

UNESP

Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá

Guaratinguetá

2003



1110000527



***"Análise dos Recobrimentos  
Anti-corrosivos Aplicados Sobre  
um Aço Aeronáutico  
de Alta Resistência no  
Comportamento em Fadiga"***

***CARLOS EDUARDO SILVA DE AMORIM***

***211***





**ANÁLISE DOS RECOBRIMENTOS ANTI-CORROSIVOS  
APLICADOS SOBRE UM AÇO AERONÁUTICO DE ALTA RESISTÊNCIA  
NO COMPORTAMENTO EM FADIGA**

**CARLOS EDUARDO SILVA DE AMORIM**

Tese apresentada à Faculdade  
de Engenharia do Campus de  
Guaratinguetá, Universidade  
Estadual Paulista, para a  
obtenção do título de Doutor  
em Engenharia Mecânica na  
área de Projetos e Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald

FACULDADE DE ENGENHARIA  
DE GUARATINGUETÁ  
BIBLIOTECA

527

527

Guaratinguetá  
2003

R323.01  
CARLOS EDUARDO SILVA DE AMORIM  
Doagm  
ANÁLISE DOS RECOBRIMENTOS ANTI-CORROSIVOS APLICADOS SOBRE UM AÇO AERONÁUTICO DE ALTA RESISTÊNCIA NO COMPORTAMENTO EM FADIGA

A524a Amorim, Carlos Eduardo Silva de  
*Análise dos recobrimentos anti-corrosivos aplicados sobre um aço aeronáutico de alta resistência no comportamento em fadiga / Carlos Eduardo Silva de Amorim . – Guaratinguetá : [s.n.], 2003*  
280f. : il.

*Bibliografia: f. 267-280*  
Tese (doutorado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2003  
Orientador: Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald

1. Fadiga 2. Corrosão. I. Título

CDU 620.195(043)

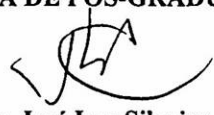
**“ANÁLISE DOS RECOBRIMENTOS ANTI-CORROSIVOS APLICADOS  
SOBRE UM AÇO AERONÁUTICO DE ALTA RESISTÊNCIA NO  
COMPORTAMENTO EM FADIGA”**

**CARLOS EDUARDO SILVA DE AMORIM**

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

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

**APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO**

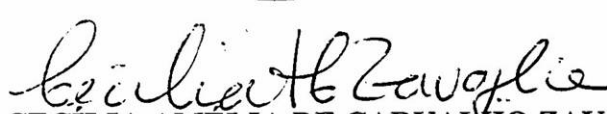
  
**Prof. Dr. José Luz Silveira**  
Coordenador

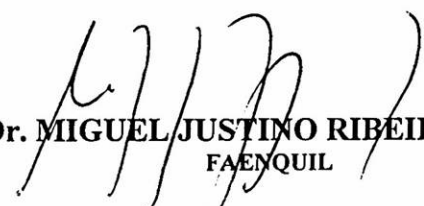
**BANCA EXAMINADORA:**

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

  
**Prof. Dr. JOSÉ ARANA VARELA**  
Unesp-Araraquara

  
**Prof. Dr. RUIS CAMARGO TOKIMATSU**  
Unesp-Ilha Solteira

  
**Prof. Dr. CECÍLIA AMÉLIA DE CARVALHO ZAVAGLIA**  
UNICAMP

  
**Prof. Dr. MIGUEL JUSTINO RIBEIRO BARBOZA**  
FAENQUIL

*Maio de 2003*

## DADOS CURRICULARES

### CARLOS EDUARDO SILVA DE AMORIM

|            |                                                                                                                                  |
|------------|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| NASCIMENTO | 20.08.1952 – SÃO PAULO / SP                                                                                                      |
| FILIAÇÃO   | Luiz Gonzaga Duarte de Amorim<br>Beatriz Silva Amorim                                                                            |
| 1973/1979  | Curso de Graduação<br>Licenciatura Plena em Física<br>Departamento de Física – UFSCAR                                            |
| 1979       | Início do vínculo empregatício com a UNESP                                                                                       |
| 1985/1987  | Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Mestrado, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da UNESP |
| 1997/2003  | Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Doutorado na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da UNESP |



## AGRADECIMENTOS

Não me arrisco em agradecer individualmente a cada uma das pessoas que me ajudaram. Foram tantas e em tantos momentos, que por mais completa que seja a lista, certamente errarei ao deixar algumas pessoas sem citação. Prefiro relatar como fui ajudado durante os seis anos de curso.

Logo de início, meu orientador e meus colegas de grupo me transmitiram toda a segurança necessária, para que eu pudesse me dedicar ao projeto sem medos ou dúvidas. Com o decorrer do tempo, esta segurança consolidou-se como amizade enriquecida pelo senso de profissionalismo.

As empresas e entidades que ofereceram subsídios foram brilhantemente representadas por pessoas, cuja atenção e eficiência garantiram o sucesso deste trabalho. Cabe aqui citar a EMBRAER-Liebherr, a Enthone-OMI, a Comersul, o CTA, o INPE, e a FAENQUIL. Cada uma me supriu com materiais, processos, orientação técnica, equipamentos, análises e infraestrutura, sempre em clima cordial e com suas portas abertas para futuros projetos.

No lado institucional interno da FEG, os técnicos, outros docentes, funcionários de manutenção e administrativos, bem como da biblioteca, foram exemplarmente profissionais, solidários e amigos, garantindo o abrigo necessário para que os trabalhos se desenvolvessem sem maiores dificuldades ou contratemplos.

Assim, divido com todos, os singelos méritos deste trabalho, dando-lhes a certeza da co-autoria e do conforto dado pela sensação do dever cumprido.





# SUMÁRIO

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

LISTA DE TABELAS

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS, SÍMBOLOS E UNIDADES

LISTA DE SÍMBOLOS E UNIDADES

Resumo

Abstract

|                                                                             |           |
|-----------------------------------------------------------------------------|-----------|
| <b>1.INTRODUÇÃO .....</b>                                                   | <b>21</b> |
| 1.1. CONSIDERAÇÕES GERAIS.....                                              | 21        |
| 1.2. CONSIDERAÇÕES SOBRE A CORROSÃO.....                                    | 24        |
| <b>2.OBJETIVOS DO TRABALHO .....</b>                                        | <b>25</b> |
| <b>3.REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>                                        | <b>26</b> |
| 3.1. FADIGA.....                                                            | 26        |
| 3.1.1. Conceitos básicos.....                                               | 26        |
| 3.1.1.1. As curvas de Wöller .....                                          | 27        |
| 3.1.1.2. O mecanismo da fadiga .....                                        | 28        |
| 3.1.1.3. A mecânica da fratura.....                                         | 31        |
| 3.2. ASPECTOS MACROSCÓPICOS DA FRATURA POR FADIGA.....                      | 39        |
| 3.3. FATORES QUE INFLUENCIAM O COMPORTAMENTO EM FADIGA.....                 | 42        |
| 3.3.1. Inclusões.....                                                       | 42        |
| 3.3.2. Tensões residuais .....                                              | 49        |
| 3.3.3. Recobrimentos.....                                                   | 52        |
| 3.4. CORROSÃO.....                                                          | 52        |
| 3.4.1. Conceitos básicos da corrosão.....                                   | 53        |
| 3.4.2. Métodos de prevenção contra a corrosão.....                          | 57        |
| 3.4.3. Os revestimentos de cádmio eletro-depositado.....                    | 59        |
| 3.4.4. Os revestimentos de cromo duro eletro-depositado.....                | 60        |
| 3.4.5. Os revestimentos de níquel.....                                      | 60        |
| 3.4.6. Os revestimentos com ligas de zinco.....                             | 61        |
| 3.4.7. Os revestimentos aplicados por aspersão térmica.....                 | 66        |
| <b>4.MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS .....</b>                      | <b>69</b> |
| 4.1. LINHAS GERAIS .....                                                    | 69        |
| 4.2. MATERIAIS.....                                                         | 70        |
| 4.2.1. O metal base.....                                                    | 70        |
| 4.2.2. Os recobrimentos anti-corrosivos.....                                | 70        |
| 4.3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL .....                                        | 71        |
| 4.3.1. As medidas de dureza, os ensaios de tração, e a análise química..... | 71        |
| 4.3.2. A confecção dos corpos de prova para fadiga por flexão rotativa..... | 72        |
| 4.3.3. A medida do perfil de tensões residuais.....                         | 74        |



|             |                                                                                                          |            |
|-------------|----------------------------------------------------------------------------------------------------------|------------|
| 4.3.4.      | <i>A aplicação de jateamentos para ancoramento mecânico de revestimentos...</i>                          | 75         |
| 4.3.5.      | <i>Os processos de recobrimento .....</i>                                                                | 77         |
| 4.3.5.1.    | <i>Cádmio convencional e cádmio não fragilizante eletro-depositados.....</i>                             | 77         |
| 4.3.5.2.    | <i>Cromo duro .....</i>                                                                                  | 78         |
| 4.3.5.3.    | <i>Níquel químico .....</i>                                                                              | 79         |
| 4.3.5.4.    | <i>Zinco-cobalto .....</i>                                                                               | 83         |
| 4.3.5.5.    | <i>Zinco-níquel.....</i>                                                                                 | 84         |
| 4.3.5.6.    | <i>Recobrimentos a aspersão térmica de zinco, de alumínio, e da liga níquel 95%-alumínio 5%. .....</i>   | 85         |
| 4.3.5.7.    | <i>Os ensaios de corrosão .....</i>                                                                      | 87         |
| 4.3.6.      | <i>Os ensaios de fadiga por flexão rotativa.....</i>                                                     | 89         |
| 4.3.7.      | <i>As análises por microscopia eletrônica de varredura .....</i>                                         | 91         |
| 4.3.8.      | <i>As medidas de micro-dureza e de espessura das camadas de recobrimento...</i>                          | 92         |
| <b>5.</b>   | <b>RESULTADOS E DISCUSSÕES .....</b>                                                                     | <b>94</b>  |
| <b>5.1.</b> | <b>PROPRIEDADES MECÂNICAS E COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO AÇO 35NCD16, E PROPRIEDADES DOS RECOBRIMENTOS.....</b> | <b>95</b>  |
| 5.1.1.      | <i>Dureza e análise química do metal base.....</i>                                                       | 95         |
| 5.1.2.      | <i>A micro-dureza e a espessura dos recobrimentos.....</i>                                               | 96         |
| <b>5.2.</b> | <b>OS CDPS NÃO RECOBERTOS .....</b>                                                                      | <b>100</b> |
| 5.2.1       | <i>O perfil de tensões residuais .....</i>                                                               | 100        |
| 5.2.2.      | <i>Os cdps não recobertos após os ensaios de fadiga.....</i>                                             | 102        |
| 5.2.3.      | <i>As vidas em fadiga e as fractografias dos cdps polidos não expostos.....</i>                          | 103        |
| 5.2.4.      | <i>As vidas em fadiga e as fractografias dos cdps jateados.....</i>                                      | 128        |
| 5.2.5.      | <i>As vidas em fadiga dos cdps expostos à atmosfera marítima .....</i>                                   | 147        |
| 5.2.6.      | <i>Um resumo sobre o comportamento em fadiga do aço 35NCD16.....</i>                                     | 149        |
| <b>5.3.</b> | <b>OS CDPS RECOBERTOS .....</b>                                                                          | <b>151</b> |
| 5.3.1.      | <i>Os recobrimentos de cádmio.....</i>                                                                   | 151        |
| 5.3.1.1.    | <i>O recobrimento de cádmio convencional .....</i>                                                       | 152        |
| 5.3.1.2.    | <i>O recobrimento de cádmio não fragilizante.....</i>                                                    | 166        |
| 5.3.1.3.    | <i>Um resumo sobre os recobrimentos de cádmio .....</i>                                                  | 177        |
| 5.3.2.      | <i>O recobrimento de cromo duro.....</i>                                                                 | 179        |
| 5.3.3.      | <i>O recobrimento de níquel químico.....</i>                                                             | 194        |
| 5.3.4.      | <i>O recobrimento de zinco-cobalto.....</i>                                                              | 206        |
| 5.3.5.      | <i>O recobrimento de zinco-níquel.....</i>                                                               | 221        |
| 5.3.6.      | <i>O recobrimento de zinco aspergido por arc-spray .....</i>                                             | 233        |
| 5.3.7.      | <i>O recobrimento com a liga de níquel-alumínio jateado por arc-spray .....</i>                          | 241        |
| 5.3.8.      | <i>O recobrimento de alumínio aspergido por arc-spray .....</i>                                          | 249        |
| <b>5.4.</b> | <b>UMA COMPARAÇÃO CLASSIFICATÓRIA ENTRE OS RECOBRIMENTOS .....</b>                                       | <b>257</b> |
| <b>6.</b>   | <b>CONCLUSÕES.....</b>                                                                                   | <b>263</b> |
| <b>6.1.</b> | <b>CONCLUSÕES RELACIONADAS AOS OBJETIVOS.....</b>                                                        | <b>262</b> |
| <b>6.2.</b> | <b>CONSIDERAÇÕES FINAIS .....</b>                                                                        | <b>262</b> |
| <b>7.</b>   | <b>PROPOSIÇÕES PARA FUTUROS TRABALHOS .....</b>                                                          | <b>265</b> |
|             | <b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....</b>                                                                   | <b>267</b> |



## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

|                                                                                                                                                                                                    |    |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| <i>Ilustração 1.1</i> <sup>(1)</sup> – Participação da fadiga nas estatísticas dos acidentes aéreos.....                                                                                           | 21 |
| <i>Ilustração 1.2</i> <sup>(2)</sup> – Falha durante o voo e situação do Boeing 737 após o pouso (fonte: Robert Nichols, Black Star).....                                                          | 22 |
| <i>Ilustração 1.3</i> <sup>(3)</sup> – Dimensões consideradas nos estudos da corrosão e da fadiga.....                                                                                             | 22 |
| <i>Ilustração 1.4</i> <sup>(4)</sup> – Ensaio de fadiga do material estudado.....                                                                                                                  | 23 |
| <i>Ilustração 1.5</i> <sup>(5)</sup> – Ensaio de fadiga da estrutura final. ....                                                                                                                   | 23 |
| <i>Ilustração 3.1</i> <sup>(1)</sup> – Configuração do modo de carregamento por flexão rotativa, com de razão de carga $R = -1$ .....                                                              | 27 |
| <i>Ilustração 3.2</i> <sup>(2)</sup> – Curvas de Wöhler usadas para estudar o comportamento em fadiga de um aço com duas durezas e recoberto com cromo duro (TORRES, 2002).....                    | 27 |
| <i>Ilustração 3.3</i> <sup>(3)</sup> – Cisalhamento provocando o surgimento e o movimento de uma discordância num bloco cristalino e respectivo deslizamento de camadas (CALLISTER, 2002).....     | 28 |
| <i>Ilustração 3.4</i> <sup>(4)</sup> – Tensão alternada produzindo dois sistemas de deslocamentos de camadas resultando numa extrusão e numa intrusão (KOCANDA, 1978). ....                        | 29 |
| <i>Ilustração 3.5</i> <sup>(5)</sup> – Mecanismo proposto por Wood para descrever a origem de trincas por fadiga (MANSON, 1971; DIETER, 1981; CALLISTER, 2002).....                                | 29 |
| <i>Ilustração 3.6</i> <sup>(6)</sup> – Passagem do primeiro estágio para o segundo estágio (propagação da trinca) (ANTUNES, 1997; MEYERS & CHAWLA, 1982; CAMARGO, 1995). ....                      | 30 |
| <i>Ilustração 3.7</i> <sup>(7)</sup> – Modelo propondo a forma de atuação das tensões sobre a ponta de uma trinca (ANTUNES, 1997; DIETER, 1981). ....                                              | 33 |
| <i>Ilustração 3.8</i> <sup>(8)</sup> – Os três modos básicos de solicitação na ponta de uma trinca.....                                                                                            | 33 |
| <i>Ilustração 3.9</i> <sup>(9)</sup> – Trinca horizontal passante de comprimento $2a$ presente numa chapa infinita submetida a uma tensão trativa vertical.....                                    | 34 |
| <i>Ilustração 3.10</i> <sup>(10)</sup> – Uma estimativa do tamanho da zona de deformação plástica.....                                                                                             | 36 |
| <i>Ilustração 3.11</i> <sup>(11)</sup> – Estimativa do tamanho da zona de deformação plástica, segundo Irwin. ....                                                                                 | 36 |
| <i>Ilustração 3.12</i> <sup>(12)</sup> – Laço de histerese para os ciclos de deformação constante (MEYERS & CHAWLA, 1982; CETLIN & LIVA, 1979). ....                                               | 37 |
| <i>Ilustração 3.13</i> <sup>(13)</sup> – Curva de fadiga para ensaios com deformação controlada (CETLIN & LIVA, 1979). ....                                                                        | 39 |
| <i>Ilustração 3.14</i> <sup>(1)</sup> – Exemplos de “marcas de praia” e de zonas de rasgamento produzidas em barras cilíndricas.....                                                               | 40 |
| <i>Ilustração 3.15</i> <sup>(2)</sup> – fratura por fadiga de um eixo submetido a uma carga elevada, com várias nucleações de trincas (fonte: Carlos E. S. de Amorim). ....                        | 41 |
| <i>Ilustração 3.16</i> <sup>(3)</sup> – fratura pr fadiga de um eixo submetido a uma carga baixa, com nucleação da trinca no fundo da rosca (fonte: Carlos E. S. de Amorim). ....                  | 41 |
| <i>Ilustração 3.17</i> <sup>(1)</sup> – Nucleação de trincas por fadiga segundo a tensão aplicada ou número de ciclos até a ruptura, e segundo o tipo de origem das trincas (MITCHELL, 2001). .... | 43 |
| <i>Ilustração 3.18</i> <sup>(2)</sup> – Comportamento do limite de resistência à fadiga de vários aços em função da dureza (MURAKAMI, et al, 1989).....                                            | 44 |
| <i>Ilustração 3.19</i> <sup>(3)</sup> – Área da trinca equivalente ao dano volumétrico superficial (MURAKAMI & ENDO, 1984).....                                                                    | 45 |
| <i>Ilustração 3.20</i> <sup>(4)</sup> – Frequência acumulada das dimensões de inclusões para avaliação de um tamanho máximo de inclusão no aço (MURAKAMI & USUKI, 1989).....                       | 46 |
| <i>Ilustração 3.21</i> <sup>(5)</sup> – Reapresentação da ilustração 3.18, com os limites superior e inferior da resistência à fadiga dos aços (MURAKAMI & USUKI, 1989). ....                      | 47 |



|                                                                                                                                                                                                                |     |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| <i>Ilustração 3.22</i> <sup>(6)</sup> – Ensaio realizado por Wang e seus colaboradores (WANG et al, 2000).                                                                                                     | 49  |
| <i>Ilustração 3.23</i> <sup>(1)</sup> – Esquema para a medição de tensões residuais por raios-X, com dois raios incidentes (TEODÓSIO et al, 1997).                                                             | 51  |
| <i>Ilustração 3.24</i> <sup>(2)</sup> – Distâncias entre os feixes difratados de ordem um (4) e os máximos de ordem zero (3). $L_1$ e $L_2$ são relacionados ao distanciamento atômico (TEODÓSIO et al, 1997). | 51  |
| <i>Ilustração 3.25</i> <sup>(1)</sup> – Corrosão galvânica, ou uma pilha em curto-circuito.                                                                                                                    | 55  |
| <i>Ilustração 3.26</i> <sup>(2)</sup> – Corrosão usada como pilha elétrica, onde o curto-circuito é substituído pela carga útil.                                                                               | 55  |
| <i>Ilustração 3.27</i> <sup>(3)</sup> – Circuito elétrico causador de corrosão eletroquímica em tubulações subterrâneas (GENTIL, 1996).                                                                        | 56  |
| <i>Ilustração 3.28</i> <sup>(1)</sup> – Proteção catódica aplicada a estruturas metálicas através da introdução de eletrodos de sacrifício (RAMANATHAN, 1991).                                                 | 58  |
| <i>Ilustração 3.29</i> <sup>(2)</sup> – (a) proteção catódica por recobrimento com zinco e (b) perda da proteção pela camada de níquel devida a um risco (RAMANATHAN, 1991).                                   | 58  |
| <i>Ilustração 3.30</i> <sup>(1)</sup> – Tempo de aparecimento da corrosão vermelha em função do teor de manganês nos ensaios de névoa salina (HARA et al, 1987).                                               | 65  |
| <i>Ilustração 3.31</i> <sup>(1)</sup> – Esquema do jato a plasma. (fonte: Metallisation Limited)                                                                                                               | 67  |
| <i>Ilustração 3.32</i> <sup>(2)</sup> – Esquema do jato a arco. (fonte: Metallisation Limited)                                                                                                                 | 67  |
| <i>Ilustração 3.33</i> <sup>(3)</sup> – Jato a arco em operação. (fonte: Metallisation Limited)                                                                                                                | 67  |
| <i>Ilustração 3.34</i> <sup>(4)</sup> – Esquema do jato a alta velocidade. (fonte: Metallisation Limited)                                                                                                      | 67  |
| <i>Ilustração 3.35</i> <sup>(6)</sup> – Microestrutura de revestimentos de alumínio.                                                                                                                           | 67  |
| <i>Ilustração 4.1</i> <sup>(1)</sup> – Esquema de um cdp para ensaios de tração, segundo a norma ASTM E 8M.                                                                                                    | 72  |
| <i>Ilustração 4.2</i> <sup>(2)</sup> – Cdps para ensaios de tração.                                                                                                                                            | 72  |
| <i>Ilustração 4.3</i> <sup>(1)</sup> – Esquema dos cdps para ensaios de fadiga por flexão rotativa.                                                                                                            | 73  |
| <i>Ilustração 4.4</i> <sup>(2)</sup> – Lixamento e polimento da parte central dos cdps.                                                                                                                        | 73  |
| <i>Ilustração 4.5</i> <sup>(3)</sup> – Cdps prontos para os ensaios de fadiga ou para os recobrimentos.                                                                                                        | 74  |
| <i>Ilustração 4.6</i> <sup>(1)</sup> – Cdps jateados com óxido de alumínio.                                                                                                                                    | 76  |
| <i>Ilustração 4.7</i> <sup>(2)</sup> – Cdp's jateados com granalha de aço.                                                                                                                                     | 76  |
| <i>Ilustração 4.8</i> <sup>(3)</sup> – Morfologia das granalhas vistas por MEV (30 X).                                                                                                                         | 76  |
| <i>Ilustração 4.9</i> <sup>(4)</sup> – a) cdp não recoberto; b) cdp com cádmio convencional;                                                                                                                   | 78  |
| <i>Ilustração 4.10</i> <sup>(5)</sup> – Cdps recobertos na parte central com cromo duro.                                                                                                                       | 79  |
| <i>Ilustração 4.11</i> <sup>(6)</sup> – Comportamento da tensão residual interna do níquel químico, em função do teor de fósforo na liga depositada, segundo Duncan (1989) (fonte: M. P. do Nascimento).       | 81  |
| <i>Ilustração 4.12</i> <sup>(7)</sup> – Cdps recobertos com níquel químico.                                                                                                                                    | 82  |
| <i>Ilustração 4.13</i> <sup>(8)</sup> – Cdps recobertos com zinco-cobalto e cromato.                                                                                                                           | 84  |
| <i>Ilustração 4.14</i> <sup>(9)</sup> – Cdps jateados com zinco.                                                                                                                                               | 86  |
| <i>Ilustração 4.15</i> <sup>(100)</sup> – Cdps jateados com a liga níquel95%-alumínio5%.                                                                                                                       | 86  |
| <i>Ilustração 4.16</i> <sup>(11)</sup> – Cdps jateados com alumínio.                                                                                                                                           | 87  |
| <i>Ilustração 4.17</i> <sup>(12)</sup> – Ensaio de corrosão em atmosfera marítima.                                                                                                                             | 88  |
| <i>Ilustração 4.18</i> <sup>(13)</sup> – Máquina de fadiga de flexão rotativa.                                                                                                                                 | 89  |
| <i>Ilustração 4.19</i> <sup>(14)</sup> – Detalhe da montagem do cdp no cabeçote de ensaio.                                                                                                                     | 89  |
| <i>Ilustração 4.20</i> <sup>(15)</sup> – Geometria dos esforços no ensaio de fadiga por flexão rotativa (fonte: NASCIMENTO, 1999).                                                                             | 90  |
| <i>Ilustração 5.1</i> <sup>(16)</sup> – Perfil de tensões residuais obtidas por difratometria de raios-x.                                                                                                      | 101 |
| <i>Ilustração 5.2</i> <sup>(17)</sup> – Superfícies de fratura dos cdps não recobertos e não expostos à atmosfera marítima, todos em médio e alto ciclo.                                                       | 102 |



|                                                                                                                                                                                             |     |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| <i>Ilustração 5.3</i> <sup>(18)</sup> - Cdp 18, sob 891 MPa, aumentado em 9 e 50 vezes, respectivamente; a trinca nasceu da superfície.....                                                 | 105 |
| <i>Ilustração 5.4</i> <sup>(19)</sup> - Cdp 64, sob 891 MPa, aumentado em 25 e 250 vezes, respectivamente; há duas nucleações de trincas, e não foram encontradas inclusões.....            | 105 |
| <i>Ilustração 5.5</i> <sup>(20)</sup> - cdp 24 sob 891 MPa, aumentado em 25 e 200 vezes, respectivamente; a trinca foi nucleada na superfície, e não foram encontradas inclusões.....       | 105 |
| <i>Ilustração 5.6</i> <sup>(21)</sup> - Cdp 10, sob 801 MPa, (9x e 144x); a trinca foi nucleada a partir de uma inclusão superficial. ....                                                  | 106 |
| <i>Ilustração 5.7</i> <sup>(22)</sup> - Cdp 62, sob 801 MPa, (25x e 3200x). A trinca foi nucleada a partir de uma inclusão superficial. ....                                                | 107 |
| <i>Ilustração 5.8</i> <sup>(23)</sup> - Cdp 54, sob 801 MPa (25x e 200x). A trinca foi nucleada na superfície. ....                                                                         | 107 |
| <i>Ilustração 5.9</i> <sup>(24)</sup> - Cdp 01, sob 801 MPa, (15x e 350x); há uma.....                                                                                                      | 107 |
| <i>Ilustração 5.10</i> <sup>(25)</sup> - Cdp 04, sob 801 MPa, (35x e 350x); há uma inclusão a 60 $\mu\text{m}$ da superfície. ....                                                          | 108 |
| <i>Ilustração 5.11</i> <sup>(26)</sup> - Cdp 60, sob 751 MPa (25x e 200x). Não foram encontradas inclusões. ....                                                                            | 109 |
| <i>Ilustração 5.12</i> <sup>(27)</sup> - Cdp 02, sob 751 MPa (25x e 1600x). Pequena inclusão superficial. ..                                                                                | 110 |
| <i>Ilustração 5.13</i> <sup>(28)</sup> - Cdp 42, sob 751 MPa, (35x e 200x); inclusão a 140 $\mu\text{m}$ da superfície. ....                                                                | 110 |
| <i>Ilustração 5.14</i> <sup>(29)</sup> - Cdp 03, sob 751 MPa, (15x e 350x); inclusão a 95 $\mu\text{m}$ da superfície. ....                                                                 | 110 |
| <i>Ilustração 5.15</i> <sup>(30)</sup> - Cdp 05, sob 751 MPa, (55x e 350x); inclusão a 170 $\mu\text{m}$ da superfície. ....                                                                | 111 |
| <i>Ilustração 5.16</i> <sup>(31)</sup> - Cdp 08, sob 701 MPa (25x e 1600x). A trinca foi nucleada em torno de uma inclusão sub-superficial, a cerca de 50 $\mu\text{m}$ da superfície. .... | 112 |
| <i>Ilustração 5.17</i> <sup>(32)</sup> - Cdp 06, sob 701 MPa (25x e 221x). A trinca foi nucleada em torno de uma inclusão a cerca de 130 $\mu\text{m}$ da superfície. ....                  | 112 |
| <i>Ilustração 5.18</i> <sup>(33)</sup> - Cdp 07, sob 751 MPa, (9x e 95x); inclusão a 280 $\mu\text{m}$ da superfície. ....                                                                  | 113 |
| <i>Ilustração 5.19</i> <sup>(34)</sup> - CDp B3, sob 691 MPa (25x e 500x), com trinca.....                                                                                                  | 113 |
| <i>Ilustração 5.20</i> <sup>(35)</sup> - Cdp's B2, sob 691 MPa (25x e 500x) com inclusão a 200 $\mu\text{m}$ de profundidade. ....                                                          | 114 |
| <i>Ilustração 5.21</i> <sup>(36)</sup> - CDp B4, sob 691 MPa (25x e 400x), com trinca nucleada por uma inclusão localizada a cerca de 180 $\mu\text{m}$ de profundidade.....                | 114 |
| <i>Ilustração 5.22</i> <sup>(37)</sup> - CDp B1, sob 691 MPa (25x e 400x), com trinca nucleada por uma inclusão localizada a cerca de 300 $\mu\text{m}$ de profundidade.....                | 115 |
| <i>Ilustração 5.23</i> <sup>(38)</sup> - Ciclos até a ruptura dos cdps submetidos à tensão máxima de 691 MPa, em função da profundidade da inclusão. ....                                   | 116 |
| <i>Ilustração 5.24</i> <sup>(39)</sup> - Cdp 67 (15x e 75 x), com uma inclusão a cerca de 40 $\mu\text{m}$ de profundidade. ....                                                            | 121 |
| <i>Ilustração 5.25</i> <sup>(40)</sup> - Cdp 09 (16x e 221 x), com uma inclusão a cerca de 75 $\mu\text{m}$ de profundidade. ....                                                           | 121 |
| <i>Ilustração 5.26</i> <sup>(41)</sup> - Curvas de fadiga para o aço 35NCD16.....                                                                                                           | 123 |
| <i>Ilustração 5.27</i> <sup>(42)</sup> - Manuseio dos segmentos representativos da vida em fadiga. ....                                                                                     | 124 |
| <i>Ilustração 5.28</i> <sup>(43)</sup> - As curvas de fadiga do aço 35NCD16 em escalas logarítmicas. ....                                                                                   | 127 |
| <i>Ilustração 5.29</i> <sup>(44)</sup> - Cdp 41, sob 791 MPa, com duas frentes de nucleação, e três inclusões; à direita, o detalhe de uma frente, com uma inclusão solitária.....          | 131 |
| <i>Ilustração 5.30</i> <sup>(45)</sup> - Cdp 41, sob 791 MPa; à esquerda, a frente com duas inclusões próximas; à direita, o detalhe da inclusão mais profunda.....                         | 131 |
| <i>Ilustração 5.31</i> <sup>(46)</sup> - Cdp 39, sob 791 MPa; trinca nucleada devido a um defeito na superfície, e/ou uma inclusão sub-superficial.....                                     | 133 |
| <i>Ilustração 5.32</i> <sup>(47)</sup> - Cdp 33, sob 791 MPa; trinca nucleada sem inclusões, a partir de uma ondulação; há impurezas junto ao ponto de nucleação.....                       | 133 |



