

MIDORI YOSHIKAWA PITANGA COSTA

FADIGA EM TITÂNIO AERONÁUTICO
REVESTIDO POR PVD

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

Guaratinguetá
2009

Costa, Midori Yoshikawa Pitanga

C837f Fadiga em titânio aeronáutico revestido por PVD / Midori
Yoshikawa Pitanga Costa.- Guaratinguetá : [s.n.], 2009
123 f.: il.

Bibliografia: f. 104-123

Tese (Doutorado) – Universidade Estadual Paulista,
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2009

Orientadora: Profa. Dra. Maria Odila Hilário Cioffi

Co-orientador: Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis
Voorwald

Co-orientador: Prof Dr. Valdir Alves Guimarães

1. Titânio I. Título

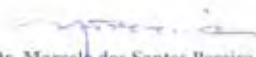
CDU 669.295

MIDORI YOSHIKAWA PITANGA COSTA

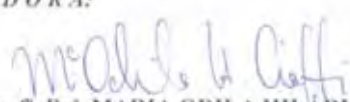
ESTA TESE FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA”

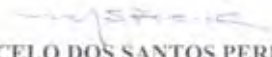
PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS

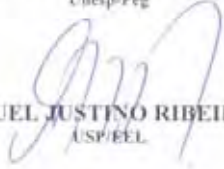
APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira
Coordenador

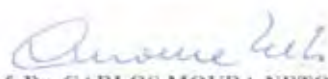
BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr.ª MARIA ODILA HILÁRIO CIOFFI
Orientador / Unesp-Feg


Prof. Dr. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA
Unesp-Feg


Prof. Dr. MIGUEL JUSTINO RIBEIRO BARBOZA
USP/EEL


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


Prof. Dr. CARLOS MOURA NETO
ITA/CTA

agosto de 2009

DADOS CURRICULARES

MIDORI YOSHIKAWA PITANGA COSTA

NASCIMENTO	14.02.1981 – RIO DE JANEIRO / RJ
FILIAÇÃO	Genival Rodrigues Pitanga Nanci Missae Yoshikawa Pitanga
1998/2002	Curso de Graduação Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.
2004/2008	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Doutorado, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.

aos meus pais, Genival e Nanci, porto seguro e espelho na minha caminhada; aos meus filhos, Alessandro e Beatriz, que fazem exalar o melhor de mim; ao meu esposo Alexander, pelo amor e carinho a mim dedicado e à minha irmã, Iara, que mesmo de longe me ouviu e amparou muitas vezes, saudades!!!

AGRADECIMENTOS

Eu agradeço a Deus pela minha vida e pela presença amorosa que me faz viver, por todos os que colocou ao meu lado e por me dar saúde, inteligência e força para realizar esse trabalho;

aos meus orientadores, Maria Odila Hilário Cioffi, Herman Jacobus Cornelis Voorwald e Valdir Alves Guimarães; com vocês aprendi a amar e vivenciar a pesquisa científica, a trabalhar em equipe e a otimizar as minhas atividades, sempre priorizando a presença junto à família;

à minha família, sem o apoio e incentivo de vocês seria impossível a realização desse trabalho;

ao centro de convivência infantil - CCI da UNESP de Guaratinguetá, às professoras e funcionárias, que cuidaram, amaram e abraçaram meus filhos durante minha dedicação a este trabalho;

aos meus amigos, Raquel, Tessie, Daniella, Andressa, Paulo, a amizade de vocês é bálsamo, esperança e alegria no meu coração, muito obrigada;

aos alunos de iniciação científica, colaboradores deste trabalho, Carla Idalice Laurentino Ronconi e Marcelo Lima Rossigonolo Venditti, desejo muita perseverança e prosperidade no caminhar profissional,

à Ana Maria, Rosana, Célia, Denise, Jaqueline e Lucas, que com paciência e disponibilidade me ajudaram no levantamento bibliográfico deste trabalho,

aos técnicos do Departamento de Materiais e Tecnologia – FEG/UNESP - Manoel Francisco, Humberto, Eli, Odir, Manoel, Wilson, Célio e Neto, pelo apoio e dedicação nas diversas etapas desse trabalho,

à EEL/USP, na pessoa de Geraldo do Prado, pelo profissionalismo, disponibilidade e amizade, obrigada pela grande ajuda na conclusão deste trabalho,

aos Professores Paulo Atsushi Suzuki, Hécio José Isario Filho e Durval Rodrigues Junior pelo apoio, conhecimento compartilhado e disponibilidade para uso dos equipamentos de caracterização dos materiais,

ao INPE, na pessoa de Maria Lucia Brison de Mattos, pela possibilidade de realizar as microscopias eletrônicas de varredura e por todo aprendizado adquirido,

graças a sua disponibilidade e dedicação,

à ELEB, aos Engenheiros Sandro Diniz de Oliveira e Camila Haga, pelo fornecimento dos materiais e tratamentos essenciais para realização deste trabalho,

à Tekno, ao Jeferson Wilian de Campos, pela realização dos ensaios de corrosão em névoa salina,

à BODYCOTE Brasimet, aos Engenheiros Ronaldo Ruas e Antonio Carlos Arruda, pelos revestimentos depositados por PVD utilizados neste trabalho.

à Miyashiro Indústria Mecânica Ltda., ao Eng. Daniel Carlos da Palma, pela colaboração nas etapas de usinagem.

Este trabalho contou com apoio da seguinte entidade:

- CAPES – por meio do PROGRAMA DE DEMANDA SOCIAL – PDS.

“Renovai-vos em vossa mente e em vosso coração.
E revesti-vos do Homem Novo, criado segundo
Deus e cuja vida é verdadeiramente reta e santa”.
Ef. 4/23-24

COSTA, M. Y. P. **Fadiga em titânio aeronáutico revestido por PVD**. 2009. 123 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2009.

RESUMO

Na indústria aeronáutica, propriedades como elevada razão resistência mecânica/peso e resistência à corrosão são as razões principais para o uso das ligas de titânio em componentes estruturais, substituindo ligas de alumínio e de aço. Contudo, em componentes mecânicos submetidos ao desgaste, a estrutura hexagonal compacta do titânio somada ao baixo limite de resistência ao cisalhamento requer o uso do material base com um tratamento superficial específico. Os componentes de trem-de-pouso, geralmente submetidos a um ambiente corrosivo sob carregamentos cíclicos, exigem caracterização quanto a resistência à fadiga. Nesta pesquisa é realizado o estudo do comportamento em fadiga da liga Ti-6Al-4V tratada superficialmente em 3 condições: Anodizada, revestida por HVOF com carbeto de tungstênio; e revestida com TiN, CrN e WC por PVD. Os ensaios pino-disco proporcionam uma análise comparativa da resistência ao desgaste dos revestimentos estudados. O principal objetivo deste estudo é avaliar o comportamento em fadiga e ao desgaste da liga Ti-6Al-4V sob diferentes tratamentos superficiais de tal forma que esse material possa substituir as ligas de aço atualmente utilizadas em componentes aeronáuticos. Os resultados mostram que a liga Ti-6Al-4V revestida com WC:H (DLC) por PVD é o melhor sistema de revestimento a ser empregado considerando o desempenho em resistência a fadiga e ao desgaste.

PALAVRAS-CHAVE: Titânio, PVD, HVOF, anodização, **shot peening**.

COSTA, M. Y. P. **Fatigue on aeronautical titanium coated by PVD**. 2009. 123 f. Thesis (Doctorate in Mechanical Engineering) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2009.

ABSTRACT

In the aeronautical industry, properties as high strength/weight ratio and effective corrosion resistance are primary reasons for the use of titanium alloys in structural components, in the replacement of steel or aluminum alloys. In mechanical components subjected to friction, the titanium hexagonal close packed crystalline structure in addition to the low shear resistance limit the use of the base material as received, then a specific surface treatment is required. Fatigue strength is an important property for components under cyclical loading and corrosive environment as landing gears. This research presented an evaluation of fatigue strength of Ti-6Al-4V alloy in three main conditions: anodized, coated by HVOF with WC-10%Co-4% Cr and coated by PVD with TiN, CrN e WC. The pin-disc tests were carried out to obtain a comparative analysis among coatings wear resistance. The main propose of this research is replace the AISI 4340 alloy by Ti-6Al-4V, reducing the aeronautic component weight. Ti-6Al-4V DLC coated by PVD process is the chosen coating system alternative considering fatigue and wear resistance.

KEYWORDS: Titanium, PVD, HVOF, anodizing, shot peening

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Influência da temperatura na resistência mecânica dos materiais (SILVA, 2007)	21
Figura 2.2 - Influência dos elementos de liga no diagrama de equilíbrio das ligas de titânio (DYE, 2007)	22
Figura 2.3 - Comportamento do arco sob vácuo. À esquerda: curva aproximada de voltagem. À direita: processo catódico. Círculos com símbolo (+) = íons bombardeadores, círculos com símbolo (-) = elétrons secundários, círculos brancos = átomos vaporizados do cátodo, setas onduladas = movimento do calor e as massas pretas = macropartículas (SMITH, 1995).	26
Figura 2.4 - Processo Magnetron Sputtering (MIKULA, 2007).....	27
Figura 2.5 - Sistema de aspersão térmica por HVOF (SOUZA; NEVILLE, 2007)	29
Figura 2.6 - Formação da camada durante a aspersão térmica: (a) uma partícula lançada ao alvo; (b) resultando em ilhas no revestimento. A cor mais brilhante na escala de cinza corresponde à menor concentração de W no líquido (a) e na matriz (b), respectivamente (VERDON; KARIMI; MARTIN, 1998).	30
Figura 2.7 – Representação esquemática processo de anodização.	33
Figura 2.8 - Efeito do shot peening na superfície metálica (METAL IMPROVEMENT COMPANY, 2007).	35
Figura 2.9 - Processo de transferência de metal devido à adesão.....	39
Figura 2.10 - Desgaste abrasivo: (a) 2 corpos, (b) 3 corpos.....	40
Figura 2.11 - Balanço entre desgaste corrosivo e oxidativo (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).	41
Figura 2.12 – Carregamento cíclico com amplitude constante.....	46
Figura 2.13 - Curva S-N - Influência do cromo eletrodepositado na resistência à fadiga em flexão rotativa do aço ABNT 4340: R = 1,0 (VOORWALD et al., 2007)	46
Figura 2.14 – Influência do carregamento na geometria dos escorregamentos na superfície do material (adaptado de SCHIJVE, 2003)	47
Figura 2.15 - Representação dos estágios I e II de propagação da trinca (SOUZA, 2002)	48
Figura 2.16 - Fractografias das estrias de fadiga na liga Ti-6Al-4V (a) 7500X (b) 5000X (Obtidas pela autora).	49
Figura 2.17 – Sistemas de escorregamento em metais hexagonais (hc): basal (B), prismático (P) e piramidal de primeira ordem (Π_1) planos que contêm o vetor de Burgers a ; sistemas de escorregamento piramidais de primeira e segunda ordem (Π_2) contendo o vetor de Burgers $c+a$ (BRIDIER; VILLECHAISE; MENDEZ, 2005).	50
Figura 3.1- Sistemas de deposição PVD da Brasimet: Magnetron Sputtering (Esquerda) e Arco-Voltaico (Direita) (Cortesia da Brasimet)	54
Figura 3.2 – Microdurômetro.	55
Figura 3.3 - Instron 8801	56
Figura 3.4- Corpo-de-prova de fadiga axial (ASTM E466)	56
Figura 3.5 - Equipamento para ensaios tribológicos	57

Figura 3.6 - Corpos-de-prova para o ensaio pino-disco	58
Figura 3.7 - Equipamento para ensaio de corrosão em névoa salina	59
Figura 4.1 - Microestrutura da liga Ti-6Al-4V:(a) 500X, (b) 1000X	61
F4.2 - Corpos de prova após ensaio corrosão em névoa salina (a) WC:H - PVD, (b) Anodização, (c) WC-10%Co-4%Cr - HVOF, (d) CrN - PVD e (e) TiN - PVD.	63
Figura 4.3 – Difratomia de Raios-X na liga Ti-6Al-4V após ensaio de névoa salina (a) material base, (b) anodizado, (c) WC 10Co-4Cr , (d) TiN, (e) WC:H e (f) CrN	64
Figura 4.4 - Curva S-N para a liga Ti-6Al-4V	66
Figura 4.5 - Superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V: $\sigma_{m\acute{a}x} = 955$ MPa, 14422 ciclos. (a) 60X; (b) 500X; (c) 1500X em B.....	67
Figura 4.6 - Superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V: $\sigma_{m\acute{a}x} = 955$ MPa, 515.404 ciclos. (a) 60X; (b) 1500X em A; (c) 1500X em B.....	68
Figura 4.7 - Superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V: $\sigma_{m\acute{a}x} = 955$ MPa, 537.511. (a) 60X; (b) 750X em A; (c) 1500X em B; (d) 1500X em C.....	69
Figura 4.8 - Curvas SXN para a liga Ti-6Al-4V anodizada	71
Figura 4.9 – (a) Morfologia da camada anodizada – vista superior – 1500X; (b) Espessura da camada oxidada – superfície de fratura - $\sigma_{m\acute{a}x} = 900$ MPa – 10000X. 72	72
Figura 4.10 - Superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V anodizada: $\sigma_{m\acute{a}x} = 900$ MPa - 500X.....	72
Figura 4.11 - Curvas S-N para a liga Ti-6Al-4V anodizada, com e sem shot peening	73
Figura 4.12 - Superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V com shot peening e anodizada: $\sigma_{m\acute{a}x} = 940$ MPa – (a) 200X; (b) 2000X (SE); (c) 2000X (BSE).	74
Figura 4.13 - Curvas S-N para a liga Ti-6Al-4V revestida com WC-10%Co-4%Cr por HVOF.....	76
Figura 4.14 - Superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V revestida com WC-10%Co-4%Cr: $\sigma_{m\acute{a}x} = 965$ MPa. (a) 15X; (b) 150X; (c) 2000X	77
Figura 4.15 - Superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V revestida com WC-10%Co-4%Cr: $\sigma_{m\acute{a}x} = 450$ MPa. (a) 15X; (b) 150X	78
Figura 4.16 - Superfície da liga Ti-6Al-4V revestida com WC-10%Co-4%Cr após polimento.....	79
Figura 4.17 – Morfologia doWC-10%Co-4%Cr: (a),(b), (c), (d) e (e): regiões <i>a</i> , <i>b</i> , <i>c</i> , <i>d</i> e <i>e</i> da Figura 4.16.....	80
Figura 4.18 - Corpo-de-prova de Ti-6Al-4V jateado com alumina: (a) superfície do jateamento - 1500X; (b) EDS da superfície; (c) vista transversal do jateamento – 2000X; (d) EDS na região A	81
Figura 4.19- Superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V revestida com WC-10%Co-4%Cr – $\sigma_{m\acute{a}x} = 650$ MPa. (a) 350X; (b) 2000X; (c) 2000X - retroespalhado	82
Figura 4.20 - Curvas S-N para Ti-6Al-4V, Ti-6Al-4V revestido com WC-10%Co-4%Cr e Ti-6Al-4V com shot peening revestido com WC-10%Co-4%Cr.....	83
Figura 4.21- Superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V com shot peening e revestida com WC-10%Co-4%Cr – $\sigma_{m\acute{a}x} = 375$ MPa: (a) 200X; (b) 500X – região 1; (c) 500X – região 2.	85
Figura 4.22 - Superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V com shot peening e revestida com WC-10%Co-4%Cr – $\sigma_{m\acute{a}x} = 350$ MPa - 350X	86

Figura 4.23 - Curvas S-N para Ti-6Al-4V, Ti-6Al-4V + TiN, Ti-6Al-4V + WC (DLC) e Ti-6Al-4V + CrN	88
Figura 4.24 - Superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V revestida com CrN: $\sigma_{\text{máx}} = 830$ MPa, 105839 ciclos: (a) 100X; (b) 1000X – detalhe em (a)	89
Figura 4.25 - Superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V revestida com CrN – $\sigma_{\text{máx}} = 800$ MPa, 18888 ciclos – (a) 100X; (b) 3500X – detalhe em (a)	89
Figura 4.26 - Superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V revestida com CrN – $\sigma_{\text{máx}} = 930$ MPa, 13365 ciclos.....	90
Figura 4.27 - Superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V revestida com CrN – $\sigma_{\text{máx}} = 520$ MPa, 217630 ciclos – (a) 1000X; (b) 3500X	91
Figura 4.28 - Superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V revestida com CrN – $\sigma_{\text{máx}} = 750$ MPa, 49086 ciclos.....	91
Figura 4.29 - Superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V revestida com WC (DLC) por PVD: $\sigma_{\text{máx}} = 930$ MPa - (a) 15X; (b) 3500X – região A; (c) 3500X – região B; (d) 1000X – região C ; (e) 3500X – detalhe de (d)	92
Figura 4.30 - Superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V revestida com WC (DLC) por PVD – $\sigma_{\text{máx}} = 900$ MPa - 5000X	93
Figura 4.31 - Perda de volume acumulada para as ligas bronze-alumínio 630 e Ti-6Al-4V	94
Figura 4.32 – Morfologia na trilha de liga Ti-6Al-4V após ensaio de desgaste. (a) 200X – SE – região 1; (b) 200X – BSE – região 1; (c) 200X – SE – região 2; (d) 200X – BSE – região 2	95
Figura 4.33 - Perda de volume acumulada para as ligas bronze-alumínio 630 e Ti-6Al-4V revestida por HVOF	97
Figura 4.34 – Morfologia do desgaste da liga Ti-6Al-4V revestida por HVOF com WC-10%Co-4%Cr. (a) 100X – SE; (b) 100X – BSE; (c) 500X –BSE – detalhe em (b); (d) superfície polida antes do ensaio de desgaste.	98
Figura 4.35 - Perda de volume acumulada para as ligas bronze-alumínio 630 e Ti-6Al-4V revestida por PVD	99
Figura 4.36 – Morfologia do desgaste da liga Ti-6Al-4V revestida por PVD: (a) TiN - 200X – SE; (b) TiN - 200X – BSE; (c) CrN - 200X – SE; (d) CrN - 200X – BSE; (e) DLC - 200X – SE; (f) DLC - 200X – BSE.....	101

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Propriedades mecânicas das ligas de titânio (IMMARIGEON et al.,1995; CALLISTER, 2002; BOYER; WELSCH; COLLINGS, 1994).....	24
Tabela 3.1 - Composição química da liga Ti-6Al-4V	52
Tabela 3.2 - Composição química da liga bronze-alumínio 630	53
Tabela 3.3 – Rugosidade superficial dos discos utilizados nos ensaios de desgaste	57
Tabela 4.1 - Microdureza da liga Ti-6Al-4V e do revestimento WC-10%Co-4%Cr ...	62
Tabela 4.2 - Resultados dos ensaios de fadiga axial da liga Ti-6Al-4V	65
Tabela 4.3 - Resultados do ensaio de fadiga axial da liga Ti-6Al-4V anodizada.....	70
Tabela 4.4 - Resultados do ensaio de fadiga axial da liga Ti-6Al-4V revestida com WC-10%Co-4%Cr	75
Tabela 4.5 - Resultados do ensaio de fadiga axial da liga Ti-6Al-4V (MB) revestida por PVD.....	87
Tabela 4.6 – Taxa específica de desgaste das ligas Ti-6Al-4V e bronze-alumínio 630 para o material base e todas as condições de revestimento.	102

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	- Associação Brasileira de Normas Técnicas
HVOF	- High Velocity Oxygen Fuel
PVD	- Physical Vapor Deposition
DLC	- Diamond-like carbon

LISTA DE SÍMBOLOS

k	Taxa de desgaste específico	m^3/Nm
V	Volume de desgaste	m^3
W	Força normal	N
L	Distância de deslizamento em desgaste	m
$\sigma_{m\acute{a}x}$	Tensão máxima	MPa
$\sigma_{m\acute{i}n}$	Tensão mínima	MPa
$\Delta\sigma$	Intervalo de tensão	MPa
σ_m	Tensão média	MPa
σ_a	Amplitude de tensão	MPa
R	Razão de carga	$[1]$
σ_e	Tensão de escoamento	MPa
σ_{rupt}	Tensão de ruptura	MPa
E	Módulo de elasticidade longitudinal	GPa

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	18
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	21
2.1 TITÂNIO E SUAS LIGAS	21
2.2 TRATAMENTOS SUPERFICIAIS	25
2.2.1 Physical Vapor Deposition (PVD)	25
2.2.2 HIGH VELOCITY OXYGEN FUEL (HVOF)	29
2.2.3 Anodização	32
2.2.4 Shot Peening.....	35
2.3 DESGASTE.....	38
2.4 FADIGA.....	43
2.4.1 Critério de projeto baseado na tensão	44
2.4.2 Mecanismo de falha por fadiga	47
2.4.3 Mecanismos de formação de trinca por fadiga no Ti-6Al-4V	49
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	52
3.1 MATERIAL	52
3.1.1 Ti-6Al-4V.....	52
3.1.2 Bronze-Alumínio 630	53
3.2 MÉTODOS.....	53
3.2.1 Tratamento Superficiais	53
3.2.1.1 Anodização	53
3.2.1.2 HVOF	53
3.2.1.3 PVD	54
3.2.1.4 Shot peening	54
3.2.2 Ensaios mecânicos.....	55
3.2.2.1 Ensaio de microdureza	55
3.2.2.2 Ensaios de fadiga	55
3.2.2.3 Ensaios de desgaste	57
3.2.3 Ensaio de corrosão em névoa salina.....	58
3.2.4 Microscopia óptica	59
3.2.4.1 Preparação metalográfica	59
3.2.5 Microscopia eletrônica de varredura	60
3.2.6 Difratometria de Raios X.....	60
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	61
4.1 MICROESTRUTURA.....	61
4.2 ENSAIOS DE MICRODUREZA.....	61
4.3 ENSAIO DE CORROSÃO EM NÉVOA SALINA.....	62
4.4 ENSAIOS DE FADIGA AXIAL	65

4.4.1 Ti-6Al-4V	65
4.4.2 Ti-6Al-4V anodizada.....	70
4.4.3 Ti-6Al-4V revestida com WC-10%Co-4%Cr por HVOF	75
4.4.4 Ti-6Al-4V com revestimentos depositados por PVD	87
4.5 ENSAIOS DE DESGASTE	94
4.5.1 Ti-6Al-4V X Bronze-alumínio 630	94
4.5.2 Ti-6Al-4V anodizado X Bronze-alumínio 630.....	96
4.5.3 Ti-6Al-4V revestida com WC-10%Co-4%Cr X Bronze-alumínio 630.....	96
4.5.4 Ti-6Al-4V revestida por PVD X Bronze-alumínio 630.....	99
5 CONCLUSÕES.....	103
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	104
7 BIBLIOGRAFIA	104

1 INTRODUÇÃO

Na indústria aeronáutica, o desenvolvimento de novos materiais esteve sempre sincronizado com o aumento do desempenho das aeronaves. A necessidade de aeronaves maiores, mais rápidas e com o menor consumo de combustível direcionou o progresso dos materiais. No século XXI, 50% da redução do peso das aeronaves esteve relacionado à utilização de ligas de titânio de alta resistência mecânica e compósitos de matriz metálica (IMMARIGEON et al.,1995, WILLIAMS;STARKE, 2003).

Tratamentos térmicos que aumentem o módulo de elasticidade e a resistência à propagação da trinca podem auxiliar na redução do peso de um componente, mas são ações de 3 a 5 vezes menos eficientes que a redução da massa específica do material. Segundo Rosato Jr. (2003), cada quilograma extraído de uma aeronave representa uma economia operacional de até US\$ 1000/ano. Contudo, fatores relevantes como durabilidade do componente e redução do impacto ambiental também precisam ser considerados no desenvolvimento de novos materiais (IMMARIGEON et al.,1995; WILLIAMS;STARKE, 2003).

O titânio é um material de recente aplicação industrial quando comparado às ligas de aço e de alumínio, com produção em larga escala iniciada na década de 50. Sua massa específica é aproximadamente 56% menor que a do aço ABNT 4340 (BOYER, 1996; WILLIAMS, 1999).

As ligas de titânio apresentam uma alta relação resistência mecânica/peso que permitem a redução do peso em trens de pouso mantendo suas dimensões originais e a capacidade de sustentar o carregamento exigido em serviço. Além disso, a elevada resistência à corrosão aumenta a durabilidade dos componentes em serviço (BOYER, 1996; WILLIAMS, 1999).

A produção da liga Ti-6Al-4V representa 60% da produção mundial de titânio, sua resistência mecânica pode ser controlada por tratamento térmico, alcançando níveis acima 1100 MPa. Entretanto, a liga Ti-6Al-4V tem baixa resistência ao desgaste que está relacionada com sua baixa resistência ao cisalhamento plástico e baixa proteção exercida pelos óxidos superficiais.

Assim, são necessários tratamentos superficiais para melhorar as propriedades tribológicas¹ dos componentes sob desgaste deslizante (STRAFFELINI; MOLINARI, 1999; BEMPORAD et al., 2006).

O cromo eletrodepositado é o revestimento mais utilizado nas indústrias aeronáutica, automobilística e naval para proteção à corrosão e ao desgaste. A eficiência do processo permite revestir dispositivos de geometria complexa como válvulas, pistões e componentes hidráulicos. Entretanto, nas últimas décadas, agências reguladoras aumentaram a restrição de manipulação, armazenamento e descarte de resíduos do cromo devido à presença do cromo hexavalente, elemento cancerígeno inerente ao processo (SUNDARAM, 2006; SAHRAOUI et al., 2004; FEDRIZZI et al., 2004).

Pesquisas alternativas buscam encontrar um processo ambientalmente limpo que conduzam a deposição de revestimentos com propriedades mecânicas ao menos equivalente às do cromo. A Deposição Física de Vapor (PVD) e a aspersão térmica com partículas aceleradas por combustível de oxigênio (HVOF) são candidatos promissores e que fornecem benefícios ao processo, por exemplo, a eliminação das etapas de desidrogenação, comuns aos banhos galvânicos (BROOMAN, 2000; NAVINŠEK; PANJAN; MILOŠEV, 1999).

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; VOORWALD, 2002). Estudos no comportamento em fadiga de materiais metálicos revestidos por PVD verificam aumento da resistência à fadiga para o aço ABNT 4340 e no aço inoxidável duplex 2205, e associam esse acréscimo às elevadas tensões residuais compressivas no interior do revestimento (SUNDARAM, 2006; BARAGETTI; VECCHIA; TERRANOVA, 2003).

Os revestimentos por HVOF em aços aeronáuticos apresentaram propriedades mecânicas superiores ao cromo duro. Voorwald et al. (2005) concluem que para 10^5 ciclos, a resistência à fadiga axial do aço ABNT 4340 sem revestimento fica em torno de 950 MPa e que há uma redução para 525 MPa nos corpos-de-prova com cromo

¹Tribologia é o estudo da interação de superfícies em movimento relativo e todas as práticas referentes à interação: atrito – lubrificação – desgaste (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

duro eletrodepositado. No material base revestido com WC-10%Co-4%Cr por HVOF a resistência à fadiga obtida em 10^5 ciclos é de 700 MPa. Metais com revestimentos depositados por HVOF também apresentam melhorias em relação ao cromo duro nas propriedades de corrosão e desgaste (VOORWALD et al., 2005; BOLELLI et al., 2006a; FEDRIZZI et al., 2004).

Este trabalho teve sua origem em um projeto de 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 ELEB Equipamentos Ltda com o apoio da Agência Financiadora de Estudos e Projetos (FINEP). Os objetivos desse projeto estão relacionados com a caracterização mecânica de um material que possa gerar redução de peso em trens de pouso e a substituição do processo de eletrodeposição convencional.

Especificamente, neste trabalho é avaliado o comportamento em fadiga e desgaste da liga Ti-6Al-4V sob os tratamentos superficiais HVOF, PVD e anodização, de tal forma que esse material possa substituir as ligas de aço atualmente utilizadas em componentes aeronáuticos, proporcionando uma redução da massa específica em torno de 44%.

Para caracterização dos materiais foram realizados ensaios de fadiga e corrosão. Os estudos de resistência à fadiga e corrosão são fundamentais no caso de revestimentos em componentes aeronáuticos que trabalham sob carregamento cíclico. Ensaios de desgaste pino-disco entre o titânio revestido e a liga bronze-alumínio 630, principal constituinte de mancais e buchas nos trens-de-pouso, foram realizados para indicar qual revestimento apresenta melhor desempenho em desgaste. As análises foram complementadas pela caracterização por meio de microscopia eletrônica de varredura.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 TITÂNIO E SUAS LIGAS

O titânio foi descoberto por volta de 1870 e, apesar de ser o 4º material mais abundante dos metais estruturais, não era encontrado em concentrações economicamente extraíveis. Em 1950, Dr. Wilhelm Kroll desenvolveu um processo viável para escalas industriais com a obtenção do titânio puro utilizando o magnésio como agente redutor em atmosfera inerte (BOYER; WELSCH; COLLINGS, 1994).

O desenvolvimento da indústria aeroespacial foi o maior responsável pela retomada das pesquisas no titânio, que foi um candidato eficiente por aumentar a relação resistência mecânica/peso em estruturas e proporcionar componentes mais leves em temperaturas de trabalho de até 600°C, apresentando ainda uma resistência mecânica específica superior às das ligas de aço e alumínio na mesma faixa de temperatura, como pode ser visto na Figura 2.1. (IMMARIGEON et al., 1995; WILLIAMS; STARKE, 2003)

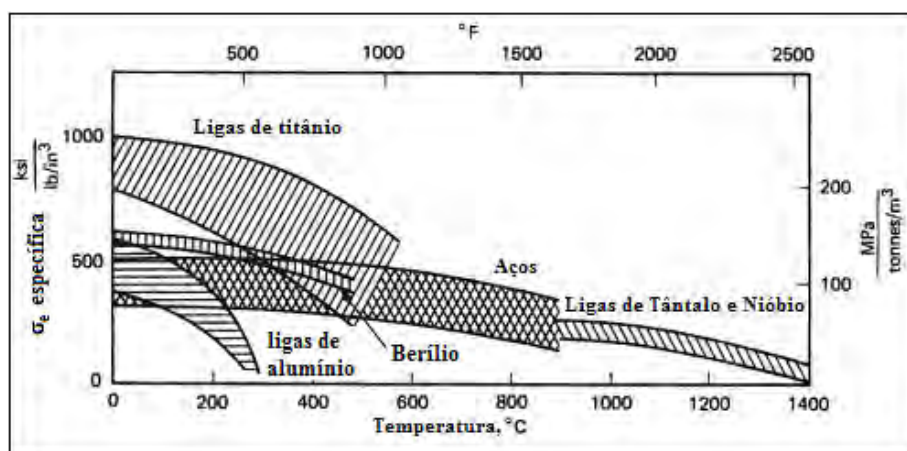


Figura 2.1 - Influência da temperatura na resistência mecânica dos materiais (SILVA, 2007)

O titânio é um elemento alotrópico com temperatura de transformação de aproximadamente 880°C, na qual sua estrutura cristalina muda de hexagonal compacta (α) para cúbica de corpo centrado (β). O titânio α é frágil e altamente reativo com o oxigênio, o que dificulta trabalhos mecânicos e a fase β estrutura cristalina CCC tem maior conformabilidade (BOYER; WELSCH; COLLINGS, 1994)

O titânio tem grande afinidade pelos elementos hidrogênio, carbono, nitrogênio e

oxigênio, todos formadores de solução sólida intersticial. Os elementos de liga interferem na temperatura de transformação alotrópica. Carbono, estanho, alumínio, nitrogênio e oxigênio aumentam a temperatura de transição e são chamados estabilizadores de α . Manganês, cromo, vanádio, ferro, molibdênio e nióbio decrescem a temperatura de transição, são os estabilizadores de β (BOYER; WELSCH; COLLINGS, 1994).

A presença dos estabilizadores determina a fase alotrópica estável em temperatura ambiente, apresentado na Figura 2.2. A mistura dos estabilizadores forma ligas isomorfas com a ocorrência das duas fases, dependendo das porcentagens dos elementos e da temperatura. Assim, as ligas de titânio são classificadas como α , $\alpha+\beta$, e β , sempre relacionadas à retenção da fase β a temperatura ambiente. A ligas obtidas no limite das fases $\alpha/(\alpha+\beta)$ ou $(\alpha+\beta)/\beta$ denominam as subcategorias quase α e quase β , respectivamente (BOYER; WELSCH; COLLINGS, 1994).

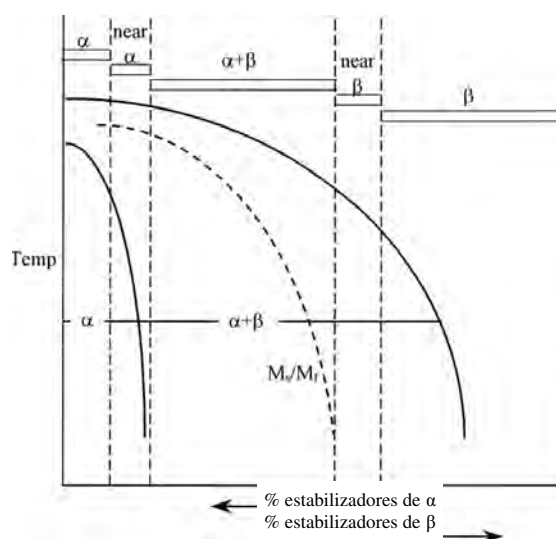


Figura 2.2 - Influência dos elementos de liga no diagrama de equilíbrio das ligas de titânio (DYE, 2007)

As ligas α têm valores mínimos de resistência mecânica entre 170 e 480 MPa, retendo suas propriedades mecânicas até 1050°C e tendo na indústria de turbinas a gás sua principal demanda. Essas ligas têm ainda baixa ductilidade, boa soldabilidade e também são utilizadas em aplicações criogênicas, pois não apresentam transição dúctil-frágil. Sua resistência mecânica é comparada aos aços inoxidáveis da série 300, mas com uma redução de 40% da massa específica (BOYER, 1996; COLLINGS, 1984).

As ligas quase α apresentam pequenos teores de estabilizadores de β e permitem que uma pequena quantidade de β possa ser retida à temperatura ambiente em equilíbrio metaestável. Sua principal propriedade é a elevada resistência à fluência. A liga Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo desse grupo é aplicada em motores aeronáuticos (BOYER, 1996; COLLINGS, 1984; RIBEIRO, 2002).

As ligas quase β são tratáveis termicamente por envelhecimento dentro do campo $\alpha+\beta$, com boa tenacidade, inclusive em ambiente marítimo, e forjabilidade a frio mantendo níveis de resistência mecânica elevados e uniformes em toda a geometria dos componentes. A liga Ti-10V-2Fe-3Al foi desenvolvida para aplicações estruturais na indústria aeroespacial (BOYER, 1996; RIBEIRO, 2002; WARCHOMICKA, 2006).

