

GILSON SILVA JUNIOR

FADIGA NO AÇO INOX 15-5PH REVESTIDO POR HVOF: APLICAÇÃO
EM TREM DE POUSO

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

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

Guaratinguetá
2011

Silva Junior, Gilson

S586f Fadiga no aço inox 15-5PH revestido por HVOF: aplicação em trem de pouso / Gilson Silva Junior. – Guaratinguetá: [s.n.], 2011.

96 f.: il.

Bibliografia: f. 88-96

Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2011

Orientador: Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald

Co-orientador: Prof^a. Dr^a. Maria Odila Hilario Cioffi

1. Aço - Fadiga I. Título

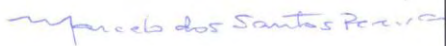
CDU 620.178.3

GILSON SILVA JUNIOR

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

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS

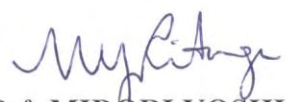
APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


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


Prof. Dr. CARLOS DE MOURA NETO
CTA/ITA


Prof.ª Dr.ª MIDORI YOSHIKAWA COSTA
Unesp/Feg

Fevereiro de 2011

DADOS CURRICULARES

GILSON SILVA JUNIOR

NASCIMENTO	25.06.1985 – GUARATINGUETÁ/ SP
FILIAÇÃO	Gilson Silva Eliana Mattos Avelino
2004/2008	Curso de Graduação Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.
2009/2011	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Mestrado, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.

“aos meus pais, Gilson e Eliana, que me apoiaram nessa jornada;
a minha namorada, Laryssa, que faz exaltar o melhor de mim; ao
meu irmão, Renato que sempre esteve presente em minha vida.”

AGRADECIMENTOS

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

aos meus orientadores, , Herman Jacobus Cornelis Voorwald e Maria Odila Hilário Cioffi; com vocês aprendi a vivenciar a pesquisa científica, a trabalhar em equipe e a otimizar as minhas atividades,

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

aos meus amigos, Rafael Bonora, Lucas Fernando, Thiago Minto, a amizade de vocês é bálsamo, esperança e alegria no meu coração, muito obrigada;

aos alunos de iniciação científica, colaboradores deste trabalho, Marcus Felipe, Gabriel Canteiro de Farias desejo muita perseverança e prosperidade no caminhar profissional,

aos técnicos do Departamento de Materiais e Tecnologia – FEG/UNESP - Manoel Francisco, José Manoel, e Domingo Hasmanm Neto, pelo apoio e dedicação nas diversas etapas desse trabalho,

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, ao Engenheiro Sandro Diniz de Oliveira, pelo fornecimento dos materiais e tratamentos essenciais para realização deste trabalho,

à Praxier, pela aplicação dos revestimentos utilizados neste trabalho.

Este trabalho contou com apoio da seguinte entidade:

- FAPESP – por meio de bolsa de auxílio, processo nº 2009/03022-0

SILVA, G. J. **Fadiga no aço inox 15-5PH revestido por HVOF: aplicação em trem de pouso**. 2011. 94 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

RESUMO

A falha por fadiga é resultado de nucleação e propagação de trinca em consequência de um carregamento cíclico. Na indústria aeronáutica, em componentes como trens de pouso, a resistência à fadiga é um importante parâmetro a ser considerado em projeto, assim como resistência ao desgaste e à corrosão. O aço inox 15-5PH é aplicado em diversos componentes nos eixos estruturais do trem de pouso. A sua aplicação justifica-se devido a sua alta resistência mecânica e elevada resistência à corrosão. Contudo sua aplicação é restringida devido a sua baixa resistência ao desgaste, fazendo-se necessária a utilização de um tratamento superficial de endurecimento de superfície. O método de HVOF vem sendo considerado uma alternativa à eletrodeposição do cromo pela indústria aeronáutica, para aumento de resistência ao desgaste e à corrosão. Nesta pesquisa, é realizado o estudo do comportamento em fadiga do aço inoxidável 15-5PH tratado superficialmente em três condições: revestido com WC-13Co-4Cr, e WC-18Co por HVOF; e revestido com cromo eletrodepositado. O tratamento de *shot peening* foi aplicado com intuito de recuperar a resistência à fadiga nos materiais revestidos. Os ensaios de fadiga e a medida de tensões residuais proporcionam uma análise comparativa da resistência à fadiga dos revestimentos estudados. O presente trabalho tem como objetivo comparar a influência dos revestimentos WC-13Co-4Cr e WC-18Co, aplicados por HVOF, com revestimento de cromo eletrodepositado, na resistência à fadiga axial do aço inox 15-5PH, com intuito substituir o método de eletrodeposição do cromo pelo de HVOF. Os resultados mostram que o aço 15-5PH revestido com WC-13Co-4Cr por HVOF é o melhor sistema de revestimento a ser empregado considerando o desempenho em resistência à fadiga.

PALAVRAS-CHAVE: 15-5PH, HVOF, fadiga, *shot peening*.

SILVA, G. J. **Fatigue on stainless steel 15-5PH coated by HVOF: application on landing gear**. 2011. 94 f. Thesis (Master in Mechanical Engineering) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

ABSTRACT

Fatigue failure is result of a crack initiation and propagation, in consequence of a cyclical load. In aeronautical industry, components as landing gear, the fatigue strength is an important parameter to be considered in project, as well as the corrosion and wear resistance. The 15-5PH stainless steel is applied on carrying axles in landing gear. The reason for its application is due to high mechanical strength, and corrosion resistance. Nevertheless the application of 15-5PH it's restricted due to low wear resistance, becoming necessary a hardening surface treatment. The method of HVOF has been considering the alternative to chromium electroplated by the aircraft industry, in order to improve the wear and corrosion resistance. This research present an evaluation of fatigue strength of 15-5PH stainless steel in three main conditions of surface treatments: coated by HVOF with WC-13Co-4Cr, and WC-18Co; and coated with chromium electroplated. The shot peening treatment was applied in order to restore the fatigue strength on coated materials. The fatigue tests and residual stress measurement were carried out to obtain a comparative analysis among coated materials. The main propose of this research is compare the influence of WC-13Co-4Cr, WC-18Co coated by HVOF, with chromium electroplated, on the fatigue strength of 15-5PH, in order to replace the electroplating method by HVOF. The results show that 15-5PH coated with WC-13Co-4Cr by HVOF is the best coating system to be applied considering the fatigue strength performance.

KEYWORDS: 15-5PH, HVOF, fatigue, shot peening

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 - Curvas $\sigma \times N$ de fadiga axial. Metal base ; Metal base revestido com WC-17Co por HP/HVOF ; Metal base revestido com WC-17Co por HVOF ; e metal base com cromo duro eletrodepositado (VOORWALD, SOUZA, PIGATIN, CIOFFI, 2005).	18
Figura 2.1 - Gráfico do ciclo de tratamento térmico para endurecimento por precipitação (ITAL,2008).....	23
Figura 2.2-Método de deposição por HVOF (PRECISION MACHINERY, 2010)	24
Figura 2.3- Formação da camada depositada no substrato (PRECISION MACHINERY, 2010).....	26
Figura 2.4- Estágios do processo de fadiga (CARVALHO, 2004).	31
Figura 2.5- Diagrama de tensão por tempo com amplitude constante (PADILHA, 2004).	32
Figura 2.6- Típica curva S –N de ligas ferrosas e não ferrosas e limite de fadiga (CALLISTER, 2007).	34
Figura 2.7- Perfil do campo de tensões residuais criado pelo tratamento de shot peening (CARVALHO, 2004).	39
Figura 3.1- Microdurômetro	44
Figura 3.2- Modelo Instron 8800.....	45
Figura 3.3- Corpo de prova para ensaio de fadiga axial (COSTA, 2009).	46
Figura 3.4- Equipamento portátil para análise de tensões RAYSTRESS	49
Figura 4.1- Microestrutura do aço inox 15-5PH: (a) 500X, (b) 1000X.....	50
Figura 4.2- Microestrutura metal base revestido por WC-13Co-4Cr: (a) 100X, (b) 500X.....	51
Figura 4.3- Microestrutura metal base revestido por WC-18Co: (a) 100X, (b) 500X..	51
Figura 4.4- Microestrutura metal base revestido por cromo eletrodepositado: (a) 100X, (b) 500X.....	52
Figura 4.5-Curva do perfil dos valores de microdureza do revestimento WC-13Co-4Cr	54
Figura 4.6- Curva do perfil dos valores de microdureza do revestimento WC-18Co...	54
Figura 4.7- Curva do perfil dos valores de microdureza do revestimento de cromo duro	55
Figura 4.8- Corpos de prova após ensaio de corrosão em névoa salina: (1) WC-18Co-HVOF, (2) WC-13Co-4Cr- HVOF, (3) metal base.	57
4.9- Distribuição do perfil de tensões residuais para material base revestido com WC-18Co.....	60
4.10- Distribuição do perfil de tensões residuais para material base revestido com WC-13Co-4Cr.....	61
Figura 4.11-Curvas S-N para o aço inox 15-5PH revestido com WC-13Co-4Cr por HVOF.....	63
Figura 4.12- Superfície de fratura do aço inoxidável 15-5PH revestido com WC-13Co-4Cr: $\sigma_{\text{máx}} = 715$ MPa; (a) 15x, (b) 200x, (c) 500x.	67
Figura 4.13- Superfície de fratura do aço inoxidável 15-5PH revestido com WC-13Co-4Cr com <i>shot peening</i> : $\sigma_{\text{máx}} = 715$ MPa; (a) 15x, (b) 200x, (c) 500x.	69

Figura 4.14- Curvas S-N para o aço inox 15-5PH revestido com WC-18Co por HVOF	72
Figura 4.15- Superfície de fratura do aço inox 15-5PH revestido com WC-18Co : $\sigma_{\text{máx}} = 775 \text{ MPa}$; (a)15x, (b)200x, (c)500x.	75
Figura 4.16- Superfície de fratura do aço inox 15-5PH revestido com WC-18Co com <i>shot peening</i> : $\sigma_{\text{máx}} = 775 \text{ MPa}$; (a)15x, (b)200x, (c)500x, (d) 2000x.	77
Figura 4.17- Curvas S-N para o aço inox 15-5PH revestido com WC-13Co-4Cr, WC-18Co, e cromo duro.	80
Figura 4.18- Superfície de fratura do aço inox 15-5PH revestido com cromo duro com <i>shot peening</i> : $\sigma_{\text{máx}} = 596 \text{ MPa}$; (a) 15x, (b) 200x, (c) 500x	85

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Composição química especificada do aço inox 15-5PH (AMS, 2008).....	42
Tabela 4.1- Valores de microdureza do aço inox 15-5PH.	53
Tabela 4.2- Valores absolutos de tensões medidas	58
Tabela 4.3- Resultados dos ensaios de fadiga axial do material base com WC-13Co-4Cr.....	62
Tabela 4.4 - Estudo comparativo entre MB e MB+WC-13Co-4Cr.....	64
Tabela 4.5- Estudo comparativo entre WC-13Co-4Cr e WC-13Co-4Cr + SP.....	66
Tabela 4.6- Resultados dos ensaios de fadiga axial do material base com WC-18Co..	71
Tabela 4.7- Estudo comparativo entre material base e WC-18Co.....	73
Tabela 4.8- Estudo comparativo entre WC-18Co e WC-18Co + SP.....	74
Tabela 4.9- Resultados dos ensaios de fadiga axial do material base com cromo	79
Tabela 4.10- Estudo comparativo entre MB e MB+cromo+SP.....	81
Tabela 4.11- Estudo da influência dos revestimentos na resistência a fadiga.....	82
Tabela 4.12- Balanço Geral	84

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	- Associação Brasileira de Normas Técnicas
HVOF	- <i>High Velocity Oxygen Fuel</i>
AISI	- <i>American Iron and Steel Institute</i>
AMS	<i>Aerospace Materials Specification</i>

LISTA DE SÍMBOLOS

$\sigma_{\text{máx}}$	Tensão máxima	<i>MPa</i>
$\sigma_{\text{mín}}$	Tensão mínima	<i>MPa</i>
$\Delta\sigma$	Intervalo de tensão	<i>MPa</i>
σ_{m}	Tensão média	<i>MPa</i>
σ_{a}	Amplitude de tensão	<i>MPa</i>
R	Razão de carga	<i>[-]</i>
σ_{e}	Tensão de escoamento	<i>MPa</i>
σ_{rupt}	Tensão de ruptura	<i>MPa</i>

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	16
1.1	MOTIVAÇÃO.....	18
1.2	OBJETIVO	19
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	19
2.1	AÇO INOX.....	19
2.1.1	Aço Inox 15-5PH.....	21
2.2	HVOF (<i>HIGH VELOCITY OXYGEN FUEL</i>)	23
2.3	FADIGA	26
2.3.1	Histórico.....	28
2.3.2	Processo de Fadiga.....	30
2.3.3	Ciclo de Tensões.....	31
2.3.4	Curvas de Wohler	33
2.3.5	Mecanismo de falha por fadiga	35
2.4	SHOT PEENING.....	36
2.4.1	Tensão Residual	39
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	41
3.1	MATERIAL.....	41
3.1.1	Aço Inox 15-5PH.....	41
3.2	MÉTODOS	42
3.2.1	Tratamentos superficiais.....	42
3.2.1.1	HVOF.....	42
3.2.1.2	Eletrodeposição do Cromo	43
3.2.1.3	Aplicação do <i>Shot peening</i>	44
3.2.2	Ensaios mecânicos.....	44
3.2.2.1	Ensaio de microdureza	44
3.2.2.2	Ensaio de fadiga	45
3.3	ENSAIOS DE CORROSÃO EM NEVOA SALINA.....	46
3.4	MICROSCOPIA ÓPTICA	47
3.4.1	Preparação das amostras.....	47
3.5	MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA.....	48
3.6	MEDIDA DE TENSÃO RESIDUAL.....	49
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	50
4.1	MICROSCOPIA ÓPTICA	50
4.2	ENSAIOS DE MICRODUREZA	53
4.3	ENSAIO DE CORROSÃO EM NÉVOA SALINA.....	56
4.4	TENSÃO RESIDUAL.....	58
4.5	ENSAIOS DE FADIGA AXIAL	62

4.5.1	15-5PH revestido com WC-13Co-4Cr	62
4.5.2	15-5 PH revestido com WC-18Co	71
4.5.3	15-5PH revestido com cromo duro	78
5	CONCLUSÕES.....	87
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	88
7	BIBLIOGRAFIA	88

1 INTRODUÇÃO

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

O cromo duro é o revestimento eletrodepositado mais usado para obter altos níveis de dureza, boas resistências ao desgaste e à corrosão e baixo coeficiente de atrito para aplicações na indústria aeronáutica. Entretanto, devido aos danos à saúde e ao meio ambiente que esse processo gera em consequência do resíduo Cr^{+6} , crescentes regulamentações de restrições ambientais inviabilizarão economicamente a manufatura e o reparo desse processo. Além disso, o revestimento de cromo duro reduz a resistência em fadiga do material pelo fato de possuir alta densidade de microtrincas em sua microestrutura (BONORA et al., 2010).

Para diminuir o efeito negativo do cromo duro na resistência de fadiga o tratamento de *shot peening* é aplicado em materiais revestidos. Neste tratamento ocorre um jateamento de esferas metálicas contra a superfície do material com força suficiente para se criar uma deformação plástica; em consequência, há um aumento de resistência a fadiga do material (SANJURJO et al., 2010).

O processo de *shot peening* insere tensões compressivas nas camadas superficiais do material, que dificultam a nucleação e propagação das trincas por fadiga (VOORWALD et al., 2005). O aumento da vida em fadiga pode ser atribuído à ação de tensões residuais de compressão nas camadas superficiais, devido ao encruamento e as distorções dos cristais gerados com o processo. Portanto, a introdução de deformações na camada superficial pelo processo de *shot peening*, está diretamente relacionada ao aumento da resistência à fadiga do material, pelo fato das discordâncias geradas no plano de escorregamento durante o carregamento cíclico, serem bloqueadas pelas discordâncias geradas na camada deformada por *shot peening*. Evita-se, assim, formação na superfície de degraus de escorregamento (MAJZOBI et al., 2005; CAMARGO, 2007).

Um dos aços utilizados nos eixos estruturais pela indústria aeronáutica em trens de pouso é o aço inoxidável 15-5 PH. Devido a sua elevada resistência mecânica, e alta resistência à corrosão, torna-se muito atrativo para indústria aeronáutica. Entretanto, sua aplicação é restringida pela sua baixa resistência ao desgaste. Desse modo, faz-se necessária a realização de um tratamento superficial que aumente sua dureza para utilização em trens de pouso, que são expostos a ambientes agressivos e estão sujeitos ao atrito constante entre seus componentes (ITAL, 2008).

O tratamento de superfícies através do método de deposição por aspersão térmica de pós à base de carvão de tungstênio, tem sido considerada uma alternativa aos revestimentos tradicionais de componentes de trens de pouso. Esse fato justifica-se devido ao melhor desempenho alcançado no que diz respeito à fadiga e à resistência ao desgaste dos materiais revestidos por HVOF (*High Velocity Oxygen Fuel*) em estudos anteriores, em relação ao cromo duro (SOUZA, 2008).

Outro aspecto que torna o processo viável é o fato de ser um método limpo, ou seja, não gera resíduos tóxicos prejudiciais à saúde e ao meio ambiente, o que vai ao encontro com as novas restrições ambientais (IBRAHIM, BERND, 2006; TAHA-AL et al., 2009).

A pergunta a ser respondida é se o desempenho do material com revestimento alternativo é pelo menos comparável aos resultados dos materiais com revestimento de cromo duro.

Análises de dados experimentais mostram uma resistência à corrosão e ao desgaste superior para vários revestimentos aplicados por HVOF com relação ao cromo duro (VOORWALD et al., 2005). A figura 1.1 mostra curvas S-N, obtidas em testes de fadiga axial realizados para o aço AISI 4340 revestido com cromo duro com 160 μm de espessura, revestido com WC-17%Co depositado por HVOF, com 150 μm de espessura (VOORWALD, SOUZA, PIGATIN, CIOFFI, 2005).

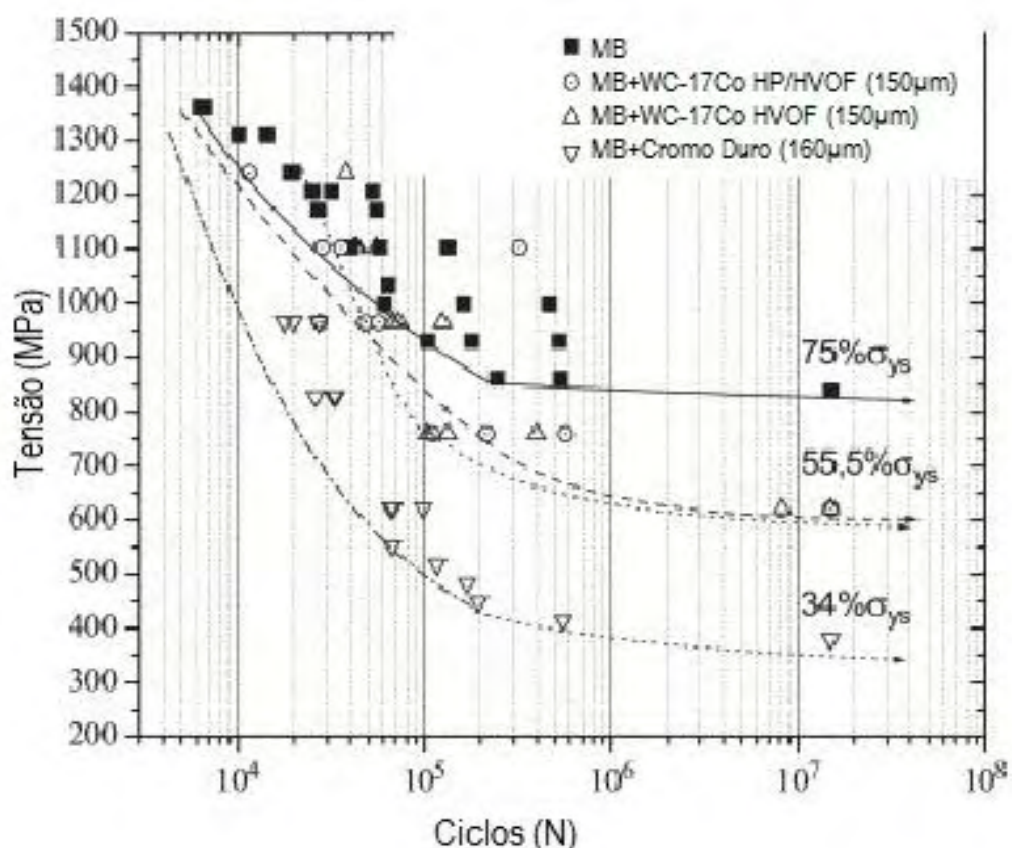


Figura 1.1 - Curvas $\sigma \times N$ de fadiga axial. Metal base ; Metal base revestido com WC-17Co por HP/HVOF ; Metal base revestido com WC-17Co por HVOF ; e metal base com cromo duro eletrodepositado (VOORWALD, SOUZA, PIGATIN, CIOFFI, 2005).

Os dados experimentais na figura 1.1 indicam maior redução da resistência à fadiga do aço ABNT 4340 para os corpos de prova revestidos com cromo duro em relação aos revestidos pelo processo de HVOF.

1.1 MOTIVAÇÃO

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 Fundação de Amparo a Pesquisa do Estado de São Paulo (FAPESP). Os objetivos desse projeto estão relacionados com a caracterização mecânica de um material revestido que possa obter um desempenho

superior no que diz respeito a comportamento em fadiga, com intuito de substituir o método de eletrodeposição do cromo convencional.