|                                                                                                                                                                                                                                                                       |     |
|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| <i>Ilustração 5.33</i> <sup>(48)</sup> - Cdp 66, sob 691 MPa; trinca nucleada em torno de uma inclusão sub-superficial, a 50 $\mu\text{m}$ da superfície.....                                                                                                         | 135 |
| <i>Ilustração 5.34</i> <sup>(49)</sup> - Cdp 40, sob 691 MPa; trinca nucleada devido a um defeito na superfície, e/ou uma inclusão a 90 $\mu\text{m}$ da superfície.....                                                                                              | 136 |
| <i>Ilustração 5.35</i> <sup>(50)</sup> - Cdp 51, sob 691 MPa; trinca nucleada a partir de uma inclusão.....                                                                                                                                                           | 137 |
| <i>Ilustração 5.36</i> <sup>(51)</sup> - Cdp gr2, sob 671 MPa; a trinca surgiu na superfície, devido à presença de uma pequena inclusão superficial.....                                                                                                              | 140 |
| <i>Ilustração 5.37</i> <sup>(52)</sup> - Cdp gr9, sob 671 MPa; a trinca surgiu devido à imperfeição na superfície, sem a presença de inclusões.....                                                                                                                   | 141 |
| <i>Ilustração 5.38</i> <sup>(53)</sup> - Cdp gr11, sob 671 MPa; a trinca surgiu devido à imperfeição na superfície, sem a presença de inclusões.....                                                                                                                  | 141 |
| <i>Ilustração 5.39</i> <sup>(54)</sup> - Cdp gr8, sob 641 MPa; a trinca surgiu de uma inclusão, com determinação de posição impossibilitada.....                                                                                                                      | 142 |
| <i>Ilustração 5.40</i> <sup>(55)</sup> - Cdp gr12, sob 641 MPa; a trinca surgiu da depressão, porém com a participação paralela de uma inclusão a cerca de 80 $\mu\text{m}$ .....                                                                                     | 143 |
| <i>Ilustração 5.41</i> <sup>(56)</sup> - Cdp gr7, sob 641 MPa; a trinca surgiu de uma inclusão, com localização impossibilitada pela corrosão.....                                                                                                                    | 143 |
| <i>Ilustração 5.42</i> <sup>(57)</sup> - Cdp gr6, sob 641 MPa; a trinca surgiu da superfície.....                                                                                                                                                                     | 144 |
| <i>Ilustração 5.43</i> <sup>(58)</sup> - Cdp gr4, sob 611 MPa; a trinca surgiu de uma inclusão a 330 $\mu\text{m}$ de profundidade.....                                                                                                                               | 144 |
| <i>Ilustração 5.44</i> <sup>(59)</sup> - Cdp gr10, sob 611 MPa; a trinca surgiu de uma inclusão a 150 $\mu\text{m}$ de profundidade.....                                                                                                                              | 145 |
| <i>Ilustração 5.45</i> <sup>(60)</sup> - Cdp gr5, sob 611 MPa; a trinca surgiu de uma inclusão a 100 $\mu\text{m}$ de profundidade, a partir do fundo da cavidade.....                                                                                                | 145 |
| <i>Ilustração 5.46</i> <sup>(61)</sup> - Cdps não recobertos (a) após os ensaios de corrosão e (b) de fadiga.....                                                                                                                                                     | 147 |
| <i>Ilustração 5.47</i> <sup>(62)</sup> - Comportamento em fadiga do metal base, com superfície polida, com exposição à atmosfera marítima e com os jateamentos de óxido de alumínio e de granalha de aço.....                                                         | 150 |
| <i>Ilustração 5.48</i> <sup>(63)</sup> - Aspecto dos cdps provenientes da exposição à atmosfera marítima; nas duas fotos, à esquerda, metal base; ao centro, cádmio convencional; à direita, cádmio não fragilizante.....                                             | 152 |
| <i>Ilustração 5.49</i> <sup>(64)</sup> - Superfícies de fratura dos cdps revestidos com cádmio convencional, à esquerda, e com cádmio não fragilizante, à direita.....                                                                                                | 153 |
| <i>Ilustração 5.50</i> <sup>(65)</sup> - Cdp 15 - cádmio convencional, com inclusão na superfície, com cerca de 40 $\mu\text{m}$ de diâmetro (25x, à esquerda, e 500x, à direita).....                                                                                | 155 |
| <i>Ilustração 5.51</i> <sup>(66)</sup> - Cdp c1 - cádmio convencional, com uma inclusão na superfície (13 x, à esquerda, e 63 x, à direita).....                                                                                                                      | 155 |
| <i>Ilustração 5.52</i> <sup>(67)</sup> - Cdp c2 - cádmio convencional, com inclusão na superfície (25x, à esquerda, e 500x, à direita).....                                                                                                                           | 155 |
| <i>Ilustração 5.53</i> <sup>(68)</sup> - Cdp c3 - cádmio convencional, com a trinca nascendo na superfície, sem a presença de inclusões (9x, à esquerda, e 70x, à direita).....                                                                                       | 156 |
| <i>Ilustração 5.54</i> <sup>(69)</sup> - Cdp 20, ensaiado sob 791 Mpa - (a - 10x; b - 24x; c - 60x; d - 246x); há duas frentes de nucleação de trincas, uma sem inclusão, e outra devido a uma pequena inclusão superficial, a segunda com propagação mais lenta..... | 156 |
| <i>Ilustração 5.55</i> <sup>(70)</sup> - cdp 21 - exposto à atmosfera marítima e ensaiado sob 791 MPa - (a - 9x; b - 26x; c - 33x; d - 64x); há três nucleações de trincas na superfície.....                                                                         | 157 |
| <i>Ilustração 5.56</i> <sup>(71)</sup> - Cdp 23, cádmio convencional, com uma inclusão na superfície (10 x à esquerda, e 60x, à direita).....                                                                                                                         | 158 |
| <i>Ilustração 5.57</i> <sup>(72)</sup> - Cdp 19 - cádmio convencional, com inclusão na superfície, com cerca de 25 $\mu\text{m}$ de diâmetro (25x, à esquerda, e 1000x, à direita).....                                                                               | 160 |



|                                                                                                                                                                                                                                                           |     |
|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| <i>Ilustração 5.58</i> <sup>(73)</sup> - Cdp c4, cádmio convencional, com inclusão a cerca de 120 $\mu\text{m}$ da superfície (25x à esquerda, e 500x, à direita).....                                                                                    | 161 |
| <i>Ilustração 5.59</i> <sup>(74)</sup> - Cdp c5, cádmio convencional, com inclusão a cerca de 450 $\mu\text{m}$ da superfície (10x à esquerda, e 76x, à direita).....                                                                                     | 161 |
| <i>Ilustração 5.60</i> <sup>(75)</sup> - Cdp c6, cádmio convencional, com inclusão a cerca de 260 $\mu\text{m}$ da superfície (25x à esquerda, e 500x, à direita).....                                                                                    | 161 |
| <i>Ilustração 5.61</i> <sup>(76)</sup> - Cdp 26, cádmio convencional, com inclusão a cerca de 130 $\mu\text{m}$ da superfície (9x à esquerda, e 168x, à direita).....                                                                                     | 162 |
| <i>Ilustração 5.62</i> <sup>(77)</sup> - Cdp 28, cádmio convencional, com inclusão a cerca de 116 $\mu\text{m}$ da superfície (35x à esquerda, e 200x, à direita).....                                                                                    | 162 |
| <i>Ilustração 5.63</i> <sup>(78)</sup> - Cdp 53, cádmio convencional, com inclusão a cerca de 120 $\mu\text{m}$ da superfície (15x à esquerda, e 200x, à direita).....                                                                                    | 162 |
| <i>Ilustração 5.64</i> <sup>(79)</sup> - Vidas dos cdps recobertos com cádmio convencional, em função da profundidade da inclusão.....                                                                                                                    | 164 |
| <i>Ilustração 5.65</i> <sup>(80)</sup> - Cdp N6, cádmio não fragilizante, sob 801 MPa (25x, à esquerda e 50x, à direita). A trinca não nasceu de uma inclusão.....                                                                                        | 167 |
| <i>Ilustração 5.66</i> <sup>(81)</sup> - Cdp n1, cádmio não fragilizante, sob 801 MPa (25x, à esquerda e 500x, à direita). A trinca não nasceu de uma inclusão.....                                                                                       | 168 |
| <i>Ilustração 5.67</i> <sup>(82)</sup> - Cdp n2, cádmio não fragilizante, sob 801 MPa (25x, à esquerda e 100x, à direita). A trinca não nasceu de uma inclusão.....                                                                                       | 168 |
| <i>Ilustração 5.68</i> <sup>(83)</sup> - Cdp N7, cádmio não fragilizante, sob 791 MPa (acima - 15x, à esquerda e 75x, à direita; abaixo - 35 x à esquerda e 200x à direita). As trincas não nasceram de inclusões.....                                    | 169 |
| <i>Ilustração 5.69</i> <sup>(84)</sup> - Cdp N8, cádmio não fragilizante, sob 791 MPa (10x, à esquerda e 84x, à direita). A trinca nasceu na superfície.....                                                                                              | 170 |
| <i>Ilustração 5.70</i> <sup>(85)</sup> - Cdp N10, cádmio não fragilizante, sob 691 MPa (25x, à esquerda e 50x, à direita). A trinca nasceu de uma inclusão a cerca de 160 $\mu\text{m}$ de profundidade.....                                              | 170 |
| <i>Ilustração 5.71</i> <sup>(86)</sup> - Cdp N11, cádmio não fragilizante, sob 691 MPa (25x, à esquerda e 200x, à direita). A trinca nasceu de imperfeições superficiais.....                                                                             | 171 |
| <i>Ilustração 5.72</i> <sup>(87)</sup> - Cdp N13, cádmio não fragilizante, sob 691 MPa (10x, à esquerda e 110x, à direita). A trinca nasceu de uma inclusão a 360 $\mu\text{m}$ de profundidade.....                                                      | 171 |
| <i>Ilustração 5.73</i> <sup>(88)</sup> - Cdp n3, cádmio não fragilizante, sob 691 MPa (25x, à esquerda e 200x, à direita). Há duas inclusões, e a trinca nasceu da inclusão mais próxima da superfície, a cerca de 160 $\mu\text{m}$ de profundidade..... | 172 |
| <i>Ilustração 5.74</i> <sup>(89)</sup> - Cdp n4, cádmio não fragilizante, sob 691 MPa. A trinca nasceu de uma inclusão a 200 $\mu\text{m}$ de profundidade.....                                                                                           | 172 |
| <i>Ilustração 5.75</i> <sup>(90)</sup> - Cdp N1, cádmio não fragilizante após exposição à atmosfera marítima, sob 791 MPa (35x, à esquerda e 200x, à direita). A trinca nasceu na superfície.....                                                         | 173 |
| <i>Ilustração 5.76</i> <sup>(91)</sup> - Cdp N2, cádmio não fragilizante após a exposição à atmosfera marítima, sob 791 MPa (15x, à esquerda e 350x, à direita). A trinca nasceu de um defeito ou cavidade na interface.....                              | 173 |
| <i>Ilustração 5.77</i> <sup>(92)</sup> - Cdp N3, cádmio não fragilizante após a exposição à atmosfera marítima, sob 791 MPa (9x, à esquerda e 26x, à direita). A trinca não nasceu de uma inclusão.....                                                   | 174 |
| <i>Ilustração 5.78</i> <sup>(93)</sup> - Cdp N4, cádmio não fragilizante após a exposição à atmosfera marítima, sob 691 MPa (9x, à esquerda e 120x, à direita). A trinca nasceu de uma inclusão a 80 $\mu\text{m}$ de profundidade.....                   | 174 |
| <i>Ilustração 5.79</i> <sup>(94)</sup> - Cdp N5, cádmio não fragilizante após a exposição à atmosfera marítima, sob 691 MPa (15x, à esquerda e 200x, à direita). A trinca não nasceu de uma inclusão.....                                                 | 175 |



|                                                                                                                                                                                                                                                       |     |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| <i>Ilustração 5.80</i> <sup>(95)</sup> - Cdp N12, cádmio não fragilizante após a exposição à atmosfera marítima, sob 691 MPa (35x, à esquerda e 200x, à direita). A trinca nasceu de uma inclusão a 60 µm de profundidade. ....                       | 175 |
| <i>Ilustração 5.81</i> <sup>(96)</sup> - Comparação entre as vidas em fadiga dos cdps recobertos e de metal base polido, em função da profundidade da inclusão. ....                                                                                  | 176 |
| <i>Ilustração 5.82</i> <sup>(97)</sup> - Comportamento em fadiga dos cdp's recobertos com cádmio. ....                                                                                                                                                | 178 |
| <i>Ilustração 5.83</i> <sup>(98)</sup> - Cdps recobertos com cromo duro após 4 meses de exposição à atmosfera marítima; não há sinais macroscópicos de corrosão no centro; a pintura e o cromato não protegeram as partes de fixação nas garras. .... | 180 |
| <i>Ilustração 5.84</i> <sup>(99)</sup> - Superfícies de fratura dos cdps revestidos com cromo duro, (a) sem e (b) após a exposição à atmosfera marítima. ....                                                                                         | 181 |
| <i>Ilustração 5.85</i> <sup>(100)</sup> - Mudança do perfil de tensões máximas devido à introdução de um recobrimento mais duro que o metal base. ....                                                                                                | 183 |
| <i>Ilustração 5.86</i> <sup>(101)</sup> - Modelamento proposto para ilustrar a distribuição de tensões sobre o metal base na interface, antes e depois do rompimento do recobrimento de cromo duro. ....                                              | 185 |
| <i>Ilustração 5.87</i> <sup>(102)</sup> - Pontos de fadiga de cdps do metal base (35NCD16), com cádmio, com cromo duro sem e com exposição à atmosfera marítima. ....                                                                                 | 186 |
| <i>Ilustração 5.88</i> <sup>(103)</sup> - Superfície de fratura (cdp cr2 - 691 MPa), com várias nucleações de trinca, com frente principal abaixo (25 x à esquerda, e 150 x à direita ). ....                                                         | 187 |
| <i>Ilustração 5.89</i> <sup>(104)</sup> - Superfície de fratura (cdp 63 - 691 MPa), com várias nucleações. ....                                                                                                                                       | 188 |
| <i>Ilustração 5.90</i> <sup>(105)</sup> - Superfície de fratura (cr4 - 471 MPa), com várias nucleações de trinca, mas com a frente principal nascida de um ponto na parte inferior da fractografia (23 x à esquerda, e 50 x à direita ). ....         | 188 |
| <i>Ilustração 5.91</i> <sup>(106)</sup> - Superfície de fratura (cr5 - 471 MPa), com duas nucleações de trinca, tendo a predominância da de baixo (23 x à esquerda, e 100 x à direita ). ....                                                         | 189 |
| <i>Ilustração 5.92</i> <sup>(107)</sup> - Superfície de fratura (cr3 - 441 MPa), com uma nucleação principal acima, e outra abaixo (23 x à esquerda, e 75 x à direita ). ....                                                                         | 189 |
| <i>Ilustração 5.93</i> <sup>(108)</sup> - Superfície de fratura (cr1 - 441 MPa), com duas nucleações principais, do lado direito do cdp (25 x à esquerda, e 100 x à direita ). ....                                                                   | 190 |
| <i>Ilustração 5.94</i> <sup>(109)</sup> - Superfície de fratura (crb1 - 691 MPa), com várias nucleações, com a frente supostamente predominante do lado direito inferior do cdp (25 x à esquerda, e 100 x à direita ). ....                           | 191 |
| <i>Ilustração 5.95</i> <sup>(110)</sup> - Superfície de fratura (crb2 - 471 MPa), com três nucleações; a frente supostamente predominante é a do lado esquerdo do cdp (25 x à esquerda, e 220 x à direita ). ....                                     | 191 |
| <i>Ilustração 5.96</i> <sup>(111)</sup> - Superfície de fratura (crb3 - 441 MPa), com duas nucleações simetricamente opostas, com a mesma velocidade de propagação (25 x à esquerda, e 200 x à direita ). ....                                        | 192 |
| <i>Ilustração 5.97</i> <sup>(112)</sup> - Superfícies de fratura dos cdps revestidos com níquel químico, (a) sem exposição, e (b) após a exposição à atmosfera marítima. ....                                                                         | 195 |
| <i>Ilustração 5.98</i> <sup>(113)</sup> - . Comportamento em fadiga do metal base (35NCD16) e dos cdps recobertos com níquel químico sem e com exposição à atmosfera marítima. ....                                                                   | 199 |
| <i>Ilustração 5.99</i> <sup>(114)</sup> - Superfície de fratura do cdp 1 - 690 MPa, com a. ....                                                                                                                                                       | 200 |
| <i>Ilustração 5.100</i> <sup>(115)</sup> - Visão explodida do modelamento do efeito da formação de uma fenda no revestimento de níquel químico sobre a forma da superfície de fratura. ....                                                           | 201 |
| <i>Ilustração 5.101</i> <sup>(116)</sup> - Superfície de fratura do cdp 4 - 471 MPa, com a nucleação dispersa de trincas em apenas parte o perímetro externo (25 x e 200 x). ....                                                                     | 202 |
| <i>Ilustração 5.102</i> <sup>(117)</sup> - Superfície de fratura do cdp 5 - 441 MPa, com a nucleação dispersa de trincas no lado direito do cdp (25 x e 400 x). ....                                                                                  | 202 |
| <i>Ilustração 5.103</i> <sup>(118)</sup> - Superfície de fratura do cdp 6 - 441 MPa, com a nucleação. ....                                                                                                                                            | 203 |



