura de Materiais Lamelares**. Curitiba: [s.n.], 2008. 178 p. Tese (Doutorado em Física) - Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2010.

PADILHA, A. F. **Materiais de Engenharia: Microestrutura e Propriedades**. 1ª Edição. ed. São Paulo: Hemus, 1997.

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.

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

PERSSON, B. N. J., **Sliding Friction: Physical Principles and Applications**, New York: Springer., 2000.

PYZALLA, A. **Stress an Strain Measurements:X-Ray and Neutrons**. Physica B, p. 833-836, 2000.

RABINOWICZ, E. **Friction and Wear of Materials**. Second Edition. ed. New York: John Wiley & Sons, 1995.

RIERSON, H. O. **Chemical Vapor Deposition of Nonsemiconductor Materials**. In: COMMITTEE, A. I. H. ASM Handbook. USA: [s.n.], v. 5: Surface Engineering, 1992. p. 2535.

ROBERTSON, J. **Diamond-like amorphous carbon**. Materials Science and Engineering. v. 37, n. 4-6, p. 129-281, May 2002.

SAE – AMS –**Aerospace Material Specification** – S13165 – Warrendale Marshall, PA, Nov. 1997.

SANJURJO, P.; RODRÍGUEZA,C.; PARIENTEA,I.F.; BELZUNCEA, F.J.; CANTELIA, A.F. **The influence of shot peening on the fatigue behaviour of duplex stainless steels**. Procedia Engineering, v.2, p 1539-1546, 2010.

SCHIVJE, J. **Fatigue of structures and materials: Residual Stress**. Chapter 4. Kluwer Academic Publishers, Holand, p.71-83, 2001.

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.

SCZANCOSKI, J. C., **Propriedades mecânicas e tribológicas de Al submetido à nitrocementação por implantação iônica**. Dissertação de Mestrado em Ciências, Área de concentração: Física, Universidade Estadual de Ponta Grossa, 2005.

SEIREG, A. **Friction and lubrication in mechanical design**. New York : Marcel Dekker, 1998, 548p.

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.

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

SOUZA,R.C; VOORWALD,H.J.C; CIOFFI, M.O.H. **Fatigue strength of HVOF sprayed Cr3C2–25NiCr and WC-10Ni on AISI 4340 steel**. Surface & Coating Technology, v.203, p.191-198, setembro, 2008.

STACHOWIAK, G. W.; BATCHELOR, A. W. **Engineering tribology**. 3.ed. Amsterdam ; Boston : Elsevier Butterworth-Heinemann, 2005. 801p.

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

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.

TYLCZAK, J. H.; OREGON, A. Abrasive Wear. In: COMMITTEE, A. I. H. **ASM Handbook**. USA: [s.n.], v. 18: Friction, Lubrification and Wear Technology, 1992. p. 1879.

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.C.; VIEIRA, L. F. S.; CIOFFI, M.O.H. **Evaluation of WC-10Ni thermal spraying coating by HVOF on the fatigue and corrosion AISI 4340 steel**. Procedia Engineering, v.2, p. 331-340, março.2010.

WILBUR, P. J., BUCHHOLTZ, B. W. **Engineering tribological surfaces by ion implantation.** Surface and Coatings Technology, v. 79, p. 1-8, 1996.

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

ZENG, Z.M; ZHANG, T; B.Y. TANG, X.B. TIAN, P.K. CHU. **Improvement of tribological properties of 9 Cr18 bearing steel using metal and nitrogen plasma immersion ion implantation.** Surface and Coatings Technology, v.115, p. 234-238, 1999.

ZIEGLER, J. F., BIRSACK, J. P., LITTMARK, U., **The Stopping and Range of Ions in Solids,** New York: Pergamon Press, 1978.

ZUM GAHR, K. **Microstructure and wear of materials.** Amsterdam; New York: Elsevier Butterworth-Heinemann, 1987, 560p.