

UNESP

Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá

Guaratinguetá

1999



1110000474



***“Determinação da Vida em Fadiga
do Aço ABNT 4340 Revestido com
Cromo Duro Sobre Níquel
Químico”***

MARCELINO PEREIRA DO NASCIMENTO

112

**DETERMINAÇÃO DA VIDA EM FADIGA DO
AÇO ABNT 4340 REVESTIDO COM CROMO
DURO SOBRE NÍQUEL QUÍMICO.**

MARCELINO PEREIRA DO NASCIMENTO

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia da
Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho",
Campus de Guaratinguetá, para obtenção do título de Mestre
em Engenharia Mecânica (Área de Concentração: Projetos e
Materiais).

Orientador: Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald.



474

- 474

**Guaratinguetá - SP
1999**

24/01/02

27,20,00
CARO LEITOR
RISQUE O LIVRO

D

DETERMINAÇÃO DA VIDA EM FADIGA DO
AÇO ABNT 4340 REVESTIDO COM CROMO
DURO SOBRE NÍQUEL QUÍMICO.

MARCELINO PEREIRA DO NASCIMENTO

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia da
Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho",
Campus de Guaratinguetá, para obtenção do título de Mestre
em Engenharia de Materiais, sob a orientação do Prof. Dr. Herman
Jacobus Cornelis Voorwald.

Ficha catalográfica preparada na Seção de Aquisição e
Tratamento da Informação da Biblioteca – FEG/UNESP.

Nascimento, Marcelino Pereira do
N244d Determinação da vida em fadiga do aço ABNT 4340 revestido com
cromo duro sobre níquel químico/ Marcelino Pereira do
Nascimento. Guaratinguetá, 1999.
158p.: il.; 30 cm

Bibliografia: f144-152.
Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual Paulista,
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 1999.
Orientador: Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald.

1. Fadiga I. Título.

CDU 620.178.3

**“DETERMINAÇÃO DA VIDA EM FADIGA DO AÇO ABNT 4340
REVESTIDO COM CROMO DURO SOBRE NÍQUEL QUÍMICO”**

MARCELINO PEREIRA DO NASCIMENTO

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

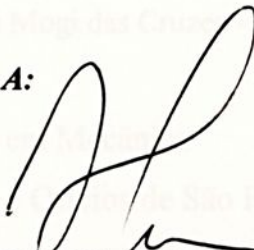
**ESPECIALIDADE: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: PROJETOS E MATERIAIS**

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

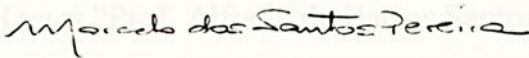


**Prof. Dr. José Luz Silveira
Coordenador**

BANCA EXAMINADORA:



**Prof. Dr. HERMÁN JACOBUS CORNELIS VOORWALD
Orientador / Unesp-Feg**



**Prof. Dr. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA
Unesp-Feg**



**Prof. Dr. ANTONIO FERNANDO SARTORI
FAENQUIL**

Novembro de 1999

DADOS CURRICULARES
MARCELINO PEREIRA DO NASCIMENTO

NASCIMENTO 1.8.1962 – GUARATINGUETÁ / SP

FILIAÇÃO Augusto Reis do Nascimento
Lucinda Pereira do Nascimento

1986/1991 Curso de Graduação em Engenharia Mecânica
Universidade de Mogi das Cruzes - Mogi das Cruzes/SP.

1984/1985 Curso Técnico em Mecânica
Liceu de Artes e Ofícios de São Paulo – LAOSP
São Paulo/SP.

1978/1980 2º Grau -
E. E. de I e II Graus “Prof. Alfredo de Barros Santos”
Guaratinguetá/SP.

AGRADECIMENTOS

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

ao Prof. Dr. Henrico Jacobus Cornelis Voorwald, exemplo de coragem, vida, sabedoria, caridade, humildade e competência;

à CAPES pela concessão da bolsa de Mestrado;

à EMBRAER/EDB, A Deus, pela vida, equipamentos, na pessoa do Engenheiro Walter Luis Pignatti, pelo auxílio em si e apoio técnico fornecido;

Aos meus pais, pela minha formação.

ao CTA-AMR, na pessoa do Engenheiro Dulcy Roberto dos Santos pela utilização do micro;

Aos meus irmãos, pelos bons exemplos.

ao Prof. Dr. À Adriana, por estar sempre comigo.

a muito querida Mãe Aparecida Alkmim

a todos os professores do Departamento de Materiais e Tecnologia da UNESP/FT, especialmente o responsável

**A minha mãe em especial que, agora mais próxima de Deus,
continua intercedendo por seus filhos.**

aos amigos, funcionários do Departamento de Materiais e Tecnologia

da UNESP/FTQ;

aos amigos da Associação dos Servidores do Campus Universitário

ASTRCAU;

aos colegas de jornada.

AGRADECIMENTOS

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

ao Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald, exemplo de conduta, vida, sabedoria, caráter, otimismo e competência.

à CAPES pela concessão da bolsa de Mestrado.

à EMBRAER/EDE – Divisão de Equipamentos, na pessoa do Engenheiro Walter Luis Pigatin, pelo assunto em si e apoio técnico fornecido.

ao CTA-AMR, na pessoa do Engenheiro Dalcy Roberto dos Santos pela utilização do microscópio eletrônico de varredura.

ao Prof. Dr. Mauro Pedro Peres pela amizade.

à muito querida Maria Aparecida Alkmin.

a todos os professores do Departamento de Materiais e Tecnologia da UNESP/FEG pelos ensinamentos transmitidos.

aos amigos, funcionários do Departamento de Materiais e Tecnologia da UNESP/FEG.

aos amigos da Associação dos Servidores do Campus Universitário – ASERCAU.

aos colegas de jornada.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS

LISTA DE TABELAS

LISTA DE SÍMBOLOS

RESUMO

ABSTRACT

| | | |
|----------|--|-----------|
| 1 | INTRODUÇÃO | 23 |
| 1.1 | Fadiga em aeronaves..... | 24 |
| 1.2 | Histórias de casos de fraturas metálicas em aeronaves..... | 30 |
| 1.3 | Trem de pouso..... | 34 |
| 1.4 | Considerações sobre materiais utilizados em aeronaves..... | 39 |
| 1.5 | Objetivos do estudo..... | 41 |
| 2 | REVISÃO DA LITERATURA | 44 |
| 2.1 | Considerações sobre Fadiga..... | 44 |
| 2.1.1 | Características estruturais da fadiga..... | 46 |
| 2.1.2 | Fatores que influenciam no comportamento em fadiga..... | 46 |
| 2.1.3 | Ciclos de tensões..... | 51 |
| 2.1.4 | Curvas σ -N..... | 53 |
| 2.2 | Considerações sobre Corrosão..... | 54 |
| 2.2.1 | Classificação..... | 55 |
| 2.2.2 | Corrosão associada às solicitações mecânicas..... | 56 |
| 2.2.3 | Proteção contra a corrosão..... | 56 |
| 2.3 | Revestimentos metálicos..... | 57 |
| 2.3.1 | Eletrodeposição..... | 58 |
| 2.3.1.1 | Eletrodeposição de cromo duro..... | 62 |

| | | |
|----------|---|-----------|
| 2.3.2 | Revestimento de níquel..... | 68 |
| 2.3.3 | Eletrodeposição na década de 1990..... | 74 |
| 2.3.3.1 | Eletrodeposição de cromo na indústria automobilística..... | 76 |
| 2.3.4 | Revestimento de níquel na indústria automobilística..... | 78 |
| 2.3.5 | Alternativas ao revestimento de cromo..... | 79 |
| 2.3.6 | Futuro do revestimento de cromo..... | 80 |
| 2.4 | Desgaste de materiais..... | 80 |
| 2.7 | Ensaios de fadiga por flexão rotativa..... | 103 |
| 3 | MATERIAIS E MÉTODOS | 82 |
| 3.1 | Materiais..... | 82 |
| 3.2 | Métodos..... | 83 |
| 3.2.1 | Procedimentos para tratamentos térmicos..... | 83 |
| 3.2.2 | Procedimentos para ensaios de tração..... | 84 |
| 3.2.3 | Procedimentos para ensaios de fadiga..... | 84 |
| 3.2.4 | Procedimentos para ensaios de impacto..... | 88 |
| 3.2.5 | Procedimentos para ensaios de fragilização..... | 88 |
| 3.2.6 | Procedimentos para ensaios de corrosão por névoa salina..... | 89 |
| 3.2.7 | Procedimentos para ensaios de desgaste abrasivo..... | 90 |
| 3.2.8 | Procedimentos para ensaios de adesão..... | 90 |
| 3.2.9 | Procedimentos para eletrodeposição de cromo duro convencional..... | 90 |
| 3.2.10 | Procedimentos para eletrodeposição de cromo duro aditivado..... | 91 |
| 3.2.11 | Procedimentos para determinação de microtrincas em revestimentos de cromo duro..... | 91 |
| 3.2.12 | Procedimentos para deposição de níquel químico..... | 91 |
| 3.2.13 | Procedimentos para aplicação de <i>shot peening</i> | 92 |
| 3.2.14 | Análises das superfícies de fratura e análises metalográficas.. | 92 |

| | | |
|----------|---|------------|
| 4 | RESULTADOS E DISCUSSÃO | 93 |
| 4.1 | Ensaio mecânico básico..... | 93 |
| 4.2 | Ensaio de fragilização..... | 93 |
| 4.3 | Ensaio de adesão..... | 93 |
| 4.4 | Microtrincas em revestimentos de cromo duro..... | 94 |
| 4.5 | Ensaio de corrosão por névoa salina..... | 96 |
| 4.6 | Ensaio de desgaste abrasivo..... | 99 |
| 4.7 | Ensaio de fadiga por flexão rotativa..... | 103 |
| 4.8 | Análises das superfícies de fratura e análises metalográficas.. | 130 |
| 4.8.1 | Esterescopia óptica..... | 131 |
| 4.8.2 | Microscopia eletrônica de varredura..... | 133 |
| 4.8.3 | Análises metalográficas..... | 142 |
| 5 | CONCLUSÕES | 144 |
| 6 | SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS | 147 |
| 7 | REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS | 148 |
| 8 | APÊNDICE | 157 |

LISTA DE FIGURAS

| | | |
|---------------|--|----|
| FIGURA 1.1- | Estimativa de falhas em aeronaves por fraturas metálicas..... | 23 |
| FIGURA 1.2- | Trem de pouso..... | 35 |
| FIGURA 1.3- | Componentes de um trem de pouso..... | 35 |
| FIGURA 1.4a - | Materiais empregados em aeronaves..... | 40 |
| FIGURA 1.4b - | Distribuição em peso..... | 40 |
| FIGURA 1.4c - | Processos de conformação..... | 40 |
| FIGURA 2.1- | Representação da tensão em uma trinca..... | 45 |
| FIGURA 2.2- | Conceito de Wood sobre extrusões e intrusões..... | 46 |
| FIGURA 2.3- | Efeitos das tensões residuais na resistência à fadiga..... | 48 |
| FIGURA 2.4- | Representação esquemática do comportamento em fadiga de corpos de prova com variados concentradores de tensão..... | 51 |
| FIGURA 2.5- | Ciclos de tensões de fadiga..... | 52 |
| FIGURA 2.6- | Sistema eletrolítico..... | 58 |
| FIGURA 2.7- | Variação da tensão interna do revestimento de níquel químico com o conteúdo de fósforo..... | 71 |
| FIGURA 2.8- | Efeito do conteúdo de fósforo na resistência à corrosão em 10% HCl..... | 72 |
| FIGURA 2.9- | Efeito do conteúdo de fósforo na resistência à corrosão em névoa salina..... | 73 |
| FIGURA 3.1- | Representação esquemática dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento..... | 83 |
| FIGURA 3.2- | Dimensões do corpo de prova para ensaio de tração..... | 84 |
| FIGURA 3.3- | Dimensões do corpo de prova para ensaio de fadiga por flexão rotativa..... | 84 |
| FIGURA 3.4- | Máquina de fadiga por flexão rotativa..... | 85 |

| | | |
|--------------|---|-----|
| FIGURA 3.5- | Grupos de corpos de prova utilizados..... | 86 |
| FIGURA 3.6- | Modo de carregamento do ensaio de fadiga por flexão rotativa..... | 87 |
| FIGURA 3.7- | Dimensões do corpo de prova para ensaio de impacto... | 88 |
| FIGURA 3.8- | Dimensões do corpo de prova para ensaio de fragilização..... | 88 |
| FIGURA 4.1- | Microscopia óptica da rede superficial de microtrincas em revestimentos de cromo duro convencional e aditivado (200x)..... | 94 |
| FIGURA 4.2- | Microscopia óptica com maior ampliação, da rede superficial de microtrincas em revestimentos de cromo duro convencional e aditivado (400x)..... | 94 |
| FIGURA 4.3- | Análise química (EDS), do revestimento de cromo duro aditivado..... | 95 |
| FIGURA 4.4- | Resultados dos ensaios de corrosão em névoa salina, após 48 horas..... | 96 |
| FIGURA 4.5- | Resultados dos ensaios de corrosão em névoa salina, após 312 horas..... | 98 |
| FIGURA 4.6- | Ensaio de desgaste abrasivo..... | 100 |
| FIGURA 4.7- | Curvas σ -N do material base deste estudo e material base encontrado na literatura..... | 104 |
| FIGURA 4.8- | Curvas σ -N do material base revestido com cromo duro aditivado (100 μ m) e material base sem revestimento... | 105 |
| FIGURA 4.9- | Curvas σ -N comparativas entre: material base, material base revestido com cromo duro aditivado (100 μ m) e material base revestido com cromo duro convencional (160 μ m)..... | 106 |
| FIGURA 4.10- | Curvas σ -N comparativas entre o material base e material base revestido com cromo duro aditivado (100 | |

| | | |
|--------------|--|-----|
| | μm) com e sem pré tratamento de <i>shot peening</i> | 107 |
| FIGURA 4.11- | Curvas σ -N comparativas entre material base, material base revestido com cromo duro aditivado (10 μm) sobre níquel químico (13 μm) e material base revestido com somente cromo duro aditivado (100 μm)..... | 108 |
| FIGURA 4.12- | Curvas σ -N comparativas entre material base, material base revestido com cromo duro aditivado (145 μm) sobre níquel químico (15 μm) e material base revestido com somente cromo duro aditivado (100 μm)..... | 109 |
| FIGURA 4.13- | Curvas σ -N comparativas entre material base, material base submetido a <i>shot peening</i> e revestido com cromo duro aditivado (145 μm) sobre níquel químico (15 μm) e material base revestido com somente cromo duro aditivado (100 μm)..... | 110 |
| FIGURA 4.14- | Curvas σ - N comparativas entre os corpos de prova contendo a camada intermediária de níquel químico, corpos de prova do material base e corpos de prova do material base e revestidos com cromo duro aditivado (100 μm)..... | 111 |
| FIGURA 4.15- | Curvas σ - N comparativas entre os corpos de prova submetidos a pré tratamento de <i>shot peening</i> e curvas de referências..... | 112 |
| FIGURA 4.16- | Curvas σ -N comparativas entre todos os grupos de corpos de prova ensaiados em fadiga por flexão rotativa..... | 113 |
| FIGURA 4.17- | Comportamento dos grupos de corpos de prova em 10^4 , 10^5 e 10^7 ciclos..... | 115 |
| FIGURA 4.18- | Comportamento em fadiga em três níveis de tensão..... | 116 |

| | | |
|--------------|---|-----|
| FIGURA 4.19- | Trincamento circunferencial..... | 123 |
| FIGURA 4.20- | Delaminação na interface entre o revestimento de níquel químico e material base <i>shot peenado</i> | 126 |
| FIGURA 4.21- | Simulação da propagação de trinca no sistema de multicamadas utilizado neste estudo..... | 127 |
| FIGURA 4.22- | Cdp revestido com Cr aditivado (145 μm) sobre Ni (15 μm) e fraturado a 78% σ_e | 131 |
| FIGURA 4.23- | Cdp revestido com Cr adit. (145 μm) sobre Ni (15 μm) e fraturado a 78% σ_e | 131 |
| FIGURA 4.24- | Cdp revestido com Cr adit. (10 μm) sobre Ni (13 μm) e fraturado a 60% σ_e | 131 |
| FIGURA 4.25- | Cdp revestido com cromo duro aditivado (100 μm) e fraturado a 78% σ_e | 131 |
| FIGURA 4.26- | Cdp revestido com Cr adit. (10 μm) sobre Ni (13 μm) e fraturado a 60% σ_e | 131 |
| FIGURA 4.27- | Cdp do material base (sem revestimento) e fraturado a 78% σ_e | 131 |
| FIGURA 4.28- | Cdp submetido a <i>shot peening</i> e revestido com Cr adit. (145 μm) sobre Ni (15 μm) e fraturado a 51% σ_e | 132 |
| FIGURA 4.29- | Cdp revestido com Cr adit. (10 μm) sobre Ni (13 μm) e fraturado a 51% σ_e | 132 |
| FIGURA 4.30- | Cdp revestido com Cr adit. (10 μm) sobre Ni (13 μm) e fraturado a 47,5% σ_e | 132 |
| FIGURA 4.31- | Cdp revestido com cromo duro aditivado (100 μm) e fraturado a 47,5% σ_e | 132 |
| FIGURA 4.32- | Cdp submetido a <i>shot peening</i> e revestido com Cr adit. (145 μm) sobre Ni (15 μm) e fraturado a 51% σ_e | 132 |

| | | |
|--------------|--|-----|
| FIGURA 4.33- | Cdp revestido com cromo duro aditivado (100 μm) e fraturado a 26% σ_e | 132 |
| FIGURA 4.34- | Corpo de prova fraturado a 29% σ_e | 133 |
| FIGURA 4.35- | Detalhe da região A (136x)..... | 133 |
| FIGURA 4.36- | Corpo de prova fraturado a 51% σ_e | 134 |
| FIGURA 4.37- | Detalhe da região A (200x)..... | 134 |
| FIGURA 4.38- | Detalhe com maior ampliação da região A (500x)..... | 135 |
| FIGURA 4.39- | Detalhe com maior ampliação da região A (1750x)..... | 135 |
| FIGURA 4.40- | Corpo de prova fraturado a 55,5% σ_e | 135 |
| FIGURA 4.41- | Detalhe da região A (360x)..... | 135 |
| FIGURA 4.42- | Corpo de prova fraturado a 78% σ_e | 136 |
| FIGURA 4.43- | Detalhe da região A (200x)..... | 136 |
| FIGURA 4.44- | Detalhe da região B (500x)..... | 137 |
| FIGURA 4.45- | Detalhe da região C (100x)..... | 137 |
| FIGURA 4.46- | Corpo de prova fraturado a 78% σ_e | 137 |
| FIGURA 4.47- | Detalhe da região A (50x)..... | 137 |
| FIGURA 4.48- | Detalhe com maior ampliação da região A (360x)..... | 138 |
| FIGURA 4.49- | Corpo de prova fraturado a 78% σ_e | 139 |
| FIGURA 4.50- | Detalhe da região A (160x)..... | 139 |
| FIGURA 4.51- | Detalhe da região A (165x)..... | 139 |
| FIGURA 4.52- | Detalhe da região B (200x)..... | 140 |
| FIGURA 4.53- | Detalhe da região A (200x)..... | 140 |
| FIGURA 4.54- | Detalhe da região B (250x)..... | 140 |
| FIGURA 4.55- | Detalhe da região C (100x)..... | 140 |
| FIGURA 4.56- | Detalhe da região D (165x)..... | 141 |
| FIGURA 4.57- | Detalhe da região E (500x)..... | 141 |
| FIGURA 4.58- | Detalhe com maior ampliação da região E (1000x)..... | 142 |
| FIGURA 4.59- | Amostra metalográfica do aço ABNT 4340 temperado e revenido. Martensita revenida (39HRC) (200x)..... | 142 |

| | | |
|--------------|--|-----|
| FIGURA 4.60- | Amostra contendo 20 μm em espessura de cromo duro aditivado e 20 μm de níquel químico (200x)..... | 143 |
| FIGURA 4.61- | Amostra contendo 18 μm em espessura de cromo duro aditivado e 5 μm de níquel químico (200x)..... | 143 |
| FIGURA 4.62 | Cdp revestido com cromo duro convencional (160 μm). Fraturado a 78% $\sigma_{e.}^{61}$ (100x)..... | 143 |
| FIGURA 4.63 | Cdp revestido com cromo duro aditivado (100 μm). Fraturado a 78% σ_e (200x)..... | 143 |
| TABELA 4.1 | Características mecânicas do material..... | 93 |
| TABELA 4.2 | Ensaios de corrosão em névoa salina após 24h e 48h..... | 96 |
| TABELA 4.3 | Resultados dos ensaios de corrosão em névoa salina com camada intermediária de níquel, após 312 h..... | 98 |
| TABELA 4.4 | Resultados dos ensaios de desgaste abrasivo..... | 100 |
| TABELA 4.5 | Valores de microdurezas ao longo da espessura dos revestimentos e interfaces..... | 103 |
| TABELA 4.6 | Dados obtidos no ensaio de fadiga por flexão rotativa referentes ao material base - ABN1 4340 (39 HRC)..... | 104 |
| TABELA 4.7 | Dados obtidos no ensaio de fadiga por flexão rotativa referentes ao material base revestido com cromo duro aditivado (100 μm)..... | 105 |
| TABELA 4.8 | Dados obtidos no ensaio de fadiga por flexão rotativa referentes ao material base submetido a shot-peening e revestido com cromo duro aditivado (100 μm)..... | 107 |
| TABELA 4.9 | Dados obtidos no ensaio de fadiga por flexão rotativa referentes ao material base revestido com cromo duro aditivado (10 μm) sobre níquel químico (13 μm)..... | 108 |

LISTA DE TABELAS

| | | |
|------------|--|-----|
| TABELA 2.1 | Vida em fadiga de amostras de aço SAE 3130, ensaiadas em tensão alternada a 67 Kgf/mm ² | 47 |
| TABELA 3.1 | Composição química do aço ABNT 4340..... | 82 |
| TABELA 3.2 | Distribuição dos corpos de prova por ensaios mecânicos..... | 82 |
| TABELA 3.3 | Distribuição dos corpos de prova por ensaios tribológicos e de corrosão..... | 82 |
| TABELA 4.1 | Características mecânicas do material..... | 93 |
| TABELA 4.2 | Ensaio de corrosão em névoa salina após 24h e 48h.... | 96 |
| TABELA 4.3 | Resultados dos ensaios de corrosão em névoa salina com camada intermediária de níquel, após 312 h..... | 98 |
| TABELA 4.4 | Resultados dos ensaios de desgaste abrasivo..... | 100 |
| TABELA 4.5 | Valores de microdurezas ao longo da espessura dos revestimentos e interfaces..... | 103 |
| TABELA 4.6 | Dados obtidos no ensaio de fadiga por flexão rotativa referentes ao material base - ABNT 4340 (39 HRC)..... | 104 |
| TABELA 4.7 | Dados obtidos no ensaio de fadiga por flexão rotativa referentes ao material base revestido com cromo duro aditivado (100 µm)..... | 105 |
| TABELA 4.8 | Dados obtidos no ensaio de fadiga por flexão rotativa referentes ao material base submetido a shot-peening e revestido com cromo duro aditivado (100 µm)..... | 107 |
| TABELA 4.9 | Dados obtidos no ensaio de fadiga por flexão rotativa referentes ao material base revestido com cromo duro aditivado (10 µm) sobre níquel químico (13 µm)..... | 108 |



| | | |
|-------------|---|-----|
| TABELA 4.10 | Dados obtidos no ensaio de fadiga por flexão rotativa referentes ao material base revestido com 145 μm de cromo duro aditivado sobre 15 μm de níquel químico.. | 109 |
| TABELA 4.11 | Dados obtidos no ensaio de fadiga por flexão rotativa referentes ao material base submetido a <i>shot peening</i> e revestido com 145 μm de cromo duro aditivado sobre 15 μm de níquel químico..... | 110 |
| TABELA 4.12 | Resistências à fadiga por flexão rotativa..... | 114 |
| TABELA 4.13 | Comportamento em fadiga em três amplitudes de tensão..... | 116 |

σ_1 Tensão de flexão

σ_m Tensão média

σ_{max} Tensão máxima

σ_{min} Tensão mínima

σ_r Tensão limite de ruptura

a Tamanho da trinca

A Ampere

Å Angstroms

ABNT Associação Brasileira de Normas Técnicas

ABS Associação Brasileira de Soldagem

A_c Área da seção transversal do corpo de prova

Δl Alongamento percentual específico

AMR Departamento de Materiais (CTA)

API American Petroleum Institute

ASME American Society of Mechanical Engineers

cdp Corpo de prova

cdp's Corpos de prova

cm Centímetro

C Coulomb

LISTA DE SÍMBOLOS

| | |
|------------------------|--|
| β | Fator geométrico adimensional. |
| ΔK | Varição do fator intensidade de tensão. |
| $\Delta\sigma$ | Varição de tensão. |
| γ | Peso específico. |
| μm | Micrometro. |
| σ | Tensão aplicada. |
| σ_a | Tensão alternada. |
| σ_e | Tensão limite de escoamento. |
| σ_f | Tensão de flexão. |
| σ_m | Tensão média. |
| $\sigma_{\text{máx.}}$ | Tensão máxima. |
| $\sigma_{\text{mín.}}$ | Tensão mínima. |
| σ_r | Tensão limite de ruptura. |
| a | Tamanho da trinca. |
| A | Ampere. |
| Å | Ângstrons. |
| ABNT | Associação Brasileira de Normas Técnicas. |
| ABS | Associação Brasileira de Soldagem. |
| A_c | Área da seção transversal do corpo de prova. |
| Al | Alongamento percentual específico. |
| AMR | Departamento de Materiais (CTA). |
| API | American Petroleum Institute. |
| ASME | American Society of Mechanical Engineers. |
| cdp | Corpo de prova. |
| cdp's | Corpos de prova. |
| cm | Centímetro. |
| C | Coulomb |



| | |
|------------|---|
| CTA | Centro Técnico Aeroespacial. |
| dm | Decímetro. |
| DMT | Departamento de Materiais e Tecnologia (FEG/UNESP). |
| EA | Energia absorvida. |
| EDE | Divisão de Equipamentos (EMBRAER). |
| EMBRAER | Empresa Brasileira de Aeronáutica. |
| END | Ensaaios não destrutivos. |
| F | Constante de Faraday. |
| FEG | Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá. |
| $F_{máx.}$ | Carga máxima a ser ajustada. |
| g | Aceleração da gravidade. |
| g | Gramas. |
| h | Hora (s). |
| HRC | Dureza Rockwell C. |
| HV | Dureza Vickers. |
| i_c | Intensidade de corrente elétrica. |
| K_f | Fator entalhe em fadiga. |
| kgf | Kilograma força. |
| kN | Kilonewton. |
| L | Litro. |
| m | Massa. |
| m | Metro. |
| M_f | Momento de flexão. |
| mm | Milímetro. |
| MPa | Mega Pascal. |
| N | Número de ciclos. |
| N | Newton. |
| n_e | Número de eletrons. |
| °C | Graus Celsius. |



| | |
|-------|--|
| P_M | Peso molecular. |
| r | Raio de curvatura na ponta da trinca. |
| R | Razão de tensão. |
| R_a | Rugosidade média. |
| RI | Energia absorvida por unidade de área. |
| S | Área. |
| SAE | Society of Automotive Engineers. |
| t | Tempo. |
| UNESP | Universidade Estadual Paulista. |
| V | Volume. |
| W_f | Módulo de resistência à flexão. |
| z | Estricção. |
| ZAC | Zona Afetada pelo Calor. |

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

RESUMO

Este estudo objetivou analisar a viabilidade da aplicação de uma camada intermediária de níquel químico sob cromo duro aditivado, eletrodepositado no aço de alta resistência, ABNT 4340 (utilizado em trens de pouso de aeronaves), em substituição ao atual revestimento de cromo duro convencional. A análise foi realizada através de dados obtidos nos ensaios de fadiga por flexão rotativa e corrosão por névoa salina, das amostras revestidas com cromo duro aditivado (alta eficiência e livre de ions fluoreto), com e sem uma camada intermediária de níquel químico e com e sem pré tratamento de *shot peening*, e desgaste abrasivo (neste caso, sem a camada intermediária de níquel químico), comparativamente às amostras revestidas com somente cromo duro convencional. Os resultados demonstraram que a aplicação da camada de níquel químico foi benéfica em fadiga por flexão rotativa e excelente em corrosão por névoa salina, no comportamento do aço ABNT 4340. O pré tratamento de *shot peening* comprovou ser um processo importante ao melhoramento do comportamento em fadiga. Entretanto, sua interação com o revestimento de níquel químico não foi satisfatória, resultando em intensa delaminação. Ainda, comparativamente, o revestimento de cromo duro aditivado apresentou pior desempenho em fadiga e desgaste abrasivo e melhor em corrosão por névoa salina em relação ao revestimento de cromo duro convencional.

O tema proposto surgiu do interesse da Empresa Brasileira de Aeronáutica, Divisão de Equipamentos - EMBRAER/EDE - em pesquisar por novas alternativas ou melhorias ao atual revestimento de cromo duro convencional, provando ser possível e necessária a interação entre empresa e universidade, visando ao bem estar comum.

Palavras-chave: Fadiga, Corrosão, Desgaste abrasivo, Cromo duro, Níquel químico.

NASCIMENTO, M. P. *Fatigue behaviour determination of the ABNT 4340 steel hard chromium on electroless nickel plated*, Guaratinguetá, 1999, 158p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista.

ABSTRACT

The aim of this study was to analyse the effects of the electroless nickel interlayer applications between additivated hard chromium electroplated on ABNT 4340 high strength steel, which is widely used in aircraft landing gear components, as replacement to the current conventional hard chromium plating. The analysis was made by rotary bending fatigue testing and fog salt spray testing of the additivated (high efficiency and fluoride free) hard chromium electroplated specimens data, with and without an electroless nickel interlayer, and with and without the shot peening pre treatment; and also in abrasive wear test (without interlayer application), in relation to the conventional hard chromium plating specimens. The results showed that the electroless nickel interlayer application provided good improvement on rotary bending fatigue strength and was excellent in fog salt spraying on ABNT 4340 steel behaviour. The shot peening pre-treatment confirmed to be very important process to the improvement of the fatigue life, too. However, the interaction of the shot peening with electroless nickel underlayer was not good because it caused intense delamination. However, in comparison to the additivated hard chromium, the conventional one presented better performance in rotary bending fatigue and abrasive wear tests and poor performance in salt spray test.

The subject was proposed by EMBRAER/EDE with the objective to research new alternatives or to obtain better results to the current conventional hard chromium plating, in cooperation with the university.

Keywords: Fatigue, Corrosion, Abrasive wear, Hard chromium electroplating, Electroless nickel coating.



1 INTRODUÇÃO

Ao contrário do que ocorreu com a navegação marítima e o transporte terrestre que desenvolveram-se através dos séculos, o transporte aéreo atingiu notável progresso em cinquenta anos, modificando profundamente variados setores da vida humana.¹

Paralelamente ao desenvolvimento das aeronaves, também a segurança do vôo cresceu espetacularmente. Entretanto, falhas humanas têm sido responsáveis por grande parte dos acidentes ocorridos com aviões, enquanto diminui o número atribuído a falhas de materiais e equipamentos.¹ Estudos realizados por Lange G. A. (1993)² na Alemanha, constataram que apesar do aumento do número de aeronaves civis de seis mil para 16 mil unidades (envolvendo planadores, helicópteros, etc.), em vinte anos, o número de acidentes e incidentes permaneceram estáveis e as fatalidades só não diminuíram devido aos desastres ocorridos com aeronaves consideradas pequenas (< 2 ton.). O autor constatou também que, em dez mil casos de acidentes envolvendo aeronaves, mais de 55% resultaram de erros do piloto, 33% a operações na pista (dentre as quais a de taxiamento), 8% a deficiências técnicas e menos de 2% a fraturas de peças metálicas. O mesmo autor, analisando mais de 250 casos de falhas em aeronaves por fraturas metálicas (ocorridos em trinta anos), verificou que:

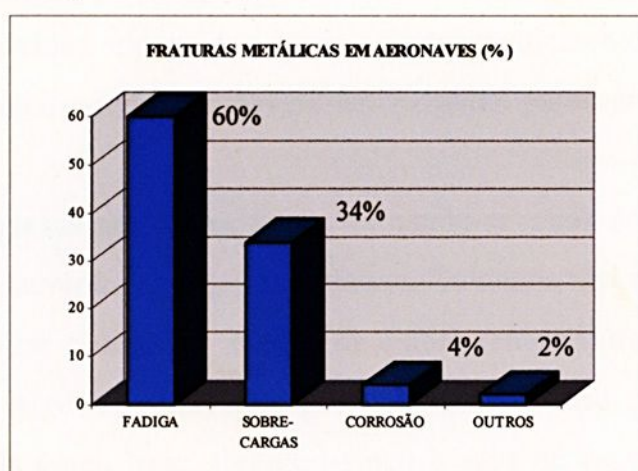


Fig. 1.1: Estimativa de falhas em aeronaves por fraturas metálicas.²

A maioria das fraturas por fadiga é causada por projetos inadequados (envolvendo, principalmente, concentradores de tensão local, devido a mudança abrupta de seção), ou por todo tipo de entalhe produzido durante o processo de fabricação, operação ou manutenção.³

1.1 Fadiga em aeronaves.

Fadiga em aeronaves tornou-se um sério problema de segurança nas décadas de 1950 e 1960 e, desde então, tem recebido grande atenção de projetistas e autoridades aeronáuticas, tornando-se tema de extensivas investigações. Com a contínua tendência no sentido de se desenvolver aeronaves de alto desempenho, fadiga tornou-se, atualmente, uma das mais importantes considerações de projeto e de operações em aeronaves civis e militares.

Em algumas aeronaves as cargas aplicadas durante a aterrissagem, taxiamento e decolagem são comparáveis em severidade às cargas de vôos (manobras, turbulências, rajadas de vento, etc.) e, portanto, são consideradas na estimativa de danos por fadiga. Informações sobre cargas de vôos, principalmente rajadas de vento, têm sido obtidas em quase todas as rotas de aeronaves civis no mundo.⁴

As várias causas de danos devem ser avaliadas para garantir segurança estrutural durante o serviço. Exigências de manutenção devem refletir na inspecionabilidade desses tipos de danos. Conseqüentemente, inspeções suplementares de danos por fadiga devem ser exigidas para aeronaves mais velhas.³

À medida que as aeronaves foram tornando-se mais complexas, os efeitos ambientais assumiram grande importância. Cuidados têm sido tomados no sentido de se evitar fadiga por efeitos de ruído, temperatura, vibração e corrosão. Corrosão, especialmente, tem provado ser um sério problema em alguns materiais, tais como ligas alumínio-zinco e aços de baixa liga e alta resistência. Seu controle é realizado através da adoção de métodos de

prevenção, inspeções periódicas de alta qualidade associadas ao uso do critério de tolerância ao dano e o conhecimento de seus efeitos sobre a vida em fadiga.⁴

Prevenção e controle da corrosão.

Enquanto a corrosão é reconhecida como sendo o principal fator na manutenção de aeronaves, cada empresa aérea a tem tratada diferentemente, conforme o ambiente de operação e necessidade. Sem o efetivo controle da corrosão, sua frequência e severidade estão aumentando com o envelhecimento das aeronaves e direcionando à degradação e perda total das mesmas. As empresas aeronáuticas têm reconhecido a necessidade de um programa de controle mínimo da corrosão em todas as aeronaves, para preveni-la de afetar a aeronavegabilidade. Há concordância geral na indústria aeronáutica de que a prevenção e procedimentos de controle da corrosão são necessários em todas as atuais, em produção e futuras gerações de aeronaves.⁴

Filosofias de projeto.

Com a crescente importância da fadiga em aeronaves, várias filosofias de projeto foram desenvolvidas com base nos padrões de manutenção e qualidade exigidos.⁴ Basicamente, os projetos aeronáuticos devem prever as dificuldades em se elevar um carregamento contra a gravidade, transportá-lo pelo ar e descarregá-lo de forma eficiente, com mínimo custo e máxima segurança, pois qualquer falha em uma destas etapas implicará em perdas catastróficas, incluindo vidas humanas. Suas aplicações exigirão um "plano de controle de fratura" para se obter um critério racional e de custo razoável ao projeto, à fabricação e à manutenção de estruturas confiáveis.⁵

Padrões de segurança.

A *Civil Airworthiness Authorities* (C. A. A.) adota, freqüentemente, a *taxa média de falhas* sobre a vida útil, N , como uma medida de segurança. Em

um levantamento estatístico de acidentes no Reino Unido e nos Estados Unidos da América, Freudenthal e Payne estabeleceram uma *taxa média de falha estrutural por fadiga* de 2×10^{-7} por hora para aeronaves civis e 5×10^{-7} por hora para as aeronaves militares do Reino Unido. Lundberg sugere 10^{-8} por hora como uma *taxa média de falha*, para falhas estruturais, e 10^{-9} como meta, em vista da rápida expansão do transporte aéreo civil. Entretanto, é sugerido que uma adequada medida de segurança leve em consideração a extensão da vida operacional e, portanto, a exposição ao risco de falha por hora, o qual é inicialmente zero e aumenta até um valor máximo no final da vida útil da aeronave.⁴

Filosofia de Vida Segura ("Safe-life").

Esta filosofia de projeto se aplica a estruturas não redundantes, nas quais o primeiro sinal de uma trinca significa falha iminente.⁴ Nesta filosofia, assume-se que a vida útil de uma estrutura consiste principalmente da etapa de iniciação da trinca, proveniente geralmente de fadiga ou corrosão sob tensão, desconsiderando a etapa de propagação.⁵ Isto faz com que uma ampla porcentagem da estrutura seja retirada de serviço antes que sua vida útil em fadiga tenha sido alcançada. Para se obter o padrão de segurança exigido, um fator de segurança é aplicado à vida média, que é estimada em função de histórias de cargas de serviço. O problema é estimar o valor deste fator de segurança, de forma que uma vida segura, N'_{SL} , para a aceitável probabilidade de falha, possa ser determinada, como:

$$\text{Vida Segura Estimada } N'_{SL} = \frac{\text{Vida média para a falha (Nm)}}{\text{Fator de Segurança}}$$

O termo *fator de espalhamento* pode ser usado como um equivalente ao fator de segurança, porém, envolvendo somente o espalhamento total do desempenho em fadiga. A Força Aérea dos Estados Unidos da América

(U.S.A.F.) utiliza um fator de espalhamento de quatro, para suas aeronaves de combate.⁴

Filosofia de Falha Segura ("Fail-Safe").

Esta filosofia considera que estruturas mantenham-se em serviço até que trincas sejam detectadas por um procedimento planejado de inspeção, antes que alcancem uma extensão perigosa. Este critério requer uma estrutura redundante que propicie um extenso período de propagação da trinca, sem que exista uma marcante redução na resistência residual estática. Para permitir que trincas sejam detectadas, uma vida média é estimada para as suas propagações (até tamanhos detectáveis). Esta vida é então dividida por um fator de segurança. Se, após inspeção, nenhuma trinca for detectada, a estrutura será mantida em serviço até a próxima inspeção. O tempo para a próxima inspeção deve ser determinado em função da vida para a propagação da trinca de comprimento detectável, até um comprimento correspondente a uma redução permissível na resistência à falha segura da estrutura.⁴ Essa vida pode ser obtida da curva de propagação de trinca da Mecânica da Fratura (se adequado) e, então, dividido pelo fator de segurança.³ É essencial que estruturas trincadas devam conter resistência suficiente para fornecer segurança adequada, até que as trincas sejam detectadas. Para aeronaves civis a exigência de resistência residual mínima na Austrália e Reino Unido é de 66,6% da tensão limite de resistência à tração. Para aeronaves militares, devido à ocorrência de altas e mais frequentes cargas, a exigência de resistência residual é de 80% da tensão limite de resistência à tração; e a estrutura deve ser capaz de sustentar esta carga após um período de propagação da trinca de três intervalos de inspeções após a sua detecção. O estabelecimento de um procedimento de inspeção totalmente confiável para todas as falhas que possam surgir na vida útil, é vital para a utilização do critério de falha-segura.⁴

Enquanto a filosofia de falha-segura especifica uma resistência residual mínima para a estrutura até que trincas possam ser detectadas, não



leva totalmente em consideração o crescente aumento do risco de falha por cargas estáticas, com o crescimento da trinca por fadiga.⁴

Filosofia de Tolerância ao Dano (“Damage Tolerance”).

Estruturas que são projetadas para serem substituídas em uma dada *vida segura*, mas com suficiente redundância para fornecer algum aviso para se evitar a falha, são conhecidas como *tolerantes ao dano*.⁴ Não há limite para a vida em serviço de estruturas de aeronaves no critério de *tolerância ao dano*, contanto que a necessária inspeção seja executada, juntamente com reparos oportunos e eficientes programas de prevenção à corrosão.³ Tolerância ao dano compreende três fases distintas, de igual importância, para se obter o nível de segurança desejado:

- *Limite de dano* → o máximo dano, incluindo múltiplas trincas secundárias, que a estrutura pode sustentar sob condições limites de carga;
- *Crescimento do dano* → o intervalo de progressão do dano, da detecção limite ao dano limite. Varia com a grandeza de cargas operacionais, seqüências de cargas e influência do ambiente;
- *Programa de inspeção* → uma seqüência de inspeções de uma frota de aeronaves, com métodos e intervalos selecionados, para obter oportuna detecção de dano.