1.2 OBJETIVO

. O presente trabalho tem como objetivo comparar a influência dos revestimentos WC-13Co-4Cr e WC-18Co, aplicados por HVOF, com revestimento de cromo eletrodepositado, na resistência à fadiga axial do aço inox 15-5PH, com intuito substituir o método de eletrodeposição do cromo pelo de HVOF. Para caracterização dos materiais foram realizados ensaios de fadiga e corrosão e dureza. Os estudos de resistência à fadiga e corrosão são fundamentais no caso de revestimentos, em componentes aeronáuticos que trabalham sob carregamento cíclico e ambientes agressivos. As análises foram complementadas por meio de microscopia eletrônica de varredura para avaliar o mecanismo de falha nas superfícies de fratura dos ensaios.

Especificamente, neste trabalho é avaliado o comportamento em fadiga e à corrosão do aço inox 15-5PH sob os tratamentos superficiais de HVOF e eletrodeposição do cromo, de tal forma a avaliar a interferência na resistência à fadiga desses tratamentos superficiais no aço inox em questão.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 AÇO INOX

A expressão aço inoxidável, como é usualmente conhecido, dá uma idéia de um material que não se degrade mesmo quando submetido aos mais ambientes agressivos. Na verdade este tipo de aço não é eterno e apresenta geralmente uma maior resistência à corrosão, quando submetido a um determinado meio ou agente agressivo. Apresenta também uma maior resistência à oxidação em altas temperaturas em relação a outras classes de aços. Neste caso em particular, recebe a denominação de aço refratário. A resistência à oxidação e à corrosão do aço inoxidável se deve principalmente a presença do cromo, que a partir de uma determinada concentração e em contato com o oxigênio, permite a formação de uma película de óxido de cromo sobre a superfície do

aço, que é impermeável e insolúvel nos meios corrosivos usuais. Assim aços inoxidáveis são definidos como pertencentes ao grupo de ligas ferrosas resistentes à oxidação e corrosão, que contenham no mínimo 12% de cromo (TABECHERANI, 1996).

Os elementos básicos dos aços inoxidáveis são Cr e o Cr-Ni. Além destes, eles podem conter diferentes porcentagens de Mo, Cu, Mn, etc, que são adicionados, para conferir-lhes resistência a corrosão, mesmo a altas temperaturas de trabalho (SCHWEITZER, 1996).

De um modo geral, há quatro tipos principais de aços inoxidáveis: ferríticos, martensíticos, austeníticos e endurecidos por precipitação (MARINHO, 2002).

Os aços inoxidáveis ferríticos são essencialmente ligas binárias ferro-cromo, contendo cerca de 12 a 30% Cr. São denominados ferríticos, porque a sua estrutura mantém-se essencialmente ferrítica CCC, após os tratamentos térmicos normais. Os aços inoxidáveis ferríticos, como contêm teores superiores a 12% a de cromo, não sofrem em resfriamento a transformação CFC para CCC. Por resfriamento decorrente de temperaturas elevadas, obtêm-se soluções sólidas de cromo no ferro- α . Esse tipo de aço é relativamente barato, porque não contém níquel, e são usados principalmente como materiais gerais de construção, em que se requer boa resistência a corrosão e ao calor (MARINHO, 2002).

Os aços inoxidáveis martensíticos são fundamentalmente ligas Fe-Cr, contendo 12 a 17% Cr, com carbono suficiente (0,15 a 1,0%) para que se possa formar uma estrutura martensítica por têmpera da fase austenítica. Estas ligas designam-se por martensíticas, porque tem a capacidade de desenvolver uma estrutura martensítica quando sofrem um tratamento térmico de austenitização e têmpera. Como a composição dos aços inoxidáveis martensíticos é ajustada para otimizar a resistência mecânica e a dureza, a resistência a corrosão destes aços é relativamente baixa quando comparada com a dos aços do tipo ferrítico e austenítico (MARINHO, 2002).

O tratamento térmico a que se submetem os aços inoxidáveis martensíticos para aumentar a sua resistência mecânica e tenacidade é essencialmente o mesmo que se efetua para os aços-carbonos e para os aços de baixa liga. Isto é, a liga é austenitizada, resfriada rapidamente para se formar uma estrutura martensítica, e depois revenida

para aliviar tensões e aumentar a tenacidade. A elevada temperabilidade das ligas de Fe com teores entre 12 e 17% Cr permite eliminar a têmpera em água e obter uma estrutura martensítica com menores velocidades de arrefecimento (MARINHO, 2010).

A liga 440C com 16% Cr e 1% C é o aço inoxidável martensítico que apresenta a maior dureza de todos os aços resistentes a corrosão. A sua elevada dureza deve-se a matriz martensítica dura e à presença de elevada concentração de carbonetos primários (TABECHERANI, 1996).

Os aços inoxidáveis austeníticos são essencialmente ligas ternárias ferro-cromo-níquel, contendo cerca de 16 a 25% Cr e 7 a 20% Ni. Essas ligas designam-se por austeníticas, porque a sua estrutura permanece austenítica as temperaturas normais dos tratamentos térmicos. A presença de níquel, que tem uma estrutura cristalina CFC, permite que essa estrutura se mantenha estável a temperatura ambiente. A elevada capacidade de deformação dos aços inoxidáveis austeníticos deve-se à estrutura cristalina CFC (CARBÓ, 2001).

Os aços inoxidáveis austeníticos possuem normalmente melhor resistência a corrosão do que os aços ferríticos e martensíticos, porque os carbonetos podem ficar retidos em solução sólida, por meio de resfriamento rápido a partir de temperaturas elevadas. No entanto, se essas ligas forem posteriormente soldadas ou resfriadas lentamente, a partir de temperaturas elevadas, no intervalo de 870 a 600 °C, podem tornar-se suscetíveis de corrosão intergranular, porque há precipitação de carbonetos de cromo nos limites de grão (CARBÓ, 2001).

2.1.1 Aço Inox 15-5PH

Aços inoxidáveis martensíticos endurecíveis por precipitação, como o aço 15-5 PH combinam propriedades como elevada resistência mecânica e alta resistência à corrosão o que o tornam materiais bastante atrativos para aplicações na indústria aeronáutica. Contudo, a ação de partículas abrasivas podem causar a desgaste do material, justificando a utilização de técnicas de endurecimento de superfície (ABAD et al., 2010).

O tratamento térmico de precipitação por endurecimento aplicado aos aços da classe 15-5PH pode ser resumido em duas etapas: supersaturação dos elementos susceptíveis e, em seguida, a precipitação ao longo do tempo. Por meio da solubilização consegue-se o amolecimento do material, melhorando assim sua usinabilidade. Na etapa de precipitação, quando esta é realizada adequadamente, ou seja, em tempo e temperatura ótimas, obtém-se uma fina distribuição de precipitados pela matriz do material, melhorando assim suas propriedades mecânicas (BERNADELLI et al., 2007).

No tratamento térmico de solubilização os átomos de soluto são dissolvidos para formar uma solução sólida. O tratamento consiste em aquecer a liga até uma temperatura onde seja estável uma única fase, mantê-la nesta temperatura até que toda dissolução ocorra e, em seguida, promover um resfriamento rápido de modo que qualquer difusão e a conseqüente formação de outra fase sejam prevenidas. Desta forma haverá somente uma fase em solução sólida supersaturada (ASTM E44-84, 1992).

O tratamento de solubilização tem como finalidade melhorar a resistência mecânica mediante o endurecimento por solução sólida; pois os átomos de soluto impõem deformações na rede cristalina. A solubilização também pode ser usada como tratamento prévio ao envelhecimento, ou em situações em que a presença de precipitados seja indesejável. Como a grande parte dos efeitos benéficos do nitrogênio está associada a sua presença em solução sólida, o tratamento de solubilização pode ser utilizado, por exemplo, para dissolução de nitretos de cromo em aços inoxidáveis (MACHADO, 1999; MARINHO, 2002).

Em altas temperaturas, como as que são usadas no tratamento de solubilização, mesmo as ligas com boa resistência a corrosão estão susceptíveis a oxidação. Para se prevenir desta oxidação o tratamento pode ser realizado em ambiente sob vácuo ou em atmosfera controlada (ASM HANDBOOK, 1992).

Aços inoxidáveis contendo elementos de liga tais como cobre, alumínio ou titânio são materiais que podem ter suas características mecânicas melhoradas pelo tratamento térmico de precipitação (ASM HANDBOOK, 1992).

O endurecimento por precipitação é obtido em duas etapas. A Figura 2.1 apresenta o ciclo térmico para o processo de endurecimento por precipitação. O tratamento térmico de solubilização é pré-requisito para o tratamento térmico de precipitação. Após a solubilização, a solução sólida supersaturada é normalmente re-aquecida até uma temperatura localizada na região bifásica do diagrama de equilíbrio de fases, na qual a taxa de difusão deve ser adequada à formação da segunda fase dentro de períodos de tempos pré-determinados (ITAL, 2008).

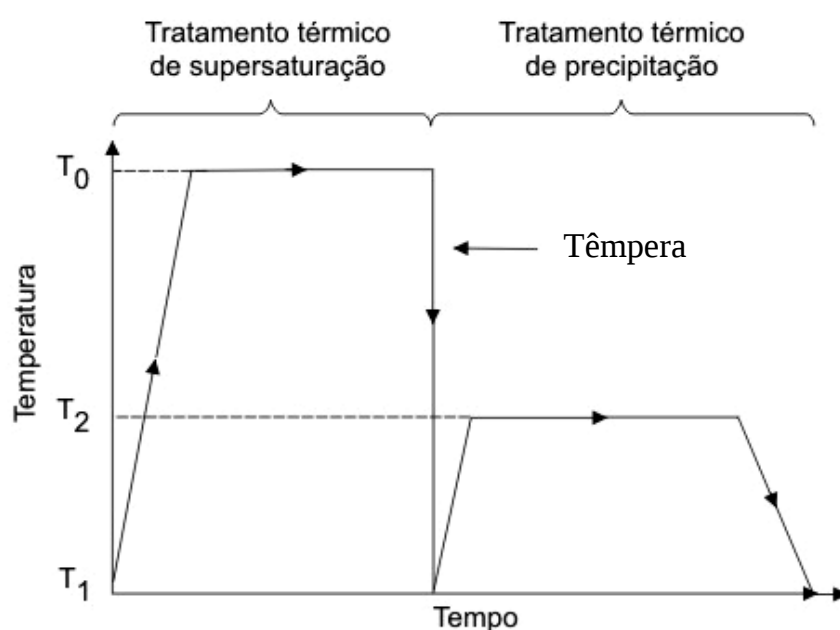


Figura 2.1 - Gráfico do ciclo de tratamento térmico para endurecimento por precipitação (ITAL,2008).

2.2 HVOF (*HIGH VELOCITY OXYGEN FUEL*)

Desenvolvido no final da década de 1970 e início de 1980, a técnica por HVOF (*High Velocity Oxygen Fuel*), foi inicialmente empregada na Thayer School of Engineering, em Hanover, NH, EUA, e pela Browning Engineering em West Lebanon, NH, EUA. A técnica permite alcançar altas velocidades de aplicação das partículas otimizando o processo, e obtendo grande aderência entre revestimento e substrato (BERNDT, 1990).

Os combustíveis que são utilizados no HVOF são: querosene, acetileno, propileno, hidrogênio, e oxigênio, que alimentam a câmara. A combustão produz

uma chama quente de alta pressão que é impulsionada através de um bico no qual aumenta sua velocidade (SOUZA, 2008).

Nesse processo, o gás combustível é queimado com oxigênio sob alta pressão, gerando um jateamento de alta velocidade. Posteriormente é misturado com oxigênio e queimado em uma câmara de combustão. Os produtos da combustão são liberados e expandem-se através de um bocal, onde as velocidades do gás se tornam altas. O pó é introduzido no bocal, em geral axialmente, e é aquecido e acelerado para fora do mesmo. (FREDRIZZI et al., 2004).

O pó adicionado 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. O processo continua até que a espessura desejada seja alcançada (COSTA, 2009; FREDRIZZI et al., 2004).

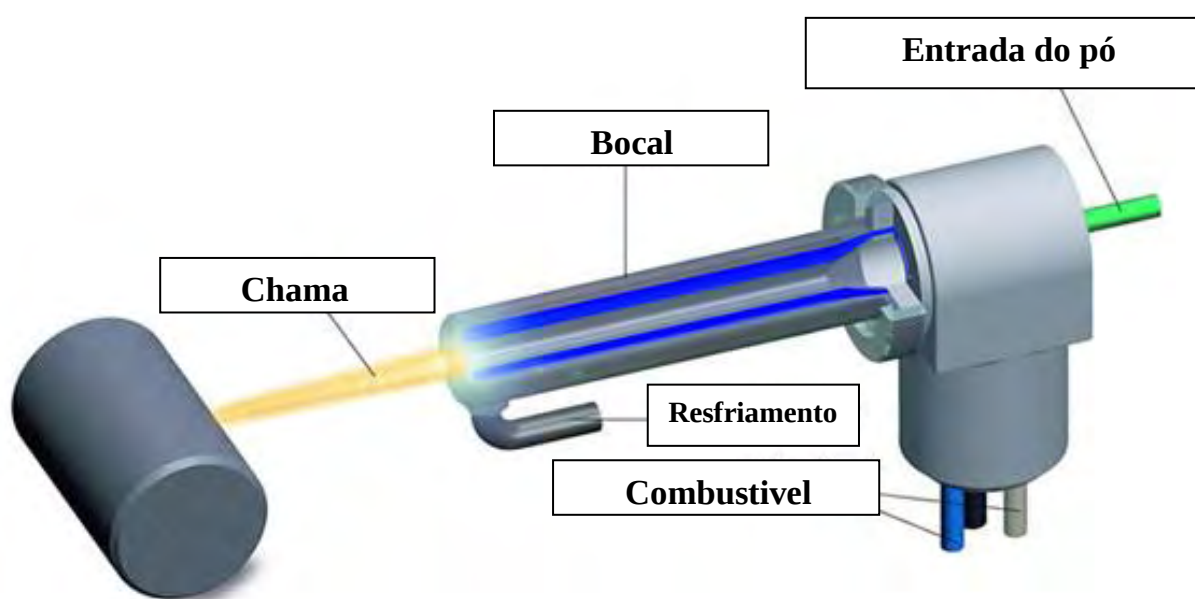


Figura 2.2-Método de deposição por HVOF (PRECISION MACHINERY, 2010)

A deposição por aspersão térmica com partículas aceleradas por combustível de oxigênio vem sendo considerada uma técnica promissora no que diz respeito a aumento de resistência ao desgaste e corrosão, pois fornece benefícios ao processo, por exemplo, a eliminação das etapas de desidrogenação, comuns aos banhos galvânicos, e

por eliminar problemas relacionado com danos à saúde e ao meio ambiente causados pelo processo de eletrodeposição do cromo (FREDRIZZI et al., 2004; GONZALES-HERMOSILLA, et al., 2010). A indústria aeronáutica, por exemplo, já considera o revestimento a base de carbeto de tungstênio (WC) aplicado pelo processo de HVOF como uma alternativa aos revestimentos de cromo duro. A pergunta a ser respondida é se o desempenho do processo alternativo é comparável aos resultados obtidos pelo método convencional de eletrodeposição do cromo duro (VOORWALD et al., 2010). Outro fator favorável ao processo de aspersão térmica de revestimentos metálicos e cerâmicos é a eliminação de problemas que o método de eletrodeposição do cromo causa como danos a saúde e ao meio ambiente. Contudo, a aplicação dos revestimentos acarreta alguns danos no comportamento mecânico do material como: influência no comportamento em fadiga do material a medida que insere concentradores de tensão na camada superficial (COSTA; VENDITTI; VOORWALD; CIOFFI; CRUZ, 2009).

Para aplicação do processo HVOF é necessário que a superfície do substrato esteja preparada para que o revestimento possa aderir com eficiência, e para que não ocorra delaminação do revestimento durante a utilização do material. Na aspersão térmica, a preparação do substrato é um dos passos mais importantes para se garantir uma aderência perfeita da camada ao substrato. O jateamento abrasivo é uma operação feita imediatamente antes da deposição das camadas no processo de aspersão térmica, e tem como função aumentar a aderência da interface revestimento/substrato. (VOORWALD et al., 2010).

Diversos tipos de abrasivos podem ser utilizados para aumento da área superficial do substrato, e são escolhidos em função do grau de rugosidade que se deseja dar ao substrato, tipo e dureza do material base, e material da camada a depositar. O abrasivo mais comum entre as práticas de jateamento, é o óxido de alumínio. Os aparelhos de jateamento comercialmente empregados podem ser de sistemas de pressão de ar e de força centrífuga (GONZALES-HERMOSILLA et al., 2010; VOORWALD et al., 2010).

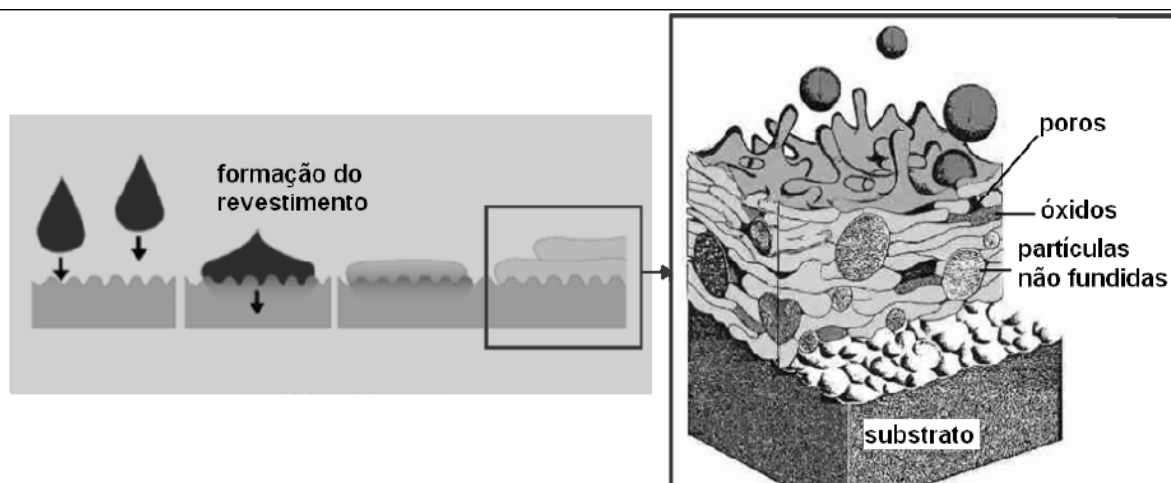


Figura 2.3- Formação da camada depositada no substrato (PRECISION MACHINERY, 2010).

Elementos indesejáveis inseridos no processo de deposição por HVOF como poros, partículas não fundidas, e óxidos podem ser observados na figura 2.3, que exhibe o perfil do revestimento aderido ao substrato. Esses elementos podem interferir negativamente na resistência a fadiga do material, pois funcionam como concentradores de tensão na superfície do material. Isto acelera o processo de falha por fadiga. Com isso para cogitar-se a substituição do método de eletrodeposição do cromo pelo o de HVOF, faz-se necessário o estudo do comportamento em fadiga de materiais revestidos por HVOF.

2.3 FADIGA

A fadiga é considerada a causa mais freqüente de fratura em materiais na indústria. Em projetos de componentes que são submetidos a carregamento cíclico o estudo do mecanismo de fadiga é imprescindível para segurança dos componentes estruturais (DALAEI, 2010).

No processo de seleção de materiais são necessárias investigações sobre o comportamento mecânicos quando são requeridas solicitações cíclicas em processo. A fadiga pode ser denominada como o mecanismo de falha que ocorre em estruturas submetidas a tensões flutuantes. O processo de dano e falha por fadiga de componentes pode ocorrer devido a sete diferentes tipos de solicitações:

carregamentos cíclicos de tensões e deformações, corrosão, *fretting*, térmica, desgaste, e acústica. Por sua característica de relacionar segurança e eficiência, a previsão da vida em fadiga é a área da engenharia mais abordada no projeto de componentes aeronáuticos (VOORWALD et al., 2007; COSTA, 2009).

A falha por fadiga pode ser causada por carregamentos cíclicos que variam com o tempo. Os carregamentos de fadiga podem ser de amplitude constante e de amplitude variável. Aqueles sob amplitude de carga constante ocorrem, geralmente, em peças de máquinas que apresentam movimentos rotativos, tais como eixos e engrenagens. Por outro lado, as ondas batendo nos navios, a vibração nas asas de aeronaves durante o voo, o tráfego em pontes e transientes térmicos são exemplos de carregamentos variáveis em amplitude e frequência (VOORWALD et al., 2007).

Na indústria aeronáutica, diferentes casos de falhas nos últimos 50 anos exigiram o desenvolvimento de ações em projeto, manutenção e controle de qualidade de componentes estruturais. Atualmente, destacam-se três filosofias de projeto: vida segura, falha segura e tolerância ao dano (DOWLING, 2007).

Na filosofia vida segura, considera-se que cada componente ou conjunto terá uma vida útil baseada em uma probabilidade aceitável de falha em um dado nível de tensão. Após esse período pré-determinado, os componentes são substituídos, a não ser que permaneçam em serviço sujeito as inspeções periódicas. O cálculo para se prever a vida em fadiga do material é baseado nas curvas de Wöhler e a regra de Miner é geralmente utilizada para prever a vida em carregamentos com amplitudes variáveis (GROOTEMAN, 2008; COSTA, 2009). De acordo com a regra de Miner o dano que a peça sofreu sob a ação de uma dada amplitude da tensão cíclica é diretamente proporcional ao número de ciclos atuantes em que atuou aquela amplitude de tensão. Então, segundo a regra o dano provocado por essa solicitação cíclica é dada por:

$$D_i = n_i / N_i \quad (1)$$

sendo n_i o número de ciclos atuantes, para uma certa amplitude de tensão, e N_i a vida que o material teria quando submetido ao carregamento de uma certa amplitude, atuando isoladamente. Nesse caso o critério de falha por fadiga, em uma situação com

acúmulo de dano, indica um dano máximo de $D = 1$, que é um caso de carregamento com um nível só, onde a falha ocorre quando $n_i = N_i$ (DIETER, 1988).