Com mais de 50% da fase β presente na microestrutura, as ligas β são ligas que apresentam somente a fase β em equilíbrio termodinâmico, tem alta conformabilidade para trabalhos à frio, mas não são indicadas para aplicações criogênicas. A liga Ti-13V-11Cr-3Al, a primeira liga β produzida comercialmente, foi aplicada na fuselagem do avião militar **Blackbird** SR-71. As molas de titânio, uma aplicação atual das ligas β , reduzem em até 50% o peso de molas anteriormente feitas em aço, com maior resiliência (WILLIAMS; STARKE, 2003; BOYER, 1996).

Algumas ligas β possuem as duas fases em equilíbrio à temperatura ambiente; contudo, as ligas $\alpha+\beta$ são caracterizadas pela adição de ambos os estabilizadores da fase α e β , permitindo que o campo $\alpha+\beta$ esteja presente à temperatura ambiente. Esse grupo contém de 10 a 50% da fase β em sua microestrutura, mas acima de 20% de β em sua composição as ligas de titânio em geral perdem a soldabilidade. Os valores mínimos de resistência mecânica estão em torno de 896 MPa. As ligas de titânio binárias são tratáveis termicamente, o que amplia consideravelmente suas propriedades mecânicas. A Tabela 2.1 apresenta algumas ligas de titânio e suas propriedades para cada classificação (BOYER, 1996; IMMARIGEON et al., 1995; RIBEIRO, 2002).

A liga Ti-6Al-4V possui alta resistência mecânica específica, tenacidade e ductilidade, sendo a mais utilizada em todas as áreas industriais. Desenvolvida para indústria aeronáutica nos anos 50, essa liga foi inicialmente aplicada em palhetas de turbina. Atualmente, produtos forjados são aplicados em componentes estruturais de aeronaves, automóveis de alto desempenho em bielas, válvulas e braços do balancim, e

na indústria naval, em hidrofólios e equipamentos sonares. Implantes e próteses médicas também são produzidos a partir da liga Ti-6Al-4V que é biocompatível. No entanto, novas ligas estão sendo desenvolvidas para substituir o alumínio e o vanádio, cujos íons causam problemas de saúde em longo prazo. (BOYER; WELSCH; COLLINGS, 1994; BABU et al., 2007; FERRANDINI et al., 2007).

Tabela 2.1 - Propriedades mecânicas das ligas de titânio (IMMARIGEON et al., 1995; CALLISTER, 2002; BOYER; WELSCH; COLLINGS, 1994)

Tipo de liga	Comum (UNS)	Composição (%p)	Condição	Propriedades mecânicas		
				σ_{rupt} (MPa)	σ_e (MPa)	Ductilidade. (%)
Comercial/Puro	(R50500)	99,1Ti	Recozida	484	414	25
α	Ti-5Al-2,5Sn (R54520)	5,0Al, 2,5Sn	Recozida	826	784	16
Near α	Ti-8Al-1Mo-1V (R54810)	8,0Al, 1,0Mo, 1,0V	Recozida (duplex)	950	890	15
α - β	Ti-6Al-4V (R56400)	6,0Al, 4,0V	Recozida	947	877	14
Near β	Ti-10V-2Fe-3Al	10,0V, 2,0Fe, 3,0Al	Solubilização + envelhec.	1223	1150	10
β	Timetal [®] 21 R58210	15,0Mo, 3,0Al, 2,7 Nb, 0,25Si	Solubilização + envelhec.	1240	1170	6

Apesar das inúmeras aplicações, algumas condições mecânicas específicas não permitem a utilização direta do titânio. Sua estrutura hexagonal compacta somada à baixa resistência ao cisalhamento permite a transferência de material ao contra-corpo em contato, atribuindo ao titânio um alto coeficiente de atrito. Por essas razões, em componentes nos quais a resistência ao desgaste é relevante, as ligas de titânio só podem ser utilizadas após um tratamento superficial específico (SUNDARAM, 2006; BUDZYNSKI; YOUSSEF; SIELANKO, 2006; TAKTAK, 2007; YETIM, 2008)

2.2 TRATAMENTOS SUPERFICIAIS

Os tratamentos superficiais PVD, HVOF e anodização utilizados neste trabalho seguem uma tendência mundial na indústria aeronáutica de aumentar o valor agregado dos produtos, melhorando o desempenho das aeronaves e reduzindo o impacto ambiental dos processos produtivos (CAMARGO et al., 2007).

2.2.1 Physical Vapor Deposition (PVD)

O processo PVD pode ser traduzido para Deposição Física a Vapor e consiste na deposição de átomos ou moléculas que são vaporizados de uma fonte líquida ou sólida, também denominada alvo. Estes são transportados através do vácuo ou em baixas pressões em meio gasoso e, por fim, condensados e depositados no substrato. A forma como o material é transformado para a fase vapor é que distingue as diferentes técnicas de deposição (BRASIMET BODYCOTE, 2008). Segundo Mattox (2002), deve ser escolhido o processo que promova as propriedades requeridas para o filme com maior rendimento econômico.

A realização das deposições em câmaras a vácuo confere ao processo um impacto ambiental muito menor quando comparado aos processos de deposição convencionais. Além disso, as camadas depositadas são uniformes, com baixo coeficiente de atrito e dureza em torno de 2000HV, garantindo resistência ao desgaste (NAVINŠEK; PANJAN; MILOŠEV, 1999; HELLMAN, 2003). Os processos utilizados neste trabalho são a evaporação por arco catódico e o **magnetron sputtering**.

Segundo Mattox (2002), a deposição física de vapor por arco catódico é considerado o processo PVD mais difundido industrialmente. A fonte de vaporização é a superfície do cátodo, o qual sofre erosão num sistema denominado fonte contínua de arco catódico, como pode ser visto na Figura 2.3. A fonte catódica pode ser fundida ou sólida, sendo a segunda a mais utilizada. Para se formar um arco estável, é necessária a aplicação de uma corrente mínima, entre 50-100A para cobre e titânio, e entre 300-400A, para materiais refratários como o tungstênio. A voltagem do arco pode variar

entre 15 e 100 V dependendo da facilidade de movimentação do cátodo para o ânodo.

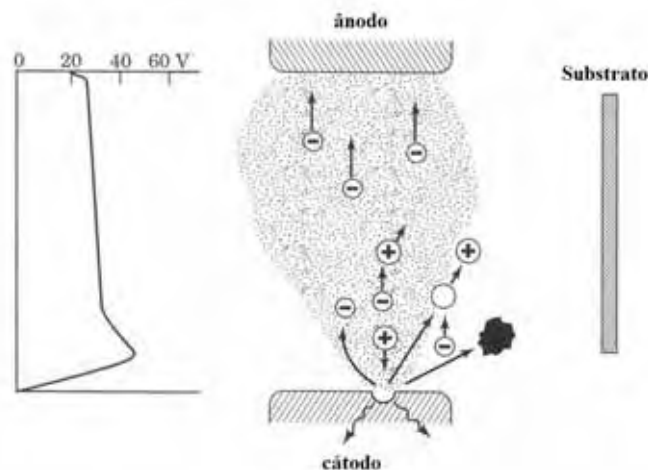


Figura 2.3 - Comportamento do arco sob vácuo. À esquerda: curva aproximada de tensão. À direita: processo catódico. Círculos com símbolo (+) = íons bombardeadores, círculos com símbolo (-) = elétrons secundários, círculos brancos = átomos vaporizados do cátodo, setas onduladas = movimento do calor e as massas pretas = macropartículas (SMITH, 1995).

As principais vantagens desse processo são a baixa tensão do sistema e a formação de um vapor ionizado sem a presença de fase líquida. Dessa forma, pode-se posicionar o eletrodo em qualquer parte da câmara, inclusive na parte superior, produzindo condições ideais para um revestimento homogêneo (MATTOX, 2002; ALTUN; SINICI, 2008).

Durante a varredura do arco catódico pode ocorrer a ejeção de macropartículas, com um tamanho entre 0,1 a 1 mm, que fazem do processo de PVD com vaporização por arco catódico um processo inadequado para a produção de filmes nos quais é importante a baixa densidade de defeitos. A principal aplicação desse tipo de processo é o revestimento de ferramentas de corte, para a qual a alta fração de ionização resulta em boa aderência revestimento/substrato (SMITH, 1995; MATTOX, 2002).

Na técnica **magnetron sputtering**, os átomos do cátodo são vaporizados física, e não termicamente, pela transferência momentânea de energia cinética de partículas energizadas. A energia dessas partículas geralmente é proveniente de íons que usam um campo magnético para confinar o movimento de elétrons secundários próximo à superfície do cátodo. A Figura 2.4 apresenta um esquema do processo (ELSHABINI-RIAD; BARLOW, 1998; MATTOX, 2002).

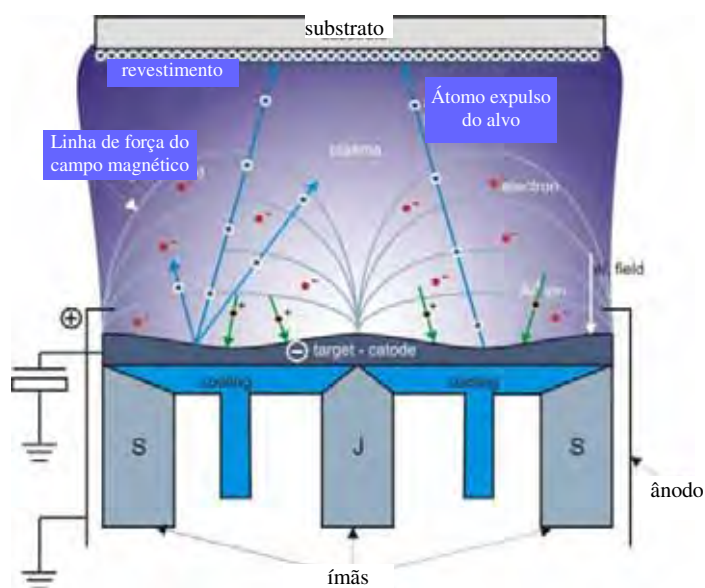


Figura 2.4 - Processo **Magnetron Sputtering** (MIKULA, 2007)

O processo **magnetron sputtering** pode crepitar e depositar diversos elementos e ligas mantendo a geometria do alvo estável por várias aplicações. Porém, as fontes de **sputtering** têm custo elevado e, em algumas configurações, o fluxo de deposição não é uniforme criando a necessidade de um sistema para tornar aleatória a posição das amostras (ELSHABINI-RIAD; BARLOW, 1998; MATTOX, 2002; LEVCHUK, 2007).

Após a evaporação do alvo, a deposição ocorre em 6 etapas: adsorção, difusão, reação, nucleação, desenvolvimento e interação. Os átomos e moléculas que chegam ao substrato precisam primeiro ser adsorvidos na superfície. Depois, cada um deles difunde a uma certa distância antes de se incorporar ao filme. A incorporação envolve a reação das espécies adsorvidas umas às outras e com a superfície do substrato, para que se formem as ligações do filme do material (SMITH, 1995).

Denomina-se nucleação a agregação inicial do filme com o substrato. À medida que o filme cresce, desenvolve-se uma estrutura ou morfologia que inclui a topografia e a cristalinidade. Um filme cristalográfico pode variar de amorfo à cristalino. Ao final, ocorrem interações de difusões entre o filme e o substrato (SMITH, 1995).

A aplicação de filmes finos por processos PVD é considerada para utilizações específicas, nas quais as melhorias obtidas nas propriedades mecânicas do componente compensam os investimentos aplicados na deposição dos revestimentos. Atualmente,

nitretos metálicos são vaporizados tanto na forma binária quanto quaternária, como a liga TiCrN, e são aplicados para efeitos decorativos, aumento de resistência ao desgaste e aplicação em eletrodos. Os revestimentos **diamond-like carbon** (DLC) são amorfos, com baixo coeficiente de atrito e reduzem também o desgaste do contracorpo. (NAVINŠEK; PANJAN; MILOŠEV, 1999; LI et al., 2003; LACKNER et al., 2003).

Dobrzanski et al. (2004) fizeram um estudo da resistência ao desgaste do aço X37CrMoV5-1 revestido por TiN, TiN/(Ti,Al)N e CrN. Os resultados mostram que o revestimento CrN tem maior adesão, mas o TiN apresenta menor coeficiente de atrito em alta e baixa temperatura. Nolan et al. (2006) caracterizaram o TiN depositado por PVD e por implantação iônica e concluíram que os dois processos aumentaram a resistência ao desgaste, mas a implantação iônica difunde N na superfície fazendo uma transição gradual de dureza na interface revestimento substrato, aumentando a aderência do revestimento.

Puchi-Cabrera et al. (2004) estudam a influência do TiN no comportamento mecânico do aço inoxidável 316L. O limite de resistência à fadiga aumenta em 60 MPa, mas a resistência à tração permanece a mesma. Os autores concluem que as tensões residuais compressivas do revestimento contribuíram para o aumento da resistência à fadiga. Pradhan et al. (2005) e Barata, Cunha e Moura (2001) também observam tensões residuais compressivas no CrN depositado pela técnica **Magnetron Sputtering**.

Huang, Jeng e Liu (2007) fizeram um estudo da resistência ao desgaste das ligas Ti-6Al-4V e Co-Cr-Mo, variando a espessura do revestimento de 0,3 a 1,2 μm . Os resultados comprovam que, com o aumento da espessura do revestimento, obtém-se um menor coeficiente de atrito e maior resistência ao desgaste. Contudo, os parâmetros de processo influenciam a estrutura cristalina e a composição química dos filmes finos, variando sensivelmente as propriedades mecânicas dos revestimentos PVD (Li et al., 2003).

2.2.2 HIGH VELOCITY OXYGEN FUEL (HVOF)

O processo HVOF é um processo de deposição por aspersão térmica para aplicação de revestimentos metálicos e cerâmicos que utiliza como fonte de aquecimento uma mistura de oxigênio e combustível, como o propileno, propano, hidrogênio ou acetileno, como pode ser visto na Figura 2.5 (FEDRIZZI et al., 2004, SOUZA;NEVILLE, 2007).

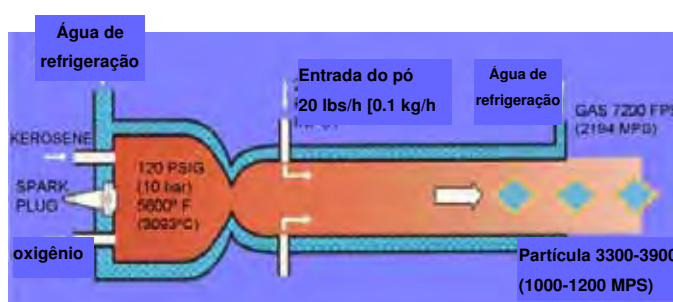


Figura 2.5 - Sistema de aspersão térmica por HVOF (SOUZA; NEVILLE, 2007)

Nesse método, o gás combustível mistura-se com o oxigênio na parte frontal e a mistura resultante é projetada para o exterior da pistola. O material a ser depositado é introduzido axialmente, aquecido, fundido e acelerado contra a superfície alvo a velocidades que alcançam até 2000 m/s (FEDRIZZI et al., 2004, SOUZA;NEVILLE, 2007).

O material de adição não se funde completamente, permanecendo em um estado pastoso o suficiente para garantir a aderência ao material base. Essa técnica permite também retrabalhos para readquirir dimensões originais que se desgastaram ou danificaram. Cada camada aplicada do material de aspersão se une tenazmente à camada previamente depositada, como no desenho esquemático da Figura 2.6. O processo continua até que a espessura desejada seja alcançada (VERDON; KARIMI; MARTIN, 1998; BOLELLI et al., 2006b).

O processo HVOF representa o aprimoramento dos processos de aspersão térmica. O principal avanço foi o depósito de partículas sem superaquecê-las, o que evita a decomposição dos carbeto, além da descarburização do WC, o qual é um

fenômeno indesejado por reduzir a resistência ao desgaste dos materiais em aspersão. O processo proporciona ainda o aumento da velocidade de aspersão para 2000 m/s, ou seja, o dobro da velocidade atingida no processo de aspersão por plasma, produzindo revestimentos mais densos, com menor quantidade de óxido (TOMA; BRANDL; MARGINEAN, 2001; FEDRIZZI et al., 2004; BOLELLI et al., 2007).

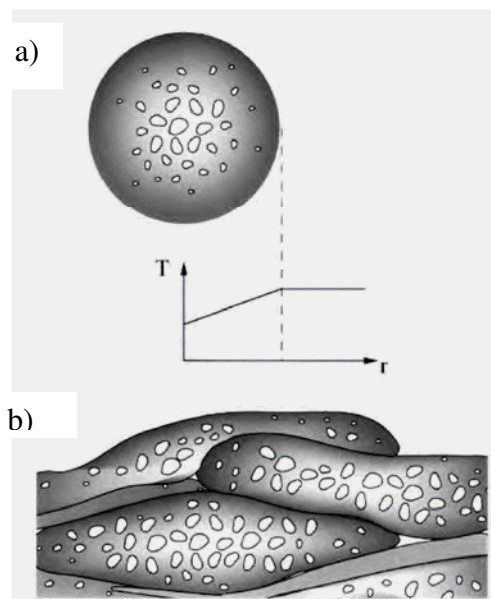


Figura 2.6 - Formação da camada durante a aspersão térmica: (a) uma partícula lançada ao alvo; (b) resultando em ilhas no revestimento. A cor mais brilhante na escala de cinza corresponde à menor concentração de W no líquido (a) e na matriz (b), respectivamente (VERDON; KARIMI; MARTIN, 1998).

Os compostos metálicos/cerâmicos aplicados por HVOF foram desenvolvidos para prevenir o desgaste do material base e se tornar uma alternativa ecologicamente viável aos processos químicos de eletrodeposição (THORPE; KOPECH; GAGNE, 2000; VOORWALD et al., 2005; SAHRAOUI; GUESSASMA; FENINECHE, 2008; ESPALLARGAS et al., 2008).

Pesquisas recentes investigam a proteção ao desgaste do processo de aspersão térmica. Revestimentos cerâmicos depositados por aspersão térmica a plasma são comparados com WC-17%Co e WC-10%Co-4%Cr depositados por HVOF e com o cromo duro convencional. Os revestimentos por HVOF apresentam maior tenacidade devido à matriz metálica formada durante a deposição. No ensaio pino-disco, a formação de um filme fino por deformação plástica localizada é uma propriedade determinante que conferiu aos carbetos uma resistência ao desgaste superior ao cromo

e aos revestimentos cerâmicos (BOLELLI et al., 2006c).

Analizando seis composições de carbetos depositadas por HVOF e aspersão por plasma e ainda o cromo duro, Wank e colaboradores (2006) concluem que a solução ótima de um revestimento depende do seu sistema tribológico. Em desgaste abrasivo a seco o WC-10Co-4Cr apresenta melhor desempenho que o cromo duro e os demais revestimentos HVOF, mas para ensaios de desgaste a seco com carga oscilatória, o cromo duro é mais eficiente.

As partículas injetadas nas pistolas HVOF também influenciam no comportamento em desgaste. Um estudo de três tamanhos diferentes de aglomerados do CrC-NiCr mostra que a redução da granulação dos revestimentos diminui a dureza; entretanto, o arrancamento de partículas menores durante o desgaste minimiza o dano por abrasão. Os revestimentos CrC-NiCr com aglomerados reduzidos apresentam melhor desempenho mecânico e tribológico quando comparados ao cromo duro (PICAS; FORN; MATTHÄUS, 2006)

A alta resistência à corrosão do cromo duro também precisa ser considerada no estudo da sua substituição. Essa característica é atribuída a uma forte película passivada na sua superfície, que não se mantém na ausência de oxigênio (SOUZA, 2002).

Bolelli e colaboradores (2006b) investigaram a resistência à corrosão de algumas composições do carbetos de tungstênio em diferentes meios corrosivos. Numa solução de HCl, o WC-10%Co-4%Cr apresenta maior resistência à corrosão que o cromo duro, pois nesse meio aparecem **pittings** de corrosão inerentes à película passivada. Já em banho de HNO₃, um ambiente altamente oxidante, a película passivada garante ao cromo duro um desempenho muito melhor que o dos carbetos de tungstênio.

A proteção à corrosão dos revestimentos por HVOF está associada à presença de altos níveis de níquel ou cromo na composição dos carbetos. A presença desses elementos produz uma proteção à corrosão igual ou até maior que o cromo duro. Além disso, é necessária uma porosidade reduzida é necessária, pois os poros podem se tornar canais de penetração do meio oxidante e fragilizar o revestimento (KHALED; YILBAS, 2007; CHIDAMBARAM; CLAYTON; DORFMAN, 2004; BOLELLI et al., 2006b).

Além dos estudos em desgaste e corrosão, a aplicação dos revestimentos HVOF em ferramentais nas indústrias extrativas e em componentes nas indústrias automotiva e aeroespacial demanda uma investigação das suas propriedades mecânicas para garantir a durabilidade dos materiais revestidos.

Al-Anazi, Hashmi e Yilbas (2006) avaliaram o comportamento em fadiga alternada da liga Ti-6Al-4V revestida com o composto CoNiCrAlY por HVOF. Os resultados mostraram que durante o processo de fadiga, as trincas iniciaram em regiões frágeis do revestimento, nas quais as concentrações de Cr_2O_3 eram muito grandes, reduzindo a resistência à fadiga do material base.

O jateamento de alumina é um tratamento usual para aumento da aderência dos revestimentos depositados por HVOF. Porém, Hernández e colaboradores (2000) observaram que após esse tratamento, as partículas de alumina que incrustam no aço ABNT 4340 atuam como concentradores de tensão, reduzindo a resistência à fadiga em flexão alternada do material base em aproximadamente 80%. Nesse mesmo nível de tensão, após o jateamento e a aplicação do revestimento Colmonoy 88 por HVOF, a redução da resistência a fadiga é de 96%. Esse comportamento pode ser atribuído a uma fratura parcial do revestimento e à formação de trincas na interface revestimento/substrato durante os ensaios.

A morfologia dos revestimentos depositados por HVOF favorece a nucleação de trincas durante o processo de fadiga, o que reduz a resistência à fadiga do material base; entretanto, estudos comprovam um comportamento superior ao do cromo eletrodepositado no aço ABNT 4340 (VOORWALD et al., 2005; IBRAHIM; BERNDT, 2007).

2.2.3 Anodização

A anodização é uma modificação em que uma superfície metálica se converte em uma superfície óxida porosa. Esse processo pode ser aplicado em diferentes metais base, como magnésio, titânio e zinco, pois o metal a ser revestido é o ânodo da célula eletrolítica, como mostra a Figura 2.7. O filme óxido obtido é parte integrante do metal garantindo boa aderência e melhora as propriedades mecânicas como resistências à

corrosão e ao desgaste (STEVENSON JUNIOR, 1994; GRUBBS, 2007).

Os parâmetros da célula eletrolítica determinam as propriedades mecânicas e químicas do filme óxido. Sobre o eletrólito, é importante que não seja agressivo para o crescimento do óxido, evitando a sua dissolução durante o processo. O ácido sulfúrico é amplamente empregado, mas outros ácidos podem ser utilizados em aplicações específicas como o ácido crômico, o oxálico e o fosfórico (GRUBBS, 2007; GARCIA-VERGARA, 2007; PARK; SHIN; SONG, 2007).

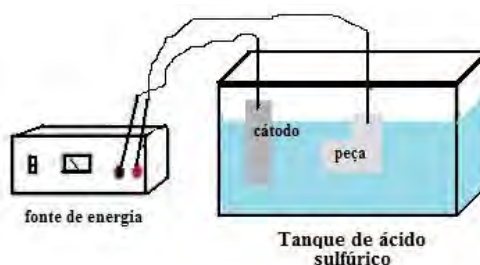


Figura 2.7 – Representação esquemática processo de anodização.

A solubilidade do óxido no eletrólito também influencia suas propriedades. Se o óxido não é solúvel, o filme irá crescer enquanto a resistência do óxido permitir o fluxo de corrente. A camada resultante será fina, sem porosidade e não condutora, formando um conjunto de características importantes para o revestimento de capacitores eletrolíticos. Se o filme óxido for levemente solúvel no eletrólito, formam-se óxidos porosos. Os óxidos porosos permitem no alumínio a coloração com corantes orgânicos, impregnação de pigmentos e deposição eletrolítica de metais nos poros (YAKOVLEVA ET AL., 2002; GRUBBS, 2007; PÉREZ ET AL., 2008).

O potencial elétrico aplicado entre o ânodo e o cátodo, a concentração dos reagentes e a temperatura do processo irão estabelecer a velocidade de crescimento do óxido e a espessura da camada obtida. No titânio a tecnologia de anodização não é tão consolidada como no alumínio, pois os procedimentos experimentais ainda estão sendo desenvolvidos e na maioria dos casos os filmes de dióxido de titânio formados são finos e porosos (SHARMA, 1992; SUL ET AL., 2001, DIAMANTI; PEDEFERRI, 2007).

A anodização no titânio é importante em aplicações aeronáuticas por proteger o metal da corrosão atmosférica em altas temperaturas e por reduzir o atrito entre

superfícies deslizantes, uma vez que a camada anódica é mais dura que o metal (SHARMA, 1992; HABAZAKI, 2007).

Nesse trabalho, a camada anódica sobre a liga Ti-6Al-4V foi obtida com ácido sulfúrico, em um processo conhecido por anodização sulfúrica. Antes do processo, os componentes precisam de limpeza química para ficar livres de óxidos, graxas, óleos e outros produtos de corrosão. Devido à natureza corrosiva do ácido sulfúrico, esse processo não é recomendado para componentes com juntas ou cavidades (SHARMA, 1992; STEVENSON JUNIOR, 1994)

O filme anódico obtido geralmente não é uniforme, as camadas mais externas podem ser contaminadas com ânions do eletrólito ou apresentar em alta concentração de hidrogênio, podendo influenciar na espessura e nas propriedades ópticas do filme. Para minimizar esse efeito é preciso manter a agitação contínua das amostras e do eletrólito durante o processo; isso diminui a temperatura na interface componente/eletrólito e auxilia a dissipação da absorção de hidrogênio nas camadas superficiais do filme (SHARMA, 1992; STEVENSON JUNIOR, 1994).

Para reduzir a contaminação de outras camadas do filme óxido por ânions do eletrólito, as peças anodizadas são imediatamente enxaguadas e depois lavadas em água corrente. O atraso na remoção do material anodizado imerso no eletrólito pode provocar a dissolução da camada óxida mais externa. O cátodo pode ser de qualquer metal inerte, mas o titânio é mais conveniente (SHARMA, 1992; STEVENSON JUNIOR, 1994).

Pesquisas recentes avaliaram as propriedades mecânicas de filmes anódicos em ligas metálicas. Konieczny e colaboradores (2004) investigaram a influência da anodização na resistência ao desgaste das ligas de alumínio AlSi_9Cu_3 e AlSi_{12} , a redução da perda de massa após o tratamento superficial foi de 50% e 34%, respectivamente.

Em outra pesquisa, o aumento da temperatura do eletrólito reduziu a resistência ao desgaste do filme anódico depositado no Al puro. Os autores concluem que, para o intervalo de 5°C a 55°C, não é observada alteração nas características do filme até 25°C, quando cada acréscimo de temperatura representa um aumento na velocidade de dissolução do óxido no eletrólito. A porcentagem de área porosa na superfície a 5°C é

de 4% e aumenta para 32% a 55°C, o que reduz a dureza do revestimento e a resistência ao desgaste (AERTS et al., 2007).

Habazaki e colaboradores (2007) investigaram a influência da anodização por centelha (**spark anodizing**) na liga Ti-15%V-3%Al-3%Cr-3%Sn. O processo difere pelas altas voltagens envolvidas, acima de 200V, que proporcionam descargas elétricas que alteram as características do filme. A presença da camada anódica reduziu a taxa de desgaste específica de $9.0 \times 10^{-6} \text{ mm}^3 \cdot \text{N} \cdot \text{m}^{-1}$ para $3.7 \times 10^{-10} \text{ mm}^3 \cdot \text{N} \cdot \text{m}^{-1}$.

Apesar da elevada dureza e resistência ao desgaste do filme anódico, trincas e porosidades podem reduzir o desempenho do componente em carregamento cíclico (KONIECZNY et al., 2004; AERTS et al., 2007; HABAZAKI et al., 2007).

Lonyuk e colaboradores (2007) analisaram a influência da anodização na liga Al 7475-T6. Os resultados mostram que, para uma espessura de 60µm com tensões residuais trativas, a resistência à fadiga axial é reduzida em 75%. No estudo da liga de Al 7050-T7451 modificada por anodização dura, crômica e sulfúrica, todos os revestimentos reduziram a resistência à fadiga do metal base sendo, que na anodização dura, é obtida a maior espessura, maior tensão residual trativa no revestimento e menor resistência à fadiga (CAMARGO et al., 2007).

2.2.4 Shot Peening

O **shot peening** é um tratamento superficial eficaz no aumento da vida em serviço de componentes industriais submetidos a carregamentos cíclicos. O processo consiste num tratamento a frio no qual pequenas esferas são jateadas na superfície desejada, conforme a Figura 2.8, induzindo tensões de compressão e elevada densidade de discordâncias (MAJZOBI; AZIZI; ALVI NIA, 2005; MARTINEZ et al., 2005; JIANG et al., 2007; CAMARGO et al., 2007).



Figura 2.8 - Efeito do **shot peening** na superfície metálica (METAL IMPROVEMENT COMPANY, 2007).

Esse tratamento permite a modificação das propriedades mecânicas da superfície e de regiões sub-superficiais, que passam a ter tensões residuais compressivas numa extensão de até centenas de micrometro. O campo residual compressivo previne o início de trincas e retarda a sua propagação dessas por fadiga, até mesmo com trincas pré-existentes, desde que estejam dentro da zona compressiva. (HYUKJAE; SHANKAR; SHAMACHARY, 2005; MARTINEZ et al., 2005; ALI et al., 2007; BARRIE et al., 2008).

As modificações superficiais induzidas por **shot peening** permitem a aplicação do processo para o aumento da resistência à fadiga, uma uniformização das tensões residuais nas camadas superficiais e uma uniformização da rugosidade superficial. É importante a otimização dos parâmetros de processo para que a região compressiva criada tenha intensidade suficiente para retardar a nucleação e crescimento de trincas. Por outro lado, a obtenção de uma intensidade acima do ideal, definida como **over peening**, produz cavidades profundas ou dobras superficiais que podem iniciar trincas por fadiga (TORRES, 2002; MEO; VIGNJEVIC, 2003; CARVALHO; VOORWALD, 2007).

A intensidade de **shot peening**, que produz os melhores resultados no prolongamento da vida em fadiga, é influenciada pelo relaxamento das tensões residuais durante o mecanismo de fadiga, pelas condições superficiais criadas pelo **shot peening** e pela possibilidade do campo residual compressivo empurrar o início da trinca para a região sub-superficial (TORRES, 2002; MAJZOBI; AZIZI; ALVI NIA, 2005; CARVALHO; VOORWALD, 2007). Uma unidade comumente utilizada para a intensidade do bombardeamento é definida como intensidade Almen. O método consiste no bombardeamento de uma placa de aço padronizada, o aço mola SAE 1070. As dimensões da placa são normalizadas e a variação da espessura indica os três tipos de intensidade Almen: *N*, *A* e *C*. As placas são fixadas e bombardeadas por um tempo suficiente para garantir 200% de cobertura da superfície, segundo a norma SAE-AMS-S-13165. A intensidade do **shot peening** é determinada pela medida da deformação das placas Almen (SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS, 1997; GUAGLIANO, 2001; TORRES, 2002).

Os parâmetros que podem influenciar a intensidade de **peening** são tamanho,

formato, velocidade e dureza da esfera; as propriedades do componente a ser revestido, como dureza, resistência mecânica, cobertura de bombardeamento e outros fatores, como temperatura, tempo de tratamento e ângulo de impacto.

Por exemplo, quanto maior o tamanho da esfera ou maior a velocidade de jateamento, maior a intensidade do bombardeamento e menor a cobertura da superfície. A dureza da esfera não influencia no processo desde que ela seja maior que a do material base. (TORRES, 2002; MAJZOABI; AZIZI; ALVI NIA, 2005, CARVALHO; VOORWALD, 2007).

O tipo de carregamento que o corpo-de-prova é submetido também pode influenciar a atuação do campo residual compressivo. Kobayashi e colaboradores (1998) realizaram ensaios estáticos de compressão e ensaios de impacto dinâmico numa placa de aço após o jateamento com uma única esfera de aço. Nos ensaios estáticos, o campo residual compressivo é criado próximo ao centro da marca de indentação da esfera. Entretanto, nos ensaios dinâmicos, tensões trativas foram criadas próximas ao centro da indentação da esfera e tensões residuais compressivas foram criadas no lado de fora da marca (KOBAYASHI; MATSUI; MURAKAMI, 1998; MAJZOABI; AZIZI; ALVI NIA, 2005).

Outro ponto a ser considerado é o relaxamento de tensões residuais induzidas que um material pode sofrer quando exposto a determinadas condições, a exemplo dos efeitos induzidos pela temperatura. Kato e Takafuji (1997) estudaram o relaxamento das tensões na liga Ti-6Al-4V sob alta temperatura durante um ensaio de fadiga convencional. Foi demonstrado que a resistência à fadiga da liga Ti-6Al-4V com **shot peening** reduz com o aumento de temperatura.

Lee e Mall (2004) observaram que ensaios de fadiga por **fretting**² em altas temperaturas causam maior relaxamento de tensões residuais do que no ensaio de fadiga convencional com alta temperatura. Esse relaxamento de tensões sob altas temperaturas reduziu consideravelmente a resistência à fadiga por **fretting** (HYUKJAE; SHANKAR; SHAMACHARY, 2005).

²**Fadiga por Fretting** é um ensaio combinado de fadiga e desgaste, onde o corpo-de-prova de fadiga é atritado por sapatas sob pequena amplitude de deslocamento (HUTSON; SATHISH; NICHOLAS, 2006; GOLDEN; HUTSON, 2007; GOLDEN, 2007).

2.3 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; BATCHELOR, 2005; ZUM GAHR, 1987).

Estudos relatam que 30% da energia industrial no mundo é consumida em processos de atrito. Países industrializados como Inglaterra, Japão e Alemanha gastam aproximadamente 2 milhões/ano do PIB com perdas resultante dos processos de desgaste (ZUM GAHR, 1987; STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

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; LEWIS, 2007).

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

- 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 (SEIREG, 1998).

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, desgaste abrasivo e desgaste corrosivo (ZUM GAHR, 1987; STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005; GAGG; LEWIS, 2007).

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 conseqüentemente, 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 2.9 (ZUM GAHR, 1987; STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005; GAGG; LEWIS, 2007).



Figura 2.9 - Processo de transferência de metal devido à adesão

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; BATCHELOR, 2005).