Três principais fontes de danos às estruturas de aeronaves podem ser consideradas, independentemente:⁴

DANOS POR
FADIGA

DANOS
AMBIENTAIS

DANOS
ACIDENTAIS

Tanto danos acidentais como ambientais podem ser considerados como eventos aleatórios, os quais podem ocorrer a qualquer momento durante a vida operacional de uma aeronave. Danos por fadiga são caracterizados por

uma progressão cumulativa, relativa à utilização da aeronave, medida em vôos.³

O uso de ensaios não destrutivos (END), como ultra-som, partículas magnéticas, líquidos penetrantes, etc., pode aumentar consideravelmente o período de detecção de danos.³

A filosofia de tolerância ao dano operando sobre os princípios de vida segura, em conjunção com rígidas inspeções, é considerada a mais econômica solução aos problemas de segurança.⁴

Com a introdução dos critérios e procedimentos de vida segura e tolerância ao dano pelos projetistas e fabricantes de jatos comerciais, nas últimas quatro décadas, o número de horas despendidas na manutenção de uma aeronave ao longo de sua vida útil, diminuiu de aproximadamente 17,5 mil horas para mil horas.³

O objetivo do projeto estrutural de serviço é um mínimo de vinte anos de operações de linhas aéreas, com somente uma pequena porcentagem da população submetida a reparos devido à iniciação de trincas de fadiga detectáveis. Esse procedimento varia de menos de 5%, para estruturas consideradas fáceis de inspecionar, para extremamente baixa porcentagem para estruturas de difícil acesso. Portanto, em qualquer momento durante o tempo de vida operacional de uma aeronave, uma estrutura difícil de inspecionar deverá ter menor expectativa de trincamento por fadiga, isto é, maior confiabilidade, do que uma peça fácil de inspecionar. Este procedimento de projeto requer fadiga permissível, afim de determinar a qualidade estrutural necessária para se alcançar o objetivo de projeto econômico de serviço. Esta permissividade, normalmente é referida à curva $\sigma - N$, a qual define a vida de uma estrutura em qualquer nível de tensão. Projeto de fadiga permissível identifica, para qualquer nível de tensão operacional, uma vida mínima de fadiga que possa ser confortavelmente excedida. Estas permissividades são desenvolvidas empiricamente, através de resultados de testes de fadiga de amostras estruturalmente representativas, submetidas à realísticas cargas

operacionais. A fabricação e o ensaio das amostras são cuidadosamente monitorados e documentados, e os resultados dos testes são aceitos como dados válidos.³ Estes procedimentos de projeto, classificados de *vida-segura*, são, portanto, aplicados em materiais de alta resistência mecânica, os quais apresentam tamanho crítico de trinca muito pequeno e difícil de inspecionar.⁵

Atualmente, confiáveis inspeções das estruturas de aeronaves são a chave para garantir a continuidade da aeronavegabilidade. A experiência tem demonstrado que quando um dano é detectado em uma frota, posterior inspeção geralmente revela adicional dano no mesmo detalhe em outras aeronaves e/ou em detalhe similar em outras localizações.⁴

Com a contínua preocupação de aeronavegabilidade em relação ao envelhecimento, os transportes à jato têm recebido grande atenção nos últimos 15 anos. Programas suplementares de inspeções estruturais foram desenvolvidos nos últimos anos de 1970, para realizar a detecção de trincas por fadiga em aeronaves projetadas pelo princípio de *vida-segura*. Estas avaliações foram desenvolvidas de acordo com a atual regulamentação de tolerância ao dano, para refletir o estado-da-arte em resistência residual e a análise do crescimento de trincas, baseada nos princípios da Mecânica da Fratura.³

1.2 Histórias de casos de fraturas metálicas em aeronaves.

Ao longo dos anos, muitos são os relatos de acidentes com aeronaves provocados por fraturas metálicas devido à fadiga, à corrosão ou ambas.

- Witherell C. E.⁶, analisou o colapso do trem de pouso direito de uma aeronave de transporte de 18 ton, ocorrido durante a sua aterrissagem. A fratura ocorreu no ponto de articulação inferior do sistema de extensão e retração do conjunto do trem de pouso. Este ponto de articulação era constituído por um suporte (garfo) em liga alumínio-zinco, 7014, de alta resistência mecânica (porém, susceptível à corrosão-tensão) e um pino em

aço de 25,4 mm de diâmetro. Apesar da aplicação de revestimento protetor, este deteriorou-se devido a: manobras bruscas, montagem do conjunto pino-garfo, diferenças entre ambas as expansões/contrações térmicas dos diferentes materiais, em função das grandes mudanças de temperatura, etc. Em função disso, ocorreu contato entre metais diferentes, o que induziu à corrosão galvânica, originando pites de corrosão que transformaram-se em trincas, que propagaram-se, causando a fratura deste componente.

- Goldsmith & Clark ⁷, analisaram a fratura do mastro principal da asa, em liga de alumínio AU4SG, de uma aeronave modelo Mirage III da *Royal Australian Air Force (RAAF)*. A falha ocorreu devido à corrosão-tensão na interface entre o pino de aço e a parede do furo da estrutura de alumínio. O desgaste da proteção superficial do pino provocou o contato entre ambos os metais e conseqüente corrosão galvânica, a qual foi acelerada com a influência de umidade e presença de hidrogênio. Este problema foi, posteriormente, detectado em todas as estruturas da frota.
- Edwards J. O. *et al* ⁸, analisaram as causas da origem de várias trincas encontradas no trem de pouso (em liga de alumínio forjado, 2014), detectadas após ensaios não destrutivos por líquido penetrante e ultra-som. As áreas danificadas foram localizadas na vizinhança do ponto de articulação superior do trem de pouso. Exames metalográficos e testes de corrosão acelerada demonstraram que as trincas tinham sido originadas por corrosão-tensão.
- Lamb & Clark ⁹, constataram falha nas ranhuras do eixo do conjunto da caixa de transmissão, o que causou interrupção da turbina em um Mirage III da RAAF, durante aterrissagem. Análises microscópicas constataram desgaste por *fretting* nas ranhuras, tanto do eixo como das engrenagens cônicas. O desgaste foi causado por usinagem incorreta do eixo ranhurado,

o que fez com que a porca de fixação não se localizasse corretamente contra a engrenagem. As ranhuras tinham sido revestidas com ligas de prata para fornecer resistência ao desgaste por *fretting*.

- Kashar L. ¹⁰, investigou um acidente envolvendo um helicóptero do Corpo da Marinha dos E.U.A. que caiu uma hora após a decolagem, matando todos a bordo. A causa do desastre foi atribuída à fratura da pá do rotor principal do helicóptero, em alumínio extrudado 6061-T651. Esta pá do rotor continha um sistema monitorado de integridade (BIM) que acusava queda de pressão em seu interior quando da existência de vazamento, impedindo a decolagem da aeronave. Análise visual da superfície de fratura indicou crescimento da trinca por fadiga e fratura dúctil por sobrecarga. Análises microscópicas revelaram vários pites de corrosão na região de fratura por fadiga, os quais agiram como origem da fratura. Concluiu-se que as trincas cresceram até um tamanho crítico sem detecção e que originaram-se de pites de corrosão, resultantes do uso de um aquecimento impróprio em um processo de cura de reparos em fibras de vidro. A falha foi, portanto, causada por uma trinca de fadiga que cresceu até um tamanho crítico sem detecção.
- Panontin T. L. ¹¹, investigou um acidente envolvendo a fratura do flange da roda do trem de pouso principal de uma aeronave, modelo C-130, que se separou quando taxiava. A roda foi construída em liga de alumínio forjado 2014-T61 e já estava em serviço há vinte anos. Análises fractográficas indicaram que o crescimento inicial da trinca foi causado por fadiga de alto ciclo. A trinca propagou-se cerca de 8" (203,2 mm) antes da fratura catastrófica final. Esta roda tinha sido inspecionada 3 anos antes por ensaios não destrutivos, não sendo encontrada nenhuma indicação de trinca. Análise visual revelou duas regiões distintas na superfície de fratura, sendo uma plana, lisa e contendo marcas de praia (característico de crescimento de

trinca por fadiga); e outra região rugosa, escura e possuindo amplas bandas de cisalhamento, indicando fratura final instável. Microscopia eletrônica de varredura indicou fratura transgranular, contendo estrias finas, com uma quantidade limitada de deformação plástica, sugerindo que o mecanismo de crescimento da trinca foi fadiga de alto ciclo. Análises realizadas através da Mecânica da Fratura indicaram que no momento da última inspeção, realizada há três anos antes do ocorrido, existia uma trinca de 13 mm a 25 mm, que não foi detectada pela inspeção por líquido penetrante.

- Lamb & Clark ¹², analisando um acidente com o rotor Yoke principal de um helicóptero militar da RAAF, ocorrido durante exercício de pairamento, constataram que a falha originou-se de trinca por fadiga que se propagou por corrosão em um furo para parafuso do mancal do eixo de transmissão. A corrosão ocorreu devido a falha do sistema de proteção superficial. Os autores observaram que o trincamento progrediu através de uma considerável proporção da seção do rotor, antes da falha final por sobrecarga, sugerindo que a propagação da trinca ocorreu sob relativamente baixas tensões. A presença de estrias, observadas por microscopia eletrônica de varredura, confirmou fadiga como o modo de propagação da trinca. Análises da origem da trinca revelaram que o processo iniciou-se em pites de corrosão. A falha do sistema de proteção superficial foi causada por *fretting* e umidade, expondo o aço ao ambiente, resultando em pite de corrosão e iniciação da trinca por fadiga.

A segurança do vôo tem sido uma das principais preocupações das autoridades aeronáuticas em todo o mundo, sendo, desta forma, regulamentada por princípios técnicos e controlada por órgãos oficiais como a Organização de Aviação Civil Internacional (O.A.C.I.).¹

Nos projetos para fabricação dos modernos aviões de transporte comercial, os aspectos relacionados com a segurança merecem atenção

especial, a ponto de a aprovação de um modelo novo exigir cerca de cinco anos de estudos, pesquisas e testes.¹

Inspeção e manutenção estruturais são fundamentos da contínua aeronavegabilidade de transportes à jato. O advento da Mecânica da Fratura tem acelerado o conhecimento para a detecção da taxa de crescimento da trinca e máximo dano tolerável, em condições limites de carga; e a comunidade científica tem expandido o conhecimento e modelagem destas características estruturais.³

1.3 Trem de Pouso.

Os projetos de trens de pouso têm seguido o desenvolvimento das aeronaves e suas exigências operacionais.¹⁴ No início do século, as aeronaves pesavam cerca de 225 kg; atualmente, com o crescente desenvolvimento as aeronaves atingiram em torno de 340 mil quilos. Desta forma, nas aeronaves atuais, o trem de pouso é responsável por até 85 defeitos para cada mil horas de vôo, o que o torna o equipamento mais crítico do avião, neste aspecto. Assim, ocorrerá um defeito no trem de pouso, em média, a cada 12 horas de vôo, o que conseqüentemente resultará em sua remoção da aeronave. Estes problemas fazem com que a aeronave se torne inoperante, com altos custos de manutenção distribuídos em mãos-de-obra especializadas e materiais de reposição.¹³

Os principais desenvolvimentos ocorridos nos trens de pouso foram: os vários tipos de amortecedores, trens de pouso retráteis e com múltiplas rodas, aços de ultra-alta resistência, sistemas de frenagem, alta pressão nos pneus, pneus radiais e anti-derrapantes, etc.¹⁴ A Figura 1.2 apresenta um trem de pouso fabricado pela Empresa Brasileira de Aeronáutica – Divisão de Equipamentos - EMBRAER/EDE - e a Fig.1.3 descreve alguns de seus principais componentes.

Fig. 1.3 Componentes de um trem de pouso.





Fig. 1.2: Trem de pouso.

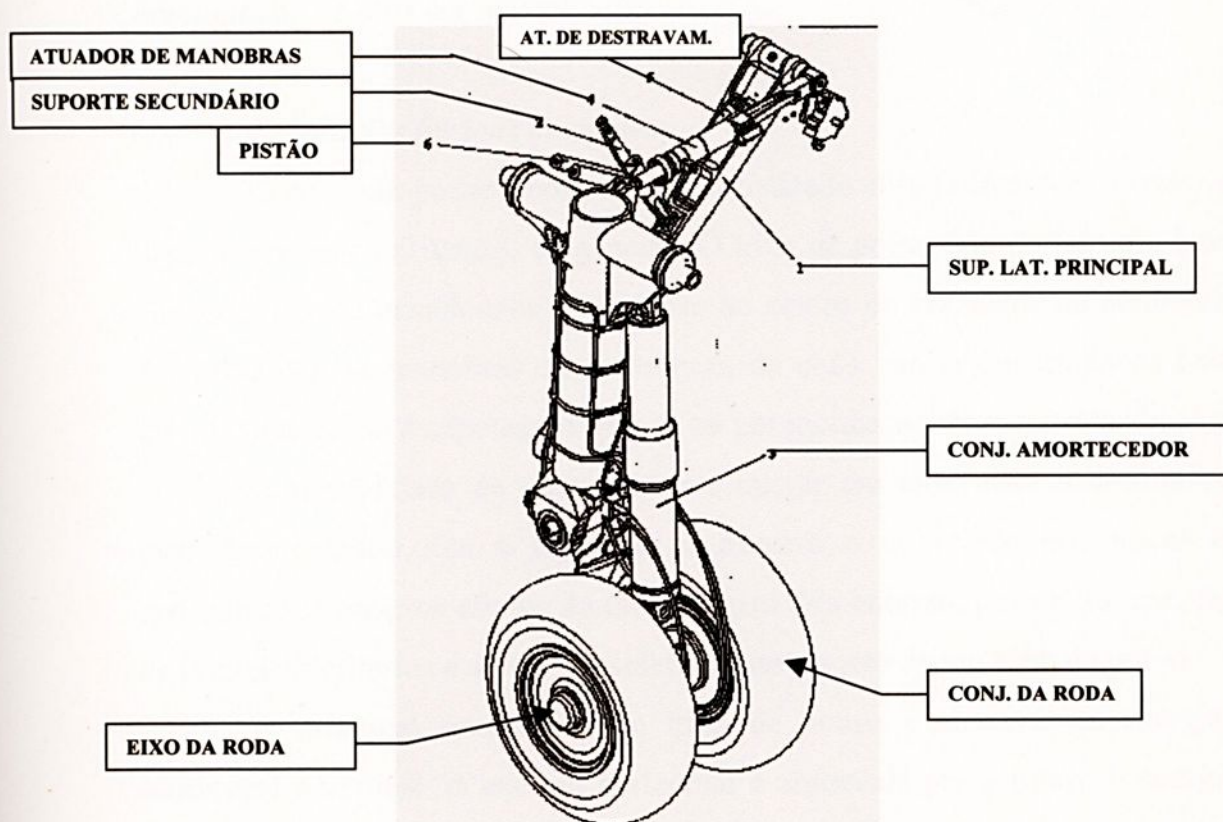


Fig. 1.3: Componentes de um trem de pouso.

O trem de pouso é submetido a elevadas tensões na decolagem, quando o avião está totalmente carregado com combustível. Entretanto, as maiores tensões ocorrem quando o trem de pouso toca o solo. Embora a velocidade de descida não seja suficiente para se considerar um carregamento de impacto, as tensões já são muito elevadas. Durante o vôo, o trem de pouso é mantido no interior das asas de forma a não prejudicar o desempenho aerodinâmico do avião. Portanto, o trem de pouso deve ter um tamanho reduzido, para não ocupar muito espaço dentro das asas, o que leva a consideração de volume mínimo. Seus componentes devem ser fabricados com materiais que apresentem os mais elevados níveis de resistências estática e à fadiga de baixo ciclo e tenacidade à fratura.⁵

Atualmente, o momento da aterrissagem e taxiamento são mais seguros, devido aos melhoramentos na arte aerodinâmica, ao controle exercido pelas autoridades de tráfico aéreo e às exigências para a aeronavegabilidade. No entanto, peso e volume ainda constituem obstáculos à economia e ao desempenho de uma aeronave.¹⁴

Exigências básicas de projeto.

O trem de pouso constitui um sofisticado dispositivo com várias, e algumas vezes conflitantes, exigências. O trem de pouso tem de ter uma base adequada e bem posicionada em relação ao centro de gravidade da aeronave, de forma que as manobras características de chão não sejam limitadas pela mesma, induzindo à capotagem lateral, ou por inclinação de sua cauda.¹⁴

A necessidade de uma aeronave operar em uma pista resistente ou piso despreparado dita o tamanho, o número e a pressão dos pneus e, conseqüentemente, os efeitos da aterrissagem. No entanto, peso e volume são os primeiros critérios a serem considerados no projeto de um trem de pouso.

A principal função de um trem de pouso é absorver as energias horizontal e vertical. A energia horizontal é absorvida pelos freios; a energia vertical é absorvida pelos amortecedores.¹⁴

Exigências de energia.

A energia exigida na aterrissagem resulta da massa de aterrissagem da aeronave e sua velocidade vertical. A exigência para a velocidade de descida vertical varia de 3,05 m/s para aeronaves civis; 3,66 m/s para aviões militares e 4,00 m/s para aviões de treinamentos.

Após tocar o solo, o amortecedor continua a fechar até toda a energia vertical ser absorvida, o que acontece em um tempo curto de cerca de 0,30 segundos. Em geral, os esforços extras causados por operações de reboque e arraste vertical, cargas laterais geradas por diferentes aterrissagens, condições das pistas, manobras bruscas durante taxiamento, etc., devem ser previstos a não ultrapassarem o limite elástico do material utilizado e não mais do que dois terços de sua tensão limite de resistência à tração.¹⁴

Fadiga.

Com o crescente aumento da vida operacional das aeronaves, o critério de fadiga assumiu grande importância. Casos de fadiga relacionados à aterrissagem são menores do que durante o taxiamento, visto que o número de ciclos é muito menor. Uma aeronave regional pode taxiar até cerca de quinhentos mil quilômetros durante sua vida útil, porém, a aterrissagem ocorre somente uma vez por voo.¹⁴

Ambiente.

Trens de pouso são submetidos a ampla variação de temperatura, ambientes úmidos e secos e variações climáticas de áridas para marítimas. Misturas que contém íons cloretos são normalmente encontradas em vôos sobre oceanos e regiões costeiras (litorâneas) e flutuações de temperaturas são frequentes.⁶

Amortecedores.

Há dois tipos principais de amortecedores para trens de pouso: telescópico ou cantilever e o de alavanca.

O trem de pouso do nariz da aeronave tem uma maior variedade de condições para satisfazer do que o trem de pouso central, devido aos efeitos do centro de gravidade e das reações de frenagem. Normalmente, o sistema de amortecimento emprega óleo e gás nitrogênio como fluidos, podendo, estes fluidos, estarem separados ou não. O sistema pode, também, ser de simples ou duplo estágio.¹⁴

Retração.

O sistema de retração é uma área que tem exigida a habilidade de projetistas ao longo dos anos. Afim de retrair no menor espaço possível, complexos movimentos são freqüentemente necessários (algumas vezes incluindo rotações de eixos), com o objetivo de se colocar o trem de pouso no espaço destinado. Normalmente, apenas 6% da área total da fuselagem são necessários para acomodar um trem de pouso.¹⁴

Materiais.

Para os projetistas de aeronaves, peso sempre será um problema de considerável preocupação. Em suma, os pesos dos vários modelos de trens de pouso, correspondentes às várias aeronaves, em relação às cargas decorrentes da aterrissagem, variam de 0,4% a 1,2%.

O processo de desenvolvimento de qualquer material de uso aeronáutico é longo. Nos E.U.A., objetiva-se o desenvolvimento do aço 300M com 1.900 a 2.160 MPa de tensão máxima de resistência à tração. Melhoramentos das ligas de alumínio com a adição de lítio, tornaram-se possíveis em placas, tiras e forjados de alta resistência. Materiais oriundos da metalurgia do pó, têm alta pureza o que pode resultar em alta resistência mecânica e boas características em fadiga.¹⁴



A necessidade das aeronaves civis e militares operarem em pistas grosseiras, tem sido há muito tempo reconhecida. Estudos são realizados com o objetivo de se desenvolver dispositivos passivos e semi-ativos de amortecedores, para melhorar seu desempenho em pisos irregulares. O dispositivo passivo fornecerá menores cargas de fadiga por taxiamento, portanto, modificando o espectrum de fadiga e resultando em importantes melhoramentos à vida do trem de pouso e estruturas. Isto é um desenvolvimento importante, visto que vidas em fadiga de cerca de sessenta mil aterrissagens são agora lugar comum, com alguns fabricantes objetivando de noventa mil a cem mil aterrissagens em vida segura. Os aviões estão permanecendo em serviço por um período muito maior, e os construtores de aviões estão procurando durabilidade e resistência à fadiga.¹⁴

1.4 Considerações sobre materiais utilizados em aeronaves.

Antes da I Guerra Mundial, a estrutura de um avião era constituída basicamente por madeira e tecido. Em 1914 surgiu o primeiro avião fabricado com ligas metálicas leves, denominado Dornier RS1 de origem alemã. Porém, o uso de madeira e tecido persistiu até meados de 1940. Entretanto, devido à anisotropia, absorção de umidade, instabilidade dimensional e vulnerabilidade, o domínio de metais, principalmente ligas de alumínio, se estabeleceu na construção dos aviões.⁵

Atualmente, os materiais constituintes de um avião são, basicamente: ligas de alumínio para asas e fuselagem, aços especiais para trens de pouso, ligas de titânio para regiões sujeitas a altas temperaturas e materiais conjugados para sistemas de controle. As Figuras 1.4a, 1.4b e 1.4c apresentam, respectivamente, as proporções dos materiais utilizados nos modernos aviões Boeing 767, suas distribuições em peso e os processos de fabricação empregados.⁵

Figura 1.4c - Origem dos materiais empregados em aeronaves.



Figura 1.4a - Materiais empregados em aeronaves.⁵

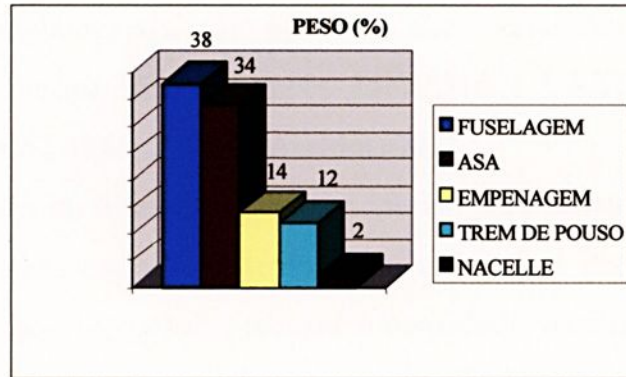


Figura 1.4b - Distribuição em peso dos principais componentes de aeronaves.⁵

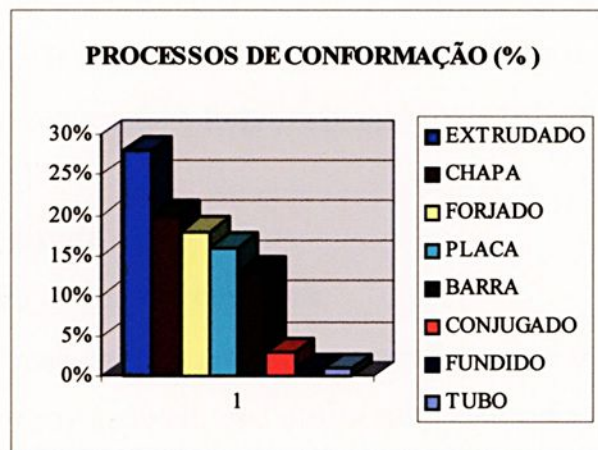


Figura 1.4c - Origem dos materiais empregados em aeronaves.⁵

O índice de 78% de ligas de alumínio na constituição da estrutura de um avião deve-se a sua baixa densidade e propriedades mecânicas intermediárias, as quais elevam-se quando ligados a outros elementos. O alumínio e suas ligas sempre foi considerado um material aeronáutico por excelência. Basicamente existem dois grupos de ligas de alumínio utilizados em aviões: o grupo da série 2XXX, denominado "duroalumínio"; e o grupo pertencente à série 7XXX com maiores resistências mecânicas e tenacidade à fratura.

Já os aços especiais encontram aplicações, basicamente, em trens de pouso, onde elevadas propriedades mecânicas, boas características em fadiga e capacidade para trabalhar nos variados tipos e níveis de solicitações são características fundamentais. Os aços de alta resistência mecânica mais empregados na Europa são: o francês 35NCD16 e UKS155. Na América utiliza-se o aço AISI 4340, 300M e AerMet100.¹⁶

O emprego do titânio e suas ligas vieram para substituir componentes de aço em estruturas expostas à temperaturas elevadas. Por também possuir uma excelente relação resistência mecânica/densidade, o emprego de materiais conjugados em aeronaves tem aumentado, constituindo-se numa preocupação à indústria do alumínio.⁵

Em comum, todos os materiais empregados em aeronaves devem possuir: alta resistência mecânica; elevada tenacidade; boa forjabilidade e usinabilidade; facilidade para tratamento térmico; boa resistência à fadiga, corrosão, corrosão sob tensão e fragilização, além de baixos custo e peso.¹⁶

1.5 Objetivos do estudo

Este estudo teve como objetivos:

- Primeiro, o de realizar uma análise comparativa entre o atual revestimento de cromo duro convencional, que utiliza um catalizador simples (a base de sulfato) e um novo revestimento de cromo duro, denominado *aditivado*, que utiliza catalizador duplo (um a base de sulfato e outro isento de fluoreto),

ambos eletrodepositados no aço de alta resistência e baixa liga - ABNT 4340 - nos comportamentos em fadiga por flexão rotativa, corrosão por névoa salina e desgaste abrasivo, visando qualificação para aplicação em vários componentes do trem de pouso.

- O segundo objetivo, e motivo principal da dissertação, foi o de analisar os efeitos da aplicação de uma camada intermediária de níquel químico (processo de deposição espontâneo - sem a utilização de corrente elétrica), entre o eletrodepósito de cromo duro aditivado e o substrato, também em aço ABNT 4340, nos comportamentos em fadiga por flexão rotativa e corrosão por névoa salina. Pretendeu-se, com isso, utilizar uma proteção superficial, mantendo as excelentes propriedades contidas nos revestimentos de cromo duro, melhorar seu desempenho em ambientes agressivos, através da aplicação da camada intermediária de níquel químico e verificar o efeito desta camada intermediária no processo de retenção da propagação de trincas e, conseqüentemente, na melhoria do desempenho em fadiga.
- O terceiro objetivo foi o de analisar os efeitos do tratamento superficial de *shot peening*, aplicado diretamente no material base e antes dos revestimentos, visando obter dados de sua interação com a camada intermediária de níquel químico, na retenção da propagação de trincas originárias do revestimento de cromo duro e conseqüente melhoria da vida em fadiga do material base revestido.
- O quarto objetivo foi o de analisar os efeitos da variação na espessura do revestimento de cromo duro aditivado, de 145 μm para 10 μm sobre uma camada de níquel químico de 15 μm e 13 μm , respectivamente, no comportamento em fadiga por flexão rotativa, visando possíveis reduções nas camadas de cromo duro de vários componentes (reduzindo sua aplicação global), bem como possíveis recuperações de peças desgastadas ou usinadas indevidamente.



Apesar do revestimento de cromo duro ser utilizado em vários componentes do trem de pouso, este estudo foi direcionado especificamente ao revestimento sobre o eixo da roda (na região de assento dos rolamentos), por ser este componente o mais severamente solicitado e mais propício à ação corrosiva do ambiente, além de estar sujeito ao *fretting* e esforços de taxiamiento. Portanto, o comportamento em fadiga por flexão rotativa foi o parâmetro principal de análise do trabalho.

Foram utilizadas as microscopias eletrônica de varredura e óptica para análise das superfícies de fratura, metalografias, microestruturas típicas; espessuras, homogeneidade, integridade e aderência das camadas dos revestimentos, entre si e com o material base; análise qualitativa das densidades de microtrincas e regiões de iniciação e propagação das trincas.

Apesar das crescentes descobertas no entendimento das falhas por fadiga e melhorias nos métodos de projeto, a fadiga ainda é o fenômeno mais estudado no comportamento mecânico dos metais.¹⁹ Considera-se que todo componente móvel e parte das estruturas estáticas estão sujeitos a ciclos de tensões. Portanto, a maioria absoluta das falhas que ocorrem em serviço é devida à fadiga.²⁰

O processo de fadiga é dividido, basicamente, em três estágios.²¹

- * ESTÁGIO I → Corresponde à nucleação da trinca por deformação plástica localizada e o seu crescimento inicial ao longo de planos de escorregamento, sob a influência de tensões de cisalhamento.

- * ESTÁGIO II → Corresponde ao crescimento da trinca num plano perpendicular à direção da tensão principal de tração.

- * ESTÁGIO III → Corresponde à fratura brusca final, quando a trinca atinge o tamanho crítico para propagação instável.

2 REVISÃO DA LITERATURA.

2.1 Considerações sobre fadiga.

Fadiga é a mudança estrutural progressiva, localizada e permanente que ocorre em materiais submetidos a flutuações de tensões e deformações que podem resultar em trincas ou fratura após um suficiente número destas flutuações.¹⁷ É definida, também, como uma falha progressiva de um corpo mecânico que se encontra sujeito a cargas cíclicas de amplitude constante e ou variável.^{18, 19}

Em relação a materiais metálicos, fadiga representa o enfraquecimento progressivo e localizado resultante da aplicação de cargas dinâmicas, podendo resultar na ruptura do material após um número suficiente de ciclos do carregamento.²⁰ Estima-se que fadiga seja responsável por 90% das falhas mecânicas de serviço. Ocorre geralmente num ponto de concentração de tensão (canto vivo ou entalhe) ou inclusão.

Apesar das crescentes descobertas no entendimento das falhas por fadiga e melhorias nos métodos de projeto, a fadiga ainda é o fenômeno mais estudado no comportamento mecânico dos metais.¹⁹ Considera-se que todo componente móvel e parte das estruturas estáticas estão sujeitos a ciclos de tensões. Portanto, a maioria absoluta das falhas que ocorrem em serviço é devida à fadiga.²¹

O processo de fadiga é dividido, basicamente, em três estágios:²¹

- ESTÁGIO I → Correspondente a nucleação da trinca por deformação plástica localizada e o seu crescimento inicial ao longo de 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.
- ESTÁGIO III → Correspondente à fratura brusca final, quando a trinca atinge o tamanho crítico para propagação instável.

Em monocristais, a fase inicial da vida em fadiga pode levar um tempo considerável. Em metais policristalinos, assume-se que a fase de iniciação da trinca não existe, porque a superfície de um componente de engenharia envolve aproximadamente 10^6 grãos/cm² e uma variedade de concentradores de tensões superficiais como: contornos de grãos, pontos triplos, marcas de usinagem, inclusões e entalhes que, separadamente ou associados entre si, podem iniciar imediatamente uma trinca. Estas trincas propagar-se-ão até serem interrompidas por uma barreira microestrutural ou uma redução do campo de tensão-deformação, ou ambas.²²

Para que haja propagação de uma trinca é necessário que a tensão na ponta da mesma seja maior do que a força de coesão do material. A Figura 2.1 apresenta a variação do nível de tensão ao longo do comprimento de uma trinca.

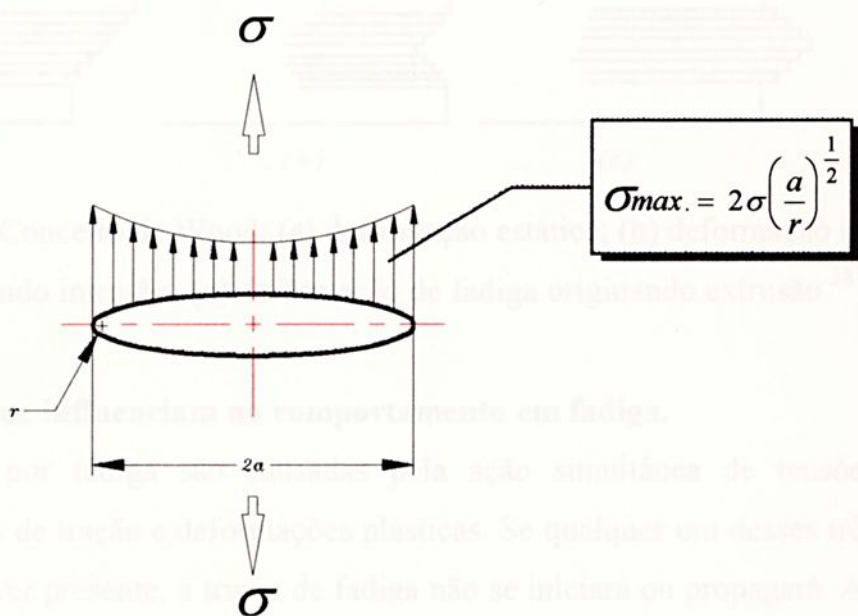


FIGURA 2.1 - Representação da tensão em uma trinca.¹⁸

A tensão máxima $\sigma_{m\acute{a}x}$ pode ser atingida localmente na ponta da trinca, enquanto a tensão média σ_m permanece baixa.¹⁸

2.1.1 Características estruturais da fadiga.

Em um processo de falha por fadiga em metais, inicialmente, formam-se microtrincas que coalescem, crescem até tornarem-se macrotrincas e propagarem-se até a fratura do componente.²⁰ O início de trincas por fadiga está relacionado à formação de *intrusões* e *extrusões* em uma superfície. Cottrell e Hull propuseram um mecanismo para a formação destas extrusões e intrusões, originadas pela interação entre deslocamentos de bandas de deslizamento.¹⁸

W. A. Wood sugeriu outro mecanismo para a formação de extrusões e intrusões, resultantes de um acúmulo sistemático de pequenos movimentos de deslizamento da ordem de 10^{-7} cm. A Figura 2.2 ilustra o conceito de Wood.¹⁸

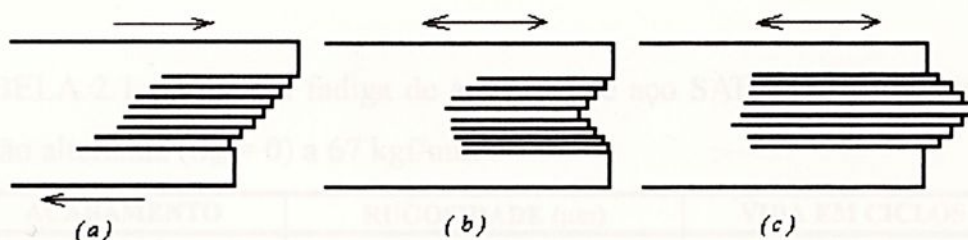


FIGURA 2.2 - Conceito de Wood: (a) deformação estática; (b) deformação de fadiga originando intrusão; (c) deformação de fadiga originando extrusão.¹⁸

2.1.2 Fatores que influenciam no comportamento em fadiga.

Falhas por fadiga são causadas pela ação simultânea de tensões cíclicas, tensões de tração e deformações plásticas. Se qualquer um desses três fatores não estiver presente, a trinca de fadiga não se iniciará ou propagará. As tensões cíclicas e as deformações plásticas iniciam a trinca; as tensões de tração propagam-na.¹⁷ São vários os fatores que causam falha por fadiga, tais como: acabamento superficial, concentradores de tensão, temperatura, tensões residuais trativas, estrutura metalúrgica, processos de fabricação, tratamentos superficiais e ação do meio ambiente.²³

Acabamento superficial.

O processo de fratura por fadiga, geralmente, origina-se na superfície de um componente em função desta região possuir as máximas tensões.¹⁸ Exceto em casos especiais onde defeitos internos ou endurecimento superficial estão envolvidos. O método de preparação superficial, além de afetar a rugosidade nesta região, introduz tensões residuais compressivas na superfície, melhorando a resistência à fadiga. Fatores que afetam a superfície, com reflexos na resistência à fadiga, podem ser divididos em três categorias: rugosidade superficial ou concentradores de tensão na superfície; alterações nas propriedades superficiais do metal e alterações nas tensões residuais superficiais.¹⁷ A Tabela 2.1 apresenta a relação entre processo de fabricação e rugosidade com o limite de resistência à fadiga.¹⁸

TABELA 2.1 - Vida em fadiga de amostras de aço SAE 3130, ensaiadas em tensão alternada ($\sigma_m = 0$) a 67 kgf/mm^2 .¹⁸

| ACABAMENTO | RUGOSIDADE (μm) | VIDA EM CICLOS |
|---------------------|------------------------------|----------------|
| Torneado | 2,67 | 24.000 |
| Polimento parcial | 0,15 | 91.000 |
| Polido manualmente | 0,13 | 137.000 |
| Retificado | 0,18 | 217.000 |
| Retificado e Polido | 0,05 | 234.000 |
| Super acabado | 0,18 | 212.000 |

Tensões residuais.

Em meados da década de 1970, Reed e Viens descobriram uma relação entre as tensões residuais da superfície do titânio e seu limite de fadiga. Foi constatado que tensões residuais de tração reduzem a resistência à fadiga e tensões residuais de compressão aumentam-na.²⁴ Atualmente, já é bem conhecido que as tensões residuais têm um papel importante na iniciação e crescimento de trincas por fadiga. As tensões residuais podem afetar em muito a vida ou a geometria de uma trinca de fadiga.²⁵, e o estado de tensão local, próximo à superfície é um fator importante para nuclear pequenas trincas de fadiga.²⁶ A vida em fadiga pode ser alterada por um fator de dez em

função das tensões residuais compressivas contidas no revestimento.²⁷ A Figura 2.3 ilustra a relação entre tensões residuais e o comportamento em fadiga para o aço ABNT 4340 com dureza de 50 HRC.²⁸

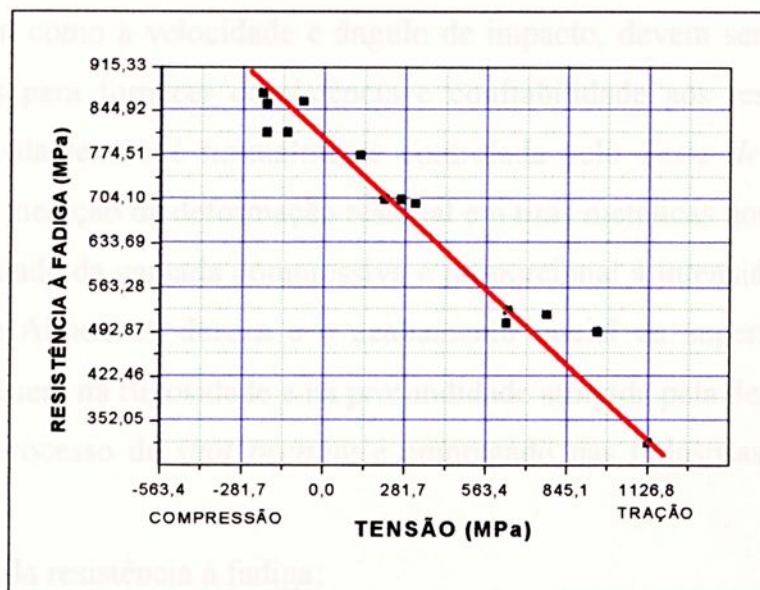


FIGURA 2.3 - Efeito das tensões residuais na resistência à fadiga do aço ABNT 4340.²⁸

Shot peening

Shot peening é um processo de trabalho à frio em que a superfície de uma peça é bombardeada por pequenas esferas chamadas *shot*. O impacto dessas esferas na superfície da peça produz pequenas indentações ou *dimples*, por escoamento das fibras superficiais em tração. Essas fibras superficiais tentam restaurar a superfície a sua forma original, produzindo abaixo dos *dimples*, uma região encruada, altamente tensionada em compressão.^{28, 29}

A máxima tensão residual compressiva produzida na ou sob a superfície de uma peça, por *shot peening*, pode ser tão alta quanto 50% de sua tensão de escoamento. Este processo também produz, em muitos materiais, aumento na dureza superficial, devido ao efeito de encruamento.^{28, 29}

Em relação à fadiga, é possível melhorar a resistência de um componente pela aplicação do tratamento de *shot peening*, cuja tensão residual compressiva retarda ou elimina a iniciação e propagação de trincas.¹⁶

O estrito controle durante o processo de *shot peening* é essencial para garantir a repetibilidade e a uniformidade, peça a peça e lote a lote, se de acordo com as especificações aplicadas. O material do *shot*, tamanho, forma e dureza, bem como a velocidade e ângulo de impacto, devem ser rigidamente controlados para fornecer consistência e confiabilidade aos resultados.²⁸ A intensidade da tensão é normalmente controlada pelo *Teste de Almen*, que consiste na medição da deformação residual em tiras metálicas normalizadas.¹⁶ A profundidade da camada compressiva é proporcional à intensidade definida no teste de Almen. A dureza e o acabamento inicial da superfície tratada, também influem na rugosidade e na profundidade atingida pela deformação.²⁸

O processo de *shot peening* é empregado nas indústrias com vários objetivos:²⁹

- aumento da resistência à fadiga;
- uniformização das tensões residuais em peças de alta responsabilidade;
- deformação da estrutura cristalina superficial para aumentar a resistência à oxidação, ao atrito e à corrosão, melhorar a condutibilidade elétrica, eliminar a porosidade e aumentar a resistência a altas temperaturas;
- obtenção de rugosidade controlada, para reter lubrificantes, suavizar fricções, uniformizar superfícies, fixar desmoldantes, etc.
- preparação de superfícies para receber cromo duro, garantindo a continuidade da película;
- reduzir as tensões residuais de tração provenientes de processos de soldagem, principalmente na zona afetada pelo calor (ZAC);²⁸
- após retrabalhos de soldagem;²⁸
- em materiais de alta resistência mecânica, para diminuir sua sensibilidade ao entalhe.²⁸

O uso do processo de *shot peening* para melhorar a resistência à fadiga e à corrosão-fadiga em componentes soldados é reconhecida pelas organizações ASME, ABS e API.²⁸

Sem *shot peening*, a maior resistência à fadiga é obtida em materiais com dureza de 40 HRC. Em maiores níveis de dureza, o material perde resistência à fadiga devido ao aumento da sensibilidade ao entalhe. Com a aplicação de *shot peening* sobre um material a resistência à fadiga aumenta proporcionalmente ao aumento de sua dureza.²⁸

Dimensões do componente.

Estudos têm demonstrado que na maioria dos casos existe influência das dimensões do corpo de prova em ensaios de resistência à fadiga, ou seja, a resistência à fadiga de amostras maiores é inferior à de amostras menores, em função da primeira apresentar maior superfície e, conseqüentemente, maior número de concentradores de tensão.¹⁸

Concentradores de tensão/entalhes.

A presença de concentradores de tensão em um componente, como: entalhes, rasgos de chavetas, filetes de roscas, furos, etc., diminuem drasticamente sua resistência à fadiga.¹⁸ O escoamento plástico começa na ponta do entalhe, quando a tensão local atinge a tensão de escoamento do material.

O maior efeito de um entalhe não é a introdução de um concentrador de tensão, mas a produção de um estado triaxial de tensões. O entalhe aumenta a tendência à fratura frágil pelo aparecimento de altas tensões locais, pela introdução de um estado triaxial de tensões trativas, por um alto encruamento localizado e de fissuração e por um aumento localizado na taxa de deformação.

A presença de entalhes em chapas espessas é muito mais prejudicial do que em chapas finas, pois, promove o estado plano de deformação.¹⁸ A Figura 2.4 esquematiza o comportamento em fadiga de corpos de prova com variados tipos de concentradores de tensão.