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

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

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

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

Em componentes de trens de pouso o comprimento de trinca crítico suficiente para ocasionar a fratura é muito pequeno devido aos elevados níveis de tensões durante sua vida operacional. Deste modo, o critério adotado é o de “vida segura”, exigindo que os materiais empregados tenham principalmente elevada resistência mecânica e tenacidade, além de boa resistência à fadiga (DOWLING, 2007; SOUZA, 2002; COSTA, 2009).

2.3.1 Histórico

A primeira citação da palavra “fadiga” no meio técnico foi atribuída pelo engenheiro inglês Braith Waite, um engenheiro cervejeiro, com o objetivo de expor as

diversas falhas repentinas que frequentemente ocorriam nos equipamentos de fabricação de cervejas, bombas de água, eixos navais e ferroviários, alavancas, etc. Entre os anos de 1850 a 1860 seu compatriota o engenheiro ferroviário August Wöhler empreendeu os primeiros estudos sistemáticos sobre a fadiga, objetivando explicar e reproduzir em laboratório as diversas rupturas que ocorriam frequentemente nos eixos das locomotivas e vagões sem nenhuma razão aparente (CARVALHO, 2004).

Desde o início do século XX, diversos cientistas e engenheiros têm feito pioneiras contribuições para entender a fadiga em uma ampla variedade de materiais metálicos e não-metálicos, frágeis e dúcteis, monolíticos e compostos, e naturais e sintéticos (PADILHA, 2004).

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

Wohler durante o período de 1852 a 1869 em Berlim conduziu investigações sistemáticas da falha por fadiga. Ele observou que a força no eixo da ferrovia de aço sujeita a cargas cíclicas era menos perceptível que as forças estáticas. Os estudos de Wohler envolviam cargas axiais de flexão e de torção compreendendo testes de fadiga nos eixos das ferrovias em escala real para o “Prussian Railway Service” e na variedade dos componentes estruturais usados em pequenas máquinas. Seu trabalho leva à caracterização do comportamento da fadiga em termos das curvas de tensão da vida de amplitude (S-N) e ao conceito de “limite de resistência” à fadiga (PADILHA, 2004).

Os acidentes relacionados a falha por fadiga atingiram a indústria aeronáutica, no início da década de 30. Com isso a indústria aeronáutica buscou nas últimas décadas, o desenvolvimento de materiais para vencer seus principais obstáculos: peso, velocidade e consumo. As pesquisas foram direcionadas às partes específicas de cada avião buscando uma maior eficiência do uso dos materiais e suas ligas (TAO et al., 2009).

Os aços de baixa liga e novas ligas de alumínio foram exaustivamente estudados uma vez que constituem grande parte das estruturas aeronáuticas. Dentre as partes de uma aeronave, os trens de pouso demandam importantes pesquisas por envolverem operações de aterrissagem e decolagem, estando submetidos a altas cargas de serviço (TAO et al., 2009).

Além do avanço no estudo da fadiga, a indústria aeronáutica também trouxe inovação na pesquisa dos materiais. De 1903 à 1930, a principal propriedade solicitada era a baixa massa específica, considerando as limitações na capacidade dos propulsores disponíveis nas aeronaves (STARKE, STALEY, 1996; WILLIAMS, STARKE, 2003).

Com a evolução da indústria aeronáutica, a fadiga nos componentes se tornou um grande problema de segurança, chegando a representar cerca de 90% dos problemas estruturais ocorridos e, assim, a partir das décadas de 1950 e 1960, recebeu atenção especial de engenheiros e projetistas (SURESH, 1998).

Com o passar do tempo as aeronaves começaram a atingir maiores altitudes e velocidades, ficando expostas a diferentes ambientes, com maiores amplitudes de temperatura e pressão. Então criou-se um ambiente mais severo para os materiais, exigindo novas pesquisas considerando fatores como tenacidade à fratura e propagação de trinca por fadiga (TAO et al., 2009).

2.3.2 Processo de Fadiga

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

O processo de fadiga pode ser dividido em três estágios (HERTZBERG, 1995):

- Estágio I – corresponde à nucleação da trinca por deformação plástica localizada e o seu crescimento inicial, ao longo dos planos de escorregamento, sob a influência de tensões de cisalhamento;

- Estágio II – correspondente ao crescimento da trinca num plano perpendicular à direção da tensão principal de tração. A transmissão do estágio I para II se dá pela formação de numerosos degraus;

- Estágio III – corresponde à fratura brusca final que ocorre no último ciclo de tensões quando a trinca desenvolvida progressivamente atinge o tamanho crítico para propagação instável.

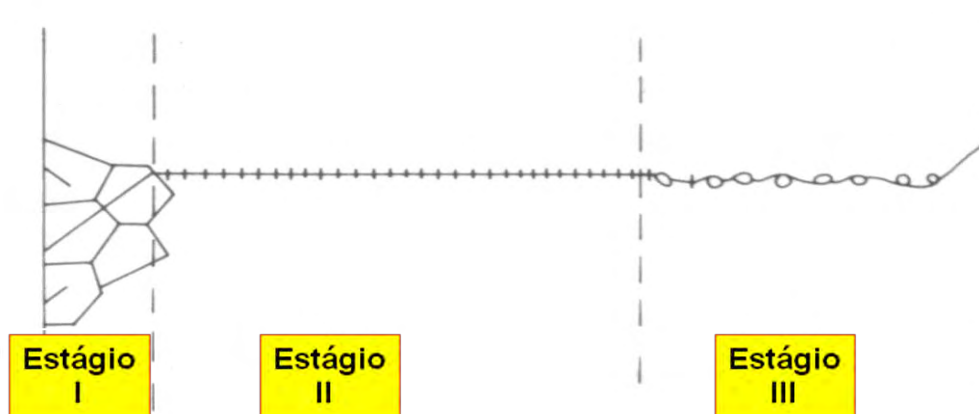


Figura 2.4- Estágios do processo de fadiga (CARVALHO, 2004).

Da observação destes estágios nota-se que são necessárias duas condições para ocorrer à fratura por fadiga, ou seja, a presença de deformação plástica localizada e de tensões de tração, pois são estas que provocam a propagação da trinca no estágio II (DOWLING, 2007).

2.3.3 Ciclo de Tensões

As aeronaves em situações de vôo estão sujeitas a cargas repetidas de diversas grandezas e frequências. As condições de operação envolvem decolagem e aterrissagem com altas cargas e voo em altas velocidades sob turbulências. Nos dias atuais um avião é projetado levando em consideração critérios em que são avaliados, não só a resistência da estrutura, mas também a duração da sua vida (COSTA et al, 2010; SOUZA, 2002). Estima-se que cerca de 90% das falhas em serviços de componentes aeronáuticos, podem ser atribuídas à fadiga dos materiais (LE MAY, 2010).

O carregamento cíclico pode ser controlado pela tensão que oscila entre dois extremos, conforme a representação na figura 2.4. Outro modo de se controlar a ciclagem é pela deformação com amplitude de deformação constante (PADILHA, 2004).

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

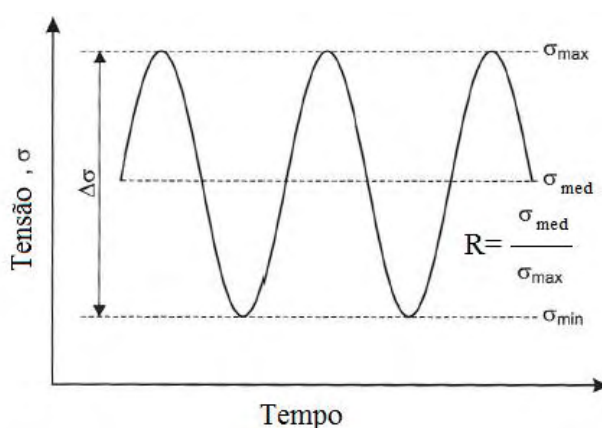


Figura 2.5- Diagrama de tensão por tempo com amplitude constante (PADILHA, 2004).

Normalmente em ensaios de fadiga, os carregamentos são aplicados ciclicamente entre níveis tensão máxima e mínima que são constantes, como pode ser observado na Figura 2.5. No intervalo de tensão, $\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$ é a diferença entre os valores máximos e mínimos. A média entre esses valores máximos e mínimos é chamada tensão média, σ_m . A metade do intervalo é denominada amplitude de tensão, σ_a , que é a variação sobre a média (SOUZA, 2002).

Como verificado na figura 2.4 os parâmetros que caracterizam o ciclo de tensões em fadiga são:

$\sigma_{\max}$ - tensão máxima, maior valor algébrico atingido pela tensão durante o ciclo,

$\sigma_{\min}$ - tensão mínima, menor valor algébrico atingido pela tensão durante o ciclo,

As equações 2 e 3 representam as expressões matemáticas dessas definições.

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

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} + \sigma_{m\acute{i}n}}{2} \quad (3)$$

A razão de carregamento de tensões é determinada pela equação 4:

$$R = \frac{\sigma_{m\acute{i}n}}{\sigma_{m\acute{a}x}} \quad (4)$$

2.3.4 Curvas de Wohler

O ensaio de fadiga tem como objetivo, principalmente, determinar com quantos ciclos um dado corpo de prova, em determinadas condições de ensaio, irá fraturar. A interpretação dos dados obtidos com os ensaios de fadiga é por meio das curvas **S x N** ou curvas de Wöhler. Nas curvas S-N o termo resistência à fadiga é aplicado para determinar o valor de tensão específico associado à vida em fadiga de interesse. O comportamento em fadiga de um material está relacionado com fatores importantes, como geometria do componente, tensão média aplicada, meio ambiente de aplicação, temperatura, frequência de ciclagem e tensão residual (DOWLING, 2007).

As curvas S-N representam dados experimentais de fadiga cíclica em coordenadas “tensão máxima versus números de ciclos”. Os ensaios de fadiga normalmente apresentam uma dispersão de resultados. Por isso, às normas sugerem a utilização de corpos de prova semelhantes e com os mesmos parâmetros de carregamento. Em um ensaio de fadiga podem-se variar parâmetros, como tensão máxima e a razão de carga ‘R’. A figura 2.5 exibe o padrão de uma curva típica S-N para ligas ferrosas (CAMARGO, 2007).

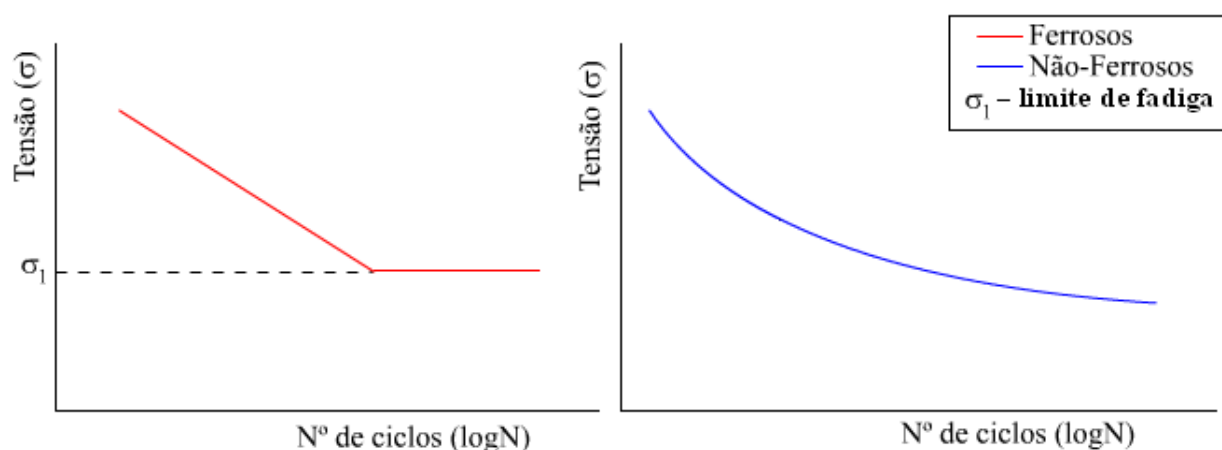


Figura 2.6- Típica curva S –N de ligas ferrosas e não ferrosas e limite de fadiga (CALLISTER, 2007).

A tensão para qual a curva se mantém horizontal é denominada limite de resistência a fadiga de um material, sendo a tensão na qual o material teria a vida infinita. Para os materiais ferrosos é considerada vida infinita quando; $N = 10^7$ ciclos. A grande maioria dos materiais não ferrosos não apresenta um limite horizontal. As propriedades de fadiga dos materiais não ferrosos normalmente são caracterizadas fornecendo a resistência à fadiga para um valor de N , da ordem de 10^8 ciclos (CALLISTER, 2002).

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

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

2.3.5 Mecanismo de falha por fadiga

A vida em fadiga indica o intervalo de tempo que um componente resistirá sob um determinado carregamento cíclico específico. A falha por fadiga é um fenômeno físico que depende do material a ser analisado e dos tipos de solicitações mecânicas aplicadas. Nos metais, uma falha catastrófica é precedida pela propagação estável de uma trinca (COSTA, 2009; CALLISTER, 2002).

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

Os fatores que afetam a superfície de uma amostra de fadiga podem ser divididos em três categorias: 1) rugosidade superficial, 2) concentradores de tensão na superfície, agentes que modificam o comportamento da resistência à fadiga da superfície do metal, 3) mudanças nas condições de tensões residuais da superfície. Outro fator que interfere na vida em fadiga do material são as ações do meio ambiente nas quais o material é aplicado. As mudanças na superfície do material alterarão o comportamento em fadiga. A eficiência de processos na melhoria do desempenho em fadiga está relacionada com os mecanismos de alterações feitas na superfície do material (CARVALHO, 2004).

A eletrodeposição da superfície geralmente diminui a resistência de fadiga do aço. As aplicações desse processo produzem um efeito na superfície do material, inserindo tensões residuais trativas que favorecem a propagação de trinca. Isso ocorre devido à alta densidade de microtrincas presentes no revestimento de cromo (SOUZA, 2002).

Essa eletrodeposição é constituída de uma solução de íons em um banho eletrolítico, contendo ácidos crômicos e sulfúricos. Os íons de cromo carregados positivamente são depositados no ânodo (substrato). Trata-se de uma técnica muito utilizada para a produção de revestimento em que os componentes de engenharia estão sujeito a ambientes agressivos e atrito, possuindo como vantagens de sua aplicação: alta dureza, resistência ao desgaste, resistência à corrosão e baixo coeficiente de atrito. Devido aos processos de deposição, esses revestimentos são extensivamente microtrincados, possíveis pontos de nucleação e propagação de microtrincas (NASCIMENTO et al., 2001).

2.4 SHOT PEENING

O *shot peening* é um tratamento superficial eficaz no ganho de resistencia a fadiga de componentes estruturais sujeitos a carregamentos cíclicos. O *shot peening* é um processo de trabalho a frio em que a superfície de uma peça é bombardeada por pequenas esferas metálicas, conforme ilustra a figura 2.4. O impacto dessas esferas na superfície da peça produz pequenas indentações, por escoamento das fibras superficiais em tração. A colisão das granalhas sobre a superfície do alvo causa deformações plásticas localizadas e um encruamento na camada superficial. Abaixo da superfície, o material procura restaurar a sua forma original, produzindo um hemisfério de elevadas tensões residuais compressivas ao redor das microcavidades. (METAL IMPROVEMENT COMPANY, 1999).

As tensões produzidas sob a superfície de uma são da ordem de 50% de sua tensão de escoamento (HORSEWELL, 1998). A deformação plástica causa na superfície uma ligeira depressão, com conseqüente aumento da rugosidade. (MIAO, et al., 2010).

A deformação plástica causa na superfície uma ligeira depressão, que com isso tende a aumentar a rugosidade, que pode ou não facilitar o início da trinca na superfície. Para o controle desse processo faz-se necessário o controle de alguns parâmetros de tratamento (COSTA, 2009).

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

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

Os fatores de maior influência na intensidade de *peening* são tamanho, formato, velocidade e dureza da esfera; as propriedades do componente a ser revestido são: dureza, resistência mecânica, cobertura de bombardeamento, temperatura, tempo de tratamento e ângulo de impacto. A dureza da esfera não influencia no processo desde que seja maior que a do material base (MIAL et al., 2010).

A intensidade de *peening* é controlada pelo teste Almen. A profundidade da camada compressiva é proporcional à essa intensidade definida através do teste Almen (CARVALHO, 2004).

O teste Almen é realizado com o auxílio de placas finas padronizadas, dispostas paralelamente ao material a ser tratado, para receber o tratamento de *shot peening* em iguais condições. O impacto das esferas induz tensões residuais nas placas, que se deformam, formando uma pequena indentação. Com a medição da flecha do arco formado na indentação, e com a ajuda de uma tabela, obtém-se a intensidade Almen expressa em termos da deformação da placa. Existem três padrões de placa Almen: “N”, “A” e “C”, sendo que as placas se diferenciam pela sua espessura. A especificação da intensidade Almen deve incluir tanto a deformação ocorrida na placa, em polegada, como o tipo de placa usada (TORRES, 2002).

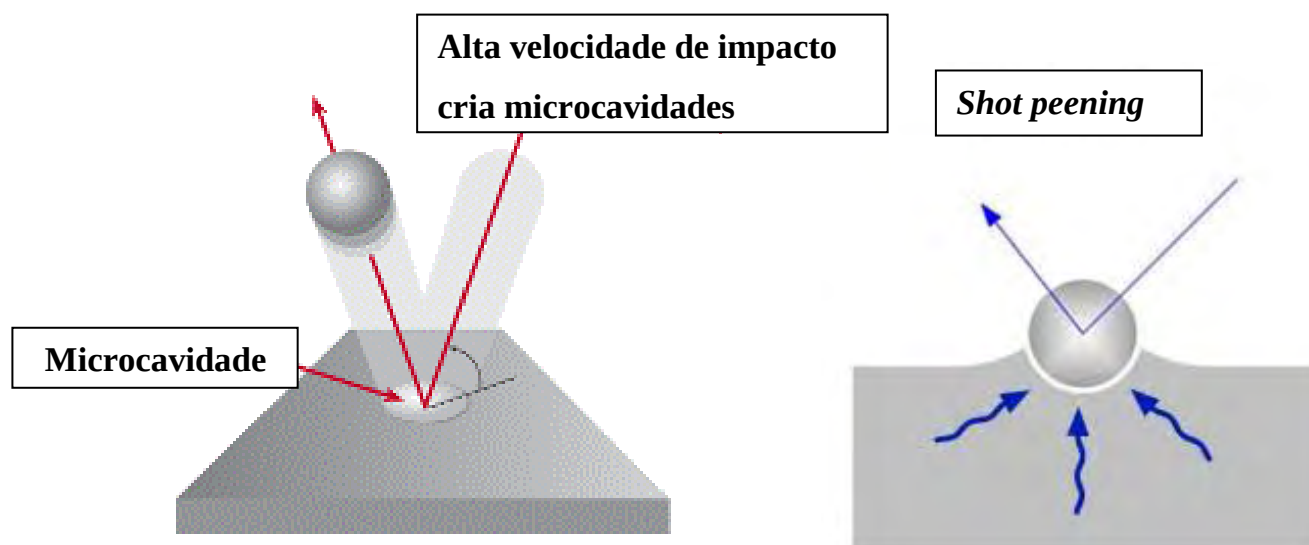


Figura 2.4- Efeito do *shot peening* na superfície metálica (COSTA, 2009).

A deformação plástica na superfície confirma a ocorrência do encruamento, podendo resultar em uma variação de dureza e em um aumento da tensão de escoamento do material (COSTA, 2009).

Assim, as tensões residuais de compressão produzidas pelo tratamento na superfície dos materiais têm como objetivo final aumentar a resistência a fadiga nos componentes de engenharia, sendo um tratamento de grande importância na indústria aeronáutica, devido a muitos componentes estruturais nos aviões estarem submetidos a carregamentos cíclicos, e necessita de propriedades mecânicas adequadas (SANJURJO, 2010).

O tratamento de *shot peening* é aplicado de acordo com as especificações exigidas em projeto. O campo residual compressivo previne o início de trincas e retarda a propagação das trincas pré-existentes por fadiga, desde que estejam dentro da zona de compressão (HYUKJAE; SHANKAR; SHAMACHARY, 2005; DALAEI, 2010).

Esse tratamento vem sendo utilizado em componentes revestido por HVOF na indústria aeronáutica com intuito de recuperar parcialmente a resistência a fadiga, que é comprometida com aplicação dos revestimentos (TAHA-AL et al., 2010).

O perfil típico da variação do campo de tensão residual ao longo da profundidade produzido pelo efeito do *shot peening* em uma superfície metálica é mostrado na figura 2.6.

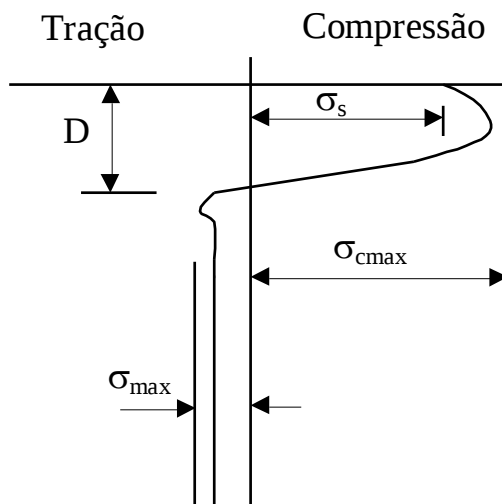


Figura 2.7- Perfil do campo de tensões residuais criado pelo tratamento de shot peening (CARVALHO, 2004).

σ_s = tensão superficial;

σ_{max} = tensão máxima de compressão. Normalmente encontra-se ligeiramente abaixo da superfície (frequentemente 25% da espessura da profundidade do campo compressivo);

D = profundidade na qual a tensão residual torna-se negativa;

σ_{max} = tensão máxima de tração.

2.4.1 Tensão Residual

As tensões residuais têm uma importante influência na vida em fadiga em um material, quando há presença de tensões residuais de compressão ao longo da sua superfície. Podem se aumentar a vida em fadiga, enquanto que tensões residuais de tração na superfície podem causar efeito inverso. A formação de uma tensão favorável residual de compressão é provavelmente o método mais eficiente para aumentar o desempenho de componentes submetidos a carregamentos cíclicos. Sabe-se que as

tensões residuais têm um papel importante na iniciação e crescimento de trincas por fadiga (VOORWALD et al., 2010).