|                                                                                                                                                                                                                                      |     |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| <i>Ilustração 5.104</i> <sup>(119)</sup> - Superfície de fratura do cdp nb3 - 691 MPa, com a nucleação no lado direito superior do cdp (25 x e 800 x).....                                                                           | 204 |
| <i>Ilustração 5.105</i> <sup>(120)</sup> - Superfície de fratura do cdp nb4 - 531 MPa, com a nucleação de trincas no lado esquerdo superior do cdp (25 x e 800 x).....                                                               | 204 |
| <i>Ilustração 5.106</i> <sup>(121)</sup> - Superfície de fratura do cdp nb5 - 531 MPa, com a nucleação de trincas no lado direito superior do cdp (25 x e 800 x).....                                                                | 205 |
| <i>Ilustração 5.107</i> <sup>(122)</sup> - Superfície de fratura do cdp nb6 - 501 MPa, com a.....                                                                                                                                    | 205 |
| <i>Ilustração 5.108</i> <sup>(123)</sup> - Cdps recobertos com zinco-cobalto, após a exposição à atmosfera marítima. ....                                                                                                            | 207 |
| <i>Ilustração 5.109</i> <sup>(124)</sup> - Superfícies de fratura dos cdps revestidos com zinco-cobalto. ....                                                                                                                        | 208 |
| <i>Ilustração 5.110</i> <sup>(125)</sup> - Linhas espectrais dos elementos identificados a cerca.....                                                                                                                                | 215 |
| <i>Ilustração 5.111</i> <sup>(126)</sup> - Linhas espectrais dos elementos identificados a cerca de 2 $\mu\text{m}$ da interface, no cdp zcb3.....                                                                                   | 215 |
| <i>Ilustração 5.112</i> <sup>(127)</sup> - Comportamento em fadiga dos cdps recobertos com zinco-cobalto, sem e com exposição à atmosfera marítima, dos cdps não recobertos, e dos cdps recobertos com os dois tipos de cádmio. .... | 216 |
| <i>Ilustração 5.113</i> <sup>(128)</sup> - Nucleação de trincas provenientes da interface, sem a participação de inclusões (cdp zc1 - 801 MPa - 600 x e). ....                                                                       | 217 |
| <i>Ilustração 5.114</i> <sup>(129)</sup> - Nucleação de trincas provenientes da interface, sem a participação de inclusões (cdp zc2 - 691 MPa - 600x). ....                                                                          | 218 |
| <i>Ilustração 5.115</i> <sup>(130)</sup> - Zona de rasgamento do cdp zc1, onde o recobrimento trincou-se para acompanhar a deformação plástica do substrato, sem deslocamento. ....                                                  | 218 |
| <i>Ilustração 5.116</i> <sup>(131)</sup> - Nucleação da trinca com a presença de uma inclusão superficial (cdp zc3 25 x à esquerda e 350 x à direita).....                                                                           | 219 |
| <i>Ilustração 5.117</i> <sup>(132)</sup> - Nucleação da trinca com a presença de uma inclusão sub-superficial, a 20 $\mu\text{m}$ da superfície (cdp zc5 - 15 x à esquerda e 350 x à direita). ....                                  | 219 |
| <i>Ilustração 5.118</i> <sup>(133)</sup> - Nucleação da trinca sem a presença de.....                                                                                                                                                | 219 |
| <i>Ilustração 5.119</i> <sup>(134)</sup> - Nucleação da trinca com a presença de uma inclusão.....                                                                                                                                   | 220 |
| <i>Ilustração 5.120</i> <sup>(135)</sup> - Nucleação da trinca com a presença de uma inclusão.....                                                                                                                                   | 220 |
| <i>Ilustração 5.121</i> <sup>(136)</sup> - Nucleação da trinca com a presença de uma inclusão.....                                                                                                                                   | 220 |
| <i>Ilustração 5.122</i> <sup>(137)</sup> - Nucleação da trinca com a presença de uma inclusão a 310 $\mu\text{m}$ da superfície (cdp zcb4 - 29 x à esquerda e 800 x à direita). ....                                                 | 221 |
| <i>Ilustração 5.123</i> <sup>(138)</sup> - Superfícies de fratura dos cdps revestidos com zinco-níquel.....                                                                                                                          | 222 |
| <i>Ilustração 5.124</i> <sup>(139)</sup> - Comportamento em fadiga dos cdps recobertos com zinco-níquel sem e com exposição à atmosfera marítima.....                                                                                | 224 |
| <i>Ilustração 5.125</i> <sup>(140)</sup> - Cdp zn1 recoberto com zinco-níquel, sem defeitos ou inclusões (25 x à esquerda e 100 x, à direita).....                                                                                   | 225 |
| <i>Ilustração 5.126</i> <sup>(141)</sup> - Cdp zn4 recoberto com zinco-níquel, com duas nucleações, a de baixo devida a um defeito superficial ( 25 x à esquerda e 600 x à direita). ....                                            | 225 |
| <i>Ilustração 5.127</i> <sup>(142)</sup> - Cdp zn5 recoberto com zinco-níquel, com uma inclusão sub-superficial a 20 $\mu\text{m}$ da superfície (25 x à esquerda e 550 x à direita).....                                            | 226 |
| <i>Ilustração 5.128</i> <sup>(143)</sup> - Cdp zn6 recoberto com zinco-níquel, com um defeito superficial (25 x à esquerda e 400 x, à direita).....                                                                                  | 226 |
| <i>Ilustração 5.129</i> <sup>(144)</sup> - Cdp znb6 recoberto com zinco-níquel, com um defeito superficial (15 x à esquerda e 75 x à direita).....                                                                                   | 226 |
| <i>Ilustração 5.130</i> <sup>(145)</sup> - Cdp zn5, à esquerda (900 x), e Cdp zn4, à direita (900 x), com o deslocamento fragmentado do recobrimento de zinco-níquel. ....                                                           | 227 |
| <i>Ilustração 5.131</i> <sup>(146)</sup> - Cdp zn2 - 691 Mpa, recoberto com zinco-níquel, com uma inclusão a 300 $\mu\text{m}$ da superfície (25 x à esquerda, e 100 x à direita).....                                               | 228 |
| <i>Ilustração 5.132</i> <sup>(147)</sup> - Cdp zn3 recoberto com zinco-níquel, com uma inclusão.....                                                                                                                                 | 228 |



|                                                                                                                                                                                                                                                    |     |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| <i>Ilustração 5.133</i> <sup>(148)</sup> - Cdp znb1- 691 Mpa, recoberto com zinco-níquel, com um defeito superficial (10 x à esquerda e 148 x à direita).....                                                                                      | 228 |
| <i>Ilustração 5.134</i> <sup>(149)</sup> - Cdp znb2- 691 Mpa, recoberto com zinco-níquel, com uma inclusão sub-superficial, a menos de 20 µm da superfície (9 x à esquerda e 213 x à direita).....                                                 | 229 |
| <i>Ilustração 5.135</i> <sup>(150)</sup> - EDS feita para o znb6, a menos de 2 µm da interface. ....                                                                                                                                               | 230 |
| <i>Ilustração 5.136</i> <sup>(151)</sup> - Cdp znb5- 651 Mpa, recoberto com zinco-níquel, com.....                                                                                                                                                 | 231 |
| <i>Ilustração 5.137</i> <sup>(152)</sup> - Cdp znb3 - 631 Mpa, recoberto com zinco-níquel, com.....                                                                                                                                                | 232 |
| <i>Ilustração 5.138</i> <sup>(153)</sup> - Cdp znb4 - 631 Mpa, recoberto com zinco-níquel, com um uma inclusão a 60 µm da superfície (9 x à esquerda e 187 x à direita). ....                                                                      | 232 |
| <i>Ilustração 5.139</i> <sup>(154)</sup> - Cdps retirados do ensaio de corrosão. A parte direita dos cdps foi a submersa na água do mar. O pó à esquerda dos cdps é o produto sólido retirado do fundo da cuba. ....                               | 233 |
| <i>Ilustração 5.140</i> <sup>(155)</sup> - Aspecto macroscópico dos cdps fraturados, após a.....                                                                                                                                                   | 235 |
| <i>Ilustração 5.141</i> <sup>(156)</sup> - Cdp zj1, sob 671 MPa; a trinca nasceu num ponto junto à interface, sem a presença de inclusões (12 x à esquerda e 63 x à direita). ....                                                                 | 238 |
| <i>Ilustração 5.142</i> <sup>(157)</sup> - Cdp zj2, sob 641 MPa; a trinca nasceu num ponto junto à interface, sem a presença de inclusões (14 x à esquerda e 83 x à direita). ....                                                                 | 238 |
| <i>Ilustração 5.143</i> <sup>(158)</sup> - Cdp zj3, sob 611 MPa; a trinca nasceu num ponto junto à interface, sem a presença de inclusões (13 x à esquerda e 82 x à direita). ....                                                                 | 239 |
| <i>Ilustração 5.144</i> <sup>(159)</sup> - Cdp zj5, sob 611 MPa; a trinca nasceu em torno de uma inclusão a 210 µm da interface (12 x à esquerda e 118 x à direita). ....                                                                          | 239 |
| <i>Ilustração 5.145</i> <sup>(160)</sup> - Comportamento em fadiga dos cdps com superfície polida e.....                                                                                                                                           | 240 |
| <i>Ilustração 5.146</i> <sup>(161)</sup> - Superfícies de fratura dos cdps revestidos com níquel-alumínio sem exposição à atmosfera marítima. ....                                                                                                 | 242 |
| <i>Ilustração 5.147</i> <sup>(162)</sup> - Cdps recobertos com níquel-alumínio, retirados do ensaio de corrosão, antes dos ensaios de fadiga.....                                                                                                  | 243 |
| <i>Ilustração 5.148</i> <sup>(163)</sup> - Superfícies de fratura dos cdps revestidos com níquel-alumínio, após a exposição à atmosfera marítima. ....                                                                                             | 243 |
| <i>Ilustração 5.149</i> <sup>(164)</sup> - Cdp na1, recoberto com níquel-alumínio submetido a 671 MPa, com trincas nucleadas em todo o perímetro externo do cdp, sem a participação de inclusões (14 x à esquerda e 71 x à direita).....           | 244 |
| <i>Ilustração 5.150</i> <sup>(165)</sup> - Cdp na2, recoberto com níquel-alumínio submetido a 611 MPa, com trincas nucleadas em vários pontos do perímetro externo do cdp, sem a participação de inclusões (14 x à esquerda e 55 x à direita)..... | 245 |
| <i>Ilustração 5.151</i> <sup>(166)</sup> - Cdp na3, recoberto com níquel-alumínio submetido a 541 MPa, com trincas nucleadas em dois pontos do perímetro externo do cdp, sem a participação de inclusões (20 x à esquerda e 50 x à direita).....   | 245 |
| <i>Ilustração 5.152</i> <sup>(167)</sup> - Cdp na4, recoberto com níquel-alumínio submetido a.....                                                                                                                                                 | 246 |
| <i>Ilustração 5.153</i> <sup>(168)</sup> - Cdp na5, recoberto com níquel-alumínio submetido a 441 MPa,.....                                                                                                                                        | 246 |
| <i>Ilustração 5.154</i> <sup>(169)</sup> - Cdp na6, recoberto com níquel-alumínio submetido a 391 MPa, com a trinca nucleada sem a participação de inclusões (13 x à esquerda e 51 x à direita). ....                                              | 247 |
| <i>Ilustração 5.155</i> <sup>(170)</sup> - Comportamento em fadiga dos cdps recobertos com níquel-alumínio aplicado a arc-spray sem e com exposição à atmosfera marítima. ....                                                                     | 248 |
| <i>Ilustração 5.156</i> <sup>(171)</sup> - Superfícies de fratura dos cdps revestidos com alumínio, sem a exposição à atmosfera marítima. ....                                                                                                     | 250 |
| <i>Ilustração 5.157</i> <sup>(172)</sup> - Cdp aj1, recoberto com níquel-alumínio submetido a 671 MPa, com trincas nucleadas em dois pontos do perímetro externo do cdp, sem a participação de inclusões (27 x à esquerda e 109 x à direita).....  | 250 |
| <i>Ilustração 5.158</i> <sup>(173)</sup> - Cdp aj2, recoberto com níquel-alumínio submetido a.....                                                                                                                                                 | 251 |



|                                                                                                                                                                                                                                                  |     |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| <i>Ilustração 5.159</i> <sup>(174)</sup> - Cdp aj3, recoberto com níquel-alumínio submetido a 571 MPa, com trincas nucleadas em dois pontos do perímetro externo do cdp, sem a participação de inclusões (23 x à esquerda e 79 x à direita)..... | 251 |
| <i>Ilustração 5.160</i> <sup>(175)</sup> - Cdp aj5, recoberto com níquel-alumínio submetido a 571 MPa, com trincas nucleadas em dois pontos do perímetro externo do cdp, sem a participação de inclusões (25 x à esquerda e 68 x à direita)..... | 252 |
| <i>Ilustração 5.161</i> <sup>(176)</sup> - Cdp aj6, recoberto com níquel-alumínio submetido a 541 MPa,.....                                                                                                                                      | 252 |
| <i>Ilustração 5.162</i> <sup>(177)</sup> - Cdps recobertos com alumínio jateado, após o ensaio de corrosão..                                                                                                                                     | 253 |
| <i>Ilustração 5.163</i> <sup>(178)</sup> - Superfícies de fratura dos cdps revestidos com alumínio, após a exposição à atmosfera marítima. ....                                                                                                  | 254 |
| <i>Ilustração 5.164</i> <sup>(179)</sup> - Detalhe da superfície de fratura de um cdp recoberto com .....                                                                                                                                        | 254 |
| <i>Ilustração 5.165</i> <sup>(180)</sup> - Comportamento em fadiga cdps recobertos com alumínio aplicado a arc-spray, sem e com a exposição à atmosfera marítima. ....                                                                           | 256 |
| <i>Ilustração 5.166</i> <sup>(181)</sup> - Representação gráfica com os pontos das vidas em fadiga, para os materiais e para os recobrimentos, e para as principais condições estudadas neste trabalho. ....                                     | 258 |
| <i>Ilustração 5.167</i> <sup>(182)</sup> - Visualização gráfica qualitativa do comportamento em fadiga dos recobrimentos estudados neste trabalho.....                                                                                           | 258 |