O desgaste abrasivo consiste na remoção ou deslocamento de material pelo deslizamento de partículas rígidas e pode ser classificado como dois corpos ou três corpos, conforme o esquema apresentado na Figura 2.10. Na abrasão de dois corpos, a

partícula presa ao corpo de maior dureza move-se arrancando material do corpo de menor dureza. Na abrasão de três corpos, partículas de alta dureza agem como elementos interfaciais entre o corpo sólido e sua contraparte. O desgaste abrasivo de três corpos é menos severo pois, devido às variações no ângulo de ataque, apenas uma pequena parte das partículas causa desgaste (ZUM GAHR, 1987; STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

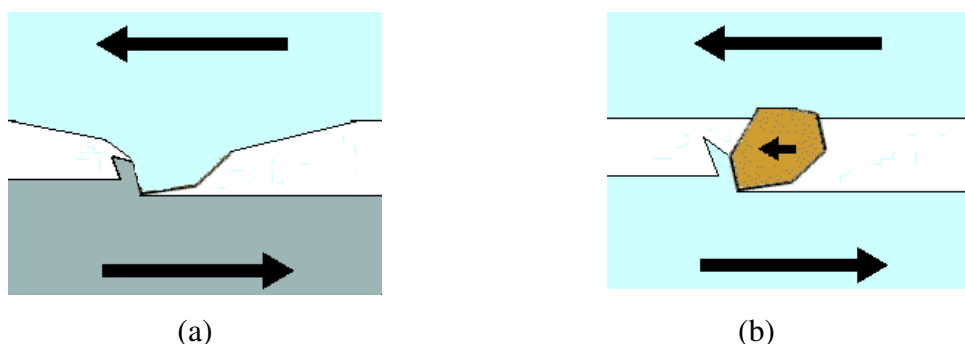


Figura 2.10 - Desgaste abrasivo: (a) 2 corpos, (b) 3 corpos.

Diferentes processos físicos podem ocorrer no desgaste abrasivo, como fratura e sulcamento, dependendo dos materiais envolvidos, da abrasividade das partículas e do ângulo de ataque. A resistência ao desgaste abrasivo é relacionada à dureza dos materiais envolvidos. Materiais mais duros têm menor taxa de desgaste abrasivo que materiais mais moles. Entretanto, a fragilidade acentuada pode levar a um desgaste acentuado por fratura e arrancamento de camadas superficiais, como é o caso dos materiais cerâmicos. Considerando que a fragilidade do material geralmente aumenta com o aumento da dureza, existe um limite de melhoria da resistência à abrasão por aumento da dureza superficial (ZUM GAHR, 1987; STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

O desgaste corrosivo é caracterizado pelo atrito de duas superfícies em contato que reagem com o ambiente. Quando o meio se torna reativo pela presença do oxigênio, o mecanismo também é conhecido por desgaste oxidativo. O processo se desenvolve pela contínua formação e remoção de camadas nas superfícies em contato. Na presença de um ambiente reativo, é formado um filme protetor que reduz o contato metálico das superfícies. A quebra e remoção desse filme forma detritos não-metálicos

que podem atacar abrasivamente as superfícies em contato, expondo-as ao ambiente corrosivo. Nova película se forma e a perda de massa é causada pela repetida ocorrência desse processo (ZUM GAHR, 1987; STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

A corrosividade do meio pode ser reduzida pela adição de inibidores de corrosão. Por outro lado, quando a corrosão é suprimida pode predominar um mecanismo mais agressivo, o desgaste adesivo, pois haverá uma produção insuficiente de camada óxida protetora. Conseqüentemente, a composição de lubrificantes em sistemas tribológicos precisa ser otimizada para se obter um balanço entre o desgaste adesivo e corrosivo, como mostrado na Figura 2.11 (ZUM GAHR, 1987; STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

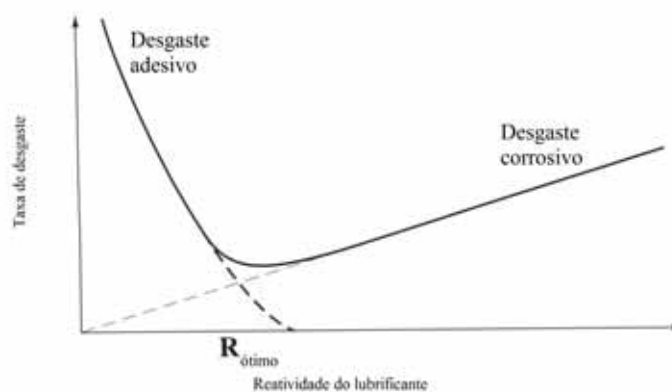


Figura 2.11 - Balanço entre desgaste corrosivo e oxidativo (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

Estudos recentes investigaram os mecanismos de desgaste presentes na liga Ti-6Al-4V. A baixa resistência da liga ao desgaste sob deslizamento pode ser atribuída a dois fatores principais:

1. Baixa resistência ao cisalhamento plástico e baixa endurecibilidade a frio que intensificam o mecanismo adesivo;
2. Baixa proteção exercida pelos óxidos superficiais, que se formam devido à ação de aquecimento localizado; sob desgaste esses óxidos são facilmente removidos por descamação e microfragmentação (MOLINARI et al., 1997).

Straffelini e Molinari (1999) investigaram o mecanismo de desgaste durante o ensaio disco-disco, no qual um disco constituído de Ti-6Al-4V é desgastado contra um disco da mesma liga na primeira configuração e contra o aço ferramenta AISI M2 na segunda configuração. A 0,3 m/s foi observada a predominância do desgaste oxidativo nas duas configurações; entretanto, o processo foi mais severo contra o aço, que continuamente arrancava a camada óxida por possuir maior dureza.

Com o aumento da velocidade, foi observada a transição de mecanismo, tendendo à delaminação. Na configuração da liga de titânio contra ela mesma, a delaminação é mais severa e aumenta com o tempo, já que não ocorre a dissipação de calor. Contra o aço, a tendência do sistema é a redução da taxa de desgaste com o tempo (STRAFFELINI; MOLINARI, 1999).

Em outro estudo, a resistência ao desgaste da liga Ti-6Al-4V foi obtida por meio de ensaios de desgaste pino-disco, no qual o disco era constituído de titânio e os pinos de material metálico, polimérico e cerâmico. Apesar dos mecanismos de desgaste não terem sido abordados, também foi observado que a taxa de desgaste dos discos eram maiores em menores velocidades. A alta dureza do carvão de silício não garantiu a integridade do sistema, pois a fragilidade do pino acelerou o processo de desgaste que foi o maior obtido entre os pares analisados (QU et al., 2005).

Neste trabalho, é analisado o par Ti-6Al-4V com a liga bronze-alumínio 630, material utilizado para fabricação de buchas e mancais de trens-de-pouso.

Para análise dos dados obtidos, um parâmetro importante para quantificar o desgaste de superfícies é a taxa específica de desgaste, **k**, conforme apresentado pela expressão (1):

$$k = \frac{V}{W \times L}, \quad (1)$$

na qual:

- k** é a taxa de desgaste específico [m^3/Nm];
- V** é o volume de desgaste [m^3];
- W** é a força normal [N];

L é a distância de deslizamento [m] (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

Materiais com taxa de desgaste específica, por exemplo, de $10^{-14}[\text{m}^3/\text{Nm}]$ ou maior podem ser caracterizados como não resistentes ao desgaste. Materiais com boa resistência ao desgaste podem exibir uma taxa de desgaste de $10^{-16}[\text{m}^3/\text{Nm}]$ ou menor. Alguns dados na literatura apresentam a taxa de desgaste como o cálculo da perda de massa pela distância percorrida (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

2.4 FADIGA

Para iniciar a aplicação de um material é preciso investigar exaustivamente o comportamento de suas propriedades mecânicas sob as solicitações requeridas em campo. O processo de dano e falha de componentes devido a carregamentos cíclicos, como ocorre em aeronaves, é denominado fadiga. Por sua característica de relacionar segurança e eficiência, a previsão da vida em fadiga é a área da engenharia mais abordada na elaboração de componentes aeronáuticos (VOORWALD et al., 2007; SHANYAVSKIY, 2006).

A indústria aeronáutica estuda esse problema por meio de três filosofias de projeto: vida segura, falha segura e tolerância ao dano. Nenhuma dessas técnicas é usada isoladamente no planejamento de uma aeronave; cada aplicação vai requerer um “plano de controle de fratura” para se chegar a um critério racional e de custo razoável para o projeto, a fabricação e a manutenção de estruturas confiáveis (GROOTEMAN, 2008; SOUZA, 2002; BARTER, CLAYTON, CLARK, 1993).

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 sujeitos a inspeções periódicas. Para a previsão de resistência à fadiga, o cálculo é baseado em curvas de Wöhler e a regra de Miner é geralmente utilizada para prever a vida em carregamentos com amplitudes variáveis. Considerações empíricas são utilizadas para cálculo de concentração de tensões e

efeitos térmicos (GROOTEMAN, 2008; BARTER, CLAYTON, CLARK, 1993).

Para evitar que a estrutura seja retirada de serviço muito antes de se atingir sua vida média, surgem as outras duas filosofias: “falha segura” e “tolerância ao dano”. A característica principal da primeira é a redundância, de forma que, ainda que ocorra a rápida propagação de uma trinca, a estrutura permanece intacta e retém uma adequada capacidade de continuar a suportar carregamento. Esse projeto não é usual para trens-de-pouso, pois nesse caso o aumento de peso e aumento das dimensões do componente são medidas inaceitáveis (GROOTEMAN, 2008; BARTER, CLAYTON, CLARK, 1993).

Na filosofia “tolerância ao dano” analisa-se a integridade de cada estrutura pela velocidade de crescimento de trinca, para garantir a durabilidade esperada no projeto e manutenção. Os três princípios fundamentais desse projeto 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 (BARTER, CLAYTON, CLARK, 1993).

Em trens-de-pouso, o comprimento de trinca crítico para que ocorra a fratura é muito pequeno devido aos elevados níveis de tensões durante sua vida operacional. Dessa forma, não é aplicável o critério “tolerância ao dano” e sim o “critério vida segura”, exigindo que os materiais empregados tenham principalmente elevadas resistência mecânica e tenacidade além de boa resistência à fadiga (DOWLING, 2007; SOUZA, 2002; NASCIMENTO, 1999).

2.4.1 Critério de projeto baseado na tensão

O critério de projeto baseado na tensão foi inicialmente introduzido por Wöhler, em 1860. Nessa metodologia, a vida em fadiga de um componente é definida como o número total de ciclos ou tempo para induzir um dano em fadiga e iniciar uma falha em fadiga dominante que é propagada até a fratura final. A partir desse estudo foi

introduzido o conceito de limite de resistência à fadiga, que caracteriza que abaixo de uma determinada amplitude de tensão aplicada em um material específico é esperada uma vida em fadiga infinita (DOWLING, 2007; SURESH, 1998).

Este modelo empírico é muito difundido em análises de fadiga, principalmente em aplicações nas quais os ciclos com baixa amplitude de tensão induzem inicialmente uma deformação predominantemente elástica. Neste caso, o componente é desenvolvido para uma utilização em longa vida, denominada fadiga de alto ciclo. Quando ocorre deformação plástica considerável durante o carregamento cíclico, a vida em fadiga é reduzida e o regime é chamado de fadiga de baixo ciclo (DOWLING, 2007; SURESH, 1998).

Na maioria dos ensaios de materiais em fadiga, os carregamentos são aplicados ciclicamente entre níveis tensão máxima e mínima que são constantes, como pode ser observado na Figura 2.12. O 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 designada amplitude de tensão, σ_a , que é a variação sobre a média. As equações 2 e 3 apresentam as expressões matemáticas dessas definições.

$$\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} = \frac{\sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{mín}}}{2} \quad (2)$$

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\text{máx}} + \sigma_{\text{mín}}}{2}, \quad (3)$$

A razão entre as tensões de carregamento é designada como:

$$R = \frac{\sigma_{\text{mín}}}{\sigma_{\text{máx}}}. \quad (4)$$

Quando um material é submetido a um carregamento cíclico severo, uma trinca ou outro defeito irá se desenvolver, levando ao colapso do componente. Se o mesmo teste for repetido num nível de tensão maior, o número de ciclos até a fratura será menor. Os resultados destes testes executados em diferentes níveis de tensão podem ser plotados numa curva tensão X vida, conhecida por curva S-N apresentada na Figura 2.13 (DOWLING, 2007; SURESH, 1998).

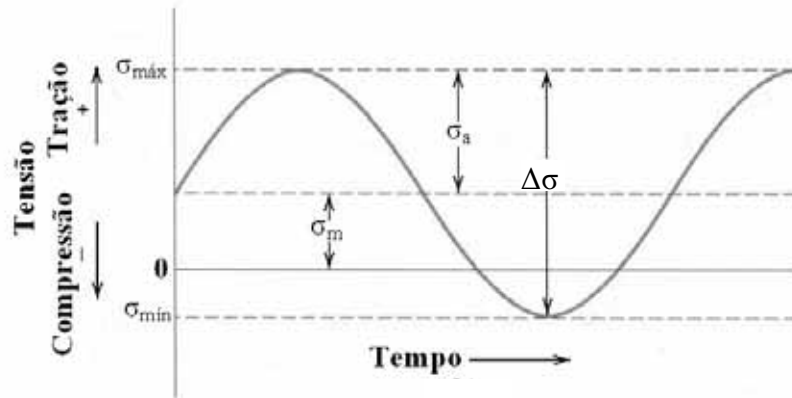


Figura 2.12 – Carregamento cíclico com amplitude constante

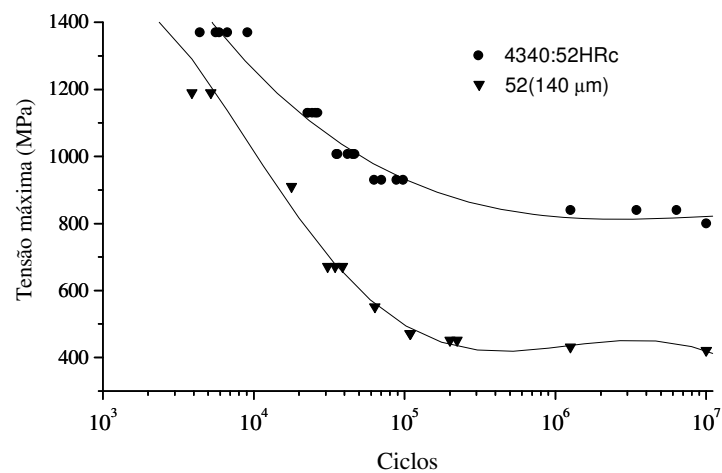


Figura 2.13 - Curva S-N - Influência do cromo eletrodepositado na resistência à fadiga em flexão rotativa do aço ABNT 4340: R = 1,0 (VOORWALD et al., 2007)

Nas curvas S-N o termo resistência à fadiga é utilizado para designar o valor de tensão específico associado à vida em fadiga de interesse. O comportamento em fadiga de um material é direcionado por fatores importantes como geometria do componente, tensão média aplicada, reatividade do ambiente, temperatura, frequência de ciclagem e tensão residual (DOWLING, 2007).

2.4.2 Mecanismo de falha por fadiga

A vida em fadiga indica o intervalo de tempo que um componente resistirá sob um carregamento cíclico específico. A falha por fadiga é um fenômeno físico que depende do material em estudo e do tipo de carregamento aplicado. Nos metais, uma falha catastrófica é precedida pela propagação estável de uma trinca (ASKELAND; PHULÉ, 2008; SURESH, 1998; SCHIJVE, 2003).

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 2.14, o início das microtrincas ocorre em bandas de deslizamento normais à superfície do material, que se movimentam por intrusões e extrusões num mecanismo de deformação plástica localizada (GROSS; LAMPMAN, 1996; SURESH, 1998; SCHIJVE, 2003).

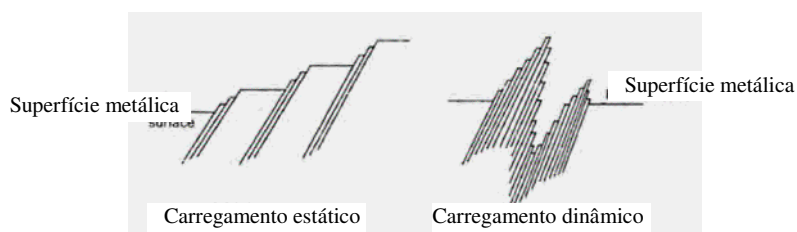


Figura 2.14 – Influência do carregamento na geometria dos escorregamentos na superfície do material (adaptado de SCHIJVE, 2003)

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 química³ dos átomos do ambiente. Dessa forma entende-se que o início da trinca é um fenômeno superficial (SCHIJVE, 2003).

A propagação da microtrinca não ocorre necessariamente ao longo do plano cristalográfico, sendo dependente da estrutura cristalina, tamanho e textura do grão, e dos obstáculos à movimentação de discordâncias. Depois de iniciado, o processo de propagação estável da trinca divide-se em dois estágios de crescimento,

³Adsorção química é definida pela deposição de moléculas atraídas para um substrato, formando uma fina camada. Devido às ligações químicas formadas, as moléculas ficam presas à superfície num processo irreversível. (MINOT; MARKOVITS, 1998; BARROS et al., 2006)

esquemáticos na Figura 2.15 (GROSS; LAMPMAN, 1996; SURESH, 1998; SCHIJVE, 2003).

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

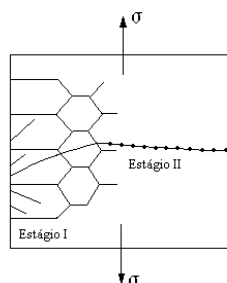


Figura 2.15 - Representação dos estágios I e II de propagação da trinca (SOUZA, 2002) .

No estágio I a aparência da superfície de fratura é plana e serrilhada. No estágio II, ligas metálicas dúteis formam estrias de fadiga por um mecanismo repetitivo de abaulamento plástico e afilamento na ponta da trinca. As estrias representam o avanço da trinca em cada ciclo de carregamento. A Figura 2.16 apresenta a fractografia obtida por microscopia eletrônica de varredura onde se observam estrias de fadiga na liga Ti-6Al-4V. Depois dessas duas etapas de crescimento, o componente não suportará mais o carregamento aplicado, e a trinca se propagará de forma instável levando à ruptura final. No critério de projeto baseado na tensão, o período de nucleação de trinca corresponde ao maior percentual da vida do componente sob o regime de alto ciclo (GROSS; LAMPMAN, 1996; SURESH, 1998; SCHIJVE, 2003).

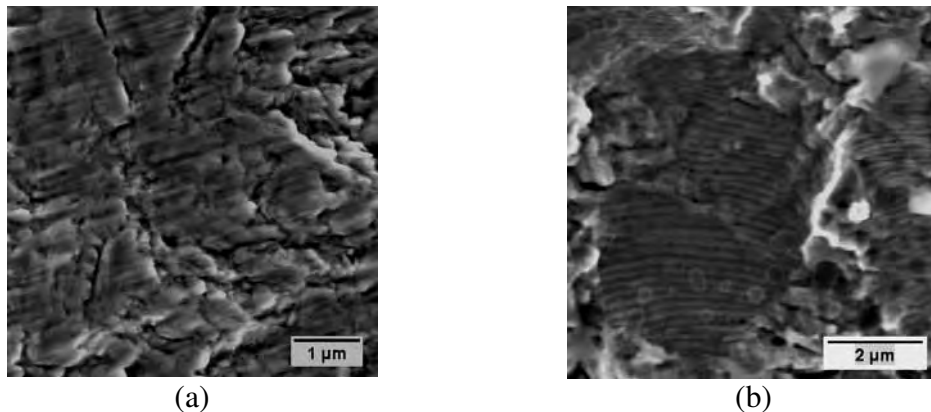


Figura 2.16 - Fractografias das estrias de fadiga na liga Ti-6Al-4V (a) 7500X (b) 5000X (Obtidas pela autora).

2.4.3 Mecanismos de formação de trinca por fadiga no Ti-6Al-4V

O mecanismo de formação de trinca por fadiga nas ligas de titânio comerciais está diretamente relacionado à sua heterogeneidade microestrutural e aos modos de deformação plástica. O entendimento da resistência à fadiga dessas ligas requer uma descrição do seu mecanismo de deformação elementar (BRIDIER; VILLECHAISE; MENDEZ, 2008; SZCZEPANSKI et al., 2008).

Nos metais de estrutura hexagonal compacta, diferentes modos de deformação podem ser ativados durante a deformação plástica: o deslizamento do plano na direção de escorregamento (**gliding**) e por maclagem (**twinning**). Entretanto, o processo de maclagem não foi observado em ligas $\alpha+\beta$ em temperatura ambiente sob carregamento estático (SALEM; KALIDINDI; DOHERTY, 2003; BRIDIER; VILLECHAISE; MENDEZ, 2005).

As direções de deslocamento cristalográfico em cristais puros HC, descritas na Figura 2.17, são: $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ ou $\langle a \rangle$. Os três planos dominantes que contém essas direções de escorregamento são: o plano basal (0001), os três planos prismáticos $\{10\bar{1}0\}$ e os seis planos piramidais de primeira ordem $\{10\bar{1}1\}$, que possuem o vetor de Burgers $a = 1/3 \langle 11\bar{2}0 \rangle$. Essas direções não produzem alongação ou redução paralelas ao

eixo c . Para acomodar o esforço na direção c , são ativados os sistemas de escorregamento por maclação $\langle c+a \rangle$, com vetor de Burgers $c+a = 1/3 \langle 11\bar{2}3 \rangle$ (BRIDIER; VILLECHAISE; MENDEZ, 2005; BALASUBRAMANIAN; ANAND, 2002; ADIB et al., 2007).

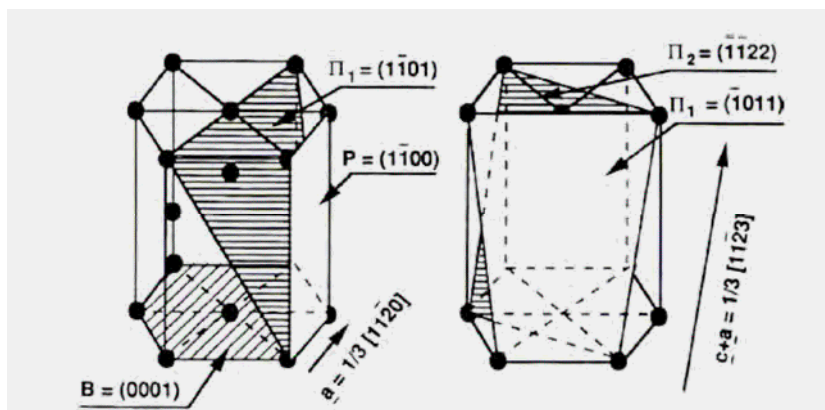


Figura 2.17 – Sistemas de escorregamento em metais hexagonais (hc): basal (B), prismático (P) e piramidal de primeira ordem (Π_1) planos que contêm o vetor de Burgers a ; sistemas de escorregamento piramidais de primeira e segunda ordem (Π_2) contendo o vetor de Burgers $c+a$ (BRIDIER; VILLECHAISE; MENDEZ, 2005).

As análises dos modos de deformação nas ligas de titânio bimodais Ti-6Al-4V revelaram a coexistência de sistemas de escorregamento basal, prismático e piramidal de primeira ordem na mesma amostra. Os dois primeiros mostram-se dominantes em relação ao último, sob carregamentos estáticos. Com o aumento da temperatura, as direções $\langle 11\bar{2}3 \rangle$ tornam-se possíveis, ativando também os sistemas de escorregamento piramidais de primeira e segunda ordens nessa direção. Esse é o fenômeno responsável pela manutenção das propriedades mecânicas das ligas de titânio em temperaturas elevadas (BRIDIER; VILLECHAISE; MENDEZ, 2005; BRIDIER; VILLECHAISE; MENDEZ, 2008).

Quando submetida a carregamentos cíclicos, o início da trinca por fadiga na liga Ti-6Al-4V bimodal ocorre ao longo de planos basais e prismáticos em nódulos de α primários e depende diretamente das propriedades cristalográficas locais. A formação de trincas por fadiga em planos prismáticos envolve o clássico mecanismo criação de rugosidades na superfície, induzindo intenso mecanismo de escorregamento de bandas

de cisalhamento (BRIDIER; VILLECHAISE; MENDEZ, 2008).

As trincas formadas pelos planos basais propagam-se mais facilmente, seu aspecto é geralmente associado ao mecanismo de quase-clivagem, presente em algumas ligas $\alpha+\beta$. Neste caso, considera-se que a formação de trinca por fadiga é consequência da restrição do escorregamento nesses planos na fase α HC, numa combinação entre elevada tensão de cisalhamento e elevada tensão trativa localizadas. (BRIDIER; VILLECHAISE; MENDEZ, 2008).

A presença desses sistemas de escorregamento da estrutura hexagonal compacta faz com que as trincas por fadiga cresçam mais rápido em grãos α do que em grãos $\alpha+\beta$. Porém, a presença da fase $\alpha+\beta$ aumenta a deflexão do caminho da trinca, tornando-a responsável pelo aumento da tenacidade dessa microestrutura lamelar (NALLA et al., 2002)

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAL

Os materiais utilizados nesta pesquisa foram doados pela ELEB Equipamentos Ltda., com certificação aeronáutica.

As composições químicas dos materiais estudados foram obtidas por absorção atômica. As determinações analíticas para os elementos dos materiais utilizados nesta tese foram realizadas na Escola de Engenharia de Lorena (EEL/USP), em um espectrômetro de absorção atômica da PerkinElmer modelo Aanalyst 800. Este equipamento possui um sistema integrado, incorporando em um único instrumento os componentes para operação chama e forno de grafite. Todo o sistema é controlado pelo software Analyst AA.

3.1.1 Ti-6Al-4V

A liga de titânio utilizada pertence à classificação $\alpha+\beta$ e é certificada pela norma AMS 4928 Q. A Tabela 3.1 apresenta a composição da liga segundo esta norma e como recebido.

Tabela 3.1 - Composição química da liga Ti-6Al-4V

Elemento (% p)	Al	V	Fe máx	O máx	C máx	H máx	Resíduos máx	Ti
ESPECIFICADO	5,50- 6,75	3,50- 4,50	0,30	0,20	0,08	0,0013	0,40	Rem.
RECEBIDO	6,34	4,49	0,27	-	-	-	-	68,89

A liga Ti-6Al-4V foi tratada a 950°C por 1h e resfriada no ar. O recozimento foi efetuado a 600°C por 4 horas com resfriamento no ar, conforme prescrito pela norma SAE-AMS-4928Q.

3.1.2 Bronze-Alumínio 630

A composição química da liga bronze-alumínio 630 é definida pela norma ASTM B150/B150M-03. A Tabela 3.2 apresenta os valores especificados e os valores obtidos após análise do material recebido.

Tabela 3.2 - Composição química da liga bronze-alumínio 630

Elemento (%p)	Al	Cu e Ag	Fe	Ni e Co	Mg máx	Si máx	Sn máx	Zn Max
ESPECIFICADO	9-11	Remanescente	2-4	4-5,5	1,5	0,25	0,2	0,3
ENCONTRADO	9,48	69,63 e 0,0037	6,93	4,72 e 0,019	0,10	-	-	-

3.2 MÉTODOS

3.2.1 Tratamento Superficiais

3.2.1.1 Anodização

A anodização da liga de titânio foi realizada na ELEB, num eletrólito à base de ácido sulfúrico a uma voltagem de 20V por 15 minutos, a uma temperatura de aproximadamente 20°C. A espessura obtida pode variar entre: $2,50 \pm 1,27 \mu\text{m}$, de acordo com a norma DIN EN 2080 (1997).

3.2.1.2 HVOF

O revestimento de carbeto de tungstênio foi aplicado pela Praxair com um sistema HVOF, no qual foi utilizada a composição de pó WC-10%Co-4%Cr, resultando numa espessura de 150 μm com rugosidade superficial de $R_a = 2,77 \pm 0,19 \mu\text{m}$. As amostras revestidas foram previamente tratadas com um jateamento de alumina de 90 mesh para aumentar a adesão.

Os parâmetros de processo utilizados foram:

- Processo: TAFE JP 5000;

- Pressão de oxigênio: 136–146 psi;
- Combustível: querosene;
- Pressão de combustível: 114–124 psi;
- Pressão de suprimento do pó: 3–6 psi;
- Distância da pistola: 300 mm;
- Temperatura máxima no substrato: 170° C.

3.2.1.3 PVD

A espessura dos revestimentos PVD obtida foi em torno de 3μm. É propósito do projeto realizar estudos em uma única espessura. O sistema de evaporação dos revestimentos TiN e CrN foi o arco catódico, a 450°C por 7h e do WC:H foi o **magnetron sputtering**, a 180°C por 10h. Todos os revestimentos PVD foram gentilmente cedidos pela Brasimet. Os sistemas utilizados podem ser visualizados na Figura 3.1.



Figura 3.1- Sistemas de deposição PVD da Brasimet: **Magnetron Sputtering** (Esquerda) e Arco-Voltaico (Direita) (Cortesia da Brasimet)

3.2.1.4 Shot peening

O processo foi aplicado nas amostras anodizadas e revestidas por HVOF. Os parâmetros de **shot peening** utilizados foram: intensidade de 0,008 A, fluxo de saída

de 3kg, velocidade de 250 mm/min, distância de 200 mm, rotação de 30 RPM e cobertura de 120%. Foi utilizada uma esfera de aço S230 (ϕ de 0,7 mm). O processo foi executado num equipamento de jateamento a ar de acordo com a norma SAE-AMS-S-13165. As amostras tratadas apresentaram uma rugosidade superficial de $Ra = 1,08 \pm 0,14 \mu m$. Nas amostras revestidas por HVOF, o processo foi efetuado antes do jateamento com alumina.

3.2.2 Ensaios mecânicos

3.2.2.1 Ensaio de microdureza

Foram realizados ensaios de dureza Vickers (HV), nos quais 10 medidas foram realizadas nos materiais como recebidos, com carga de 50gf aplicada durante 15 segundos. Os ensaios foram realizados conforme a norma ASTM E 384, no Departamento de Materiais na FEG/UNESP, em um equipamento Shimadzu, modelo HV-2T adquirido no projeto FAPESP 2006/03570-9 (Figura 3.2).



Figura 3.2 – Microdurômetro.

3.2.2.2 Ensaios de fadiga

Os ensaios de fadiga axial foram realizados conforme a norma ASTM E 466 no Departamento de Materiais e Tecnologia na FEG/UNESP, num equipamento servo-hidráulico da marca INSTRON modelo 8800 (Figura 3.3) que foi adquirido durante a execução do projeto FAPESP- 99/06549-5.



Figura 3.3 - Instron 8801

Foi utilizado um carregamento senoidal de amplitude constante com controle de carga, frequência de 20Hz e razão de carregamento $R = 0,1$, à temperatura ambiente. Foi considerado como resistência à fadiga a fratura dos corpos-de-prova ou a vida de 10^7 ciclos. Foram preparados oito grupos de corpos-de-prova de fadiga, de acordo com a Figura 3.4, para a obtenção das curvas S-N dos ensaios de fadiga axial:

1. Corpos-de-prova de Ti-6Al-4V (MB);
2. Corpos-de-prova de MB revestidos por HVOF com WC-10Co-4Cr;
3. Corpos-de-prova de MB, com **shot peening** e WC-10Co-4Cr revestido por HVOF;
4. Corpos-de-prova de MB anodizados;
5. Corpos-de-prova de MB com **shot peening** e anodizados;
6. Corpos-de-prova de MB revestidos com TiN por PVD;
7. Corpos-de-prova de MB revestidos com CrN por PVD;
8. Corpos-de-prova de MB revestidos com WC (DLC) por PVD.

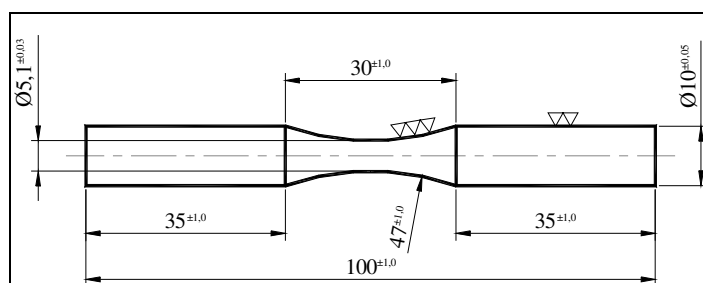


Figura 3.4- Corpo-de-prova de fadiga axial (ASTM E466)

3.2.2.3 Ensaios de desgaste

Os ensaios de desgaste por deslizamento foram realizados no Laboratório de Desgastes do Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG-UNESP (Figura 3.5) no Tribômetro de configuração tipo pino-disco, com a metodologia direcionada pela norma ASTM G 99.



Figura 3.5 - Equipamento para ensaios tribológicos

O pino metálico foi usinado a partir da liga bronze-alumínio 630 e os discos obtidos da liga Ti-6Al-4V na condição material base e com os revestimentos descritos nos itens 3.2.1.1, 3.2.1.2 e 3.2.1.3, como mostrado na Figura 3.6.

A rugosidade dos discos em cada condição superficial está descrita na Tabela 3.3. Os valores foram obtidos pelo Rugosímetro Portátil digital Mitutoyo modelo Surftest 301.

Tabela 3.3 – Rugosidade superficial dos discos utilizados nos ensaios de desgaste

Material	Média (μm)	Desvio-Padrão (μm)
Ti-6Al-4V	0,98	0,11
Anodizado	0,85	0,10
HVOF	1,62	0,35
CrN	1,08	0,15
DLC	0,57	0,13
TiN	1,06	0,04

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 sem 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 indireta do coeficiente de atrito, através de uma célula de carga incorporada à fixação do pino.

A cada 3 km de percurso, os corpos-de-prova foram limpos em banho ultrassônico e, em seguida, foram pesados.

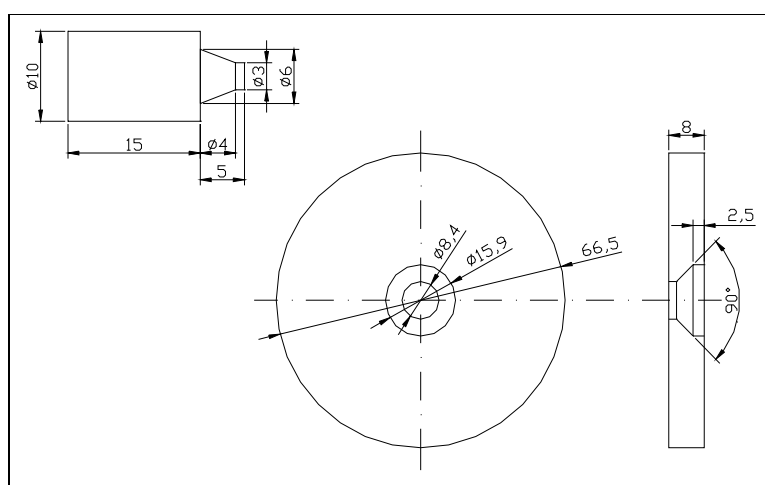


Figura 3.6 - Corpos-de-prova para o ensaio pino-disco

3.2.3 Ensaio de corrosão em névoa salina

Um corpo-de-prova para cada revestimento estudado foi submetido ao ensaio de corrosão em névoa salina com duração de 300 horas, no equipamento Corrotest, modelo CA-680, de marca Dunkman, pertencente à Tekno, representado na Figura 3.7, seguindo os procedimentos da norma ASTM B 117. Os parâmetros de ensaio adotados foram:

- Solução aquosa 5% em peso de NaCl quimicamente puro, isento de iodo;
- Temperatura do saturador de 35 a 45°C;
- Pressão do saturador de 10 a 25 psi;

- Temperatura no interior da câmara de 33 a 36°C;
- Coletado de 1 a 2 mL/h;
- pH do coletado de 6,5 a 7,2;



Figura 3.7 - Equipamento para ensaio de corrosão em névoa salina

3.2.4 Microscopia óptica

A microscopia óptica foi realizada no Departamento de Materiais e Tecnologia na FEG/UNESP do campus de Guaratinguetá no LAIMat, Laboratório de análise de imagens (processo FAPESP 97/06287-5), ao qual pertence o microscópio Nikon EPIPHOT 200. As imagens obtidas foram tratadas pelo software de domínio público Image J.