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

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

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

- Macroescala: são distribuídas uniformemente em áreas bem maiores e são resultantes de deformações plásticas oriundas de solicitações mecânicas sofridas pelo material, e tensões térmicas (CARVALHO, 2004)
- Microescala: esta escala é usada em consideração a tensões de um grão individual, ou grupos de grãos, que as tensões que surgem das diferenças entre as propriedades elásticas e térmicas dos vários constituintes do metal e das propriedades anisotrópicas dos grãos. O equilíbrio das tensões é através de alguns grãos, devida à própria heterogeneidade e a anisotropia de cada cristal ou grão de material policristalino. Esses são fatores metalúrgicos que são influenciados pela composição e pelos tratamentos térmicos (CARVALHO, 2004).

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

Uma importante abordagem das tensões residuais é avaliar a influência na interface revestimento/substrato, em revestimentos a base de carbetos de tungstênio,

onde está diretamente relacionada com o comportamento em fadiga dos materiais (VOORWALD, 2010).

Na interface revestimento/substrato há uma tensão residual compressiva devido ao processo de aplicação por aspersão térmica que promove uma ação mecânica, que ocorre durante o jateamento do pó semi fundido na superfície, e em consequência são geradas tensões compressivas. O efeito do revestimento nas tensões residuais está relacionado com a espessura do depósito. As tensões residuais são modificadas devido ao balanço existente entre o lado do revestimento e a região por parte do substrato (CARVALHO, 2004).

A influência por parte do substrato é também relacionada com a espessura do revestimento. Para espessuras muito finas as tensões são altas e à medida que se aumenta a camada depositada, as tensões residuais tendem a cair para valores constantes (VOORWALD et al., 2010).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAL

Os materiais utilizados nesta pesquisa foram doados pela ELEB Equipamentos Ltda., portanto com certificação aeronáutica. Os revestimentos a base de carbeto de tungstênio aplicados nos materiais fornecidos pela ELEB foram realizados na Praxair Surface Technologies na cidade de Curitiba/PR. O revestimento de cromo duro foi realizado na ELEB.

3.1.1Aço Inox 15-5PH

O aço inox 15-5 PH conforme as especificações **AMS5659M**, é um aço inoxidável martensítico e combina alta resistência mecânica com boa resistência à corrosão. A tabela 3.1 apresenta a composição química do aço inox 15-5 PH.

Tabela 3.1 - Composição química especificada do aço inox 15-5PH (AMS, 2008).

ELEMENTOS	MÍNIMO(%)	MAXIMO (%)
Carbono	-	0,07
Magnésio	-	1,00
Silício	-	1,00
Fósforo	-	0,03
Enxofre	-	0,015
Cromo	14	15,50
Níquel	3,50	5,50
Nióbio	-	0,45
Cobre	2,50	4,50
Molibdênio	-	0,50

Esse material pertence à classe PH (*Precipitation Hardening*), que é obtida pelo tratamento térmico de endurecimento por precipitação. O tratamento foi realizado na condição H1025 à 552°C por 4 horas. São especificadas as seguintes propriedades mecânicas (AMS, 2008):

- Resistência Mecânica: 1100 MPa.
- Dureza: 39,5 – 42,1 HRc.

3.2 MÉTODOS

3.2.1 Tratamentos superficiais

3.2.1.1 HVOF

A aplicação dos revestimentos de carbetos de tungstênio foi realizada pela Praxair por meio do sistema de HVOF, no qual foram aplicados os seguintes revestimentos:

- WC-18Co: composição química: 18% Co, 5,3 %C, 76,7 %W ; devido à grande concentração de Co a dureza e a resistência ao impacto são elevadas, e proporciona boa ductilidade.
- WC-13Co-4Cr: composição química: 13% Co, 4%Cr, 5,3 %C, W restante; apresenta alta resistência a oxidação e corrosão, excelente resistência ao desgaste em baixas temperaturas, e pode ser utilizada a temperaturas de 482 ° C.

O processo resultou em uma espessura de 150 μm de revestimento com rugosidade superficial de $R_a = 2,5 \pm 0,2 \mu\text{m}$. As amostras revestidas foram previamente tratadas com um jateamento de alumina de 90 mesh para aumentar a adesão revestimento/substrato.

Os parâmetros de processo utilizados foram:

- Processo: TAFA JP 5000;
- Pressão de oxigênio: 0,93-1,00 MPa;
- Combustível: querosene;
- Pressão de combustível: 0,78–0,85 MPa;
- Pressão de suprimento do pó: 0,02–0,04 MPa;
- Distância da pistola: 300 mm;
- Temperatura máxima no substrato: 150° C.

3.2.1.2 Eletrodeposição do Cromo

A eletrodeposição do cromo duro foi realizada na ELEB. O processo é realizado em uma solução contendo 250g/L de ácido crômico, e 2,5 g/L de ácido sulfúrico, em no banho um catalisador á base de sulfato. A densidade de corrente foi de 31 A/dm² a 46 A/dm², com velocidade de deposição de 20 $\mu\text{m/h}$ a uma temperatura de 55 °C , seguindo as normas QQ-C-320, classe 2, NEDE E40-054 da ELEB.

3.2.1.3 Aplicação do *Shot peening*

O processo de *shot peening* foi aplicado de acordo com a norma MIL-S-13165C (MILITARY SPECIFICATION, 1996), e realizado na ELEB, com intensidade de 0,008 a 0,012 A, utilizando esferas tipo S 230 ($\varnothing$ 1 mm) em aço de dureza 65HRC, com cobertura de 150%. A aplicação do processo foi realizada anteriormente a aplicação dos revestimentos. O tratamento foi realizado diretamente sobre os corpos de prova de fadiga axial na região central. Ao final do processo a rugosidade da região tratada foi medida obtendo-se o valor de 3 Ra (μm).

3.2.2 Ensaaios mecânicos

3.2.2.1 Ensaio de microdureza

Foram realizados ensaios de dureza Vickers (HV), com 10 medidas foram realizadas nos materiais como recebidos e revestidos, com carga de 100gf 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 3.1).



Figura 3.1- Microdurômetro

3.2.2.2 Ensaios de fadiga

Os ensaios de fadiga axial foram realizados em uma unidade servo-hidráulica de ensaios mecânicos Instron modelo 8801, adquiridas com recurso do processo FAPESP nº 99/06549-5. A máquina Universal de ensaios utiliza resposta de célula de carga dinâmica em um sistema de laço fechado para manter o carregamento preciso dos corpos de prova de fadiga. A frequência do ensaio foi de 10 Hz, com uma razão de tensão de $R = -1$ até a fratura ou 10^7 ciclos.



Figura 3.2- Modelo Instron 8800

Os corpos de prova para o ensaio de fadiga axial foram confeccionados conforme a norma ASTM E466, podendo ter as geometrias indicadas na figura 3.3. Para obtenção das curvas S-N foram preparados seis grupos de corpos-de-prova de fadiga, axial:

1. Metal Base;
2. Metal Base revestido por cromo duro com *shot peening*;
3. Material revestido por WC-18Co aplicado por HVOF;
4. Material revestido por WC-13Co-4Cr aplicado por HVOF;
5. Material com *shot peening* e revestido por WC-18Co aplicado por HVOF;

6. Material com *shot peening* e revestido por WC–13Co-4Cr aplicado por HVOF.

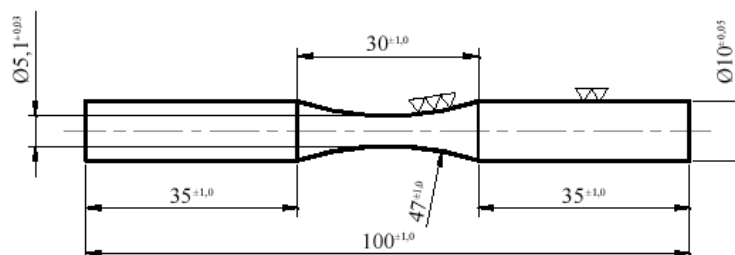


Figura 3.3- Corpo de prova para ensaio de fadiga axial (COSTA, 2009).

Foram ensaiados três corpos de prova de ensaio de tração conforme a norma ASTM E-8M, sendo seus resultados necessários para início dos ensaios de fadiga. Foram avaliadas propriedades mecânicas de resistência máxima à tração, e limite de escoamento em tração foram avaliadas.

3.3 ENSAIOS DE CORROSÃO EM NEVOA SALINA

Para cada revestimento estudado foi utilizado um corpo de prova para ensaio de corrosão em nevoa salina. O ensaio teve duração de 360 horas no equipamento da marca Equiplan modelo SSE, pertencente a ELEB, seguindo os procedimentos conforme a norma ASTM B-117. Foram adotados os seguintes parâmetros de ensaio:

- ➔ Solução aquosa 5% em peso de NaCl quimicamente puro, isento de iodo;
- ➔ Temperatura do saturador de 35 a 45°C;
- ➔ Pressão do saturador de 0,07 a 0,17;
- ➔ 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;

3.4 MICROSCOPIA ÓPTICA

Os corpos de prova fraturados por fadiga foram analisados por metalografia em microscópio óptico, com o objetivo de verificar os seguintes aspectos: homogeneidade da interface da camada do revestimento; espessura do revestimento; microestrutura típica; porosidade; inclusões; e pontos prováveis de nucleação das trincas por fadiga.

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, utilizando um microscópio Nikon EPIPHOT 200, e as imagens obtidas foram processadas pelo software de domínio público Image J.

3.4.1 Preparação das amostras

Pela técnica de microscopia óptica do material, foram selecionadas amostras a partir dos corpos de prova ensaiados em fadiga axial. Em seguida, as amostras foram submetidas a: seccionamento, embutimento, lixamento, polimento e ataque químico.

O seccionamento foi feito através de um corte fino na seção transversal do corpo de prova fraturado, bem próximo à região da fratura, em equipamento ISOMET 1000 – BUEHLER, do Laboratório de Metalografia do DMT/FEG/UNEP, de maneira a não alterar a microestrutura do material. A amostra do material foi embutida após o corte, no equipamento MAXI PRESS do Laboratório de Metalografia DMT/FEG/UNESP. Para o embutimento foi usada resina Epoxmet F Bühler.

Em seguida as amostras foram lixadas com lixas d'água de carbeto de silício com quatro diferentes granulometrias: 220, 400, 600 e 1200. O tempo de exposição em cada lixa, foi de cerca de dois minutos. O equipamento usado foi uma politriz automática STRUERS Labopol-5.

Por fim foi realizado o polimento em ambas as amostras, também no equipamento politriz automático STRUERS Labopol-5. A velocidade utilizada de rotação de 250 RPM, sendo necessários 6 minutos de polimento com soluções

diamantadas policristalina de 3 e 9 μm , com suas respectivas mantas próprias para cada solução. Na parte final de preparação, realizou-se polimento com sílica coloidal (OP-U) em pano aveludado. Em seguida as amostras foram atacadas com reagente químico Marble.



O ataque foi realizado na superfície polida do material com o auxílio de algodão umedecido com o reagente aplicado sobre a amostra por fricção. A duração desse contato entre reagente e amostra foi de cerca de 10s. Para interromper o ataque químico a amostra foi colocada imediatamente sob água corrente destilada.

As imagens, após os ataques químicos, foram capturadas em no mínimo 10 campos para cada amostra de acordo com a norma ASTM E-1382, com as imagens na coloração natural proporcionada pelos reagentes utilizados. Além disso, as imagens foram selecionadas e capturadas de forma aleatória, dentro do campo atacado quimicamente de cada uma delas para realização da análise qualitativa das estruturas.

As imagens obtidas apresentaram microestruturas com granulação grossa, para uma melhor observação para o estudo das imagens foram necessária ampliações de 500x e 1000x.

3.5 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA

As análises fractográficas dos corpos de prova fraturados por fadiga axial foram realizadas em um microscópio eletrônico de varredura JEOL JSM 5310, no Instituto Nacional de Pesquisa Espaciais, em São José dos Campos.

As fraturas dos corpos de prova ensaiados em fadiga axial foram examinadas por microscopia eletrônica de varredura para verificar-se o tipo de fratura e a origem das trincas por fadiga.

3.6 MEDIDA DE TENSÃO RESIDUAL

As medições do valor absoluto das tensões residuais foram realizadas por método de difração de raios-X utilizando equipamento RAYSTRESS[®] pela empresa “GURTEQ - Ensaios Não Destrutivos”. Para realização das medidas foi aplicado um método de remoção de camada revestida.



Figura 3.4- Equipamento portátil para análise de tensões RAYSTRESS

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

- Material base;
- Aço inox 15-PH revestido com WC-13Co-4Cr sem *shot peening*;
- Aço inox 15-PH revestido com WC-13Co-4Cr com *shot peening*;
- Aço inox 15-5PH revestido com WC-18Co sem *shot peening*;
- Aço inox 15-5PH revestido com WC-18Co com *shot peening*.

Na análise das tensões residuais foram realizadas três medições por amostras, pelo método não destrutivo de difração de raios-X. que consiste na medida das variações homogêneas das distâncias interplanares do reticulado em materiais cristalinos. Os parâmetros de teste são: tensão de fonte de raios-X igual a 25 kV e

corrente de 1,5 mA. O tempo de exposição é proporcional a capacidade de absorção da amostra. Para tensão residual foi utilizado o equipamento síntese, um medidor portátil de tensões mecânicas por raios-X.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 MICROSCOPIA ÓPTICA

A análise microestrutural do aço inoxidável 15-5 PH tem como objetivo apresentar e discutir as fases predominantes no material revelado pelo reagente utilizado no ataque.

As micrografias obtidas na figura 4.1 revelam na fase mais escura a microestrutura martensítica. Pode se observar os precipitados, indicados pelas setas amarelas, no meio da matriz martensítica. Esses precipitados são responsáveis pelo ganho de resistência mecânica durante o tratamento térmico ao que o material foi submetido.

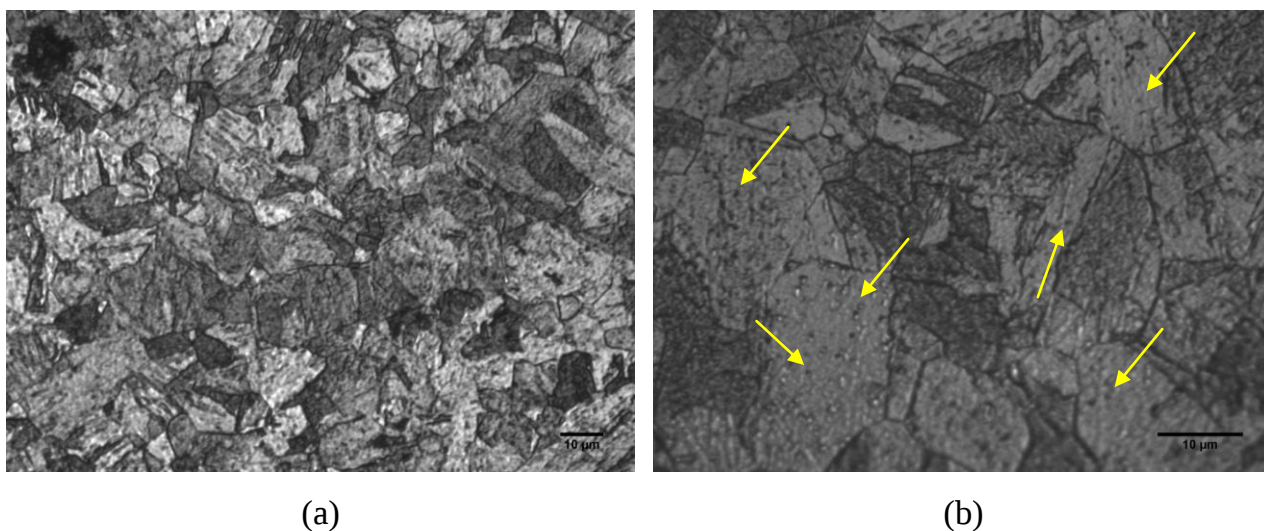


Figura 4.1- Microestrutura do aço inox 15-5PH: (a) 500X, (b) 1000X

As imagens na figura 4.2 representam a seção transversal de uma amostra revestida por WC-13Co-4Cr. Na figura 4.2b é possível visualizar a homogeneidade do revestimento ao longo da interface, e o aumento da rugosidade na interface

revestimento (indicadas pela seta vermelha) que é consequência do processo de jateamento abrasivo com óxido de alumínio, para preparação preliminar da superfície do aço para melhorar a aderência da camada do revestimento. Observa-se que a deposição do revestimento não afeta a microestrutura do material base. Verifica-se, também, regiões com poros e inclusões no revestimento devido ao processo de deposição.

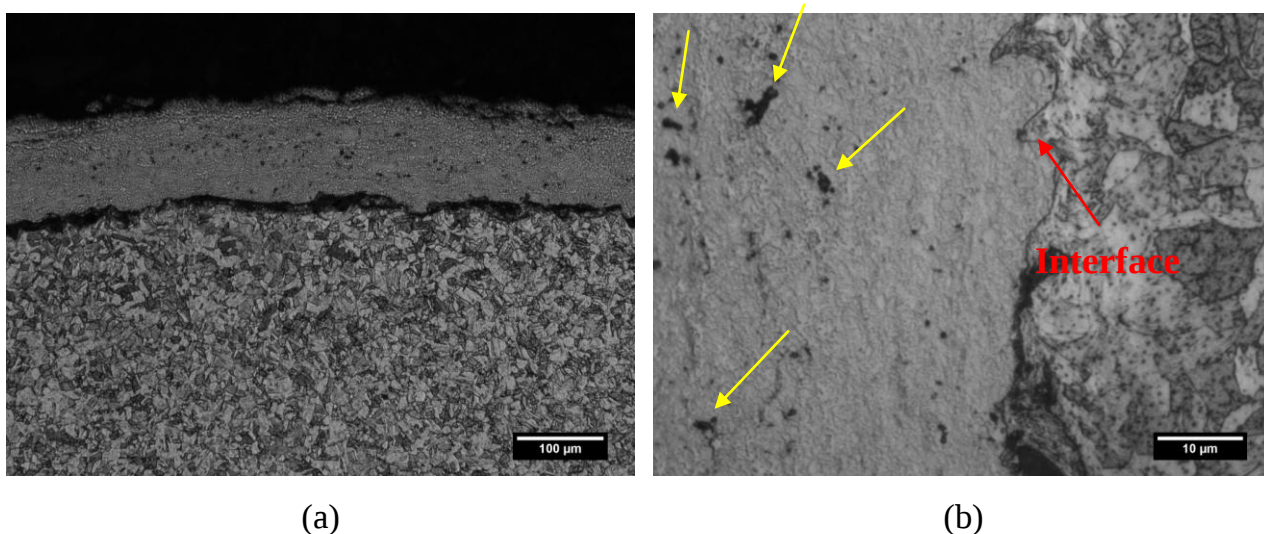


Figura 4.2- Microestrutura metal base revestido por WC-13Co-4Cr: (a) 100X, (b) 500X

As imagens na figura 4.3 são relativas ao material base revestido com WC-18Co.

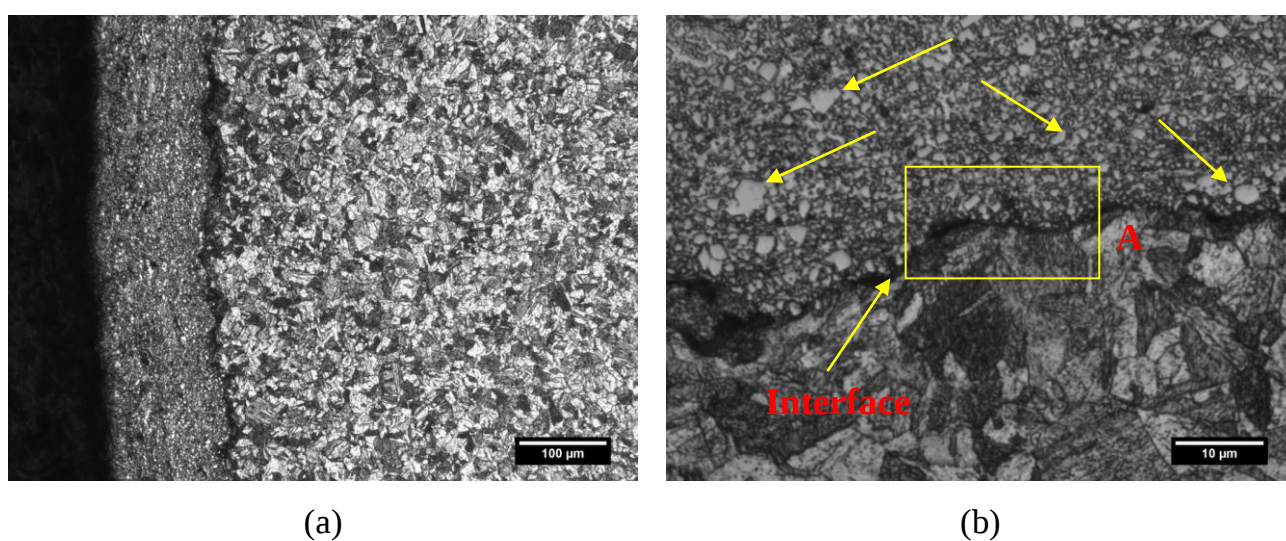


Figura 4.3- Microestrutura metal base revestido por WC-18Co: (a) 100X, (b) 500X

Nas figuras do material base revestido com WC-18Co observa-se um aumento da rugosidade na interface revestimento/substrato (região A), assim como nas amostras com revestimento WC-13Co-4Cr, que ocorre devido ao pré tratamento de jateamento de oxido de alumina. Porém verifica-se uma elevada quantidade de poros na camada revestida, indicados pelas setas, e que pode vir a influenciar na resistência a fadiga do material.