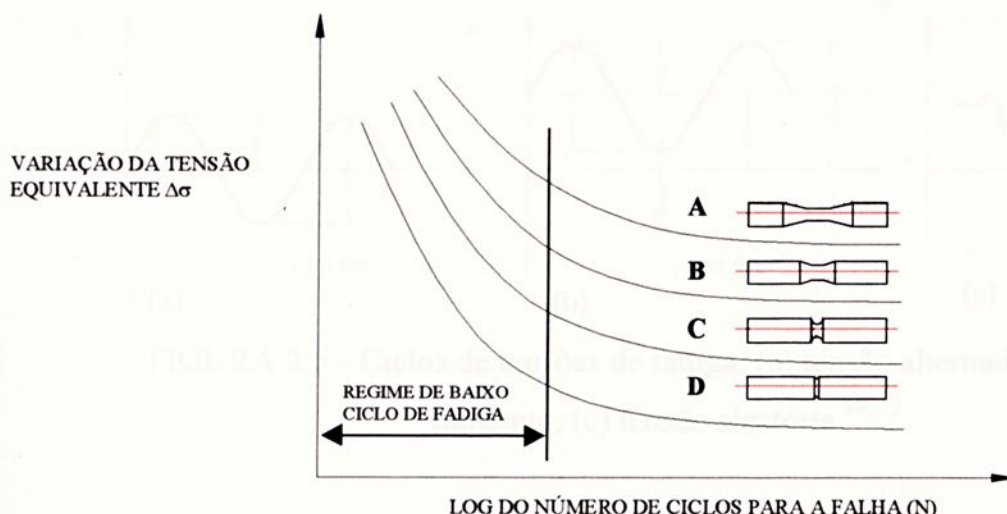


FIGURA 2.4 - Representação esquemática do comportamento em fadiga de corpos de prova com variados concentradores de tensão.²²

Efeitos ambientais.

A resistência à fadiga de um metal é reduzida devido à iniciação e crescimento de trincas sob a ação combinada de carregamento cíclico e um ambiente agressivo. Este fenômeno é denominado corrosão-fadiga e seu sinergismo pode ter conseqüências muito maiores sobre a integridade de um componente do que cada fator agindo isoladamente ou por superposição.¹⁷

2.1.3 Ciclos de tensões.

Basicamente os ciclos de tensões são classificados em:

- alternados, de forma senoidal → as tensões máximas e mínimas são iguais, porém de sinais opostos;
- flutuantes → tensões máximas e mínimas diferentes, podendo ser ambas de tração, ambas de compressão ou de sinais opostos (tração e compressão);
- aleatórias → sujeitas à sobrecargas periódicas imprevisíveis.

A Figura 2.5 ilustra os ciclo de tensões descritos.^{18, 22}

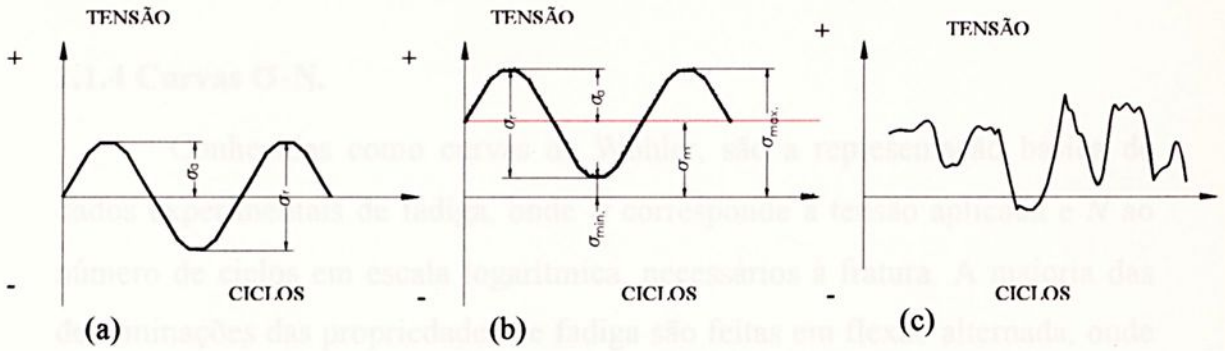


FIGURA 2.5 - Ciclos de tensões de fadiga: (a) tensão alternada; (b) tensão flutuante; (c) tensão aleatória.^{18, 22}

Os parâmetros que caracterizam os ciclos de tensões em fadiga são:

- $\sigma_{\text{máx.}}$ → Tensão máxima;
- $\sigma_{\text{mín.}}$ → Tensão mínima;
- $\Delta\sigma$ → Variação de tensão:

$$\Delta\sigma = \sigma_{\text{máx.}} - \sigma_{\text{mín.}}$$

(2.1)

- σ_a → Tensão alternada;

$$\sigma_a = \frac{\sigma_r}{2}$$

(2.2)

- σ_m → Tensão média:

$$\sigma_m = (\sigma_{\text{máx.}} + \sigma_{\text{mín.}}) / 2$$

(2.3)

- R → Razão de tensão:

$$R = \sigma_{\text{mín.}} / \sigma_{\text{máx.}}$$

(2.4)

2.1.4 Curvas σ -N.

Conhecidas como curvas de Wöhler, são a representação básica de dados experimentais de fadiga, onde σ corresponde à tensão aplicada e N ao número de ciclos em escala logarítmica, necessários à fratura. A maioria das determinações das propriedades de fadiga são feitas em flexão alternada, onde a tensão média é igual a zero. A curva σ -N é determinada com a utilização de oito a 12 corpos de prova.¹⁸

Os termos mais comumente empregados na interpretação de curvas de fadiga são:

Limite de resistência à fadiga.

É a região horizontal de uma curva σ -N e representa a máxima tensão que um metal pode resistir por um infinito número de ciclos com 50% de probabilidade de falha.¹⁷

Resistência à fadiga.

É a tensão na qual o metal pode ser submetido a um número determinado de ciclos.¹⁷

Fadiga de baixo e alto ciclos.

Fadiga de baixo ciclo é o regime caracterizado por altas sobre-tensões. A arbitrária, mas comumente aceita, linha divisória entre baixo ciclo e alto ciclo de fadiga é considerada ser de 10^4 e 10^5 , respectivamente. Na prática, esta distinção é feita em determinando se a componente dominante da deformação, imposta durante o carregamento cíclico, é elástica (alto ciclo) ou plástica (baixo ciclo), que de certa forma depende das propriedades do metal, bem como da magnitude das tensões nominais.¹⁷

Fator entalhe em fadiga (K_f).

É a razão da resistência à fadiga de um corpo de prova liso (sem entalhe) e a resistência à fadiga de um corpo de prova entalhado, no mesmo número de ciclos.



2.2 Considerações sobre corrosão.

Conceitos.

Basicamente, define-se corrosão como "a deterioração^o do material, química ou eletroquimicamente, pela sua interação com o meio, aliada ou não a esforços externos".^{30, 31}

MATERIAL + MEIO → PRODUTO DA CORROSÃO + ENERGIA

Com relação aos materiais metálicos, existem três conceitos sobre corrosão:^{19, 30, 31}

- **Conceito Termodinâmico:** tendência natural de retornarem ao estado primitivo em que foram encontrados na natureza.
- **Conceito Químico:** destruição dos metais provocada pela ação do meio.
- **Conceito Eletroquímico:** devido à diferença de potencial elétrico entre dois metais. Os elétrons cedidos pelo metal de menor potencial elétrico (menos nobre ou anodo) percorrem um condutor em direção ao metal de maior potencial elétrico (mais nobre ou cátodo).

Importância.^{30, 31, 32}

Os danos mais comuns causados pela corrosão são:

- Interrupção da produção (substituição / reparo de componentes);
- Perda de produto pela contaminação com os produtos da corrosão;
- Perda de rendimento de equipamentos;
- Perda de vidas humanas (acidentes aéreos, terrestres e navais).

Custos da corrosão.

Estima-se que cerca de 3,5% do Produto Interno Bruto (PIB) de cada nação represente os prejuízos decorrentes da corrosão.^{30, 31, 32}

^o Desgaste, variação de composição ou modificação estrutural de um material, alterando suas propriedades e tornando-o inadequado ao uso.

2.2.1 Classificação.^{30, 31, 32}

➤ Tipo.

- UNIFORME → processa-se por toda a extensão da superfície.
- LOCALIZADA → ocorre em pontos discretos e pode ser:

-*Por pites:* perfurações em pontos discretos. Apresentam a profundidade geralmente maior que o diâmetro da base.

-*Intergranular:* corrosão preferencial nos contornos de grão e detectável apenas por micrografias.

-*Seletiva:* quando um ou alguns componentes da liga são corroídos preferencialmente.

-*Sob tensão fraturante:* quando o material sofre ruptura sob a ação conjugada corrosão-tensão (fadiga).

-*Esfoliação:* ocorre em materiais laminados (separação das camadas).

-*Galvânica:* quando houver contato entre materiais com potenciais diferentes.

-*Correntes de fuga:* em instalações enterradas ou submersas, próximas a redes eletrificadas ou instalações de retificação da corrente elétrica.

-*Frestas:* corrosão localizada, resultante da formação de uma célula de concentração, em uma fresta formada entre um metal e um não metal ou entre dois metais. Podem ser provocadas (depósitos) ou naturais (juntas).

-*Alveolar:* a corrosão se processa na superfície produzindo sulcos ou escavações semelhantes a alvéolos, apresentando fundo arredondado e profundidade menor do que o diâmetro.

➤ Meio.

- GASOSO:

-*Atmosfera:* oxigênio, nitrogênio, vapor d'água, gás carbônico.

-*Industrial:* contém essencialmente SO₂, SO₃, NO, NO₂, H₂S, NH₃, HCl, Cl₂;

-*Marinha:* contém essencialmente cloretos;



- Urbana*: contém SO_2 , CO_2 , CO e NO_2 (em baixas concentrações);
- Tropical*: contém alta umidade relativa do ar e temperatura elevada;
- Rural*: contém componentes normais do ar e, eventualmente, poeira (sólidos em suspensão - SiO_2).
- SÓLIDO: representada pelos solos:
 - Arenoso; Argiloso; Outros*.
- LÍQUIDO:
 - Natural*: água doce (rios e lagos) e salina (mares e oceanos);
 - Outros*: produtos químicos (álcool, ácidos, éteres, ésteres, etc.).

2.2.2 Corrosão associada a solicitações mecânicas

Condição em que um componente está sujeito, simultaneamente, à ação de um meio corrosivo e solicitações mecânicas. Verifica-se um efeito destrutivo muito mais intenso daquele em que tanto a corrosão quanto as solicitações mecânicas agem isoladamente.^{30, 31}

Os tipos conhecidos de corrosão associada a solicitações mecânicas são: corrosão sob tensão; por atrito; por cavitação; por erosão e por fadiga.

2.2.3 Proteção contra a corrosão.^{30, 31, 32}

Por ser um processo espontâneo, torna-se necessário utilizar métodos de proteção para se evitar a destruição completa dos materiais pela corrosão. São os seguintes os métodos utilizados:

- MODIFICAÇÃO DO PROCESSO:
 - Projeto da estrutura;
 - Condições da superfície;
 - Aplicação de proteção catódica.
- MODIFICAÇÃO DO MEIO CORROSIVO:
 - Deaeração da água ou solução neutra;
 - Purificação ou diminuição da umidade do ar;
 - Adição de inibidores de corrosão.



- MODIFICAÇÃO DO METAL:

- Aumento da pureza;

- Adição de determinados elementos de liga;

- Tratamentos térmicos;

- REVESTIMENTOS PROTETORES:

- Revestimento com produtos da reação (tratamento químico ou eletroquímico) da superfície metálica;

- Revestimentos orgânicos: tintas, resinas ou polímeros, etc.;

- Revestimentos metálicos;

- Protetores temporários.

2.3 Revestimentos metálicos.^{30, 31, 32}

Os revestimentos metálicos constituem um dos processos mais importantes de proteção anti-corrosiva. Além desta proteção, conferem ao material base: elevada resistência à abrasão, flexibilidade, condutividade elétrica e ótimo aspecto decorativo. São dois os tipos de revestimentos metálicos:

- REVESTIMENTO CATÓDICO OU NOBRE: O metal a ser depositado possui potencial elétrico maior que o metal base, provocando violenta corrosão no mesmo se houver imperfeições no revestimento;

- REVESTIMENTO ANÓDICO OU DE SACRIFÍCIO: O metal a ser depositado possui potencial elétrico menor que o metal base, provocando corrosão no próprio revestimento em caso de imperfeições.

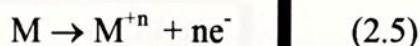
Os principais processos utilizados na aplicação dos revestimentos metálicos são: eletrodeposição, imersão a quente, aspensão térmica, difusão, colaminação e solda por explosivos.

2.3.1 Eletrodeposição.^{30, 31, 32}

Processo que consiste em mergulhar o metal protetor (anodo) em uma solução eletrolítica contendo sal do metal a ser usado no revestimento, juntamente com o metal base (cátodo), sob aplicação de corrente elétrica.

O mecanismo eletroquímico, é caracterizada pela existência de dois processos distintos:

- **PROCESSO ANÓDICO:** Processo de oxidação propriamente dito, que consiste na passagem de ions para a solução com a conseqüente perda de elétrons por uma espécie química (reação anódica ou de oxidação)



- **PROCESSO CATÓDICO:** Caracterizado pelo ganho dos elétrons liberados no processo de corrosão (reação catódica ou de redução), bem como pelos ions ou moléculas existentes na solução.



A Figura 2.6 ilustra um sistema eletrolítico de revestimento.

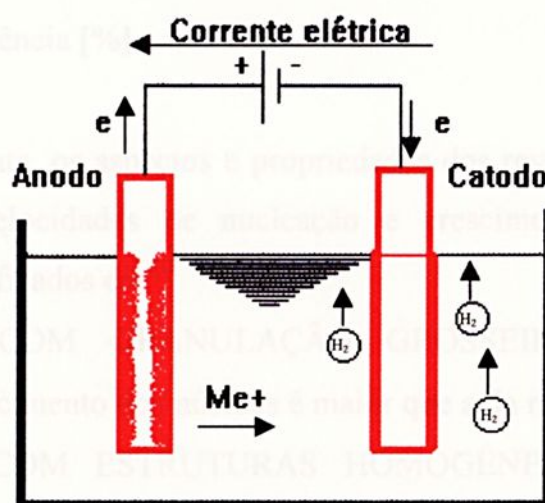


FIGURA 2.6 - Sistema eletrolítico.³⁰

A eletrodeposição apresenta vantagens tanto econômicas quanto operacionais, pois consegue-se revestimentos em camadas finas e livres de porosidade, em peças de pequenas e grandes dimensões.

A espessura da película e suas propriedades dependem da densidade de corrente, concentração de sais, temperatura e agitação do banho, presença de aditivos e natureza do metal base.

A massa da camada eletrodepositada pode ser calculada conhecendo-se a corrente elétrica, o tempo de deposição, a área do material, o equivalente químico do metal depositado, fator eficiência catódica da operação e a distância entre anodo e cátodo (leis de FARADAY).^{30, 31}

$$m = \frac{P_M \cdot t \cdot i_c \cdot \eta}{n_e \cdot F} \quad (2.7)$$

onde:

m → massa do revestimento [kg];

F → constante de Faraday [coulomb/mol];

i_c → intensidade da corrente [A];

t → tempo [seg.];

n_e → número de eletrons;

P_M → peso molecular [u.t.m.];

η → eficiência [%].

Basicamente, os aspectos e propriedades dos revestimentos metálicos dependem das velocidades de nucleação e crescimento destes núcleos, podendo ser classificados em:³²

- DEPÓSITOS COM GRANULAÇÃO GROSSEIRA → Quando a velocidade de crescimento dos núcleos é maior que a da nucleação ($V_C > V_N$);
- DEPÓSITOS COM ESTRUTURAS HOMOGÊNEAS → Quando as velocidades de nucleação e crescimento são próximas, sendo a primeira ligeiramente superior à segunda ($V_N \geq V_C$);

- **DEPÓSITOS COM GRANULAÇÃO FINA** → Quando a velocidade de nucleação é muito maior do que a do crescimento ($V_N \gg V_C$).

A velocidade de deposição, por sua vez, depende de outros fatores, tais como:

- **CONCENTRAÇÃO** → A velocidade de nucleação depende do número de cátions metálicos na interface metal/solução. Uma concentração elevada do eletrólito favorece a formação de uma estrutura fina. A utilização de sais complexos na eletrólise favorece a obtenção de granulação mais fina devido ao aumento da polarização catódica;
- **DENSIDADE DE CORRENTE** → Existe um ponto ótimo em que a densidade de corrente produz um elevado número de cátions sobre a superfície catódica, o que favorece a velocidade de formação de núcleos de cristalização. Com o aumento da corrente elétrica, ocorre o empobrecimento de íons (a serem depositados) nas regiões próximas ao cátodo resultando em depósitos de má qualidade, esponjosos e quebradiços.
- **TEMPERATURA** → Em função do tipo de banho, a diminuição da temperatura pode causar refinamento de grão em função do aumento da polarização catódica;
- **AGITAÇÃO DO ELETRÓLITO** → Produz camadas depositadas com estruturas cristalinas finas, lisas e aderentes (porém, pode introduzir impurezas).
- **INFLUÊNCIA DO METAL BASE** → A estrutura cristalina da camada depositada pode seguir a mesma orientação do metal base. Desta forma, uma superfície grosseira pode produzir depósitos porosos;
- **LIMPEZA E PREPARO DE SUPERFÍCIES** → A eficiência dos revestimentos protetores depende da preparação da superfície receptora, afim de assegurar completa cobertura e boa aderência das camadas.



Para o processo de eletrodeposição, a superfície metálica não deve conter defeitos mecânicos e impurezas (óxidos e produtos de corrosão, resíduos sólidos, semi-sólidos, óleos e minerais, etc.).

- **TRATAMENTO POSTERIOR À ELETRODEPOSIÇÃO** → As soluções utilizadas no processo de eletrodeposição são fortemente ácidas e se não forem removidas, através de lavagem, da superfície metálica logo após o recobrimento superficial, poderão causar pites ou manchas na camada depositada. Após a lavagem, a superfície deve ser rapidamente seca para evitar manchamento e corrosão.

- **FRAGILIZAÇÃO POR HIDROGÊNIO**¹⁹ → O hidrogênio interage com a maioria dos metais por uma série de mecanismos, resultando em modificações das propriedades mecânicas que conduzem a fraturas frágeis.

O hidrogênio penetra nos metais na forma atômica e, devido a seu pequeno volume atômico, é capaz de se difundir rapidamente na malha cristalina, mesmo em temperaturas relativamente baixas. Uma grande parte do hidrogênio produzido tende a se combinar na forma molecular (gás).

O hidrogênio produzido na superfície do metal migra por difusão para o seu interior na forma atômica, concentrando-se nas imperfeições cristalinas (discordâncias e vazios), contornos de grãos, interfaces de inclusões e precipitados. No interior do metal ele retorna à forma molecular, provocando o aparecimento de bolhas com conseqüente aumento de volume e tensão interna, causando fissuras e trincas.

- **DESIDROGENAÇÃO** → Pós tratamento para alívio das tensões provocadas pelo hidrogênio retido durante processos químicos (usinagem química, limpeza eletrolítica, decapagem ácida e tratamentos superficiais).

A eficiência do tratamento depende da rapidez em sua aplicação, evitando que o hidrogênio passe da forma atômica à molecular.

Outro problema comum é a produção de moléculas de hidrogênio no cátodo e liberadas no estado gasoso (bolhas de gás), que interferem no

processo de deposição causando vazios e depósitos irregulares e favorecendo a formação de pites.

A desidrogenação consiste em aquecer o metal até uma determinada temperatura, mantê-la e resfriá-la posteriormente ao ar.¹⁹

- **ADERÊNCIA DO REVESTIMENTO** → Também, como complementação à eletrodeposição, além do processo de desidrogenação, testa-se a aderência/resistência coesiva do revestimento ao material base, principalmente em revestimentos destinados a aplicações funcionais. É portanto uma ferramenta utilizada para se verificar a qualidade do revestimento.

2.3.1.1 Eletrodeposição de cromo duro.

Revestimentos de cromo são extensivamente empregados como operação final de acabamento. Há duas classes principais de revestimentos de cromo: “decorativo”, em que finas camadas fornecem um acabamento superficial durável; e “cromo duro” ou cromo industrial, onde pesados revestimentos são usados para destacar as propriedades especiais do cromo, como: resistências ao desgaste, a altas temperaturas, à corrosão e à erosão, além de possuir baixo coeficiente de atrito.^{33, 34, 35, 36}

Cromo duro, industrial ou de engenharia, difere do cromo decorativo pelos seguintes itens:³³

- são utilizados primeiramente para restaurar as dimensões de um componente ou melhorar a resistência ao desgaste, à abrasão e à corrosão;
- normalmente cromo duro é depositado com espessuras variando de 2,5 a 500 μm , sendo que cromo decorativo não excede 2,5 μm ;
- com certas exceções, cromo duro é aplicado diretamente ao metal base e normalmente usinado até as dimensões finais, sendo que cromo decorativo normalmente é aplicado sobre diferentes camadas metálicas e sem pós tratamento.³⁵

Tradicionalmente cromo duro tem sido difundido em várias áreas industriais, dentre as quais destacam-se as aeroespaciais, mineradoras,

agrícolas e petroquímicas. Revestimento de cromo é o mais utilizado eletrodepósito resistente ao desgaste. Aplicações do revestimento incluem: componentes de motores de combustão interna, cilindros hidráulicos, trens de pouso, rolamentos, bombas, anéis de pistões, máquinas ferramentas e cilindros de potência.³⁶

A principal utilização de revestimentos de cromo duro é em recuperação de peças, em aplicações resistentes a desgastes e melhoramentos do desempenho e vida de ferramentas. Na restauração de peças, o processo é mais freqüentemente usado em erros de usinagem ou superfícies desgastadas. As tolerâncias dimensionais extremamente precisas para componentes de compressores e motores de aeronaves, nem sempre são corretamente obtidas por usinagem e, neste caso, a eletrodeposição de cromo duro para recuperá-las é extensivamente empregada.³⁵

Excelentes desempenhos do revestimento de cromo na redução de desgastes em anéis de pistões, devido à abrasão, caracterizam a sua eficiência. A média de vida de um anel revestido com cromo é aproximadamente 5 vezes maior que um anel feito do mesmo metal e sem revestimento.

A decisão pelo uso de revestimento de cromo duro em uma peça específica deve ser baseada nas seguintes considerações:

- a dureza inerente e resistência ao desgaste;
- a espessura exigida;
- a forma, tamanho e construção da peça a ser revestida e o tipo de metal em que isto será feito;
- as exigências dimensionais (com ou sem acabamento mecânico, de acordo com as tolerâncias exigidas);
- a quantidade de peças.

Em relação à camada do revestimento, não há uma dureza ideal para o eletrodepósito de cromo. A dureza do metal base, entretanto, é importantíssima. O benefício da alta dureza do revestimento de cromo não é

efetivamente obtido sem que o mesmo seja depositado em um metal base duro e em espessuras satisfatórias.

Muitos depósitos de cromo duro são aplicados em peças feitas de ligas ferrosas; entretanto, numerosas aplicações aeroespaciais requerem revestimentos de cromo em alumínio.³³

Aderência do revestimento.

A aderência está diretamente ligada ao processo de preparação do metal base. Depósitos de cromo duro normalmente necessitam de excelente adesão ao metal base em função de sofrerem severas tensões em serviço. Um alto grau de aderência é normalmente obtido em banhos contendo ácido crômico, mas pode ser melhorado através de limpeza eletrolítica ou ataque anódico da superfície do aço, antes do processo.^{33, 34}

Preparação do metal base.

Defeitos no substrato causam nódulos e pites nos eletrodepósitos de cromo. Muitos testes têm demonstrado que a resistência à corrosão pode ser melhorada pela diminuição de nódulos nos depósitos de cromo.^{37, 38}

O tamanho e a quantidade de nódulos podem ser reduzidos pela melhor preparação do metal base (através de produtos químicos) e condições de revestimento adequadas. Pites são algumas vezes produzidos em revestimentos sobre substratos de materiais fundidos, devido a sua porosidade. Impurezas em substratos de materiais fundidos também causam pites no revestimento.^{37, 38}

Acabamento em substratos de aço.

O acabamento em um processo de eletrodeposição inicia-se já nos preparativos do metal base. Este processo inclui: esmerilhamento, polimento, eletrolimpeza e ataque por ácidos. Em geral, todas as superfícies usinadas são danificadas. Defeitos produzidos por usinagem e acabamento são ampliados



pelo revestimento de cromo, especialmente em depósitos espessos. Por essa razão, a superfície de um revestimento nunca é mais lisa do que a do substrato.³⁷

Acabamento mecânico.

A qualidade do depósito é função de um metal base uniforme e livre de defeitos. Porém, um substrato brilhante não é necessariamente indicador de qualidade. Uma peça polida, entretanto, apresenta menos nódulos, após o revestimento. O acabamento superficial R_a da peça é de grande importância na obtenção de bom revestimento de cromo. Um revestimento de cromo de boa qualidade (brilhante), aplicado em uma amostra adequadamente preparada, deve ter uma rugosidade $R_a < 5,0 \mu\text{m}$.³⁷

Acabamento químico e eletroquímico.

Polimento químico ou eletroquímico pode ser usado para melhorar o substrato antes do revestimento, removendo lascas e deixando-o uniforme (liso).³⁷

Defeitos em substratos de alumínio fundido e ferro fundido.

Materiais fundidos estão sujeitos aos mesmos defeitos de acabamento e usinagem dos substratos de aço. Possuem, entretanto, mais inclusões e vazios do que os não fundidos.

Ferro fundido revestido com cromo pode apresentar pite no revestimento devido a vazios ou inclusões. Se inclusões de enxofre (impurezas) ocorrerem na superfície, podem sobre-catalizar a área localmente e impedir o revestimento, causando pite.³⁷

Microtrincas.

Microtrincas são redes de trincas visíveis com a ajuda de pequenas ampliações e podem ser desejáveis em depósitos de cromo, pois, depósitos livres de microtrincas não são tão duros, possuem altas tensões residuais de tração e, em espessuras acima de $10 \mu\text{m}$, tendem a formar macrotrincas, expondo o substrato e acelerando o processo de corrosão/corrosão sob tensão.



Compreendem, também, trincas que não se estendem do metal base à superfície do depósito.³⁹

A densidade de microtrincas varia em função do tipo de banho utilizado^{33, 39} e surgem a partir de 0,5 μm de espessura⁴⁰ durante a eletrodeposição quando a tensão residual de tração excede a resistência coesiva do cromo. Esta tensão aumenta com a espessura do revestimento provocando microtrincamentos como forma de alívio.³⁹

Microtrincas surgem com a decomposição de hidretos de cromo que são formados pela adsorção de hidrogênio do eletrólito durante o processo de eletrodeposição. Esta decomposição, produzindo cromo e liberando hidrogênio, causa uma redução de 15% no volume do depósito, introduzindo tensões de tração e, conseqüentemente, trincamentos no revestimento.^{33, 39, 40}

Apesar de as microtrincas propiciarem alívio das tensões residuais de tração no depósito, estas continuam elevadas, principalmente na superfície (em torno de 800 MPa), diminuindo em direção ao núcleo (200-300 MPa) e elevando-se novamente na interface a valores que dependem do material do substrato.⁴¹

A densidade de microtrincas varia de menos do que 4/cm a 3200/cm, dependendo da composição do banho. Processos de usinagem aumentam-na por um fator de dois ou três.³⁹

Estrutura do depósito.

Revestimentos de cromo duro são geralmente microtrincados. A causa básica das trincas no depósito, segundo Snavely, está relacionada à formação, durante o revestimento, de hidretos de cromo instáveis e de variadas composições. Estes hidretos podem ser eletrodepositados tanto na forma de cristais hexagonais (Cr_2H para CrH) ou na forma de cristais cúbicos de face centrada (CrH para CrH_2). O hidreto hexagonal não é dos mais comuns em condições normais de revestimento. Este decompõe-se espontaneamente a cúbico de corpo centrado e libera hidrogênio, mesmo a 25 °C. Alguns átomos



de hidrogênio escapam durante o processo, porém, os restantes ficam ocultos no revestimento. A estrutura normal do revestimento de cromo é cúbico de corpo centrado. A decomposição dos hidretos de cromo da estrutura hexagonal ou cúbica de face centrada para cúbica de corpo centrado, pode resultar em uma redução, em volume, de mais de 15%, gerando tensões residuais de tração no revestimento. Os extremamente finos grãos dos depósitos de cromo (14×10^{-7} cm), têm sido explicados como resultantes da decomposição destes hidretos.³³

Alterações na estrutura dos depósitos de cromo acontecem com o aquecimento. A recristalização ocorre durante aquecimento lento, em temperaturas variando de 300 °C a 500 °C, ou em exposições mais curtas a altas temperaturas. Os novos grãos são alongados, normais ao metal base. Em prolongadas exposições a temperaturas acima de 1100 °C são formados grãos grosseiros (o tamanho do grão aumenta de 10^{-5} cm a 450 °C em uma hora, para cerca de 2×10^{-4} cm, no mesmo intervalo de tempo a 1000 °C). Os grãos dos depósitos de cromo são orientados nos planos (111), paralelos ao metal base. Esta orientação preferencial permanece mesmo após a recristalização. A camada inicial do revestimento é orientada aleatoriamente e a orientação preferencial é obtida com a continuidade do processo.^{33, 34}

Propriedades físicas.³³

Dureza e resistência ao desgaste. Wahl e Gebauer determinaram a dureza Vickers entre 390 a 1280, utilizando uma carga de 50 gramas, soluções com 250 g/L de ácido crômico, em temperaturas entre 20 °C a 80 °C e densidade de corrente entre 10 A/dm² a 200 A/dm².

Coeficiente de expansão. Hidnert encontrou um coeficiente médio de expansão de $6,8 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ em uma faixa de temperatura de 20 °C a 100 °C.

Densidade. A densidade do revestimento de cromo varia de acordo com a quantidade de inclusões, número e tamanho das trincas e tensões

internas. Brenner, Burkhead e Jennings obtiveram valores de $6,90 \text{ g/cm}^3$ a $7,21 \text{ g/cm}^3$.

Tensões internas. De acordo com a teoria da formação e decomposição de hidretos de cromo durante o revestimento, as trincas são o resultado das tensões internas excedendo a resistência coesiva do metal. Stareck, Seyb e Tulumello investigaram depósitos acima de $10 \mu\text{m}$ de espessura e descobriram que a tensão em depósitos altamente trincados pode se tornar negativa ou compressiva, com o aumento da espessura. Tensão compressiva tão alta quanto 12 kgf/mm^2 foi encontrada. Isto foi explicado como sendo devido ao efeito cunha provocado pela deposição de cromo no interior da trinca recém formada. Williams e Hammond confirmaram a presença de moderadas tensões compressivas em alguns depósitos espessos de cromo, na condição como-depositado.

Resistência à corrosão. Revestimento de cromo, normalmente, possui uma fina camada de óxido em sua superfície. Este filme é tão estável, tenaz, refratário e passivo que protege o metal base de posterior oxidação.

A resistência à corrosão do revestimento de cromo não é tão alta em atmosfera livre. Cromo é facilmente atacado por minerais ácidos e por soluções redutoras em geral. A resistência à corrosão do revestimento de cromo pode ser usada com melhores vantagens somente se o metal substrato estiver completamente recoberto. Normalmente, o revestimento pode ser utilizado nas mesmas condições empregadas para aços inoxidáveis com alto conteúdo de cromo, em temperaturas normais, dependendo das propriedades físicas exigidas ao metal base.^{33, 34}

2.3.2 Revestimento de níquel.

Três métodos podem ser empregados para a deposição de níquel, sem o uso de corrente elétrica:

1. Revestimento por imersão;
2. Redução química do óxido de níquel entre $870 \text{ }^\circ\text{C}$ a $1090 \text{ }^\circ\text{C}$;



3. Redução química auto catalizadora dos sais de níquel por ânions hipofosfito, em um banho aquoso entre 88 °C a 96 °C (revestimento por níquel químico).

Todos estes métodos são, sob certas condições, úteis substitutos ao níquel eletrodepositado, particularmente em aplicações em que a eletrodeposição é impraticável ou impossível devido ao custo ou dificuldades técnicas. Dentre os três métodos, níquel químico é o mais utilizado.⁴²

O processo de revestimento por níquel químico (sem corrente elétrica), emprega um agente redutor (hipofosfito de sódio). Este produto reduz os sais de níquel (como cloreto de níquel), em soluções aquosas aquecidas e o deposita em superfícies catalizadoras. O depósito obtido por uma solução de níquel químico é uma liga contendo de 4% a 12% de fósforo, de alta dureza. Esta dureza pode ser posteriormente aumentada através de tratamentos térmicos. Em função da não utilização de corrente elétrica, os depósitos são uniformes na espessura, independentemente da forma ou tamanho da superfície revestida.⁴²

Revestimentos por “níquel químico” fornecem resistências à corrosão e desgaste e, também, permitem a recuperação de peças desgastadas.³²

Limpeza superficial.

Os métodos empregados para limpeza e preparação da superfície metálica são os mesmos utilizados no processo de eletrodeposição convencional: óxidos pesados são removidos mecanicamente e óleos e graxas são removidos por vapor desengraxante.³²

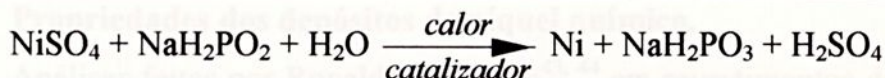
Pré tratamentos.

Os pré tratamentos, somente utilizados em revestimentos de níquel químico, são:

- a aplicação de uma camada de cobre *strike*, contendo chumbo, estanho, cádmio ou zinco, para garantir adequado recobrimento e prevenir a contaminação da solução química;
- peças maciças são pré aquecidas até a temperatura do banho, para evitar retardamento na deposição de níquel químico.⁴²

Características do banho.

Uma simples equação descreve a formação do depósito de níquel químico:⁴²



As condições essenciais para qualquer solução de níquel químico são:

1. sal para fornecer níquel;
2. sal hipofosfito como agente redutor;
3. água;
4. agente complexante;
5. controle do pH;
6. calor;
7. superfície catalizadora a ser revestida.

Tanto os banhos ácidos (pH entre 4,5 e 6), como alcalinos (pH entre 7,5 e 10), são usados em produção industrial. Apesar do banho ácido ser mais fácil de se manter e mais amplamente usado, os banhos alcalinos possuem maior compatibilidade em substratos como magnésio, silício e alumínio.^{32, 42}

Catalizadores.

Íons de níquel e íons hipofosfito podem coexistir em uma solução diluída, sem interações, mas reagirão em uma superfície catalizadora, para formar o depósito. Assim, a superfície do depósito é também catalizadora da

reação. Este efeito auto catalizador é o princípio pelo o qual todas as soluções de níquel químico estão baseados.⁴²

Modo de operação.

Um sal metálico é reduzido a metal. A reação só se inicia numa superfície preparada como catalizadora. Quando o metal depositado também age como catalizador, é possível a formação de camadas grossas. A esses metais, de desempenho autocatalizador, pertence o grupo da platina, níquel, cobalto, ferro, cobre, cromo e vanádio.⁴²

Propriedades dos depósitos de níquel químico.

Análises feitas por Ronald N. Dulcan^{43, 44} em revestimentos de níquel químico sem pós tratamento (como depositado), indicaram a dependência das propriedades físicas e estruturas cristalinas com o seu conteúdo de fósforo. Alguns dos resultados obtidos foram:

Tensão interna. A tensão interna do revestimento de níquel químico varia em função de seu conteúdo de fósforo, conforme ilustrado na Figura 2.7.

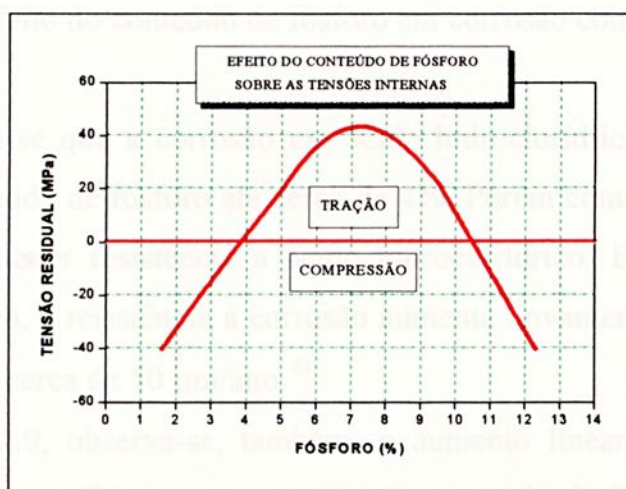


FIGURA 2.7 - Variação da tensão interna do revestimento de níquel químico com o conteúdo de fósforo.⁴³

Observa-se que abaixo de cerca de 4% e acima de 10,5% de fósforo, a tensão interna do revestimento é compressiva, enquanto que na região compreendida entre estes valores a tensão interna é trativa, cujo valor aumenta de cerca de 14 MPa para cada 1% de aumento no conteúdo de fósforo e atingindo o máximo em torno de 7,5% de fósforo, decrescendo em seguida.⁴³

Resistência à corrosão. As resistências à corrosão do revestimento de níquel químico em ácido clorídrico e em névoa salina estão ilustradas nas Figuras 2.8 e 2.9.

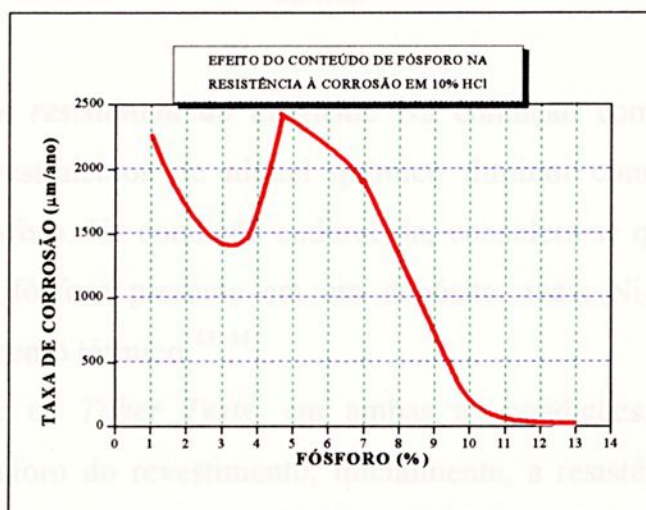


Figura 2.8 - Efeito do conteúdo de fósforo em corrosão com 10% de HCl.⁴³

Observa-se que a corrosão em ácido hidrocloreídrico declina quando aumenta o conteúdo de fósforo até cerca de 4%. Porém com cerca de 4,5% P, apresenta sua menor resistência a ácido hidrocloreídrico. Entretanto, com a adição do fósforo, a resistência à corrosão aumenta novamente e, com 10,3%, estabiliza-se em cerca de 50 µm/ano.⁴³

Na Fig. 2.9, observa-se, também, o aumento linear da resistência à corrosão por névoa salina com o aumento do conteúdo de fósforo, sendo que entre (10-12)%P este crescimento na resistência é acentuado, provocando um *gap* de aproximadamente 200 h.

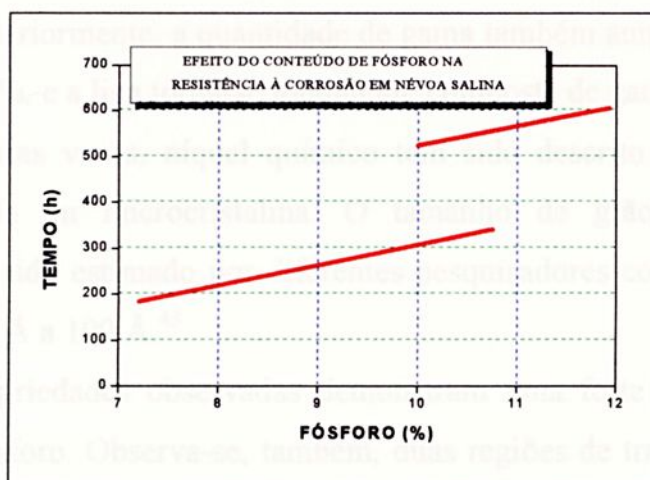


Figura 2.9 - Efeito do conteúdo de fósforo na resistência à corrosão em névoa salina.⁴³

Dureza e resistência ao desgaste. Na condição como depositado, a dureza dos revestimentos de níquel químico diminui com o aumento do conteúdo de fósforo. Na condição endurecida, considera-se que quanto maior o conteúdo de fósforo presente em um depósito, mais Ni_3P será formado durante o tratamento térmico.^{43, 44}

Durante os *Taber Tests*, em ambas as condições, aumentando o conteúdo de fósforo do revestimento, inicialmente, a resistência ao desgaste abrasivo declina e, após cerca de 10,5% de fósforo, recupera algumas de suas perdas. Entretanto, observa-se que esta alteração na resistência está associada às alterações na dureza do depósito. Os revestimentos mais resistentes são os depósitos com pouco fósforo, enquanto os revestimentos com alto conteúdo de fósforo são os menos resistentes.^{43, 44}

As razões para as transições nas propriedades de um revestimento de níquel químico são as mudanças na estrutura que ocorrem quando seu conteúdo de fósforo é alterado. Cerca de 4% é a máxima quantidade de fósforo que pode ser retido em solução sólida a 90 °C pela fase cristalina beta. No momento em que a concentração em volume do depósito excede esta quantidade, o excesso de fósforo é rejeitado pela fase beta e forma a fase gama nos contornos entre os grãos beta. Quando a concentração em volume é

aumentada posteriormente, a quantidade de gama também aumenta e a de beta diminui, até 11%, e a liga torna-se totalmente composta de gama (amorfa).