3.2.4.1 Preparação metalográfica

As etapas para preparação das amostras para microdureza e microscopia óptica foram as seguintes: corte, embutimento, lixamento, polimento e ataque químico. As amostras foram embutidas em baquelite de base epóxi para a proteção das bordas dos revestimentos. O lixamento do material base teve a seguinte sequência de granulometria: 100, 220, 320, 400, 600, 1000, 1200.

O polimento foi realizado em uma politriz automática da marca Labopol com uma solução de sílica coloidal composta de 260mL de OP-S, 40mL de H₂O₂ 30%, 1 mL de HNO₃ e 0,5 mL de HF. O ataque químico é realizado somente para revelar ou realçar detalhes da microestrutura. A amostra foi imersa em uma solução ácida

composta de 45 ml de H₂O deionizada, 45ml de HNO₃ e 10ml de HF, por um intervalo de tempo de 25s. Após a realização do ataque químico, a amostra foi lavada com água destilada por um período de 5 minutos (ADIB et al., 2007).

3.2.5 Microscopia eletrônica de varredura

As análises deste trabalho foram realizadas nos microscópios eletrônicos de varredura JEOL JSM 5310, disponível no Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais – INPE (São José dos Campos), e LEO 1450VP, na EEL/USP.

As imagens obtidas por elétrons secundários (SE) 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 e da morfologia dos revestimentos.

As imagens obtidas por elétrons retroespalhados (BSE) provêm de interações elásticas entre os elétrons e a amostra. A mudança de direção ocorre sem perda apreciável de energia e ocorre principalmente pela interação entre os elétrons e o núcleo atômico. Essas imagens foram utilizadas para determinar a presença de elementos químicos que têm coloração cinza mais forte para maior peso atômico.

Também foram realizadas as análises de espectroscopia dispersiva (EDS) para identificar a composição qualitativa e quantitativa dos materiais investigados.

3.2.6 Difratometria de Raios X

As análises de Difratometria de Raios X foram obtidas em um equipamento da Shimadzu modelo XDR-6000, disponível no DEMAR/EEL/USP, com fonte de radiação CuK α , voltagem de 40 kV, corrente de 40 mA, varredura 0,05 (2 θ / 5 s) para valores de 2 θ entre 10 e 90°.

Essa técnica permite determinar o tipo de estrutura física, ou seja, os parâmetros de redes e os espaçamentos interplanares da rede cristalina do material, permitindo identificá-lo mediante comparação com estruturas cristalinas já conhecidas, determinando se o material é amorfo ou cristalino.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 MICROESTRUTURA

A microestrutura da liga Ti-6Al-4V pode ser visualizada na Figura 4.1.

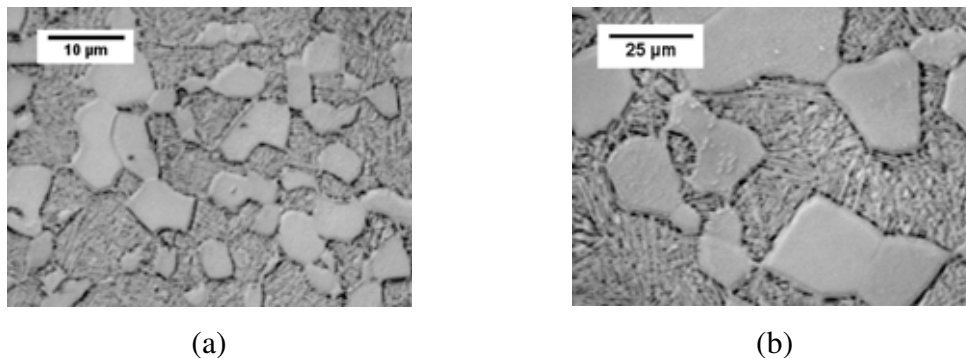


Figura 4.1 - Microestrutura da liga Ti-6Al-4V:(a) 500X, (b) 1000X

As imagens revelam a estrutura bimodal da liga Ti-6Al-4V, que é uma das microestruturas mais utilizadas, e consiste na fase primária α (mais clara) equiaxial de estrutura cristalina hexagonal compacta e no constituinte secundário lamelar $\alpha + \beta$ (MAYEUR; MCDOWELL; NEU, 2008). A estrutura bimodal confere ao material alta resistência mecânica, ductilidade e resistência à iniciação de trinca por fadiga (BOYER; WELSCH; COLLINGS, 1994).

A fração volumétrica da fase α primária e da fase lamelar pode ser controlada por tratamento térmico alterando a velocidade de resfriamento. As Figuras 4.1(a) e 4.1(b) apresentam a microestrutura bimodal da liga tratada termicamente e resfriada no ar, com fração volumétrica da fase α de 30%, obtida após processamento no software de domínio público **Image J** (JOSHI, 2006).

4.2 ENSAIOS DE MICRODUREZA

A Tabela 4.1 apresenta os valores de microdureza para o material base e para o revestimento WC-10%Co-4%Cr depositado por HVOF. Para a obtenção da microdureza Vickers no material base foram realizadas 10 medidas por condição nas fases α e $\alpha + \beta$, com carga de 0,050 kgf por 15 s. No revestimento foram realizadas

10 medidas no revestimento e 10 medidas no material base à 0,020 mm da região revestida, a carga utilizada no revestimento foi de 0,300 Kgf por 15 s.

A partir dos resultados obtidos pode-se observar a elevada dureza da camada de carbeto de tungstênio em relação ao material base. Os outros revestimentos apresentaram espessuras não mensuráveis por microdureza. A microdureza da liga Ti-6Al-4V pode ser representada também na escala Rockwell.

Tabela 4.1 - Microdureza da liga Ti-6Al-4V e do revestimento WC-10%Co-4%Cr

Material	Media (HV)	Desvio padrão (HV)	HRC	Desvio padrão (HRC)
<i>Ti-6Al-4V - (α)</i>	380	28	39	3
<i>Ti-6Al-4V - ($\alpha+\beta$)</i>	354	4	36	1
<i>WC-10%Co-4%Cr</i>	1485	120	-	-
TI-6AL-4V- (0,20mm do WC)	374	17	38	2
<i>WC:H</i>	1200	(BRASIMET BODYCOTE, 2008)		
<i>TiN</i>	2500	(BRASIMET BODYCOTE, 2008)		
<i>CrN</i>	2000	(BRASIMET BODYCOTE, 2008)		

4.3 ENSAIO DE CORROSÃO EM NÉVOA SALINA

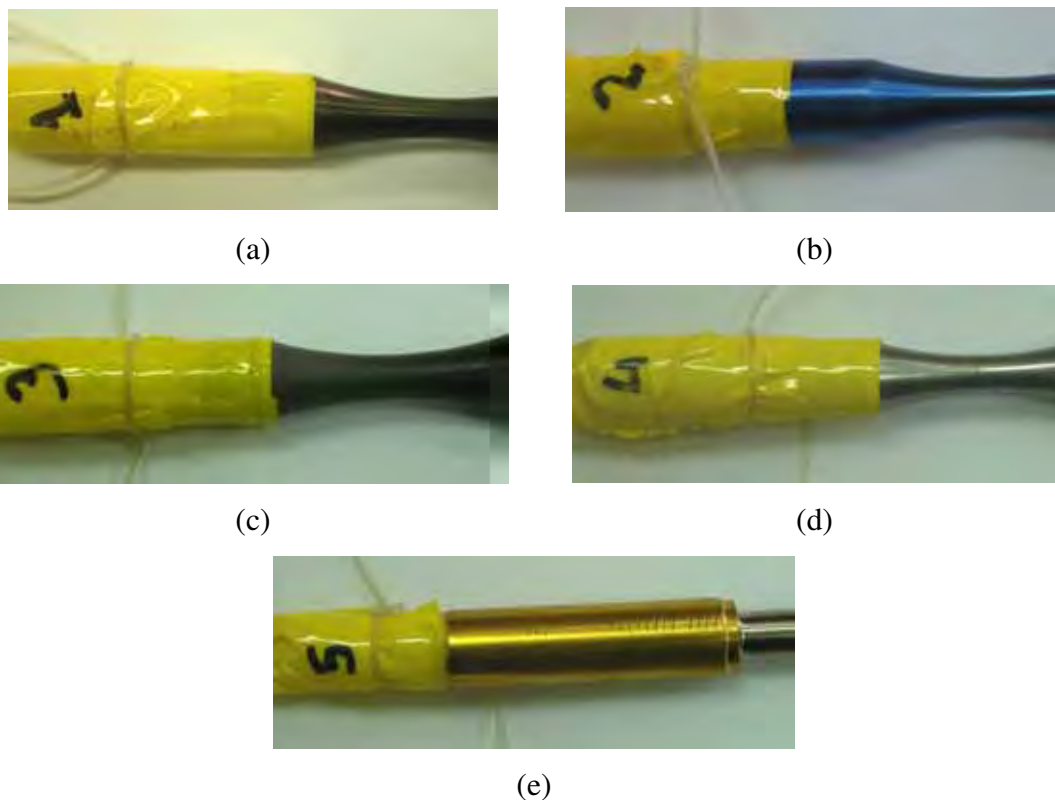
Para ensaio de corrosão em névoa salina foram utilizados corpos-de-prova de fadiga dos materiais revestidos. Os corpos-de-prova foram enumerados conforme a posição na câmara de névoa salina:

1. Ti-6Al-4V revestidos com WC:H por PVD;
2. Ti-6Al-4V anodizado;
3. Ti-6Al-4V revestidos por HVOF com WC-10%Co-4%Cr;
4. Ti-6Al-4V revestidos com CrN por PVD;
5. Ti-6Al-4V revestidos com TiN por PVD .

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

Nenhuma condição de revestimento apresentou sinais de corrosão após 1008 h de exposição na câmara de névoa salina. Superfícies metálicas sem revestimento que ficaram expostas, considerando que os revestimentos não cobriram 100% das amostras, também não apresentaram sinais de corrosão. A Figura 4.2 apresenta as amostras revestidas após o ensaio de corrosão.

Para assegurar que não houve evidência de oxidação das amostras, foram realizadas análises de difratometria de raios-X no material base com e sem os revestimentos, após o ensaio de névoa salina. Os difratogramas de todas as condições estão apresentados na Figura 4.3, e não indicaram alterações dos elementos presentes nas amostras após a exposição em névoa salina.



F4.2 - Corpos de prova após ensaio corrosão em névoa salina (a) WC:H - PVD, (b) Anodização, (c) WC-10%Co-4%Cr - HVOF, (d) CrN - PVD e (e) TiN - PVD.

Os planos de difração e suas respectivas distâncias interplanares, assim como a densidade de átomos em cada plano cristalino, são características de cada estrutura cristalina. Dessa forma, foi possível confirmar os elementos presentes em cada análise.

Também foi possível identificar a não-cristalinidade dos revestimentos WC-10Co-4Cr por HVOF (4.4c) e WC:H (4.4e).

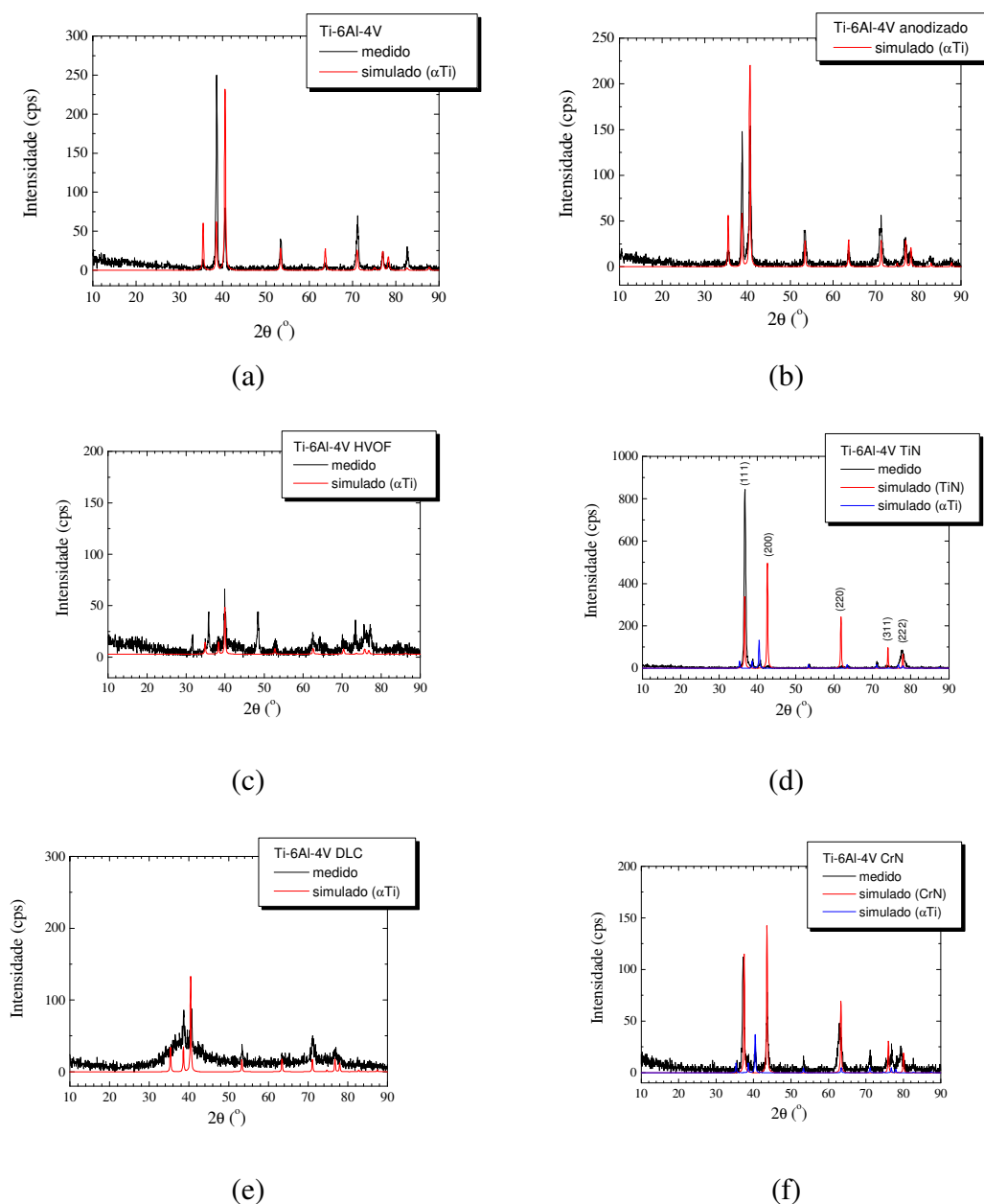


Figura 4.3 – Difratometria de Raios-X na liga Ti-6Al-4V após ensaio de névoa salina (a) material base, (b) anodizado, (c) WC 10Co-4Cr , (d) TiN, (e) WC:H e (f) CrN

A elevada resistência à corrosão do titânio e suas ligas é atribuída a uma fina camada passiva de óxido naturalmente formada na superfície, que aliada às

propriedades mecânicas da liga Ti-6Al-4V proporcionam sua aplicação em estruturas que requerem alta resistência mecânica e resistência à corrosão. Entretanto, o filme óxido é fino e quebradiço, e é facilmente removido sob desgaste (MOLINARI et al., 1997; KAHRAMAN; GULENC; FINDIK, 2007; SILVA et al., 2007; YETIM et al., 2008)

4.4 ENSAIOS DE FADIGA AXIAL

4.4.1 Ti-6Al-4V

Os dados experimentais dos ensaios de fadiga axial da liga Ti-6Al-4V estão apresentados na Tabela 4.2 e na Figura 4.4. O primeiro ensaio foi obtido com 75% da sua resistência à ruptura ($\sigma_{rupt} = 1270$ MPa).

Tabela 4.2 - Resultados dos ensaios de fadiga axial da liga Ti-6Al-4V

<i>Ti-6Al-4V</i>	
<i>Tensão (MPa)</i>	<i>Ciclos</i>
1000	9.262
985	143.300
975	31.299
975	366.695
965	99.240
955	14.427
955	515.404
955	537.511
950	$1,0 \times 10^7$
945	34510
900	$1,0 \times 10^7$
750	$1,0 \times 10^7$
650	$1,0 \times 10^7$

A partir da Tabela 4.2 e da Figura 4.4, é possível observar que para tensão de 1000 MPa (78% do σ_{rupt}) ocorreu fratura por fadiga de baixo ciclo (9262 ciclos) e, para tensão de 900 MPa (71% do σ_{rupt}), o material suporta 10^7 ciclos. Dessa forma, o intervalo entre o comportamento de fadiga de baixo ciclo e o limite de resistência à fadiga é de aproximadamente 100 MPa. A liga Ti-6Al-4V possui elevada resistência à

vida em fadiga comparando com a liga de Al 7050-T7451 e o aço ABNT 4340, que apresentam uma vida em fadiga axial de 10^7 ciclos para os níveis de tensão de 325 MPa e 850 MPa, respectivamente (CAMARGO et al., 2007; VOORWALD et al., 2005).

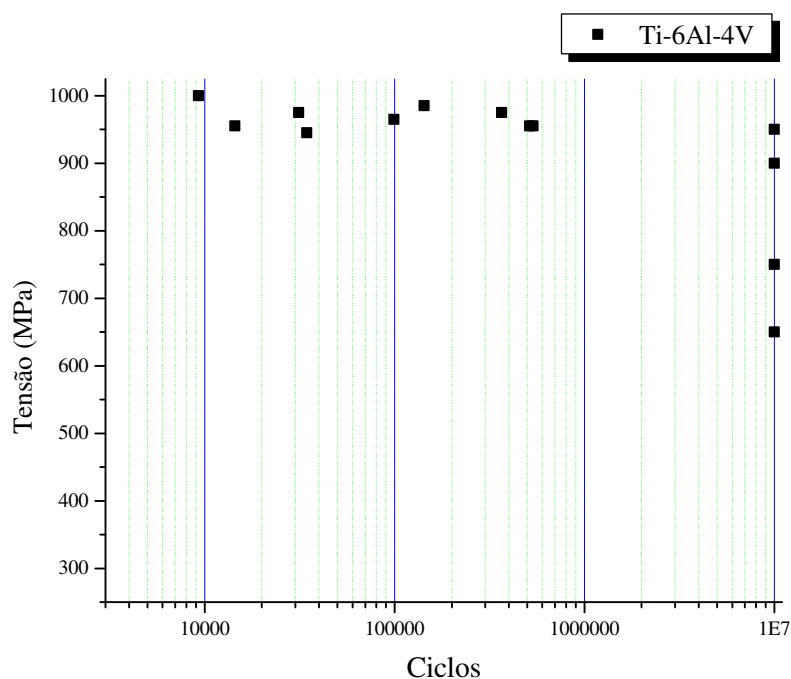


Figura 4.4 - Curva S-N para a liga Ti-6Al-4V

Na Figura 4.5 está ilustrado o padrão fractográfico do corpo-de-prova em baixo ciclo, ensaiado em fadiga axial da liga Ti-6Al-4V a uma tensão máxima de 955 MPa, e que suportou 14.422 ciclos até a fratura. As Figuras 4.6 e 4.7 apresentam as fractografias dos corpos-de-prova do material base em alto ciclo, ensaiado a uma tensão máxima de 955 MPa, com 515.404 ciclos e 537.511 até a ruptura, respectivamente.

A Figura 4.5a apresenta várias frentes de propagação das trincas na superfície, com uma região plana de propagação estável das trincas (A), uma região de transição entre a propagação de trinca instável e a ruptura por sobrecarga (B), e uma região fibrosa e dúctil, indicada pelas setas, que corresponde à ruptura final do corpo-de-prova. Nas Figuras 4.6a e 4.7a é observada uma única frente de propagação de trinca,

entretanto, em todas as amostras a área de ruptura final por sobrecarga corresponde a mais de 50% da área total da superfície fraturada. Isso indica que todas as fraturas ocorreram sob alta tensão nominal e que a presença de concentradores de tensões no corpo-de-prova representado na Figura 4.5 foi maior que nas amostras das Figuras 4.6 e 4.7 (AMERICAN SOCIETY FOR METALS INTERNATIONAL, 1992).

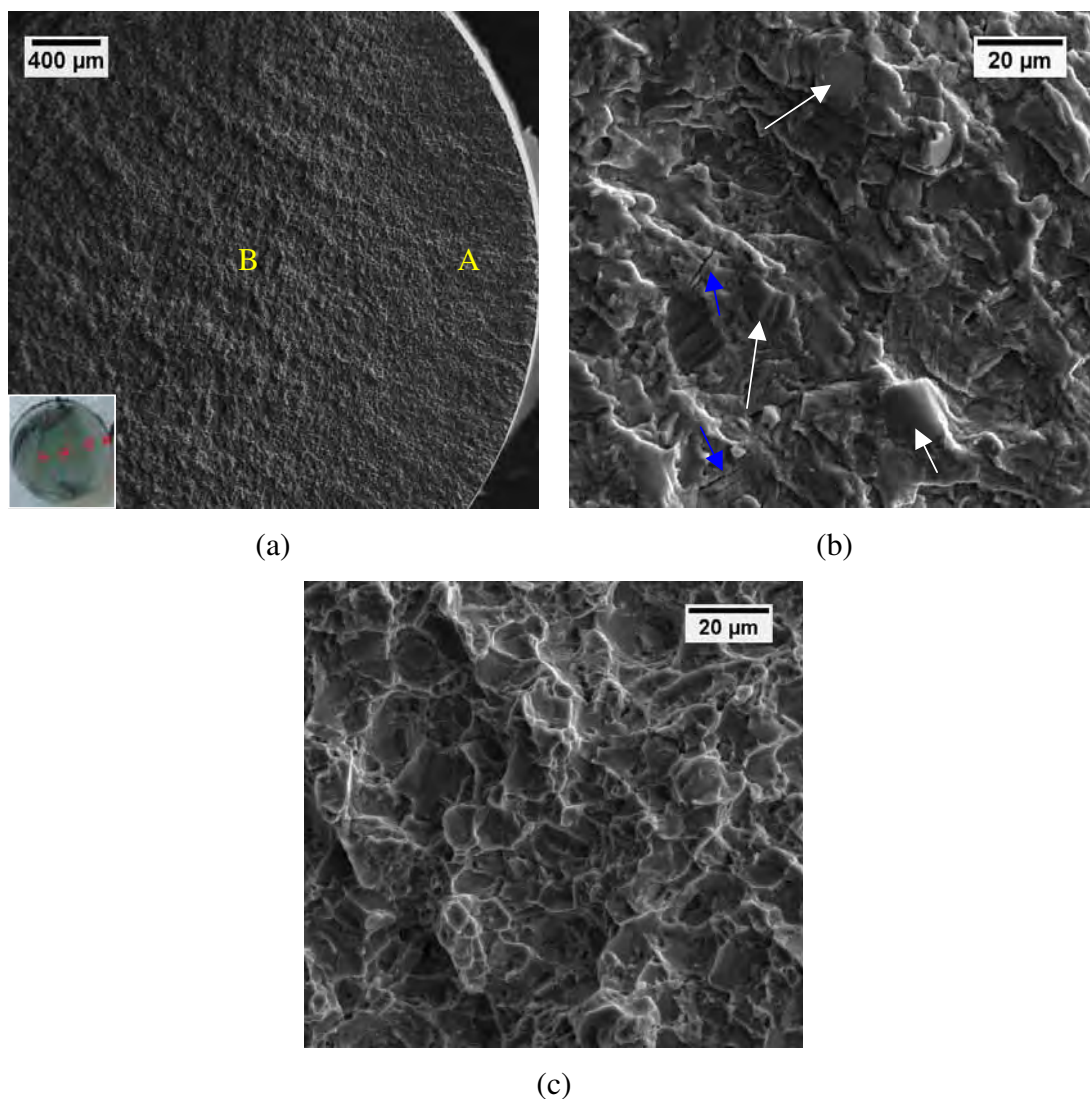


Figura 4.5 - Superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V: $\sigma_{\text{máx}} = 955$ MPa, 14422 ciclos. (a) 60X; (b) 500X; (c) 1500X em B

Os três corpos-de-prova não apresentaram diferenças na composição química ou na microestrutura. No entanto, as amostras que apresentaram fadiga de alto ciclo,

possuíam rugosidade superficial de $Ra = 0,54 \pm 0,04 \mu\text{m}$. A amostra com fratura em baixo ciclo apresentou uma rugosidade superficial de $Ra = 1,07 \pm 0,13 \mu\text{m}$.

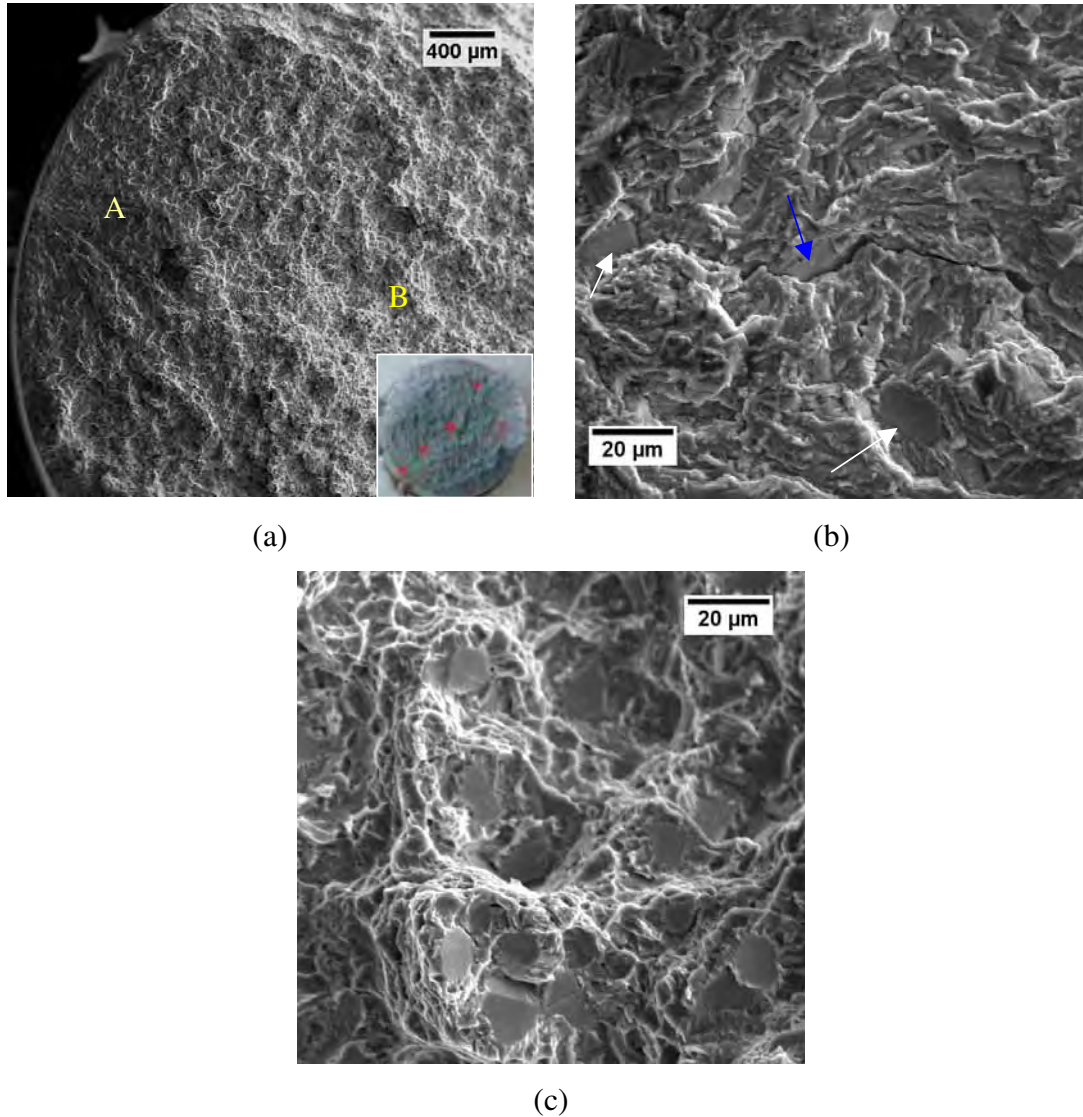


Figura 4.6 - Superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V: $\sigma_{\text{máx}} = 955 \text{ MPa}$, 515.404 ciclos. (a) 60X; (b) 1500X em A; (c) 1500X em B.

As setas brancas nas Figuras 4.5b, 4.6b e 4.7c indicam a propagação da trinca no plano cristalográfico basal da fase α , com um aspecto de quase-clivagem. As setas azuis indicam fissuras na raiz de algumas estrias. Ainda, ao redor das faces de quase-clivagem é possível observar o mecanismo de trincas por fadiga em planos prismáticos

resultando na criação de rugosidades na superfície, induzidas pelo intenso mecanismo de escorregamento de bandas de cisalhamento (JOSHI, 2006).

As Figuras 4.5c e 4.6c apresentam a propagação instável da trinca com regiões mistas compostas por **dimples** e faces planas de quase-clivagem (JOSHI, 2006).

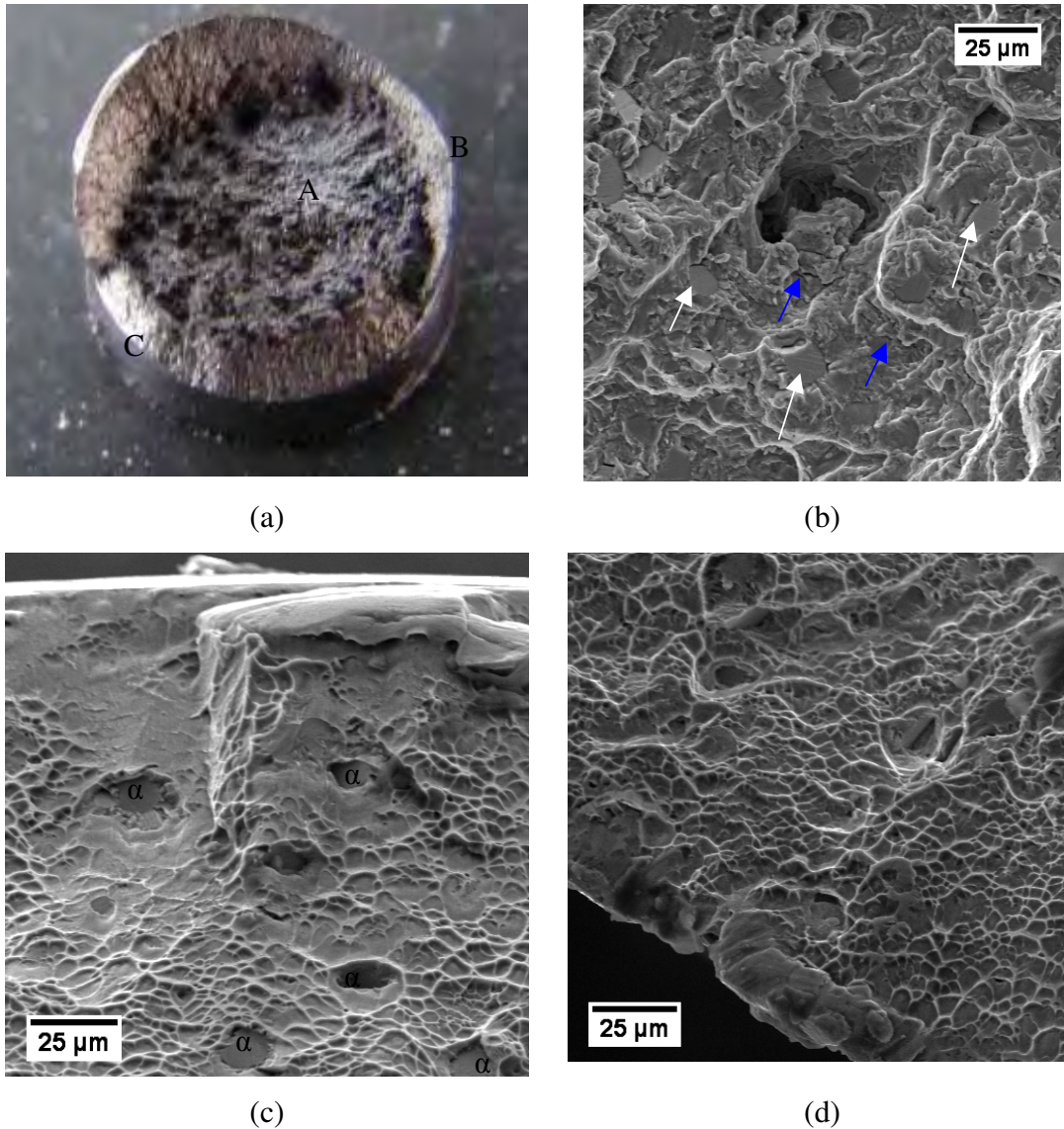


Figura 4.7 - Superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V: $\sigma_{\text{máx}} = 955 \text{ MPa}$, 537.511. (a) 60X; (b) 750X em A; (c) 1500X em B; (d) 1500X em C

Na Figura 4.7, o início da trinca não ocorreu na superfície do corpo-de-prova, mas em um grande poro interno proveniente de defeito no processamento do material

base. As extremidades dessa amostra foram varridas por MEV e nenhum outro ponto de início de trinca é observado. Apenas rupturas por sobrecarga indicadas nas Figuras 4.7c e 4.7d são observadas em toda extremidade.

4.4.2 Ti-6Al-4V anodizada

A Tabela 4.3 apresenta os resultados de fadiga axial para a liga Ti-6Al-4V anodizada com e sem **shot peening**.

Tabela 4.3 - Resultados do ensaio de fadiga axial da liga Ti-6Al-4V anodizada

Ti-6Al-4V anodizada		Ti-6Al-4V + Shot peening + anodização	
<i>Tensão (MPa)</i>	<i>Ciclos</i>	<i>Tensão (MPa)</i>	<i>Ciclos</i>
985	15.048	985	33.089
975	12.235	965	42.039
965	38.181	965	64.625
950	58.636	955	160.905
900	22.403	955	98.798
850	105.109	950	70.983
825	57.744	950	93.659
815	$1,0 \times 10^7$	945	183.296
815	$1,0 \times 10^7$	940	623.906
800	$1,0 \times 10^7$	-	-

A Figura 4.8 mostra as curvas S-N para a fadiga axial da liga Ti-6Al-4V nas seguintes condições: material base e material base anodizado. Os dados experimentais indicam que a anodização reduz a resistência à fadiga da liga Ti-6Al-4V. Essa tendência pode ser observada para 10^5 ciclos e para 10^7 ciclos.