Segundo estudos mostram a redução da resistência à fadiga das amostras revestidas por HVOF, está relacionada com a porosidade presente no revestimento, que se torna um concentrador de tensão e induzem a nucleação de trincas por fadiga (SOUZA, 2002).

A elevada presença de poros no revestimento WC-18Co pode ser explicada devido ao pó semi-fundido não produzir camadas de espessuras consistentes durante aplicação no processo por HVOF (BODGER, 1997).

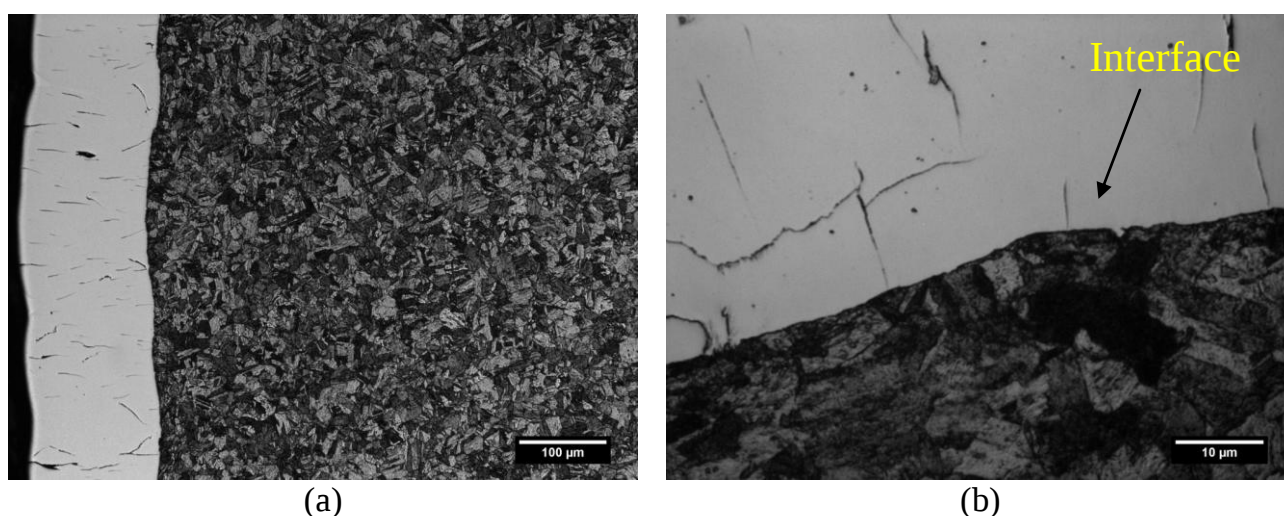


Figura 4.4- Microestrutura metal base revestido por cromo eletrodepositado: (a) 100X, (b) 500X

A figura 4.4 representa a micrografia do material base com eletrodeposição de cromo duro.

É possível observar pequenas trincas na superfície da camada de cromo duro, fato que já era esperado. De acordo com estudos a existência de microtrincas está relacionada com a presença altas tensões residuais de tração formadas durante o processo de galvanização (SOUZA, 2008; VOORWALD et al., 2010). Também se

observa uma boa homogeneidade da linha da interface da camada do revestimento com o substrato. Fazendo uma comparação com as amostras revestidas por HVOF observa-se que o nível de porosidade e inclusões devido ao processo de deposição é quase inexistente.

4.2 ENSAIOS DE MICRODUREZA

A Tabela 4.1 apresenta os valores de microdureza para o material base. Para a obtenção da microdureza Vickers no material base foram realizadas 10 medidas, com carga de 0, 100 kgf por 15 s.

Tabela 4.1- Valores de microdureza do aço inox 15-5PH.

Material	Média	Desvio - Padrão
15-5PH	41,60	0,61

A figura 4.5 apresenta o perfil de microdureza para o material revestido com WC-13%Co-4%Cr por HVOF. Foram realizadas dez medidas para a obtenção dos valores de microdureza Vickers. Foram realizadas cinco medidas no revestimento e cinco medidas no material base, iniciando a 0,010 mm da região revestida. A carga utilizada no revestimento e no material base foi de 0, 100 kgf por 15 s.

A partir dos resultados obtidos verifica-se a elevada dureza da camada revestida, em torno de 1600 HV, em relação ao material base. No perfil de microdureza representado na figura 4.5, observa-se uma tendência de aumento nos valores próximo a interface revestimento-substrato (1800 HV), e uma diminuição desses valores conforme se distanciam da interface, atingindo valores próprios do metal base (aproximadamente 40HRC).

Os altos valores de dureza próximos à interface substrato/revestimento podem estar associados ao efeito de deposição por HVOF, que possui grande adesão, devido ao pré-tratamento de jateamento de óxido de alumina antes da deposição do pó, que faz com que aumente a superfície de contato do substrato com o revestimento, consequentemente aumentando a adesão do revestimento no substrato. O resultado deste processo provoca um trabalho de endurecimento na interface.

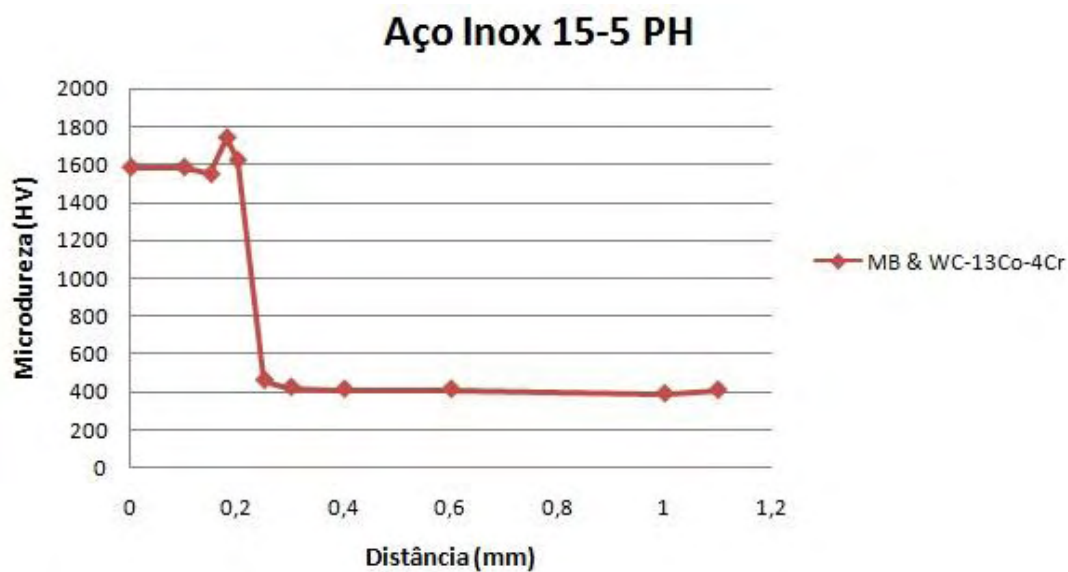


Figura 4.5-Curva do perfil dos valores de microdureza do revestimento WC-13Co-4Cr

Pela Figura 4.6, é possível verificar o perfil dos valores de microdureza para o material base revestido com WC-18Co.

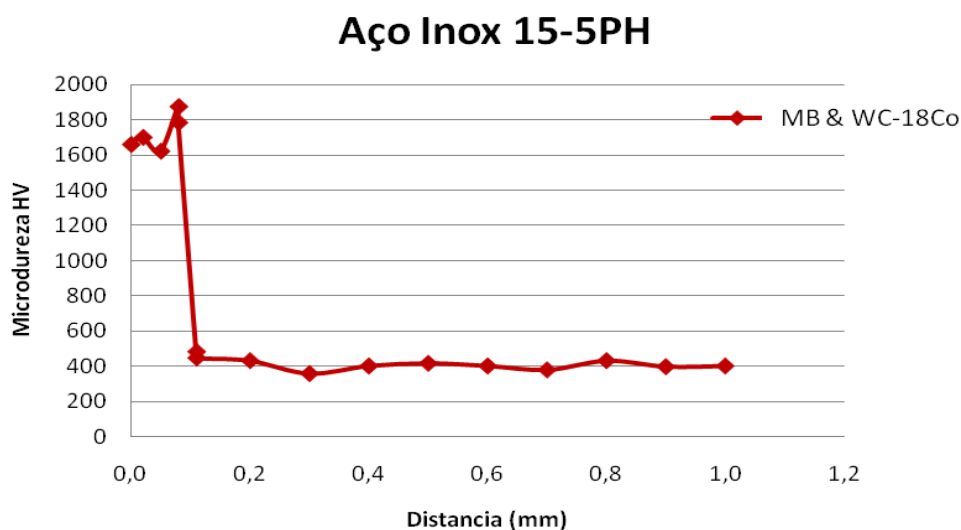


Figura 4.6- Curva do perfil dos valores de microdureza do revestimento WC-18Co

Com base nos dados da figura 4.6 verifica-se a elevada dureza da camada revestida, em torno de 1600 HV. No perfil de microdureza representado na figura 4.6,

observa-se um aumento nos valores próximos a interface revestimento-substrato por uma distância 0,2 mm (2000 HV), e uma redução desses valores conforme se distanciam da interface, atingindo valores próprios do metal base (aproximadamente 40HRC), fato que também observado no perfil de valores de microdureza para as amostras revestidas com WC-13Co-4Cr (figura 4.5). Este aumento de valores próximo a interface assim como foi observado na figura 4.5, pode ser explicado pelo efeito de deposição causado pelo método de HVOF já discutido anteriormente.

A figura 4.7 representa o perfil de valores de microdureza para o material base revestido com cromo duro.

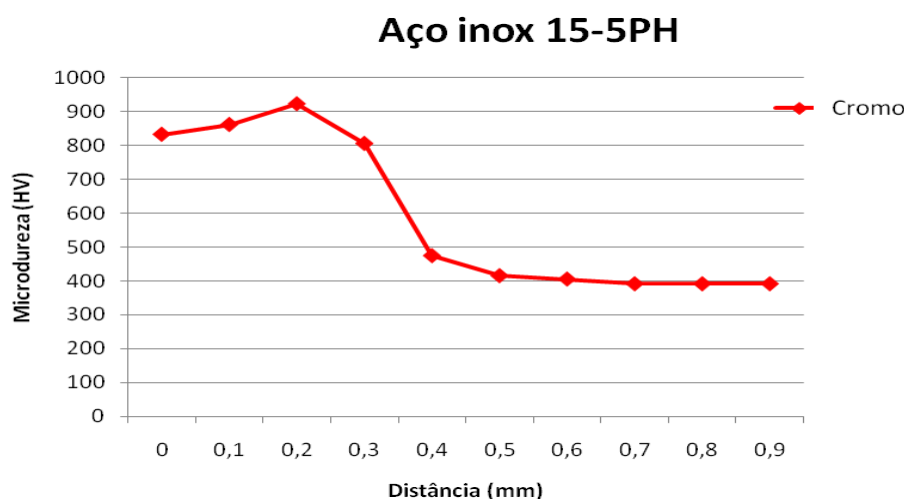


Figura 4.7- Curva do perfil dos valores de microdureza do revestimento de cromo duro

No perfil de microdureza do cromo duro na figura 4.7, pode-se observar uma boa uniformidade nas medidas de microdureza na camada de cromo duro. Ao cruzar a interface na distância de 0,2 mm, os valores declinam conforme se afasta da interface, até atingir uma patamar correspondente aos valores de microdureza do material base (40HRC).

Os resultados exibidos na figura 4.7 indicam valores na camada revestida inferiores aos equivalentes as amostras de material base com revestimento a base de carbeto de tungstênio. No que diz respeito à dureza pode-se afirmar que os

revestimentos de WC-13Co-4Cr, e WC-18Co depositados por HVOF obtiveram um desempenho superior ao revestimento de cromo eletrodepositado.

De acordo com SOUZA, 2002, os valores de dureza mais altos para as amostras revestidas a base de carbetos de tungstênio em relação às revestidas com cromo duro, influenciaram nos ensaios de desgaste. Souza realizou estudos referentes ao comportamento de desgaste abrasivo e constatou que a resistência ao desgaste abrasivo apresenta um melhor desempenho para as amostras do aço ABNT 4340 revestido com WC-12Co, WC-17Co, WC-10Co-4Cr, com menor perda de massa desgastada que as de cromo duro. Isto pode ser atribuído à dureza mais alta e ao elevado teor de óxido na camada de carbetos. Revestimentos com alto conteúdo de óxido são normalmente mais duros e mais resistentes ao desgaste. A dureza mais alta dos revestimentos de carbetos resulta em menor perda de massa em desgaste em comparação à do cromo duro (SOUZA, 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. WC-18Co,
2. WC-13Co-4Cr,
3. Metal Base.

A figura 4.4 apresenta as amostras revestidas e metal base após exposição de 350 horas em câmara de névoa salina.

As amostras foram acompanhadas visualmente durante o período de exposição na câmara de névoa salina, e analisadas cada 24 h.



Figura 4.8- Corpos de prova após ensaio de corrosão em névoa salina: (1) WC-18Co-HVOF, (2) WC-13Co-4Cr-HVOF, (3) metal base.

As regiões dos corpos de prova revestidas por HVOF após 350 horas de ensaio, sofreram corrosão. As manchas de corrosão são observadas na figura 4.8 nos cdp's 1 e 2. O corpo de prova de metal base não apresentou sinais de corrosão após 350 horas de exposição.

Para o revestimento de WC-13Co-4Cr é observada uma melhor resistência à corrosão em relação ao WC-18Co depois do período de ensaio em nevoa salina. Isto se deve, provavelmente, por ter uma matriz de cromo que é resistente à corrosão. Porém, o revestimento de WC-13Co-4Cr não protegeram o substrato totalmente contra a ação agressiva de ambiente de névoa salina depois de 350 horas na câmara de teste.

De acordo com a literatura a pobre resistência à corrosão do revestimento WC-18Co deve-se a baixa qualidade do revestimento que, por exemplo, pode ser observado na micrografia da figura 4.3. Outro motivo seria que este revestimento não produz camadas de espessuras consistentes, o que também pode acelerar o processo de corrosão em nevoa salina, em locais de baixas espessuras (BODGER, 1997).

O melhor desempenho do metal base após 350 horas na câmara de teste, o que já era esperado devido a excelente resistência a corrosão do aço 15-5PH, relacionado com a grande concentração de cromo em sua composição química. É importante ressaltar que no que diz respeito à resistência à corrosão, o material base obteve

resultados superiores aos dos materiais revestidos por aspersão térmica, justificando a aplicação desses revestimentos com objetivo de ganho de resistência ao desgaste. Outro fator relevante é o fato que os pites de corrosão formados durante o processo de corrosão, podem danificar a resistência à fadiga no material revestido, pois partir dos pontos de corrosão as trincas se propagam. Deste modo reduzindo a resistência a fadiga do material, pois as trincas já estariam nucleadas nestes pontos.

A menor resistência a corrosão dos materiais revestidos pode ser explicada devido ao processo de aspersão térmica apresentar alto conteúdo de poros e óxidos que podem ser prejudiciais à resistência à corrosão (SOUZA, 2002).

A resistência à corrosão dos revestimentos aplicados por aspersão térmica, também está associada à rugosidade. Conforme a rugosidade aumenta o processo de corrosão torna-se mais intenso (SOUZA et al., 2008).

4.4 TENSÃO RESIDUAL

As curvas foram obtidas pelo método de remoção de camada modificada para os revestimentos e substratos. O perfil do campo de tensão residual dos corpos de provas estudados neste trabalho pode ser observado na tabela 4.2. O perfil foi medido a partir da superfície no caso do material base, e a partir da interface nos corpos de prova revestido por HVOF.

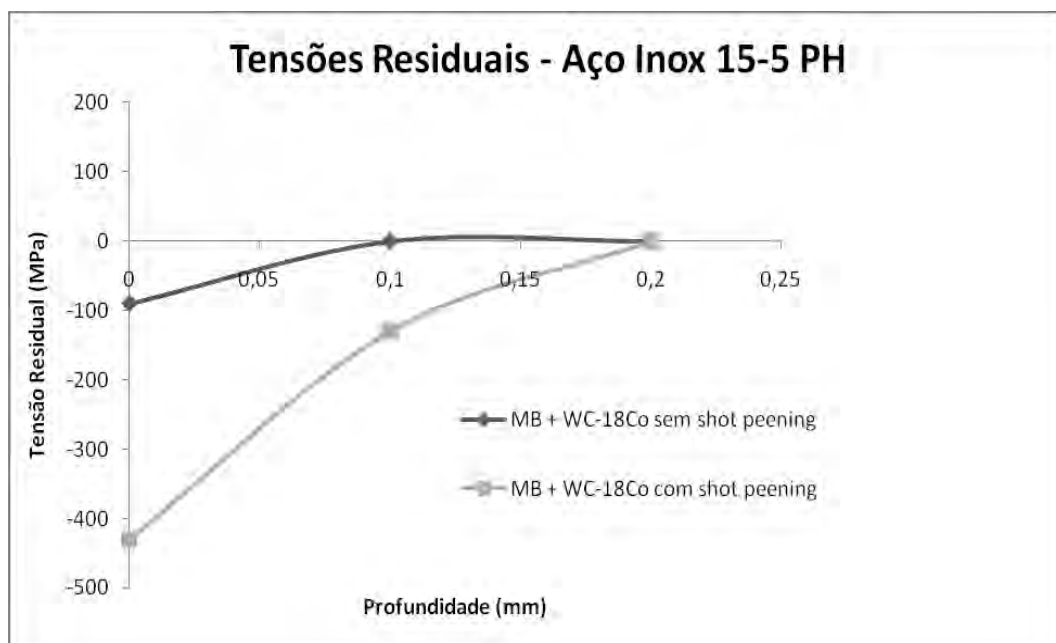
Tabela 4.2- Valores absolutos de tensões medidas

Corpo de Prova	Especificação do corpo de prova		Profundidade (mm)		
			0,00	0,10	0,20
	Revestimento	Tratamento	Valor Absoluto da Tensão (MPa)		
1	WC-18Co	---	-90	0	0
2	WC-18Co	<i>Shot peening</i>	-430	-30	0
3	WC-13Co-4Cr	---	-290	-65	-40
4	WC-13Co-4Cr	<i>Shot peening</i>	-100	-390	-40
5	Metal Base	---	-340	0	0

O melhor desempenho da vida em fadiga está relacionado ao perfil do campo de tensões residuais compressivas induzidas por *shot peening*. As tensões residuais partindo da interface nos corpos de prova revestidos iniciam-se compressivas e vão diminuindo em valor absoluto até atingir a distância de 0,20 mm da interface. Para as amostras com revestimento WC-18Co, a máxima tensão residual compressiva para os corpos de prova sem *shot peening* e com *shot peening* são encontradas na interface revestimento/substrato no valor de -90MPa, e 430MPa respectivamente. O maior valor da tensão residual para cdp com *shot peening* evidencia o efeito do tratamento de *shot peening* no campo de tensões residuais do material.

Os pontos referentes à distribuição das tensões residuais internas para o material base revestido com WC-18Co depositado pelo processo HVOF, a partir da interface com o revestimento entrando no substrato de aço, são mostrados na figura 4.9.

Analisando os valores de tensões residuais no material revestido com WC-18Co pode se afirmar que os valores dos níveis de tensões estão próximos ao do metal base. No que diz respeito ao tratamento por *shot peening*, o processo introduz um campo compressivo maior na interface revestimento/substrato no valor de - 430 MPa. Porém na zona crítica de propagação de trinca que se encontra logo abaixo da interface (distancia 0,1mm), o tratamento introduz somente um campo de tensão residual no valor de - 30 MPa.

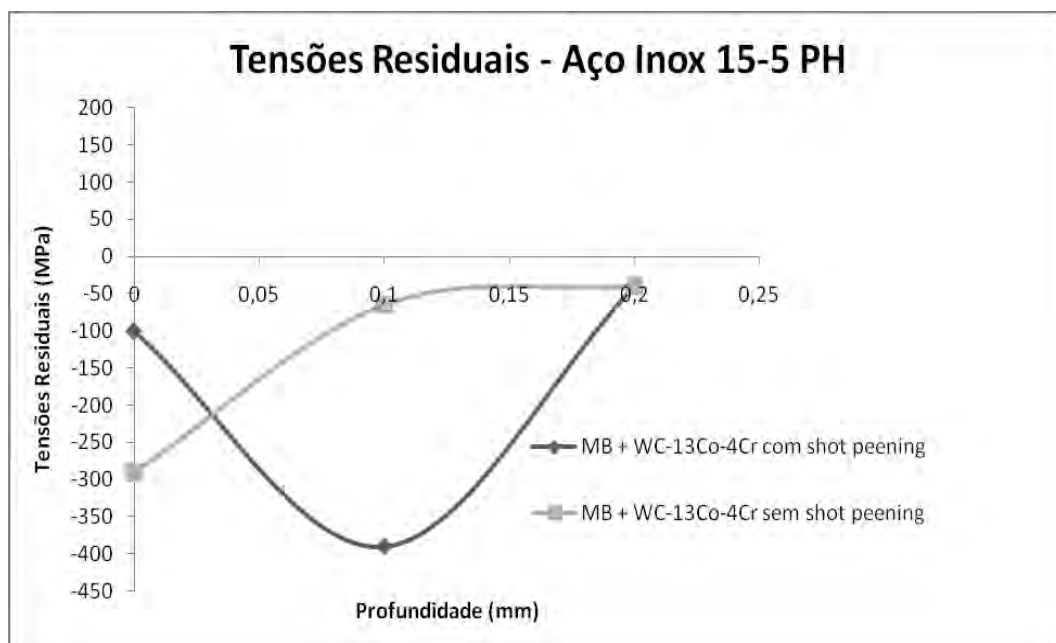


4.9- Distribuição do perfil de tensões residuais para material base revestido com WC-18Co

Com relação às amostras revestidas com WC-13Co-4Cr, a máxima tensão residual compressiva é encontrada na interface revestimento/substrato para o corpo de prova sem *shot peening*, ou seja, na distância 0, no valor de -290MPa. Para o corpo de prova com *shot peening*, o maior valor é encontrado na distância de 0,10mm da interface, no valor de -390 MPa.