## LISTA DE TABELAS

|                                                                                                                                                                                  |     |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| <i>Tabela 3.1</i> <sup>(1)</sup> – Série eletroquímica das reações químicas e série galvânica de metais e ligas em água do mar.....                                              | 54  |
| <i>Tabela 4.1</i> <sup>(1)</sup> – Condições das medidas de micro-dureza para alguns recobrimentos.....                                                                          | 93  |
| <i>Tabela 5.1</i> <sup>(2)</sup> – Composição química e propriedades mecânicas do aço fornecido.....                                                                             | 95  |
| <i>Tabela 5.2</i> <sup>(3)</sup> – micro-durezas e espessuras obtidas para algumas camadas de recobrimento.....                                                                  | 97  |
| <i>Tabela 5.3</i> <sup>(4)</sup> – Número de ciclos até a ruptura para os cdp's de metal base sem recobrimento.....                                                              | 104 |
| <i>Tabela 5.4</i> <sup>(5)</sup> – Tensão residual e ciclos até a ruptura para os cdps de metal base ensaiados sob 691 MPa.....                                                  | 115 |
| <i>Tabela 5.5</i> <sup>(6)</sup> – Vidas em fadiga (número de ciclos) que podem ser consideradas para se traçar algumas curvas de fadiga do aço 35NCD16.....                     | 123 |
| <i>Tabela 5.6</i> <sup>(7)</sup> – Número de ciclos até a ruptura para os cdp's de metal base sem recobrimento, submetido ao jateamento com óxido de alumínio.....               | 130 |
| <i>Tabela 5.7</i> <sup>(8)</sup> – Número de ciclos até a ruptura para os cdp's de metal base sem recobrimento, submetido ao jateamento com granalha de aço.....                 | 140 |
| <i>Tabela 5.8</i> <sup>(9)</sup> – Número de ciclos até a ruptura para os cdp's de metal base sem recobrimento, expostos à atmosfera marítima.....                               | 148 |
| <i>Tabela 5.9</i> <sup>(10)</sup> – Comportamento em fadiga para os cdps recobertos com cádmio convencional, sem e com exposição à atmosfera marítima.....                       | 154 |
| <i>Tabela 5.10</i> <sup>(11)</sup> – Tensão residual e ciclos até a ruptura para os cdps de metal base ensaiados sob 691 MPa.....                                                | 163 |
| <i>Tabela 5.11</i> <sup>(12)</sup> – Comportamento em fadiga para os cdps recobertos com cádmio não fragilizante, sem e com exposição à atmosfera marítima.....                  | 167 |
| <i>Tabela 5.12</i> <sup>(13)</sup> – Tensão residual e ciclos até a ruptura para os cdps recobertos com cádmio não fragilizante ensaiados sob 691 MPa.....                       | 176 |
| <i>Tabela 5.13</i> <sup>(14)</sup> – Número de ciclos até a ruptura para os cdps de metal recoberto com cromo duro, com sem e com exposição à atmosfera salina.....              | 185 |
| <i>Tabela 5.14</i> <sup>(15)</sup> – número de ciclos até a ruptura para os cdps de metal recoberto com níquel químico, com sem e com exposição à atmosfera salina.....          | 197 |
| <i>Tabela 5.15</i> <sup>(16)</sup> – comparação entre as vidas dos cdps recobertos com níquel químico, e dos cdps recobertos com cromo duro.....                                 | 198 |
| <i>Tabela 5.16</i> <sup>(17)</sup> – Número de ciclos até a ruptura para os cdps recobertos com zinco-cobalto, sem e com exposição à atmosfera marítima.....                     | 209 |
| <i>Tabela 5.17</i> <sup>(18)</sup> – Número de ciclos até a ruptura para os cdps recobertos com zinco-níquel, sem e com exposição à atmosfera marítima.....                      | 223 |
| <i>Tabela 5.18</i> <sup>(19)</sup> – Número de ciclos até a ruptura para os cdps de metal recoberto com zinco puro, sem e com exposição à atmosfera marítima.....                | 235 |
| <i>Tabela 5.19</i> <sup>(20)</sup> – Número de ciclos até a ruptura para os cdps de metal recoberto com a liga de níquel-alumínio, sem e com exposição à atmosfera marítima..... | 244 |
| <i>Tabela 5.20</i> <sup>(21)</sup> – Número de ciclos até a ruptura para os cdps de metal recoberto com alumínio, sem e com exposição à atmosfera marítima.....                  | 255 |
| <i>Tabela 5.21</i> <sup>(22)</sup> – Comparação entre as condições do metal base e respectivas superfícies, e dos recobrimentos anti-corrosivos testados.....                    | 259 |



## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

|          |                                                                                                                    |
|----------|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| ABNT     | Associação Brasileira de Normas Técnicas                                                                           |
| AMR      | Departamento de Materiais do Centro Técnico Aeroespacial                                                           |
| ASTM     | American Society for Testing and Materials                                                                         |
| cdp (s)  | corpo (s) de prova                                                                                                 |
| CNC      | Computer Numerical Control (controle por comando numérico)                                                         |
| COPPE    | Instituto Alberto Luiz Coimbra de Pós-Graduação e Pesquisa de Engenharia da Universidade Federal do Rio de Janeiro |
| CTA      | Centro Técnico Aeroespacial                                                                                        |
| DEMAR    | Departamento de materiais da Faculdade de Engenharia Química de Lorena                                             |
| EDE      | EMBRAER Divisão de Equipamentos                                                                                    |
| EMBRAER  | Empresa Brasileira de Aeronáutica                                                                                  |
| FAENQUIL | Faculdade de Engenharia Química de Lorena                                                                          |
| FEG      | Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá                                                                           |
| MEV      | microscopia eletrônica de varredura                                                                                |
| UFRJ     | Universidade Federal do Rio de Janeiro                                                                             |
| UNESP    | Universidade Estadual Paulista                                                                                     |



## LISTA DE SÍMBOLOS E UNIDADES

|                      |                                                       |
|----------------------|-------------------------------------------------------|
| E                    | módulo de elasticidade longitudinal à tensão aplicada |
| HRc                  | dureza Rockwell c                                     |
| HV                   | dureza Vickers                                        |
| $K_I$                | fator intensidade de tensão do carregamento no modo I |
| Kgf                  | quilograma-força                                      |
| MPa                  | megapascal                                            |
| N                    | Newton                                                |
| $N_f$                | número de ciclos até a fratura                        |
| P                    | carga aplicada (em N)                                 |
| R                    | razão de carga                                        |
| $\Delta\epsilon_e$   | deformação elástica total                             |
| $\Delta\epsilon_p$   | deformação plástica total                             |
| $\Delta\epsilon_T/2$ | amplitude da deformação total                         |
| $\sigma$             | tensão aplicada                                       |
| $\sigma_e$           | tensão de escoamento em carregamento monotônico       |
| $\Delta\sigma$       | variação máxima da tensão aplicada                    |
| $\mu\text{m}$        | $10^{-6}$ metro                                       |



AMORIM, C. E. S. **Análise dos Recobrimentos Anti-corrosivos Aplicados Sobre um Aço Aeronáutico de Alta Resistência no Comportamento em Fadiga**. 2003. 260f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá.

## RESUMO

A necessidade do estudo do comportamento em fadiga surgiu quando as estatísticas dos acidentes aéreos apontaram causas predominantemente ligadas à fadiga. Com a evolução da indústria aeronáutica, o estudo do comportamento em fadiga de materiais e de peças prontas orientou os engenheiros na escolha ou desenvolvimento de materiais, no dimensionamento e na geometria das peças, e por fim, no estudo das influências provocadas pela aplicação de materiais ou de processos sobre as superfícies das peças. São exemplos os recobrimentos anti-corrosivos e anti-desgaste, e os processos de polimento e de *shot peening*. No que diz respeito aos recobrimentos anti-corrosivos, o cádmio eletro-depositado tem mostrado ser o melhor recobrimento para oferecer proteção catódica para as ligas de alumínio acopladas com peças de aço, bem como exercer pouquíssima influência danosa sobre o comportamento em fadiga do aço recoberto. Por outro lado, a sua toxicidade faz com que o seu uso seja descartado em favor de outros recobrimentos ecologicamente mais adequados. Este trabalho apresenta um estudo comparativo de alguns recobrimentos anti-corrosivos disponíveis no mercado brasileiro. Foram confeccionados cerca de 160 cdps de aço aeronáutico para ensaios de fadiga por flexão rotativa, que foram recobertos com materiais anti-corrosivos. Estes foram submetidos a ensaios de corrosão e de fadiga. Dentre os recobrimentos, as ligas eletro-depositadas de zinco-níquel e de zinco-cobalto apresentaram as melhores combinações de resultados (resistência à corrosão e comportamento em fadiga), sendo apontadas como prováveis substitutos comerciais para o cádmio. Os outros materiais estudados poderão apresentar melhores resultados se tiverem seus processos de aplicação otimizados, podendo eventualmente competir com as ligas de zinco.

**PALAVRAS-CHAVE:** fadiga, corrosão, recobrimentos anti-corrosivos, cádmio, ligas de zinco

AMORIM, C. E S **Influence of anti corrosive coatings on the fatigue strength of an aeronautical steel**. 2003. 260f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá.

## ABSTRACT

Fatigue studies were incremental with mechanical failures related to nucleation and propagation of fatigue cracks. Mechanical and Metallurgical variables are of fundamental importance in design and project of aeronautical components. In high strength steel, surface and subsurface defects play an important role in the reduction of fatigue limit. One of the known ways to improve fatigue resistance is by using the shot penning process to induce a compressive residual stress in the surface layers of the material, making the nucleation and propagation of fatigue cracks more difficult. With respect to anticorrosive coatings, electroplated cadmium showed to be an effective alternative to guarantee cathodic protection to aluminum/steel joint pieces, as well as resulted in very little negative influence on the fatigue behavior of the substrate. However, problems concerning health and environmental hazards have resulted in a search to identify possible alternatives. The objective of this research is to compare the effect of some anticorrosive coatings on the fatigue strength of 35NCD16 steel. There were made near 160 fatigue rotate bending steel samples, that were received protective coverings. Samples were submitted to corrosion and fatigue tests. Among them, ZnNi and ZnCo alloys showed the best combination of results (corrosion and fatigue behavior). Experimental results showed that other materials studied may result in possible alternatives if application processes were optimized.

**KEYWORDS:** fatigue, corrosion, anti-corrosives coatings, cadmium, zinc alloys





# 1. INTRODUÇÃO

## 1.1. CONSIDERAÇÕES GERAIS

A aviação nasceu em 15 de outubro de 1783 quando Pilatre De Rozier um jovem historiador da corte do Rei Louis, subiu até 26 metros do solo com um balão a ar quente. Com a introdução das hélices acopladas aos motores a combustão, em 1900, surgiram os balões dirigíveis em forma de charuto inflados com hidrogênio. No século XX, os balões chegaram a altitudes de até 30.500 metros e passaram a ser usados para pesquisas espaciais.

A aviação com aeroplanos motorizados mais pesados que o ar nasceu em 17 de dezembro de 1903, com os vôos dos irmãos Wrigth, seguidos pelo vôo do aeroplano 14-BIS de Santos Dumont, feito em 1906. O primeiro vôo internacional ocorreu em 1909, entre a França e a Inglaterra, e deste ponto em diante, a aviação ficou consagrada como uma atividade da Engenharia, suprida com investimentos industriais para fins comerciais e militares, bem como investimentos institucionais, para pesquisa aplicada.

As solicitações de aspecto militar fizeram com que os aviões usados na Primeira Guerra Mundial passassem da velocidade de 203 Km/h e 6.100 m de altitude, em 1914, para a velocidade de 275 Km/h e 9.150 m de altitude, em 1918. A Segunda Guerra Mundial e a cultura belicista da humanidade fizeram com que as pesquisas dedicadas à aviação tomassem posição prioritária e permanente em vários países.

Os processos de corrosão e de fadiga surgiram como causas estatisticamente predominantes nas ocorrências de falhas em aeronaves, como mostra a ilustração 1.1 (LANGE, 1993; FONG, 1979a,b; MEYERS & CHAWLA, 1982). Deve ser observado que os danos superficiais provocados pela corrosão

atuam como nucleadores de trincas, havendo vários casos em que os dois processos podem agir conjugados. A ilustração 1.2 mostra um caso onde a ação conjunta da

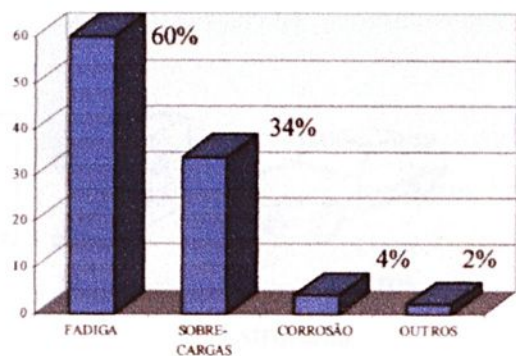


Ilustração 1.1 (1) – Participação da fadiga nas estatísticas dos acidentes aéreos.

corrosão com a da fadiga resultaram na falha estrutural ocorrida em uma aeronave comercial durante um voo sobre o Hawaii.

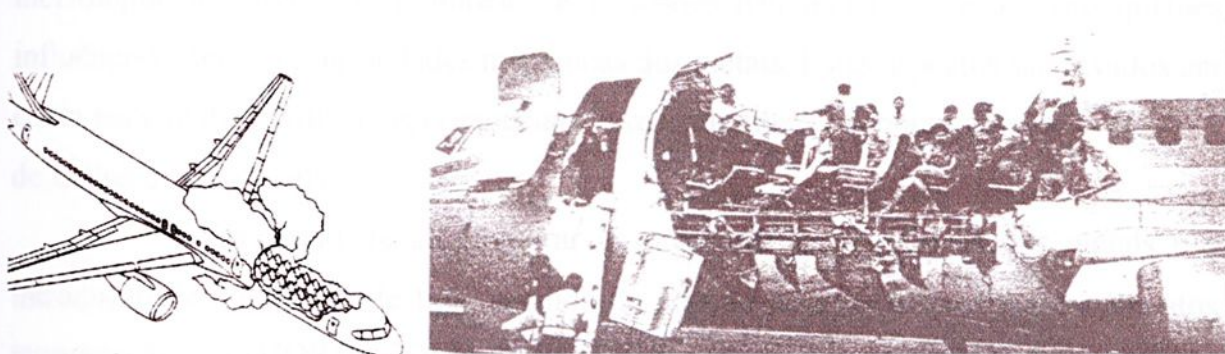


Ilustração 1.2 (2) – Falha durante o voo e situação do Boeing 737 após o pouso (fonte: Robert Nichols, Black Star).

Em geral, a abordagem convencional para o projeto de componentes e sistemas de aço é baseada nos limites de escoamento e de resistência à tração. Em caso de sobrecarga o componente responde com uma deformação plástica, conduzindo à fratura. Entretanto, cargas cíclicas fazem com que a resistência à fadiga seja um importante critério de projeto (EWALDS & WANHILL, 1986; ROOS et al, 1990).

As cargas cíclicas que causam as falhas por fadiga são inferiores à tensão de escoamento, e foram inicialmente tratadas através do superdimensionamento das peças. No caso da indústria aeronáutica, a solução foi solicitar os componentes estruturais sob níveis de tensão próximos ao limite de escoamento do material, e prever a vida em fadiga das peças e das estruturas. Assim, há a necessidade de se levar em conta todas as ordens de grandeza envolvidas nos problemas de corrosão e de fadiga, como mostra a ilustração 1.3.

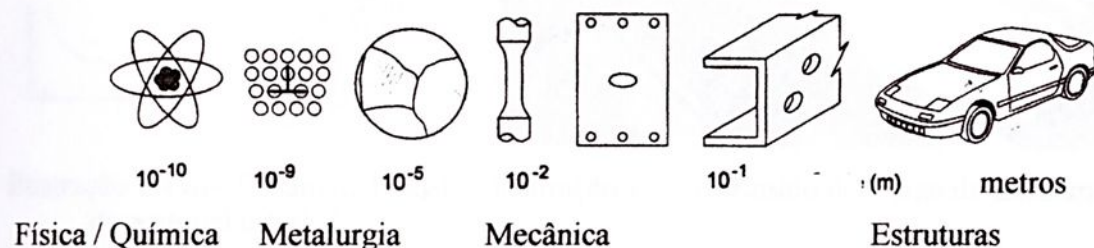


Ilustração 1.3 (3) – Dimensões consideradas nos estudos da corrosão e da fadiga.