Para uma tensão máxima de 985 MPa, o número de ciclos até a fratura para a liga Ti-6Al-4V é de 143.300 ciclos e para a liga Ti-6Al-4V anodizada é de 15.048 ciclos. Para o nível de tensão máxima de 955 MPa, a vida em fadiga média para o material base foi 355.781 ciclos e para a condição anodizada, a uma tensão de 950 MPa, a vida em fadiga é de 58.636 ciclos. Esses resultados indicam a redução da resistência à fadiga da liga Ti-6Al-4V na condição anodizada.

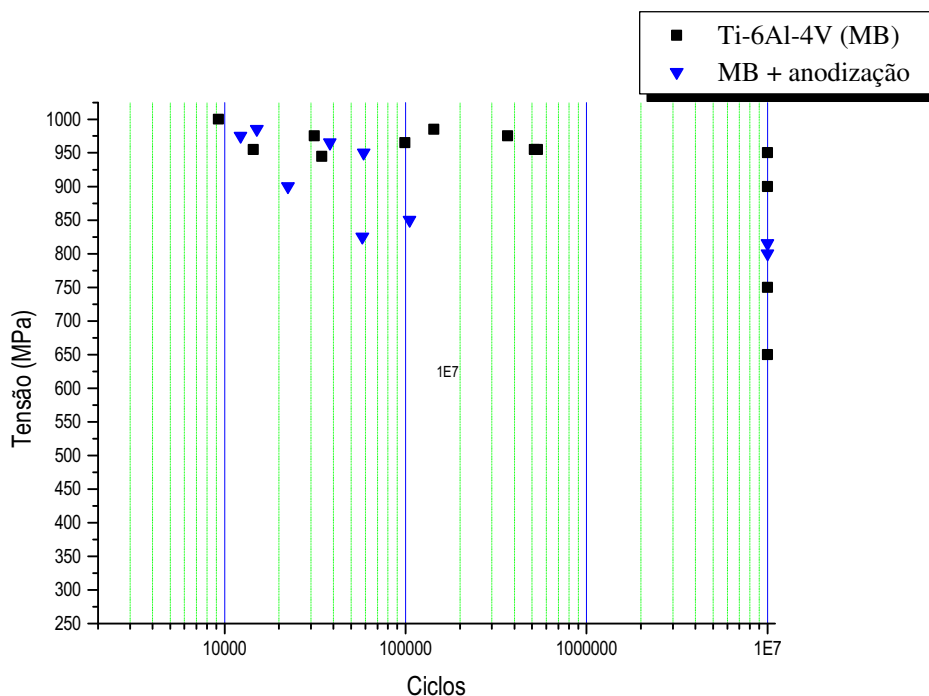


Figura 4.8 - Curvas SXN para a liga Ti-6Al-4V anodizada

Na Figura 4.9a é possível observar a morfologia da camada óxida. Os filmes óxidos para aplicação aeronáutica são obtidos por adsorção química, as moléculas de oxigênio são adsorvidas na superfície do metal e dissociadas para dentro do metal antes de formarem ligações químicas na superfície. Após a formação de uma fina camada, o óxido é nucleado no metal base em sítios favoráveis como discordâncias e átomos de impureza. Cada núcleo cresce e se encontra com o outro até a formação do filme óxido em toda a superfície. (SMALLMAN; NGAN, 2007; SHARMA, 1992).

A Figura 4.9b é uma ampliação de 10 mil vezes da superfície fraturada apresentada na Figura 4.10. O revestimento tem espessura de 1,21 μm na região indicada e varia ao longo do diâmetro do material base. A não uniformidade da camada é inerente ao processo e sua espessura está diretamente relacionada à voltagem aplicada. Acima de 80 V o revestimento é deteriorado em forma de **pittings** criando uma camada porosa (SHARMA, 1992; DIN EN 2808,1997).

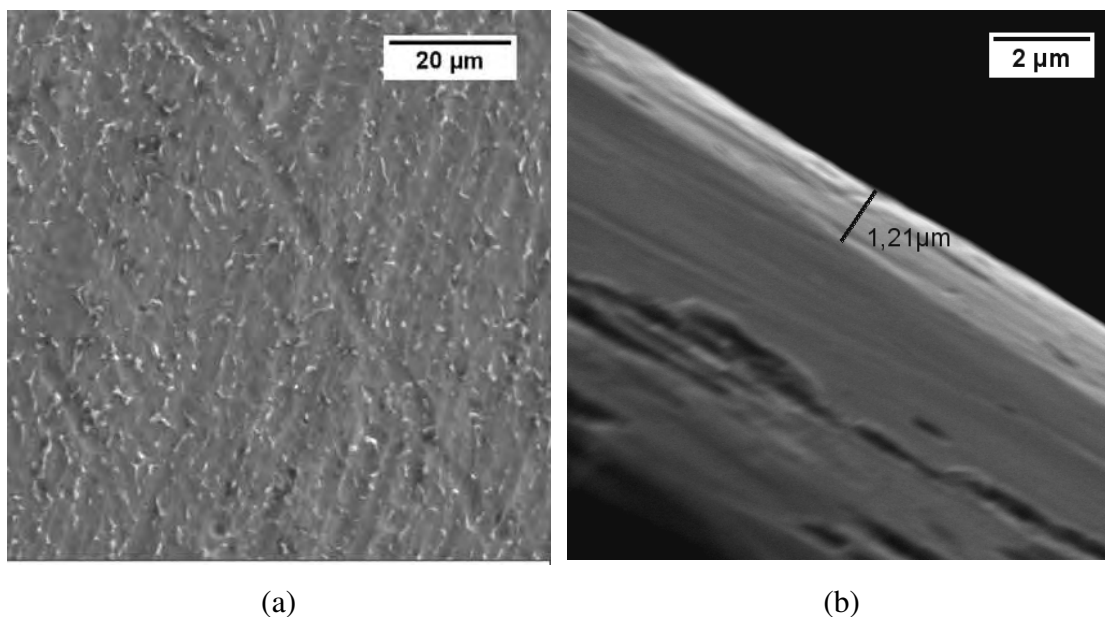


Figura 4.9 – (a) Morfologia da camada anodizada – vista superior – 1500X; (b) Espessura da camada oxidada – superfície de fratura - $\sigma_{\text{máx}} = 900 \text{ MPa}$ – 10000X.

Estudos na literatura observam que as camadas anódicas produzidas para aumentar a resistência ao desgaste de ligas metálicas apresentaram alta dureza e aderência. Entretanto, esses revestimentos são frágeis e a presença de microtrincas inerentes ao processo reduz a resistência mecânica de metais sob carregamento cíclico (LEINENBACH; EIFLER, 2006; LONYUK; APACHITEI; DUSZCZYK, 2007).

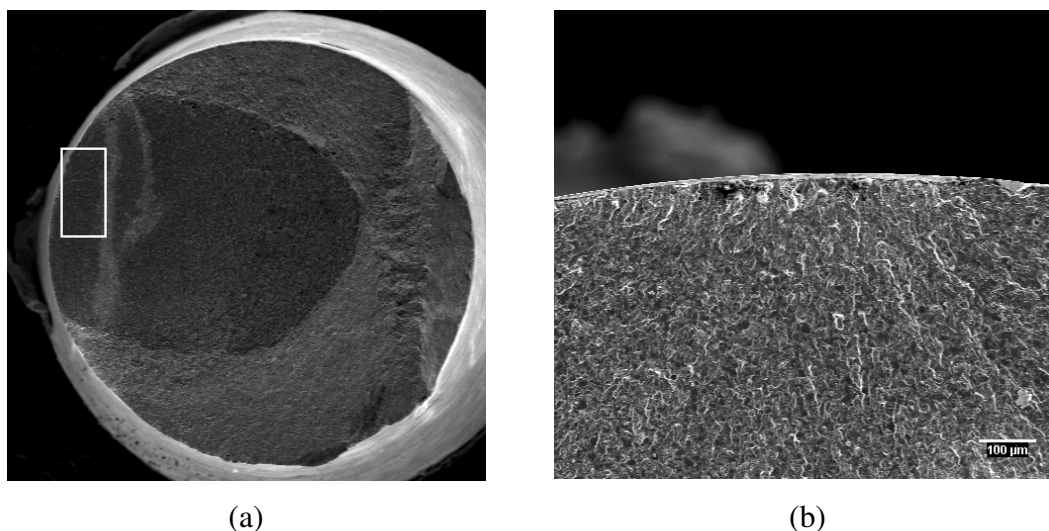


Figura 4.10 - Superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V anodizada: $\sigma_{\text{máx}} = 900 \text{ MPa}$ - 500X

Das Figuras 4.9a e 4.10 é possível observar que os defeitos no revestimentos atuam como concentradores de tensão o efeito detrimental do revestimento anódico, cujos, sendo o principal mecanismo de nucleação das trincas por fadiga.

Na Figura 4.11 estão representadas as curvas de fadiga axial para o material base, o material base anodizado e o material base com pré-tratamento de **shot peening** e anodizado. Ainda que a anodização tenha reduzido a resistência à fadiga da liga Ti-6Al-4V, o pré-tratamento com **shot peening** promove uma recuperação dessa propriedade mecânica.

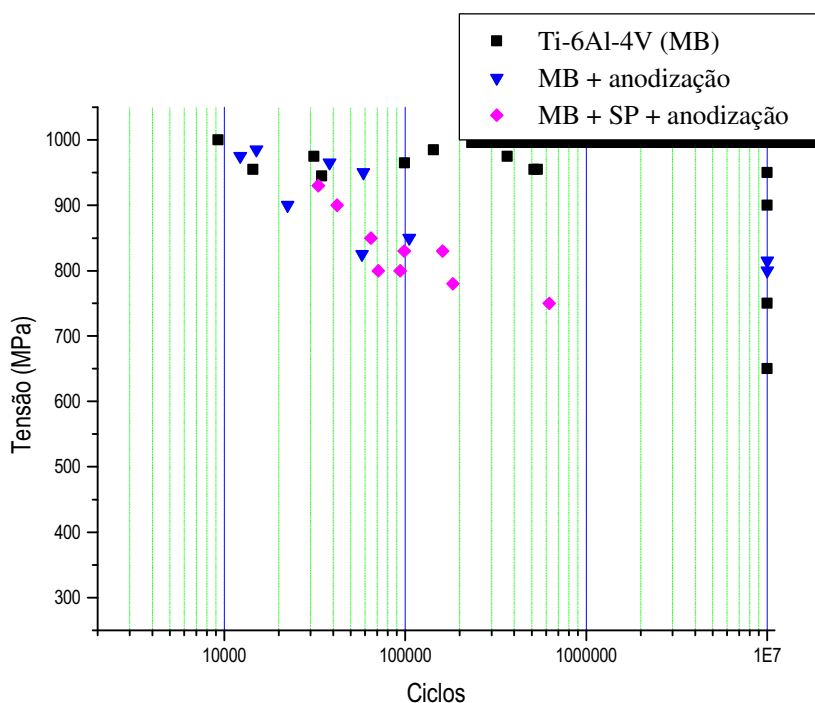


Figura 4.11 - Curvas S-N para a liga Ti-6Al-4V anodizada, com e sem **shot peening**.

Para $\sigma_{\text{máx}}$ igual a 985 MPa, o pré-tratamento de **shot peening** recupera a vida em fadiga da liga Ti-6Al-4V anodizada em 2,2 vezes. Com a redução da tensão máxima para 955 MPa, é observada uma recuperação de 2,5 vezes.

A Figura 4.12 representa a superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V com pré-tratamento de **shot peening** e anodizada. É possível observar claramente a influência do campo residual compressivo induzido pelo **shot peening**.

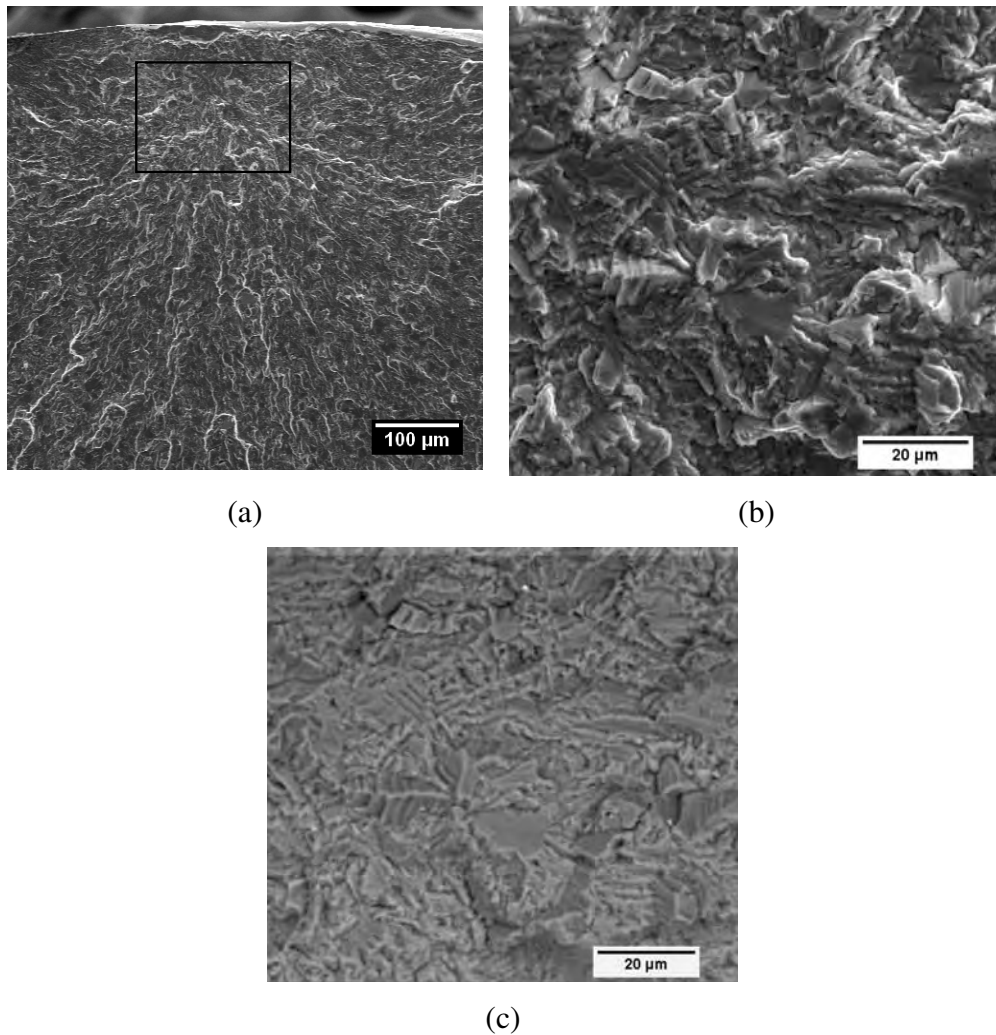


Figura 4.12 - Superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V com **shot peening** e anodizada: $\sigma_{\text{máx}} = 940 \text{ MPa}$ –
(a) 200X; (b) 2000X (SE); (c) 2000X (BSE).

O tratamento de **shot peening** inibe a nucleação e propagação das trincas por fadiga e desvia a frente de trincas para uma posição abaixo da superfície, região em que o esforço mecânico aplicado não é suficiente para suplantar o efeito do campo residual compressivo criado pelo processo.

Na Figura 4.12a, o início de trinca distanciou-se de aproximadamente $150 \mu\text{m}$ da superfície. Na Figura 4.12b, foi utilizado um aumento de 2000X para verificar a origem da trinca especificamente nesse ponto. Nenhum defeito ou inclusão é

observado nessa região, como pode ser visualizado também na Figura 4.12c capturada por elétrons retroespalhados.

Uma análise por Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS) na região apresentou a composição química de 80,59%Ti, 4,90%V e 5,51%Al e nenhuma impureza foi detectada. O início da trinca nesse exato ponto é então associado com maclas localizadas geradas pelo acúmulo de discordâncias ao longo dos contornos de fase ou grãos, que nessa região sobrepuseram o efeito benéfico do campo residual compressivo. (BROEK, 1982; TORRES; VOORWALD, 2002).

4.4.3 Ti-6Al-4V revestida com WC-10%Co-4%Cr por HVOF

A Tabela 4.4 apresenta os resultados de fadiga axial para a liga Ti-6Al-4V revestida com WC-10%Co-4%Cr por HVOF com e sem **shot peening**.

Tabela 4.4 - Resultados do ensaio de fadiga axial da liga Ti-6Al-4V revestida com WC-10%Co-4%Cr

WC-10%Co-4%Cr		Shot peening + WC-10%Co-4%Cr	
<i>Tensão (MPa)</i>	<i>Ciclos</i>	<i>Tensão (MPa)</i>	<i>Ciclos</i>
965	4.250	850	3.049
965	2.270	450	30.779
850	4.526	450	77.914
650	10.219	425	99.774
450	24.439	425	47.884
425	42.670	375	1,0 x 10 ⁷
410	32.699	350	381.296
400	1,0 x 10 ⁷	350	1,0 x 10 ⁷
300	1,0 x 10 ⁷	-	-

A Figura 4.13 mostra as curvas S-N para a fadiga axial da liga Ti-6Al-4V nas condições material base e material base revestido com WC-10%Co-4%Cr. Os dados experimentais indicam que o revestimento WC-10%Co-4%Cr reduziu a resistência à fadiga da liga Ti-6Al-4V. Esta tendência pode ser observada para 10⁴, 10⁵ e 10⁷ ciclos.

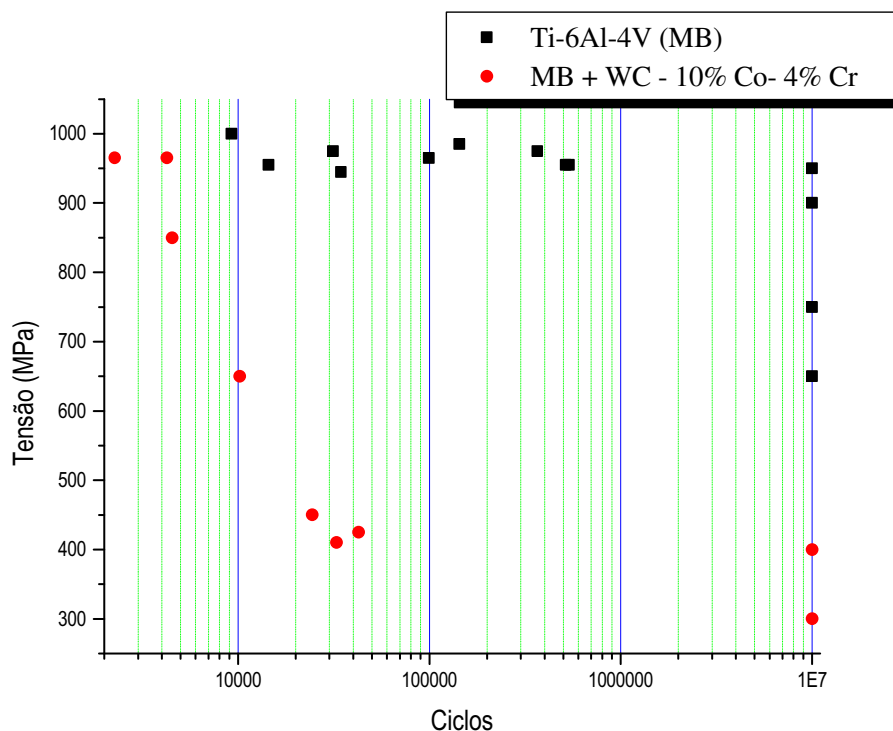


Figura 4.13 - Curvas S-N para a liga Ti-6Al-4V revestida com WC-10%Co-4%Cr por HVOF

Para uma tensão máxima de 965 MPa, que representa 96% do LRT, é observada uma redução de 96,7% na vida em fadiga da liga de titânio revestida com WC-10%Co-4%Cr. A resistência à fadiga da liga revestida para 10^7 ciclos é de 400 MPa. Na literatura, verifica-se que o carbeto de tungstênio aplicado pelo processo HP/HVOF reduz a resistência à fadiga em flexão rotativa da liga ABNT 4340 (NASCIMENTO et al., 2001). No caso da liga de alumínio 7050 T7451 é observado o mesmo comportamento (CAMARGO et al., 2007).

Uma superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V revestida com WC-10%Co-4%Cr que foi ensaiada em fadiga axial a uma tensão máxima de 965 MPa com 4000 ciclos até a falha, pode ser vista na Figura 4.14. Na Figura 4.14a, a aparência de fratura é de uma fratura taça-cone de um material dúctil ensaiado em tração.

O revestimento reduz a resistência mecânica do material de tal forma que o corpo de prova revestido suportou apenas 4000 ciclos, na mesma tensão em que o material base rompeu em alto ciclo, não apresentando nenhuma evidencia de mecanismo de falha por fadiga.

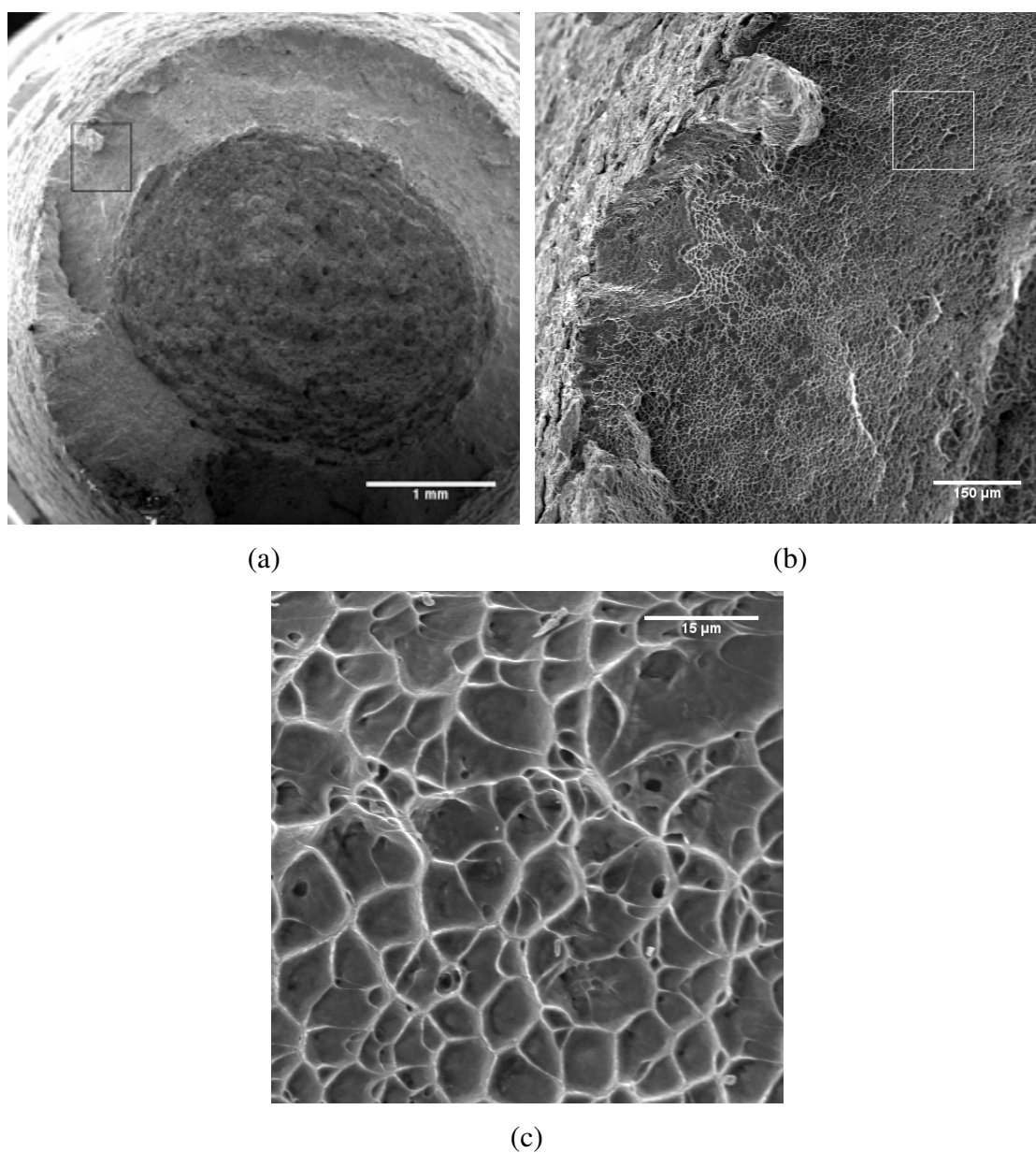


Figura 4.14 - Superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V revestida com WC-10%Co-4%Cr: $\sigma_{\text{máx}} = 965$ MPa.
(a) 15X; (b) 150X; (c) 2000X

Na Figura 4.14b é possível visualizar trincas começando na interface revestimento/substrato e na Figura 4.14c, microcavidades de tamanho relativamente uniforme são associadas ao modo de carregamento em tração para a tensão máxima utilizada .

O efeito detrimental do revestimento de carbeto de tungstênio na resistência à fadiga axial da liga Ti-6Al-4V é visível nas Figuras 4.15a e 4.15b. A Figura 4.15a ilustra várias frentes de trinca. Na Figura 4.15b está representada a nucleação e propagação da trinca na interface revestimento/substrato. O corpo-de-prova foi ensaiado em fadiga axial a uma tensão máxima de 450 MPa e apresentou 24500 ciclos até a falha.

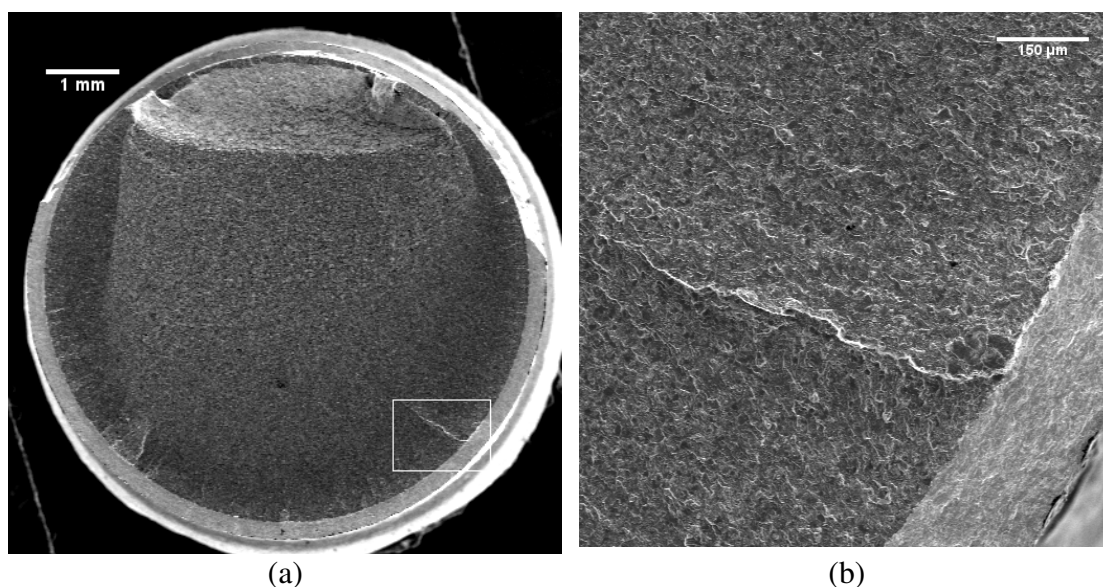


Figura 4.15 - Superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V revestida com WC-10%Co-4%Cr: $\sigma_{\text{máx}} = 450$ MPa. (a) 15X; (b) 150X

Ogawa e colaboradores (1998) observam que a resistência à fadiga dos revestimentos por aspersão térmica determina a resistência à fadiga dos materiais revestidos, se o revestimento for mais duro que o substrato e se apresentar alta aderência. Caso não ocorra delaminação, as trincas presentes no revestimento atuarão como concentradores de tensão, guiando o processo de propagação e reduzindo a resistência à fadiga do material base. Neste trabalho, para uma tensão máxima de 965 MPa, as trincas dentro do revestimento aumentaram a tensão localizada para valores maiores que a resistência mecânica do substrato.

A Figura 4.16 apresenta um corpo-de-prova revestido por WC-10%Co-4%C após embutimento e polimento, e que não foi submetido a esforços mecânicos. As regiões *a*, *b*, *c*, *d* e *e* são detalhadas na Figura 4.17.

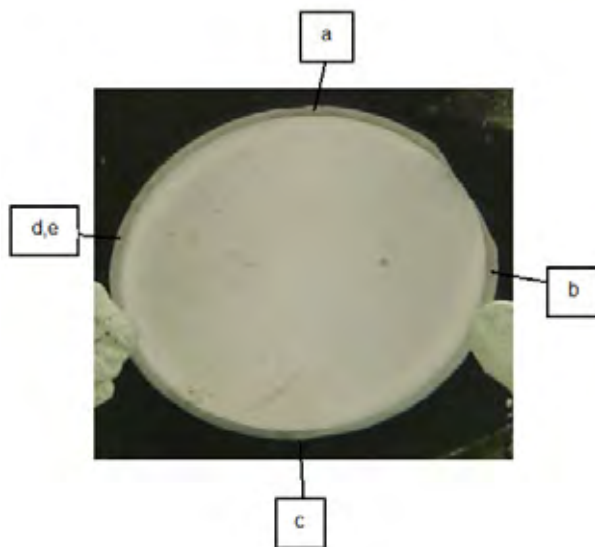


Figura 4.16 - Superfície da liga Ti-6Al-4V revestida com WC-10%Co-4%Cr após polimento

Estudos recentes mostram que os revestimentos de aspersão térmica depositados pelo processo HVOF apresentam uma morfologia mais densa e menor porosidade que os outros processos de aspersão térmica (VOORWALD et al., 2005; CELIK et al., 2006).

Esta morfologia é apresentada na Figura 4.17a, na qual é possível observar a distribuição uniforme do carbeto. Entretanto, a presença de poros também visível na imagem reduziu a resistência à fadiga do material base (NASCIMENTO et al., 2001, VOORWALD et al., 2005; BOLELLI et al., 2006a).

No final do corte da amostra, antes do embutimento, ocorreu uma delaminação do revestimento, mostrada na Figura 4.17b. Essa imagem confirma a forte adesão entre o substrato e o revestimento. A Figura 4.17c indica que o jateamento com alumina é responsável pelo aumento da rugosidade na interface revestimento/substrato, aumentando a adesão. As Figuras 4.17d e 4.17e mostram uma trinca dentro do revestimento, com aproximadamente 60 μm de comprimento. Durante o processo de deposição, o pó de carbeto de tungstênio é semifundido e acelerado sobre a superfície do material base, assumindo um aspecto de lamelas sobrepostas. As trincas resultam dos vazios entre as interfaces das lamelas durante o resfriamento do revestimento (BOLELLI et al., 2006b).

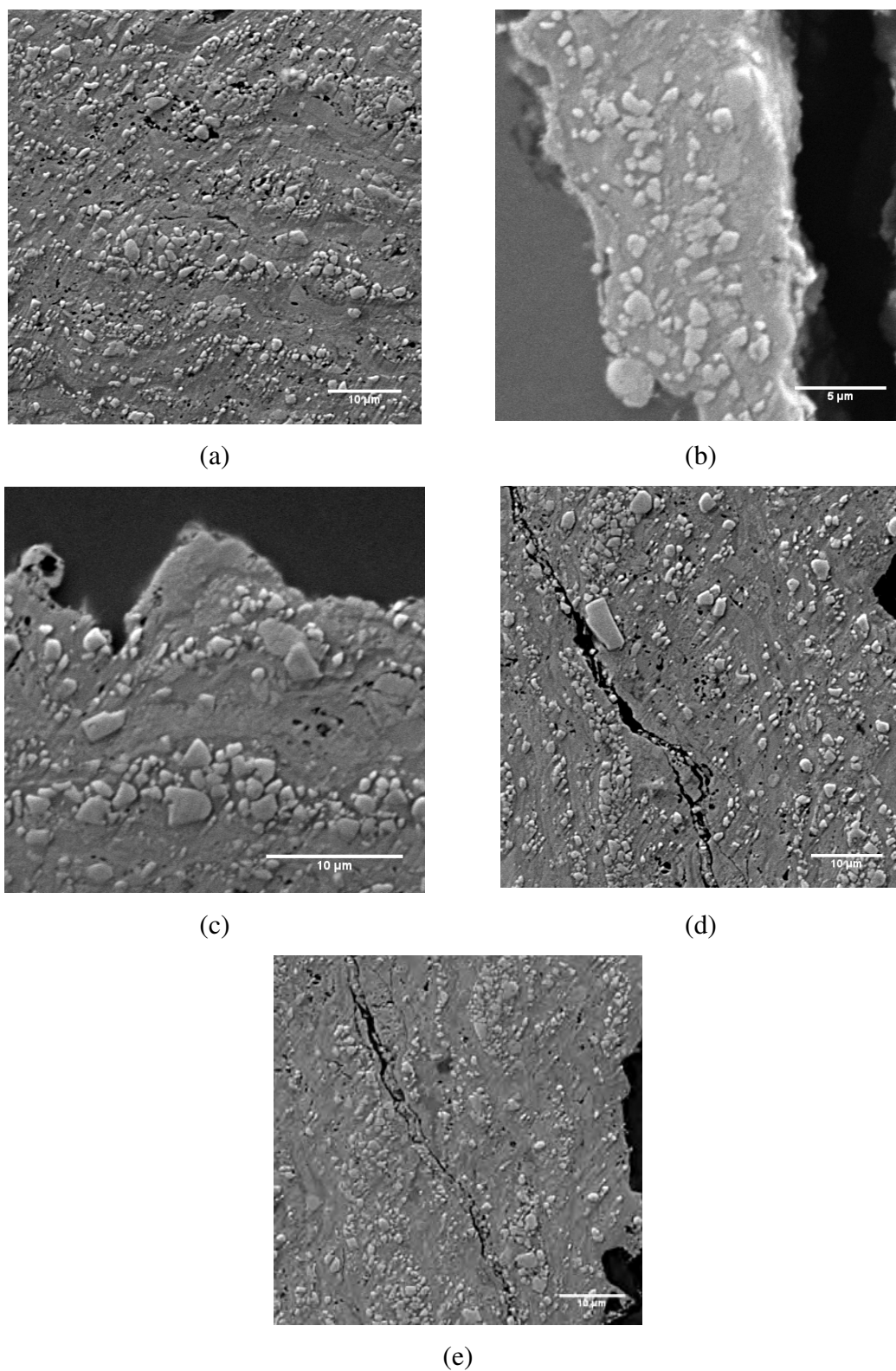
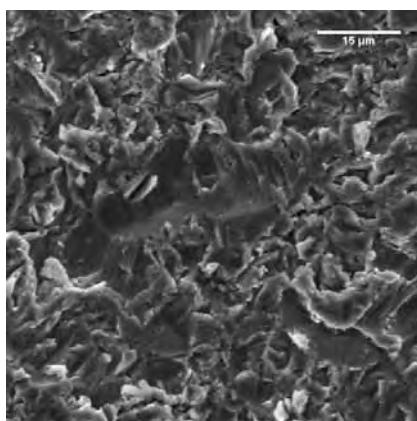


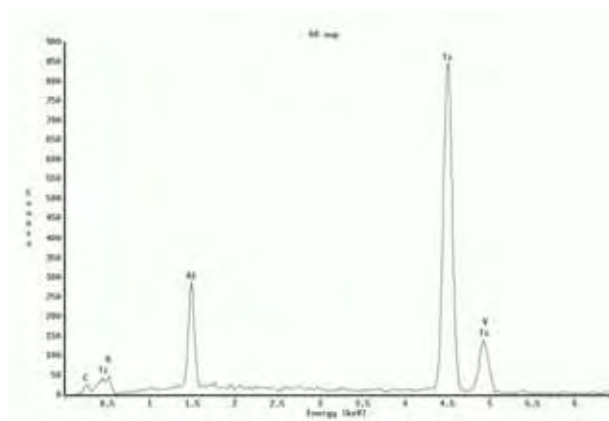
Figura 4.17 – Morfologia do WC-10%Co-4%Cr: (a),(b), (c), (d) e (e): regiões *a*, *b*, *c*, *d* e *e* da Figura 4.16

As pesquisas sobre revestimentos em substratos metálicos (OGAWA et al., 1998; NASCIMENTO et al., 2001; FARRAHI; GHADBEIGI, 2006) concluem que, quando o revestimento é mais duro que o substrato, trincas dentro do revestimento atuam como concentradores de tensão e as trincas por fadiga podem propagar através da interface para dentro do material base. Neste trabalho, a dureza do revestimento WC-10%Co-4%Cr é de 1733 HV_{300g} e do substrato, 410 HV_{300g}.