Os resultados obtidos para o corpo de prova tratado com *shot peening* foram favoráveis à resistência à fadiga. É encontrado um campo de tensão residual compressivo de -390MPa, logo abaixo da interface no qual a trinca irá se deparar ao cruzar a interface, dificultando sua propagação. Observando os valores de tensões residuais a 0,1mm da interface revestimento/substrato para os corpos de prova com e sem o tratamento de *shot peening*, pode-se explicar os resultados inferiores do material revestido sem *shot peening*, obtidos em fadiga axial (Figura 4.11), quando comparado com o material revestido com *shot peening*.

Os pontos referentes à distribuição das tensões residuais internas para o material base revestido com WC-13Co-4Cr pelo processo HVOF, a partir da interface com o revestimento, entrando no substrato de aço, estão exibidos na figura 4.10.



4.10- Distribuição do perfil de tensões residuais para material base revestido com WC-13Co-4Cr

O revestimento de WC-13Co-4Cr apresenta tendências de queda do comportamento em fadiga; porém, a diferença do campo de tensão residuais entre as amostras apresenta diferenças pouco significativas em relação ao metal base. No material base é encontrado um nível de tensão máxima compressiva no valor de -340 MPa na superfície. Para o material revestido, o máximo valor encontrado é de -290 MPa na interface revestimento substrato. A redução da resistência a fadiga no material revestido, apesar das tensões residuais compressivas encontradas, deve-se à presença da alta densidade de poros, oxido, e inclusões formadas durante o processo de deposição por HVOF (SOUZA, 2002).

4.5 ENSAIOS DE FADIGA AXIAL

4.5.1 15-5PH revestido com WC-13Co-4Cr

Os pontos experimentais determinados para cada condição dos corpos de prova ensaiados em fadiga axial; do material base, do material base revestido por WC-13Co-4Cr, e do material base depositado com WC-13Co-4Cr com tratamento de *shot peening*, estão relacionados na tabela 4.3. O primeiro ensaio do material base foi obtido com 90% da sua resistência máxima ($\sigma_{\max} = 1193$ MPa).

Tabela 4.3- Resultados dos ensaios de fadiga axial do material base com WC-13Co-4Cr

Metal Base		Metal Base + WC-13Co-4Cr		Metal Base + SP + WC-13Co-4Cr	
Tensão (MPa)	Ciclos	Tensão (MPa)	Ciclos	Tensão (MPa)	Ciclos
1087	3.738	895,00	7.645	894	11.320
1050	9.864	775	11.284	835	20.205
1050	12.567	775	19.592	835	27.310
895	27.696	775	27.103	775	4.185
895	35.473	715	38.725	775	56.295
775	141.020	715	53.118	715	101.102
775	301.148	656	48.029	715	107.773
715	208.215	656	49.080	656	177.442
655	326.345	596	151.922	656	344.474
596	10 ⁶	596	191.644	596	433.093
-	-	536	151.028	59	326.956
-	-	536	285.974	596	10 ⁶
-	-	536	10 ⁶	-	-
-	-	477	10 ⁶	-	-

A Figura 4.11 mostra as curvas S-N para a fadiga axial do aço 15-5PH nas condições material base, material base revestido com WC-13Co-4Cr, e material base revestido com WC-13Co-4Cr com *shot peening*.

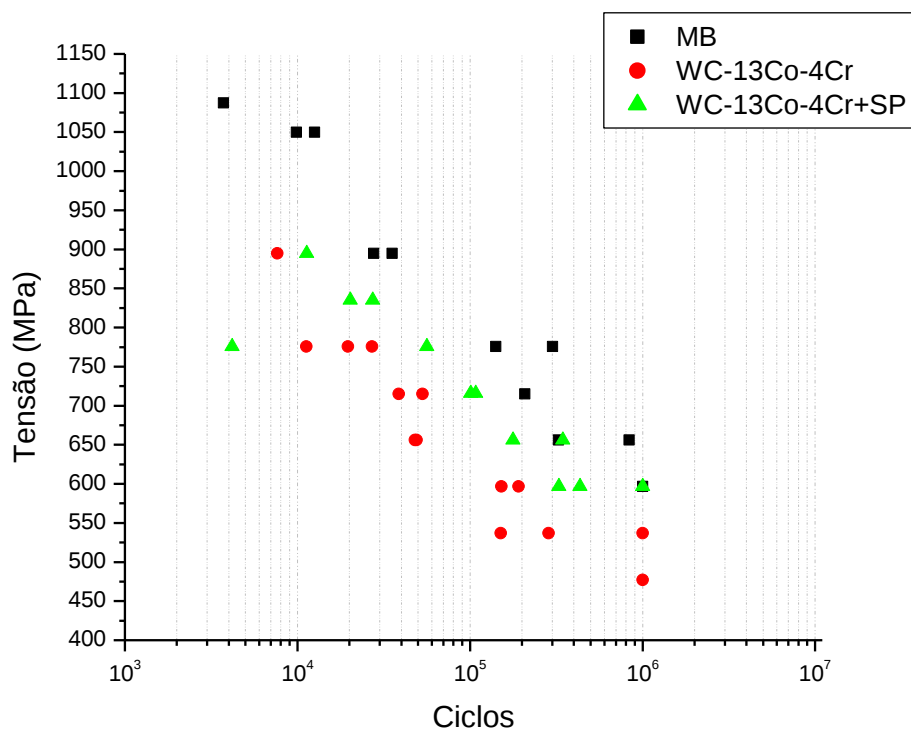


Figura 4.11-Curvas S-N para o aço inox 15-5PH revestido com WC-13Co-4Cr por HVOF.

As curvas S-N na figura 4.7 mostram que o efeito dos revestimentos diminuiu a resistência à fadiga do aço 15-5PH. A tendência é evidenciada em baixo ciclo 10^4 ciclos, alto ciclo 10^5 e 10^6 ciclos. Para uma tensão máxima de 895 MPa, que representa 75% do limite de resistência a tração, é observada uma redução de 75,79% na resistência em fadiga do aço inox 15-5PH revestido com WC-13%Co-4%Cr em relação ao material base. Esse comportamento deve-se provavelmente, a inclusões e porosidades presentes no revestimento, resultantes do processo de deposição, que poderiam nuclear microtrincas. A redução da resistência em fadiga do material causada pelo revestimento é mais evidenciada em alto ciclo. Para uma tensão de 775, MPa equivalente a 65% do limite de resistência a tração, observa-se uma redução da resistência à fadiga de 91,25%. No caso do aço ABNT 4340 é observado o mesmo comportamento para o material revestido à base de carbeto de tungstênio (VOORWALD, 2005).

O estudo comparativo entre os valores dos resultados dos ensaios de fadiga axial do material base e do material revestido por WC-13Co-4Cr podem ser observados na tabela 4.4.

		Tensão (MPa)		Redução (%)
		895	775	
15-5PH	Ciclos	31.585	221.084	895MPa: 75% 775MPa: 91%
WC-13Co-4Cr	Ciclos	7.645	19.326	

Tabela 4.4 - Estudo comparativo entre MB e MB+WC-13Co-4Cr

Os dados experimentais de tensões residuais discutidos no item anterior mostram que o campo de tensão residual não influencia na queda da resistência à fadiga do material revestido com WC-13Co-4Cr, pois os níveis de tensões residuais compressivas entre a material base e material revestido estão próximos. Sendo assim, segundo Souza, os responsáveis pela redução da resistência a fadiga são os poros e óxidos presentes no revestimento (SOUZA,2008).

Com base nas curvas S-N apresentadas na figura 4.11, é possível observar que apesar da redução da resistência à fadiga causada pela deposição do revestimento, para o material revestido com WC-13Co-4Cr tratado com *shot peening*, houve uma recuperação da resistência à fadiga em relação aos corpos de prova revestidos sem tratamento de *shot peening*.

As amostras revestidas com WC-13Co-4Cr por HVOF e tratadas por *shot peening* apresentam um ganho na resistência à fadiga em relação ao material revestido sem shot peening. Para uma tensão máxima de 775 MPa, a razão entre numero médio de ciclos até a falha dos corpos de prova revestidos com *shot peening* e os corpos de prova somente revestidos por aspersão térmica é de 2,9 vezes. Considerando a mesma

comparação para uma tensão máxima de 596 MPa, ocorre um aumento de 3,4 vezes. Isto pode ser atribuído ao processo de *shot peening* que produz tensões residuais internas compressivas dentro do substrato, induzidas pela deformação da superfície, retardando a propagação de trincas, e recuperando parcialmente a vida em fadiga perdida com aplicação do revestimento por aspersão térmica. Todavia, apesar dos resultados mostrarem uma maior resistência a fadiga para os corpos de prova tratados com *shot peening*, o tratamento não restaurou totalmente a resistência à fadiga em relação ao metal base. Os valores de resistência à fadiga do metal base são superiores aos do material revestido com WC-13Co-4Cr. Sendo assim somente as tensões residuais induzidas pelo tratamento de *shot peening* não são suficientes para recuperar totalmente a resistência a fadiga do material. Portanto, é importante considerar também a presença de concentradores de tensões no revestimento como possíveis causadores da redução da vida em fadiga do material revestido. Com base na tabela 4.5 verificou-se um maior ganho de resistência à fadiga em baixo ciclo. Isso se explica pelo fato do tratamento de *shot peening* ser mais efetivo quando se aplica tensões mais inferiores em relação ao LRT do material, pois mesmo com um campo de tensão residual compressiva, quando se aplica tensões altas, próximas ao LRT, essas conseguem superar o campo induzido pelo tratamento de *shot peening*.

De acordo com Nascimento e colaboradores (2001), o fenômeno de redução da vida em fadiga ocorre devido ao revestimento de aspersão térmica por HVOF induzir 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 estar associada aos poros e inclusões de óxidos presentes no revestimento, que ocorrem durante o processo de resfriamento do revestimento, sendo o primeiro mecanismo predominante.

O estudo comparativo entre os valores dos resultados dos ensaios de fadiga axial do material revestido com WC-13Co-4Cr com e sem o tratamento de *shot peening* podem ser observados na tabela 4.5.

		Tensão (MPa)		Ganho Rest. Fadiga
		775	596	775MPa: 2,9x 596MPa: 3,4x
WC-13Co-4Cr	Ciclos	19.326	171.783	
WC-13Co-4Cr+SP	Ciclos	56.045	584.062	

Tabela 4.5- Estudo comparativo entre WC-13Co-4Cr e WC-13Co-4Cr + SP.

As imagens na figura 4.12 mostram a superfície de fratura de um dos corpos de prova de material base revestido com WC-13Co-4Cr ensaiado a tensão máxima de 715 MPa com 53.000 ciclos até a fratura.

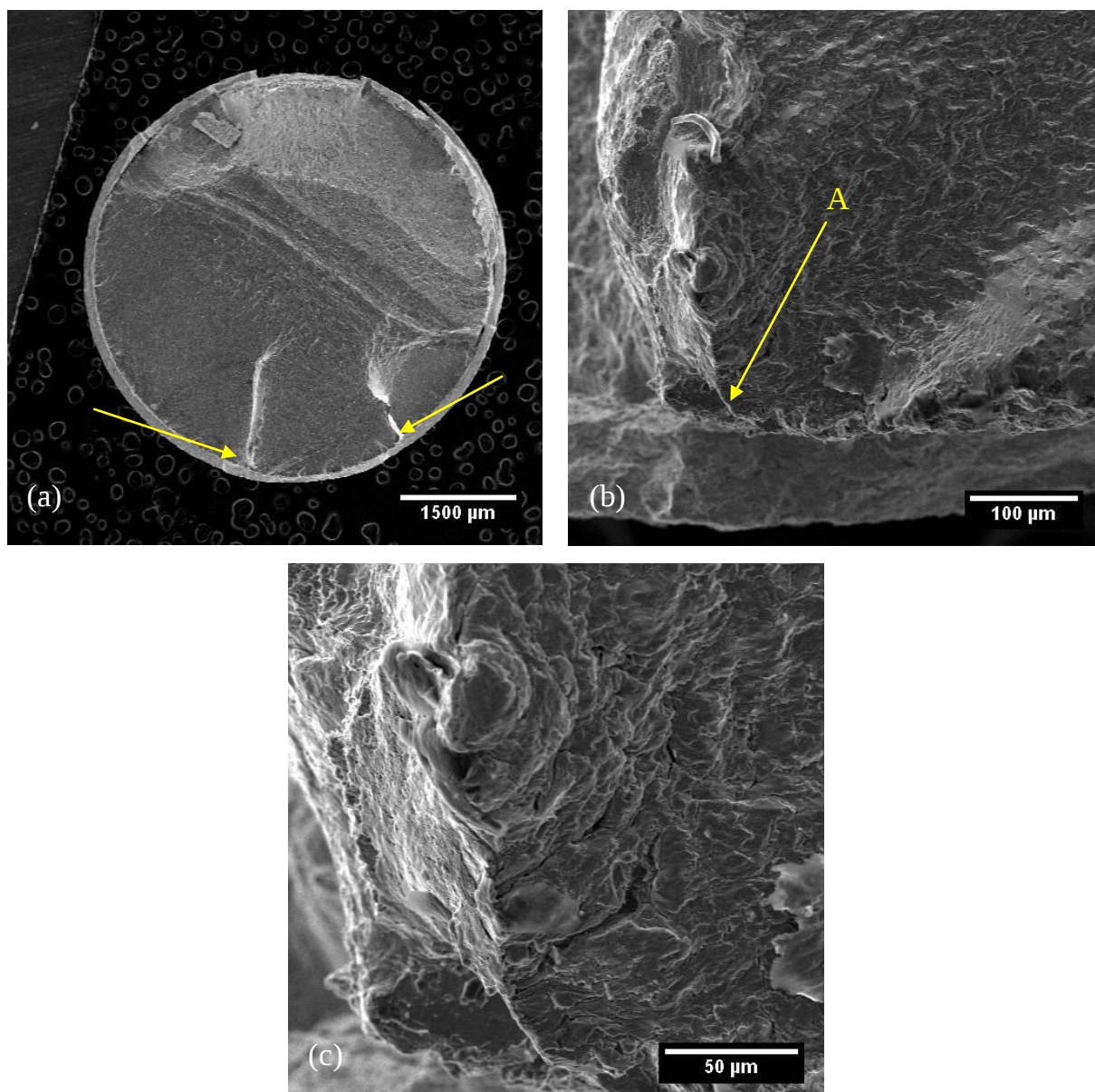


Figura 4.12- Superfície de fratura do aço inoxidável 15-5PH revestido com WC-13Co-4Cr: $\sigma_{\text{máx}} = 715 \text{ MPa}$; (a) 15x, (b) 200x, (c) 500x.

Nas imagens da figura 4.12 podem-se observar pontos de nucleação de trincas indicadas pelas setas na figura 4.12a, que se iniciaram na interface revestimento/substrato, região na qual se encontram concentradores de tensões presentes no revestimento.

Na região A indicada na figura 4.12b mostra a origem da nucleação e propagação das trincas por fadiga, que se iniciam na interface revestimento/substrato e se propagam para o interior do material até atingir a região de ruptura final.

Nos corpos de prova fraturados revestidos é natural que as nucleações de trincas ocorram na interface, onde se encontram o maior numero de concentradores de tensões, devido a deposição do revestimento (TORRES et al., 2002).

Na região A da figura 4.12c é possível observar com mais detalhe a região em que se deu o início da propagação das trincas que formam a trinca principal. As imagens da figura 4.12 mostram também que ao cruzarem a interface as trincas se propagam sem sofrer desvios na interface. Isto pode ser justificado pelo fato da resistência mecânica dos revestimentos aplicados por HVOF determinarem a resistência à fadiga dos materiais revestidos. Neste caso o revestimento sendo muito mais duro que o substrato, a trinca ao atravessar a interface se propagará sem defletir acelerando seu processo de fratura, consequentemente reduzindo a vida em fadiga do material.

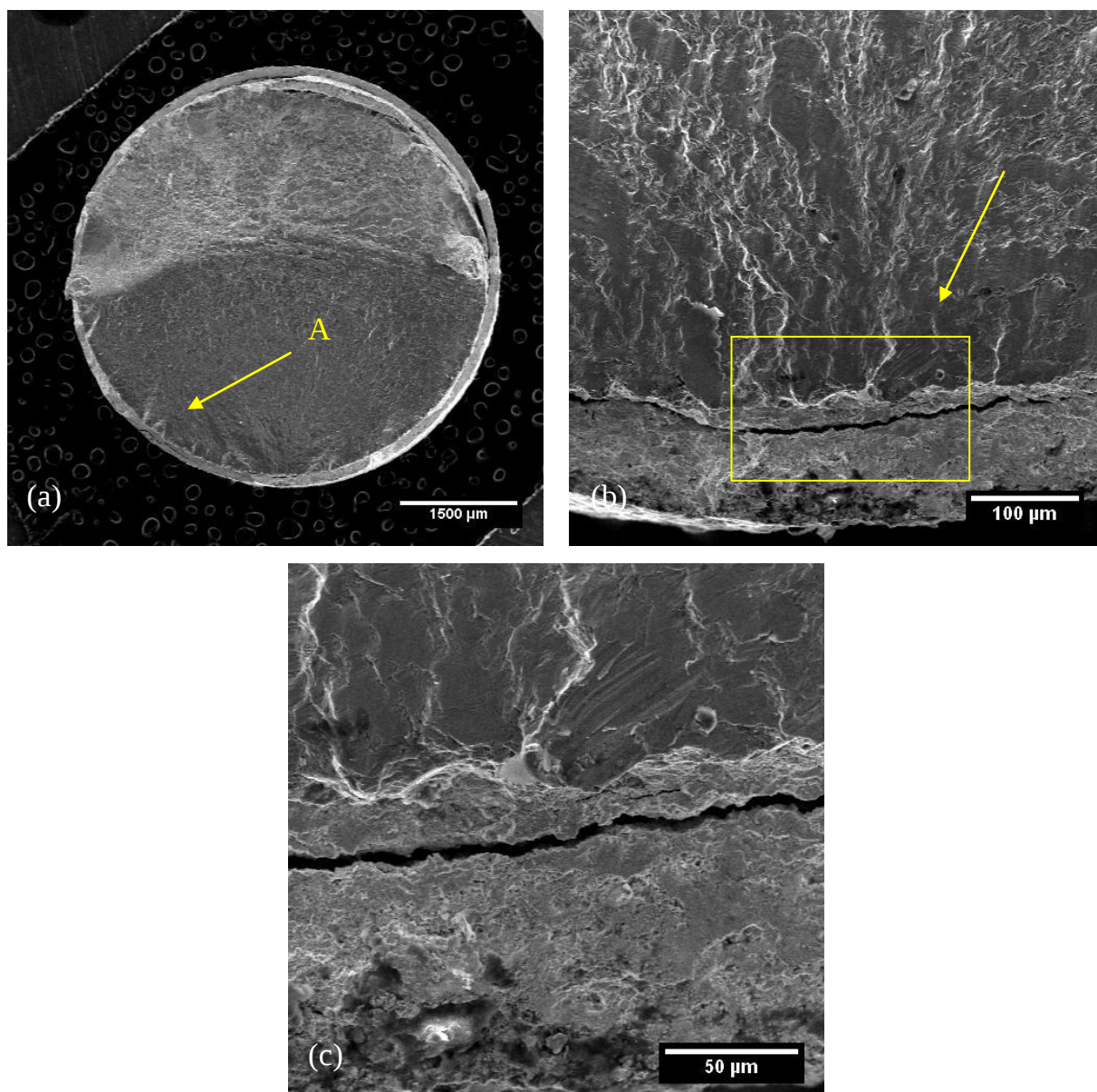


Figura 4.13- Superfície de fratura do aço inoxidável 15-5PH revestido com WC-13Co-4Cr com *shot peening*: $\sigma_{\text{máx}} = 715 \text{ MPa}$; (a) 15x, (b) 200x, (c) 500x.

A Figura 4.13 representa uma superfície de fratura do aço inox 15-5PH revestido com WC-13Co-4Cr tratada com *shot peening* ensaiada em fadiga axial a uma tensão máxima de 715 MPa com 107.773 ciclos até a falha. Na figura 4.13a pode-se observar na região A várias frentes principais de nucleação e propagação de trincas do corpo de prova, sendo que a principal trinca se propaga paralelamente à interface, devido ao efeito do tratamento de *shot peening*. Na mesma figura são observadas características

marcantes do processo de fadiga, ficando evidenciado que a nucleação das trincas ocorre apenas na interface revestimento/substrato devido à presença de poros e óxidos resultantes do processo de deposição do revestimento, e se propagam para o interior do material, até atingir a região de ruptura final.

Uma ampliação da região A da Figura 4.13a pode ser vista na figura 4.13b, na qual é possível observar com mais detalhe a região em que se deu o início da propagação das trincas, mostrando também que a principal trinca se propaga paralelamente à interface revestimento/substrato. Nas Figuras 4.13b, e 4.13c é possível observar as trincas correndo na interface revestimento/substrato. Isto pode ser atribuído ao fato das trincas tenderem a ter mais dificuldade para penetrar no substrato devido às tensões residuais internas compressivas presentes na interface; entretanto, essa barreira de tensões compressivas é superada pelo carregamento externo aplicado e pelas inclusões de óxido e alumina que ficam retidas na interface do revestimento com o substrato.

De acordo com Souza e colaboradores, (2008), a origem das trincas ao longo da interface revestimento/substrato do corpo de prova revestido por WC-10Co-4Cr é uma consequência do efeito da influência do revestimento na nucleação de trinca por fadiga.

Com base nas imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura da Figura 4.13 é possível visualizar que a propagação da trinca por fadiga para dentro do material base é defletida devido ao efeito do campo residual de tensão compressiva induzido pelo processo de *shot peening*. Esse comportamento explica o ganho de resistência á fadiga do aço inoxidável 15-5PH revestido e tratado por *shot peening*, discutido anteriormente, em relação ao material revestido sem *shot peening*. Nas imagens da figura 4.13b é possível observar um campo de tensões residuais na região indicada pela seta amarela, abaixo da interface, onde as trincas são defletidas. O valor de tensão residual compressiva encontrada nesta região é de -390 MPa.