Por várias vezes, níquel químico tem sido descrito como uma liga também amorfa ou microcristalina. O tamanho de grão dos depósitos cristalinos tem sido estimado por diferentes pesquisadores como sendo de 10 Å a 16 Å ou 60 Å a 100 Å.⁴³

As propriedades observadas demonstram uma forte dependência ao conteúdo de fósforo. Observa-se, também, duas regiões de transição: uma em torno de 4% de fósforo e outra em torno de 10,5% de fósforo. Por exemplo, abaixo e acima destas concentrações, os revestimentos são compressivamente tensionados, enquanto aqueles com conteúdo médio de fósforo são tracionados. Similar comportamento é observado com ductilidade, resistência à corrosão e passividade.^{43, 44}

Com tratamento térmico, havendo precipitação de N_3P , observar-se-á o comportamento inverso nas resistências à corrosão com o aumento do conteúdo de fósforo. Isto é, maior %P, maior a precipitação de N_3P , produzindo células ativas/passivas dentro da liga e reduzindo sua resistência à corrosão. Da mesma forma, a ocorrência de precipitados altera as tensões residuais de compressivas (encontradas entre 10% -12% P) para trativas, afetando o comportamento em fadiga, bem como a ductilidade. Observar-se-á, também, aumento na resistência ao desgaste em função do aumento da dureza do revestimento devido à precipitação de N_3P .

2.3.3 Eletrodeposição na década de 1990.

A partir dos “anos 60”, a população mundial tornou-se mais preocupada com os efeitos dos despejos das indústrias químicas no ambiente. Esta preocupação fez com que os governos adotassem uma série de medidas com o objetivo de preservar todos os aspectos ambientais.⁴⁵

A lista dos governos dos Estados Unidos de alguns dos mais tóxicos produtos químicos incluem: cianetos, cromo hexavalente, cádmio, chumbo e

vários solventes orgânicos halogenados. Outros produtos químicos identificados por serem perigosos ao ambiente mas, em um grau inferior, ou somente sob certas condições, são: cromo total, cobre, níquel, zinco, prata, fósforo, amônia, ácidos/base pesados e óleos/graxas. A indústria de tratamento de superfície utiliza muito destes produtos químicos e, normalmente, em grandes quantidades.⁴⁵

A indústria de autopeças decorativas possui, particularmente, severas exigências, especificações muito definidas e uma variedade de procedimentos técnicos e ambientais seguros. Atualmente, a indústria de tratamento de superfície é considerada a segunda mais regulamentada nos Estados Unidos, atrás somente da indústria nuclear.⁴⁵

Eletrodeposição na indústria mecânica.

Muitas são as possibilidades da eletrodeposição de metais para fins mecânicos. Dentre as aplicações mais divulgadas, destacam-se as de cromo duro e níquel químico na recuperação de peças desgastadas ou usinadas indevidamente. Estas técnicas envolvem conhecimentos profundos sobre acondicionamento do banho para que os depósitos mantenham características de dureza, aderência e ausência de pites ou trincas, mesmo em revestimentos espessos.⁴⁶

As primeiras aplicações de deposições técnicas tiveram como objetivo a recuperação de peças de armamentos, em espessuras de 250 μm a 1000 μm . Fabricantes de equipamentos militares são os maiores usuários do revestimento de cromo duro, para evitar *fretting* ou desgaste abrasivo e também como método de dimensionamento, para garantir uma precisão adequada em vários componentes de engenharia e na recuperação de peças desgastadas em manutenção. Muitos componentes são caros e difíceis de substituir, como em frotas de veículos, aeronaves novas ou envelhecidas, etc.. Procedimentos de manutenção, portanto, especificam freqüentemente a recuperação por cromo duro onde uma espessura de 0,250 mm é aplicada. Em

recuperação de peças, o revestimento anterior pode ser removido por ataque anódico, porém, este procedimento gera lixo de cromo altamente contaminado e difícil de tratar.⁴⁷

Eletrodeposição na indústria automobilística.

A meta da indústria automobilística norte americana é usar peças revestidas com níquel brilhante/cromo com o objetivo de se melhorar a resistência à corrosão por um período de dez anos de serviço.⁴⁸

Algumas peças automotivas decorativas, de aço altamente resistente à corrosão são revestidas com uma série de eletrodepósitos especificamente designados, incluindo cobre *strike*, multicamadas de níquel, e cromo microdescontínuo. A primeira camada de cobre aplicada diretamente sobre o aço é denominada *strike*. Serve, também, como uma camada ideal para ajudar a garantir a adesão do depósito metálico ao substrato de aço.⁴⁸

2.3.3.1 Eletrodeposição de cromo na indústria automobilística.

Cromo é sinônimo de acabamento automotivo. Por longos anos utilizado tanto em aplicações decorativas como funcionais, oferece excelente resistência ao desgaste e proteção à corrosão, bem como boa lubrificação e resistência a produtos químicos. Em aplicações funcionais, tem sido extensamente utilizado em peças como hastes de amortecedores, suportes Mac Pherson, válvulas de motores, anéis de pistões e pistões do freio. Nestes casos, suas excelentes resistências ao desgaste e à corrosão tornam-no essencial para alcançar os objetivos da engenharia automotiva em produzir veículos mais duráveis, com mínima exigência quanto à manutenção e reparo.⁴⁸

Aplicações decorativas.

A crescente tendência em revestimentos exteriores com cromo é devido ao crescimento do seguimento de mercado de caminhões leves. Este seguimento inclui caminhões pick-up, veículos utilitários, esportivos e vans. O

seguimento de caminhões leves representa aproximadamente 40% da totalidade do mercado de veículos leves na América do Norte.

Com relação à proteção contra a corrosão, é requerido que o depósito de cromo seja microporoso e contenha um mínimo de dez mil poros/cm². Porosidade é introduzida para distribuir sobre a superfície da peça, o potencial para corrosão galvânica entre as diferentes camadas de níquel e de cromo. Sem esta descontinuidade, a célula galvânica pode concentrar a corrosão em umas poucas regiões, com profunda penetração e maior intensidade, acelerando a corrosão no metal-base. Com cromo microporoso, o substrato é protegido da corrosão por longos períodos.⁴⁸

Aplicações funcionais.

Depósitos funcionais de cromo são designados a melhorar a vida em serviço das peças revestidas e/ou o conjunto ou subconjunto do qual faz parte. As mais comuns aplicações automotivas incluem válvulas de motores e componentes de válvulas, anéis de pistões, pistões do freio, hastes de amortecedores e suportes Mac Pherson. Nestes casos, cromo duro é usado devido ao seu baixo coeficiente de fricção, característica ao desgaste lubrificado e abrasivo, dureza e resistência à corrosão.

Em todas as aplicações automotivas identificadas, desgaste é o fator chave para a escolha por cromo duro. A dureza obtida em revestimentos de cromo duro atinge de 850 HV a 1000 HV, dependendo do tipo de banho utilizado (convencional, catalizador misturado, ou com catalizador de alta velocidade e livre de fluoreto). Em todos os casos, quando o revestimento se torna brilhante a dureza máxima é alcançada.

Proteção à corrosão é também importante. Especificações automotivas variam de 48h a 168h em névoa salina, pela norma ASTM B 117, para suportes de hastes ou pára-choques. Pistões do freio em aço revestido podem, também, obter padrões de resistência de 8h a 16h em névoa salina. Um fator crítico para melhorar a proteção à corrosão é o tamanho e padrão das

microtrincas, formadas durante o revestimento como um mecanismo de alívio de tensões internas. Maior o número de microtrincas no depósito, menor a penetração corrosiva por cada trinca. Estas trincas fornecem uma trilha para a penetração da corrosão, portanto, quanto maior o número de microtrincas, mais descontinuidades e melhor a proteção à corrosão fornecida pelo depósito.

As mais críticas aplicações para cromo duro são às relacionadas a motores. Hastes de válvulas de motores recebem não mais do que um depósito brilhante, suficiente para fornecer longa vida à maioria das peças móveis. A excepcional dureza e capacidade de lubrificação do revestimento de cromo promovem excelentes propriedades funcionais e de desgaste, importantes para aplicações em motores. Embora os processos convencionais de revestimento com sulfato sejam ainda utilizados, o volume de peças revestidas é pequeno. Soluções convencionais de revestimento de cromo são os menos caros em termos de custo de produtos químicos. Porém, estes banhos operam em muito baixa eficiência de corrente, com maiores custos em energia elétrica do que outros produtos químicos. Além disso, produzem depósitos que são menos duros e exibem menor densidade de trincas do que revestimentos com outros catalizadores misturados ou catalizadores de alta velocidade e livres de fluoreto.

Estes benefícios melhoram a resistência ao desgaste e a proteção à corrosão, acima do sistema convencional. Além disso, maiores taxas de produção podem ser obtidas devido à maior eficiência de corrente.⁴⁸

2.3.4 Revestimento de níquel na indústria automobilística.

Níquel químico tem sido empregado por mais de 40 anos e em numerosas aplicações, tanto decorativas quanto funcionais. Algumas de suas características incluem: uniformidade do depósito, resistência à corrosão, dureza e resistências aos desgastes abrasivos e adesivo, soldabilidade e baixo coeficiente de atrito. Sua dureza pode ser posteriormente aumentada por tratamentos térmicos. Os depósitos são classificados de acordo com o

conteúdo de fósforo, sendo: baixo, de 1% a 3% P; médio-baixo, de 4% a 6% P; médio-alto, de 7% a 9% P e alto conteúdo de fósforo de 9% a 12% P. O conteúdo de fósforo implica em diferentes propriedades e aplicações. A melhor característica dos revestimentos de níquel químico é a sua capacidade em revestir interiores de tubos e superfícies de formas complexas e irregulares. As aplicações típicas na indústria automobilística são: rodas de alumínio ou aço (juntamente com cromo); eixo diferencial (revestidos com 0,0125 mm a 0,0254 mm, tratados termicamente e com 4% P; componentes de bomba d'água; componentes eletrônicos; componentes de motor elétrico e carburadores.⁴⁹

2.3.5 - Alternativas ao revestimento de cromo.

A pressão para encontrar alternativas ao revestimento de cromo é alimentada, primeiramente, por três questões entrelaçadas: toxicidade, preocupações ambientais e custo.³⁶ O processo de revestimento de cromo gera vários detritos ambientalmente tóxicos (cromo hexavalente), que poluem ar e água.^{36, 50}

Existe um número de comercialmente viáveis alternativas ao revestimento de cromo duro e similares que podem ser usadas em produção, dentre as quais destacam-se os processos: *Physical Vapour Deposition* (PVD) e *High Velocity Oxy-Fuel* (HVOF).^{47, 61} No entanto, para empregar uma das modernas alternativas de revestimentos bem sucedidamente, é importante considerar mais do que o simples desempenho ou custo. A introdução de uma moderna alternativa à eletrodeposição, implica em outras mudanças no processo de fabricação, incluindo modificações das dimensões especificadas e de materiais, mudanças em pré acabamentos e pré revestimentos, mudanças no substrato (dureza e resistência a altas temperaturas), etc.⁴⁷ Portanto, a substituição de tal tecnologia requer muito mais do que simplesmente demonstrar que as modernas alternativas podem desempenhar tão bem ou melhor.⁴⁷

2.3.6 Futuro do revestimento de cromo duro.

Nota-se nos últimos anos, a dificuldade em avaliar materiais alternativos (devido às preocupações ambientais e de segurança associadas ao cromo hexavalente) para aplicações onde o revestimento de cromo é usado. A. Chen *et al* (1996), apresenta uma proposta de redução da camada de cromo duro e frequência de aplicação, reduzindo em escala maior os efeitos ambientais e à saúde dos trabalhadores, através do endurecimento superficial, diminuição do coeficiente de fricção e, conseqüentemente, maior resistência ao desgaste, com a implantação de íons de Nitrogênio por plasma. A garantia de melhor resistência ao desgaste associada à menor espessura do revestimento de cromo duro, implica em melhor desempenho em fadiga da peça revestida.⁷⁷ Entretanto, em praticamente todos os casos, o revestimento de cromo continua a ser usado. Várias indústrias têm identificado e implementado sistemas seguros de manipulação e controle de emissões e procedimentos para cumprir com os regulamentos governamentais e garantir segurança ao trabalhador. Embora essas preocupações, necessárias, tenham elevado o custo associado ao revestimento de cromo, o mesmo ainda permanece uma tecnologia de custo altamente efetivo e atrativa à indústria.

A substituição do cromo será difícil e levará muitos anos. A dureza inerente e outras propriedades físicas fazem com que o revestimento de cromo tenha amplas aplicações em indústrias automotivas. Melhoramentos no processo têm aumentado a dureza e densidade de microtrincas no depósito, resultando em melhores desempenhos. Temas ambientais e de segurança são entendidos e controlados.^{51, 88}

2.4 - Desgaste de materiais.^{52, 87}

Segundo a *Organization for Economic Cooperation and Development* (O. E. C. D.), desgaste é o dano de uma superfície sólida, geralmente envolvendo perda progressiva de material, devido ao movimento relativo entre aquela superfície e uma ou mais substâncias em contato com ela.



Segundo a norma ASTM G40-88, desgaste é a perda progressiva de substância a partir de operação na superfície de um corpo, ocorrendo como resultado de movimento relativo naquela superfície.

Na primeira definição, desgaste não implica necessariamente em remoção de material. Na segunda definição, porém, é necessário que haja remoção de substância para ser considerada como desgaste.

Os principais processos de desgastes são classificados como:

- **Adesivo** → ocorre pela transferência de material de uma superfície para outra durante o movimento relativo, devido à formação de junções na fase sólida.
- **Abrasivo** → ocorre pela retirada de material, devido a partículas duras ou protuberantes, forçadas contra uma superfície sólida e em movimento relativo com ela.
- **Erosivo** → ocorre quando um corpo é desgastado pelas interações mecânicas com um fluido contendo um ou mais componentes, ou pelo impacto de partículas sólidas ou líquidas.
- **Por fadiga** → ocorre através da remoção de partículas devido a variações cíclicas de carga.
- **Corrosivo** → ocorre quando predominam as reações químicas ou eletroquímicas com o meio.

| ENSAYES* | | |
|----------|---------|--------|
| Corrosão | Abrasão | Adesão |
| 9 | 8 | 12 |

* Os ensaios de fadiga e erosão foram realizados com a participação dos pesquisadores do Instituto de Engenharia e Metalurgia para se avaliar a influência de processos de fabricação.

3 MATERIAIS E MÉTODOS.

3.1 Material.

O material principal utilizado neste estudo foi o aço de uso aeronáutico, ABNT 4340, de baixa liga, alta resistência mecânica, excelente temperabilidade e boas características em fadiga.

Todo o material utilizado para a confecção dos corpos de prova foi analisado quimicamente e fornecido pela EMBRAER/EDE. Os resultados da análise química do material estão apresentados na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 - Composição química do aço ABNT 4340.

| Composição % | C | S | Mn | Cr | Ni | Mo |
|--------------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|
| Especificado | 0,38-0,43 | 0,25 máx. | 0,60-0,80 | 0,70-0,90 | 1,65-2,00 | 0,20-0,30 |
| Encontrado | 0,39 | <0,01 | 0,69 | 0,74 | 1,70 | 0,23 |

Do material citado foram confeccionados 75 corpos de prova e distribuídos nos ensaios apresentados na Tabela 3.2.

Tabela 3.2 - Distribuição dos corpos de prova por ensaios mecânicos.

| ENSAIOS* | | | |
|----------|---------|--------------|----------------------------|
| Tração | Impacto | Fragilização | Fadiga por Flexão Rotativa |
| 4 | 4 | 9 | 58 |

Além destes, foram confeccionados mais 29 corpos de prova em chapa de 1 mm de espessura, em aço ABNT 4130 normalizado e distribuídos conforme a Tabela 3.3.

Tabela 3.3 - Distribuição dos corpos de prova por ensaios tribológicos e de corrosão.

| ENSAIOS* | | |
|----------|---------|--------|
| Corrosão | Abrasão | Adesão |
| 9 | 8 | 12 |

* Os ensaios de tração e impacto foram realizados para a determinação das propriedades mecânicas do material; fragilização e adesão para se verificar a qualidade do processo de eletrodeposição.



3.2 Métodos.

3.2.1 Procedimentos para os tratamentos térmicos.

Os corpos de prova para os ensaios de tração, fadiga por flexão rotativa e impacto foram confeccionados da mesma barra, laminada, de 19,05 mm (3/4") de diâmetro, fornecida cortada em tarugos de 330 mm de comprimento, temperados e revenidos. Evitou-se com isso a possibilidade de empenamento dos corpos de prova com o tratamento térmico de têmpera pós usinagem.

O tratamento térmico consistiu de têmpera com aquecimento à temperatura de 815 °C a 845 °C, em forno com atmosfera controlada, permanecendo nesta temperatura durante 45 minutos, seguido de resfriamento em óleo a 20 °C. O revenimento foi realizado com aquecimento a (520 ± 5) °C, permanência nesta temperatura durante 2 horas e resfriamento ao ar calmo. O tratamento térmico resultou em estrutura martensítica com dureza de 39 HRC. A representação esquemática dos tratamentos térmicos está indicada na Figura 3.1.

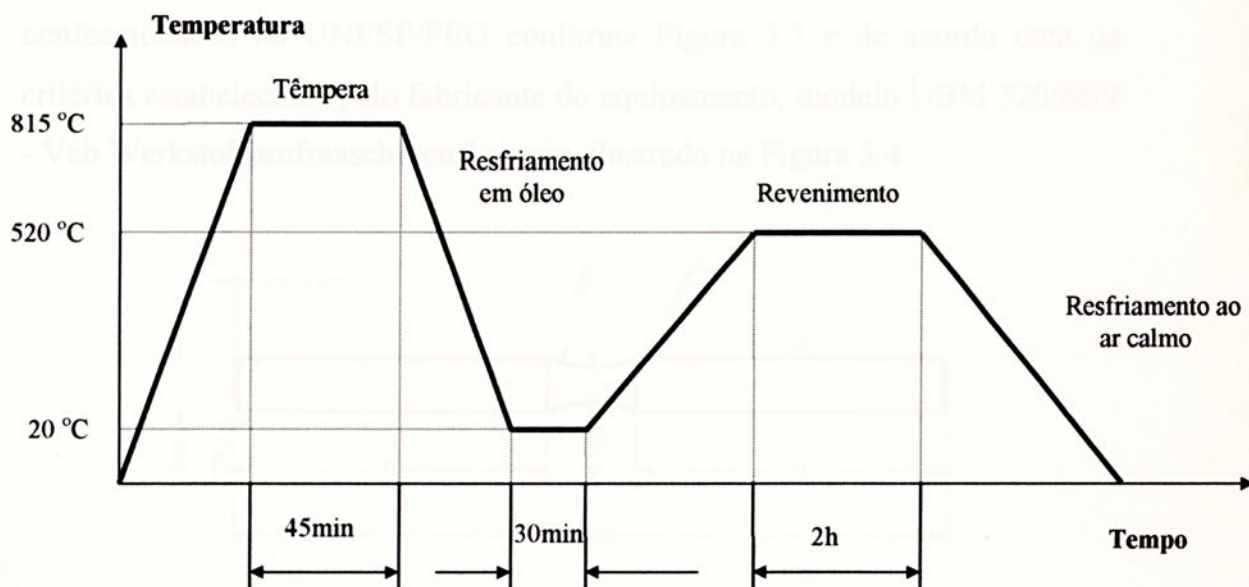


FIGURA 3.1 - Representação esquemática dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento.

3.2.2 Procedimentos para ensaios de tração.

Os corpos de prova para ensaios de tração foram confeccionados na UNESP/FEG conforme dimensões da Figura 3.2 e de acordo com os critérios estabelecidos pela norma ASTM E 8M.⁷⁵ Os ensaios foram realizados na EMBRAER/EDE, através do equipamento universal modelo Otto Volpert de 196 kN de capacidade, à temperatura ambiente e com velocidade de 1 mm/min.

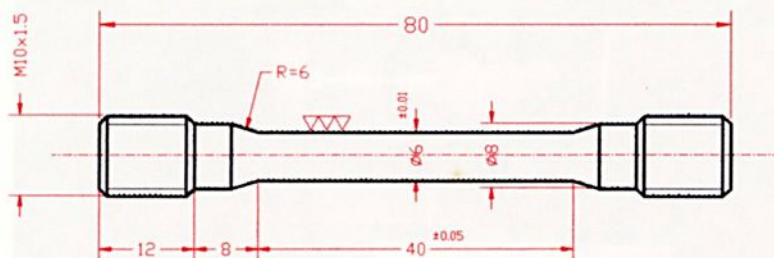


FIGURA 3.2 - Dimensões do corpo de prova para ensaio de tração.

3.2.3 Procedimentos para ensaios de fadiga por flexão rotativa.

Os corpos de prova para ensaios de fadiga por flexão rotativa foram confeccionados na UNESP/FEG conforme Figura 3.3 e de acordo com os critérios estabelecidos pelo fabricante do equipamento, modelo UBM 520/86/9 - Veb Werkstoffprufmaschinen Leipzig, ilustrado na Figura 3.4.

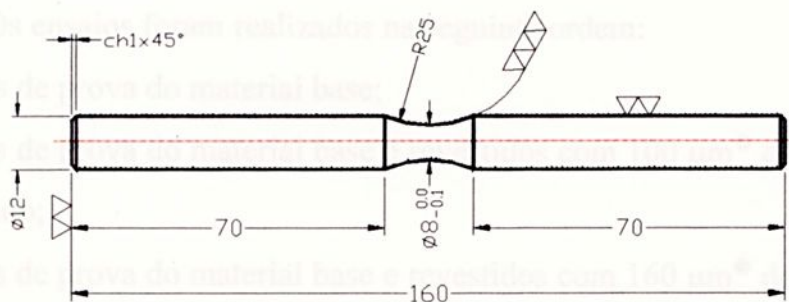


FIGURA 3.3 - Dimensões do corpo de prova para ensaio de fadiga por flexão rotativa.

Após a confecção final, os corpos de prova de fadiga por flexão rotativa foram lixados, nas seções reduzidas, com papel abrasivo de granulometria 600, resultando em uma rugosidade superficial média $R_a \approx 2,75 \mu\text{m}$. Posteriormente, foram inspecionados dimensionalmente e por partículas magnéticas.

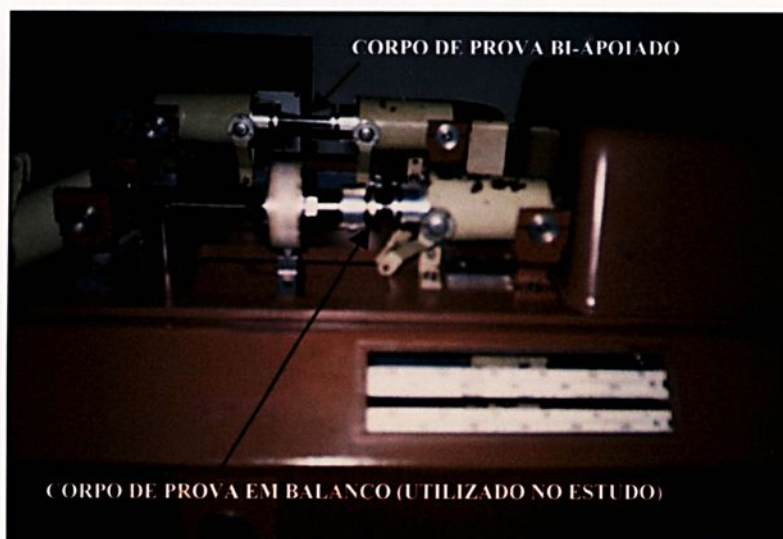


FIGURA 3.4 - Máquina de fadiga por flexão rotativa.

Os ensaios foram realizados na UNESP/FEG, a 3.000 rpm, frequência de 50 Hz, razão de carga $R = -1$, temperatura ambiente e considerando a tensão correspondente à fratura total como a de resistência à fadiga ou 10^7 ciclos como limite de resistência à fadiga do corpo de prova (vida infinita).

Os ensaios foram realizados na seguinte ordem:

- Corpos de prova do material base;
- Corpos de prova do material base e revestidos com $100 \mu\text{m}^{\circ}$ de cromo duro aditivado;
- Corpos de prova do material base e revestidos com $160 \mu\text{m}^{\circ}$ de cromo duro convencional;⁶¹

⁶¹ A EMBRAER/EDE utiliza nos eixos das rodas de seus trens de pouso, espessuras de $100 \mu\text{m}$ a $160 \mu\text{m}$ de cromo duro. Neste estudo, variou-se, portanto, estas espessuras com o objetivo de se ampliar os conhecimentos (banco de dados) relativos às mudanças em suas propriedades.

- Corpos de prova do material base e revestidos com 10 μm de cromo duro aditivado sobre 13 μm de níquel químico;
- Corpos de prova do material base e revestidos com 145 μm de cromo duro aditivado sobre 15 μm de níquel químico;
- Corpos de prova do material base, submetidos a *shot peening* e revestidos com 100 μm de cromo duro aditivado;
- Corpos de prova do material base, submetidos a *shot peening* e revestidos com 145 μm de cromo duro aditivado sobre 15 μm de níquel químico.

Os tratamentos superficiais de cromo duro, níquel químico e *shot peening* foram aplicados apenas na região central ($R=25$) dos corpos de prova.

Para efeito comparativo foram utilizados os dados obtidos por R. C. Souza⁶¹ (1998), com corpos de prova de mesmo material e dureza, fornecidos revestidos com cromo duro convencional (160 μm), também pela EMBRAER/EDE e ensaiados em fadiga por flexão rotativa na mesma máquina e mesmas condições anteriormente citadas.

A Figura 3.5 apresenta a distribuição dos grupos de corpos de prova ensaiados.

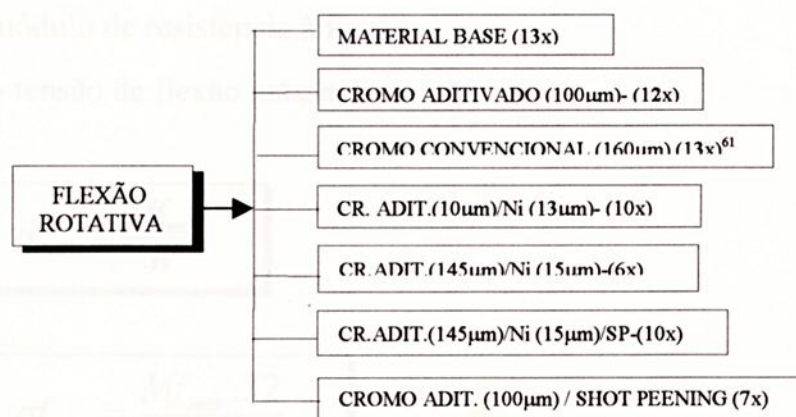


FIGURA 3.5 - Grupos de corpos de prova utilizados no estudo.

O modo de carregamento empregado está representado na Figura 3.6.

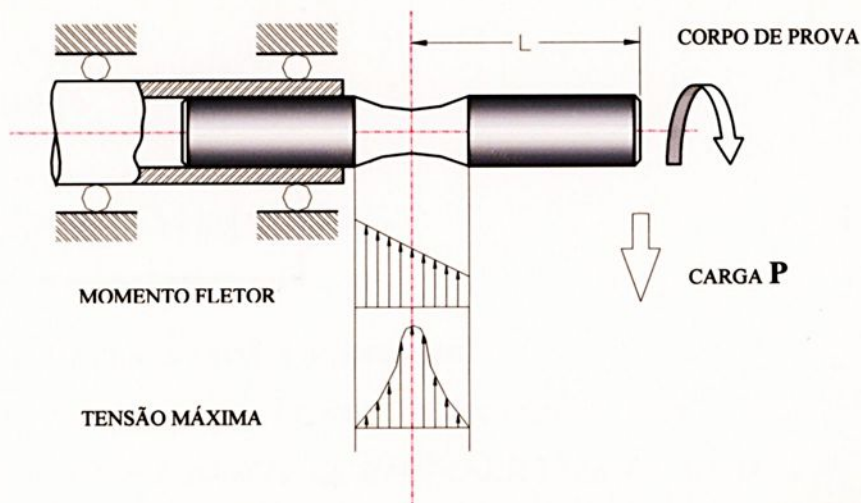


FIGURA 3.6 - Modo de carregamento do ensaio de fadiga por flexão rotativa.

As cargas aplicadas nos corpos de prova foram determinadas pela seguinte equação:

$$M_f = F' \times L = (F - I) \times 10 [N \times cm] \quad (3.1)$$

$I \rightarrow$ limite de erro da máquina = 14,60 N;

$L \rightarrow$ 10 cm (característica da máquina de fadiga);

$M_f \rightarrow$ momento de flexão;

$W_f \rightarrow$ módulo de resistência à flexão;

$\sigma_{f_{máx.}} \rightarrow$ tensão de flexão máxima.

$$\sigma_{f_{máx.}} = \frac{M_{f_{máx.}}}{W} \quad (3.2)$$

$$\sigma_{f_{máx.}} = \frac{M_{f_{máx.}} \cdot 32}{\pi d^3} \quad (3.3)$$

Carga a ajustar:

$$F = \frac{\sigma \cdot (0,8)^3}{101,86} + 14,60 [N] \quad (3.4)$$

$$F = 0,005 \cdot \sigma_{m\acute{a}x} + 14,60 [N] \quad (3.5)$$

3.2.4 Procedimentos para ensaios de impacto.

Os corpos de prova foram confeccionados pela UNESP/FEG conforme Figura 3.7 e ensaiados na EMBRAER/EDE de acordo com os critérios estabelecidos pela norma ASTM-E 23.⁷⁶

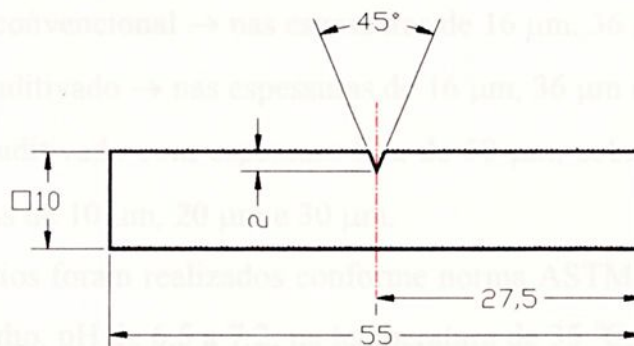


FIGURA 3.7 - Dimensões do corpo de prova para ensaio de impacto.

3.2.5 Procedimentos para ensaios de fragilização.

Os corpos de prova foram confeccionados na EMBRAER/EDE, conforme Figura 3.8, revestidos com cromo duro aditivado (3x), cromo duro aditivado sobre níquel químico (3x) e cromo duro convencional (3x) e ensaiados de acordo com os critérios estabelecidos pela norma ASTM F 519.⁸³

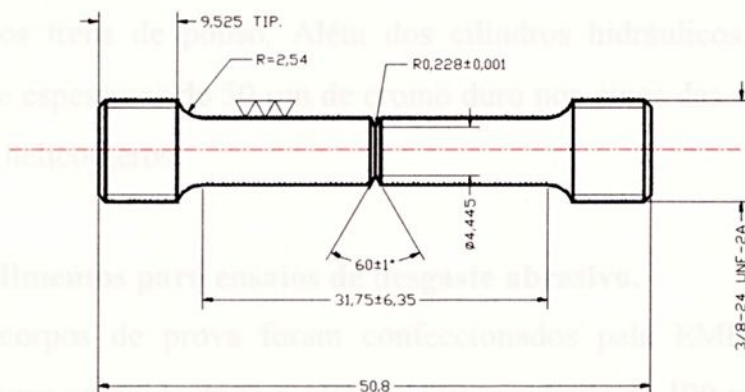


FIGURA 3.8 - Dimensões do corpo de prova para ensaio de fragilização.

O material utilizado para este ensaio foi o aço ABNT 4340, porém, com maior dureza - 50 HRC - por ser esta condição a mais susceptível à fragilização pelo hidrogênio.⁸³

3.2.6 Procedimentos para ensaios de corrosão por névoa salina.

Os corpos de prova foram confeccionados pela EMBRAER/EDE, utilizando chapa normalizada de aço ABNT 4130, contendo 1 mm de espessura por 76 mm de largura por 254 mm de comprimento, rugosidade superficial média $R_a \approx 0,2 \mu\text{m}$ e posteriormente revestidos com:

- Cromo duro convencional → nas espessuras de 16 μm , 36 μm e 49 μm ;
- Cromo duro aditivado → nas espessuras de 16 μm , 36 μm e 49 μm ;
- Cromo duro aditivado com espessura fixa de 50 μm , sobre níquel químico nas espessuras de 10 μm , 20 μm e 30 μm .

Os ensaios foram realizados conforme norma ASTM B 117⁷⁸ (em 5% de cloreto de sódio, pH de 6,5 a 7,2; na temperatura de 35 °C, com as amostras mantidas entre 15° a 30° em relação ao eixo vertical). Estes parâmetros simulam o ambiente marítimo de forma mais agressiva (5% NaCl), induzindo a um processo de corrosão acelerada. As amostras foram analisadas qualitativamente, através de tratamentos das imagens de suas superfícies, por meio de software específico.

As espessuras dos revestimentos de cromo duro apresentadas acima são críticas e correspondem às aplicadas nos vários cilindros hidráulicos utilizados nos trens de pouso. Além dos cilindros hidráulicos, emprega-se normalmente espessuras de 50 μm de cromo duro nos eixos das rodas de trens de pouso de helicópteros.

3.2.7 Procedimentos para ensaios de desgaste abrasivo.

Os corpos de prova foram confeccionados pela EMBRAER/EDE, utilizando chapa recozida de aço ABNT 4130, quadrada de 100 mm por 4 mm



de espessura e obedecendo às especificações da norma FED-STD-141.⁷⁹ Posteriormente, os corpos de prova foram revestidos com cromo duro convencional e cromo duro aditivado, ambos com camada de 100 μm .

Os ensaios foram realizados na EMBRAER/EDE, em “Taber Abraser”, na temperatura ambiente, com carga de 10 N e utilizando disco abrasivo CS-17. Os resultados foram analisados em função do índice de desgaste (mg/1.000 ciclos) e total de ciclos para desgaste (mg/10.000 ciclos), comparativos entre ambos os revestimentos.

3.2.8 Procedimentos para ensaios de adesão.

Os corpos de prova foram confeccionados pela EMBRAER/EDE, utilizando chapa normalizada em aço ABNT 4130, contendo 1 mm de espessura por 25 mm de largura por 100 mm de comprimento. Posteriormente, os corpos de prova foram revestidos com cromo duro convencional (3x), cromo duro aditivado (3x), ambos com camada de 100 μm ; e cromo duro aditivado (145 μm) sobre níquel químico (15 μm), com e sem pré tratamento de *shot peening* (sendo, também, três corpos de prova por grupo), totalizando, portanto, 12 corpos de prova. Os corpos de prova foram dobrados a 180° sobre um mandril de 1 mm de diâmetro. Posteriormente, a superfície de dobra foi observada, com ampliação de 10x, por possíveis delaminações dos revestimentos, de acordo com a norma ASTM B 571⁸²

3.2.9 Procedimentos para eletrodeposição de cromo duro convencional.

A eletrodeposição de cromo duro convencional (com catalizador simples à base de sulfato) foi realizada em uma solução contendo 250 g/L de ácido crômico e 2,5 g/L de ácido sulfúrico, com densidade de corrente de 31 A/dm² a 46 A/dm², velocidade de deposição de 20 $\mu\text{m}/\text{h}$ a 30 $\mu\text{m}/\text{h}$, na temperatura de 50 °C a 60 °C, conforme a norma QQ-C-320, classe 2.⁸⁴



3.2.10 Procedimentos para eletrodeposição de cromo duro aditivado.

A eletrodeposição de cromo duro aditivado foi realizada em uma solução contendo 250 g/L de ácido crômico e 2,7 g/L de ácido sulfúrico, com densidade de corrente de 55 A/dm² a 65 A/dm², velocidade de deposição de 80 µm/h, na temperatura de 55 °C a 60 °C. Foi utilizado um banho com catalizador duplo, sendo um à base de sulfato e outro isento de fluoreto, em solvente clorato. O termo *aditivado*, neste trabalho, refere-se ao revestimento de cromo duro com alta velocidade de deposição e livre de ions fluoreto.

3.2.11 Procedimentos para determinação de microtrincas nos revestimentos de cromo duro.

As amostras foram confeccionadas de chapa normalizada de aço ABNT 4130, contendo 25 mm x 25 mm x 1 mm de espessura, rugosidade superficial $R_a \approx 0,2 \mu\text{m}$ e revestidas com cromo duro aditivado e cromo duro convencional, ambos com 100 µm de espessura. As microtrincas foram reveladas superficialmente através de ataque anódico, com densidade de 20 A/dm², durante 30 segundos, no próprio banho de cromagem. As densidades de microtrincas foram determinadas quantitativamente através de imagens adquiridas no equipamento Nikon, modelo Apophot[®], submetidas a tratamento de equalização no *software* analisador "Image Pro Plus" e posterior contagem estereológica do número de intercessões das redes de microtrincas superficiais com as linhas de teste graduadas, por um dado comprimento linear. Foi aplicada uma grade horizontal contendo 20 linhas de teste para cada campo de amostragem, de um total de 20 campos.

3.2.12 Procedimentos para deposição de níquel químico.

O revestimento de níquel químico foi realizado em uma solução contendo 20 g/L de NiSO₄ e 24 g/L de NaH₂PO₂, com pH 5, na temperatura de

• Equipamento adquirido através do processo n° 97/06287-5 da FAPESP.



82 °C a 88 °C, com velocidade de deposição de 8 $\mu\text{m/h}$ a 10 $\mu\text{m/h}$ e produzindo um revestimento com alto teor de fósforo (10% a 12%)P.

Antes da aplicação dos tratamentos superficiais, os corpos de prova foram tratados termicamente por 4 horas a 190 °C para alívio das tensões internas, limpos por desengraxante a vapor e desengraxante alcalino e submetidos a ataque anódico de 15 A/dm² a 30 A/dm², durante 1 a 3 minutos na mesma solução. Após a eletrodeposição os corpos de prova foram submetidos a tratamento térmico de desidrogenação por 8 horas a 190 °C para aliviar as tensões internas e evitar a fragilização por hidrogênio do material.

As rugosidades superficiais foram determinadas através do equipamento Mitutoyo 301, usando *cut-off* de 0,8 mm.

3.2.13 Procedimentos para a aplicação de *shot peening*.

O processo de *shot peening* foi empregado de acordo com a norma MIL-S-13165C⁸⁰, com intensidade de 0,008 A, utilizando esferas tipo S 230 (\varnothing 1 mm) em aço, e cobertura de 200%. O tratamento foi executado diretamente sobre os corpos de prova de fadiga por flexão rotativa anterior aos revestimentos e apenas na região central (R=25).

3.2.14 Análises das superfícies de fratura e análises metalográficas.

As análises foram realizadas nos corpos de prova fraturados em fadiga por flexão rotativa, através de imagens obtidas nos microscópios eletrônicos de varredura modelos LEO 435 vpi e Zeiss DSM 950 do Departamento de Materiais do Centro Técnico Aeroespacial (CTA/AMR), e microscópios ópticos modelos Apophot e Neophot 30 do Departamento de Materiais e Tecnologia da Universidade Estadual Paulista (UNESP/FEG).

As amostras metalográficas foram embutidas à quente, preparadas com papel de granulometria máxima de n^o 1000 e polidas com alumina (99,8%) e suspensão de sílica coloidal para polimento final tipo OP-S. O reagente utilizado para ataque foi Nital a 3%, durante 10 segundos.



4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Ensaio mecânicos básicos.

Os resultados dos ensaios de tração, impacto e dureza, realizados de acordo com as normas ASTM E 8M⁷⁵, ASTM E 23⁷⁶ e ASTM E 18⁸¹, respectivamente, estão apresentados na Tabela 4.1 e confirmaram as propriedades mecânicas especificadas pela norma MIL-HDBK-5.⁶²

Tabela 4.1 - Características mecânicas do material.

| PROPRIEDADES MECÂNICAS | ESPECIFICADA | ENCONTRADA |
|--|--------------|------------|
| Limite de Resistência à Tração (MPa) | 1210-1380 | 1240 |
| Limite de Escoamento (MPa) | 980 (mín.) | 1118 |
| Alongamento percentual específico (%) | 12 (mín.) | 14,9 |
| Dureza (HRC) | 38 - 40 | 39 |
| Energia Absorvida -EA (J) | 32 (mín.) | 33 |
| Energia Absorvida/unid. de área - (J/cm ²) | 40 (mín.) | 41,25 |

4.2 Ensaio de fragilização.

Todos os corpos de prova concluíram as 200 horas do ensaio, submetidos à carga de 57.262,50 N, sem fratura (ver Apêndice, pág. 157). Os resultados, portanto, indicam que não houve fragilização por hidrogênio durante os processos de revestimentos empregados.

4.3 Ensaio de adesão.

Ambos os revestimentos de cromo duro e os revestimentos de cromo duro aditivado sobre níquel químico, não apresentaram destacamentos em relação ao material base e entre si.

O desempenho de um material revestido é função de sua boa adesão com este revestimento. Portanto, a determinação desta propriedade é de grande importância prática.

Desta forma, os resultados dos ensaios de fragilização e adesão confirmaram a excelente qualidade dos processos eletroquímicos utilizados, atendendo aos padrões aeronáuticos.

4.4 Microtrincas em revestimentos de cromo duro.

As Figuras 4.1 e 4.2 apresentam redes superficiais de microtrincas dos revestimentos de cromo duro aditivado e convencional, reveladas após ataque anódico, durante 30 segundos, com densidade de corrente de 20 A/dm^2 .

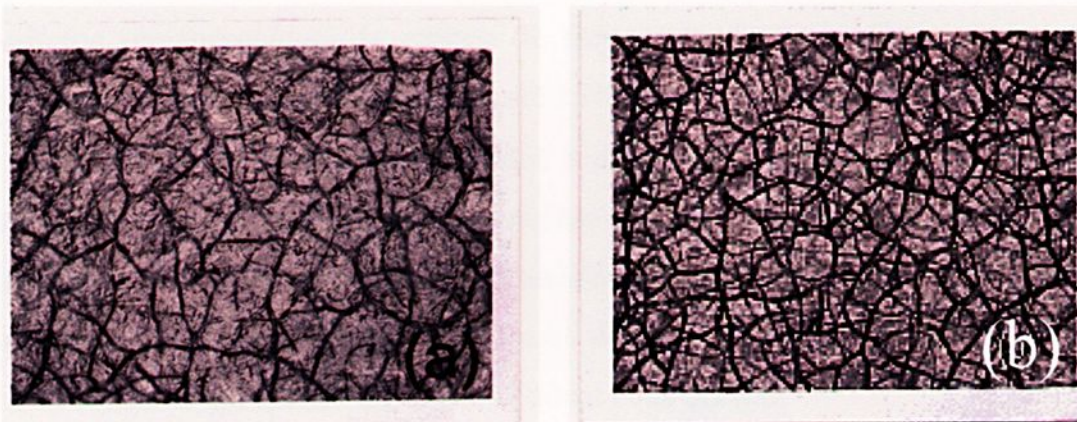


FIGURA 4.1 (200x) - Microscopia óptica da rede superficial de microtrincas em revestimentos de cromo duro convencional (a) e aditivado (b). Ataque anódico- 20 A/dm^2 por 30 seg.