No nível atômico, a eletroquímica fornece as informações necessárias para o estudo da corrosão galvânica entre os grãos de uma liga, ou na união de peças



envolvendo metais diferentes, e favorece o estudo dos revestimentos anticorrosivos. Nas dimensões metalúrgica e mecânica, são estudados os defeitos cristalinos, a morfologia dos grãos, as impurezas e inclusões não metálicas, e as conseqüentes influências sobre as propriedades mecânicas dos metais. Estes aspectos são levados em conta para se desenvolver ligas especiais, e realizar ensaios laboratoriais de corrosão e de fadiga dos materiais.

Um modo de se melhorar as propriedades mecânicas dos metais é a introdução de elementos de liga, seguida da adoção de seus respectivos tratamentos termomecânicos (HORNBÖGEN & RITTNER, 1987; HORNBÖGEN & KISHIDA, 1984). A otimização da microestrutura permitiu a obtenção de aços estruturais com a máxima resistência em relação à massa específica. Na dimensão das estruturas, são feitas as otimizações quanto à eliminação de concentradores de tensão, bem como o estudo do comportamento macroscópico do veículo.

O estudo do comportamento em fadiga pode ser feito no campo da mecânica, com corpos de prova padronizados, ilustração 1.4, para se avaliar o material e para se analisar os danos microscópicos e a propagação de trincas, bem como para a previsão da vida útil.

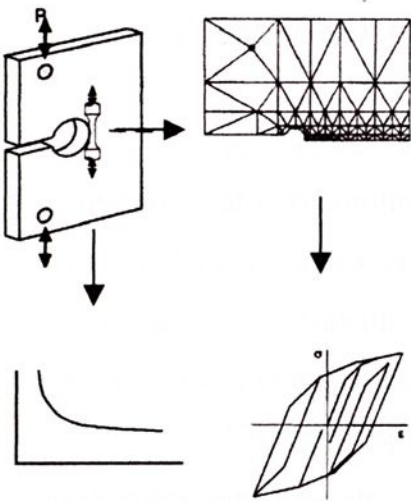


Ilustração 1.4 (4) – Ensaio de fadiga do material estudado.

Ilustração 1.5 (5) – Ensaio de fadiga da estrutura final.

O comportamento em fadiga também pode ser estudado através de ensaios feitos em escala real (HARPUR & TROUGHTON, 1969), mais confiável quanto à previsão da vida para o produto final, como mostra a ilustração 1.5.

Os ensaios de fadiga utilizando corpos de prova normatizados são mais

viáveis, por contar com máquinas próprias já disponíveis no mercado, apresentar resultados com maior rapidez, e por envolver custos baixos. Esses ensaios servem como ponto de partida para o projeto dos componentes e das estruturas no que se refere à escolha da tensão de trabalho, e da vida em fadiga desejada.

No caso de aeronaves, o fator peso impossibilitou que todos os seus elementos estruturais fossem projetados prevendo uma vida infinita. Portanto, a manutenção das aeronaves se caracterizou pelo acompanhamento e substituição das peças cuja vida útil tenha sido definida em função de ensaios de fadiga (HASHIMOTO, 1976). Os trens de pouso, por exemplo, tem algumas de suas peças dimensionadas para uma vida em baixo ciclo.

Como fatores determinantes do comportamento em fadiga de um material, podem ser citados: a composição química do metal, o tratamento térmico para definir a dureza e o tamanho dos grãos, e a presença de defeitos internos e de inclusões não metálicas. São importantes também, a qualidade do acabamento da superfície (DIETER, 1981) ou os danos que esta possa sofrer, como o impacto de ferramentas ou a corrosão, e as características dos recobrimentos que lhe possam ser aplicados.

## 1.2. CONSIDERAÇÕES SOBRE A CORROSÃO

A corrosão é um dos mais sérios problemas da aviação, visto que os aeroportos estão predominantemente situados a beira mar e as aeronaves estão imersas em atmosfera corrosiva, como a poluição industrial ou os produtos da própria turbina. A corrosão é um agravante no comportamento em fadiga do material porque os *pits* de corrosão atuam como nucleadores de trincas.

No caso específico da aviação, muitas peças estruturais de alto custo, produzidas em liga de alumínio, são montadas juntamente com peças de aço, resultando na corrosão galvânica do alumínio. Uma solução consagrada pela indústria aeronáutica é o eletro-recobrimento das peças de aço com cádmio. Este funciona como um anodo de sacrifício e fornece proteção catódica para a liga de alumínio e para o aço.





## 2. OBJETIVOS DO TRABALHO

O cádmio tem sido usado na indústria aeronáutica, muito provavelmente devido à associação da sua proteção anti-corrosiva com a sua pouca influência sobre o comportamento em fadiga da peça recoberta.

Por outro lado, o cádmio tem sido apontado como um dos metais de uso industrial que precisam ser substituídos, ou muito bem controlados caso a substituição seja impossível.

Assim, o objetivo principal deste trabalho foi a busca de recobrimentos alternativos ao cádmio, dos pontos de vista da fadiga e da corrosão.

Os objetivos paralelos, intermediários, ou complementares deste trabalho foram:

- 1 - obter uma visão comparativa dos comportamentos em fadiga de um aço de alta resistência de uso aeronáutico, após a aplicação de alguns recobrimentos anti-corrosivos disponíveis no mercado brasileiro;
- 2 - apontar um recobrimento anti-corrosivo ecologicamente aceitável, que possa substituir o cádmio para aplicações aeronáuticas;
- 3 - testar alguns recobrimentos anti-corrosivos, aplicados por processos alternativos aos convencionais;
- 4 - verificar o efeito de outros fatores sobre o comportamento em fadiga, como a presença de inclusões, tensões residuais, e sua combinação.

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1. FADIGA

##### 3.1.1. Conceitos básicos

O fenômeno da fadiga caracteriza-se pela geração de falhas em um elemento estrutural de uma máquina devido à aplicação de um carregamento cíclico, mesmo que o nível das tensões aplicadas seja inferior à tensão estática necessária para a sua ruptura (BRANCO et al, 1986; DIETER, 1981).

Os três fatores básicos que contribuem para a ocorrência de falhas por fadiga são:

- (a) uma tensão trativa máxima suficientemente alta;
- (b) uma variação da tensão aplicada suficientemente grande, e
- (c) um número de ciclos dessa aplicação suficientemente alto (DIETER, 1981).

O processo da fadiga é descrito segundo a nucleação e a propagação de trincas no interior de uma peça submetida a um carregamento cíclico de amplitude constante ou variável.

A forma de aplicação da carga cíclica define um parâmetro importante no estudo da fadiga, conhecido como razão de carga. Esta é definida como sendo a carga mínima aplicada dividida pela máxima aplicada, segundo a equação 3.1:

$$R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max} \quad , \quad (3.1)$$

na qual:

$\sigma_{\min}$  é a tensão mínima aplicada,

$\sigma_{\max}$  é a tensão máxima aplicada.

O comportamento em fadiga do material pode mudar em função da razão de carga, e esta deve ser escolhida de modo a reproduzir o mais fielmente possível as condições de trabalho da peça ou do material. No caso de eixos submetidos à rotação sob carregamento, a razão de carga assumirá o valor -1, ilustração 3.1.



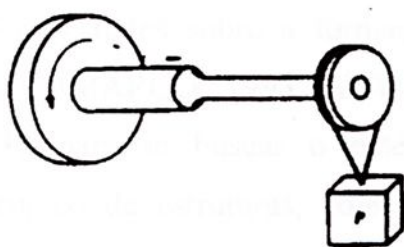


Ilustração 3.1 (1) – Configuração do modo de carregamento por flexão rotativa, com de razão de carga  $R = -1$ .

### 3.1.1.1. As curvas de Wöhler

A construção das curvas de Wöhler, cujo exemplo é mostrado na ilustração 3.2 (TORRES, 2002), é a forma mais viável e mais antiga de se estudar o comportamento em fadiga do material ou da peça, sendo muito difundida na literatura (FUCHS & STEPHENS, 1980; MEYERS & CHAWLA, 1982; NASCIMENTO et al, 2001; TORRES & VOORWALD, 2002). Trata-se de um gráfico  $\sigma$  versus  $N$ , que indica qual será a vida em fadiga de um dado corpo de prova para vários níveis de tensões aplicadas, e quais serão as tensões em que o material ou peça terá uma vida infinita.

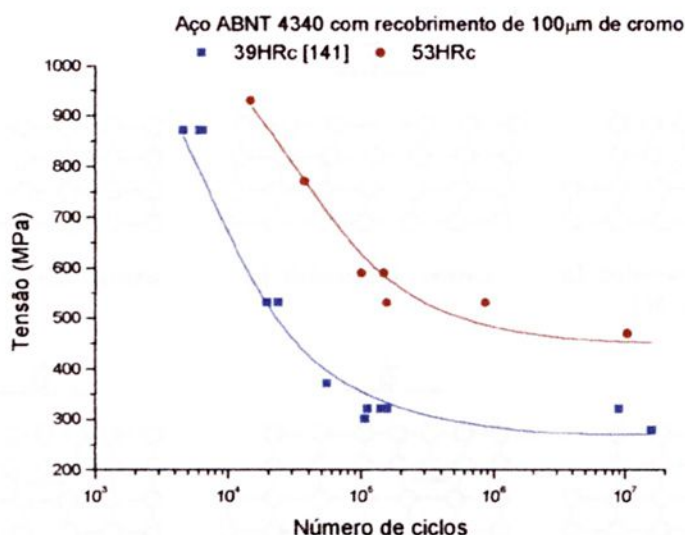


Ilustração 3.2 (2) - Curvas de Wöhler usadas para estudar o comportamento em fadiga de um aço com duas durezas e recoberto com cromo duro (TORRES, 2002).

Embora a obtenção das curvas de Wöhler seja relativamente simples, essa abordagem apresenta a dificuldade de não fornecer informações sobre o mecanismo de fadiga nos estágios de nucleação e de crescimento das trincas. Assim,

são bastante difundidos os estudos sobre a formação e a propagação das trincas (BASTIAN et al, 1987; CAMARGO, 1995; ANTUNES, 1997; MIRANDA et al, 2001; MARTINS, 2003), para se buscar o entendimento dos comportamentos microscópico e macroscópico de estruturas, com e sem entalhes ou trincas pré-existentis.

### 3.1.1.2. O mecanismo da fadiga

O mecanismo da fadiga pode ser dividido em quatro estágios (FINE, 1980; DIETER, 1981), ou seja, a micro-deformação plástica, a nucleação de uma ou mais trincas, a propagação estável das trincas, e a propagação instável das trincas.

Conforme o modelo proposto por Crowell e Hull (DIETER, 1981), no primeiro estágio ocorre a micro-deformação plástica sob solicitações cíclicas alternadas. Segundo Crowell, este estágio se caracteriza pela movimentação de discordâncias pela estrutura cristalina e pelo deslizamento de camadas atômicas (REED-HILL, 1982; OKAMOTO & NAKAMURA, 1990; MILLER, 1993), como mostra a ilustração 3.3.

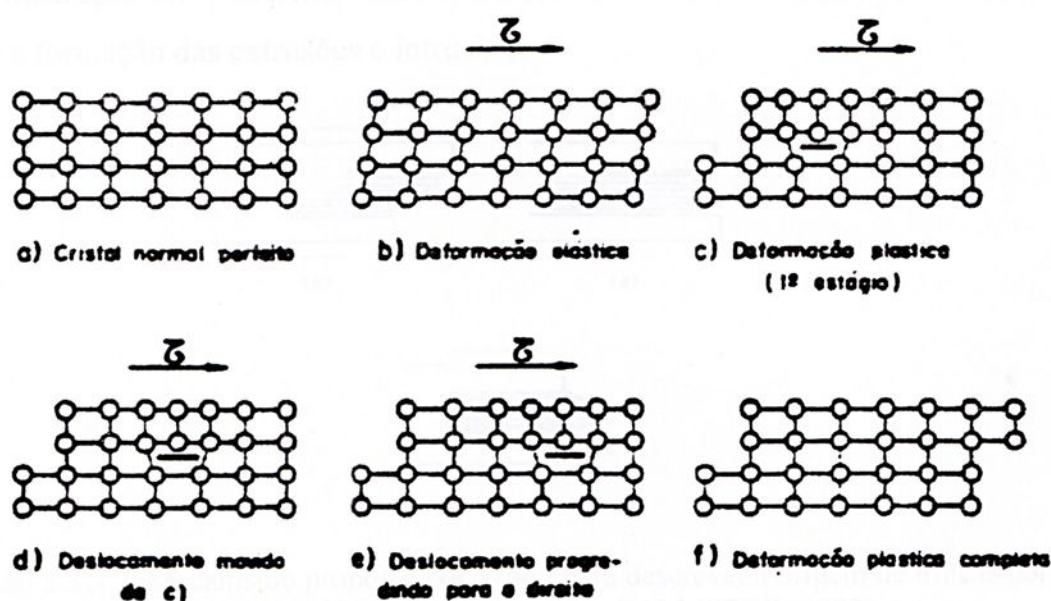


Ilustração 3.3 (3) – Cisalhamento provocando o surgimento e o movimento de uma discordância num bloco cristalino e respectivo deslizamento de camadas (CALLISTER, 2002).

Fontes cruzadas desses deslizamentos produzem extrusões e intrusões na



superfície, como mostra a ilustração 3.4 (KOCANDA, 1978).

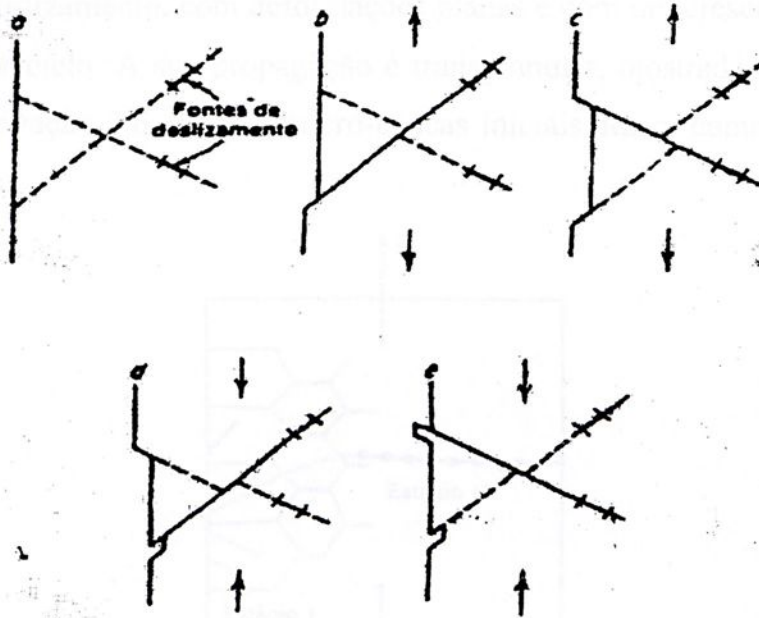


Ilustração 3.4 (4) – Tensão alternada produzindo dois sistemas de deslocamentos de camadas resultando numa extrusão e numa intrusão (KOCANDA, 1978).

Wood propôs um modelo análogo, baseado numa geometria conforme mostra a ilustração 3.5 (MANSON, 1971; DIETER, 1981; CALLISTER, 2002), para descrever a formação das extrusões e intrusões.