Outro fator relevante nas análises discutidas anteriormente, é que, considerando a propagação da trinca na interface revestimento/substrato, conforme apresentado na Figura 4.13b, não ocorreu delaminação durante os ensaios. A propagação da trinca

paralela a interface, no revestimento e depois para dentro do material base está relacionada ao fato da resistência mecânica do material base ser bem menor que a do WC-13Co-4Cr aplicado por HVOF, fazendo com que a trinca tenha como caminho preferencial de propagação o revestimento, devido a fragilidade do mesmo (COSTA, 2009).

4.5.2 15-5 PH revestido com WC-18Co

Os pontos experimentais determinados para cada condição dos corpos de prova ensaiados em fadiga axial; do material base, do material base revestido por WC-18Co, e do material base revestido com WC-18Co tratado com *shot peening*, estão presentes na tabela 4.6.

Tabela 4.6- Resultados dos ensaios de fadiga axial do material base com WC-18Co

Metal Base		Metal Base + WC-18Co		Metal Base + SP + WC-18Co	
Tensão (MPa)	Ciclos	Tensão (MPa)	Ciclos	Tensão (MPa)	Ciclos
1087	3738	895	4.304	835	12.825
1050	9864	835	6.670	775	30.600
1050	12567	775	7.456	775	25.254
895	27696	716	8.604	715	66.626
895	35473	537	43.318	656	62.610
775	141020	596	14.625	656	70.200
775	301148	477	100.211	596	258.536
715	208215	418	301.365	537	10 ⁶
655	326345	358	10 ⁶	477	923.541
596	10 ⁶	477	141.560		
-	-	418	471.677		
-	-	358	10 ⁶		
-	-			-	-
-	-			-	-

A Figura 4.14 mostra as curvas S-N para a fadiga axial do aço 15-5PH nas condições material base, material base revestido com WC-18Co, e material base revestido com WC-13Co-4Cr tratado por *shot peening*.

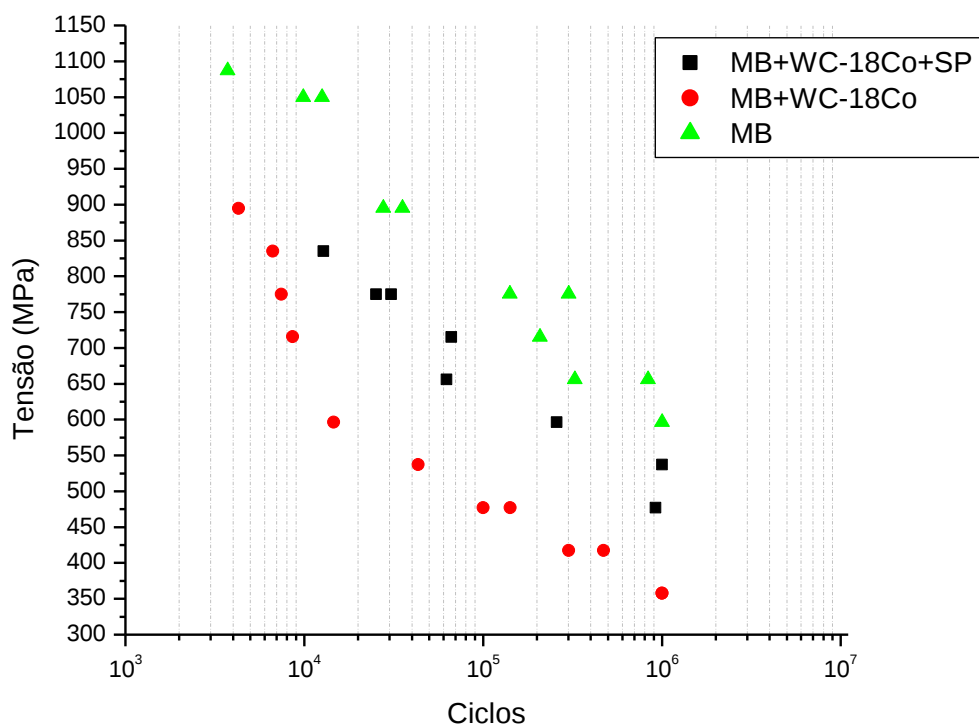


Figura 4.14- Curvas S-N para o aço inox 15-5PH revestido com WC-18Co por HVOF

As curvas S-N na figura 4.14 mostram que os revestimentos resultaram em influência negativa na resistência à fadiga axial do aço, assim como dos ensaios de fadiga axial para o material revestido com WC-13Co-4Cr (figura 4.11). A tendência pode ser observada em baixo ciclo (10^4), alto ciclo (10^5) e para (10^6) ciclos. Para uma tensão máxima de 895 MPa, que representa 75% do limite de resistência a tração, observa-se uma redução de 86,4% na resistência em fadiga do aço inox 15-5PH revestido com WC-18Co em relação ao material base (tabela 4.7). O motivo da diminuição da resistência a fadiga, do mesmo modo que ocorreu para o material revestido com WC-13Co-4Cr discutido no item anterior, deve-se a inclusões e porosidade presentes no revestimento resultantes do processo de deposição, que poderiam nuclear microtrincas.

A redução na resistência a fadiga do material causada pelo revestimento é mais evidenciada em alto ciclo. Para uma tensão de 596 MPa equivalente a 50% do limite de resistência a tração, observa-se uma redução da resistência à fadiga de 98,5%

(tabela 4.7).

Tabela 4.7- Estudo comparativo entre material base e WC-18Co

		Tensão (MPa)		Redução(%)
		895	596	
15-5PH	Ciclos	31.585	10 ⁶	895MPa: 86% 596MPa: 98%
WC-18Co	Ciclos	4.304	14.625	

Conforme os dados experimentais de tensões residuais discutidos no item 4.4, o campo de tensão residual não influencia na redução da resistência à fadiga do material revestido com WC-18Co, pois os níveis de tensões residuais compressiva entre a material base e material revestido estão próximos. Apesar destas tensões residuais compressivas, a diminuição da resistência a fadiga pode ser atribuída á alta densidade de poros (figura 4.3) na camada revestida formadas durante o processo de aspersão térmica, sendo assim esses os possíveis locais de nucleação e iniciação de trincas de fadiga.

Com base nas curvas S-N apresentada na figura 4.14, é possível observar que apesar da redução da resistência à fadiga causada pela deposição do revestimento, nos corpos de prova tratados com *shot peening*, há uma recuperação da resistência à fadiga em relação aos corpos de prova revestidos sem tratamento de *shot peening*. Isto é atribuído ao elevado campo de tensão residual presente na interface, que pode ser encontrado nos resultados de tensão residual na tabela 4.2.

As amostras revestidas com WC-18Co tratadas por *shot peening* mostraram um ganho na resistência à fadiga em relação ao material revestido sem *shot peening*. Para uma tensão máxima de 835 MPa, a razão entre numero médio de ciclos até a falha dos corpos de prova revestidos com *shot peening* e os corpos de prova somente revestidos por aspersão térmica foi de 1,9 vezes. A mesma analogia para uma tensão máxima de

477 MPa o aumento foi de 6,5 vezes (tabela 4.8). Isto pode ser atribuído ao perfil de tensões residuais internas compressivas na superfície do substrato, ou seja na interface revestimento/substrato, induzidas pelo tratamento de *shot peening*.

Tabela 4.8- Estudo comparativo entre WC-18Co e WC-18Co + SP

		Tensão (MPa)		Ganho de Rest. fadiga
		835	477	
WC-18Co	Ciclos	6.670	120.885	835MPa: 1,9x 477MPa: 6,5x
WC-18Co + SP	Ciclos	12.825	923.541	

O campo de tensão residual compressiva retarda a propagação de trincas, recuperando parcialmente a vida em fadiga perdida com aplicação do revestimento por aspersão térmica. Todavia, assim como os cdp's revestidos com WC-13Co-4Cr, apesar dos resultados mostrarem uma maior resistência a fadiga para os corpos de prova tratados com *shot peening*, o tratamento não restaura totalmente a resistência a fadiga em relação ao metal base. Os valores de resistência a fadiga do metal base foram superiores aos do material revestido com WC-18Co. Sendo assim somente as tensões residuais induzidas pelo tratamento de *shot peening* não são suficientes para recuperar totalmente a resistência a fadiga do material. Portanto, é importante considerar a morfologia do revestimento aplicado por aspersão térmica, no qual se encontram concentradores de tensão como poros e óxidos, que aceleram o processo de fadiga.

Considerando a tabela 4.8 podemos dizer que o processo de shot peening teve maior influência em alto ciclo para recuperar a vida em fadiga do material revestido por WC-18Co. Isso ocorre devido às tensões trativas aplicadas em baixo ciclo sempre serem superiores as tensões residuais compressivas criadas pelo tratamento de *shot*

peening. Sendo o mecanismo predominante o de deformação plástica.

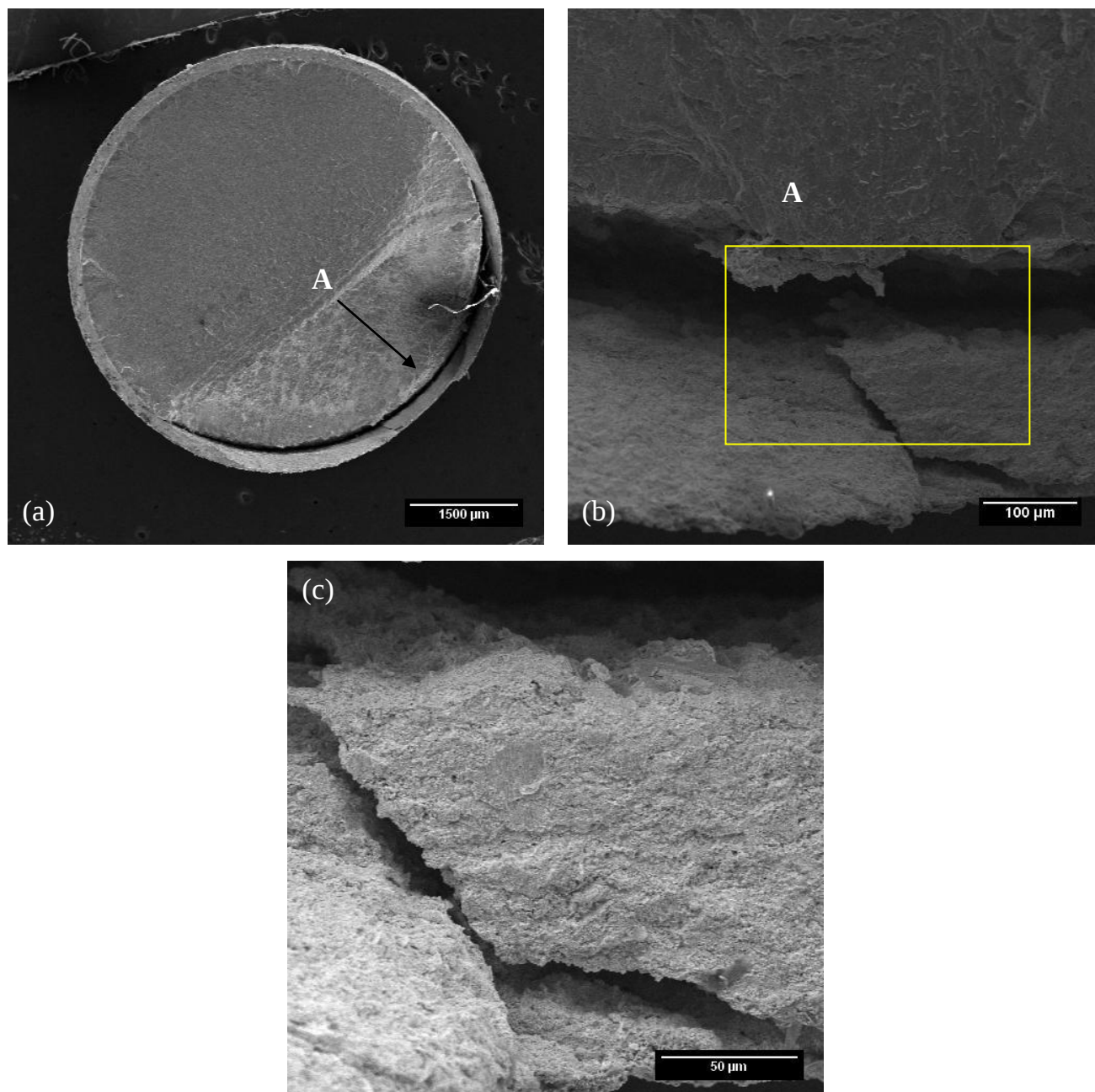


Figura 4.15- Superfície de fratura do aço inox 15-5PH revestido com WC-18Co : $\sigma_{\text{máx}} = 775 \text{ MPa}$; (a)15x, (b)200x, (c)500x.

Pela figura 4.15, é possível realizar as seguintes análises: (i) as trincas têm origem na interface e se propagam em direção ao substrato, sendo que a trinca teve varias frentes de propagação; (ii) houve deslocamento do revestimento que pode ser visualizado na figura 4.15a. A partir da ampliação da região A, na figura 4.15b, nota-

se que a principal trinca se propagou dentro da camada revestida. Isso ocorre devido a elevada dureza do revestimento que o torna frágil. Sendo assim uma vez nucleada a trinca, ela se propaga de maneira instável.

A nucleação de trincas na camada revestida, assim como ocorreu nos corpos de prova revestido com WC-13Co-4Cr, deve-se a presença de poros que são formados durante aplicação do revestimento por HVOF, e que funcionam como concentradores de tensão.

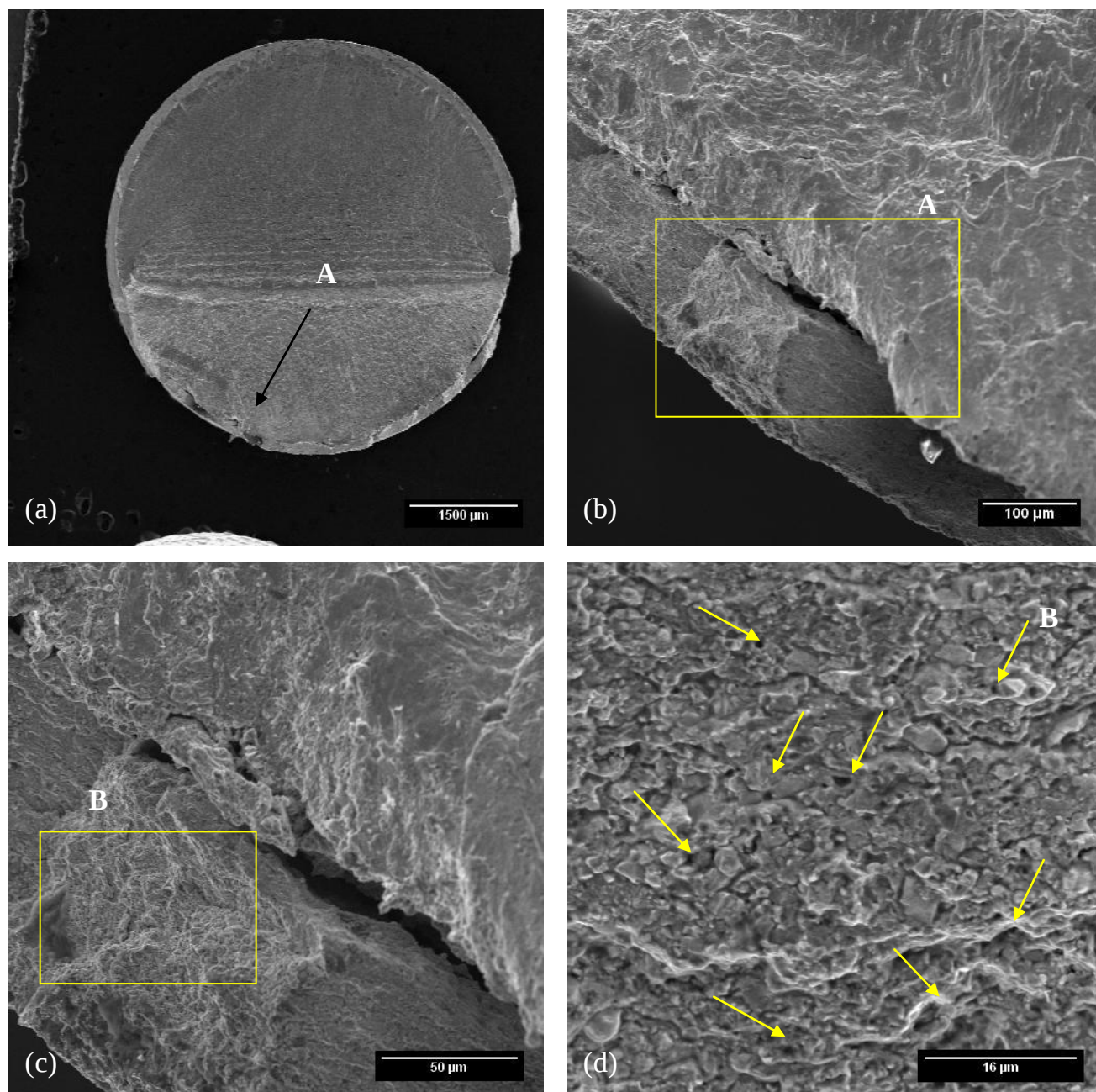


Figura 4.16- Superfície de fratura do aço inox 15-5PH revestido com WC-18Co com *shot peening* : $\sigma_{\text{máx}} = 775$ MPa; (a)15x, (b)200x, (c)500x, (d) 2000x.

A partir da Figura 4.16 (a) nota-se que as trincas se iniciaram dentro da camada revestida do corpo de prova, e se propagaram em direção ao substrato, e há várias frentes de propagação. Com ampliação da região A na figura 4.16b nota-se que a trinca propaga-se na interface, o que é esperado devido ao campo de tensão residual compressivo logo abaixo da interface, induzido com o tratamento de *shot peening*. Isso faz com que as trincas tenham mais dificuldade para penetrar no substrato. Também é

possível observar uma delaminação do revestimento na região A da figura 4.16b, que ocorre devido a baixa adesão ao substrato. A delaminação pode acelerar o processo de propagação de trinca por fadiga, pois o vazio formado entre o revestimento e o substrato funciona como um concentrador de tensões. Com a presença deste vazio o processo de falha por fadiga é acelerado, que se inicia na etapa de propagação da trinca, pulando assim a etapa de nucleação.

A delaminação do revestimento WC-18Co no material base pode ser explicado devido à baixa qualidade do revestimento, pelo fato de não se obter camadas consistentes, o que não favorece a adesão ao substrato (SOUZA, 2002).

Na região B da figura 4.15c é possível visualizar diversas trincas se propagando na camada revestida, também devido à presença de poros formados durante o processo de aplicação do revestimento. A ampliação da região B na figura 4.16d evidencia a origem das trincas nos poros, e pode-se observar claramente os pontos, indicados pelas setas amarelas, nos quais as trincas se nuclearam e se propagaram. Sendo assim pode-se relacionar a redução da resistência à fadiga, apresentado nas curvas S-N na figura 4.14, com a concentração de poros no revestimento que se caracteriza como concentradores de tensão. Pode-se assim dizer que a principal causa de dano à resistência a fadiga do material foi devido à presença de poros no revestimento, apesar do processo de HVOF induzir um campo de tensão residual compressiva.

4.5.3 15-5PH revestido com cromo duro

Os pontos experimentais determinados para cada condição dos corpos de prova ensaiados em fadiga axial; do material base, e material base revestido por cromo duro com tratamento de *shot peening*, estão presentes na tabela 4.9.

Tabela 4.9- Resultados dos ensaios de fadiga axial do material base com cromo

Metal Base		Metal Base + SP+cromo	
Tensão (MPa)	Ciclos	Tensão (MPa)	Ciclos
1087	3738	835	15.348
1050	9864	775	41.597
1050	12567	775	45.861
895	27696	715	151.638
895	35473	715	141.300
775	141020	656	69.291
775	301148	656	90.000
715	208215	596	580.000
656	326345	537	10 ⁶
596	10 ⁶		
-	-		
-	-		
-	-		
-	-		

A Figura 4.17 apresenta as curvas S-N de fadiga axial do aço 15-5PH nas condições material base, material base revestido por WC-13Co-Cr e tratado com *shot peening*, material base revestido com WC-18Co com *shot peening*, e material base revestido por cromo duro tratado com *shot peening*.

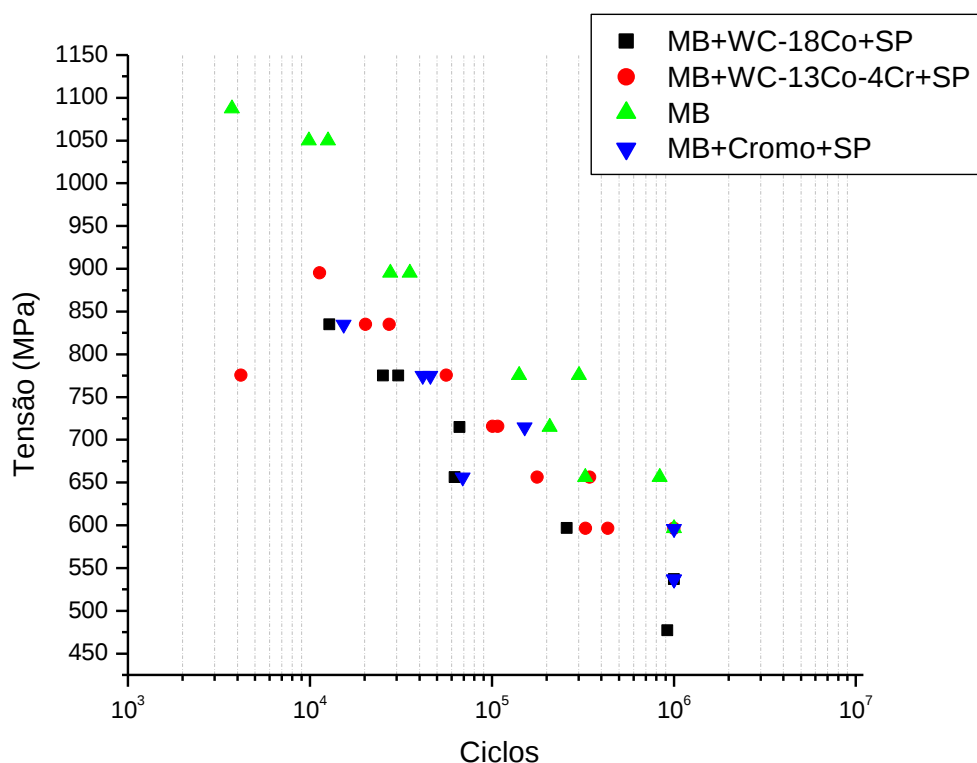


Figura 4.17- Curvas S-N para o aço inox 15-5PH revestido com WC-13Co-4Cr, WC-18Co, e cromo duro.