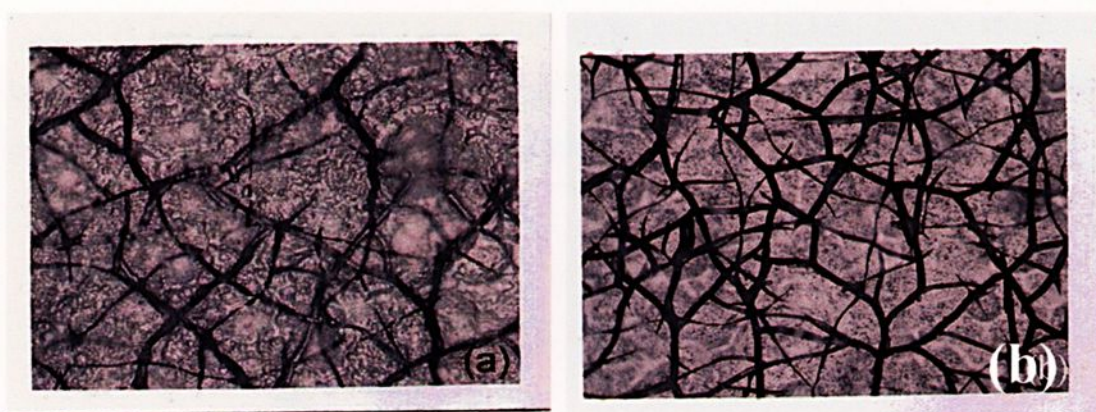


FIGURA 4.2 (400x) - Microscopia óptica, com maior ampliação, da rede superficial de microtrincas em revestimentos de cromo duro convencional (a) e aditivado (b).

Observa-se nas Figs. 4.1 e 4.2 uma rede superficial de microtrincas mais densa nos revestimentos de cromo duro aditivado (b) em relação aos revestimentos de cromo duro convencional (a). A análise quantitativa de ambas as densidades de microtrincas resultaram nos valores médios de 1512 trincas/cm e desvio padrão de 190,6 trincas/cm para o revestimento de cromo duro aditivado, contra somente 223 trincas/cm e desvio padrão de 57,5

trincas/cm para o convencional.⁹⁰ Como mencionado na “Revisão da Literatura”, microtrincas surgem em função das altas tensões residuais de tração, geradas pela formação e decomposição de hidretos de cromo durante o processo de eletrodeposição, bem como da mudança da forma alotrópica dos hidretos remanescentes, de cúbico de face centrada para cúbico de corpo centrado, causando uma redução em até 15% no volume do depósito.^{33, 39, 40}

Pina *et al*⁴¹, demonstraram que a densidade de microtrincas varia ao longo da espessura, sendo maior no núcleo do revestimento e menor, tanto na interface (devido ao balanço com as tensões residuais do substrato), como na superfície, onde apresentam-se em forma de rede, sem direção preferencial e caracterizando um estado de tensão residual equi-biaxial.

Conforme A. Jones⁵³, a quantidade de microtrincas é o parâmetro mais importante para o controle da tensão interna do revestimento do que os produtos químicos utilizados no banho.

A Figura 4.3 apresenta a composição química (EDS) do revestimento de cromo duro aditivado de um corpo de prova de fadiga, determinada no microscópio eletrônico de varredura modelo Leo 431 vpi do CTA/AMR.

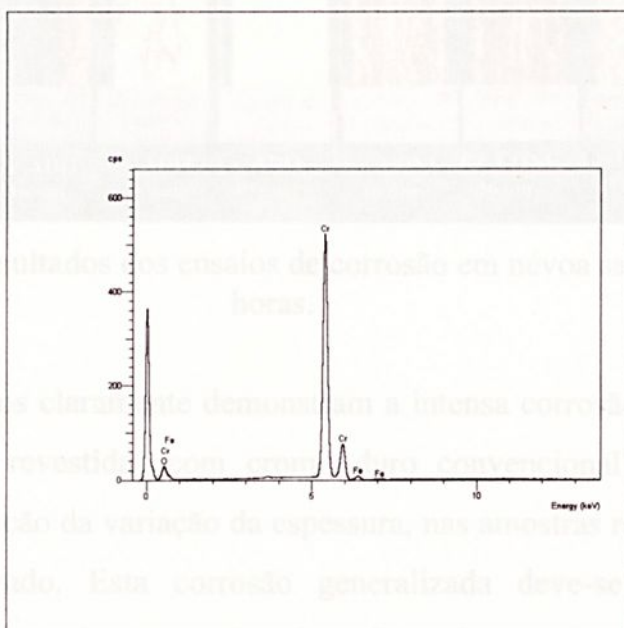


FIGURA 4.3 – Análise química (EDS), do revestimento de cromo duro aditivado.

4.5 Ensaio de corrosão por névoa salina.

A Tabela 4.2 apresenta os resultados dos ensaios de corrosão em névoa salina, em 24h e 48h, comparativos entre as amostras revestidas com cromo duro aditivado e amostras revestidas com cromo duro convencional, em três espessuras diferentes.

Tabela 4.2 – Ensaio de corrosão em névoa salina após 24h e 48h.

| ENSAIO DE CORROSÃO (% DE ÁREA CORROÍDA) | | | | | | |
|---|----------------------|------------------|------------------|-------------------------|------------------|------------------|
| REVEST. | CROMO DURO ADITIVADO | | | CROMO DURO CONVENCIONAL | | |
| TEMPO | 16 μm | 36 μm | 49 μm | 16 μm | 36 μm | 49 μm |
| 24 h | 80% | 10% | OK | 70% | 90% | 50% |
| 48 h | 100% | 30% | 5% | 100% | 100% | 100% |

A Figura 4.4 apresenta as respectivas amostras após 48 horas de ensaio.

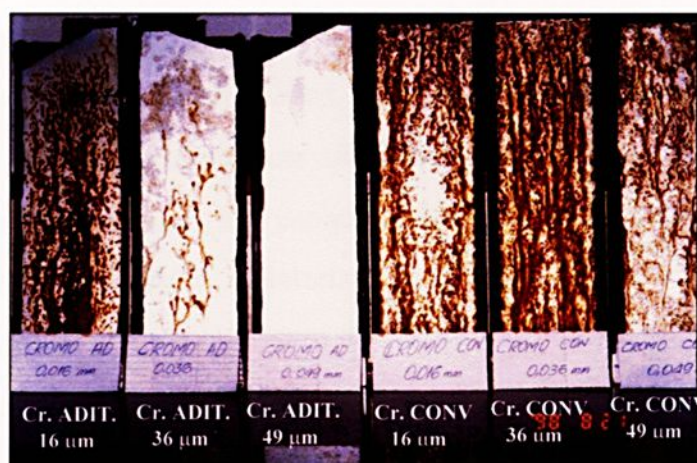


FIGURA 4.4 - Resultados dos ensaios de corrosão em névoa salina após 48 horas.

Os resultados claramente demonstram a intensa corrosão ocorrida em todas as amostras revestidas com cromo duro convencional e, de forma diferenciada em função da variação da espessura, nas amostras revestidas com cromo duro aditivado. Esta corrosão generalizada deve-se ao fato do revestimento de cromo duro possuir microtrincas inerentes ao processo de eletrodeposição que quando se estendem ao longo de toda a sua espessura

funcionam como "canais", direcionando o processo corrosivo à interface com o material base, acelerando-o.

Ainda, da Figura 4.4, observa-se a maior resistência à névoa salina da amostra revestida com 49 μm de espessura de cromo duro aditivado, a qual apresentou apenas 5% de sua superfície corroída. Nas mesmas condições, a corrosão nas amostras revestidas com cromo duro convencional foi praticamente total, isto é, apresentou cerca de 100% de sua área corroída. Este comportamento deve-se à maior densidade de microtrincas e porosidades contidas no revestimento de cromo duro aditivado.⁵⁵ Quanto maior o número de microtrincas no depósito, menor a penetração da corrosão, isto é, maior a densidade de microtrincas, maior a distribuição do processo corrosivo ao longo da superfície da peça, ao passo que menor densidade implica em maior concentração do processo corrosivo e, portanto, maior a velocidade da corrosão.⁴⁸ Depósitos com muito baixa quantidade de microtrincas têm-nas mais profundas em relação a depósitos com maior quantidade.⁵³ Ainda, segundo o mesmo autor, as microtrincas são muito estreitas (cerca de 0,1 μm de largura), diminuindo, portanto, sua capacidade de umidecimento.

Como citado no capítulo "Materiais e Métodos", apesar da maior densidade de microtrincas, o revestimento de cromo duro aditivado apresentou menor rugosidade superficial ($R_a \approx 0,74 \mu\text{m}$)[•] em comparação ao revestimento de cromo duro convencional ($R_a \approx 1,60 \mu\text{m}$)[•]. Em geral, a resistência à corrosão está associada a rugosidade superficial, isto é, quanto maior a rugosidade da superfície, maior o ataque corrosivo, devido a maior área superficial.⁵⁴ Isto também está associado à melhor distribuição da relação entre células anódicas (vales) e catódicas (picos) na superfície.

Portanto, o processo de eletrodeposição com cromo duro convencional produziu menor densidade e, conseqüentemente, mais profundas microtrincas.

[•] Medições feitas nos revestimentos aplicados em substratos de aço ABNT 4130, com $R_a=0,2 \mu\text{m}$.



A resistência à corrosão do revestimento de cromo é de grande importância em aplicações onde a resistência ao desgaste é desejada.⁵³ Estudos desenvolvidos por Menthe & Rie⁵⁶ com implantação de íon nitrogênio por plasma em uma peça ferramenta revestida com cromo, melhorou sua resistência ao desgaste por um fator de dois e sua resistência à corrosão por um fator de cinco.

Os resultados dos ensaios de corrosão em névoa salina das amostras revestidas com uma camada intermediária de níquel químico estão indicados na Tabela 4.3 e Figura 4.5. Os ensaios foram realizados em amostras revestidas com 50 μm de cromo duro aditivado sobre três diferentes camadas intermediárias de níquel químico: 10 μm , 20 μm e 30 μm , respectivamente.

Tabela 4.3 - Resultados dos ensaios de corrosão em névoa salina.

| CDP | | ÁREA CORROÍDA (%) | | | | | | | |
|----------------------|----------------------|-------------------|-----|------|------|------|------|------|------|
| Cr (μm) | Ni (μm) | 24h | 48h | 120h | 144h | 168h | 216h | 288h | 312h |
| 50 | 10 | OK | OK | OK | 10 | 30 | 50 | 70 | 80 |
| | 20 | OK | OK | OK | OK | OK | OK | OK | OK |
| | 30 | OK | OK | OK | OK | OK | OK | OK | OK |

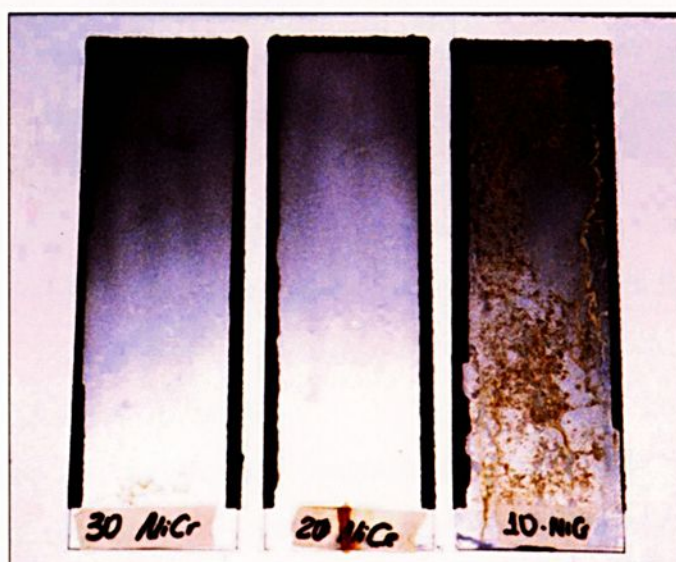


FIGURA 4.5 - Resultados dos ensaios de corrosão em névoa salina (312 h).

Observa-se que durante todo o ensaio, somente a amostra revestida com camada intermediária de 10 μm de níquel químico sofreu corrosão, a qual em 144 horas apresentou aproximadamente 10% de sua área corroída e atingindo cerca de 80% após 312 horas. Por outro lado, visualmente, nenhuma corrosão foi observada nas demais amostras revestidas com espessuras de 20 μm e 30 μm de níquel químico, durante todo o ensaio.

Apesar da grande melhoria no desempenho em corrosão por névoa salina somente com a duplicação da espessura da camada intermediária de níquel químico, os resultados apresentados pela amostra corroída (10 μm) em 144 horas, foram satisfatórios, melhorando por um fator de três os resultados obtidos pelas amostras revestidas com somente cromo duro aditivado (48 horas). Em função destes resultados, foi decidido pela aplicação de aproximadamente 15 μm de espessura de níquel químico nos corpos de prova para ensaios de fadiga por flexão rotativa.

Chitty *et al*⁵⁷, atribuem o excelente desempenho em ambientes agressivos dos depósitos de níquel químico (10% P), na condição "como depositado", à sua alta densidade, baixa porosidade (2,5%) e estrutura amorfa, que não apresenta regiões preferenciais como contornos de grãos, onde normalmente ocorrem precipitações de partículas em metais policristalinos e propiciam a formação de pequenas células anódicas/catódicas (corrosão intergranular).

Sabe-se que camadas de níquel químico são suficientemente densas e funcionam como efetivas barreiras entre o substrato e o ambiente corrosivo.⁵⁸

4.6 Ensaios de desgaste abrasivo.

Os resultados dos ensaios de desgaste abrasivo estão apresentados na Tabela 4.4 e ilustrados na Figura 4.6, mostrando o comportamento das amostras revestidas com 100 μm de cromo duro convencional e 100 μm de cromo duro aditivado, em espessura (condição mínima utilizada nos eixos de



trens de pouso da EMBRAER/EDE), em relação ao índice de desgaste (mg/1.000 ciclos) e quantidade total de desgaste após 10 mil ciclos.

Na maioria das aplicações de cromo duro, a resistência ao desgaste é o fator chave para sua escolha e densidade de microtrincas e microdureza são fundamentais para este comportamento.^{39, 48} Porém, falhas catastróficas do revestimento podem ocorrer quando o mesmo for submetido a esforços de deslizamento, sem detectável desgaste superficial.⁵⁹

Arieta *et al*⁵⁹, constataram que a topografia da superfície do revestimento de cromo, em termos de nodularidade e configuração de trincas, tem maior influência na durabilidade, através de sua capacidade de umedecimento e tenacidade à fratura.

Tabela 4.4 - Resultados dos ensaios de desgaste abrasivo.

| ENSAIO DE DESGASTE ABRASIVO (DISCO ABRASIVO CS-17) | | | | | | | | | | | | |
|--|------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|------|------|
| CICLOS | 1000 | 2000 | 3000 | 4000 | 5000 | 6000 | 7000 | 8000 | 9000 | 10000 | MED. | D.P. |
| CROMO DURO ADITIVADO | | | | | | | | | | | | |
| mg/1000 | 8,30 | 5,10 | 3,10 | 2,60 | 1,90 | 1,60 | 1,50 | 1,20 | 1,00 | 0,80 | 2,71 | 2,34 |
| total mg | 8,30 | 13,40 | 16,50 | 19,10 | 21,00 | 22,60 | 24,10 | 25,30 | 26,30 | 27,10 | | |
| CROMO DURO CONVENCIONAL | | | | | | | | | | | | |
| mg/1000 | 2,83 | 2,4 | 2,76 | 3,00 | 3,50 | 2,80 | 2,97 | 2,33 | 2,90 | 3,30 | 2,91 | 0,88 |
| total mg | 2,83 | 5,57 | 8,33 | 11,33 | 14,83 | 17,63 | 20,60 | 22,93 | 25,83 | 29,13 | | |

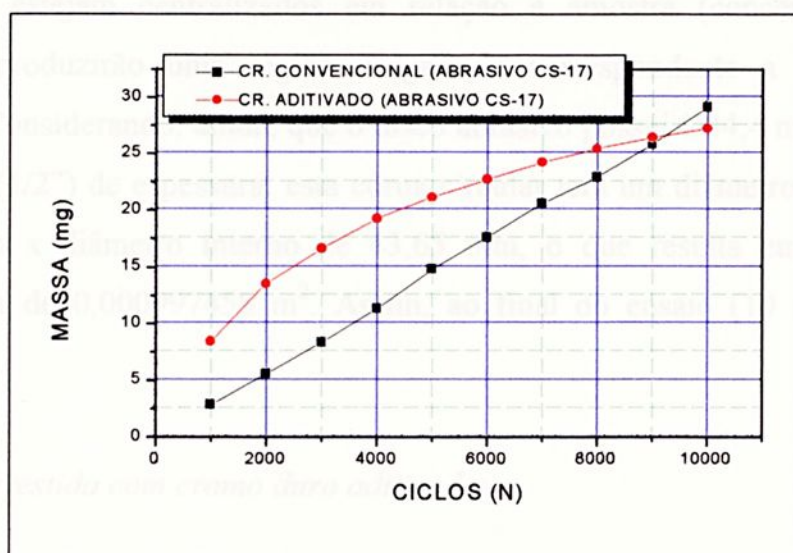


FIGURA 4.6 – Ensaio de desgaste abrasivo.

Analisando os resultados apresentados na Tabela 4.4, observa-se grande perda em massa nos primeiros mil ciclos, em amostras revestidas com cromo duro aditivado. Porém, nos ciclos subseqüentes estas perdas foram menores, variando parabolicamente a cada mil ciclos, sugerindo estabilidade. Em relação às amostras revestidas com cromo duro convencional, os resultados demonstraram perda em massa por mil ciclos (índice de desgaste) regular, com desgaste médio em torno de 2,91 mg/1000 ciclos e desvio padrão de 0,88 mg/1000 ciclos. Isto pode ser explicado pela variação de dureza ao longo da espessura dos revestimentos, conforme apresentado na Tabela 4.5. Isto é, a menor dureza superficial apresentada pelo revestimento de cromo duro aditivado e seu aumento ao longo da espessura, superior à apresentada pelo revestimento de cromo duro convencional, pode explicar a diminuição em seu índice de desgaste. Para o revestimento de cromo duro convencional, a Figura 4.6 indica que não houve uma variação significativa na microdureza ao longo da espessura desgastada (correspondente a 10 mil ciclos do ensaio). Provavelmente, a reversão nos comportamentos em "Taber Abraser" pode ter ocorrido na região ao longo da espessura correspondente a de mudança nas respectivas durezas. Isto pode ser estimado: considerando que os discos abrasivos estejam centralizados em relação à amostra (concêntricos), os mesmos produzirão uma região desgastada correspondente a uma coroa circular. Considerando, ainda, que o disco abrasivo possui $\varnothing 44,4$ mm ($1\frac{3}{4}$ ") x 12,7 mm ($1/2$ ") de espessura, esta coroa circular terá um diâmetro externo de 56,35 mm x diâmetro interno de 43,65 mm, o que resulta em uma área desgastada de $0,000997458$ m². Assim, ao final do ensaio (10 mil ciclos), temos:

- *Para revestida com cromo duro aditivado:*

$$\text{massa total desgastada } m = 27,10 \text{ mg} \rightarrow m = 2,71 \times 10^{-5} \text{ kg} \quad (4.1)$$



$$\text{peso} \rightarrow p=m.g \rightarrow p=26,558 \times 10^{-5} \text{ kgf} \quad (4.2)$$

$$\text{peso específico } \gamma = 7 \times 10^3 \text{ kgf/m}^3 \quad (4.3)$$

$$p=V.\gamma \Rightarrow V=p/\gamma \Rightarrow V=26,558 \times 10^{-5} \text{ kgf}/7 \times 10^3 \text{ kgf/m}^3 \therefore V=3,8 \times 10^{-8} \text{ m}^3 \quad (4.4)$$

$$V=S.\text{prof.} \Rightarrow \text{prof.}=V/S \Rightarrow \text{prof.} = 4.V/\pi.(D^2-d^2) \rightarrow \text{prof.} = 38,0 \times 10^{-5} \text{ m} \quad (4.5)$$

$$\therefore \text{prof.} = 38,0 \mu\text{m}$$

- *Para amostras revestidas com cromo duro convencional:*

$$\text{massa total desgastada } m = 29,10 \text{ mg} \rightarrow m = 2,91 \times 10^{-5} \text{ kg} \quad (4.6)$$

$$\text{peso } p=m.g \rightarrow p=28,52 \times 10^{-5} \text{ kgf} \quad (4.7)$$

$$\text{peso específico } \gamma = 7 \times 10^3 \text{ kgf/m}^3 \quad (4.8)$$

$$p=V.\gamma \Rightarrow V=p/\gamma \Rightarrow V=28,52 \times 10^{-5} \text{ kgf}/7 \times 10^3 \text{ kgf/m}^3 \therefore V=4,07 \times 10^{-8} \text{ m}^3 \quad (4.9)$$

$$V=S.\text{prof.} \Rightarrow \text{prof.}=V/S \Rightarrow \text{prof.}=4.V/\pi.(D^2-d^2) \rightarrow \text{prof.}=4,08 \times 10^{-5} \text{ m} \quad (4.10)$$

$$\therefore \text{prof.} = 40,8 \mu\text{m}$$

Estes valores, portanto, correspondem a região ao longo da espessura de mudança de microdureza, cujos valores estão representados na Tabela 4.5.

Este comportamento pode, também, estar associado à maior densidade de microtrincas contidas no revestimento de cromo duro aditivado, o que

implica em maior quantidade de arestas, resultando em menor tenacidade à fratura e, portanto, maior fragilidade. Adicionalmente, quanto maior a densidade de microtrincas, maior a capacidade do revestimento em reter partículas sólidas anteriormente destacadas, as quais funcionarão como pequenas ferramentas de corte (*micro-cutting*), reduzindo sua resistência à abrasão. Este mecanismo (*micro-cutting*) é considerado o principal fator de desgaste abrasivo.⁶⁰ De acordo com Jones⁵³, dureza e microtrincas estão relacionadas entre si (e, ambas, estão relacionadas à resistência à corrosão e ao desgaste). Sabe-se que revestimentos de cromo duro com dureza variando de 750 HV a 800 HV apresentam o melhor desempenho em desgaste abrasivo se mantidos na condição como-depositado ou se revestimentos mais duros forem submetidos a tratamentos térmicos moderados.³³

Tabela 4.5 – Valores de microdureza ao longo das espessuras e interfaces

| MICRODUREZA - HV | | | | |
|---|------------|--------|-----------------|------------------|
| REVESTIMENTO | SUPERFÍCIE | NÚCLEO | INTERF. REVEST. | INTERF. MAT.BASE |
| CROMO ADIT. 100 μm | 864 | 920 | 913 | 396 |
| CROMO CONV. 160 μm | 897 | 906 | 912 | 376 |
| SP+145 μm Cr/15 μm Ni | 847 | 870 | 920 | Ni=452 427 |

Observa-se um aumento da dureza em direção ao núcleo para o revestimento de cromo duro aditivado, com pequena diminuição próxima à interface. Em cromo duro convencional, porém, os valores de dureza foram crescentes ao longo de toda a espessura, atingindo o máximo na interface com o substrato. O valor de microdureza na camada de Ni indica que não houve endurecimento por precipitação de Ni_3P devido ao tratamento térmico de desidrogenação.

4.7 Ensaios de fadiga por flexão rotativa.

Os resultados dos ensaios estão indicados nas Tabelas 4.6 a 4.11, e representados pelas curvas σ -N (Wöhler), ilustradas nas Figuras 4.7 a 4.16.

Tabela 4.6 - Dados obtidos no ensaio de fadiga por flexão rotativa referentes ao material base - ABNT 4340 (39 HRC).

| CDP Nº | TENSÃO | | CARGA (N) | Nº CICLOS P/ FRATURA |
|-----------|--------|--------------|--------------|-------------------------|
| | MPa | % σ_c | | |
| 24 | 950 | 85 | 490 | 10.300 |
| 14 | 950 | 85 | 490 | 10.700 |
| 34 | 871 | 78 | 450 | 39.800 |
| 08 | 871 | 78 | 450 | 24.400 |
| 38 | 871 | 78 | 450 | 19.100 |
| 02 | 671 | 60 | 350 | 213.400 |
| 11 | 671 | 60 | 350 | 146.600 |
| 26 | 671 | 60 | 350 | 229.300 |
| 32 | 643 | 57.5 | 336 | 352.400 |
| 35 | 643 | 57.5 | 336 | 641.600 |
| 23 | 643 | 57.5 | 336 | 618.400 |
| 09 | 643 | 57.5 | 336 | 4.719.500 |
| 12 | 615 | 55 | 322 | 866.200 |

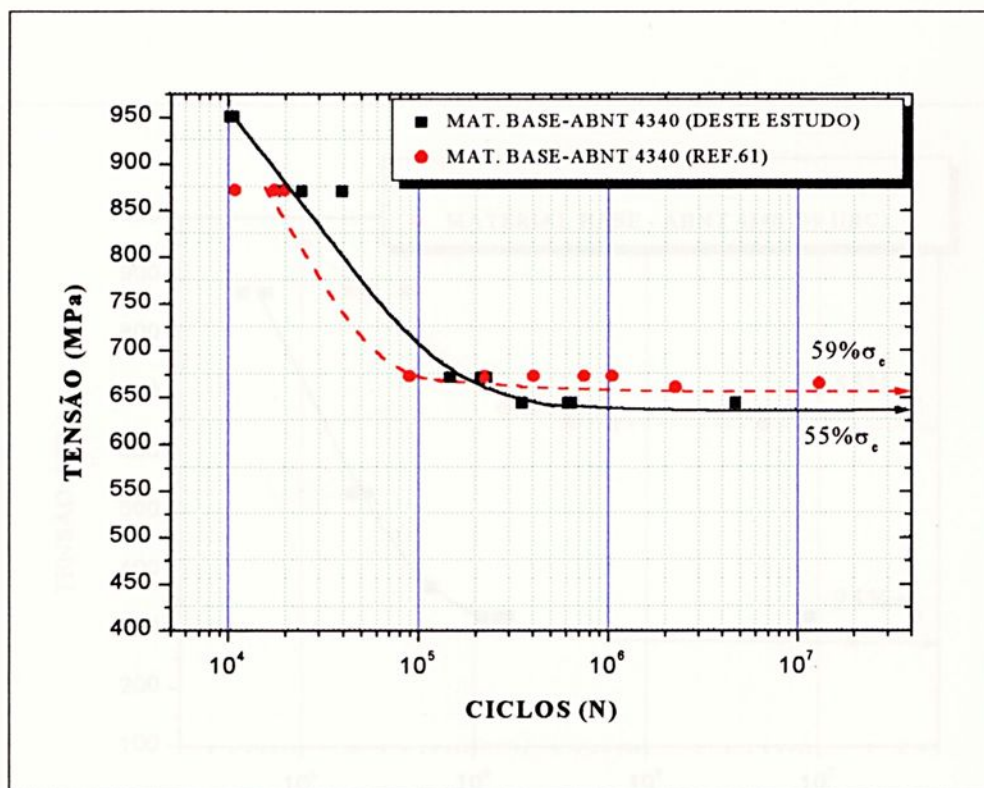


Figura 4.7 - Curvas σ -N do material base deste estudo e do material base utilizado em outra pesquisa realizada em parceria com a EMBRAER.⁶¹

Tabela 4.7 - Dados obtidos no ensaio de fadiga por flexão rotativa referentes ao material base revestido com cromo duro aditivado (100 μm).

| CDP N ^o | TENSÃO | | CARGA (N) | N ^o CICLOS P/ FRATURA | OBS. |
|-----------------------|--------|--------------|--------------|-------------------------------------|------|
| | MPa | % σ_e | | | |
| 01 | 871 | 78 | 450 | 4.600 | |
| 11 | 871 | 78 | 450 | 6.400 | |
| 06 | 871 | 78 | 450 | 6.100 | |
| 03 | 531 | 47.5 | 280 | 19.700 | |
| 02 | 531 | 47.5 | 280 | 24.000 | |
| 05 | 371 | 33.2 | 200 | 55.700 | |
| 09 | 321 | 28.7 | 175 | 113.000 | |
| 12 | 321 | 28.7 | 175 | 159.800 | |
| 10 | 321 | 28.7 | 175 | 9.000.300 | |
| 04 | 321 | 28.7 | 175 | 141.800 | |
| 08 | 301 | 26 | 165 | 108.300 | |
| 07 | 279.5 | 25 | 154 | 15.932.300 | |

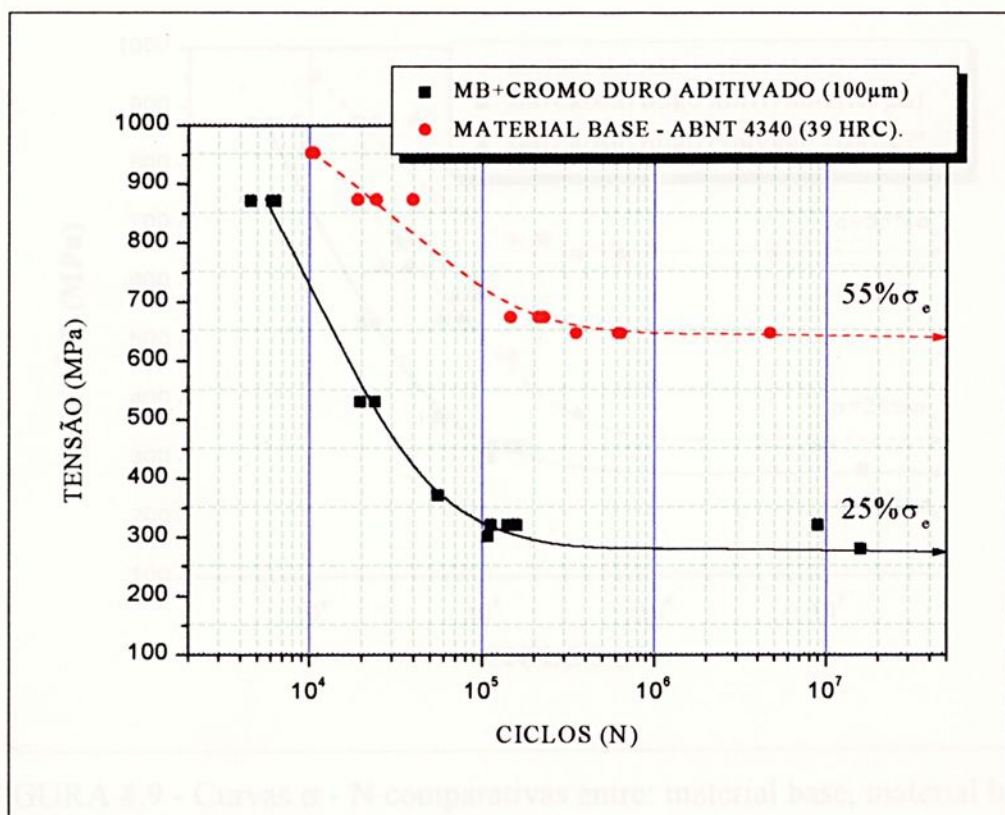


FIGURA 4.8 - Curvas $\sigma - N$ do material base revestido com cromo duro aditivado (100 μm) e material base sem revestimento.

A Figura 4.9, apresenta as curvas $\sigma - N$ dos corpos de prova do material base (referência) e corpos de prova revestidos com cromo duro aditivado (100 μm) e cromo duro convencional (160 μm). A curva referente aos corpos de prova revestidos com cromo duro convencional foi elaborada de acordo com os dados obtidos por R. C. Souza ⁶¹, cujo material base foi fornecido também pela EMBRAER/EDE, oriundo do mesmo lote, com as mesmas composições químicas, submetido ao mesmo tratamento térmico (portanto, com as mesmas propriedades mecânicas) e ensaiados na mesma máquina e nas mesmas condições estabelecidas para o material base deste estudo.

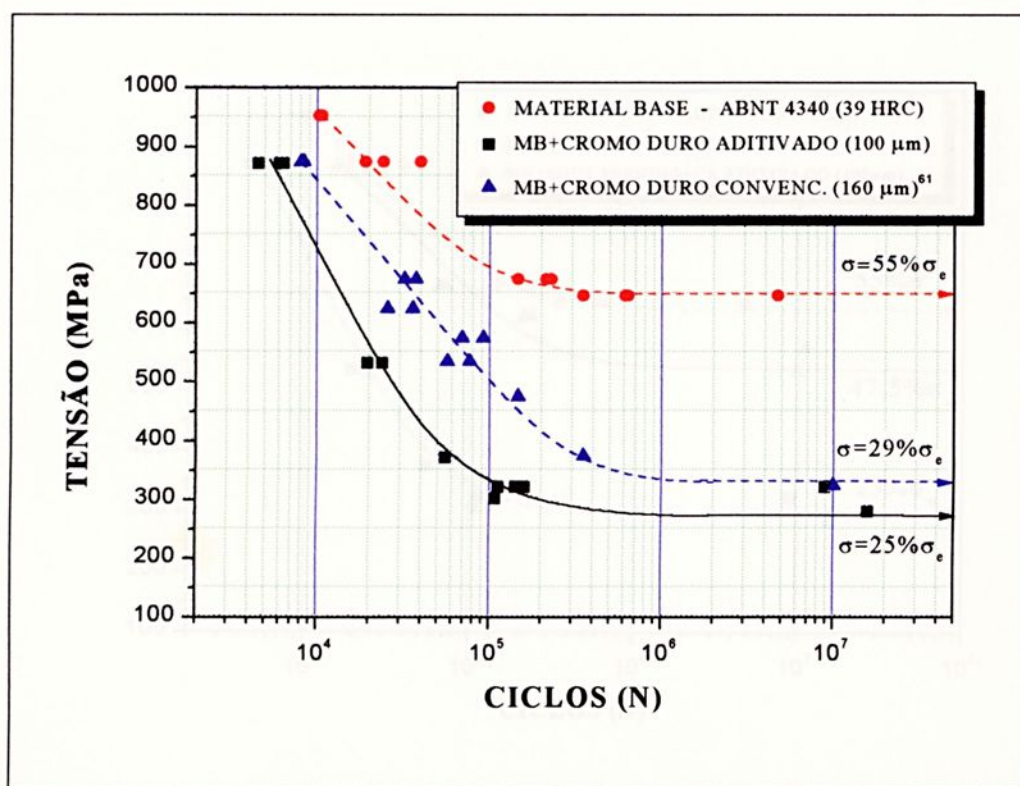


FIGURA 4.9 - Curvas $\sigma - N$ comparativas entre: material base, material base revestido com cromo duro aditivado (100 μm) e material base revestido com cromo duro convencional (160 μm).⁶¹

Tabela 4.8 - Dados obtidos no ensaio de fadiga por flexão rotativa referentes ao material base submetido a *shot peening* e revestido com cromo duro aditivado (100 μm).

| CDP N ^o | TENSÃO | | CARGA (N) | N ^o CICLOS P/ FRATURA | OBS. |
|-----------------------|--------|--------------|--------------|-------------------------------------|-----------|
| | MPa | % σ_e | | | |
| 05 | 871 | 78 | 450 | 16.200 | |
| 06 | 671 | 60 | 350 | 65.700 | |
| 37 | 671 | 60 | 350 | 72.000 | |
| 36 | 621 | 55.5 | 325 | 215.600 | |
| 20 | 621 | 55.5 | 325 | 236.400 | |
| 29 | 571 | 51 | 300 | 1,12645E7 | DESLIGADA |
| 22 | 531 | 47.5 | 280 | 1,00065E7 | DESLIGADA |

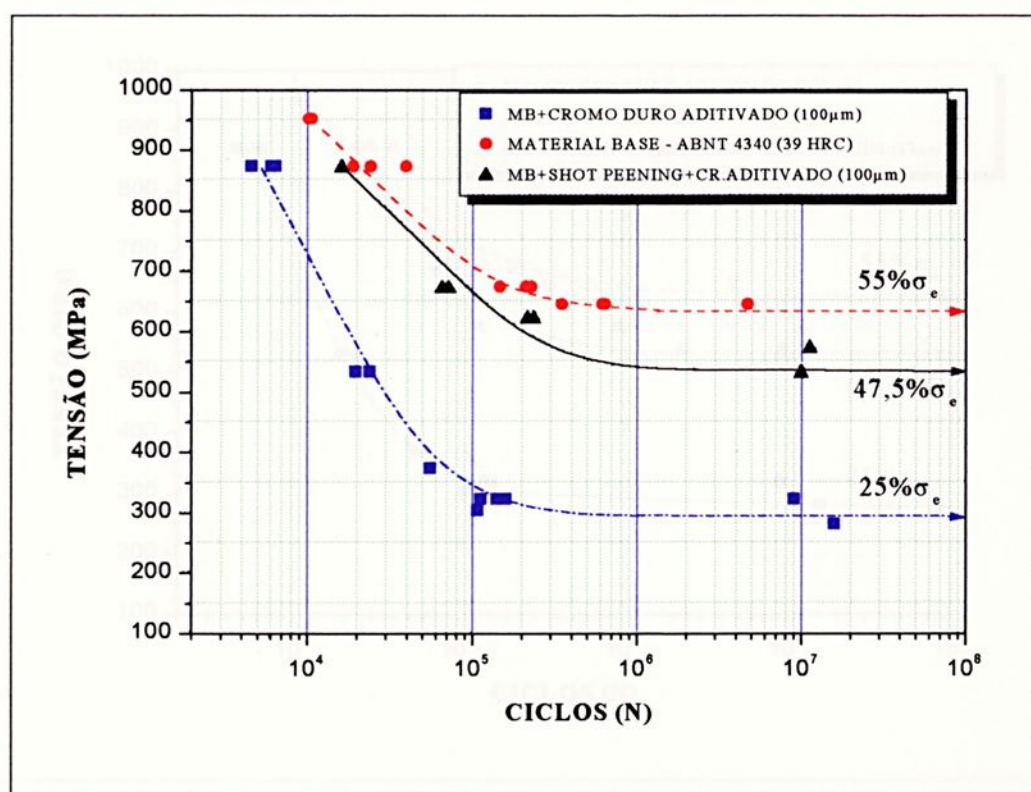


FIGURA 4.10 - Curvas σ - N comparativas entre o material base e material base revestido com cromo duro aditivado (100 μm) com e sem pré tratamento de *shot peening*.

Tabela 4.9 - Dados obtidos no ensaio de fadiga por flexão rotativa referentes ao material base revestido com cromo duro aditivado (10 μm) sobre níquel químico (13 μm).

| CDP N ^o | TENSÃO | | CARGA (N) | N ^o CICLOS P/ FRATURA | OBS. |
|-----------------------|--------|--------------|--------------|-------------------------------------|-----------|
| | MPa | % σ_e | | | |
| 07 | 871 | 78 | 450 | 19.200 | |
| 05 | 871 | 78 | 450 | 29.100 | |
| 18 | 671 | 60 | 350 | 71.700 | |
| 21 | 671 | 60 | 350 | 85.100 | |
| 10 | 571 | 51 | 300 | 132.800 | |
| 25 | 571 | 51 | 300 | 916.800 | |
| 04 | 571 | 51 | 300 | 1,2345E7 | DESLIGADA |
| 03 | 571 | 51 | 300 | 970.400 | |
| 40 | 531 | 47,5 | 280 | 9.305000 | DESLIGADA |
| 30 | 531 | 47,5 | 280 | 2.262.800 | |

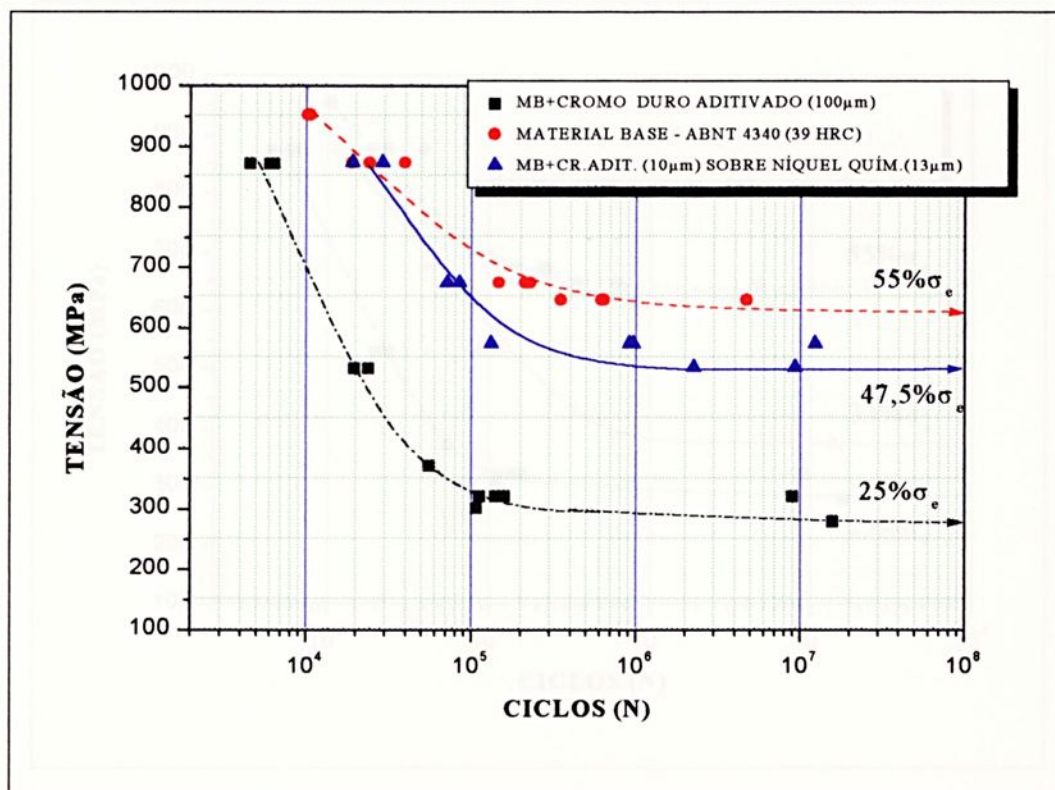


FIGURA 4.11 - Curvas σ - N comparativas entre material base, material base revestido com cromo duro aditivado (10 μm) sobre níquel químico (13 μm) e material base revestido com somente cromo duro aditivado (100 μm).