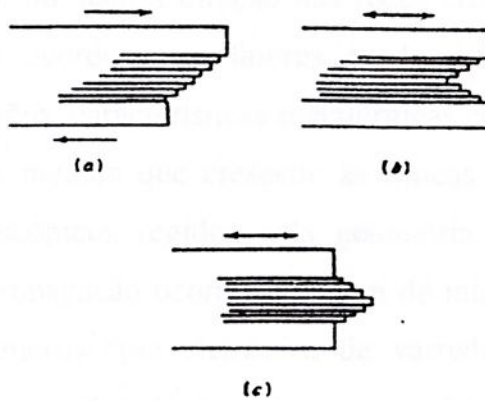


Ilustração 3.5 (5) – Mecanismo proposto por Wood para descrever a origem de trincas por fadiga (MANSON, 1971; DIETER, 1981; CALLISTER, 2002).

Em qualquer um dos modelos, as intrusões podem atuar como iniciadores de micro-trincas na superfície do material, que podem progredir para dentro do material. A condição de rugosidade ou de acabamento da superfície interfere

diretamente com essas intrusões, afetando o desempenho em fadiga nesse estágio (DIETER, 1981). Neste estágio, as micro-trincas se formam e se propagam ao longo dos planos de deslizamento, com deformações planas e com um crescimento da ordem de ângstrons por ciclo. A sua propagação é transgranular, mostrada no lado extremo esquerdo da ilustração 3.6, e essas micro-trincas iniciais atuam como nucleadores de pequenas trincas.

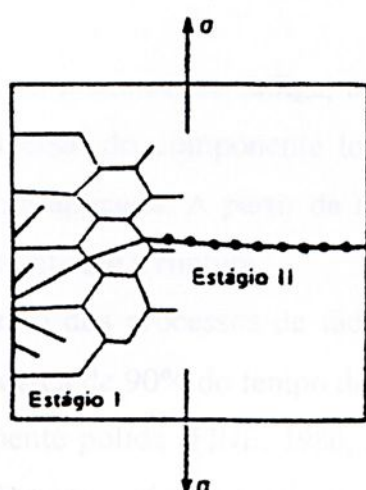


Ilustração 3.6 (6) – Representação esquemática do primeiro e segundo estágio de propagação da trinca (ANTUNES, 1997; MEYERS & CHAWLA, 1982; CAMARGO, 1995).

No segundo estágio, há a nucleação de uma ou mais trincas pequenas. Estas podem coalescer e originar uma trinca, cuja propagação deixa de obedecer a fatores de ordem atômica, ou seja, a direção das redes cristalinas. Nesse estágio, as trincas se propagam de acordo com fatores predominantemente microscópicos (tamanho e contorno de grãos, características metalúrgicas como defeitos, impurezas e descontinuidades, etc.). À medida que crescem, as trincas passam paulatinamente a seguir parâmetros macroscópicos regidos pela geometria da peça e a direção da aplicação da carga. Sua propagação ocorre na ordem de microns por ciclo, formando estrias observáveis por microscopia eletrônica de varredura. O passo das estrias permite que seja avaliado o valor da taxa de propagação da trinca em cada ciclo. Diante de uma análise para diagnóstico de uma fratura, a presença dessas estrias atesta que a falha teve a participação do processo de fadiga. Este estágio é frequentemente chamado de “estágio I de crescimento da trinca”.

Após esse estágio, há a propagação estável de uma ou mais trincas, que diminuem progressivamente a seção transversal da peça e aumentam a tensão de



trabalho, mas ainda sem atingir uma tensão superior ao limite de escoamento do material. O crescimento da trinca se dá perpendicularmente ao plano da tensão de tração. Frequentemente, este estágio é chamado de “estágio II de crescimento da trinca”.

Os estágios I e II são aqueles em que os pesquisadores mais se dedicam à elaboração das equações que descrevem a propagação da trinca, com base na Mecânica da Fratura.

No estágio final do processo de fadiga, a propagação da trinca torna-se instável porque a seção transversal do componente tornou-se menor que o mínimo necessário para suportar a carga aplicada. A partir da implantação da instabilidade, a trinca propaga-se catastroficamente até a ruptura.

O acompanhamento dos processos de fadiga tem mostrado que os dois primeiros estágios consomem cerca de 90% do tempo de vida de um componente, caso a sua superfície seja perfeitamente polida (FINE, 1980; PEREIRA, 1996). O polimento da superfície do material tem sua importância no processo porque a superfície usinada sem polimento apresenta rugosidades em forma de sulcos profundos, os quais atuam como trincas pré-existentes com a mesma morfologia das intrusões. Assim, fazem o processo de fadiga iniciar-se já no segundo estágio. Caso o primeiro estágio não ocorra, ou ainda, caso as micro-trincas do segundo estágio não coalesçam, o processo de fadiga não progredirá e a peça terá uma vida hipoteticamente infinita.

### 3.1.1.3. A mecânica da fratura

Quando um material apresenta baixa resistência à propagação de trincas, ele também não apresenta boa tolerância à presença de defeitos ou trincas pré-existentes. Em outras palavras, a propagação de trincas nesses aços não requer alta energia.

A ocorrência da fratura de baixa energia nos aços de alta resistência estimulou o desenvolvimento da Mecânica da Fratura (BASTIAN et al, 1987). Esta tenta fazer a análise e a previsão do comportamento mecânico do componente ou material carregado que contenha uma trinca.



Uma parte considerável da vida total em serviço de um componente transcorre com a propagação da trinca (NELSON, 1977). Assim, a questão acerca do crescimento da trinca é “saber qual será o tempo decorrido para que uma trinca cresça desde um dado comprimento inicial, com um tamanho mínimo detectável, até o tamanho máximo suportável antes da fratura” (EWALDS & WANHILL, 1986). A Mecânica da Fratura permite a implantação de filosofias de projeto que reconheçam a inevitabilidade das trincas, e que determinem parâmetros como carregamento, comprimento máximo admissível de uma trinca para que não ocorra falhas por fadiga ou ainda, a vida estimada para um serviço seguro (DIETER, 1981).

Embora a Mecânica de Fratura tenha sido mais desenvolvida a partir dos anos 60, suas bases nasceram em 1913, com Inglis (1913), que apresentou a metodologia da Resistência dos Materiais aplicada à ruptura de uma chapa contendo uma trinca elíptica. Em 1920, Griffith (1920) propôs um modelo baseado no balanço energético, afirmando que “uma trinca só irá se propagar de modo instável quando o decréscimo de energia elástica com a propagação for igual ou maior que a energia necessária para criar as novas superfícies da trinca”. Esta teoria é originalmente aplicável a materiais idealmente frágeis como o vidro, visto que em materiais com componente plástico, como os metais e os polímeros, a plasticidade gerada na ponta da trinca faz com que a energia necessária para a sua fratura seja muito maior que a energia consumida na criação de novas superfícies.

Em 1949, Irwin modificou a teoria proposta por Griffith, e no lugar de dividir a energia em parcelas, ou seja, energia para a deformação plástica e a energia para a criação de novas superfícies, descreveu o fenômeno através da energia elástica total liberada no processo de propagação da trinca. A sua contribuição para o estudo da fratura se deve ao fato de se ter definido a fonte de energia para o processo, visto que a fadiga ocorre com tensões abaixo da tensão de escoamento, e, portanto, na região elástica do material e envolvendo “somente” energia elástica.

Uma abordagem equivalente à do balanço energético, mas com melhor visualização, é o estudo do comportamento mecânico do metal nas vizinhanças da ponta da trinca. O requisito básico para a propagação da trinca é a tensão na sua ponta ultrapassar o valor da tensão coesiva teórica do material (CAMARGO, 1995; MEYERS & CHAWLA, 1982). Este requisito pode ser alcançado com a contribuição dada pela





presença de concentradores microscópicos, como impurezas, vazios, e micro-sulcos, ou macroscópicos, como orifícios, furos, sulcos, e interface de solidificação de soldagens (ANTUNES, 1997; CAMARGO, 1995). Uma explicação dada para a propagação da trinca é baseada no modelo apresentado na Ilustração 3.7 (ANTUNES, 1997; DIETER, 1981).

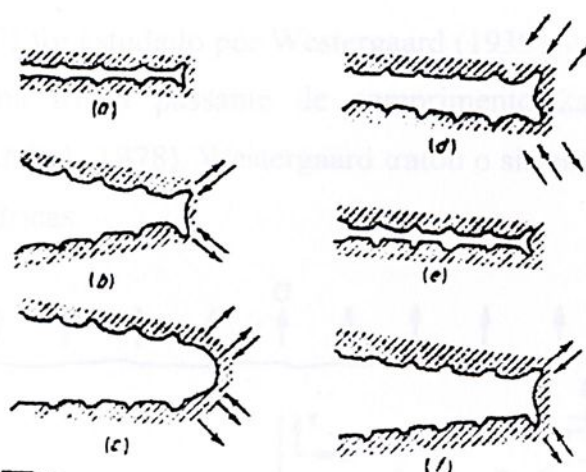


Ilustração 3.7 (7) – Modelo propondo a forma de atuação das tensões sobre a ponta de uma trinca (ANTUNES, 1997; DIETER, 1981).

A idéia usada nesse modelo consiste em equacionar os esforços trativos e compressivos concentrados sobre a ponta da trinca, provocando deformações plásticas sucessivas que resultam no cisalhamento, momentos “b” e “c” da ilustração 3.7, seguido da flambagem, nos momentos “d” e “e” da ilustração, em cada ciclo. O momento “f” já é a repetição do momento “b”.

O campo de tensões na ponta da trinca depende do modo como ela é solicitada. A ilustração 3.8 mostra os três modos básicos dos quais derivam todos os possíveis sistemas de tensões (FUCHS & STEPHENS, 1980).

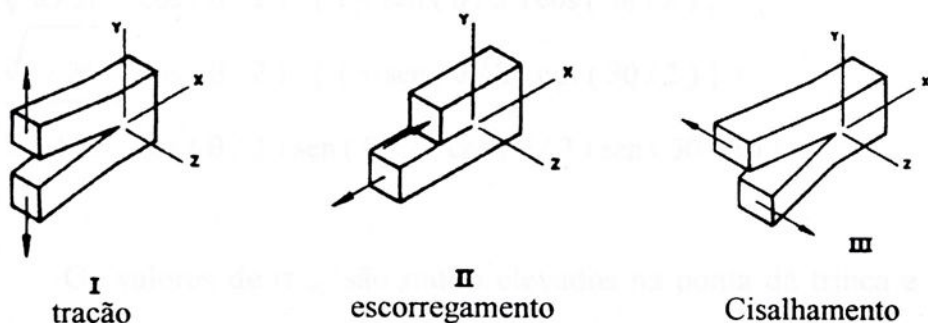


Ilustração 3.8 (8) – Os três modos básicos de solicitação na ponta de uma trinca.

O modo I é um carregamento de tração no qual as superfícies se deslocam no sentido de se afastarem do plano que as define. Nos modos II e III, as superfícies se deslocam nas direções contidas no plano que as define. O modo I é mais freqüente nas situações práticas e por isso, foi usado nas abordagens teóricas e nos ensaios de fadiga.

O modo I foi estudado por Westergaard (1939), considerando uma chapa infinita contendo uma trinca passante de comprimento  $2a$ , conforme mostra a ilustração 3.9 (KOCANDA, 1978). Westergaard tratou o sistema em duas dimensões e em coordenadas cilíndricas.

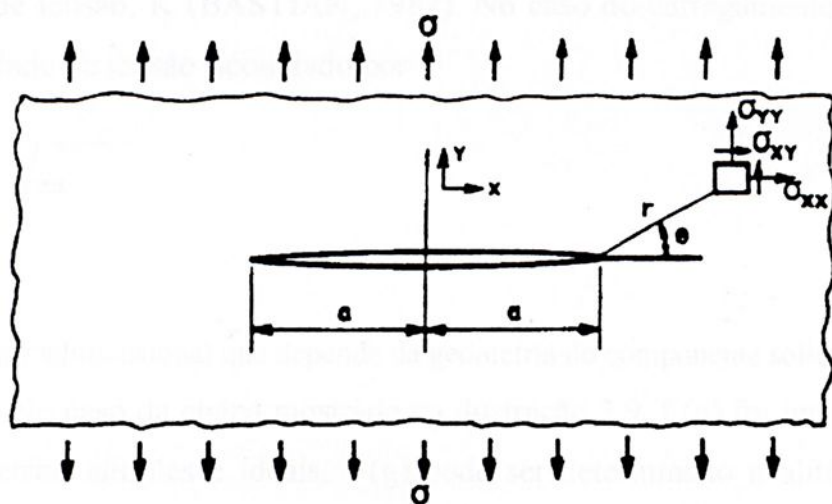


Ilustração 3.9 (9) – Trinca horizontal passante de comprimento  $2a$  presente numa chapa infinita submetida a uma tensão trativa.

As expressões obtidas para a tensão num ponto genérico próximo à ponta da trinca ( $r \ll a$ ) foram:

$$\sigma_{xx} = \sigma \sqrt{a/2r} \cos(\theta/2) \{1 - \sin(\theta/2) \cos(3\theta/2)\} + \dots \quad (3.2)$$

$$\sigma_{yy} = \sigma \sqrt{a/2r} \cos(\theta/2) \{1 + \sin(\theta/2) \cos(3\theta/2)\} + \dots \quad (3.3)$$

$$\sigma_{xy} = \sigma \sqrt{a/2r} \cos(\theta/2) \sin(\theta/2) \cos(\theta/2) \sin(3\theta/2) + \dots \quad (3.4)$$

Os valores de  $\sigma_{yy}$  são muito elevados na ponta da trinca e decrescem com o afastamento, enquanto que  $\sigma_{xx}$  é nulo na ponta da trinca, pois não há restrição à deformação elástica do material na direção  $x$ . Se o corpo for espesso, será necessário



deduzir uma expressão para  $\sigma_{zz}$ , e considerar a tensão na direção z, normal ao plano da chapa.

Irwin verificou que todo o campo de tensões na ponta da trinca poderia ser conhecido a partir do termo:

$$\sigma \sqrt{a/2r},$$

visto que todos os demais termos das expressões 3.2 a 3.4 dependem unicamente da posição em que se queira avaliar a tensão. Irwin então definiu o termo fator intensidade de tensão, K (BASTIAN, 1987). No caso do carregamento no modo I, o fator intensidade de tensão ficou dado por:

$$K_I = f(g) \sigma \sqrt{\pi a}, \quad (3.5)$$

na qual

$f(g)$  é um fator adimensional que depende da geometria do componente solicitado.

No caso da chapa mostrada na ilustração 3.9,  $f(g)$  foi igualado a 1. Para outras geometrias simples e ideais,  $f(g)$  pode ser determinado analiticamente. Para geometrias complexas,  $f(g)$  deverá ser obtido experimentalmente ou por cálculo numérico. Usando o conceito do fator intensidade de tensão, as expressões 3.2 a 3.4 podem ser re-escritas na forma geral:

$$\sigma_{ij} = K_I \sqrt{1/2\pi r} f_{ij}(\theta) \quad (3.6)$$

Como o processo da propagação da trinca ocorre devido à tensão existente na sua ponta, o termo  $K_I$  é diretamente relacionado com a condição de ocorrência dessa propagação. Assim, verifica-se a existência de um valor crítico de  $K_I$  para o qual ocorre a propagação da trinca.

Para várias geometrias de peças e para vários estágios ou tamanhos de trincas, todas para um mesmo material, existem várias tensões aplicadas na ponta da trinca, mas haverá um mesmo  $K_I$  crítico para a ocorrência da propagação da trinca, este denotado por  $K_{Ic}$ .

Voltando a atenção para a situação mostrada ilustração 3.9, deve ser observado que a expressão 3.2 diverge para o infinito quando  $r$  tende a zero, o que não é condizente com a realidade. A formulação feita por Westergaard só é válida para um material idealmente elástico e uma correção foi necessária para pontos muito próximos da ponta da trinca. A correção foi baseada no fato de que o material sofre deformação plástica quando a tensão atinge o limite de escoamento. Esta irá manter-se constante enquanto o material se deforma plasticamente.

A ilustração 3.10 mostra o comportamento da tensão na região da ponta da trinca e as prováveis dimensões da região de deformação plástica. A ilustração 3.11 representa a variação do perfil da tensão na região após a deformação plástica local.