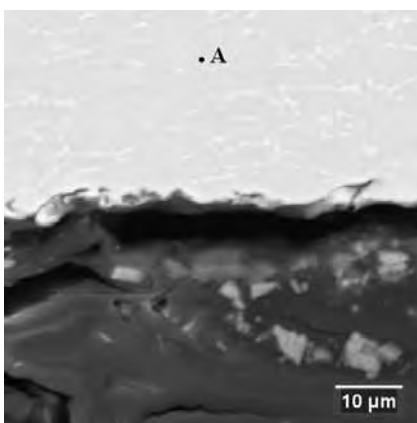
Uma placa de Ti-6Al-4V apenas com o jateamento de alumina é mostrada na Figura 4.18a. A análise por EDS apresentou, na superfície do jateamento, um aumento da porcentagem em peso de alumínio na composição química do material base: 9,84%Al, 4,16% V e 86,01% Ti.



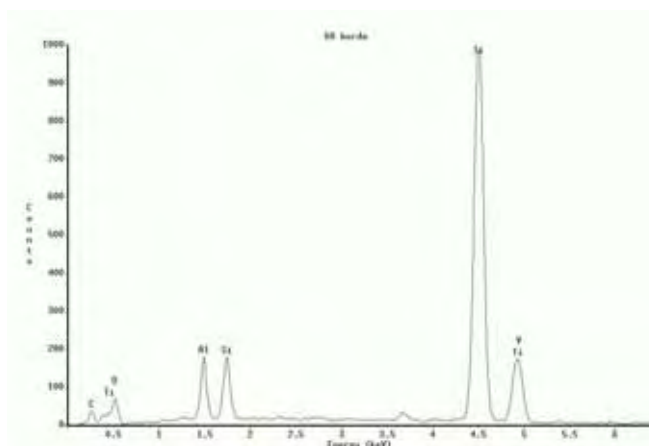
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 4.18 - Corpo-de-prova de Ti-6Al-4V jateado com alumina: (a) superfície do jateamento - 1500X; (b) EDS da superfície; (c) vista transversal do jateamento - 2000X; (d) EDS na região A

Numa vista transversal da amostra jateada, Figura 4.18c, é observada na região A, a aproximadamente 30 μm de distância da superfície jateada, a composição química obtida por EDS: 6,29%Al, 4,95%V e 88,76%Ti (%p). As partículas de alumina presentes na superfície da amostra também atuaram como concentradores de tensão, reduzindo a resistência à fadiga da liga Ti-6Al-4V (LEINENBACH; EIFLER, 2006; VOORWALD et al., 2007).

As partículas de alumina são mostradas na Figura 4.19a e 4.19b por meio de imagens obtidas por elétrons secundários em microscópio eletrônico de varredura.

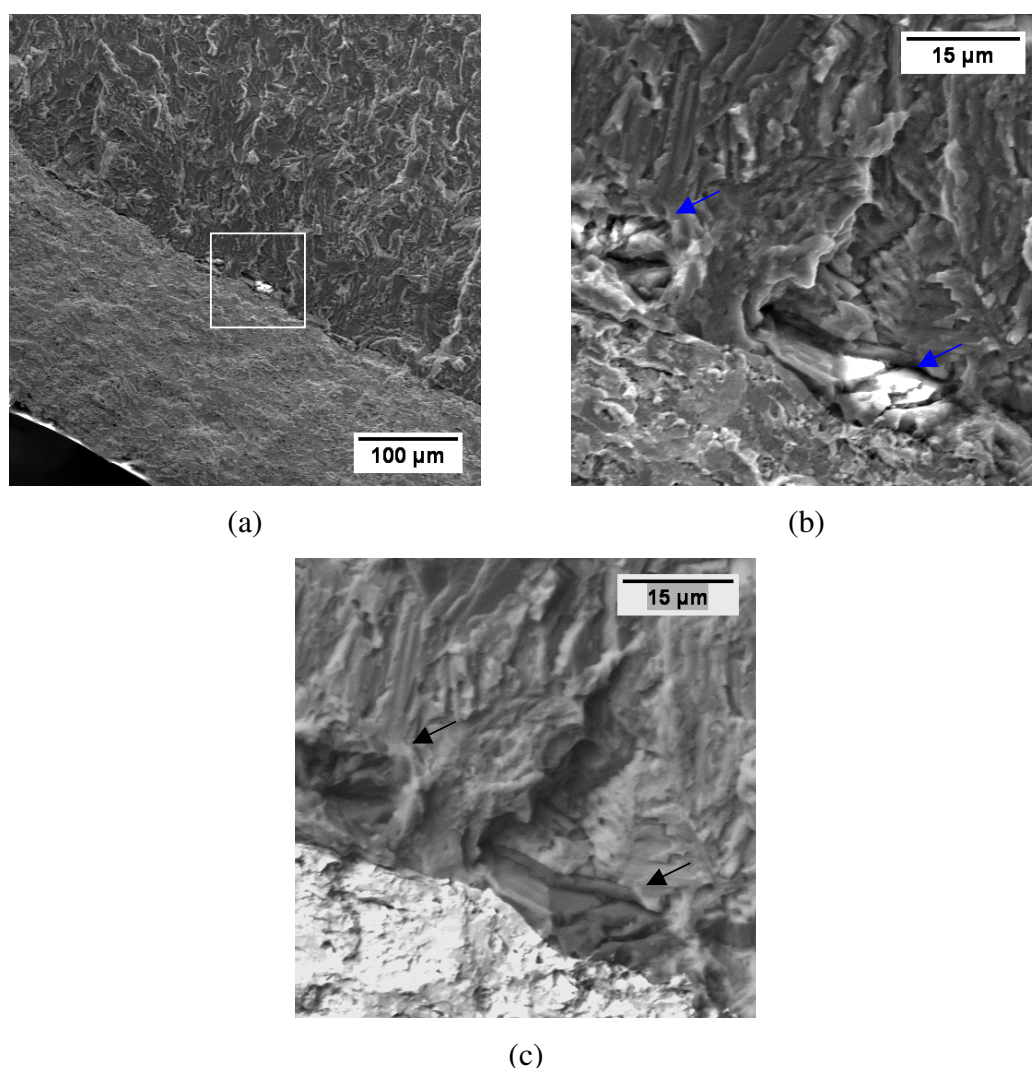


Figura 4.19- Superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V revestida com WC-10%Co-4%Cr – $\sigma_{\text{máx}} = 650 \text{ MPa}$.
(a) 350X; (b) 2000X; (c) 2000X - retroespalhado

As partículas de alumina estão presentes na superfície da liga Ti-6Al-4V revestida com WC-10%Co-4%Cr, que foi ensaiada a uma tensão máxima de 650 MPa até a ruptura em 10.219 ciclos. É possível observar que uma trinca por fadiga inicia junto à partícula, que é representada pela pequena área brilhante.

A imagem obtida por elétrons retro-espalhados, Figura 4.19c, confirma a presença de partículas de alumina por variação de contraste baseado no número atômico do elemento químico. Os elementos químicos detectados na imagem são o tungstênio (74 – número atômico), titânio (22) e alumínio (13), que estão descritos do mais claro para o mais escuro, respectivamente.

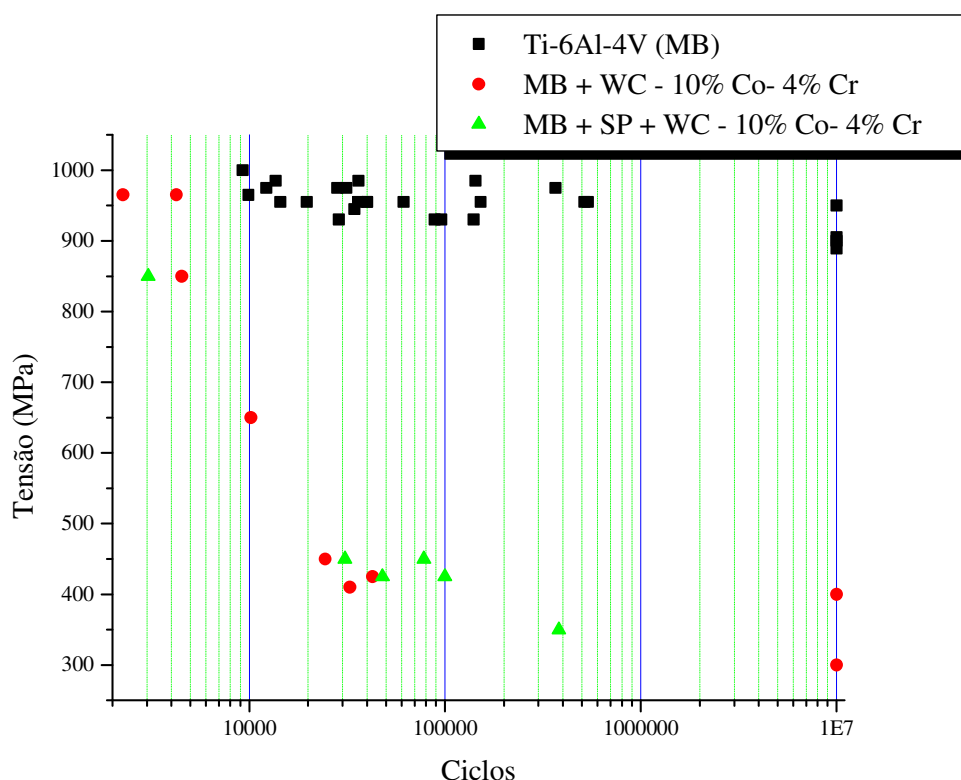


Figura 4.20 - Curvas S-N para Ti-6Al-4V, Ti-6Al-4V revestido com WC-10%Co-4%Cr e Ti-6Al-4V com **shot peening** revestido com WC-10%Co-4%Cr

A Figura 4.20 apresenta as curvas de fadiga axial para o material base, o material base revestido com WC-10%Co-4%Cr por HVOF e o material base com pré-tratamento de **shot peening** revestido com WC-10%Co-4%Cr por HVOF. É possível observar que apesar da redução da resistência à fadiga associada à liga Ti-6Al-4V

revestida com WC-10%Co-4%Cr por HVOF, é obtida uma leve recuperação para os corpos-de-prova tratados por **shot peening** antes da deposição do revestimento. Para uma tensão máxima de 450 MPa, a razão entre o número médio de ciclos até a falha dos corpos-de-prova com **shot peening + WC-10%Co-4%Cr** e os corpos-de-prova apenas com o revestimento por aspersão térmica é de 2,2 vezes. A mesma comparação para a tensão máxima de 425 MPa indica um aumento igual a 2,3 vezes.

Nascimento e colaboradores (2001) verificam que o revestimento de aspersão térmica por HVOF induz tensões residuais compressivas no substrato, devido a deformações mecânicas na superfície durante o impacto da partícula. A propagação da trinca pode ser retardada quando esse campo de tensão residual compressivo é encontrado. Como mencionado anteriormente, apesar do campo de tensão residual compressivo induzido pelo processo HVOF, a redução da resistência à fadiga pode ser associada aos poros e inclusões de óxidos presentes no revestimento, sendo o primeiro mecanismo predominante.

A análise da Figura 4.21a representa a superfície de fratura de um corpo-de-prova de fadiga axial com pré-tratamento de **shot peening** e revestido com WC-10%Co-4%Cr, ensaiado a uma tensão máxima de 375 MPa com 1.175.000 ciclos até a falha, indicando a nucleação da trinca por fadiga e a propagação na interface revestimento/substrato.

Na Figura 4.21b, é possível observar que o processo de **shot peening** aumenta a resistência mecânica do material base e retarda o processo de propagação da trinca no material base. Na Figura 4.21c, a propagação da trinca por fadiga para dentro do material base foi defletida devido ao efeito do campo residual de tensão compressiva induzido pelo processo de **shot peening**. Esse comportamento explica o aumento da resistência à fadiga da liga Ti-6Al-4V após o tratamento de **shot peening**.

A Figura 4.22 mostra a liga Ti-6Al-4V revestida com pré-tratamento de **shot peening** e revestida com WC-10%Co-4%Cr por HVOF. A tensão máxima durante o ensaio é de 350 MPa. É possível observar trincas correndo na interface revestimento/substrato e ao mesmo tempo correndo paralelamente, comportamento associado à influência do campo de tensão residual compressiva, que evita ou ainda

retarda o crescimento da trinca para dentro do substrato.

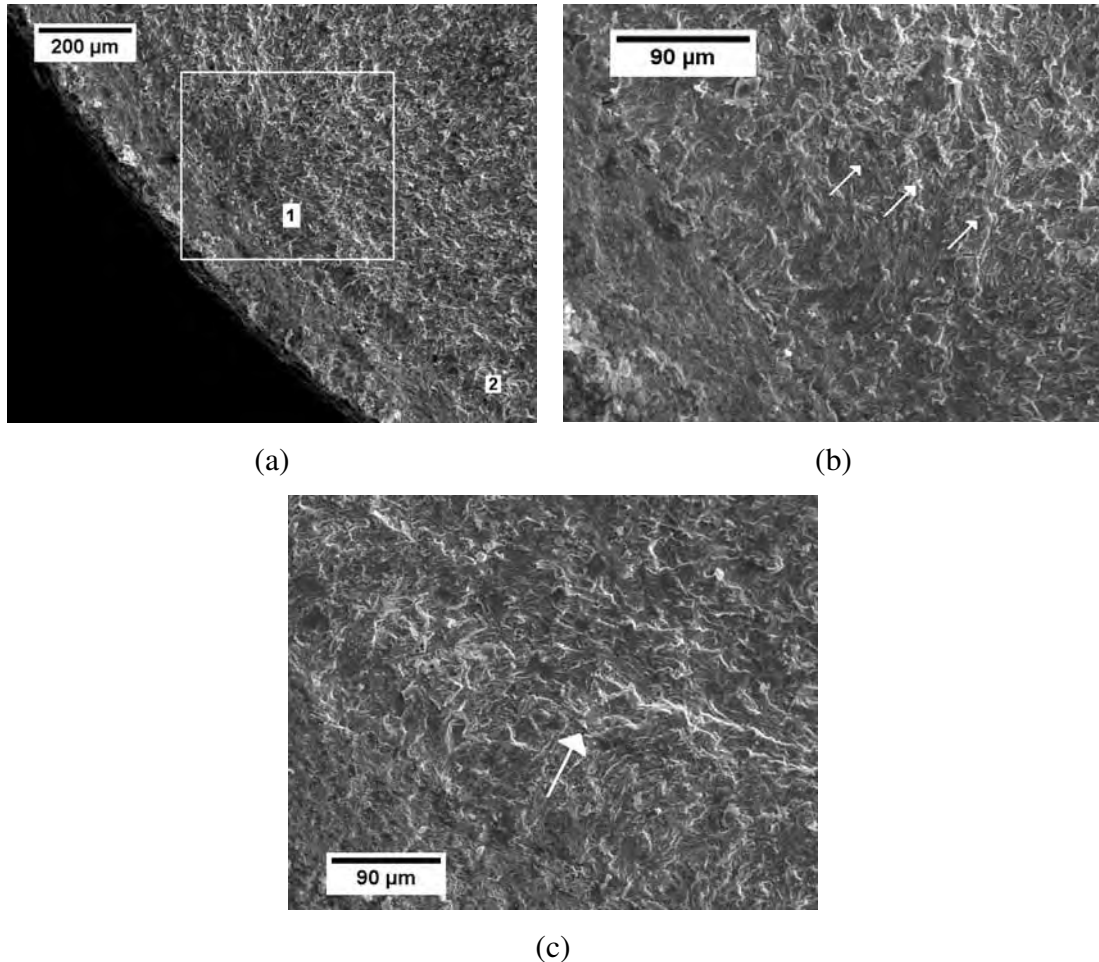


Figura 4.21- Superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V com **shot peening** e revestida com WC-10%Co-4%Cr – $\sigma_{\text{máx}} = 375$ MPa: (a) 200X; (b) 500X – região 1; (c) 500X – região 2.

Apesar do **shot peening** aumentar a resistência à fadiga da liga Ti-6Al-4V, a Figura 4.22 indica que o campo de tensão residual compressiva formado não é efetivo o suficiente para proporcionar nucleação e propagação subsuperficial da trinca (NASCIMENTO et al., 2001; VOORWALD et al., 2005; LEINENBACH; EIFLER, 2006).

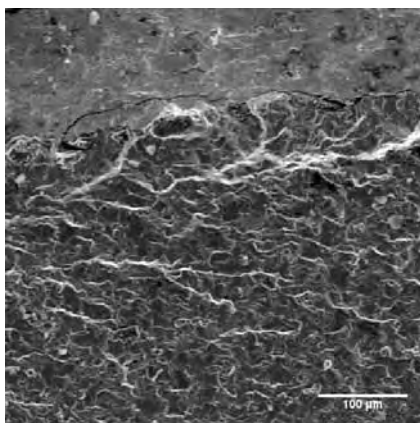


Figura 4.22 - Superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V com **shot peening** e revestida com WC-10%Co-4%Cr – $\sigma_{\text{máx}} = 350 \text{ MPa} - 350\text{X}$

Também é importante mencionar que mesmo considerando a propagação da trinca na interface revestimento/substrato, conforme apresentado na Figura 4.15b, nenhuma delaminação ocorreu. A propagação da trinca através da interface e depois para dentro do material base está relacionada ao fato da resistência mecânica do material base ser menor que a do WC-10%Co-4%Cr aplicado por HVOF (CABRERA et al., 2006).

A recuperação da vida em fadiga do Ti-6Al-4V com pré-tratamento de **shot peening** e revestido com WC-10Co-4Cr não é tão significativa como ocorre nos aços com **shot peening** e revestidos por HVOF (NASCIMENTO et al., 2001; VOORWALD et al., 2005; LEINENBACH; EIFLER, 2006).

Estudos recentes mostram o efeito do tratamento de **shot peening** na recuperação da vida em fadiga das ligas de titânio. Nalla e colaboradores (2003) investigaram a liga Ti-6Al-4V como fornecida e após laminação profunda (**deep rolling**). Para uma tensão máxima de 500 MPa, a vida em fadiga do material base aumentou de 10^4 para 10^6 ciclos para as amostras tratadas. Estudos de Gao (2006) apresenta duas ligas de titânio com tratamento de **shot peening**, Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe e Ti-10V-2Fe-3Al, nas quais os limites de resistência à fadiga aumentam em 27% e 29%, respectivamente. Um aumento excessivo na rugosidade após o tratamento de **shot peening** pode reduzir a resistência à fadiga do material, assim como uma intensidade de jateamento insuficiente e uma intensidade acima do ideal não resultam em bom desempenho em

fadiga.

Neste trabalho, a influência dos revestimentos depositados por HVOF implicam numa redução acentuada da resistência à fadiga do material base. O processo de **shot peening** é eficiente para aumentar aproximadamente 2 vezes a resistência à fadiga da liga Ti-6Al-4V revestida com WC-10%Co-4%Cr, em alto ciclo. Por outro lado, não restaura a resistência à fadiga original do material base.

Isto é confirmado pelas características similares de nucleação e propagação nas superfícies dos corpos-de-prova, indicando muitas frentes de trinca atuando durante os ensaios de fadiga. O fato da tensão residual compressiva não ser eficiente para aumentar a resistência à fadiga em baixo ciclo está relacionado à redução ou alívio de tensões residuais quando um material é submetido a altos níveis de tensão (SRIDHAR; RAMACHANDRA; PADMANABHAN, 1996).

4.4.4 Ti-6Al-4V com revestimentos depositados por PVD

A Tabela 4.5 apresenta os resultados de fadiga axial para a liga Ti-6Al-4V revestida por PVD.

Tabela 4.5 - Resultados do ensaio de fadiga axial da liga Ti-6Al-4V (MB) revestida por PVD.

Ti-6Al-4V + CrN		Ti-6Al-4V + TiN		Ti-6Al-4V + WC (DLC)	
<i>Tensão (MPa)</i>	<i>Ciclos</i>	<i>Tensão (MPa)</i>	<i>Ciclos</i>	<i>Tensão (MPa)</i>	<i>Ciclos</i>
930	13.365	930	11.323	930	19.430
900	16.506	900	19.212	920	44.064
850	20.363	850	17.135	915	42.268
830	86.000	800	24.164	900	79.932
830	105.839	800	27.305	900	96.045
800	18.888	750	49.086	885	600.000
800	12.746	700	32.216	885	1,0x10 ⁷
780	1,0x10 ⁷	550	150.585	875	44.847
750	1,0x10 ⁷	520	217.630	875	1,0x10 ⁷
-	-	485	1,0x10 ⁷	850	1,0x10 ⁷
-	-	450	1,0x10 ⁷	-	-
-	-	400	1,0x10 ⁷	-	-

A Figura 4.23 representa os dados da Tabela 4.5 em curvas S-N para a fadiga axial da liga Ti-6Al-4V nas seguintes condições: material base e material base com os revestimentos TiN, WC:H (DLC) e CrN. Os dados experimentais indicam que os revestimentos depositados por PVD reduzem a resistência à fadiga da liga Ti-6Al-4V. Esta tendência pode ser observada para 10^5 ciclos e para 10^7 ciclos.

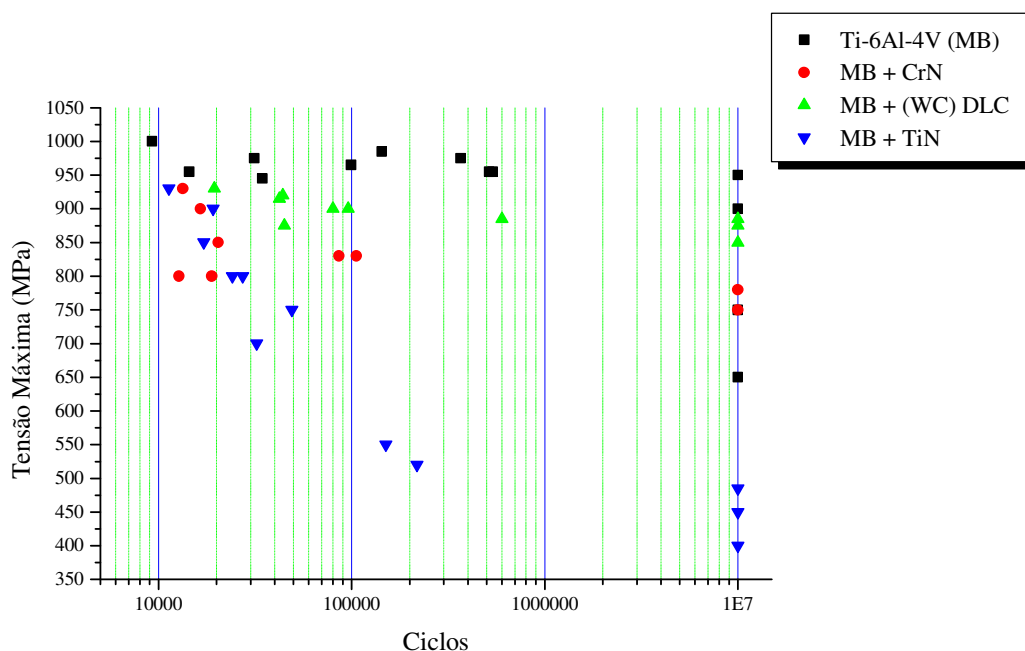


Figura 4.23 - Curvas S-N para Ti-6Al-4V, Ti-6Al-4V + TiN, Ti-6Al-4V + WC (DLC) e Ti-6Al-4V + CrN

Abaixo da tensão máxima de 905 MPa, o número de ciclos até a fratura para a liga Ti-6Al-4V sem tratamentos superficiais é de 10^7 ciclos. Para o nível de tensão máxima de 900 MPa, a vida em fadiga para o material base revestido com TiN, WC (DLC) e CrN é de 19.212, 87.989 e 16.506 ciclos, respectivamente. Estes resultados indicam que o revestimento WC (DLC) causa a menor influência na resistência à fadiga da liga Ti-6Al-4V.

As superfícies de fratura do Ti-6Al-4V revestido com CrN por PVD podem ser visualizadas nas Figuras 4.24, 4.25 e 4.26. A espessura observada é de aproximadamente $4\mu\text{m}$.

Na Figura 4.24a é possível observar a superfície de fratura do Ti-6Al-4V revestido com CrN ensaiado a uma tensão máxima de 830 MPa, com a falha ocorrida

em 105.839 ciclos. Falhas no revestimento indicadas pelas setas na Figura 4.24b são os sítios de nucleação de trincas.

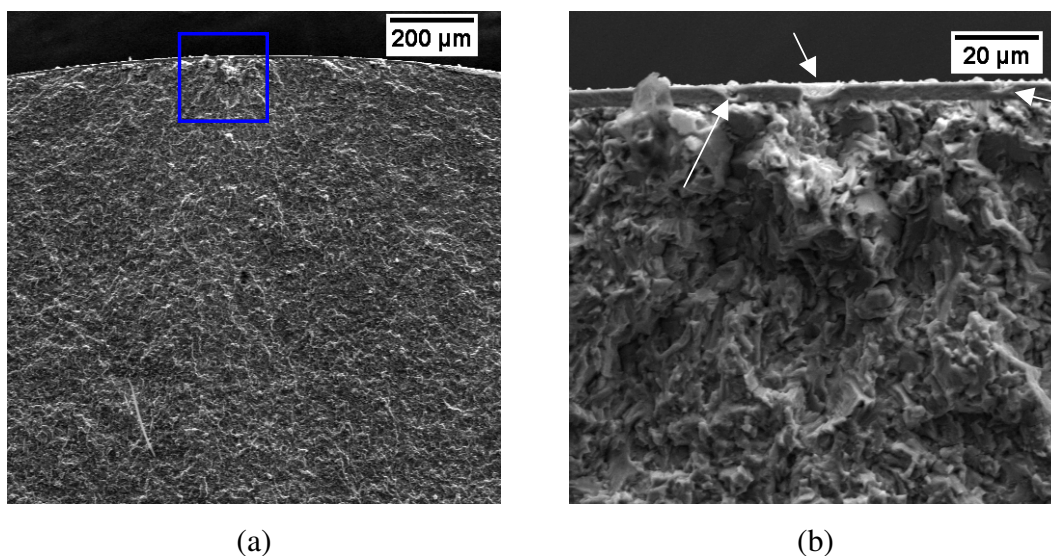


Figura 4.24 - Superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V revestida com CrN: $\sigma_{\text{máx}} = 830 \text{ MPa}$, 105839 ciclos: (a) 100X; (b) 1000X – detalhe em (a)

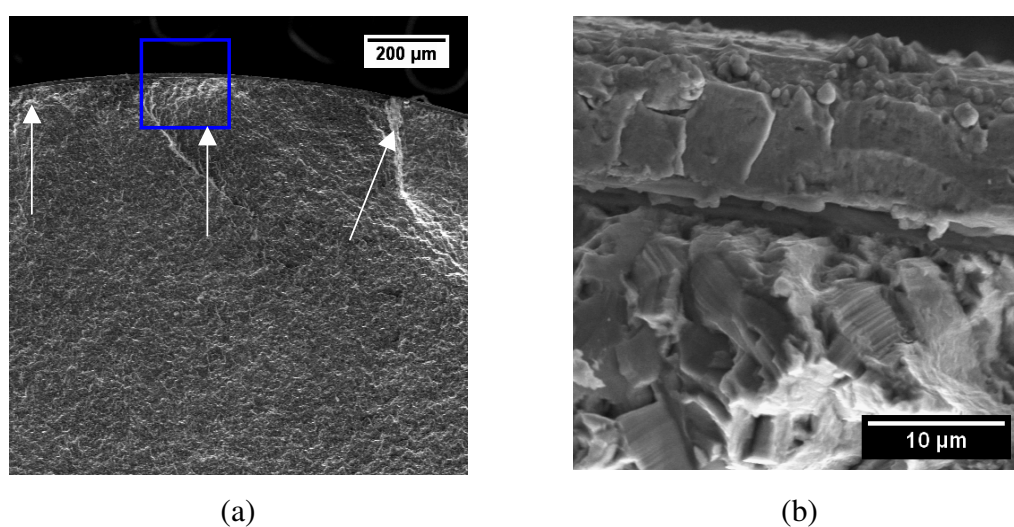


Figura 4.25 - Superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V revestida com CrN – $\sigma_{\text{máx}} = 800 \text{ MPa}$, 18888 ciclos – (a) 100X; (b) 3500X – detalhe em (a)

Para o nível de tensão máximo de 800 MPa, duas amostras romperam em fadiga de baixo ciclo. A Figura 4.25a apresenta a superfície de fratura do corpo-de-prova que falhou com 18.888 ciclos. É possível observar que as trincas começam em 3 frentes distintas de propagação. A ampliação da região detalhada, Figura 4.25b, mostra que

nessa amostra as trincas não começam em defeitos de vazios do revestimento e sim em microtrincas que se propagam da superfície do revestimento para dentro do material base.

A Figura 4.26 também apresenta trincas propagando do revestimento para o material base, mas numa vista inclinada. É possível observar como as irregularidades do revestimento atuam como concentradores de tensão nos pontos indicados nucleando trincas por fadiga.

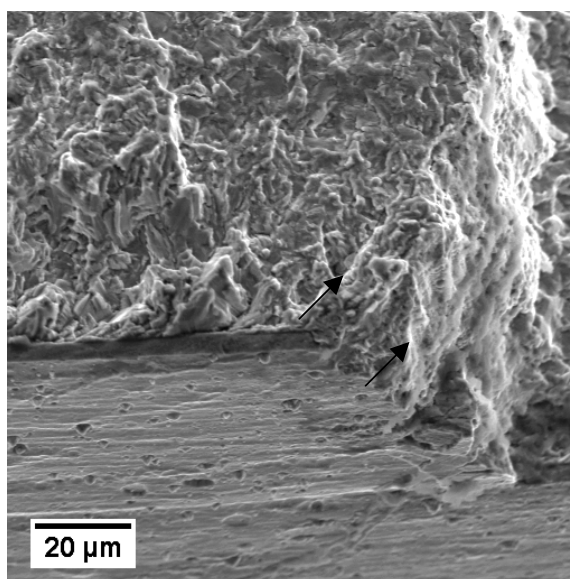


Figura 4.26 - Superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V revestida com CrN – $\sigma_{\text{máx}} = 930\text{MPa}$, 13365 ciclos

Nas Figuras 4.27 e 4.28 são mostradas as superfícies de fratura da liga de Ti-6Al-4V revestida com TiN por PVD. A espessura do revestimento observada é de aproximadamente $4\mu\text{m}$.

Na Figura 4.27a é possível observar uma grande quantidade de poros presentes no revestimento e na Figura 4.27b fica claro o mecanismo de fadiga, com as trincas sendo nucleadas nos poros e indo para dentro do material. O revestimento TiN entre os depositados por PVD neste trabalho é o que reduziu mais severamente a vida em fadiga do material base.

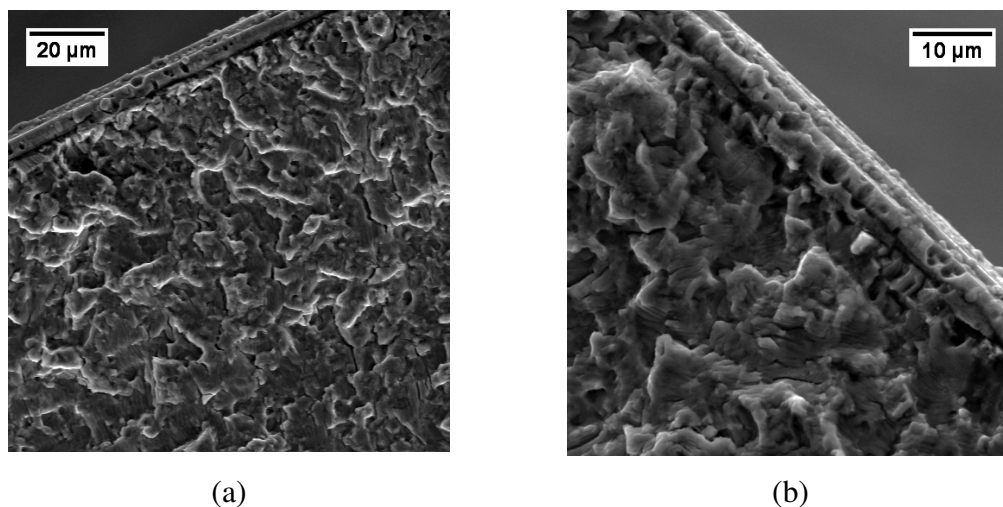


Figura 4.27 - Superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V revestida com CrN – $\sigma_{\text{máx}} = 520$ MPa, 217630 ciclos – (a) 1000X; (b) 3500X

Na Figura 4.28 é possível observar a superfície de fratura inclinada do corpo-de-prova ensaiado a 750 MPa até 49086 ciclos. As trincas neste caso correm para dentro do material e também lateralmente no revestimento.

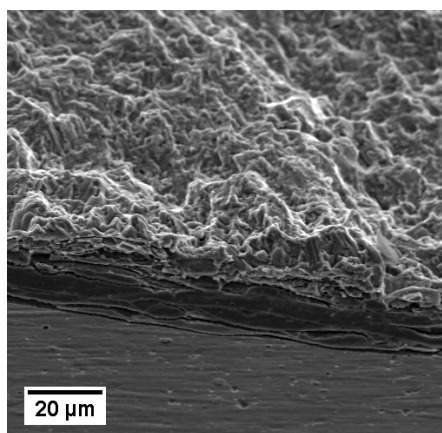


Figura 4.28 - Superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V revestida com CrN – $\sigma_{\text{máx}} = 750$ MPa, 49086 ciclos

Durante a investigação da influência do revestimento CrN na liga de alumínio 6082 e do aço inoxidável 2205 é descrito o mecanismo de fadiga a partir da nucleação de múltiplas trincas na superfície devido à incapacidade do revestimento de sustentar a deformação imposta pelo substrato, consequência da elevada diferença de dureza entre os substratos e os revestimentos (BARAGETTI; LA VECCHIA; TERRANOVA, 2005).