Tabela 4.10 - Dados obtidos no ensaio de fadiga por flexão rotativa referentes ao material base revestido com 145 μm de cromo duro aditivado sobre 15 μm de níquel químico.

| CDP N ^o | TENSÃO | | CARGA (N) | N ^o CICLOS P/ FRATURA | OBS. |
|-----------------------|--------|--------------|--------------|-------------------------------------|-----------|
| | MPa | % σ_e | | | |
| 01 | 871 | 78 | 450 | 11400 | |
| 02 | 671 | 60 | 350 | 42300 | |
| 03 | 571 | 51 | 300 | 119400 | |
| 04 | 531 | 47,5 | 280 | 86900 | |
| 06 | 531 | 47,5 | 280 | 112900 | |
| 05 | 371 | 33 | 200 | 1,37635E7 | DESLIGADA |

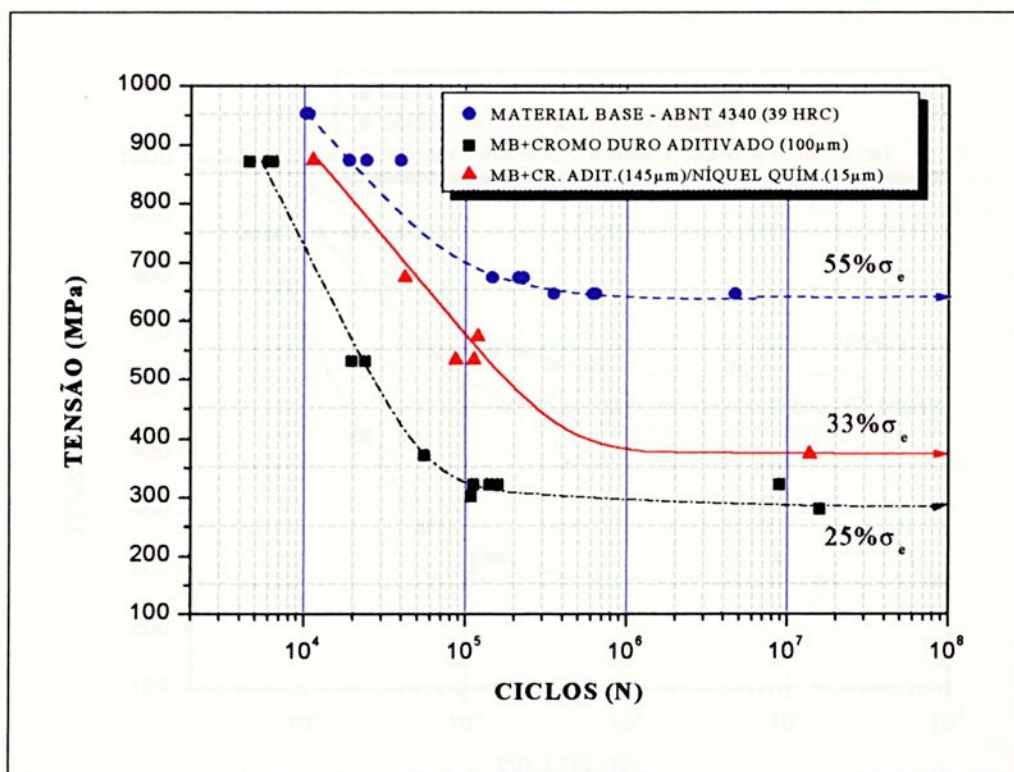


FIGURA 4.12 - Curvas σ - N comparativas entre material base, material base revestido com cromo duro aditivado (145 μm) sobre níquel químico (15 μm) e material base revestido com somente cromo duro aditivado (100 μm).

Tabela 4.11 - Dados obtidos no ensaio de fadiga por flexão rotativa referentes ao material base, submetido a *shot peening* e revestido com 145 μm de cromo duro aditivado sobre 15 μm de níquel químico.

| CDP Nº | TENSÃO | | CARGA (N) | Nº CICLOS P/ FRATURA | OBS. |
|--------|--------|--------------|-----------|----------------------|-----------|
| | MPa | % σ_e | | | |
| 01 | 871 | 78 | 450 | 12100 | |
| 05 | 671 | 60 | 350 | 99900 | |
| 02 | 671 | 60 | 350 | 122800 | |
| 09 | 571 | 51 | 300 | 164900 | |
| 04 | 571 | 51 | 300 | 420200 | |
| 06 | 571 | 51 | 300 | 786200 | |
| 08 | 571 | 51 | 300 | 109751E7 | DESLIGADA |
| 03 | 531 | 47,5 | 280 | 95082E6 | |
| 07 | 531 | 47,5 | 280 | 100712E7 | |
| 10 | 571 | 51 | 300 | 11.900.500 | DESLIGADA |

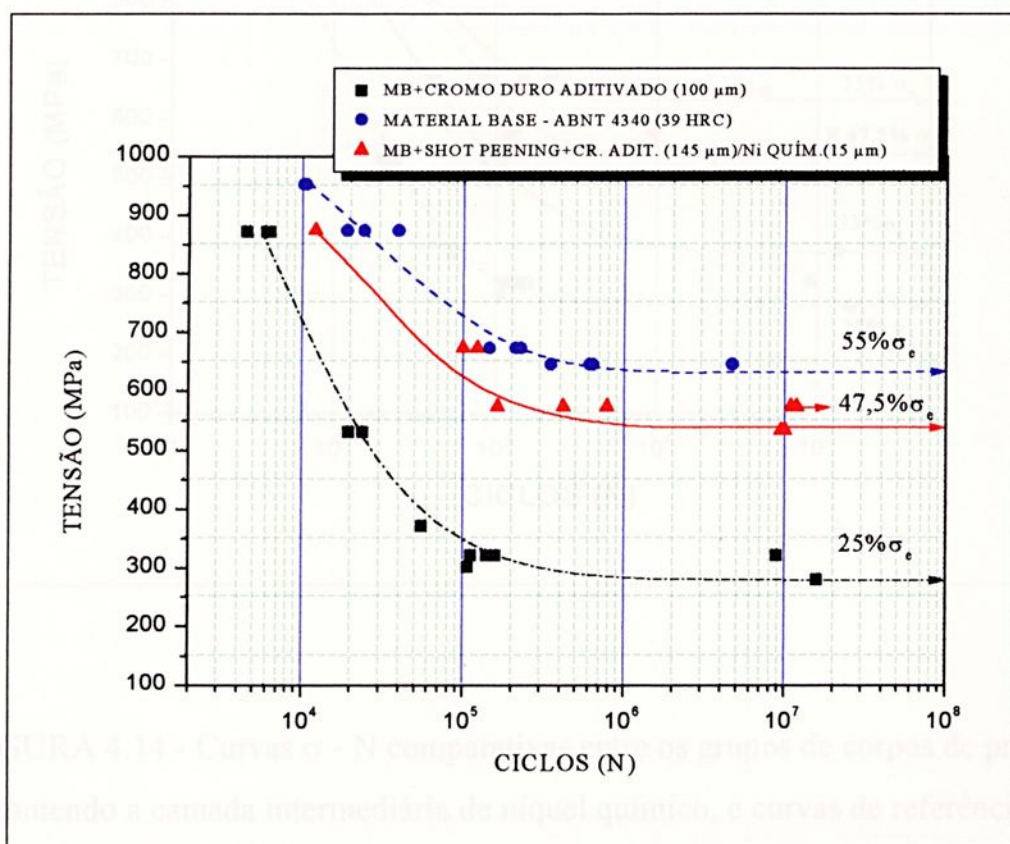


FIGURA 4.13 - Curvas $\sigma - N$ comparativas entre material base, material base submetido a *shot peening* e revestido com cromo duro aditivado (145 μm) sobre níquel químico (15 μm) e material base revestido com somente cromo duro aditivado (100 μm).

A Figura 4.14 abaixo, apresenta as curvas $\sigma - N$ dos grupos de corpos de prova contendo camada intermediária de níquel químico, bem como as curvas de referência, representativas do material base e do material base revestido com cromo duro aditivado (100 μm).

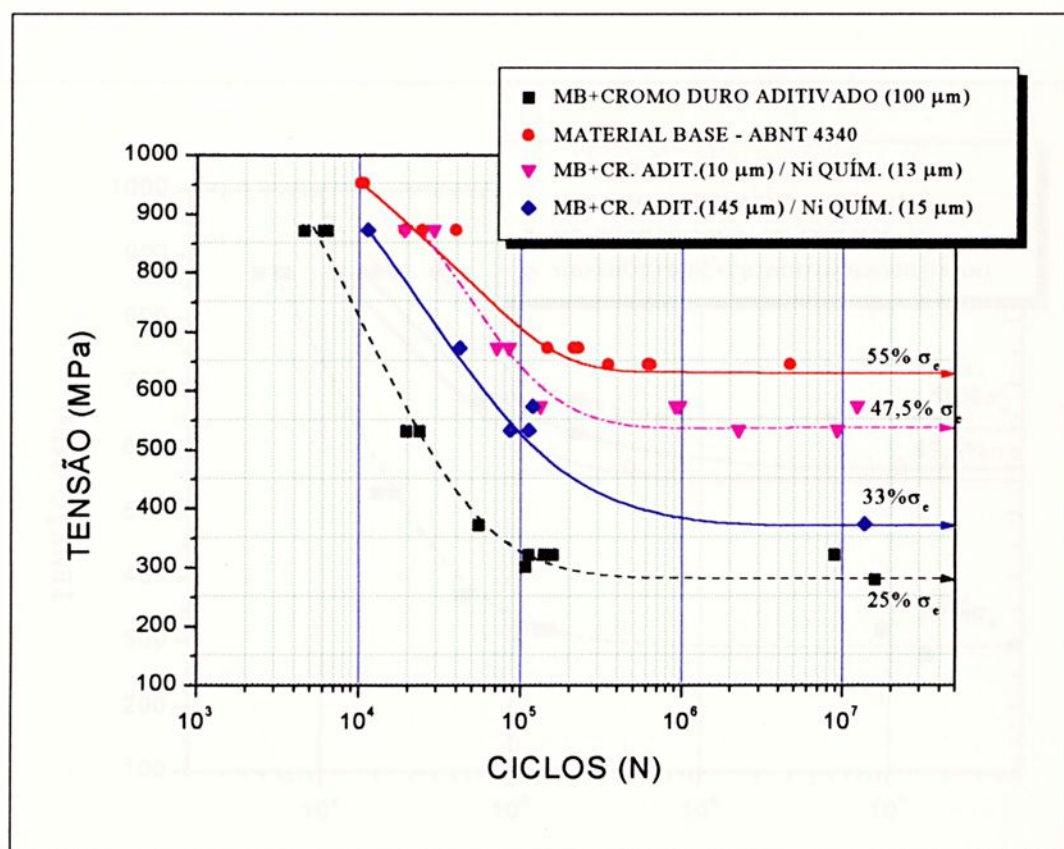


FIGURA 4.14 - Curvas $\sigma - N$ comparativas entre os grupos de corpos de prova contendo a camada intermediária de níquel químico, e curvas de referência.

A Figura 4.15 abaixo, apresenta as curvas $\sigma - N$ dos corpos de prova do material base, revestido com cromo duro aditivado ($100 \mu\text{m}$), cromo duro aditivado ($145 \mu\text{m}$) sobre níquel químico ($15 \mu\text{m}$) e submetidos, ambos, a pré tratamento de *shot peening*. Também estão apresentadas as curvas de referência, representativas do material base e do material base revestido com cromo duro aditivado ($100 \mu\text{m}$).

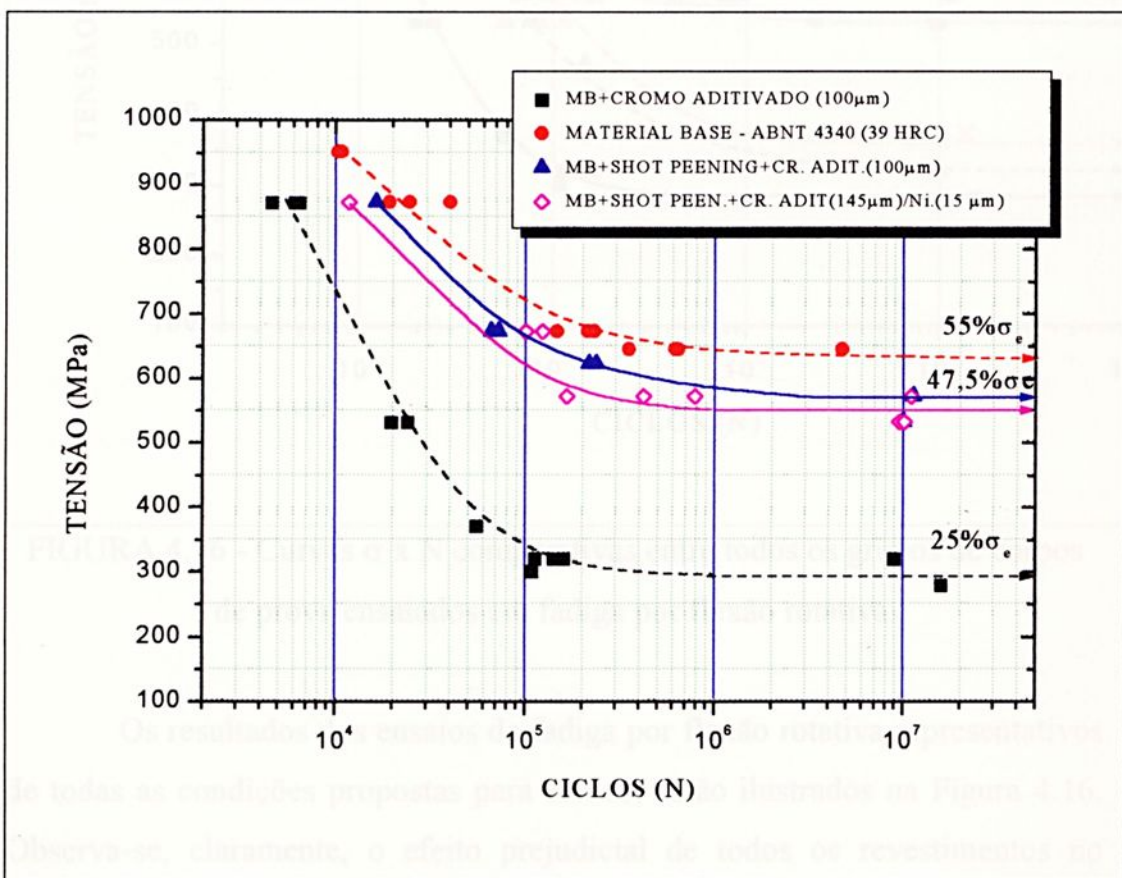


FIGURA 4.15 - Curvas $\sigma - N$ comparativas entre os grupos de corpos de prova submetidos a pré tratamento de *shot peening* e curvas de referência.

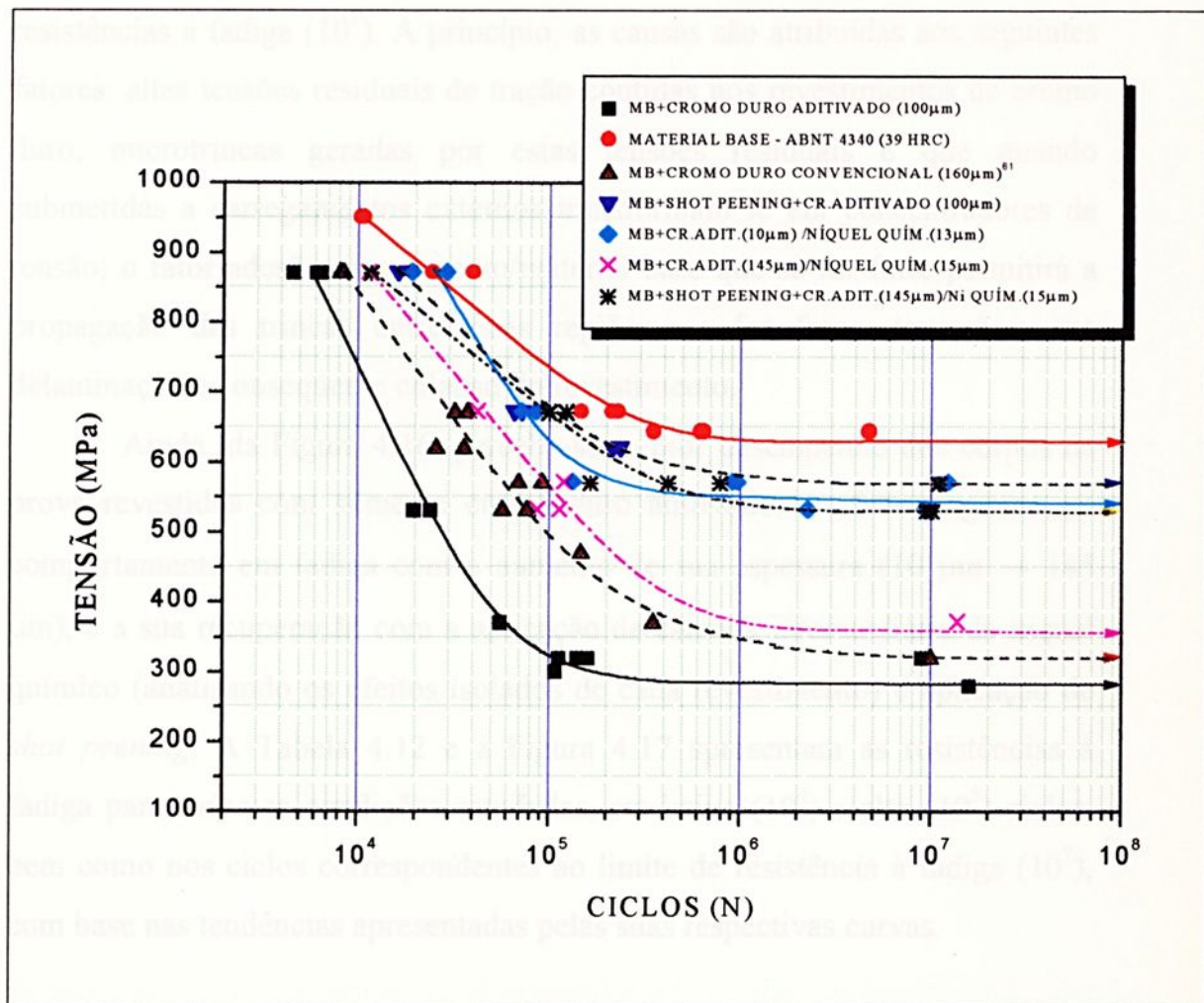


FIGURA 4.16 - Curvas $\sigma \times N$ comparativas entre todos os grupos de corpos de prova ensaiados em fadiga por flexão rotativa.

Os resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa representativos de todas as condições propostas para estudo, estão ilustrados na Figura 4.16. Observa-se, claramente, o efeito prejudicial de todos os revestimentos no comportamento em fadiga por flexão rotativa do aço ABNT 4340. Isto é, as resistências à fadiga dos corpos de prova revestidos foram menores em todos os níveis de tensão em relação aos corpos de prova sem revestimentos, exceto aqueles revestidos com 10 μ m de cromo duro aditivo sobre 13 μ m de níquel químico, cujas resistências tendem a ser maiores em baixo ciclos (10^4), até aproximadamente trinta mil ciclos, após o que, comportam-se como as demais curvas, tanto em alto ciclos (10^5) como nos ciclos relativos aos limites de

resistências à fadiga (10^7). A princípio, as causas são atribuídas aos seguintes fatores: altas tensões residuais de tração contidas nos revestimentos de cromo duro; microtrincas geradas por estas tensões residuais e que quando submetidas a carregamentos externos transformam-se em concentradores de tensão; o fator adesão revestimento/material base que se for forte permitirá a propagação das trincas entre estas regiões; se for fraco causará a sua delaminação e conseqüente colapso do revestimento.

Ainda, da Figura 4.16, percebe-se: o pior desempenho dos corpos de prova revestidos com somente cromo duro aditivado, o efeito negativo no comportamento em fadiga com o aumento de sua espessura ($10 \mu\text{m} \rightarrow 145 \mu\text{m}$), e a sua recuperação com a aplicação da camada intermediária de níquel químico (analisando os efeitos isolados de cada revestimento) e aplicação de *shot peening*. A Tabela 4.12 e a Figura 4.17 apresentam as resistências à fadiga para todas as condições estudadas, em baixo (10^4) e alto (10^5) ciclos, bem como nos ciclos correspondentes ao limite de resistência à fadiga (10^7), com base nas tendências apresentadas pelas suas respectivas curvas.

Tabela 4.12 - Resistências à fadiga por flexão rotativa.

| RESISTÊNCIAS À FADIGA | | | | |
|---|--|--|--|------------|
| GRUPO | BAIXO CICLO (10^4) | ALTO CICLO (10^5) | LIMITE (10^7) | K_f^{**} |
| MATERIAL BASE ABNT 4340 | $\cong 950 \text{ MPa (85}\%\sigma_e)$ | $\cong 730 \text{ MPa (65}\%\sigma_e)$ | $\cong 625 \text{ MPa (56}\%\sigma_e)$ | 1 |
| Cr. AD. (10 μm) / Ni (13 μm) | $\cong 1000 \text{ MPa (127}\%\sigma_e)^*$ | $\cong 640 \text{ MPa (57}\%\sigma_e)$ | $\cong 525 \text{ MPa (47}\%\sigma_e)$ | 1,2 |
| Cr. AD.(145 μm) / Ni (15 μm) | $\cong 900 \text{ MPa (80}\%\sigma_e)$ | $\cong 550 \text{ MPa (49}\%\sigma_e)$ | $\cong 360 \text{ MPa (32}\%\sigma_e)$ | 1,74 |
| SP+Cr. AD.(145 μm)/Ni (15 μm) | $\cong 900 \text{ MPa (80}\%\sigma_e)$ | $\cong 670 \text{ MPa (60}\%\sigma_e)$ | $\cong 525 \text{ MPa (47}\%\sigma_e)$ | 1,2 |
| SP+CROMO ADIT. (100 μm) | $\cong 930 \text{ MPa (83}\%\sigma_e)$ | $\cong 650 \text{ MPa (58}\%\sigma_e)$ | $\cong 555 \text{ MPa (49}\%\sigma_e)$ | 1,13 |
| CROMO CONVEN. (160 μm) | $\cong 840 \text{ MPa (75}\%\sigma_e)$ | $\cong 500 \text{ MPa (45}\%\sigma_e)$ | $\cong 321 \text{ MPa (29}\%\sigma_e)$ | 1,95 |
| CROMO ADITIVADO. (100 μm) | $\cong 730 \text{ MPa (65}\%\sigma_e)$ | $\cong 340 \text{ MPa (30}\%\sigma_e)$ | $\cong 280 \text{ MPa (25}\%\sigma_e)$ | 2,23 |

(*) - Considerando a projeção do início da curva até o referido número de ciclos (10^4).

(**) - $K_f \rightarrow$ Fator entalhe em fadiga. ^o

^o Apesar do fator entalhe estar associado à geometria do componente (se contém raios de concordância, filetes de roscas, rebaiços, etc.) e à carga aplicada, pretendeu-se, neste estudo, associá-lo também às microtrincas (inerentes aos processos de deposição), em função dos desempenhos em fadiga apresentados pelos corpos de prova revestidos.

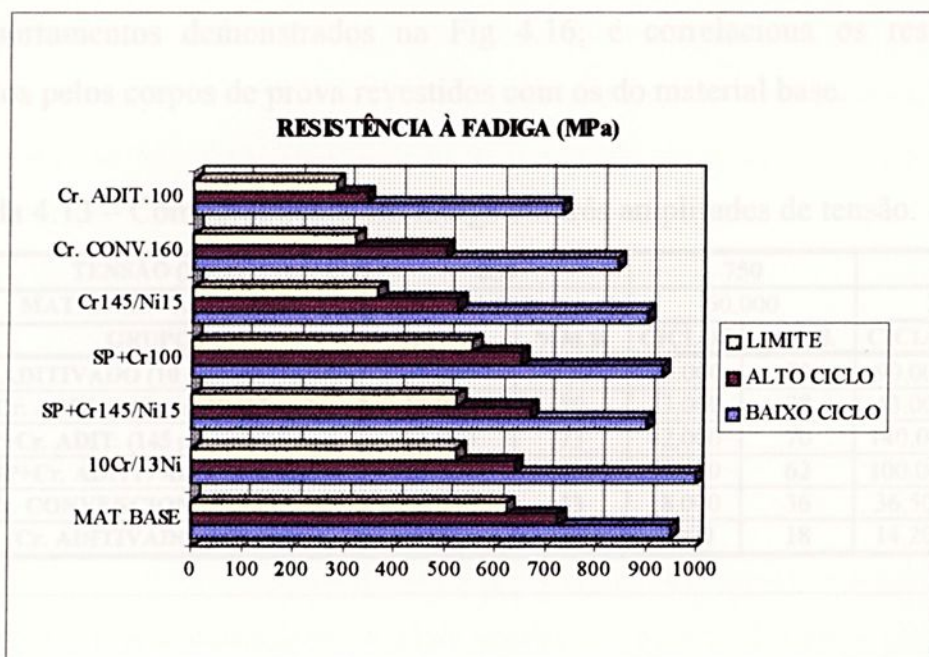


Figura 4.17 - Comportamentos dos grupos de corpos de prova em 10^4 ciclos, 10^5 ciclos e 10^7 ciclos.

Percebe-se, da Figura 4.17, a variação dos níveis de tensão com o aumento no número de ciclos.

Sabe-se que as resistências à fadiga e limites de resistências em número de ciclos são altamente dependentes da dureza⁶² e tensões residuais na superfície e subsuperfície do substrato^{24, 27, 63} que podem alterar com o transcorrer do ensaio em função da carga aplicada⁶⁴; desta forma, foram realizadas medições de dureza nas regiões não revestidas ($\varnothing 12$ mm) em todos os corpos de prova, antes e depois dos respectivos ensaios e cujo resultado, de 39 HRC, permaneceu inalterado. Em relação às tensões residuais, Hotta *et al*⁶⁴, observaram reduções após os ensaios de fadiga por flexão rotativa, também em materiais de alta resistência, somente em corpos de prova submetidos à cargas de 1180 MPa, portanto, superior à aplicada neste estudo. Desta forma, os comportamentos em fadiga devem-se unicamente aos efeitos dos diferentes revestimentos e respectivas espessuras aplicados ao material base.

A Tabela 4.13 apresenta os valores em ciclos correspondentes a três amplitudes de tensão e estimados em função das tendências dos

comportamentos demonstrados na Fig 4.16; e correlaciona os resultados obtidos pelos corpos de prova revestidos com os do material base.

Tabela 4.13 – Comportamento em fadiga em três amplitudes de tensão.

| TENSÃO (MPa) | 850 | | 750 | | 650 | |
|-----------------------------------|--------|-------|--------|-------|---------|-------|
| MAT. BASE - ABNT 4340 | 22.000 | | 60.000 | | 299.000 | |
| GRUPOS | CICLOS | %M.B. | CICLOS | %M.B. | CICLOS | %M.B. |
| Cr. ADITIVADO (10 µm)/ Ni (13 µm) | 28.000 | 127 | 50.000 | 83 | 90.000 | 30 |
| Cr. ADIT. (145 µm)/Ni (15 µm) | 13.000 | 59 | 23.000 | 38 | 43.000 | 14 |
| SP+Cr. ADIT. (145 µm)/Ni (15 µm) | 16.000 | 73 | 42.000 | 70 | 140.000 | 47 |
| SP+Cr. ADITIVADO. (100 µm) | 18.000 | 82 | 37.000 | 62 | 100.000 | 34 |
| Cr. CONVENCIONAL (160 µm) | 9.500 | 43 | 18.000 | 36 | 36.500 | 12 |
| Cr. ADITIVADO (100 µm) | 6.000 | 27 | 9.000 | 18 | 14.200 | 5 |

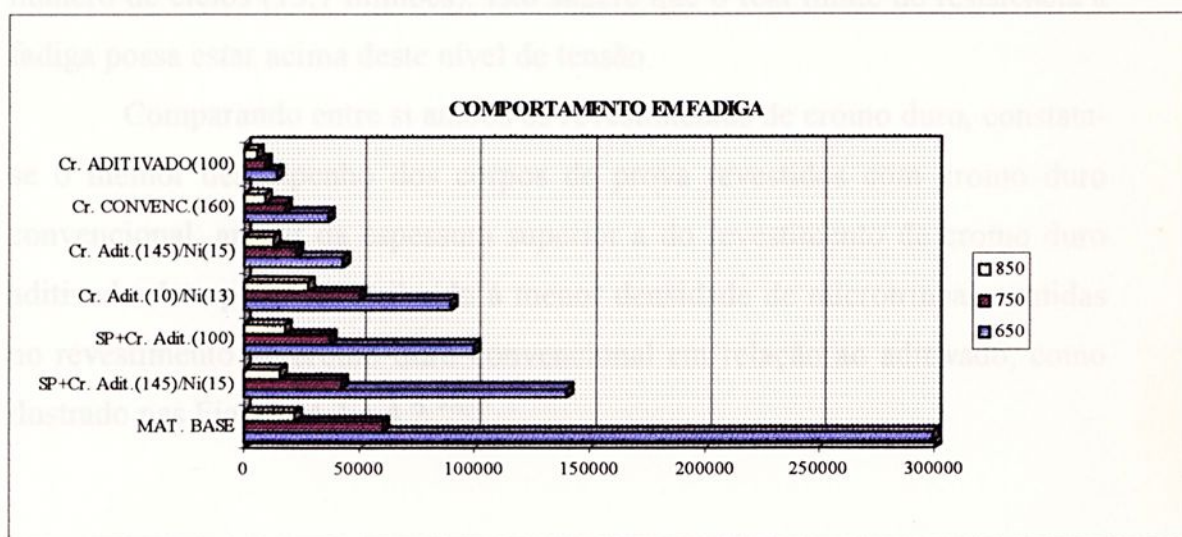


Figura 4.18 - Comportamento em fadiga em três níveis de tensão.

A Tabela 4.13 e a Figura 4.18 indicam a crescente perda da vida em número de ciclos dos corpos de prova revestidos, em relação aos corpos de prova do material base, com a aplicação decrescente dos níveis de tensão, caracterizando os efeitos das várias frentes de propagação de trincas ao longo de todo o revestimento. Este comportamento pode ser confirmado, por exemplo, observando o revestimento de cromo duro aditivado submetido a 650 MPa, o qual apresentou uma vida em número de ciclos correspondente à apenas 5% daquela apresentada pelo material base. Com a diminuição dos níveis de tensão, surgem várias frentes de propagação de trincas, resultando

em acentuada perda da vida em ciclos. Por outro lado, observa-se que em alto nível de tensão a influência dos revestimentos não é tão significativa quanto para baixos níveis de tensão. Isto se deve ao fato de que em altos níveis de tensão a vida útil é quase inteiramente governada pela fase de propagação de trincas (que nos revestimentos de cromo existem em grande quantidade).

Analisando especificamente a Figura 4.12, observa-se que a curva referente ao revestimento de cromo duro aditivado sobre níquel químico é conservativa. Isto é, seu comportamento entre 10^4 e 10^5 ciclos foi bem definido, porém, com $33\%\sigma_e$ obteve-se vida infinita e com certa vantagem em número de ciclos (13,7 milhões). Isto sugere que o real limite de resistência à fadiga possa estar acima deste nível de tensão.

Comparando entre si ambos os revestimentos de cromo duro, constata-se o melhor desempenho dos corpos de prova revestidos com cromo duro convencional, apesar da espessura superior a do revestimento de cromo duro aditivado. Isto pode ser atribuído à menor densidade de microtrincas contidas no revestimento de cromo duro convencional em relação ao aditivado, como ilustrado nas Figuras 4.1 e 4.2.^{55, 65}

- *Efeito das microtrincas.*

É atribuído às microtrincas o processo de alívio das altas tensões residuais de tração contidas nos revestimentos de cromo duro. Portanto, a maior densidade de microtrincas implica em maior alívio das tensões residuais de tração e, conseqüentemente, que o revestimento com cromo duro aditivado possui tensões residuais muito maiores em relação ao cromo duro convencional e que, mesmo com o processo de alívio por microtrincamentos, estas tensões permanecem ainda superiores e/ou apresentam quantidades maiores de frentes de propagação de trincas, quando submetidos às tensões externas^{55, 65}, o que explicaria os comportamentos apresentados pelas curvas da Fig. 4.9. Pina *et al*⁴¹, cita que apesar das microtrincas propiciarem alívio

das tensões residuais de tração no depósito, estas continuam elevadas principalmente na superfície (em torno de 800 MPa), diminuindo em direção ao núcleo (200 MPa - 300 MPa) e elevando-se novamente na interface a valores que dependem do material do substrato. Entretanto, as diferentes densidades de microtrincas entre ambos os revestimentos de cromo duro, praticamente produziram o mesmo efeito em fadiga de baixo ciclo, visto que a propagação das trincas ocorre após poucos ciclos do ensaio. Portanto, para as duas condições estudadas, a redução nas resistências à fadiga foi atribuída às altas tensões residuais de tração contidas no revestimento, densidade de microtrincas e a forte adesão entre ambos os revestimentos de cromo duro e substrato, a qual permitiu a propagação das trincas através da interface em direção ao material base. A excelente adesão apresentada pelos revestimentos de cromo é conhecida. Em muitos processos de deposição por plasma, envolvendo avaliações tribológicas, uma primeira camada de cromo é aplicada para fortalecer as interfaces.⁶⁶ Esta propriedade do revestimento de cromo é devida a sua estrutura cristalina cúbica de corpo centrado, a qual tende a seguir a orientação da estrutura cristalina do substrato.

- *Efeito da espessura da camada de cromo duro.*

Analisando os comportamentos em fadiga dos corpos de prova revestidos com 10 μm e 145 μm de cromo duro aditivado sobre 13 μm e 15 μm de níquel químico, respectivamente (Figura 4.14), nota-se o melhor desempenho do primeiro, o qual tende a ser superior até mesmo aos corpos de prova do material base em fadiga de baixo ciclo (10^4). Este resultado é relevante visto que as resistências à fadiga em 10^4 e 10^5 ciclos podem ser mais importantes do que o próprio limite de resistência à fadiga (10^7 ciclos), em componentes de máquinas⁶⁴ e de trens de pouso de aeronaves.⁶⁷

Como citado anteriormente, as tensões residuais de tração contidas no revestimento de cromo duro, em geral, aumentam com o aumento de sua

espessura, implicando em pior desempenho em fadiga. Entretanto, analisando as curvas da Figura 4.14, observa-se que apesar do aumento na espessura da camada de cromo duro de 10 μm para 145 μm , a redução em fadiga foi inferior àquela apresentada pelos corpos de prova revestidos com 100 μm de cromo duro aditivado. Conclui-se, portanto, que os comportamentos de ambos os corpos de prova revestidos com intercamada de níquel químico devem-se, não somente à variação na espessura da camada de cromo duro aditivado mas, também, à sua interação com esta intercamada.

- *Efeito da camada de níquel químico.*

As curvas ilustradas na Fig. 4.14 demonstram o efeito benéfico da utilização da intercamada de níquel químico na recuperação da vida em fadiga do aço ABNT 4340, revestido com cromo duro. Este comportamento é atribuído, basicamente, à maior tenacidade/ductilidade e tensões residuais compressivas contidas no revestimento de níquel químico e que possivelmente promoveram o retardamento na propagação das microtrincas existentes na camada externa de cromo duro aditivado.⁶⁸

Basicamente, as tensões residuais presentes nos revestimentos de níquel químico variam em função da quantidade de fósforo contido no mesmo (Figura 2.7), sendo trativas entre 4% P e 9% P e compressivas abaixo de 4% P e entre 10% P e 12% P.^{43, 44} Também sua ductilidade varia com o teor de fósforo, sendo mínima a 10% P (ainda assim superior à ductilidade do revestimento de cromo duro) e máxima a 12% P.⁴³

Berrios *et al*⁶⁹, constataram melhor desempenho em fadiga por flexão rotativa do aço ABNT 1045 revestido com 7 μm de Ni (10% P) e pós-tratado a 200 °C por uma hora; e pior desempenho com o aumento da espessura do revestimento para 17 μm e 37 μm , ambos, submetidos a pós tratamento térmico a 400 °C, durante uma hora. Os autores concluíram que o tratamento

térmico a 200 °C, por uma hora, sofrido pelo revestimento contendo 7 µm de níquel químico em espessura, não induziu alterações em sua microestrutura amorfa, ou redução em seu conteúdo de fósforo; fato este que ocorreu aos dois outros casos, submetidos a duplo tratamento térmico (o último deles, a 400 °C por uma hora), que causou a cristalização da estrutura do revestimento, precipitação de Ni₃P e conseqüente alteração nas tensões residuais, de compressivas para trativas. Chitty *et al*⁵⁷, no entanto, constataram melhor desempenho em corrosão-fadiga por flexão rotativa (3% NaCl) do aço ABNT 1045, revestido com 20 µm de níquel químico (10% P) e pós-tratado a 200 °C por quatro horas, em relação ao material base sem revestimento. Naquele estudo os autores observaram destacamento do revestimento, supostamente na região de início das trincas. Constataram, também, aumento em sua dureza de 637 HVN para 772 HVN, após o tratamento térmico de alívio de hidrogênio, indicando possível precipitação de Ni₃P (apesar da baixa temperatura) e provocando alterações nas tensões residuais.

Enfim, as divergências sobre os efeitos do revestimento de níquel químico no comportamento em fadiga dos aços são muitas. Neste estudo, entretanto, foram também observados destacamentos das camadas intermediárias de níquel químico em vários corpos de prova. Porém, estes destacamentos ocorreram próximo à ruptura final, visto que durante todos os ensaios não foram observadas partículas ou estilhaços do revestimento, no local.

Reportando à Figura 4.14 constata-se, em baixo ciclo (<10⁴), o melhor desempenho em fadiga dos corpos de prova revestidos com 10 µm de cromo duro aditivado sobre intercamada de 13 µm de níquel químico, em relação aos corpos de prova do material base; superior até mesmo ao comportamento de corpos de prova do material base submetidos a *shot peening* e revestidos com 100 µm de cromo duro aditivado (Fig. 4.16). Isto implica que a interação entre as camadas de cromo duro e níquel químico resultou em maior resistência à



propagação de trincas (baixo ciclos). Porém, não resultou em maior resistência à iniciação de trincas (alto ciclos). Desta forma, em fadiga de baixo ciclos as tensões residuais compressivas contidas na camada de níquel químico podem ter anuladas as tensões residuais trativas contidas no revestimento de 10 μm de cromo duro aditivado, impedida a propagação de suas microtrincas em direção ao substrato, bem como interagido com o próprio substrato.

Outra explicação a este comportamento é por analogia ao estudo apresentado por Horsewell⁷⁰, o qual, intercalando camadas de cromo duro depositadas por corrente constante, portanto com tensões internas, com camadas de cromo duro depositadas por corrente pulsada e, portanto, livres de tensões internas, constatou a interação entre as mesmas. Isto é, as tensões residuais de tração contidas em uma camada provocaram tensões residuais compressivas na camada anteriormente depositada. Isto provocou dois processos seqüenciais de falha do revestimento:

- propagação de trincas em estado constante, lateralmente, ao longo da espessura e em forma de degraus, denominadas “canais de trincas”, sem atingir o substrato e, posteriormente,
- propagação de trincas ao longo da interface substrato/revestimento, provocando destacamento.

Naquele estudo, Horsewell⁷⁰ constatou que a energia necessária para a formação e propagação de canais de trincas ao longo da espessura, constituída por várias camadas de revestimentos, excede àquela necessária para propagação em uma única camada de espessura total igual a anterior.

A aplicação de várias camadas de revestimentos é uma forma de se obter alta dureza em combinação com alta tenacidade. Este tipo de revestimento é considerado ter propriedades superiores aos revestimentos com simples camada, incluindo resistências à abrasão e erosão. Wiklund *et al*⁷¹, citam que, teoricamente, revestimentos com multicamadas têm muito mais resistências ao trincamento, inerente, do que aqueles com camadas simples. Bifurcação da ponta da trinca por deformações plásticas e deflecção de sua

trajetória próxima à interface, devido às diferenças na plasticidade ou morfologia são sugeridas como possíveis mecanismos de inibição de trincas em revestimentos com multicamadas. As diferenças nas propriedades do material, tais como módulo de elasticidade, tenacidade à fratura e morfologia, que uma trinca experimenta quando atravessa a interface de um revestimento com multicamadas, aumenta a possibilidade de defleções. Em revestimentos contendo simples camadas, as trincas são lineares. Portanto, desvios devido à morfologia do revestimento ou topografia são difíceis de ocorrer. A resistência ao trincamento está, provavelmente, relacionada ao maior número de interfaces no revestimento. Quando uma trinca encontra uma interface, experimenta uma mudança nas propriedades elásticas e, talvez, na morfologia do revestimento. Isto aumenta a possibilidade da trinca defletir ou bifurcar em várias outras, reduzindo o fator intensidade de tensão na ponta da trinca e resultando em um revestimento mais tenaz. Os autores citam que outra possível razão para a alta resistência ao trincamento é a redução no tamanho de ambos os grãos e defeitos, que normalmente ocorrem nas interfaces entre diferentes camadas (devido a renucleação) e produzindo, por si só, um revestimento intrinsecamente mais tenaz.

Uma alta tenacidade intrínseca é uma propriedade desejável em revestimentos metálicos e, em aplicações práticas, pode ser tão importante quanto a dureza.⁷¹

- *Efeito do pré tratamento superficial de shot peening.*

Observa-se, nas Figuras 4.15 ou 4.16, a excelente recuperação em fadiga, dos grupos submetidos a pré tratamento de *shot peening*. É bem conhecido que este processo induz tensões residuais compressivas na superfície e sub superfície, a uma profundidade que depende da intensidade, tamanho, material e dureza do *shot* e porcentagem de recobrimento.⁸⁹ A criação de tensões residuais compressivas é explicada como sendo o resultado

da resistência da região circunvizinha do material à deformação plástica causada pelo *shot*. Sabe-se que a iniciação de trincas de fadiga é um processo superficial e relacionado ao nível de tensões residuais próximas à superfície.⁷² Sabe-se, também, que tensões residuais compressivas impedem ou retardam a criação e propagação destas trincas.