As curvas S-N na figura 4.17 mostram que os revestimento de cromo teve influência negativa na resistência à fadiga axial do aço em relação ao material base sem revestimento, assim como dos ensaios de fadiga axial para os materiais revestidos com WC-13Co-4Cr (figura 4.11), WC-18Co (figura 4.14).

A redução da resistência a fadiga pode ser observada na figura 4.17 é verificada em baixo, médio e alto ciclos. Para um tensão máxima de 656 MPa equivalente a 55% do limite de resistência à tração a redução da resistência a fadiga em relação ao metal base é de aproximadamente de 76,4% (tabela 4.10). O mesmo estudo para uma tensão máxima de 596 MPa equivalente a 50% do LRT, apresenta uma redução de 58% (tabela 4.10).

Tabela 4.10- Estudo comparativo entre MB e MB+cromo+SP

		Tensão (MPa)		Redução (%)
		656	596	
15-5PH	Ciclos	326.345	10 ⁶	656 MPa: 81% 596 MPa: 58%
MB+Cromo duro+SP	Ciclos	79.291	580.000	

A redução de resistência à fadiga nos corpos de prova revestidos com cromo pode ser atribuída a diversos fatores após a eletrodeposição do cromo duro: microtrincas inerentes ao cromo duro eletrodepositado, espessura do revestimento, método de deposição e a adesão do cromo ao material base. As microtrincas presentes ao longo do revestimento de cromo surgem em função das altas tensões residuais de tração influenciando diretamente no comportamento em fadiga.

No estudo de Souza, 2002 observa-se que a densidade de microtrincas depende da composição do banho de eletrodeposição. Outras variáveis que influenciam no processo são: concentração de sulfato, temperatura, e densidade de corrente.

Devido à presença de altas tensões trativas induzidas no processo de eletrodeposição faz-se necessário um alívio de tensões. No entanto, o revestimento com cromo duro possui tensões residuais trativas altas, mesmo após o processo de alívio.

Com relação à influência negativa na resistência a fadiga no aço inox 15-5PH, os resultados obtém-se corpos de prova revestidos por WC-13Co-4Cr apresentam resultados superiores em relação ao materiais revestidos com WC-18Co, e cromo duro. É possível observar essa tendência principalmente em baixo, e médios ciclos.

Na tabela 4.11 pode se visualizar a influência dos revestimentos na resistência em fadiga no aço 15-5PH para os materiais revestidos por WC-13Co-4Cr com *shot*

peening, WC-18Co com *shot peening* e por cromo duro também tratado com *shot peening*.

Tabela 4.11- Estudo da influência dos revestimentos na resistência a fadiga

Material		Tensão (MPa)	
		656	596
15-5PH	Ciclos	326.345	10 ⁶
WC-13Co4Cr+SP	Ciclos	260.558	584.062
WC-18Co+SP	Ciclos	66.405	258.536
Cromo+SP	Ciclos	79.291	580.00

Considerando os resultados dos ensaios de fadiga para os materiais revestidos com WC-13Co-4Cr, WC-18Co, e cromo duro, pode se dizer que melhor desempenho foi obtido nos corpos de prova pré tratados com *shot peening*. Portanto com base na tabela 4.11 podemos visualizar qual revestimento obteve o melhor desempenho no que diz respeito a resistência a fadiga, tendo como referência os resultados de fadiga axial do material base.

As amostras revestidas por WC-13Co-4Cr tratadas com *shot peening* aplicado por HVOF apresentam menor diminuição na resistência à fadiga em relação ao cromo duro eletrodepositado com *shot peening*. Para uma tensão de 656 MPa a redução da resistência a fadiga é de 28,9 %, enquanto que para mesma tensão a redução do cromo foi de 76%. Fazendo uma mesma análise para uma tensão de 596 MPa a redução provocada pelo revestimento de WC-13Co-4Cr de 42%, enquanto que para o cromo, a redução é de 58%. O melhor desempenho do revestimento WC-13Co-4Cr pode ser

explicado devido ao próprio processo de HVOF que produz tensões residuais internas compressivas dentro do substrato induzidas pela deformação da superfície, neutralizando as tensões residuais de tração da camada do revestimento, que ocorrem devido à contração por solidificação da partícula quando atinge a superfície. Porém, mesmo com o perfil de tensões residuais favorável no que diz respeito a resistência a fadiga, inserido pelo processo de HVOF e pelo tratamento de *shot peening*, há uma redução na resistência à fadiga do aço devido à presença de poros e óxidos na camada revestida. A redução significativa da resistência do aço devido ao revestimento de cromo duro é atribuída à alta densidade de microtrincas, visualizada na figura 4.4, presentes no revestimento e geradas no processo de eletrodeposição, discutido anteriormente. Entretanto mesmo com o tratamento de *shot peening* não foi suficiente para restaurar a resistência a fadiga do aço.

Em relação ao revestimento WC-18Co com *shot peening*, os resultados de fadiga axial foram próximos aos de cromo duro. Os ensaios de fadiga axial mostram que há uma redução significativa da resistência a fadiga do aço com a aplicação do revestimento, mesmo considerando o tratamento de *shot peening*, assim como os resultados referentes ao cromo duro. Por exemplo, para um a tensão máxima de 656 MPa a redução é de 79,6%, enquanto que para o cromo duro, a redução provocada a mesma tensão é de 76%. A redução da resistência à fadiga devido a aplicação do revestimento de WC-18Co está associada à baixa adesão, que provoca delaminação, podendo ser observado na figura 4.15, e o nível de porosidade alto que pode ser visualizado na figura 4.3, que aceleraram o processo de fratura por fadiga.

Os dados referentes ao balanço geral dos resultados de fadiga, que indicam a redução de fadiga provoca pela aplicação dos revestimentos WC-13Co-4Cr, WC-18Co, e cromo duro, podem ser visualizados na tabela 4.12.

Tabela 4.12- Balanço Geral

Material	Redução (%)	
	656 MPa	596 MPa
WC-13Co-4Cr+ SP	28,9	42
WC-18Co+SP	79,6	74,1
Cromo+SP	76,4	58

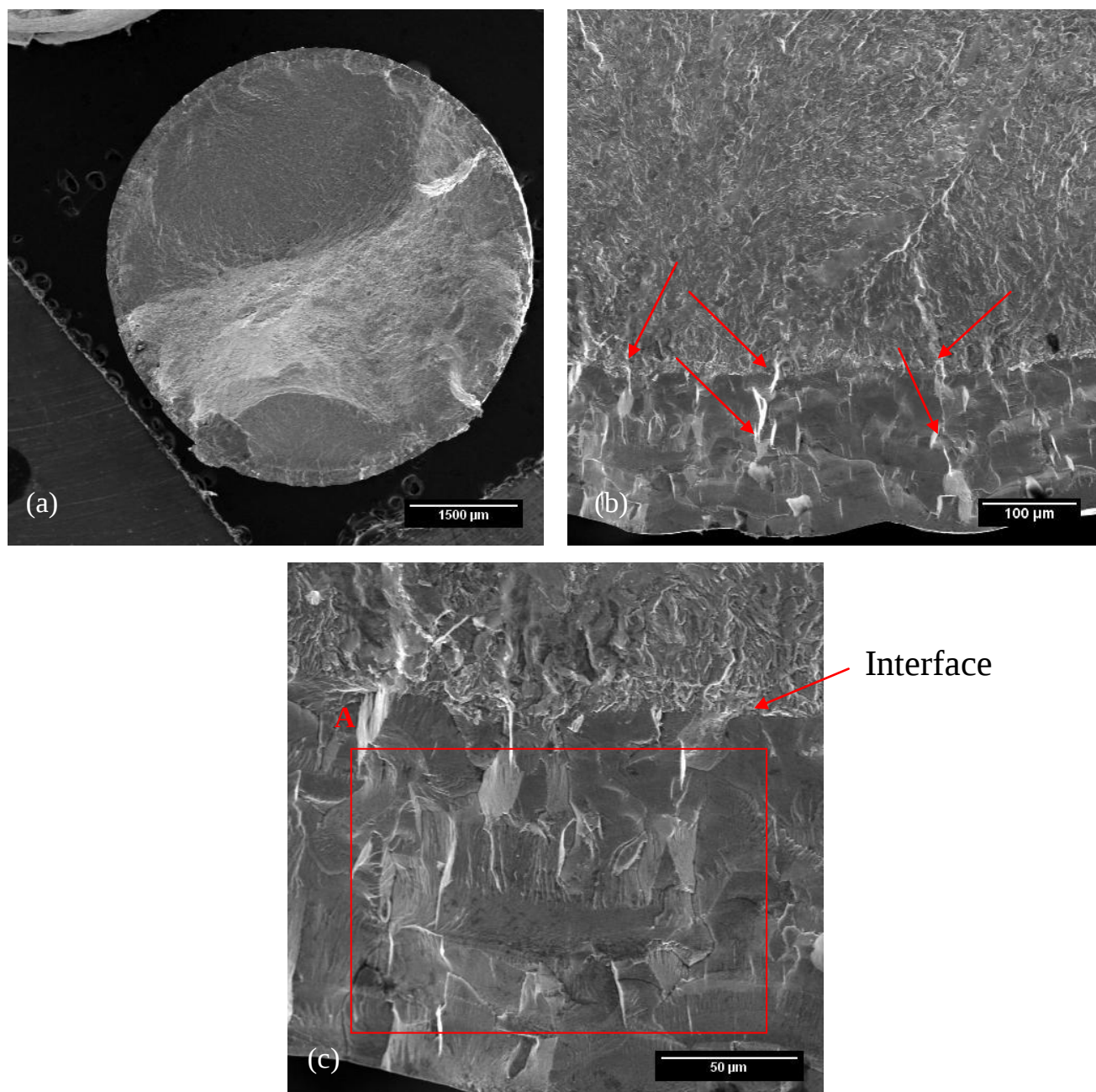


Figura 4.18- Superfície de fratura do aço inox 15-5PH revestido com cromo duro com *shot peening* : $\sigma_{\text{máx}} = 596 \text{ MPa}$; (a) 15x, (b) 200x, (c) 500x

As imagens da figura 4.18 são referentes a um dos corpos de prova de material base eletrodepositado com cromo duro fraturado em ensaio de fadiga axial, na quais estão presentes vários pontos de nucleação de trincas indicadas pelas setas vermelhas na figura 4.18b. É possível observar a grande densidade de microtrincas resultantes do processo eletrodeposição do cromo na camada revestida, que podem ser visualizadas

na região A da figura 4.18c. A presença da microtrincas no revestimento de cromo é o principal fator que influencia na redução da resistência à fadiga do aço, com as trincas já nucleadas o material, ao ser solicitado ciclicamente, as trincas somente tiveram que se propagar em direção ao substrato, acelerando assim o processo de fadiga.

A figura 4.18b mostra também que as trincas do cromo duro atravessam deste para o material base pela interface e sofrem desvios devido ao campo de tensão residual compressivo, inserido como processo de fadiga, funcionando com barreira a propagação da trinca. Em razão do campo de tensão compressivo podem-se observar trincas percorrendo pela interface, pois encontram dificuldade de penetrar no substrato devido às tensões residuais compressivas inseridas como o processo de *shot peening*.

De acordo com Souza (2002), mesmo que as trincas tendem a ter mais dificuldades para penetrar no substrato devido às tensões residuais compressivas inseridas com o processo de *shot peening*, o campo compressivo é pequeno quando comparada com a pressão exercida pelas fortes tensões residuais de tração do cromo duro e do carregamento externo aplicado, causando ainda assim a diminuição da resistência à fadiga em comparação com o material base sem revestimento.

5 CONCLUSÕES

Com base nos dados apresentados no trabalho pode-se concluir que:

1. Os revestimentos à base de carbeto de tungstênio estudados derrubam a resistência à fadiga do aço inox 15-5PH, assim como o revestimento de cromo eletrodepositado;
2. Com o tratamento de *shot peening* no material base revestido com WC-13Co-4Cr por HVOF é possível recuperar parcialmente a resistência à fadiga do aço inox 15-5PH para níveis de tensões próximos à resistência do material base;
3. A propagação das trincas paralelamente à interface revestimento/substrato e caminhando em direção ao substrato comprovam a eficiência do tratamento de *shot peening*, pois o campo de tensões residuais atuou como barreira ao crescimento da trinca em direção ao substrato, retardando assim sua propagação.
4. No perfil de tensões residuais do WC-13Co-4Cr aplicado por HVOF as tensões residuais medidas encontradas são compressivas na interface, e diminuem seus valores absoluto até atingir a distância de 0,20 mm da interface. No entanto o maior valor de tensão residual compressiva é encontrado no material base revestido e tratado com *shot peening*, com valor de 390 MPa, justificando o ganho de resistência a fadiga em relação ao material sem *shot peening*;
5. Pelas análises fractográficas, o aço inox 15-5PH revestido com WC-13Co-4Cr e WC-18Co apresentaram como principal região de concentrações de nucleações de trincas a interface da camada do revestimento com o substrato. Isto ocorreu provavelmente devido ao grande numero de poros e óxidos presentes no revestimento que agiram como concentradores de tensão.
6. O revestimento de cromo eletrodepositado mesmo com o tratamento de *shot peening* reduz a resistência à fadiga do aço 15-5PH, devido a alta

densidade de microtrincas presentes na camada revestida.

7. No geral, o processo de HVOF para o revestimento de WC-13Co-4Cr demonstra-se viável para substituição do cromo duro, pois são resultados superiores de dureza e resistência à fadiga.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com base nos resultados obtidos e analisados o autor coloca as seguintes sugestões para o prosseguimento da presente pesquisa:

1. Realizar ensaios de desgaste do tipo pino-disco neste material com os revestimentos aplicados por HVOF;
2. Estudar a influência da morfologia dos revestimentos aplicados por HVOF, com intuito de verificar a influência dessa morfologia no comportamento em fadiga do material.

7 BIBLIOGRAFIA

ABAD, A.; HAHN, M.; ES-SAID, O.S. Corrosion of 15-5PH H1025 stainless steel due to environmental conditions. **Engineering Failure Analysis**, v.17, p. 208-212, 2010.

AEROESPACIAL MATERIAL SPECIFICATION 5658M. Steel Corrosion-Resistance, Bar, Wire, Forgings, Rings and Extrusion. SAE Aerospace, 2008.

AMERICAN SOCIETY METALS. Heat Treating. In: **Metals Handbook**, v. 3, 1992.

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

ASTM E-1382. **Standard Test Methods for Determining Average Grain Size Using Semiautomatic and Automatic Image Analysis**, 2004.

ASTM E-466. **Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials**, 1992.

ASTM E384-08. **Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials**, 2008.

ASTM E44-84. **Standard Definitions of Terms Relating to Treatment of Metals**, 1992.

ASTM 117. **Standard Practice for Operating Salt Spray (Fog) Apparatus**, 2009.

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.

BERNARDELLI, E.A; SANTOS, L.M ; BORGES, P.C. Tratamento concomitante de nitretação e envelhecimento a plasma do aço inoxidável 15-5 PH, *Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo*, v. 26, p. 217-223, 2007.

BERNDT, C.C. Tensile Adhesion Testing Methodology for Thermally Sprayed Coating. **Journal Materials Engineering**, v.132, n2, p.151-158, 1990.

BODGER, B.E.; McGRANN, R.T.R.; SOMERVILLE, D.A. The evaluation of tungsten carbide thermal spray coatings as replacements for electrodeposited chrome plating on aircraft landing gear. **Plating & Surface Finishing**, v.84, p 28-31, 1997.

BONORA, R. G; VOORWALD H. J.C; CIOFFI M. O. H; JUNIOR G. S., SANTOS L. F. V. Fatigue in AISI 4340 steel thermal spray coating by HVOF for aeronautic application. **Procedia Engineering**, v.2, p.1617-1623, março, 2010.

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

CAMARGO, J. A. M. A influencia do shot peening e das anodizações crômicas, sulfúricas e dura sobre a resistência a fadiga da liga Al 7050-T 7451 de uso aeronáutico. 218p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica). Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, SP, 2007.

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.

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

CARVALHO, A. L. M. Efeito das tensões residuais na fratura e resisitência a fadiga da liga de alumínio 7050-T7451. 230p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica). Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Guaratinguetá, SP. 2004

COSTA, M.Y. Fadiga em titânio aeronáutico revestido por PVD. Tese (doutorado), Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Guaratinguetá, SP. 2009.

COSTA, M.Y.P.; VENDITTI, M.L.R.; VOORWALD, H.J.C.; CIOFFI, M.O.H.; CRUZ.T.G. Effect ofWC–10%Co–4%Cr coating on the Ti–6Al–4V alloy fatigue strength. **Material Science and Engineering A**, v.507, p.29-36, 2009.

COSTA, M.Y.P.; VENDITTI, M.L.R.; VOORWALD, H.J.C.; CIOFFI, M.O.H.; CRUZ.T.G. Fatigue fracture behavior of Ti-6Al-4V PVD coated. **Procedia Engineering**, v.2, p.1859-1864, 2010.

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

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

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.

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.

GONZÁLEZ-HERMOSILLAA, W.A.; CHICOTB, D.; LESAGEB, J.; LA BARBERA-SOSAC, J.G.; GRUESCUB, I.C.; STAIA C, M.H.; E.S. PUCHI-CABRERAC, E.S. Effect of substrate roughness on the fatigue behavior of a SAE 1045 steel coated with a WC–10Co–4Cr cermet, deposited by HVOF thermal spray. **Materials Science and Engineering**, v.527, p. 6551-6561, 2010.

GUIMARÃES, V. A. *Estudo do Comportamento em Fadiga de Aços Bifásicos Obtidos a partir de Diferentes Microestruturas Iniciais*. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) - Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 1993.

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

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

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

IBRAHIM, A; BERNDT.C.C. Fatigue deformation of HVOF sprayed WC-Co coatings and hard chrome plating. **Material Science & Engineering**, v.456, p.114-119, dezembro, 2006.

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

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

LE MAY, I. Case Studies of three fatigue failure evaluations in aircraft. **Procedia Engineering**, v.2, p. 59-64, 2010.

MACHADO, I. F. Transformações de fase no estado sólido em alguns aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos – austeníticos (dúplex) contendo altos teores de nitrogênio. Tese (doutorado), EP-USP, São Paulo, SP. 1999.

MAJZOBI, 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

MARINHO, R.R; PIANA, L.L; STROHAECKER, T.R. Aplicação de nitretação a plasma em aço inoxidável 17-4PH. 22º Congresso Brasileiro de Corrosão, Agosto 2002.

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

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

MILITARY SPECIFICATION. *Shot Peening of Metals Parts*. MIL-S-13165C, 1996.

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

PADILHA, R.Q. Influencia na vida em fadiga da espessura das camadas de níquel e cromo duro em aço ABNT 4340. Tese (doutorado), FEG- Unesp, Guaratinguetá, SP. 2004.

PRECISION MACHINERY. Precision- **HVOF**. Disponível em:<<http://pmdubai.com/Metal-Surfacing-Technology/>>. Acesso em: 2 dez. 2010.

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

SAHRAOUI, T.; FENINECHE,N.E.; MONTAVON,G.; CODDET,C. Alternative to chromium: characteristics and wear behavior of HVOF coatings for gas turbine shafts

repair (heavy-duty). **Journal of Materials Processing Technology**. v.152, p.43-55, 2004.

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

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

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

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

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, 2002.

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

STARKE, E. A. Jr., STALEY, J. T. Application of modern aluminum alloys to aircraft. *Progress in Aerospace Sciences*, v.32, pp. 131-172, 1996.

SURESH, S. Fatigue of metals. 2^aed, Cambridge University Press, pp679, 1998.

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

TAHA-AL, Z.Y.; HASHMIA, M.S.; YILBAS, B.S. Effect of WC on the residual stress in the laser treated HVOF coating. **Journal of Materials Processing Technology**, v.209, p 3172-3181, 2010.

TAO, J.X.; SMITH, S.; DUFF, A. The effect of overloading sequences on landing gear fatigue damage. **International Journal of Fatigue**, v. 31, p. 1837-1847, 2009.

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 Fatigue**, v.24, p. 877-886, 2002.

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; PASTOUKHOV, V.A. **Introdução à mecânica da integridade estrutural**. São Paulo: Editora Unesp, 1995, 192p.

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, p. 155-16, janeiro, 2005.

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

VOORWALD, H.J.C.; COSTA, M.Y.P.; SILVA, M.P.; PIGATIN, L.W.; CIOFFI, M.O.H.; MARQUES, B.M.F. Influence of shot peening on chromium-plated AISI 4340 steel fatigue strength. **In:Proceeding of The 15 th European Conference fracture**, Stockholm.2004.

WEBSTER, G. A.; EZEILO, A.N. Residual stress distributions and their influence on fatigue lifetimes. **International Journal of Fatigue**, v.23, p.375-383, 2001.

WILLIAMS, J. C. and STARKE Jr., E.A. Progress in structural materials for aerospace systems. *Acta Material*, p. 5775-5799, 2003.