Nas Figuras 4.29 e 4.30 são mostradas as superfícies de fratura da liga de Ti-6Al-4V revestida com WC:H (DLC) por PVD. A espessura do revestimento observada é de aproximadamente 2 μm para uma fina intercamada de Cr, e de 2,4 μm para o revestimento.

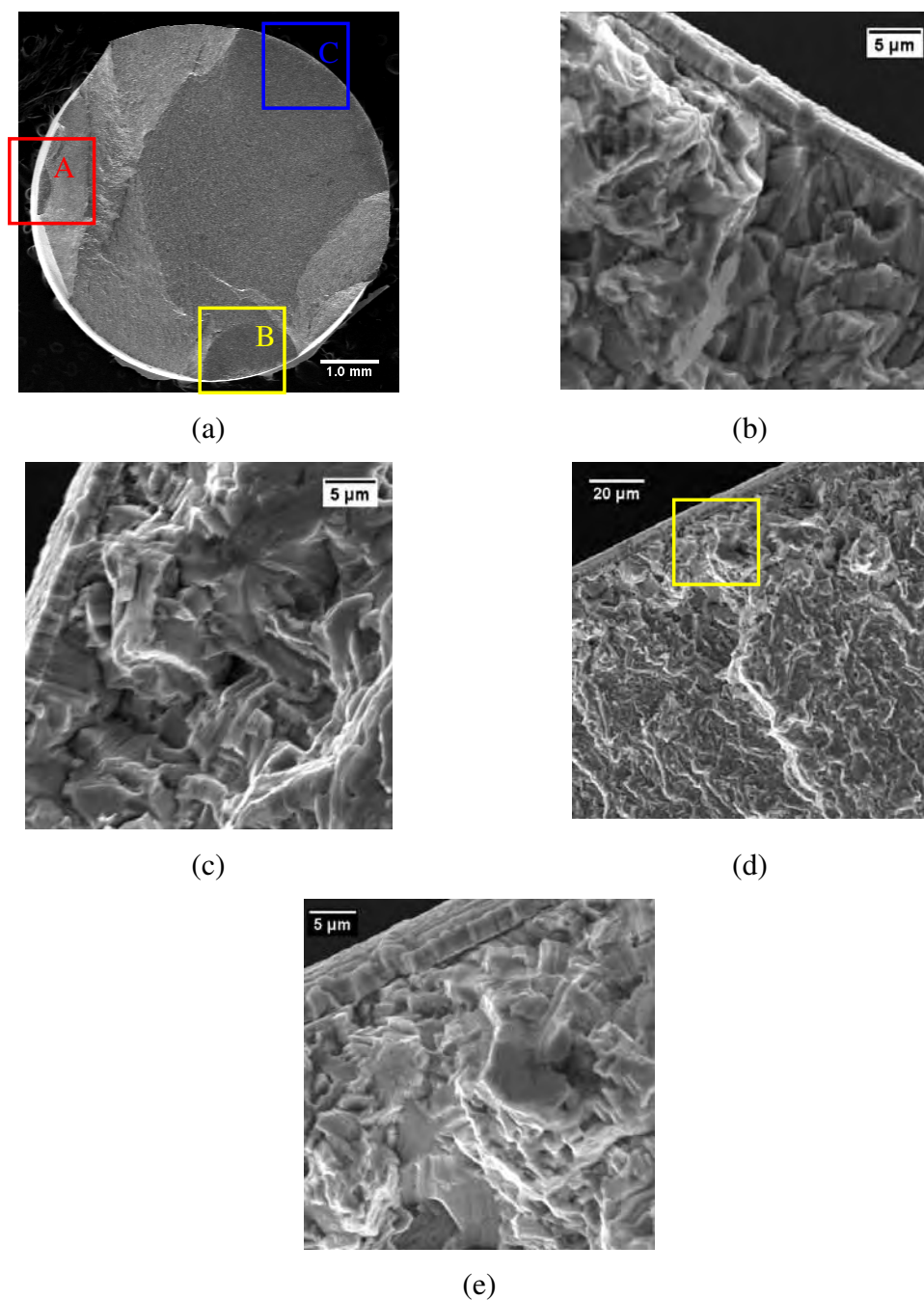


Figura 4.29 - Superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V revestida com WC (DLC) por PVD: $\sigma_{\text{máx}} = 930 \text{ MPa}$ - (a) 15X; (b) 3500X – região A; (c) 3500X – região B; (d) 1000X – região C ; (e) 3500X – detalhe de (d)

A Figura 4.29a mostra a superfície fratura por fadiga axial do material base revestido com WC (DLC), com três regiões de propagação de trinca: *A*, *B* e *C*. Nas Figuras 4.29b, 4.29c e 4.29e pode-se observar que as trincas começam no revestimento e se propagam para dentro do material base. A Figura 4.29d representa a seção *C*, com uma região plana de propagação estável das trincas, e uma região fibrosa e dúctil que corresponde à propagação instável da trinca.

Na Figura 4.30 pode ser visualizada uma imagem capturada por elétrons retro-espalhados. O revestimento apresenta duas regiões distintas, a fase mais clara corresponde a uma intercamada de Cr, uma técnica utilizada atualmente para aumento da adesão do revestimento de WC (DLC) que tem dureza muito maior que a dos substratos metálicos (XIANG et al., 2006).

Sundaram (2006) realizou ensaios de fadiga axial para o aço ABNT 4340 e para a liga Ti-6Al-4V, revestida por PVD. As amostras foram submetidas a um pré-tratamento de **shot peening** antes da deposição, e foi observado um aumento da resistência à fadiga do aço ABNT 4340 após a deposição. Para o titânio, pouca diferença foi observada entre as condições com e sem revestimento.

Isso demonstra que as condições do material base antes da deposição de filmes DLC influenciam diretamente no resultado dos ensaios de fadiga e que as características inerentes ao processo como a intercamada de cromo e a forma de crescimento do revestimento o torna mais resistente à fadiga que o CrN e o TiN.

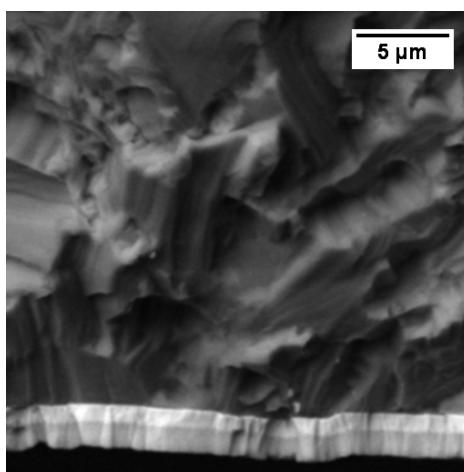


Figura 4.30 - Superfície de fratura da liga Ti-6Al-4V revestida com WC (DLC) por PVD – $\sigma_{\max} = 900$ MPa - 5000X

4.5 ENSAIOS DE DESGASTE

4.5.1 Ti-6Al-4V X Bronze-alumínio 630

A Figura 4.31 representa a perda de material durante o ensaio de desgaste. Pode-se observar a liga de Ti-6Al-4V teve o desgaste mais acentuado apesar de possuir o dobro da dureza da liga Bronze-alumínio 630 e maior resistência mecânica. A tensão de ruptura da liga Bronze-alumínio 630 é de aproximadamente 517 MPa. Sua utilização em mancais e buchas de componentes mecânicos de aço está associada à baixa força adesiva entre o cobre e ferro, e ao desgaste preferencial das buchas nesse par tribológico (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

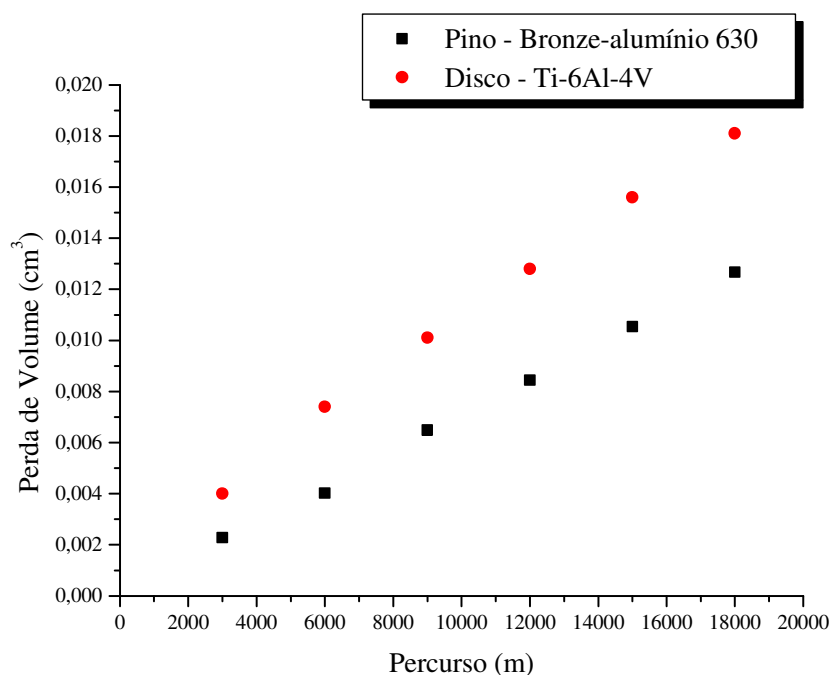


Figura 4.31 - Perda de volume acumulada para as ligas bronze-alumínio 630 e Ti-6Al-4V

A liga Bronze-alumínio 630 e a liga Ti-6Al-4V apresentam uma taxa de desgaste de $1,41 \times 10^{-13}$ e $2,01 \times 10^{-13}$, respectivamente, classificando o par metálico como materiais com baixa resistência ao desgaste (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

A figura 4.32 apresenta a morfologia do desgaste na trilha formada pelo pino no disco de Ti-6Al-4V.

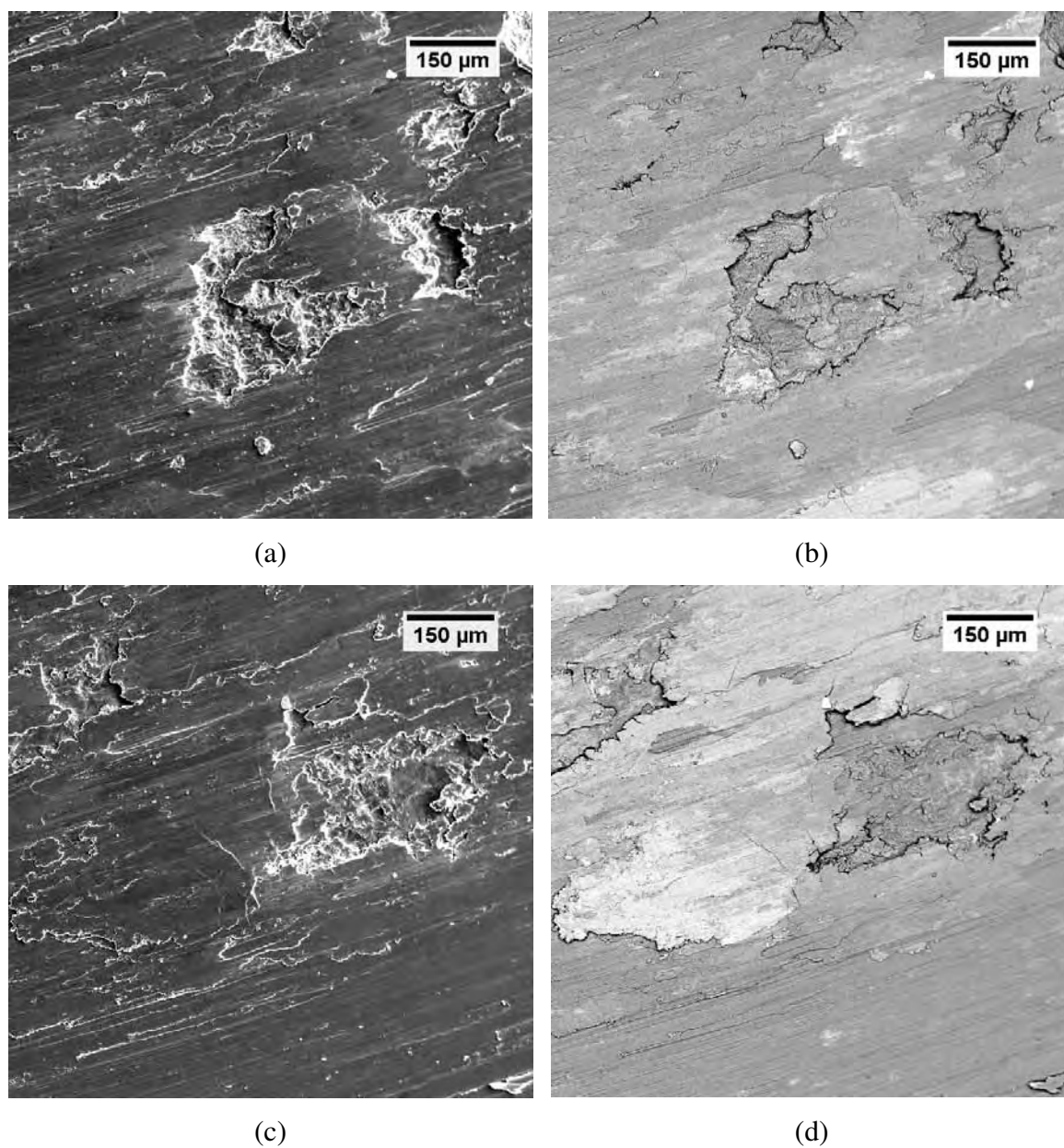


Figura 4.32 – Morfologia na trilha de liga Ti-6Al-4V após ensaio de desgaste. (a) 200X – SE – região 1; (b) 200X – BSE – região 1; (c) 200X – SE – região 2; (d) 200X – BSE – região 2

A partir das Figuras 4.32b e 4.32d é possível observar regiões mais claras onde houve transferência de material. Análises de EDS evidenciam que a região cinza mais escura é composta por 92,41%Ti, 4,10%Al e 3,49%V (%p), enquanto a composição observada na região cinza clara é de 19,38%Ti, 5,78%Al, 0,83%V, 2,58%O, 0,70%Mn, 3,71%Fe, 4,01%Ni e 62,99%Cu. Os resultados demonstram o mecanismo

adesivo de transferência do pino, material mais fraco, para o disco de Ti-6Al-4V. Entretanto, as Figuras 4.32a e 4.32c evidenciam o arrancamento de material do disco, muito mais severo que a adesão do bronze-alumínio 630, sendo este o principal mecanismo de desgaste e justificando maior perda de titânio mensurada durante o ensaio.

As ligas de titânio são altamente reativas com o oxigênio, formando uma superfície oxidada natural fina e quebradiça de aproximadamente 5 nm de espessura. Durante o ensaio, essa camada facilmente se quebra e é removida. A presença do oxigênio na atmosfera e a baixa condutividade térmica do titânio fazem com que essa camada seja novamente formada e, então removida durante o ensaio, continuamente (DONG; BELL; 1999; YETIM, 2008).

4.5.2 Ti-6Al-4V anodizado X Bronze-alumínio 630

A anodização da liga de Ti-6Al-4V nos parâmetros apresentados no item 3.2.1.1 não foi eficiente para proteção ao desgaste da liga. Nos primeiros 100 metros do percurso, o revestimento que tem coloração azul escura para a voltagem do processamento foi totalmente arrancado. O ensaio foi interrompido por não apresentar o mecanismo entre a camada anodizada e o pino, e sim apenas repetir a condição inicial (4.5.1).

4.5.3 Ti-6Al-4V revestida com WC-10%Co-4%Cr X Bronze-alumínio 630

A Figura 4.33 apresenta a perda de material ocorrida durante o ensaio do disco de Ti-6Al-4V revestido por HVOF com WC-10%Co-4%Cr contra o pino de bronze-alumínio 630. Os resultados indicam um desgaste severo abrasivo do pino de bronze, com perda de volume 32 vezes maior que do disco. A diferença de dureza entre os dois materiais e a presença das partículas duras de WC favorece o mecanismo de desgaste abrasivo do pino (BOLELLI et al., 2007; BOLELLI et al., 2009).

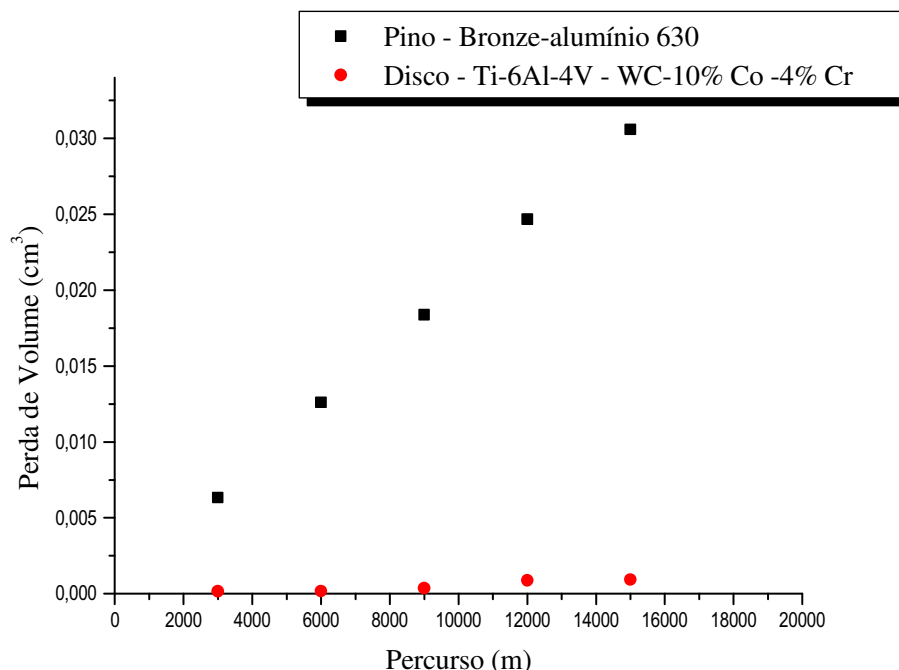


Figura 4.33 - Perda de volume acumulada para as ligas bronze-alumínio 630 e Ti-6Al-4V revestida por HVOF

Na Figura 4.34 pode ser observada superfície de WC-10%Co-4%Cr após o ensaio de desgaste. Para uma carga de 5N, não há evidência de deformação ou ranhuras deixadas pela passagem do pino, como pode ser observado na Figura 4.34a. A trilha de desgaste observada visualmente na amostra só foi localizada no MEV após a marcação com tinta esferográfica. Como a superfície revestida foi polida antes do ensaio, apenas imagens obtidas por elétrons retroespalhados, Figura 4.34b, evidenciaram a presença do pino no revestimento.

As análises por EDS evidenciam que a região cinza mais clara é composta por 68,72%W, 11,92%C, 14,29%Co e 5,07%Cr (%p), enquanto a composição observada na região cinza escura é de 10,59%C, 1,91%Cr, 3,99%Co, 17,32%W, 10,76%Al, 46,01%Cu, 1,23%Mg, 4,29%Ni, 3,74%Fe e 0,17%Ag. Os resultados demonstram o mecanismo adesivo de transferência do pino, material mais fraco, para o revestimento de WC-10%Co-4%Cr, considerando os pesos atômicos do Cu e do W, 63 e 183, respectivamente.

Na Figura 4.34c, não são observadas extensivas deformações plásticas e nem fraturas no revestimento, sinais da presença de desgaste adesivo e abrasivo, respectivamente. Ao contrário, a partir da Figura 4.34d pode-se observar que a superfície do Ti6Al-4V revestido por HVOF não sofre alterações morfológicas significativas antes e depois do ensaio (BOLELLI, 2007; BOLELLI, 2009).

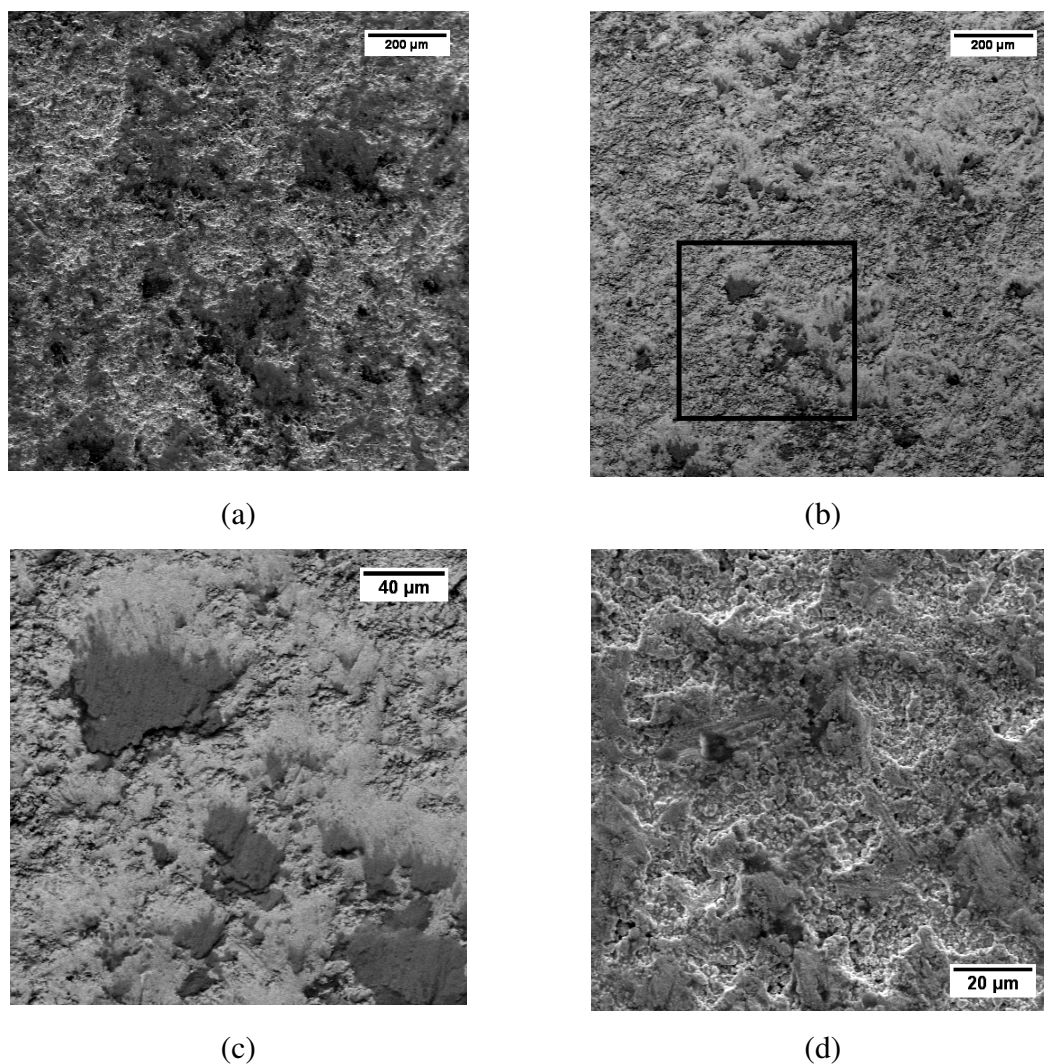


Figura 4.34 – Morfologia do desgaste da liga Ti-6Al-4V revestida por HVOF com WC-10%Co-4%Cr. (a) 100X – SE; (b) 100X – BSE; (c) 500X – BSE – detalhe em (b); (d) superfície polida antes do ensaio de desgaste.

O mecanismo predominante do par tribológico é o desgaste abrasivo do pino, com evidências de desgaste adesivo menos severo, considerando que os dois mecanismos nunca atuam isoladamente (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

4.5.4 Ti-6Al-4V revestida por PVD X Bronze-alumínio 630

A Figura 4.35 apresenta a perda de material ocorrida durante o ensaio do disco de Ti-6Al-4V revestido por PVD com DLC/TiN/CrN contra o pino de bronze-alumínio 630. Os resultados indicam um desgaste abrasivo do pino de bronze, em contato com os revestimentos TiN e CrN. O par tribológico DLC contra o pino bronze-alumínio apresenta resistência em ambos materiais em contato.

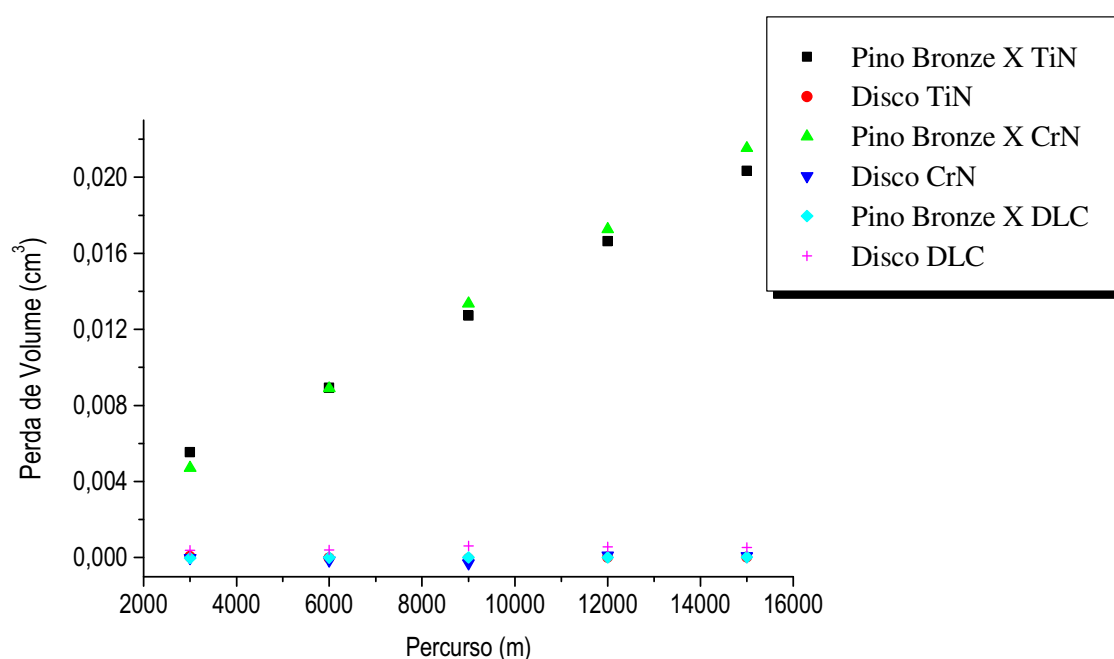
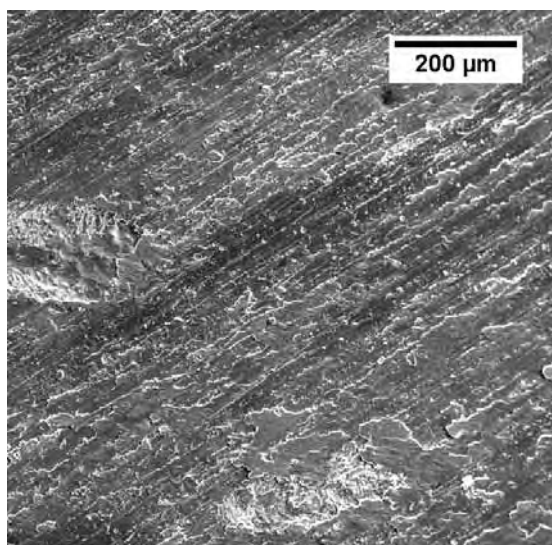
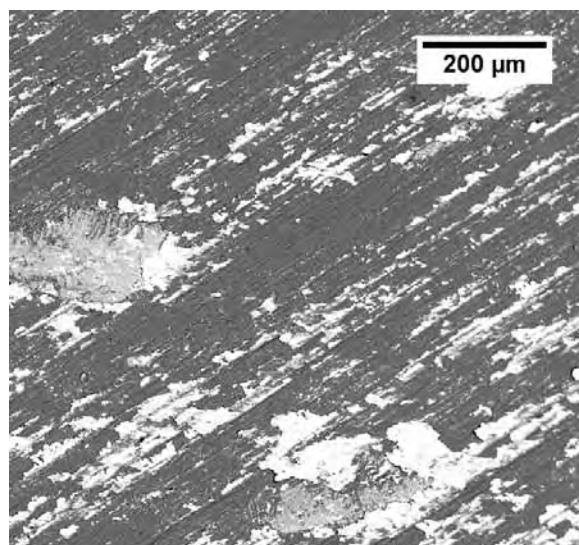


Figura 4.35 - Perda de volume acumulada para as ligas bronze-alumínio 630 e Ti-6Al-4V revestida por PVD

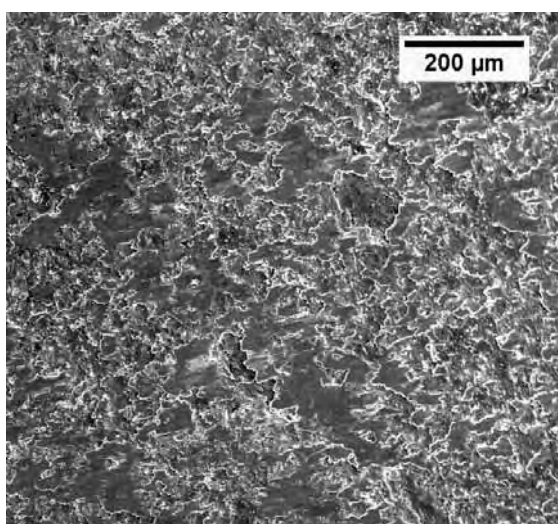
Na Figura 4.36 estão representadas as superfícies de desgaste das amostras de Ti6Al-4V revestidas por PVD. As Figuras 4.36a e 4.36c apresentam as superfícies de desgaste dos revestimentos TiN e CrN. Ambos apresentam o mesmo mecanismo de desgaste: em revestimentos de elevada dureza, quando a carga de contato não é elevada, ocorre apenas um polimento da superfície com integridade do revestimento sem evidência de deformação ou fissuras (WILSON; ALPAS, 1998). Nas Figuras 4.36b e 4.36d as regiões evidenciam o mecanismo de desgaste adesivo do pino.



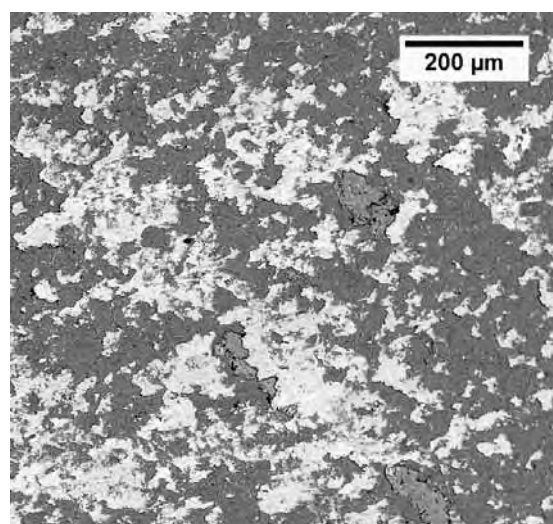
(a)



(b)



(c)



(d)

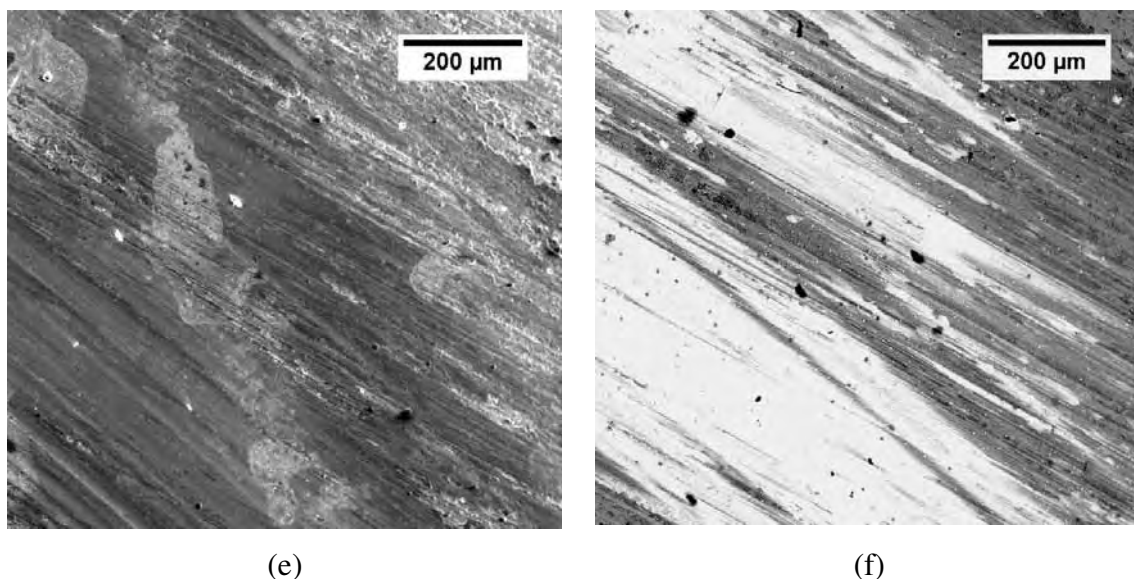


Figura 4.36 – Morfologia do desgaste da liga Ti-6Al-4V revestida por PVD: (a) TiN - 200X – SE; (b) TiN - 200X – BSE; (c) CrN - 200X – SE; (d) CrN - 200X – BSE; (e) DLC - 200X – SE; (f) DLC - 200X – BSE.

As análises por EDS mostram, para o revestimento de CrN, que a região cinza mais clara é composta por 74,91%Cu, 5,13%Ni, 6,43%Al, 2,02Cr, 0,67%Ti, 0,82%Mn, 3,96%Fe e 6,07%O (% p), enquanto a composição observada na região escura foi de 1,69%N, 95,9%Cr, 1,83%Ti e 0,56%Cu. Os resultados indicam um mecanismo adesivo de transferência do pino, material mais fraco, para o revestimento de CrN. A maior concentração de cobre que nos pares anteriores indica que o regime de desgaste do pino predominante é adesivo, com indícios de desgaste também oxidativo no pino, devido à presença de oxigênio na fase clara (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

O revestimento de TiN também apresenta uma maior concentração de cobre na fase clara em relação aos pares tribológicos anteriores, 76,31% em peso. A presença de 3,93%O em peso comprova que os dois revestimentos apresentam o mesmo mecanismo de desgaste.

A principal diferença do mecanismo de desgaste no revestimento DLC pode ser constatada tanto pelo gráfico de perda de massa, na Figura 4.35, quanto pela análise das Figuras 4.36e e 4.36f. A resistência ao desgaste do pino e no disco, a observação pela imagem de elétrons retroespalhados que a trilha de desgaste do pino não altera a

direção de polimento do disco são características inerentes ao revestimento.