Normalmente, a interface entre revestimento e substrato é o local preferível para nucleação e propagação de trincas (podendo ocorrer destacamento das camadas devido ao carregamento externo), e tensões residuais compressivas auto fortalecem esta região, limitando a propagação das mesmas.⁷² No entanto, Wu, *et al*⁷², constataram diminuição no comportamento em fadiga do aço de alta resistência 30CrMo, temperado e revenido, e submetido a *shot peening* antes do revestimento com níquel químico (10% P) e pós-tratado a 200 °C por 90 min (a espessura de níquel não foi especificada). Naquele estudo, os autores também constataram trincas circunferenciais e paralelas, no revestimento.

Este fato também foi observado neste estudo. A Figura 4.19 mostra o trincamento circunferencial ocorrido no revestimento. Como observado por Wu, isto sugere que o revestimento atingiu seu limite de resistência à fadiga antes mesmo do substrato.

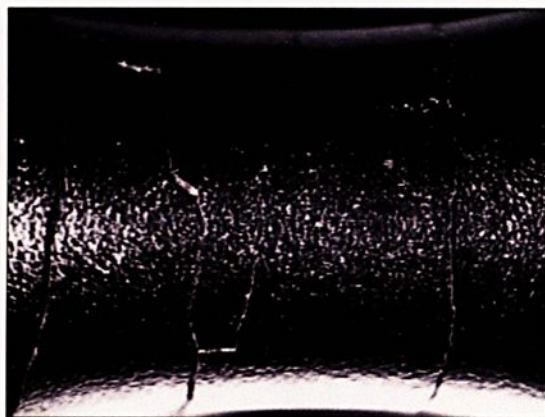


Figura 4.19 – Trincamento circunferencial.

Em função da aplicação do revestimento, esta falha pode auxiliar no fornecimento de sobre aviso, por exemplo, em situações onde a principal

atribuição do revestimento é na proteção à corrosão. Corrosão está relacionada a tempo. Longo ou curto, entretanto, o mesmo fornece uma tolerância que pode ser utilizada para reparo. Por outro lado, em situações onde existem movimentos relativos entre superfícies revestidas em contato, este fato pode ser catastrófico.

Observa-se, ainda, na Figura 4.19, a aparência grosseira da superfície do revestimento como conseqüência do pré tratamento de *shot peening*.

Analisando as curvas da Figura 4.15, observa-se praticamente o mesmo comportamento em fadiga para os corpos de prova revestidos com cromo duro aditivado com e sem a camada intermediária de níquel químico e ambos submetidos a pré tratamento de *shot peening*. Entretanto, seus desempenhos foram, ainda, inferiores ao do material base sem revestimento. Conforme a Tabela 4.12, os corpos de prova submetidos a *shot peening* e contendo a camada intermediária de níquel químico, apresentaram redução de 16,7% no limite de resistência à fadiga; enquanto que os corpos de prova, também submetidos a *shot peening* e revestidos com somente cromo duro aditivado, apresentaram redução de cerca de 11,5%. Baseado nestas tendências, observa-se que a superposição de tensões residuais compressivas contidas na camada intermediária de níquel químico com às contidas na subsuperfície do material base (proveniente do tratamento de *shot peening*), não superaram o desempenho apresentado pela curva dos corpos de prova *shot peenados* e revestidos com simples camada de cromo duro aditivado. Na análise anterior foi observada a recuperação do comportamento em fadiga com a aplicação da camada intermediária de níquel químico nos corpos de prova revestidos com cromo duro aditivado, mesmo com o aumento da espessura deste último de 100 μm para 145 μm (Figura 4.14). Portanto, neste caso, conclui-se que o aumento da espessura da camada de cromo duro não foi o responsável por esta menor redução em fadiga mas, a própria superposição das tensões residuais compressivas. Isto é, estas tensões residuais não se somaram. Subtraíram-se, talvez. Isto pode ser explicado, considerando que as tensões de

expansão (compressivas) contidas em uma camada, geram tensões de contração (trativas), na superfície adjacente. Portanto, as tensões residuais subtraíram-se. Isto implica que pode não ser adequado sobrepor, consecutivamente, revestimentos contendo tensões residuais similares, mas, alterná-las, através de revestimentos com tensões residuais opostas. Por outro lado, esta consideração implicaria que as tensões residuais trativas contidas nos revestimentos de cromo duro induziriam tensões residuais compressivas no substrato. Esta constatação é referenciada por Horseywell⁷⁰, o qual cita que a contração da camada de cromo durante o processo de eletrodeposição gera altas tensões equi-biaxiais de tração no revestimento e tensões de compressão no substrato. Sendo assim, neste estudo, o “benefício” aplicado ao substrato é anulado pela densidade de microtrincas contidas no revestimento, as quais devem se “beneficiar” muito mais de suas tensões residuais trativas, acrescida do carregamento externo, propagando-se e reduzindo a vida em fadiga de um componente.

Como observado por Torres *et al*⁸⁶, também aqui, as tensões residuais compressivas não produziram resultados tão significativos em fadiga de baixo ciclo.⁸⁶ De acordo com B. R. Sridhar, *et al*⁷³, as tensões residuais contidas em um material podem ser reduzidas ou aliviadas quando submetidas a altos níveis de tensão de carregamento.

Além de trincamentos circunferenciais, foram constatadas ocorrências de delaminações nos revestimentos de cromo duro aditivado em substratos submetidos a pré tratamento de *shot peening*, conforme pode ser observado na Fig. 4.20.

Uma das características dos pré tratamentos de *shot peening* é o efeito de ancoragem devido às deformações provocadas pelo processo em si, e que, portanto, colaboram com o aumento na adesão com o revestimento. Desta forma, a delaminação ocorrida deve-se, certamente aos balanços entre as tensões residuais do revestimento e do material base.



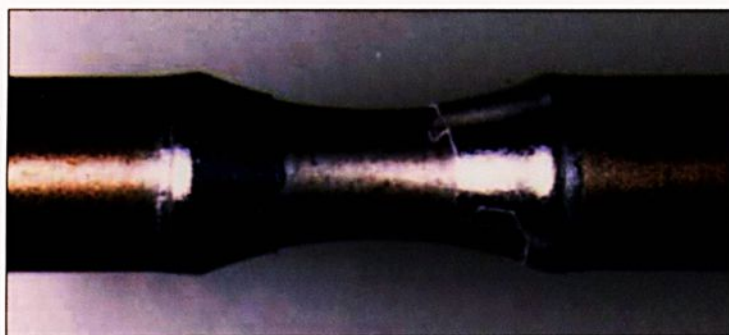


Figura 4.20 – Delaminação na interface entre o revestimento de níquel químico e material base *shot peenado*.

Estas delaminações do revestimento de níquel químico na interface com o substrato *shot peenados* podem ser explicadas por outra linha de análise citada por Y. Sugimura & S. Suresh.⁷⁴ Naquele estudo os autores demonstraram experimentalmente que as condições para o crescimento ou retenção de trincas de fadiga (em Modo I de carregamento), através da interface, entre materiais sólidos diferentes, são ditadas pela direção com que a trinca se aproxima desta interface (se perpendicular ou não à mesma) e, se vem do material mais dúctil/tenaz ou do mais frágil.

Inicialmente, foi constatado que em revestimentos simples (uma camada) e dúcteis, a propagação ocorre até a zona plástica na ponta da trinca tocar a interface com o substrato (frágil). Neste momento, a taxa de crescimento da trinca diminui, causando a sua completa retenção. Qualquer tentativa em forçar a propagação da trinca vinda do material mais dúctil para o mais frágil (como aumentando o ΔK), causará a deflexão da ponta da trinca em direção à interface revestimento/substrato, onde continuará sua propagação, causando delaminação. A trinca, então, reiniciará em uma região diferente (um concentrador de tensão) e propagará em direção ao núcleo do material base. Por outro lado, se o revestimento é mais frágil do que o substrato, a trinca originária deste revestimento atravessará a interface e penetrará no substrato sem impedimento, podendo, até mesmo, ter o valor de seu ΔK aumentado.⁷⁴

Com a aplicação de uma camada intermediária mais dúctil, a trinca originária da superfície avançará através da camada externa (frágil) e atravessará a interface e a camada intermediária, sem dificuldade. Porém, quando a zona plástica na ponta da trinca tocar a interface revestimento/substrato, a trinca será retida, antes mesmo de tocar esta interface. A seqüência de carregamento servirá apenas para defletir e bifurcar a ponta da trinca, o que ocorrerá, também, próximo à interface (e não na interface). A delaminação, portanto, será iminente.⁷⁴ A Figura 4.21 ilustra toda a trajetória percorrida por uma trinca que iniciou-se na superfície e propagou-se em direção ao material base, simulando a situação empregada neste estudo, com base nas considerações citadas anteriormente.

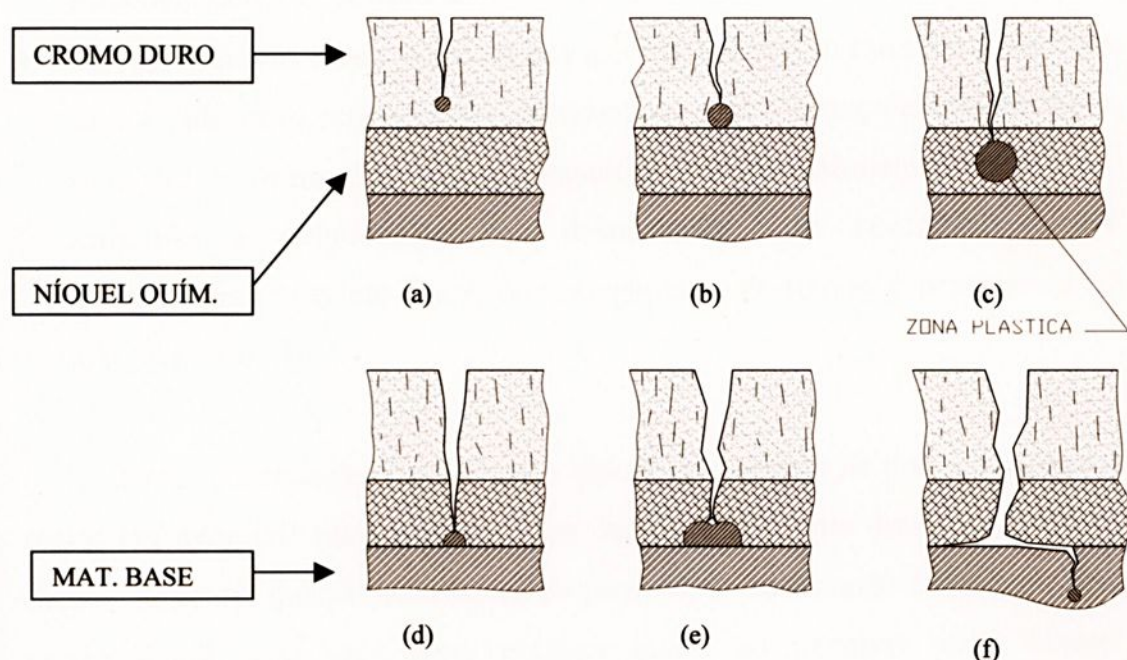


Figura 4.21 – Simulação da propagação de trinca no sistema de multicamadas utilizado neste estudo.

- Em (a), a trinca que se originou na superfície do revestimento de cromo duro, propaga-se radialmente em direção ao material base. Nesta situação a

- zona plástica na ponta da trinca é pequena em função da alta dureza do revestimento;
- em (b), a zona plástica na ponta da trinca toca a interface com a intercamada de níquel químico;
 - em (c), devido a maior ductilidade ou menor resistência mecânica da camada intermediária, a zona plástica na ponta da trinca avança através da interface e cresce. A trinca, então propaga-se sem impedimento;
 - em (d), a zona plástica toca a interface com o material base e é retida, percebendo uma estrutura cristalina mais resistente;
 - em (e), com a seqüência de aplicação da carga, a ponta da trinca, que está ainda afastada da interface, bifurca, criando duas novas zonas plásticas (talvez menores do que a anterior), defletem-se e propagam-se diagonalmente em direção ao material base;
 - em (d), ambas as zonas plásticas e respectivas trincas, ao tocarem a interface com o substrato, sendo este mais resistente e por avançarem, nesta nova situação, de forma diagonal, propagam-se preferencialmente nesta região, causando a delaminação ou destacamento do revestimento, até encontrarem um ponto fraco, ou concentrador de tensão e penetrarem no material base.

Outra constatação é a de que a tensão de abertura na ponta da trinca é maior em materiais mais frágeis, e que também apresenta uma zona plástica menor. Portanto, quando uma trinca propaga-se de uma região frágil para uma região dúctil, cria uma zona plástica maior ao penetrar nesta última. Conseqüentemente, a tensão de abertura da ponta da trinca é menor. Entretanto, ainda assim a tensão de abertura na ponta da trinca é maior do que a que existiria se a trinca iniciasse e propagasse na região dúctil. Desta forma, a trinca avança sem qualquer diminuição da taxa de crescimento.⁷⁴

Por outro lado, quando a trinca propaga-se da região dúctil para outra, frágil, a tensão de abertura na ponta da trinca aumenta com conseqüente

diminuição no tamanho da zona plástica. Apesar deste aumento, a tensão de abertura na ponta da trinca é ainda menor do que seria se a trinca iniciasse e propagasse na região frágil e, portanto, a trinca é retida.⁷⁴

Ainda outra explicação é a que considera o avanço da trinca de fadiga em um material dúctil como sendo o resultado de deslocamentos cíclicos, quando a ponta da trinca passa de rombuda para aguda e vice-versa. Quando a zona plástica na ponta da trinca coincide com a interface do material mais dúctil, o deslizamento cíclico através da interface para o material frágil torna-se mais difícil e, conseqüentemente, ocorre o efeito de retardo ou retenção do avanço da trinca.⁷⁴

Neste estudo, constatamos que todo o processo citado anteriormente, ocorreu, porém, observamos alguns acréscimos:

- Apesar de o revestimento de níquel químico ser, sem dúvida, dúctil em relação ao revestimento externo de cromo duro aditivado, verificamos dificuldade das trincas, vindas da camada externa de cromo, de propagarem-se através desta camada. Verificamos, mesmo, a retenção de várias trincas oriundas da camada de cromo duro, como pode ser constatado através das Figuras 4.38, 4.41, 4.43 e 4.48, adiante. A Figura 4.48, especificamente, mostra uma trinca que se originou na superfície da camada externa de cromo duro, propagou-se ao longo de sua espessura e reteve-se antes de tocar a interface intermediária de níquel químico. Como mencionado anteriormente, há uma grande contribuição das tensões residuais no processo de propagação de trincas por fadiga e que não necessariamente estão correlacionadas à natureza dúctil ou frágil de um material. Isto é, as tensões residuais podem ser tratativas ou compressivas e podem ser encontradas em materiais frágeis ou dúcteis. Neste estudo observamos que a camada intermediária de níquel químico parece ter inibido o coalescimento das microtrincas e propagação radial em direção ao substrato, de uma maneira que a situação apresentada na Figura 4.35, em revestimentos de camada simples de cromo duro, não se repetiu em revestimentos contendo a intercamada de níquel. Ao contrário,

observamos que as trincas se propagaram, basicamente, das interfaces entre os revestimentos e com o material base. O fato de não se observar trincas propagando-se a partir da superfície do revestimento de cromo duro é de grande importância visto que a taxa de crescimento da trinca é função do tamanho inicial da trinca; isto é, uma trinca que se propaga a partir da superfície deverá conter maior energia e conseqüentemente, deverá romper mais facilmente a barreira oferecida pela interface ou o campo de tensões residuais compressivas.

- Outra constatação é a de que, apesar de todo o processo mencionado ter ocorrido neste experimento (como delaminação preferencial na interface entre a camada de níquel químico e o substrato), a camada de níquel químico possui dureza maior em comparação ao material base. A classificação seria: a camada mais dura como sendo a de cromo duro, seguida pela camada intermediária de níquel químico e, por fim, o material base. Isto pode acrescentar outro fator: a resistência mecânica que no substrato é maior (comparando com os dados das propriedades mecânicas do revestimento de níquel químico, obtidos por R. Duncan⁴³), apesar de possuir menor dureza em relação ao revestimento de níquel químico, conforme apresentada na Tabela 4.5.

4.8 Análises das superfícies de fratura e análises metalográficas.

As superfícies de fratura de todos os grupos de corpos de prova estão indicadas nas Figuras de 4.22 a 4.58. Procurou-se selecionar as imagens que melhor caracterizaram as fraturas por fadiga, como: as origens das falhas; propagação das trincas; espessuras; homogeneidade; uniformidade e aderência entre as camadas dos revestimentos; e densidade de microtrincas (nos revestimentos de cromo duro).

4.8.1 Estereoscopia óptica.

A análise macroscópica foi realizada para se obter informações básicas das superfícies de fratura e suas diferenças morfológicas em alto e baixo ciclos de fadiga.

- **Fadiga de baixo ciclo (10x).**

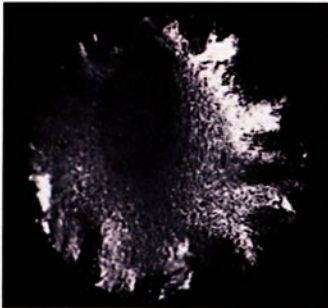


FIGURA 4.22 – Cdp revestido com Cr aditivado (145 μm) sobre Ni (15 μm) e fraturado a 78% σ_e .

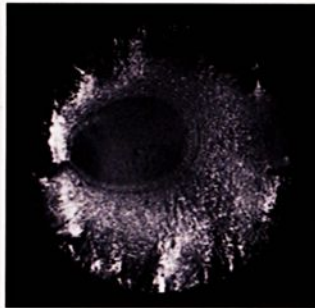


FIGURA 4.23 - Cdp revestido com Cr adit. (145 μm) sobre Ni (15 μm) e fraturado a 78% σ_e .

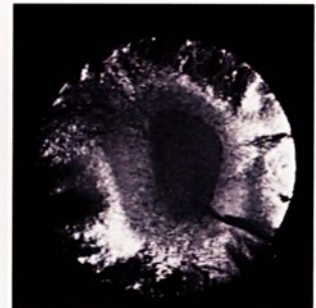


FIGURA 4.24 - Cdp revestido com Cr adit. (10 μm) sobre Ni (13 μm) e fraturado a 60% σ_e .

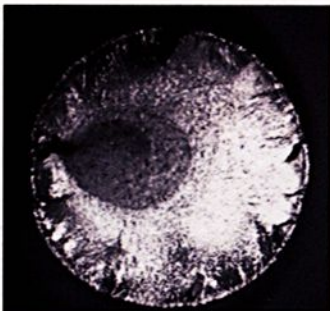


FIGURA 4.25– Cdp revestido com cromo duro aditivado (100 μm) e fraturado a 78% σ_e .

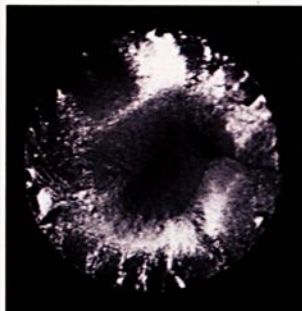


FIGURA 4.26 -Cdp revestido com Cr adit. (10μm) sobre Ni (13μm) e fraturado a 60% σ_e .

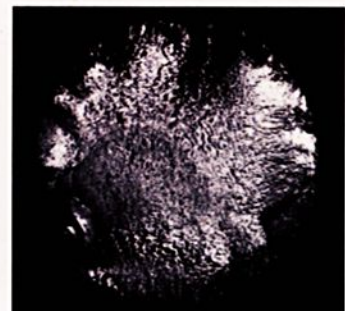


FIGURA 4.27 – Cdp do material base (sem revestimento) e fraturado a 78% σ_e .

Nas figuras acima, observam-se as características típicas das superfícies de fratura, similares e bem definidas, com as várias frentes de propagação das trincas ao longo de toda a periferia, originando “marcas de catraca” (*ratched marks*); uma região maior e brilhante, caracterizando fratura frágil e correspondente à fase de propagação estável da trinca; e uma região central escura e fibrosa, caracterizando fratura dúctil (dimples em maiores ampliações) e correspondente à propagação instável da trinca e ruptura final por tração (devido à pouca resistência oferecida à carga aplicada, pela seção remanescente). Nota-se que a região fibrosa (correspondente à propagação

instável da trinca), em geral, apresentaram-se centralizadas, indicando rápido processo de fratura e tensões balanceadas ao longo da seção transversal dos corpos de prova. Outra característica observada é o estado plano da superfície de fratura, indicando o alto valor de tensão e conseqüente propagação rápida com ruptura brusca.

• **Fadiga de alto ciclos (10x).**

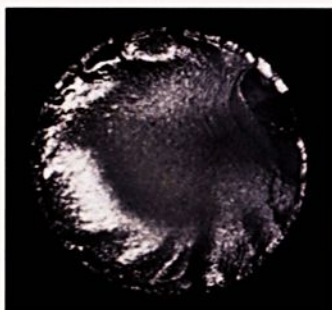


FIGURA 4.28- Cdp submetido a *shot peening* e revestido com Cr adit. (145 μm) sobre Ni (15 μm) e fraturado a 51% σ_e .

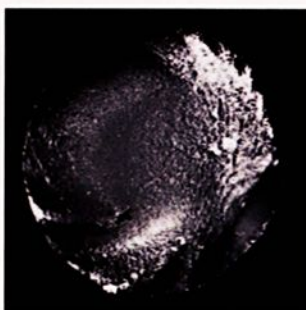


FIGURA 4.29 - Cdp revestido com Cr adit. (10 μm) sobre Ni (13 μm) e fraturado a 51% σ_e .

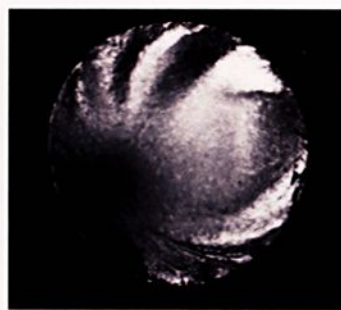


FIGURA 4.30 - Cdp revestido com Cr adit. (10 μm) sobre Ni (13 μm) e fraturado a 47,5% σ_e .



FIGURA 4.31-Cdp revestido com cromo duro aditivado (100 μm) e fraturado a 47,5% σ_e .

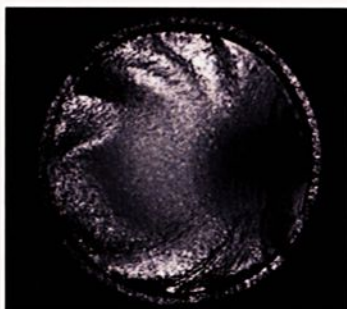


FIGURA 4.32-Cdp submetido a *shot peening* e revestido com Cr adit. (145 μm) sobre Ni (15 μm) e fraturado a 51% σ_e .

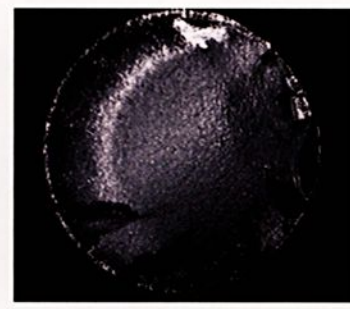


FIGURA 4.33 - Cdp revestido com cromo duro aditivado (100 μm) e fraturado a 26% σ_e .

Analisando as macrografias acima, observam-se, também, várias frentes de propagação das trincas ao longo de toda a periferia, resultando em “marcas de catraca”; uma região plana, brilhante, de fratura frágil, maior, caracterizando a fase de propagação estável e lenta das trincas; a região fibrosa e dúctil, de propagação instável das trincas, menor, indicando uma área de resistência à fratura menor, em função, conseqüentemente, da menor tensão

suportada. Nestes casos, observa-se que as regiões de fratura dúctil foram deslocadas, indicando que as trincas não se propagaram de forma balanceada. Outras duas características marcantes observadas são: a presença de marcas de praia (beachmarks) no final da fase de propagação estável das trincas, indicando os espaçamentos maiores causados pelos ciclos de tensões; e a região de ruptura final formando um plano em torno de 45° .

4.8.2 Microscopia eletrônica de varredura.

A análise microscópica foi realizada com o objetivo de se obter informações referentes às origens; propagação e retenção das trincas através das camadas dos revestimentos, interfaces, regiões de tensões residuais compressivas provenientes do processo de *shot peening*; a homogeneidade/uniformidade, espessuras e aderência destas camadas, entre si e com o substrato.

- Revestimento de cromo duro aditivado ($100\ \mu\text{m}$).

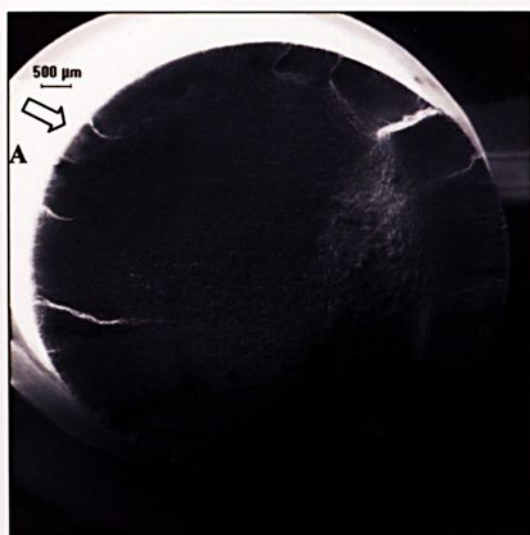


FIGURA 4.34 (10x) – Corpo de prova fraturado a $29\% \sigma_e$.

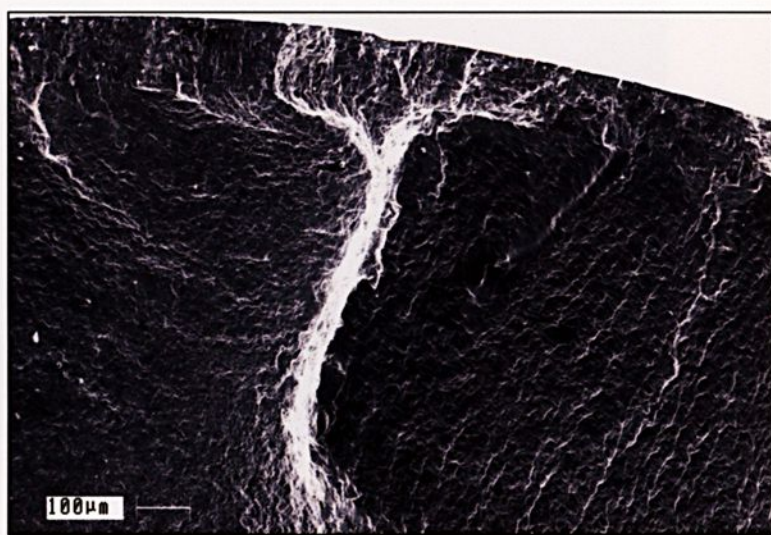


FIGURA 4.35 (136x) – Detalhe da região A.

A Figura 4.34 mostra a superfície de fratura do corpo de prova revestido com cromo duro aditivado ($100\ \mu\text{m}$) e fraturado a $29\% \sigma_e$.

Na Figura 4.35 observam-se várias frentes de propagação de trincas, tanto na superfície e núcleo do revestimento como na interface do mesmo com o substrato. Nota-se o coalescimento e convergência das trincas em direção ao interior do material base, indicando processo lento de fratura e consumo de grande parte da vida em ciclos. O processo de propagação das trincas sofre influência das tensões internas de tração contidas no revestimento e do momento de flexão induzido pelo carregamento; e a convergência ou desvio de sua trajetória está associada à tenacidade ou resistência à fratura deste revestimento.

- **Revestimento de cromo duro aditivado ($10\ \mu\text{m}$) sobre níquel químico ($13\ \mu\text{m}$).**

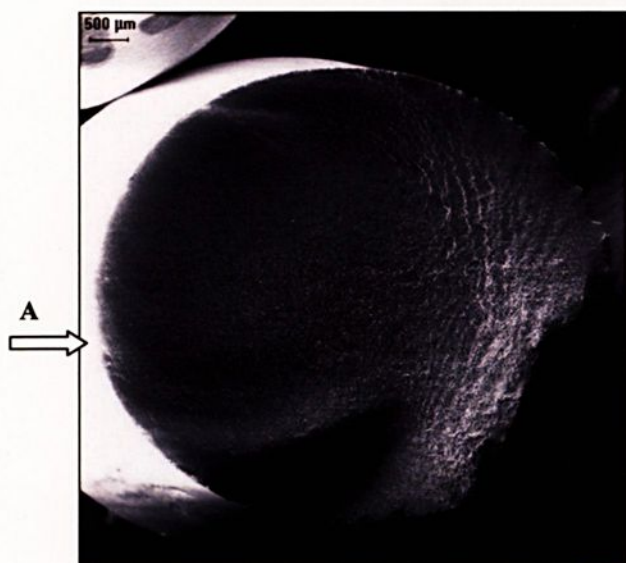


FIGURA 4.36 (10x) – Corpo de prova fraturado a $51\% \sigma_e$.

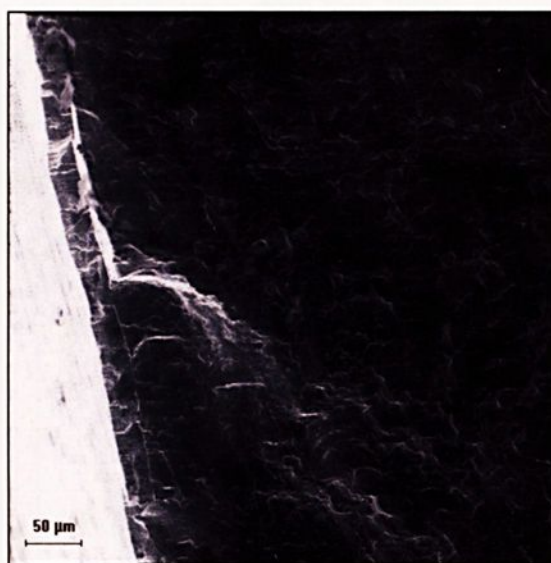


FIGURA 4.37 (200x) – Detalhe da região A.

A Figura 4.36 mostra a superfície de fratura de um corpo de prova revestido com cromo duro aditivado ($10\ \mu\text{m}$) sobre níquel químico ($13\ \mu\text{m}$) e fraturado a $51\% \sigma_e$.

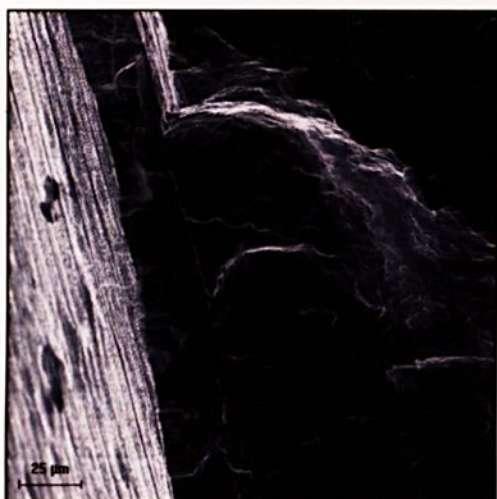


FIGURA 4.38 (500x) – Detalhe com maior ampliação da região A.

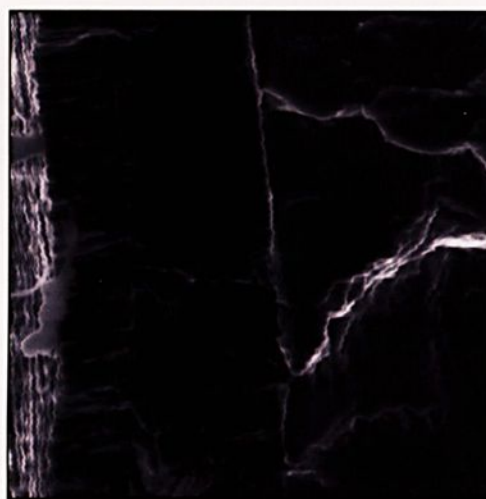


FIGURA 4.39 (1750x) – Detalhe com maior ampliação da região A.

As Figuras 4.37 e 4.38 mostram várias trincas que se propagaram na interface entre o revestimento de níquel químico e o substrato, sem, entretanto, delaminação. Nota-se uma trinca maior percorrendo a interface e mudando sua trajetória, bruscamente, em direção ao interior do material base, talvez devido a um concentrador de tensão. Nota-se, na Figura 4.39, uma das várias trincas que se propagaram ao longo da interface níquel/substrato e a mudança brusca em direção ao interior do material base. A morfologia do revestimento de cromo duro é colunar e perpendicular ao substrato. Entretanto, a camada de níquel químico apresenta uma estrutura mais densa e amorfa.

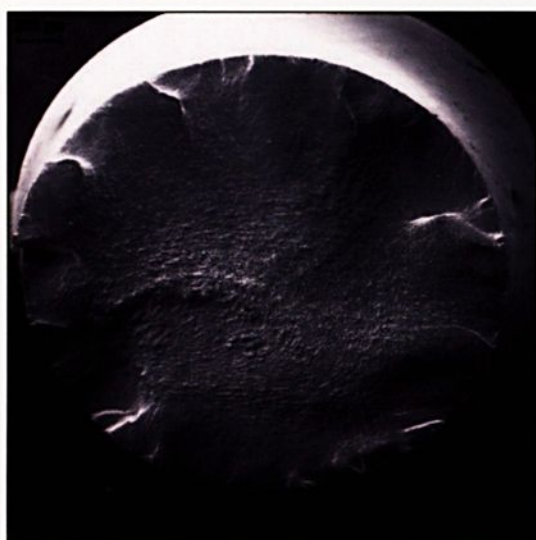


FIGURA 4.40 (10x) – Corpo de prova fraturado a 55,5% σ_e .

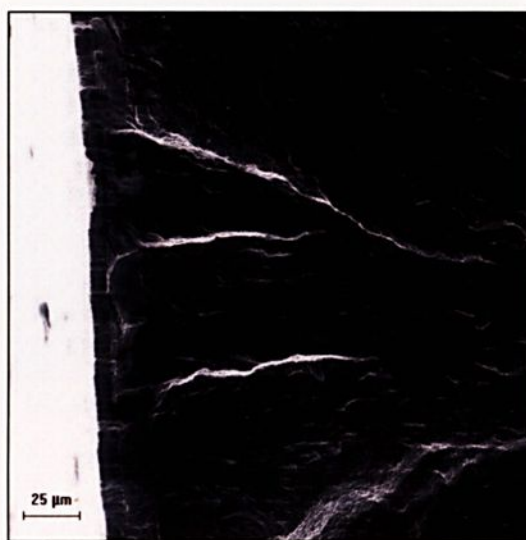


FIGURA 4.41 (360x) – Detalhe da região A.

A Figura 4.40 apresenta a superfície de fratura de um corpo de prova revestido com 10 μm de cromo duro aditivado sobre 13 μm de níquel químico e ensaiado a 55% σ_e . Nota-se as várias frentes de propagação de trincas ao longo da periferia do corpo de prova e uma região central rugosa. A Figura 4.41 apresenta trincas que se iniciaram na interface entre os revestimentos e entre revestimento e substrato e que propagaram-se em direção ao núcleo do material base. Com estas espessuras dos revestimentos de cromo duro aditivado e níquel químico, não foram observados problemas relacionados à aderência e/ou delaminação, entre si e com o substrato. Este fato indica a importância da espessura da camada externa de cromo duro, neste processo. As tensões residuais de tração e, conseqüentemente, as densidades de microtrincas contidas na camada de cromo duro aditivado são menores em função de sua menor espessura e seus efeitos podem ter sido anulados pela camada de níquel químico.

- **Revestimento de cromo duro aditivado (145 μm) sobre níquel químico (15 μm).**

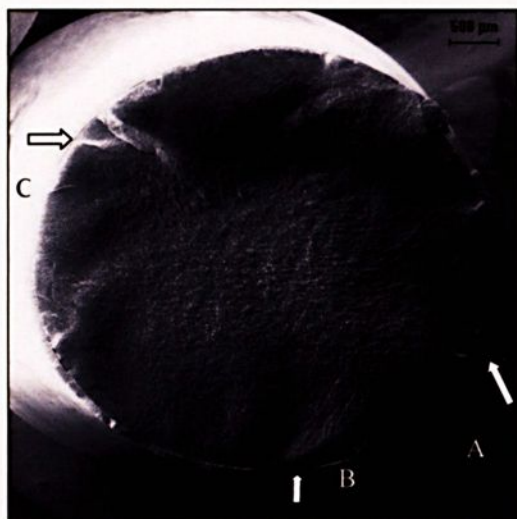


FIGURA 4.42 (10x) – Corpo de prova fraturado a 78% σ_e .

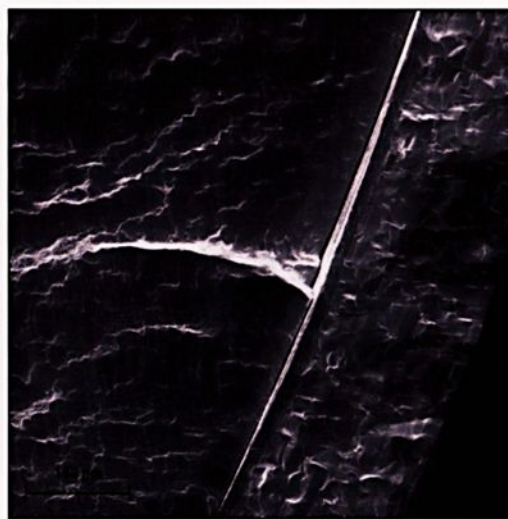


FIGURA 4.43 (200x) – Detalhe da região A.

A Figura 4.42 apresenta a superfície de fratura do corpo de prova, de forma geral.

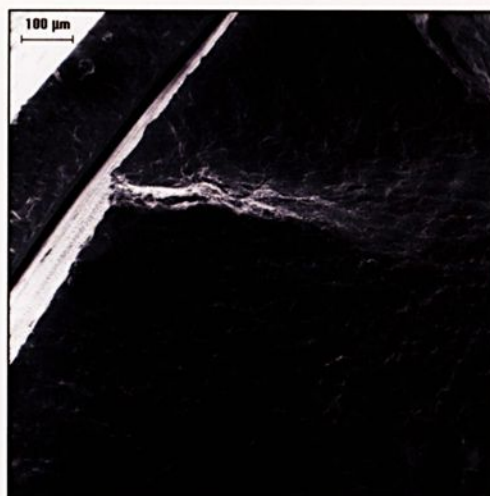
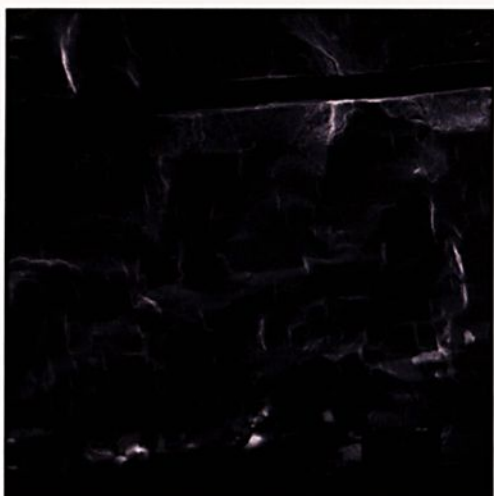


FIGURA 4.44 (500x) – Detalhe da região B. FIGURA 4.45 (100x) – Detalhe da região C.

Das Figuras 4.43 a 4.45 notam-se: a uniformidade em ambas as espessuras de níquel químico e cromo duro aditivado; microtrincas radiais ao longo da espessura do revestimento de cromo duro aditivado e que não se propagaram em direção ao substrato, talvez, inibidas pela camada intermediária de níquel químico; a excelente aderência entre as camadas de cromo duro aditivado e níquel químico e delaminação entre esta última com o substrato. As delaminações ocorreram nas regiões de iniciação das trincas (região “C”) e, também, na região de arrancamento final.

- **Corpo de prova submetido a *shot peening* e revestido com 145 μm de cromo duro aditivado sobre 15 μm de níquel químico.**

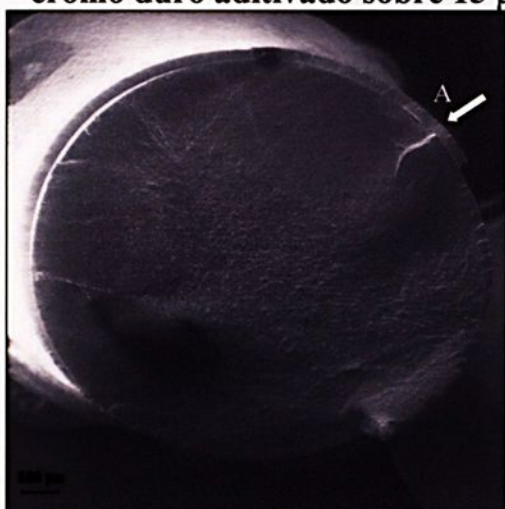


FIGURA 4.46 (10x) – Cdp de prova fraturado a 78% σ_e .

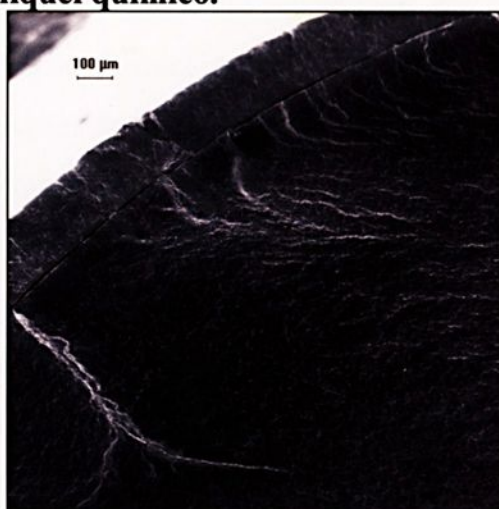


FIGURA 4.47 (50x) – Detalhe da região A.

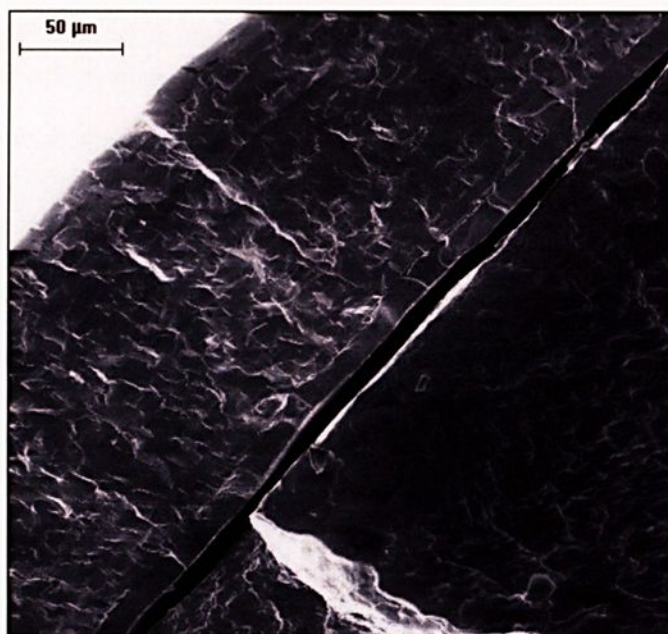


FIGURA 4.48 (360x) – Detalhe com maior ampliação da região A.

A Figura 4.46 apresenta uma vista geral da superfície de fratura. Nas Figuras 4.47 e 4.48 observa-se a delaminação ocorrida na interface entre o revestimento de níquel químico e o substrato *shot peenado*, indicando a propagação de trincas nesta região, preferencialmente. Ao contrário do que ocorreu com os corpos de prova revestidos com camada intermediária de níquel químico (sem *shot peening*) que apresentaram delaminações próximas às origens das trincas, neste caso a delaminação foi extensa, ao longo de quase toda a interface níquel/substrato, indicando a dificuldade de penetração das trincas para o interior do material base, devido ao fortalecimento deste com a aplicação de *shot peening*. Extensas delaminações foram comuns em todos os corpos de prova deste grupo, tanto em alto como em baixo ciclos de fadiga.

Na Figura 4.48, especificamente, como visto anteriormente, percebe-se alta densidade de microtrincas (posicionadas de forma radial), o coalescimento e propagação de muitas destas microtrincas em direção ao material base e a excelente barreira oferecida pela camada intermediária de níquel químico a esta propagação, apesar da também excelente aderência entre ambos os revestimentos.

- Corpo de prova submetido a *shot peening* e revestido com 100 μm de cromo duro aditivado.

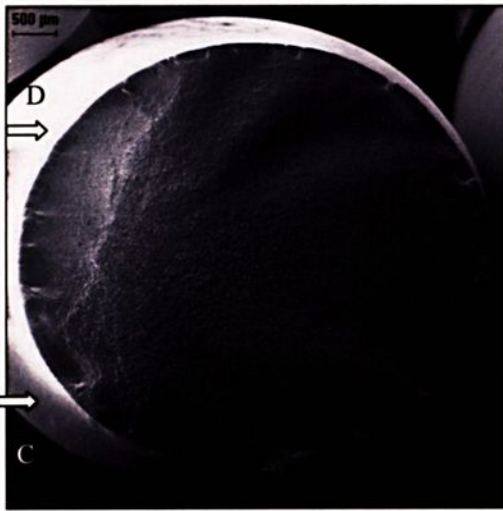


FIGURA 4.49 (10x) – Corpo de prova fraturado a 78% σ_e .

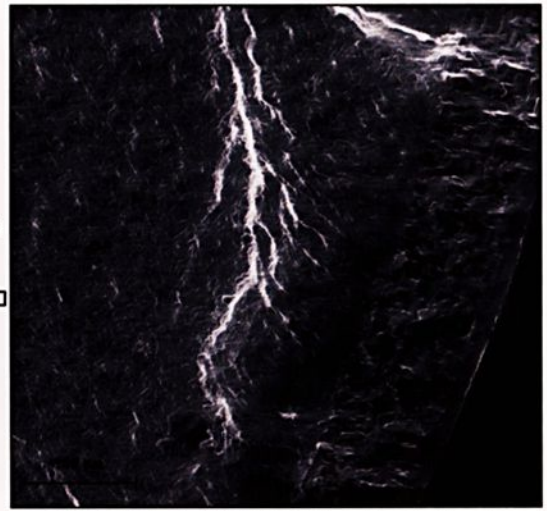


FIGURA 4.50 (160x) – Detalhe da região A.

A Figura 4.49 apresenta uma vista geral da superfície de fratura. A Figura 4.50 ilustra perfeitamente o efeito da aplicação de *shot peening* na retenção ou retardo da propagação de trincas por fadiga. Nota-se que as trincas propagaram-se somente após, talvez, a região de tensões residuais compressivas (subsuperfície), convergindo-se, posteriormente. Entretanto, a região superior da fractografia ilustra trincas que se propagam a partir da interface e núcleo da camada de cromo duro, vencendo radialmente a região de tensões compressivas.

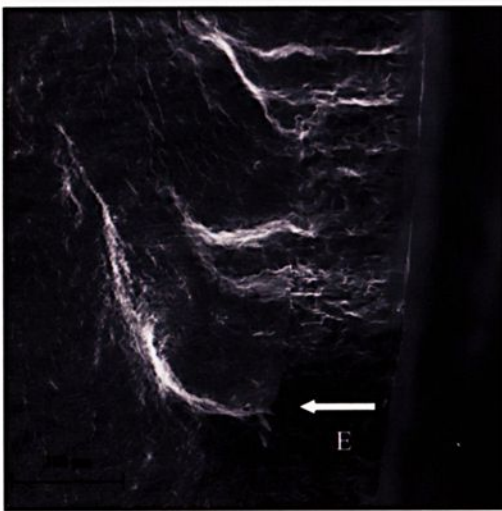


FIGURA 4.51 (165x) – Detalhe da região A.



FIGURA 4.52 (200x) – Detalhe da região B.

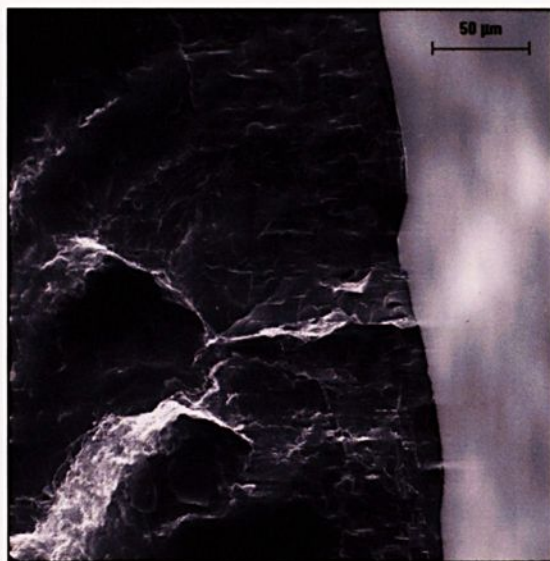
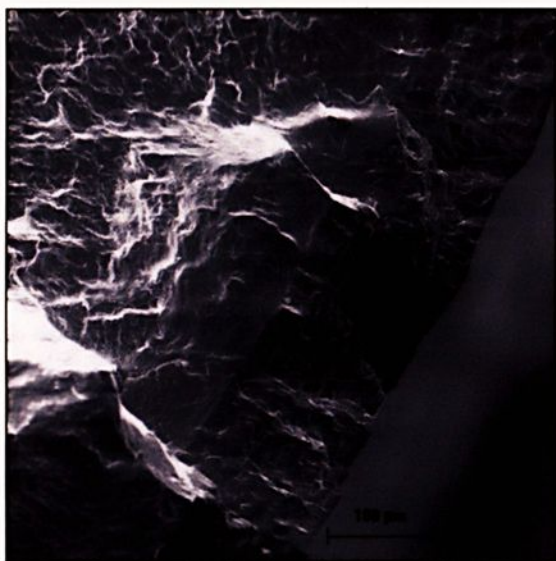


FIGURA 4.53 (200x) – Detalhe da região A FIGURA 4.54 (250x) – Detalhe da região B.

As Figuras 4.51 a 4.54 apresentam o coalescimento de microtrincas, crescimento e propagação através de uma região de tensões residuais compressivas, convergindo em seguida. Torna-se clara a resistência oferecida pela região *shot peenada* à propagação de trincas, resultando em ganho em número de ciclos. Outra observação que se repete em outras fractografias é a existência de uma camada superficial de cromo, densa e regular, de aproximadamente 10 μm de espessura, isenta de microtrincas e somente abaixo da qual as trincas se propagaram.

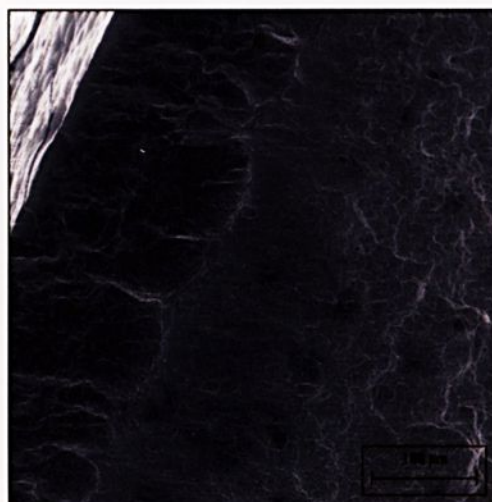
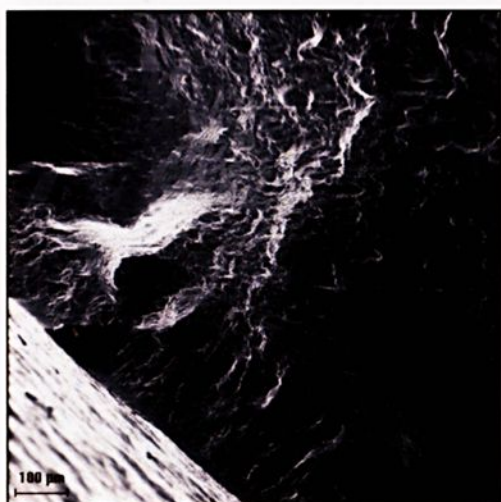


FIGURA 4.55 (100x) – Detalhe da região C. FIGURA 4.56 (165x) – Detalhe da região D.

A Figura 4.55 mostra detalhe da região de ruptura final, correspondente a fase de propagação instável da trinca. Nota-se que houve coalescimento, propagação e retenção de muitas trincas, tanto ao longo da camada de cromo duro como na região de tensões residuais compressivas.

Estas trincas propagaram-se mais lentamente e parece terem se encontrado com as trincas principais na última fase da propagação estável das trincas.

A Figura 4.56 também ilustra a região de ruptura final, onde confirma-se a excelente aderência entre a camada de cromo duro aditivado e o material base *shot peenado*, comprovando que a delaminação ocorre em função da propagação de trincas na interface revestimento/substrato e não a esforços de tração pura. Nota-se, também, uma morfologia diferente associada à região *shot peenada* e uma trinca que se propagou na superfície e penetrou em direção ao interior da camada de cromo duro, retendo-se; e a superfície nodular do revestimento de cromo, indicando os efeitos do tratamento superficial de *shot peening* aplicado ao material base. A aparência e rugosidade do revestimento de cromo está diretamente relacionada ao acabamento superficial do material base.³³

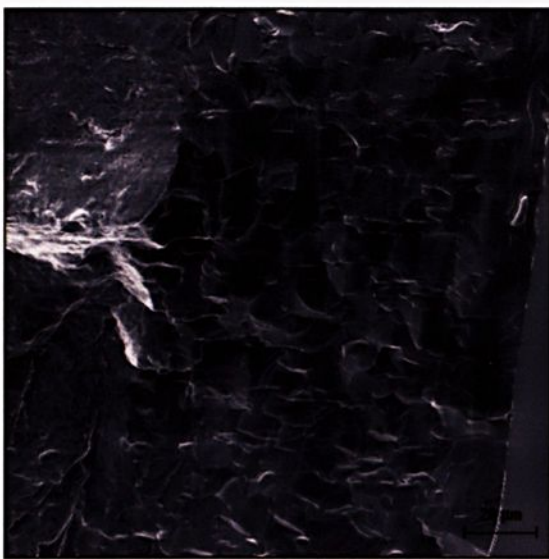


FIGURA 4.57 (500x) – Detalhe da região E.

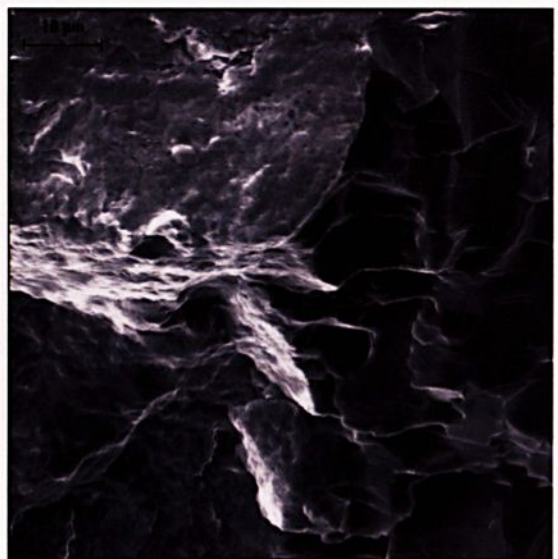


FIGURA 4.58 (1000x) – Detalhe anterior com maior ampliação.

As Figuras 4.57 e 4.58 mostram a excelente aderência entre revestimento e substrato; a alta densidade de microtrincas distribuídas ao longo da espessura de forma radial; uma morfologia de facetas de clivagem ao longo da espessura de cromo duro, característico de fratura frágil e a convergência de várias microtrincas na camada de cromo e propagação através da região de tensões residuais compressivas no material base.

4.8.2 Análises metalográficas.

As amostras metalográficas foram preparadas conforme a norma ASTM E 3. O reagente utilizado em todas as amostras foi Nital com concentração de 3% de ácido nítrico. O tempo utilizado para ataque foi fixado em 10 segundos.



FIGURA 4.59 (200x) – Amostra metalográfica do aço ABNT 4340 – temperado e revenido (39 HRC). Martensita revenida.

Observa-se nas Figs. 4.59 a 4.62 que os revestimentos químico e eletroquímico, bem como o tratamento superficial de *shot peening*, não provocaram alterações na microestrutura do aço ABNT 4340, o qual apresentou uma estrutura martensítica bem definida, mesmo nas proximidades das camadas dos revestimentos. Observa-se, ainda, a uniformidade das espessuras utilizadas e a aderência dos revestimentos entre si e com o material base.

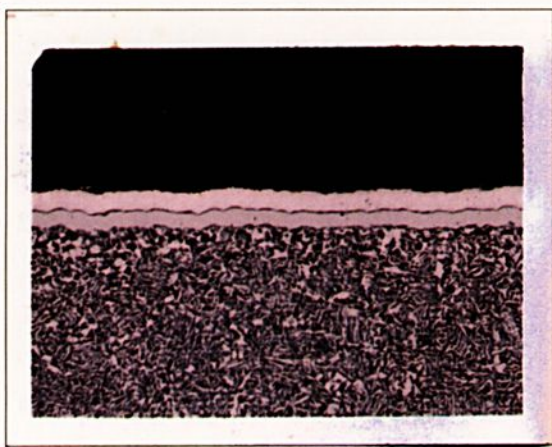


FIGURA 4.60 (200x) – Amostra contendo 20 μm em espessura de cromo duro aditivado e 20 μm de níquel químico.

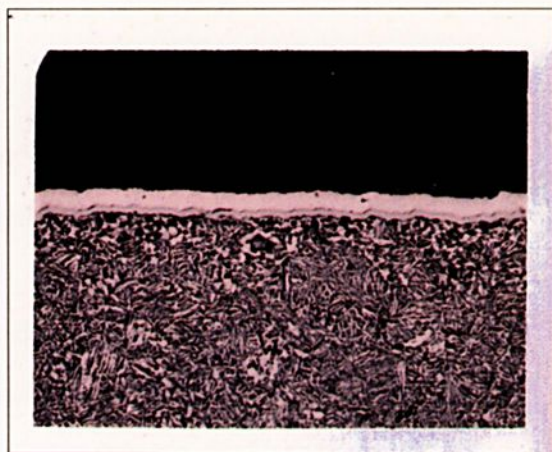


FIGURA 4.61 (200x) – Amostra contendo 18 μm em espessura de cromo duro aditivado e 5 μm de níquel químico.



FIGURA 4.62 (100x) – Cdp revestido com cromo duro convencional (160 μm). Fraturado a 78% σ_e .⁶¹

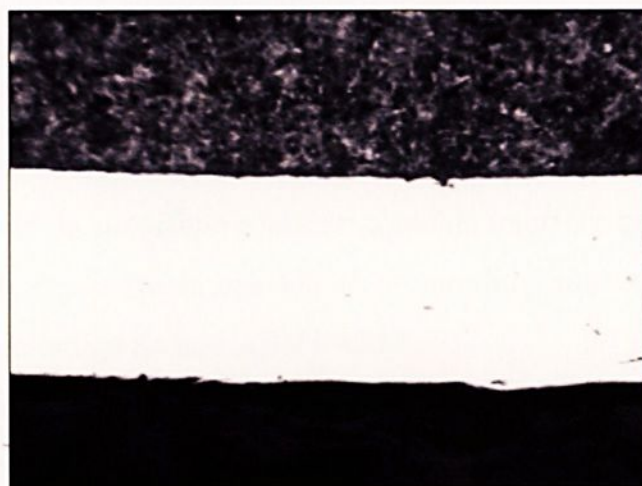


FIGURA 4.63 (200x) – Cdp revestido com cromo duro aditivado (100 μm). Fraturado a 78% σ_e .

5 CONCLUSÕES.

1. A densidade de microtrincas dos eletrodepósitos de cromo duro varia em função das condições do banho (composição química, temperatura e densidade de corrente).
2. Quando comparados dois tipos diferentes de revestimentos de cromo duro, eletrodepositados em substratos semelhantes, as densidades de microtrincas resultantes podem ser consideradas um importante parâmetro para prever seus comportamentos em fadiga por flexão rotativa, corrosão por névoa salina e desgaste abrasivo.
3. Eletrodepósitos de cromo duro aditivado apresentaram maior densidades de microtrincas.
4. Os resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa claramente demonstraram o efeito prejudicial de todos os revestimentos na vida em fadiga do aço ABNT 4340.
5. O aço ABNT 4340 revestido com cromo duro aditivado apresentou os piores resultados em fadiga por flexão rotativa em relação a todos os grupos de corpos de prova.
6. A pior resistência à fadiga por flexão rotativa dos corpos de prova revestidos com cromo duro aditivado em relação àqueles revestidos com cromo duro convencional, apesar da menor espessura do primeiro, deve-se a sua maior densidade de microtrincas e/ou maior nível de tensões residuais de tração.
7. Em revestimentos de cromo duro percebem-se várias frentes de propagação de trincas, tanto da superfície e núcleo como da interface com o substrato.
8. O aumento da espessura da camada de cromo duro aditivado reduziu ainda mais a vida em fadiga do aço ABNT 4340.
9. A aplicação de uma camada intermediária de níquel químico resultou em razoável recuperação na vida em fadiga do aço ABNT 4340 revestido com cromo duro aditivado. Esta camada intermediária de níquel químico foi

capaz de inibir ou reter a propagação de muitas trincas originárias da camada externa de cromo duro aditivado.

10. Em sistemas de multicamadas, a interface entre elas parece ser o local preferível para propagação de trincas de fadiga.
11. O pré tratamento superficial de *shot peening* provou ser um eficiente e recomendável processo para recuperar o comportamento em fadiga de componentes revestidos com cromo duro.
12. Nos revestimentos de cromo duro contendo uma camada intermediária de níquel químico, ocorreram pequenos destacamentos na interface desta camada com o substrato.
13. Nos revestimentos de cromo duro aditivado contendo uma camada intermediária de níquel químico e pré tratados com *shot peening*, ocorreram destacamentos maiores, alguns com trincamentos circunferenciais, indicando, neste caso que o revestimento atingiu seu limite de fadiga antes do material base.
14. Estes maiores destacamentos sugerem que talvez não seja interessante sobrepor diferentes camadas contendo tensões residuais compressivas mas sim, alterná-las com camadas contendo tensões residuais trativas ou livres de tensões.
15. Os revestimentos de cromo duro provaram possuir excelente aderência ao aço ABNT 4340 e à camada intermediária de níquel químico.
16. A resistência à corrosão do revestimento de cromo duro aditivado foi nitidamente maior em relação ao revestimento de cromo duro convencional, em função do primeiro possuir maior densidade de microtrincas.
17. A aplicação de uma camada intermediária de níquel químico melhorou amplamente a resistência à corrosão por névoa salina do aço ABNT 4340, revestido com cromo duro aditivado.
18. Apesar do melhoramento na resistência à corrosão, os revestimentos de cromo duro aditivado e convencional não evitaram a ação corrosiva da



atmosfera de névoa salina, mesmo com a aplicação da intercamada de níquel químico.

19. Os resultados dos ensaios de corrosão por névoa salina em amostras contendo camadas intermediárias de 20 μm e 30 μm de níquel químico sob uma camada externa de 50 μm de cromo duro aditivado, mostraram não ter ocorrido corrosão após 312 horas.

20. Os resultados dos ensaios de desgaste abrasivo indicaram, nos primeiros mil ciclos, a maior perda em peso para o revestimento de cromo duro aditivado em comparação ao revestimento de cromo duro convencional. Porém, nos ciclos subseqüentes, a perda em peso por ciclos do primeiro diminuiu com o aumento do número de ciclos de forma parabólica e resultando, após 10 mil ciclos, em menor perda em peso do que o revestimento de cromo duro convencional.

5. Aplicar cromo duro convencional sobre níquel eletrolítico (em andamento).
6. Principalmente no caso de aplicação do pré tratamento de shot peening, acrescentar outra camada intermediária de cromo duro de pequena espessura sobre o material base e a camada intermediária original de níquel químico, para melhorar a aderência, favorecer a retenção da propagação de trincas e evitar a delaminação na interface com o substrato.
7. Realizar ensaios de corrosão por névoa salina em amostras revestidas e pré tratadas com shot peening.
8. Realizar ensaios de desgaste abrasivo em amostras contendo camada intermediária de níquel químico, visto que sua maior dureza aumentaria a dureza da camada externa de cromo duro.
9. Alterar camadas de revestimentos contendo locais resfriados e camadas de revestimentos livres de tensões.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.

Dos resultados obtidos neste estudo, sugere-se:

1. Variar a espessura da camada intermediária de níquel químico, bem como seu conteúdo de fósforo.
2. Quantificar a densidade de microtrincas contidas nos revestimentos de cromo duro, associando os resultados às tensões residuais no revestimento.
3. Analisar, através da Mecânica da Fratura, a propagação e retenção das trincas ao longo das camadas utilizadas.
4. Substituir a camada externa de cromo duro aditivado por cromo duro convencional, mantendo a camada intermediária de níquel químico, em ensaios de fadiga por flexão rotativa.
5. Aplicar cromo duro convencional sobre níquel eletrolítico (em andamento).
6. Principalmente no caso de aplicação do pré tratamento de *shot peening*, acrescentar outra camada intermediária de cromo duro de pequena espessura, entre o material base e a camada intermediária original de níquel químico, para melhorar a aderência, favorecer a retenção da propagação de trincas e evitar a delaminação na interface com o substrato.
7. Realizar ensaios de corrosão por névoa salina em amostras revestidas e pré tratadas com *shot peening*.
8. Realizar ensaios de desgaste abrasivo em amostras contendo camada intermediária de níquel químico, visto que sua maior dureza aumentaria a dureza da camada externa de cromo duro.
9. Alternar camadas de revestimentos contendo tensões residuais e camadas de revestimentos livres de tensões.



7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.

- [1]-BARSA, Enciclopédia Britânica do Brasil Publicações Ltda, Avião, RJ/SP, v.3, p. 344-366, 1990.
- [2]-LANGE, G. A., Fractures in Aircraft Components, Mixed-Mode Fatigue and Fracture, Mechanical Engineering Publications, London, p. 23-30, 1993.
- [3]-GORANSON, U. G., Fatigue issues in aircraft maintenance and repairs, International Journal of Fatigue, v. 19, p. S3-S21, 1993.
- [4]-PAYNE, A. O., The fatigue of aircraft structures, Engineering Fracture Mechanics, v. 8, p. 157-203, 1976.
- [5]-GODEFROID, L. B., Fatigue crack growth under constant and variable amplitude loading in aluminium alloys of aeronautical applications, Ph.D. Thesis, COPPE, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, Brazil, 1993.
- [6]-WITHERELL, C. E., Aircraft Landing Gear Fracture, Handbook of case histories in Failure Analysis, American Society for Metals, ASM, Metals Park, Ohio, v. I, p. 3-8, 1992.
- [7]-GOLDSMITH, N. T., CLARK, G., Analysis of Wing Main Spar Cracking, Handbook of case histories in Failure Analysis, American Society for Metals, ASM, Metals Park, Ohio, v. I, p. 9-11, 1992.
- [8]-EDWARDS, J. O., POLLARD, W. A., SEBISTY, J. J., Cracking of Aluminium Alloy Aircraft Undercarriage Forging, Handbook of case histories in Failure Analysis, American Society for Metals, ASM, Metals Park, Ohio, v. I, p. 12-16, 1992.
- [9]-LAMB, S. R., CLARK, G., Engine Accessory Angle Drive Gear Failure, Handbook of case histories in Failure Analysis, American Society for Metals, ASM, Metals Park, Ohio, v. I, p.17-19, 1992.



- [10]-KASHAR, L., Failure of a Helicopter Main Rotor Blade, Handbook of case histories in Failure Analysis, American Society for Metals, ASM, Metals Park, Ohio, v. I, p. 20-24,1992.
- [11]-PANONTIN, T. L., Fracture of a C130 Aircraft Main Landing Gear Wheel Flange, Handbook of case histories in Failure Analysis, American Society for Metals, ASM, Metals Park, Ohio, v. I, p.25-30, 1992.
- [12]-LAMB, S. R., CLARK, G., Main Rotor Yoke Cracking, Handbook of case histories in Failure Analysis, American Society for Metals, ASM, Metals Park, Ohio, v. I, p.36-39, 1992.
- [13]-NEGRÃO, C. G., Estudo do Comportamento Dinâmico de um Trem de Aterrissagem sob Cargas Verticais, Guaratinguetá, p. Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica - FEG, UNESP, 1995.
- [14]-YOUNG, D. W., Aircraft landing gears - the past, present and future, Proc. Institution of Mechanical Engineers, Proc. Imech-E, v. 200, n. D2, p. 75-92, 1986.
- [15]-VIEIRA, L. F. S., Estudo sobre a influência da identificação eletrolítica no comportamento em fadiga de um aço de alta resistência mecânica, Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica, FEG/UNESP, Guaratinguetá, 1992.
- [16]-VASCONCELOS, S. M. B., Estudo da influência dos tratamentos superficiais de cromo duro e níquel químico na vida em fadiga do aço de alta resistência, ABNT 4340, Trabalho final de graduação, Escola de Engenharia Industrial, E. E. I., São José dos Campos/SP, 1992.
- [17]-ASM, American Society for Metals, Atlas of Fatigue Curve, Metals Park, Ohio, OH 44073,1986.
- [18]-DIETER, G. E., Metalurgia Mecânica, 2ª ed., Editora Guanabara Koogan, Rio de Janeiro/RJ, 1981.
- [19]-PERES, M. P., Estudo do Efeito do Tempo e da Temperatura de Desidrogenação na Resistência à Fadiga do Aço ABNT 4340 que sofreu



- eletródese de Cádmio, p. Tese de Doutorado em Engenharia de Materiais - FAENQUIL, UNESP, Lorena, 1996.
- [20]-VOORWALD, H. J. C., PASTOUKHOV, V. A., Introdução à Mecânica da Integridade Estrutural, Editora UNESP, São Paulo/SP, Junho/1994.
- [21]-HERTZBERG, R. W., Deformation and fracture mechanics of engineering material. John Wiley and Sons, New York, 1976.
- [22]-MILLER, K. J., Material science perspective of metal fatigue resistance, Material Science and Technology, v. 9, p. 453-462, June 1993.
- [23]-VOORWALD, H. J. C., Analyses on influence of some variables on rotative bending fatigue testing behaviour in AISI 4140 and 4340 steels, PhD Thesis, Aeronautic Technologic Institute - I. T. A., São Paulo, Brazil.
- [24]-MATSUMOTO, Y., MAGDA, D., HOEPPNER, D. W., KIM, T. Y., Effect of Machining Processes on the Fatigue Strength of Hardened AISI 4340 steel, Transactions of the ASME, v. 113, May 1991.
- [25]-OKAMOTO, A., NAKAMURA, H., The influence of Residual Stress on Fatigue Cracking, Journal of Pressure Vessel Technology, v. 112, p. 199-203, 1990.
- [26]-TORIBIO, J., Residual Stress Effects in Stress-Corrosion Cracking, Journal of Material Engineering and Performance, v. 7(2), p. 173-182, 1997.
- [27]-McGRANN, R. T. R., GREVING, D. J., SHADLEY, J. R., RYBICKI, E. F., KRUECKE, T. L., BODGER, B. E., The effect of coating residual stress on the fatigue life of thermal spray coated steel and aluminium, Surface and Coatings Technology, 108-109 (1998) 59-64.
- [28]-METAL IMPROVEMENT COMPANY, INC., M. I. C., Shot Peening Applications, Technical booklet, 7^a edition.
- [29]-BLASTIBRÁS, Tratamento de Metais Ltda., Catálogo Técnico, São Paulo/SP, Brasil.



- [30]-GENTIL, V., Corrosão, Guanabara Dois - Editora S.A., 2^a ed., Rio de Janeiro/RJ, 1983.
- [31]-IPT, Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo - Divisão de Metalurgia, Corrosão e Proteção contra a Corrosão de Metais, 1979.
- [32]-RIBBE, A. P., *et al*, Corrosão e Tratamentos Superficiais dos Metais, ABM - Associação Brasileira de Metais, 1971.
- [33]-LOWEINHEIN, F. A., Modern Electroplating, DUBPERNELL, G., 2^a ed., p. 80-129, 1969.
- [34]-BLUM, W., HOGABOOM, G. B., Principle of Electroplating and Electroforming, 3^a ed., p. 60-100,
- [35]-ASM, American Society for Metals, Metals Handbook, v. 2, 8^a ed., Metals Park, p. 462-474, 1975.
- [36]-BOLLES, D. C., HVOF Thermal Spraying: An Alternative to Hard Chrome Plating, Welding Journal, p. 31-34, October 1995.
- [37]-JONES, A. R., Eliminating Substrate Defects, Plating and Surface Finishing, p. 14-17, October 1994.
- [38]-FLOTT, L. W., The Electroplating Process, Metal Finishing, p. 55-58, March 1996.
- [39]-JONES, A. R., Microcracks in Hard Chromium Electrodeposits, Plating and Surface Finishing, p. 62-66, April 1994.
- [40]-LIN, K. L., HSU, C.-J., CHANG, J.-T., Electroplating of Ni-Cr on steel with pulse plating, Journal of Materials Engineering and Performance, v. 1(3), p. 359-362, June 1992.
- [41]-PINA, J., *et al*, Residual stresses and crystallographic texture in hard chromium electroplated coatings, Surface and Coatings Technology, v. 96, p. 148-162, 1997.
- [42]-ASM, American Society for Metals, Metals Handbook, v. 2, 8^a ed., Metals Park, p. 443-445, 1975.



- [43]-DUNCAN, R. N., The Structure and Properties of Electroless Nickel Deposits, Anais do VIII EBRATS - Encontro Brasileiro de Tratamentos de Superfícies, 1994.
- [44]-DUNCAN, R. N., The effect of deposit composition upon the properties of electroless nickel coatings, Anais do VI EBRATS - Encontro Brasileiro de Tratamentos de Superfícies, v. II-III, 1989.
- [45]-SNYDER, D. L., Electroplating in the '90s, Metal Finishing, p. 37-42, April 1991.
- [46]-CESTA, J. F., A Eletrodeposição na Indústria Mecânica, Tratamento de Superfície 63, p. 32-34, 1994.
- [47]-LEGG, K. O., GRAHAM, M., CHANG, P., RASTAGAR, F., GONZALES, A., SARTWELL, B., The replacement of electroplating, Surface and Coatings Technology, v. 81, p. 99-105, 1996.
- [48]-TYLER, J. M., Automotive Applications for Chromium, Metal Finishing, p. 11-14, October 1995.
- [49]-BAUDRAND, D., DURKIN, B., Automotive Applications of Electroless Nickel, Metal Finishing, p. 20-24, May 1998.
- [50]-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 and Surface Finishing, September, p. 28-31, 1997.
- [51]-SPAGLIARI, A. A., SILVA, F. P., SANTANA, O. D., Automação do Processo de Deposição de Cromo Duro em Hastes de Amortecedores, Anais do VI EBRATS - Encontro Brasileiro de Tratamentos de Superfície, v. II-III, 1989.
- [52]-ASM, American Society for Metals, Metals Handbook, 4^a ed., v. 08, Metals Park, Ohio, 1992.
- [53]-JONES, A. R., Corrosion, ASM, Handbook, 5^a ed., v. 13, p. 871-875, March 1996.



- [54]-BUDKE, E., KREMPEL-HESSE, J., MAIDHOF, H., SCHÜSSLER, H.,
Decorative hard coatings with improved corrosion resistance, *Surface and Coatings Technology*, v. 112, p. 108-113, 1999.
- [55]-NASCIMENTO, M. P., VOORWALD, H. J. C., TORRES, M. A. S.,
PIGATIN, W. L., SOUZA, R. C., Microtrincas em cromo duro: efeitos nas resistências à fadiga e corrosão do aço de uso aeronáutico - ABNT 4340, In: IV Congresso Iberoamericano de Ingenieria Mecanica, CIDIM'99, 1999, Santiago do Chile, Anais, v. 1, Manufactura, Materiales.
- [56]-MENTHE, E., RIE, K.-T., Plasma nitriding and plasma nitrocarburizing of electroplated hard chromium to increase the wear and corrosion properties, *Surface and Coatings Technology*, v.112, p. 217-220, 1999.
- [57]-CHITTY, J., PERTUZ, A., HINTERMANN, H., STAIA, M. H., PUCHI, E. S., Influence of electroless Ni-P deposits on the corrosion-fatigue properties of an AISI 1045 steel, *Thin Solid Films*, v. 308-309, p. 430-435, 1997.
- [58]-CREUS, J., IDRISSE, H., MAZILLE, H., SANCHETTE, F., JACQUOT, P., Improvement of the corrosion resistance of CrN coated steel by an interlayer, *Surface and Coatings Technology*, v. 107, p. 183-190, 1998.
- [59]-ARIETA, F. G., GAWNE, D. T., The wettability and durability of chromium plating, *Surface and Coatings Technology*, v. 73, p. 105-110, 1995.
- [60]-WANG, H., XIA, W., JIN, Y., A study on abrasive resistance of Ni-based coatings with a WC hard phase, *Wear*, v. 195, p. 47-52, 1996.
- [61]-SOUZA, R. C., Estudo do Comportamento em Fadiga do Aço ABNT 4340 Revestido com Carbetto de Tungstênio pelo Sistema HVOF/HP, Guaratinguetá, p. Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica - FEG, UNESP, 1998.
- [62]-MIL-HANDBOOK-5, Military Specification, Metallic Materials and Elements for Aerospace Vehicle Structures, November 1990.

- [63]-HWANG, J.-R., FUNG, C.-P., Effect of electron beam surface hardening on fatigue crack growth rate in AISI 4340 steel, *Surface and Coatings Technology*, 80 (1996) 271-278.
- [64]-HOTTA, S., ITOU, Y., SARUKI, K., ARAI, T., Fatigue strength at a number of cycles of thin hard coated steels with quench-hardened substrates, *Surface and Coatings Technology*, v. 73, p. 5-13, 1995.
- [65]-NASCIMENTO, M. P., PIGATIN, W. L., SOUZA, R. C., VOORWALD, H. J. C., Efeito das microtrincas dos eletrodepósitos de cromo duro aditivado e convencional no aço de uso aeronáutico - ABNT 4340, In: XV Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica, COBEM'99, 1999, S-18 Mechanical – Metallurgical Process, cód. AACIEH, Águas de Lindóia/SP, Anais/CD-ROM.
- [66]-WÁNSTRAND, O., LARSSON, M., HEDENQVIST, P., Mechanical and tribological evaluation of PVD WC/C coatings, *Surface and Coatings Technology*, v. 111, p. 247-254, 1999.
- [67]-GUILLEMETTE, R., Evaluation of thermal spray coatings for Navy H-60 tail landing gear piston, United Technologies Sikorsky Aircraft, Praxair, Report Number Mer, L1-319, September 1993.
- [68]-NASCIMENTO, M. P., VOORWALD, H. J. C., PIGATIN, W. L., SOUZA, R. C., Intercamada de Níquel Químico em Cromo Duro Aditivado e Eletrodepositado no Aço de Alta Resistência ABNT 4340, In: Conferência sobre Tecnologia de Equipamentos, COTEQ'99, 1999, Rio de Janeiro/RJ, Anais, p. 85-88.
- [69]-BERRÍOS, J. A., STAIA, M. H., HERNÁNDEZ, E. C., HINTERMANN, H., PUCHI, E. S., Effects of the thickness of an electroless Ni-P deposit on the mechanical properties of an AISI 1045 plain carbon steel, *Surface and Coatings Technology*, v. 108-109, p. 466-472, 1998.
- [70]-HORSEWELL, A., Processing and properties of electrodeposited layered surface coatings, *Materials Science and Technology*, v. 14, p. 549-553, June 1998.

- [71]-WIKLUND, U., HEDENQVIST, P., HOGMARK, S., Multilayer cracking resistance in bending, *Surface and Coatings Technology*, v. 97, p. 773-778, 1997.
- [72]-WU, Y., ZHANG, Y., YAO, M., Effect of Electroless Nickel Plating On Fatigue Strength of 30CrMoA Steel, *Plating and Surface Finishing*, p. 83-85, April 1995.
- [73]-SRIDHAR, B. R., RAMACHANDRA, K., PADMANABHAN, K. A., Effect of shot peening on the fatigue and fracture behaviour of two titanium alloys, *Journal of Materials Science*, v. 31, p 5953-5960, 1996.
- [74]-SUGIMURA, Y., SURESH, S., Fatigue of Coated Materials, *Ceramic Coatings*, ASME, American Society for Mechanical Engineers, v. 44, p. 9-14, 1993.
- [75]-ASTM E-8M, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials.
- [76]-ASTM E-23, Standard Test for Notched Bar Impact Testing of Metallic Material.
- [77]-CHEN, A., SRIDHARAN, K., HORNE, W. G., DODD, R. A., HANDI, A. H., ELMOURSI, A. A., MALACZYNSKI, G. W., CONRAD, J. R., Chromium plating pollution source reduction by plasma source ion implantation, *Surface and Coatings Technology*, v. 82, p. 305-310, 1996.
- [78]-ASTM B-117, Standard Practice for Operating Salt Spray (Fog) Apparatus.
- [79]-FED-STD-141, Abrasion Resistance (Taber Abraser), Method 6192.1, January 1986.
- [80]-MIL-S-13165C, Military Specification Shot Peening of Metals Parts, December 1966.
- [81]-ASTM E-18, Standard Test Methods for Rockwell Hardness and Rockwell Superficial Hardness of Metallic Materials.
- [82]-ASTM 571, Standard test method for adhesion of metallic coatings.



- [83]-ASTM F 519-97, Mechanical hydrogen embriettlement testing of plating process in aircraft maintenance method for.
- [84]-QQ-C-320 – Class 2, Chromium plating (electrodeposited).
- [85]-KUO, H. S., WU, J. K., Passivation treatment for inhibition of hydrogen absorption in chromium-plated steel, *Journal of Material Science* 31, p. 6095-6098, 1996.
- [86]-TORRES, M. A. S., VOORWALD, H. J. C., NASCIMENTO, M. P., PIGATIN, W. L., Análise de tensões residuais introduzidas por Shot Peening e sua correlação com a resistência à fadiga, In: IV Congresso Iberoamericano de Ingenieria Mecanica, CIDIM'99, 1999, Santiago do Chile, Anais, (no prelo).
- [87]-ASM, American Society for Metals, *Metals Handbook*, 2^a ed, v. 18, Metals Park, 1995.
- [88]-GROSHART, E., Chromium Plating Replacements, *Metal Finishing*, pp. 70-72, April 1997.
- [89]-KOBAYASHI, M., MATSUI, T., MURAKAMI, Y., Mechanism of creation of compressive residual stress by shot peening, *International Journal of Fatigue*, v. 20, No. 5, pp. 351-357, 1998.
- [90]-NASCIMENTO, M. P., MIGUEL, I. M., VOORWALD, H. J. C., PIGATIN, W. L., Quantificação de microtrincas em revestimentos de cromo duro aditivado de aplicação aeronáutica, In: Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, CONEM 2000, Natal/RN, Anais (no prelo).

13/08/98

Relatório de Fragilidade - Página 1 de 1

Nº de: 43234

Data: 13/08/98

Participante: Centro de Pesquisas

Norma: ASTM E 7

Ordem de Fabricação de amostra: 0070007

Atividade Principal: Grande Área: 2007.200 - 3.3 par

Procedimento: ASTM E 7

C.E.M.P.: 0010004

FODE: 478720

Ensaio de Tração com antebraço

Especificação:

Ensaio (MPa):
1200 / 1200

Ensaio (MPa):
1400 / 1400

A / D:
10 / 100

Ensaio de Tração com antebraço

Assinatura (S)

APÊNDICE

Ensaio de fragilização

CDP de Grupo mês de Agosto de 98

Formação: 200 horas em Ensaio

Força:

97.282,50 N

Mês do Ensaio:

13/08/1998 às 14:30

Técnico do Ensaio:

21/08/1998 às 22:25

Obs: O Ensaio passou as 200 horas sem ruptura.



GQC/QED

Relatório de Ensaio de Fragilização por hidrogênio

RI n.: 432/98

Data: 13/08/98

Designação: Ensaio de fragilização
Of de Fabricação de cdp's: 8036017
Matéria Prima: Br Rd Aço 4340 Dia. 3/4 pol
Norma: AMS 6414
C.E.M.P.: 9021398
NDE: 476129

Cdp: ASTM E 8

Propriedades Mecânicas Aço 4340 Tratado

| Especificação: | T.máx. (MPa) | T.esc. (MPa) | A (%) |
|----------------|--------------|--------------|--------|
| | 1785 / 1930 | 1483 mín | 10 mín |

Ensaio de Tração com entalhe

F. ruptura (N)

75.400,00

77.300,00

Ensaio de fragilização

CDP de Cromo mês de Agosto de 98

Permanência: 200 horas em Ensaio

Força: **57.262,50 N**

Início do Ensaio: 13/08/1998 às 14:30

Término do Ensaio: 21/08/1998 às 22:25

Obs: O Cdp suportou as 200 horas sem ruptura.





unesp



.1 12 13 14 15 16 17 18