A alta resistência ao desgaste e baixo coeficiente de atrito são atribuídos à presença do hidrogênio na composição da camada. Ele produz carbono grafite na composição do revestimento, que atua como um lubrificante sólido (HUANG; JENG; LIU, 2007; VANHULSEL et al., 2007).

As taxas específicas de desgaste para todos os pares tribológicos são apresentadas na Tabela 4.6. Os resultados indicaram que o pino de bronze-alumínio 630 apresenta melhor resistência ao desgaste deslizando contra o Ti-6Al-4V revestido com DLC.

Tabela 4.6 – Taxa específica de desgaste das ligas Ti-6Al-4V e bronze-alumínio 630 para o material base e todas as condições de revestimento.

Taxa específica de desgaste [m ³ /Nm]		
	<i>Pino</i>	<i>Disco</i>
Ti-6Al-4V X Pino	1.41 x 10 ⁻¹³	2.01x10 ⁻¹³
HVOF X Pino	4.08 x 10 ⁻¹³	1.25x10 ⁻¹⁴
TiN X Pino	2.71 x 10 ⁻¹³	2.96 x 10 ⁻¹⁶
CrN X Pino	2.87 x 10 ⁻¹³	1.04 x 10 ⁻¹⁵
DLC X Pino	3.66 x 10 ⁻¹⁶	7.04 x 10 ⁻¹⁵

5 CONCLUSÕES

Com base nos dados apresentados conclui-se que:

1. Os revestimentos estudados reduzem a resistência à fadiga da liga Ti-6Al-4V;
2. O pré-tratamento de **shot peening** no material base anodizado recupera a resistência à fadiga da liga Ti-6Al-4V para níveis próximos a resistência do material base; entretanto, não é eficiente na proteção ao desgaste;
3. Trincas iniciando abaixo do campo residual compressivo comprovam a eficiência do pré-tratamento de **shot peening** para a liga Ti-6Al-4V anodizada;
4. Os revestimentos de WC-10%Co-4%Cr aplicados por HVOF reduzem de 900 MPa para 400 MPa a resistência à fadiga da liga Ti-6Al-4V, com frentes de trinca ao redor do material base;
5. Partículas de alumina utilizadas para aumento da adesão do WC-10%Co-4%Cr e pequenas trincas dentro do revestimento são os principais fatores que influenciam a redução da resistência à fadiga da liga Ti-6Al-4V;
6. O pré-tratamento de **shot peening** no material base revestido por HVOF recupera a resistência em fadiga do Ti-6Al-4V revestido, em relação à condição revestida por HVOF sem **shot peening**, comprovando que a nucleação e a propagação de trincas por fadiga podem ser retardadas pelo efeito do campo residual compressivo;
7. As trincas por fadiga no material base com os revestimentos depositados por PVD iniciam no revestimento e propagam para dentro do material base, reduzindo a resistência à fadiga do Ti-6Al-4V; entretanto, a menor quantidade de defeitos presentes no revestimento DLC proporciona a melhor resistência à fadiga entre as três condições;
8. O Ti-6Al-4V revestido com DLC em contato deslizante com a liga de bronze-alumínio 630 apresentou o melhor desempenho em desgaste, sendo a segunda melhor condição em fadiga.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

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

1. Estender esse estudo para o comportamento em fadiga da liga ti-6Al-4V na condição 100% lamelar;
2. Estudar a influência da carga e da velocidade aplicadas durante os ensaios tribológicos dos revestimentos estudados.

7 BIBLIOGRAFIA

AERTS, T.; DIMOGERONTAKIS, T.; DE GRAEVE, I.; FRANSAER, J.; TERRY, N. H. Influence of the anodizing temperature on the porosity and the mechanical properties of the porous anodic oxide film. **Surface and Coatings Technology**, v.201, n.16-17, p.7310-7317, may 2007.

ADIB, A.M.L.; BAPTISTA, C.A.R.P.; BARBOZA, M.J.R.; HAGA, C.; MARQUES, C.C.F. Aircraft engine bleed system tubes: Material and failure mode analysis. **Engineering Failure Analysis**, v.14, n.8, p.1605-1617, dec. 2007.

AL-ANAZI, D.; HASHMI, M.S.J.; YILBAS, B.S. Three-point bend testing of HVOF AMDRY 9954 coating on Ti-6Al-4V alloy. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 174, n.1-3, p.204-210, may 2006.

ALI, A.; AN, X.; RODOPOULOS, C.A.; BROWN, M.W.; O'HARA, P.; LEVERS, A.; GARDINER, S. The effect of controlled shot peening on the fatigue behaviour of 2024-T3 aluminium friction stir welds. **International Journal of Fatigue**, v.29, n.8, p.1531-1545, aug. 2007.

ALTUN, H.; SINICI, H. Corrosion behaviour of magnesium alloys coated with TiN by cathodic arc deposition in NaCl and Na₂SO₄ solutions. **Materials Characterization**, v.59, n.3, p.266-270, mar. 2008.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS INTERNATIONAL. **ASM Handbook: Fractography**. Materials Park, OH: ASM, 1992. v.12, 517p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM B 117**. Standard Practice for Operating Salt Spray (Fog) Apparatus. ASTM International, Pennsylvania, 2007. 10p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM B150/B150M-03**. Standard Specification for Aluminum Bronze Rod, Bar, and Shapes. ASTM International, Pennsylvania, 2003. 6p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 466**. Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials. ASTM International, Pennsylvania, 2007. 5p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 8/E 8M**. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. ASTM International, Pennsylvania, 2008. 25p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E384-08**. Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. ASTM International, Pennsylvania, 2008. 33p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM G99-05**. Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus. ASTM International, Pennsylvania, 2005. 5p.

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

BABU, N. K.; RAMAN, S. G. S.; MURTHY, C. V. S.; REDDY, G. M. Effect of beam oscillation on fatigue life of Ti-6Al-4V electron beam weldments. **Materials Science and Engineering: A**, v.471, n.1-2, p. 113-119, dec. 2007.

BALASUBRAMANIAN, S.; ANAND, L. Plasticity of initially textured hexagonal polycrystals at high homologous temperatures: application to titanium. **Acta Materialia**, v.50, n.1, p.133-148, jan. 2002.

BARAGETTI, S. LA VECCHIA, G. M. TERRANOVA, A. Fatigue Behavior and Fem Modeling of Thin-Coated Components. **International Journal of Fatigue**, v.25, n. 9-11, p. 1229-1238, Sept. 2003.

BARAGETTI, S.; LA VECCHIA, G.M.; TERRANOVA, A. Variables affecting the fatigue resistance of PVD-coated components. **International Journal of Fatigue**, v. 27, n. 10-12, p. 1541-1550, 2005.

BARATA, A.; CUNHA, L.; MOURA, C. Characterisation of chromium nitride films produced by PVD techniques. **Thin Solid Films**, v. 398-399, p. 501-506, 2001.

BARRIE, R.L.; GABB, T.P.; TELESMA, J.; KANTZOS, P.T.; PRESCENZI, A.; BILES, T.; BONACUSE, P.J. Effectiveness of shot peening in suppressing fatigue cracking at non-metallic inclusions in Udimet[®] 720. **Materials Science and Engineering: A**, v.474, n.1-2, p.71-81, feb. 2008.

BARROS, A. J. M.; PRASAD, S.; LEITE, V. D.; SOUZA, A. G. Estudo termogravimétrico do processo de sorção de metais pesados por resíduos sólidos orgânicos. **Eng. Sanit. Ambient**, v. 11, n.2, p. 184-190, 2006.

BARTER, S. A.; CLAYTON, J. Q.; CLARK, G. Aspects of fatigue affecting the design and maintenance of modern military aircraft. **International Journal of Fatigue**, v.15, n.4, p. 325-332, jul. 1993.

BEMPORAD, E.; SEBASTIANI, M.; DE FELICIS, D.; CARASSITI, F.; VALLE, R.; CASADEI, F. Production and characterization of duplex coatings (HVOF and PVD) on Ti-6Al-4V substrate. **Thin Solid Films**, v.515, n.1, p.186-194, sept. 2006.

BOLELLI, G.^(a); CANNILLO, V.; LUSVARGHI, L.; RICCÒ, S. Mechanical and tribological properties of electrolytic hard chrome and HVOF-sprayed coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 200, n.9, p.2995-3009, feb. 2006.

BOLELLI, G.^(b), GIOVANARDI, R. Corrosion resistance of HVOF-sprayed coatings for hard chrome replacement. **Corrosion Science**, v.48, n.11, p.3375-3397, nov. 2006.

BOLELLI, G.^(c), CANNILLO, V. LUSVARGHI, L. AND MANFREDINI, T. Wear behaviour of thermally sprayed ceramic oxide coatings. **Wear**, v.261, n. 11-12, p.1298-1315, dec. 2006.

BOLELLI, G., CANNILLO, V. LUSVARGHI, L., MONTORSI, M., MANTINI, F. P., BARLETTA, M. Microstructural and tribological comparison of HVOF-sprayed and post-treated M-Mo-Cr-Si (M = Co, Ni) alloy coatings **Wear**, v.263, p.1397-1416, 2007.

BOLELLI, G.; LUSVARGHI, L.; BARLETTA, M. HVOF-sprayed WC-CoCr coatings on Al alloy: Effect of the coating thickness on the tribological properties. **Wear**, v. 267, n. 5-8, p. 944-953, jun 2009.

BOYER, R. An overview on the use of titanium in the aerospace industry. **Materials Science and Engineering: A**, v.213, n.1-2, p.103-114, aug. 1996.

BOYER, R.; WELSCH, G.; COLLINGS, E.W. **Materials properties handbook: titanium alloys**. Materials Park, OH: ASM International, 1994. 1176p.

BRASIMET BODYCOTE. Brasimet **PVD – Durotin**. Disponível em: <<http://www.brasimet.com.br/durotin/>>. Acesso em: 17 mar. 2008.

BRIDIER, F., VILLECHAISE, P., MENDEZ, J. Slip and fatigue crack formation processes in an α/β titanium alloy in relation to crystallographic texture on different scales. **Acta Materialia**, v. 56, n. 15, p.3951-3962, 2008.

BRIDIER, F.; VILLECHAISE, P.; MENDEZ, J. Analysis of the different slip systems activated by tension in a α/β titanium alloy in relation with local crystallographic orientation. **Acta Materialia**, v.53, n. 3, p. 555-567, feb. 2005.

BRIDIER, F.; VILLECHAISE, P.; MENDEZ, J. Slip and fatigue crack formation processes in an α/β titanium alloy in relation to crystallographic texture on different scales. **Acta Materialia**, v.56, n.15, p. 3951-3962, sept. 2008.

BROEK, D. **Elementary Engineering Fracture Mechanics**. 3.ed. Martinus Nijhoff Publishers, Netherlands, 1982, 469p.

BROOMAN, E.W. Corrosion performance of environmentally acceptable alternatives to cadmium and chromium coatings: Chromium-Part II. **Metal Finishing**, v.98, n.8, p.39-45, aug. 2000.

BUDZYNSKI, P.; YOUSSEF, A.A.; SIELANKO J. Surface modification of Ti–6Al–4V alloy by nitrogen ion implantation. **Wear**, v.261, n.11-12, p.1271-1276, dec. 2006.

CABRERA, E.S.; STAIA, M.H.; LESAGE, J.; CHICOT, D.; SOSA, J.G.; PÉREZ, E.A. Fatigue performance of a SAE 1045 steel coated with a Colmonoy 88 alloy deposited by HVOF thermal spraying. **Surface and Coatings Technology**, v.201, n.5, p. 2038-2045, oct. 2006.

CALLISTER, W. D. **Ciência e engenharia de materiais**. Rio de Janeiro: LTC, 2002, 589p.

CAMARGO, J. A. M.; VOORWALD, H.J.C.; CIOFFI, M. O. H; COSTA, M. Y. P. Coating residual stress effects on fatigue performance of 7050-T7451 aluminum alloy. **Surface and Coatings Technology**, v.201, n.24, p.9448-9455, oct. 2007.

CARVALHO, A.L.M.; VOORWALD, H.J.C. Influence of shot peening and hard chromium electroplating on the fatigue strength of 7050-T7451 aluminum alloy. **International Journal of Fatigue**, v.29, n.7, p.1282-1291, jul. 2007.

CELIK, E.; CULHA, O.; UYULGAN, B.; AK AZEM, N.F.; OZDEMIR, I.; TURK, A. Assessment of microstructural and mechanical properties of HVOF sprayed WC-based cermet coatings for a roller cylinder. **Surface and Coatings Technology**, v.200, n.14-15, p.4320-4328, apr. 2006.

CHEN, C.Q.; LI, S.X. Tensile and low-cycle fatigue behaviors of commercially pure titanium containing hydrides. **Materials Science and Engineering A**, v.387-389, p.470-475, 2004.

CHIDAMBARAM, D.; CLAYTON, C. R.; DORFMAN, M. R. Evaluation of the electrochemical behavior of HVOF-sprayed alloy coatings. **Surface and Coatings Technology**, v.176, p. 307-317, 2004.

COLLINGS, E. W. **The Physical Metallurgy of Titanium Alloys**. Materials Park, OH: ASM International, 261p.

DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E. V. **DIN EN 2808**. Aerospace series - Anodizing of titanium and titanium alloys. 1997.

DIAMANTI, M.V.; PEDEFERRI, M.P. Effect of anodic oxidation parameters on the titanium oxides formation. **Corrosion Science**, v.49, n.2, p. 939-948, feb. 2007.

DOBRZANSKI, L.A.; POLOK, M.; PANJAN,P.; BUGLIOSI,S.; ADAMIKA, M. Improvement of wear resistance of hot work steels by PVD coatings deposition. **Journal of Materials Processing Technology**, v.155-156, p.1995-2001, 2004.

DONG, H.; BELL, T. Tribological behaviour of alumina sliding against Ti6Al4V in unlubricated contact. **Wear**, v. 225-229, n.2, p. 874-884, april 1999.

DOWLING, N. E. **Mechanical behavior of materials**. 3.ed. New Jersey: Prentice-Hall, 2007, 773p.

DYE, D. Disponível em: <http://www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/2005/L7-Ti-slides_web.ppt>. Acesso em: 17 nov. 2007.

ELSHABINI-RIAD, A. A. R.; BARLOW, F. D. **Thin film technology handbook** . New York : McGraw-Hill, 1998.

ESPALLARGAS, N.; BERGET, J.; GUILMANY, J.M.; BENEDETTI, A.V.; SUEGAMA, P.H. Cr₃C₂-NiCr and WC-Ni thermal spray coatings as alternatives to hard chromium for erosion-corrosion resistance. **Surface and Coatings Technology**, v.202, n.8, p.1405-1417, jan. 2008.

FARRAHI, G.H.; GHADBEIGI, H. An investigation into the effect of various surface treatments on fatigue life of a tool steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v.174, n.1-3, p.318-324, may 2006.

FEDRIZZI, L., ROSSI, S., CRISTEL, R. AND BONORA, P. L. Corrosion and wear behaviour of HVOF cermet coatings used to replace hard chromium. **Electrochimica Acta**, v.49, n.17-18, p.2803-2814, jul. 2004.

FERRANDINI, P. L., CARDOSO, F. F., SOUZA, S. A. AFONSO, C. R. AND CARAM, R. Aging response of the Ti-35Nb-7Zr-5Ta and Ti-35Nb-7Ta alloys. **Journal of Alloys and Compounds**, v.433, n.1-2, p. 207-210, may 2007.

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.

GAO, Y.K. Influence of shot peening on tension-tension fatigue property of two high strength Ti alloys. **Surface engineering**, v.22, n.4, p. 299-303, aug. 2006.

GARCIA-VERGARA, J.S.; SKELDON, P.; THOMPSON, G.E.; HABAKAKI, H. Pore development in anodic alumina in sulphuric acid and borax electrolytes. **Corrosion Science**, v.49, n.9, p.3696-3704, sept. 2007.

GOLDEN, P. J.; HUTSON, A.; SUNDARAM, V.; ARPS, J. H. Effect of surface treatments on fretting fatigue of Ti-6Al-4V. **International Journal of Fatigue**, v. 29, n.7, p.1302-1310, jul. 2007.

GOLDEN, P. J.; SHEPARD, M. J. Life prediction of fretting fatigue with advanced surface treatments. **Materials Science and Engineering: A**, v.468-470, p.15-22, nov. 2007.

GROOTEMAN F. A stochastic approach to determine lifetimes and inspection schemes for aircraft components. **International Journal of Fatigue**, v.30, n.1, p.138-149, jan. 2008.

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.

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.

GRUBBS, C. A. Anodizing of aluminum. **Metal Finishing**, v.105, n.10, p. 397-412, 2007.

GUAGLIANO, M. Relating Almen intensity to residual stresses induced by shot peening: a numerical approach. **Journal of Materials Processing Technology**, v.110, n.3, p.277-286, apr. 2001.

HABAZAKI, H.; ONODERA, T.; FUSHIMI, K.; KONNO, H.; K. TOYOTAKE. Spark anodizing of β -Ti alloy for wear-resistant coating. **Surface and Coatings Technology**, v.201, n.21, p.8730-8737, aug. 2007.

HELLMAN, D. T. Physical vapor deposition - is it real, or is it PVD? **Metal Finishing**, v.101, n.11, p.50-54, nov. 2003.

HUANG, S.; JENG, Y.; LIU, K. Sliding wear characteristics of the diamond-like carbon films on alloy substrates. **Wear**, v. 263, n. 7-12, p.1266-1273, sept. 2007.

HUTSON, A.; SATHISH, S.; NICHOLAS, T. Progression of fretting fatigue damage in Ti-6Al-4V. **Tribology International**, v.39, n.10, p.1197-1205, oct. 2006.

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.

IBRAHIM, A. AND BERNDT, C.C.. Fatigue and deformation of HVOF sprayed WC-Co coatings and hard chrome plating. **Materials Science and Engineering: A**, v.456, n.1-2, p.114-119, may 2007.

IMMARIGEON, J-P., HOLT, R. T., KOUL, A. K., ZHAO, L., WALLACE, W. AND BEDDOES, J. C. Lightweight materials for aircraft applications. **Materials Characterization**, v.35, n.1, p.41-67, jul. 1995.

ISHIKAWA, Y.; KURODA, S.; KAWAKITA, J.; SAKAMOTO, Y.; TAKAYA, M. Sliding wear properties of HVOF sprayed WC-20%Cr₃C₂-7%Ni cermet coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 201, n. 8, p. 4718-4727, jan. 2007.

JIANG, X.P.; MAN, C.-S.; SHEPARD, M.J.; ZHAI, T. Effects of shot-peening and re-shot-peening on four-point bend fatigue behavior of Ti-6Al-4V. **Materials Science and Engineering: A**, v.468-470, p.137-143, nov. 2007.

JOSHI, V. A. **Titanium Alloys**: An atlas of structures and fracture features. 1.ed. Boca; FL : Taylor & Francis Group, 2006. 227p.

KAHRAMAN, N.; GULENC, B.; FINDIK,F. Corrosion and mechanical-microstructural aspects of dissimilar joints of Ti-6Al-4V and Al plates. **International Journal of Impact Engineering**, v.34, n. 8, p.1423-1432, aug. 2007.

KATO, Y.; TAKAFUJI, S. Fatigue properties of shot-peened Ti-6Al-4V alloy at elevated temperatures. J. Soc. **Journal of the Society of Materials Science, JAPAN**, V.46, N.10, P1136-1142, 1997.

KHALED, M. M.; YILBAS, B. S. Corrosion properties of HVOF-coated steel in simulated concrete poreelectrolyte and concentrated chloride environments. **Surface & Coatings Technology**, v.202, p.433-438, 2007.

KOBAYASHI, M., MATSUI, T, MURAKAMI, Y. Mechanism of creation of compressive residual stress by shot peening. **International Journal of Fatigue**, v.20, n.5, p.351-357, may 1998.

KONIECZNY, J.; DOBRZAŃSKI, L.A.; LABISZ, K.; DUSZCZYK, J. The influence of cast method and anodizing parameters on structure and layer thickness of aluminium alloys. **Journal of Materials Processing Technology**, v.157-158, p.718-723, dec. 2004.

LACKNER, J. M.; STOTTER,C.; WALDHAUSER, W.; EBNER,R.; LENZ, W.; BEUTL, M. Pulsed laser deposition of diamond-like carbon coatings for industrial tribological applications. **Surface and Coatings Technology**, v.174-175, p.402-407, sept.-oct. 2003.

LEE, H.; MALL, S. Stress relaxation behavior of shot-peened Ti-6Al-4V under fretting fatigue at elevated temperature. **Materials Science and Engineering A**, v.366, n.2, p.412-420, feb. 2004.

LEINENBACH, C; EIFLER, D. Fatigue and cyclic deformation behaviour of surface-modified titanium alloys in simulated physiological media. **Biomaterials**, v.27, n.8, p.1200-1208, mar. 2006.

LEVCHUK, D. Plasma assisted techniques for deposition of superhard nanocomposite coatings. **Surface and Coatings Technology**, v.201, n.13, p.6071-6077, mar. 2007.

LI, J.F.; LIAO, H.; NORMAND, B.; CORDIER, C.; MAURIN, G.; FOCT, J.; CODDET, C. Uniform design method for optimization of process parameters of plasma sprayed TiN coatings. **Surface and Coatings Technology**, v.176, n.1, p.1-13, nov.-dec. 2003.

LONYUK, B.; APACHITEI, I.; DUSZCZYK, J. The effect of oxide coatings on fatigue properties of 7475-T6 aluminium alloy. **Surface and Coatings Technology**, v.201, n.21, p.8688-8694, aug. 2007.

MAJZOobi, G. H.; AZIZI, R.; ALAVI NIA, A. A three-dimensional simulation of shot peening process using multiple shot impacts. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 164-165, p. 1226-1234, may 2005.

MARTINEZ, S. A.; SATHISH, S.; BLODGETT, M. P.; MALL, S.; NAMJOSHI, S. Effects of fretting fatigue on the residual stress of shot peened Ti-6Al-4V samples. **Materials Science and Engineering A**, v.399, n.1-2, p.58-63, jun. 2005.

MATTOX, D. M. Physical vapor deposition (PVD) processes. **Metal Finishing**, v.100, n.1, p. 394-408, jan. 2002.

MAYEUR, J. R.; MCDOWELL, D. L.; NEU, R. W. Crystal plasticity simulations of fretting of Ti-6Al-4V in partial slip regime considering effects of texture. **Computational Materials Science**, v.41, n.3, p.356-365, jan. 2008.

MEO, M.; VIGNJEVIC, R. Finite element analysis of residual stress induced by shot peening process. **Advances in Engineering Software**, v.34, n.9, p.569-575, sept. 2003.

METAL IMPROVEMENT COMPANY. Disponível em:
<http://www.metalimprovement.com/shot_peening.php>. Acesso em: 10 dez. 2007.

MIKULA, M. **PVD - physical vapor deposition**. Disponível em:
<<http://www.umms.sav.sk/index.php?ID=415> 20/10/2007>. Acesso em: 10 de dez. 2007.

MINOT, C; MARKOVITS, A. Introduction to theoretical approaches to chemisorption. **Journal of Molecular Structure: THEOCHEM**, v.424, n. 1-2, p.119-134, feb.1998.

MOLINARI, A.; STRAFFELINI, G.; TESI, B.; BACCI, T. Dry sliding wear mechanisms of the Ti6Al4V alloy. **Wear**, v.208, n.1-2, p.105-112, jul. 1997.

NALLA, R. K.; ALTENBERGER, I.; NOSTER, U.; LIU, G. Y.; SCHOLTES, B.; RITCHIE, R. O. On the influence of mechanical surface treatments—deep rolling and laser shock peening—on the fatigue behavior of Ti-6Al-4V at ambient and elevated temperatures. **Materials Science and Eng. A**, v.355, n.1-2, p.216-230, aug. 2003.

NALLA, R. K.; RITCHIE, R. O.; BOYCE, B. L.; CAMPBELL, J. P.; PETERS, J. O. Influence of microstructure on high-cycle fatigue of Ti-6Al-4V: Bimodal vs. lamellar structures. **Journal Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 33, n.3, p. 1543-1940, mar. 2002.

NASCIMENTO, M. P.; SOUZA, R. C.; PIGATIN, W. L.; VOORWALD, H. J. C. Effects of surface treatments on the fatigue strength of AISI 4340 aeronautical steel. **International Journal of Fatigue**, v.23, n.7, p.607-618, aug. 2001.

NASCIMENTO, M.P. **Determinação da vida em fadiga do aço ABNT 4340 revestido com cromo duro sobre níquel químico.** 1999. 158 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 1999.

NAVINŠEK, B., PANJAN, P. AND MILOŠEV, I. PVD coatings as an environmentally clean alternative to electroplating and electroless processes. **Surface and Coatings Technology**, v.116-119, p.476-487, sept. 1999.

NOLAN, D.; HUANG, S.W.; LESKOVSEK, V.; BRAUN, S. Sliding wear of titanium nitride thin films deposited on Ti-6Al-4V alloy by PVD and plasma nitriding processes. **Surface and Coatings Technology**, v. 200, n. 20-21, p. 5698-5705, may 2006.

OGAWA, T.; TOKAJI, K.; EJIMA, T.; KOBAYASHI, Y.; HARADA, Y. Evaluation of fatigue strengths of WC cermet- and 13Cr steel-sprayed materials. **Materials Science Research International**, v.4, n.1, p. 12-18, mar. 1998.

PARK, Y.; SHIN, K.; SONG, H. Effects of anodizing conditions on bond strength of anodically oxidized film to titanium substrate. **Applied Surface Science**, v.253, n.14, p.6013-6018, may 2007.

PÉREZ, O. E. L.; FUERTES, V. C.; PÉREZ, M. A.; TEIJELO, M. L. Characterization of the anodic growth and dissolution of oxide films on valve metals. **Electrochemistry Communications**, v.10, n.3, p. 433-437, mar. 2008.

PICAS, J.A.; FORN, A.; MATTHÄUS, G. HVOF coatings as an alternative to hard chrome for pistons and valves. **Wear**, v.261, p.477-484, 2006.

PRADHAN, S.K.; NOUVEAU, C.; VASIN, A.; DJOUADI, M.-A. Deposition of CrN coatings by PVD methods for mechanical application. **Surface and Coatings Technology**, v. 200, n.1-4, p.141-145, oct. 2005.

PUCHI-CABRERA, E. S.; MATÍNEZ, F.; HERRERA, I.; BERRÍOS, J. A.; DIXIT, S.; BHAT, D. On the fatigue behavior of an AISI 316L stainless steel coated with a PVD TiN deposit. **Surface and Coatings Technology**, v.182, n.2-3, p. 276-286, apr.2004.

QU, J.; BLAU, P.J.; WATKINS, T.R.; CAVIN, O.B.;KULKARNI, N.S. Friction and wear of titanium alloys sliding against metal, polymer, and ceramic counterfaces. **Wear**, v.258, n.9, p.1348-1356, apr. 2005.

RIBEIRO, L. M. F. **Caracterização microestrutural e fractográfica do produto da reciclagem da liga Ti-6Al-4V por processamento digital de imagens**. 2002. 137 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2002.

ROSATO Jr., A. **Estrutura integral por soldagem por atrito "friction stir welding - FSW" : requisitos básicos para o projeto estrutural**. 2003. 258f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Aeronáutica e Mecânica) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2003.

SAHRAOUI, T.; FENINECHE, N.; MONTAVON, G.; CODDET, C. Alternative to chromium: characteristics and wear behavior of HVOF coatings for gas turbine shafts repair (heavy-duty). **Journal of Mat. Proc.Tech.**, v.152, n.1, p.43-55, oct. 2004.

SAHRAOUI, T.; GUESSASMA, S.; FENINECHE, N.E. Friction moment prediction of HVOF coatings and Electroplated Hard Chromium. **Materials Letters**, v.62, n.3, p.473-477, feb. 2008.

SALEM, A.; KALIDINDI, A. S. R.; DOHERTY, R. D. Strain hardening of titanium: role of deformation twinning. **Acta Materialia**, v. 51, n. 14, p. 4225-4237, aug.2003.

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

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

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

SHANYAVSKIY, A.A. Fatigue limit - Material property as an opened or closed system? Practical view on the aircraft components failures in GCF area. **International Journal of Fatigue**, v.28, n.11, p. 1647-1657, nov. 2006.

SHARMA, A. K. Anodizing titanium for space applications. **Thin Solid Films**, v.208, n.1, 48-54, feb. 1992.

SILVA, A. **Ligas metálicas não ferrosas**. Disponível em: <www.dem.ist.utl.pt/~m_mII/Download/05-Ligas_leves.ppt> no dia 11/12/06>. Acesso em: 15 out. 2007.

SILVA, L.L.G.; UEDA, M.; SILVA, M.M.; CODARO, E.N. Corrosion behavior of Ti-6Al-4V alloy treated by plasma immersion ion implantation process. **Surface and Coatings Technology**, v.201, n.19-20, p.8136-8139, aug. 2007.

Smith, D. **Thin-film deposition** : New York : McGraw-Hill, 1995, 616 p.

SMALLMAN, R.E.; NGAN, A.H.W. Oxidation, corrosion and surface treatment. In:____. **Physical Metallurgy and Advanced Materials Engineering**. Elsevier, 7a. edição, p. 481-511, 2007.

SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS. **AMS-S-13165**: Shot Peening of Metal Parts. SAE international, Pennsylvania 1997. 26p.

SOUZA, R. C. **Estudo do comportamento em fadiga do aço ABNT 4340 revestido com WC-12Co, WC-17Co, WC-10Co-4Cr, CrC-25Ni-Cr e WC-10 Ni pelo sistema HVOF/HP**. 2002. 111f. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) - Faculdade de Engenharia química de Lorena, Lorena, 2002.

SOUZA, V.A.D., NEVILLE, A. Aspects of microstructure on the synergy and overall material loss of thermal spray coatings in erosion-corrosion environments. **Wear**, v. 263, p.339-346, 2007.

SRIDHAR, B.R; RAMACHANDRA, K; PADMANABHAN, K.A. Effect of shot peening on the fatigue and fracture behaviour of two titanium alloys. **Journal of Materials Science**, v.31, n.22, p.5953-5960, nov. 1996.

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

STEVENSON JUNIOR, M. F. Anodizing. In: AMERICAN SOCIETY FOR METALS INTERNATIONAL. **ASM Handbook**. Materials Park, OH: ASM, 1994. v.5, 482-493.

STRAFFELINI, G. AND MOLINARI, A. Dry sliding wear of Ti-6Al-4V alloy as influenced by the counterface and sliding conditions. **Wear**, v.236, n.1-2, p.328-338, dec. 1999.

SUL, Y.; JOHANSSON, C. B.; JEONG, Y.; ALBREKTSSON, T. The electrochemical oxide growth behaviour on titanium in acid and alkaline electrolytes. **Medical Engineering & Physics**, v.23, n.5, p.329-346, jun. 2001.

SUNDARAM, V. S. Diamond like carbon film as a protective coating for high strength steel and titanium alloy. **Surface and Coatings Technology**, v.201, n.6, p.2707-2711, dec. 2006.

SURESH, S. **Fatigue of Materials**. 2.ed. Cambridge : Cambridge University Press, 1998, 679p.

SZCZEPANSKI, C.J.; JHA, S.K.; LARSEN, J.M.; JONES, J.W. Microstructural influences on very-high-cycle fatigue-crack initiation in Ti-6246. **Metallurgical and Mat. Transactions A: Physical Met. and Mat. Sci.**, v. 39, n. 12, p. 2841-2851, 2008.

TAKTAK, S. H. A. Dry wear and friction behaviour of plasma nitrided Ti-6AL-4V alloy after explosive shock treatment. **Tribology International**, v.40, p.423-432, 2007.

THORPE, R., KOPECH, H., GAGNE, N. HVOF thermal spray technology. **Advanced Materials and Processes**, v.157, n.4, p.27-29, 2000.

TOMA, D., BRANDL, W., AND MARGINEAN, G. Wear and corrosion behaviour of thermally sprayed cermet coatings. **Surf. and Coatings Tech.**, v.138, n.2-3, p.149-158, apr. 2001.

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, n.8, p.877-886, aug. 2002.

VANHULSEL, A.; VELASCO, F.; JACOBS, R.; EERSELS, L.; HAVERMANS, D.; ROBERTS, E.W.; SHERRINGTON, I.; ANDERSON, M.J.; GAILLARD, L. DLC solid lubricant coatings on ball bearings for space applications. **Tribology International**, v. 40, n. 7, p. 1186-1194, jul. 2007.

VERDON, C.; KARIMI, A.; MARTIN, J.-L. A study of high velocity oxy-fuel thermally sprayed tungstencarbide based coatings. Part 1: Microstructures. **Materials Science and Engineering A**, v.246, p.11-24, 1998.

VOORWALD, H.J.C.; PADILHA, R.; COSTA, M.Y.P; PIGATIN, W.L.; CIOFFI, M.O.H. Effect of electroless nickel interlayer on the fatigue strength of chromium electroplated AISI 4340 steel. **International Journal of Fatigue**, v.29, n.4, p. 695-704, abr. 2007.

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.

WANK, A.; WIELAGE, B.; POKHMURSKA, H.; FRIESEN, E.; REISEL, G. Comparison of hardmetal and hard chromium coatings under different tribological conditions. **Surface and Coatings Technology**, v.201, n.5, p. 1975-1980, oct. 2006.

WARCHOMICKA, F.; STOCKINGER, M; DEGISCHER, H.P. Quantitative analysis of the microstructure of near β titanium alloy during compression tests. **Journal of Materials Processing Technology**, v.177, n.1-3, p.473-477, jul. 2006.

WILLIAMS J. C. Alternate materials choices-some challenges to the increased use of Ti alloys. **Materials Science and Engineering A**, v.263, n.2, p.107-111, may 1999.

WILLIAMS, J. C.; STARKE, E. A. Progress in structural materials for aerospace systems. **Acta Materialia**, v.51, n.19, p.5775-5799, nov. 2003.

WILSON, S.; ALPAS, A. T. TiN coating wear mechanisms in dry sliding contact against high speed steel. **Surface and Coatings Technology**, v.108-109, n.1-3, p. 369-376, oct. 1998.

XIANG, Y.; CHENG, W.; YANG, L.; DE, Y. A study of hard diamond-like carbon films in mid-frequency dual-magnetron sputtering. **Diamond and Related Materials**, v.15, n.9, p.1223-1227, sep. 2006.

YAKOVLEVA, N. M.; ANICAI, L.; YAKOVLEV, A. N.; DIMA, L.; KHANINA, E. Y.; BUDA, M.; CHUPAKHINA, E. A. Structural study of anodic films formed on aluminum in nitric acid electrolyte. **Thin Solid Films**, v.416, n.1-2, p.16-23, sept. 2002.

YETIM, A.F.; ALSARAN, A.; EFEOGLU, I.; ÇELİK, A. A comparative study: The effect of surface treatments on the tribological properties of Ti-6Al-4V alloy. **Surface and Coatings Technology**, v.202, n.11, p.2428-2432, feb. 2008.

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