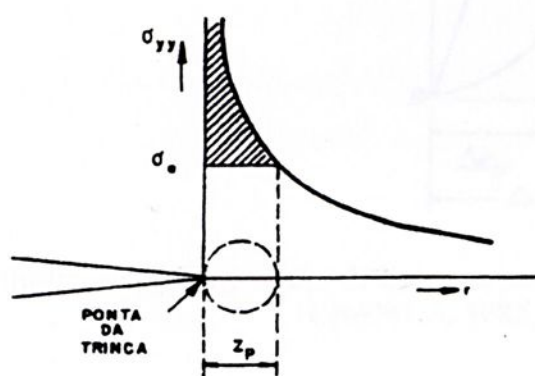


Ilustração 3.10<sup>(10)</sup> – Uma estimativa do tamanho da zona de deformação plástica.

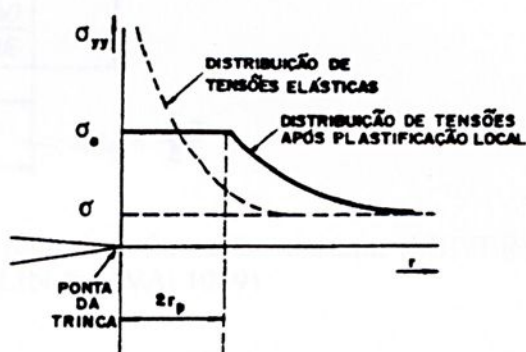


Ilustração 3.11<sup>(11)</sup> – Estimativa do tamanho da zona de deformação plástica, segundo Irwin.

Este modelo foi proposto por Irwin para argumentar que a zona de deformação plástica da trinca desloca a curva de tensão para a direita, como se a trinca fosse maior que o seu tamanho real (BROEK, 1986). Com um “tamanho corrigido” para a trinca, Irwin estabeleceu um equacionamento para definir o tamanho da zona de deformação plástica na ponta da trinca:

$$2r_p = 1 / \pi \{ K_I / \sigma_e \}^2, \quad (3.7)$$

na qual,

$2r_p$  é o diâmetro da zona de deformação plástica e  $\sigma_e$  é a tensão de escoamento do material (BASTIAN et al, 1987; BROEK, 1986).

Uma outra abordagem para descrever a propagação da trinca é esboçar uma curva de histerese para a deformação na região da ponta da trinca. A solicitação



cíclica pode ocorrer sob tensão controlada ou sob deformação controlada. No caso da fadiga por deformação controlada, a ruptura ocorre após um baixo número de ciclos, e assim é denominada “fadiga em baixo ciclo” (MEYERS & CHAWLA, 1982; CETLIN & LIVA, 1979). Esta condição permite a análise segundo uma curva de histerese para o material conforme mostra a ilustração 3.12.

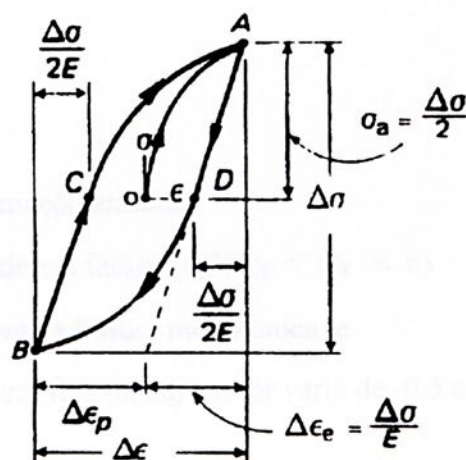


Ilustração 3.12 (12) – Laço de histerese para os ciclos de deformação constante (MEYERS & CHAWLA, 1982; CETLIN & LIVA, 1979).

A deformação total  $\Delta\epsilon$  foi dividida em duas partes, uma elástica e uma plástica, dadas por:

$$\Delta\epsilon_e = \Delta\sigma / E \quad (3.8)$$

$$\Delta\epsilon_p = \Delta\epsilon - \Delta\epsilon_e \quad (3.9)$$

na qual:

$\Delta\epsilon_e$  é a deformação elástica total,

$\Delta\epsilon_p$  é a deformação plástica total,

$\Delta\sigma$  é a variação total da tensão máxima aplicada e

$E$  é o módulo de elasticidade.

O estudo em separado das deformações elástica e plástica permite a obtenção das equações (SANDOR, 1972; MANDAYAG, 1969; COFFIN, 1954; TAVERNELLI & COFFIN, 1959; MANSON, 1966):

$$E \Delta\epsilon_e / 2 = \sigma_a = \sigma_n (2N_f)^b \quad (3.10)$$

Na qual:

$\Delta\epsilon_e / 2$  é a amplitude da deformação elástica,

$\sigma_a$  é a tensão admissível referente à faixa elástica do material,

$\sigma_n$  é a tensão limite de fadiga (para a obtenção de “vida infinita”),

$2N_f$  é o número total de reversões até a fratura ( $N$  é o número de ciclos) e

$b$  é um expoente de resistência à fadiga, cujo valor varia de  $-0,006$  a  $0,1$  para aços endurecidos.

$$\Delta\epsilon_p / 2 = \epsilon'_f (2N_f)^c \quad (3.11)$$

na qual:

$\Delta\epsilon_p / 2$  é a amplitude de deformação elástica,

$\epsilon'_f$  é o coeficiente de ductilidade em fadiga ( $0,35 \epsilon_f < \epsilon'_f < \epsilon$ )

$\epsilon$  é a deformação correspondente à fratura monotônica e

$c$  é o expoente de ductilidade em fadiga, cujo valor varia de  $-0,5$  a  $-0,7$

Considerando que a deformação total é a soma das deformações elástica e plástica, Manson e Hirschberg (1984) demonstraram que:

$$\Delta\epsilon_T / 2 = \Delta\epsilon_e / 2 + \Delta\epsilon_p / 2 = \{ \sigma_n (2N_f)^b / E \} + \epsilon'_f (2N_f)^c \quad (3.12)$$

na qual:

$\Delta\epsilon_T / 2$  é a amplitude da deformação total.

Esta amplitude de deformação total pode ser escolhida e controlada nos ensaios de fadiga. Juntamente com outros parâmetros, a curva de histerese pode ser traçada a partir dos experimentos e ser comparada com aquelas previstas por modelamentos teóricos, ou ainda ser introduzida em bancos de dados para a elaboração de novos modelos. Em trabalhos mais recentes, a curva de histerese tem sido extensivamente usada em trabalhos sobre a modelagem do comportamento de materiais (LANDGRAF, 2001; RUBACZUK & ZIETEK, 2001; KALETA, 2001; MEGGIOLARO & CASTRO, 2001), sobre o acompanhamento da taxa de propagação de trincas (TOPPER & DUQUESNAY, 2001), o acúmulo de energia em transformações martensíticas (ZIETEK, 2001) e a fadiga termomecânica (FALCÃO et al, 2001).



A ilustração 3.13 mostra uma curva de fadiga  $\Delta\epsilon_T / 2$  versus número de ciclos (CETLIN & LIVA, 1979), na qual deve ser observado que os laços de histerese em baixo ciclo (lado esquerdo) são predominantemente constituídos por deformações plásticas, e que os laços de histerese em alto ciclo (lado direito) são predominantemente constituídos por deformação elástica.

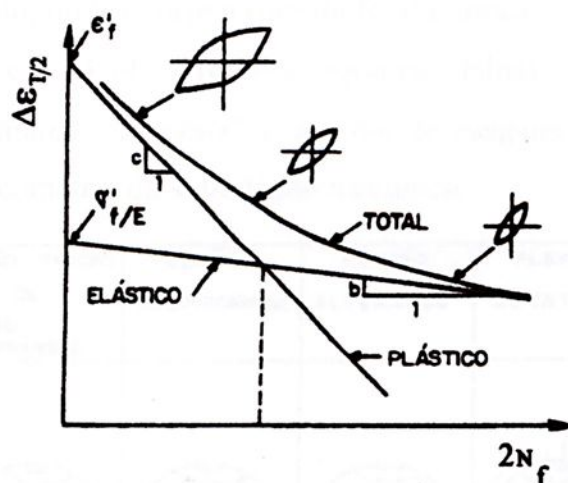


Ilustração 3.13 (13) – Curva de fadiga para ensaios com controle (CETLIN & LIVA, 1979).

Cada extremo da curva define uma tangente que representa as componentes independentes elástica e plástica, respectivamente.

Deve ser observado que, embora a curva da ilustração 3.13 seja obtida de estudos nos quais a deformação tenha sido o parâmetro de controle, as curvas de histerese também representam casos pelos quais o parâmetro de controle é a tensão cíclica, visto que cada tensão corresponde a uma correspondente deformação. Por isso, o conceito acima foi aplicado para nortear projetos (LLORCA, 1993; MAGNIN et al, 1993; ZENG, 1993; LEMAITRE, 1985).

### 3.2. Aspectos macroscópicos da fratura por fadiga

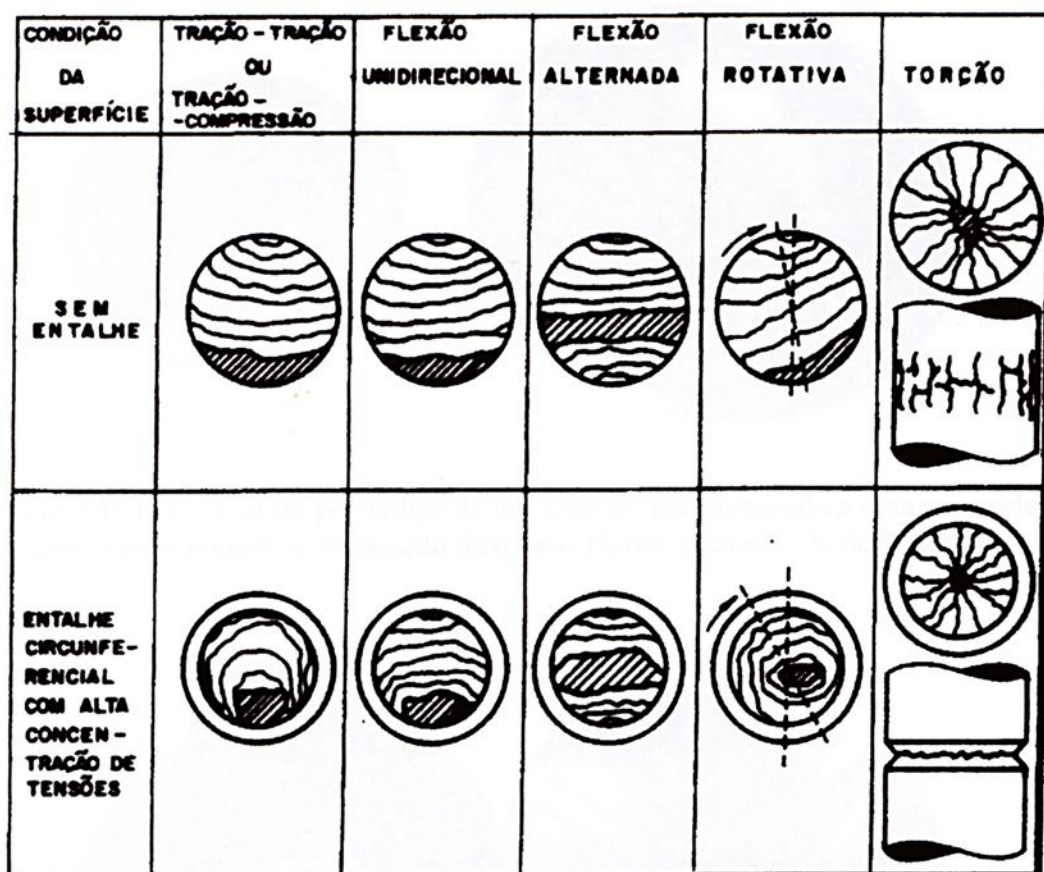
A fratura por fadiga apresenta aspectos bem definidos e permite a identificação de três regiões distintas:

a – pontos de nucleação do processo de fadiga (inícios das trincas); esta região deve ser estudada com o uso da microscopia eletrônica de varredura; é a região onde é possível identificar causas de nucleação de trincas, como inclusões, defeitos na matriz metálica ou concentradores de tensão;

b – superfície resultante da propagação das trincas por fadiga; esta superfície apresenta estrias visíveis por microscopia na região mais próxima da nucleação (taxa mais baixa de propagação); macroscopicamente, observa-se uma região rugosa que costuma ser chamada de zona com “marcas de praia”, entre as zonas de nucleação e de estrias, e a região de rasgamento;

c – região de rasgamento, onde ocorre a ruptura final estática.

A ilustração 3.14 apresenta algumas falhas por fadiga em barras cilíndricas, onde as “marcas de praia” e a zona de rasgamento assumem aspectos típicos em função da geometria da sollicitação mecânica.



LEGENDA: = ÁREA DA FRATURA FINAL

Ilustração 3.14 (1) – Exemplos de “marcas de praia” e de zonas de rasgamento produzidas em barras cilíndricas.

A zona de rasgamento dá informações sobre a magnitude do carregamento. Se a sua área for grande, o valor de  $K_{Ic}$  foi atingido com uma trinca relativamente pequena e a carga aplicada foi alta ou o material possui baixa tenacidade à fratura.

As “marcas de praia” são mais nítidas para as ligas de alumínio, e nem



sempre visíveis para os aços (EDWALDS & WANHILL, 1986).

Dois exemplos de ruptura por fadiga são mostrados nas ilustrações 3.15 e 3.16. Na ilustração 3.15, tem-se a macrografia de um eixo de aço SAE 4340 rompido por fadiga em baixo ciclo e sob carregamento severo, com a nucleação de trincas em vários pontos da superfície da peça. Deve ser observado que a zona de rasgamento não é grande, mostrando que o eixo trabalhou com uma propagação estável da trinca e com tensão inferior ao limite de escoamento. Na ilustração 3.16, a trinca nucleou de um defeito localizado no fundo do sulco da rosca (canto inferior da foto). A zona de rasgamento também é pequena.



Ilustração 3.15 (2) – Fratura por fadiga de um eixo de aço submetido a uma carga elevada, com várias pontos de nucleação de trincas (fonte: Carlos E. S. de Amorim).

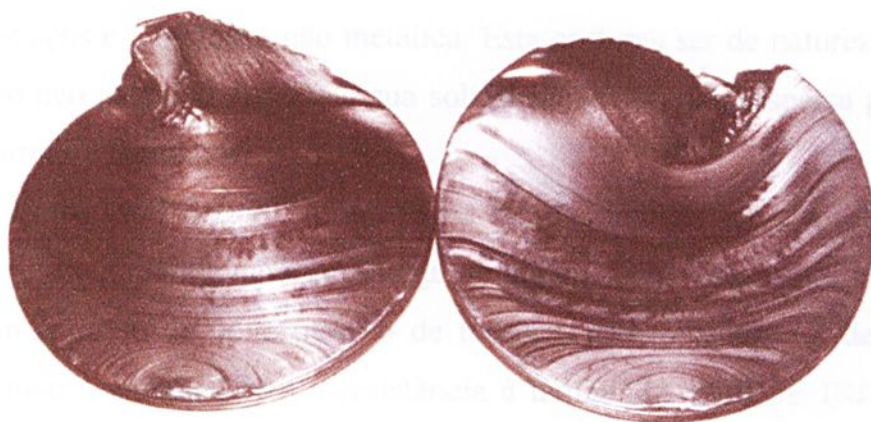


Ilustração 3.16 (3) – Fratura pr fadiga de um eixo de aço submetido a uma carga baixa, com nucleação da trinca no fundo da rosca (fonte: Carlos E. S. de Amorim).

No primeiro caso, a solução passa por uma re-adequação de projeto, enquanto que no segundo caso, a solução passa pela melhoria da qualidade da superfície no fundo da rosca.

### 3.3. FATORES QUE INFLUENCIAM O COMPORTAMENTO EM FADIGA

São vários os fatores que influenciam o comportamento em fadiga de um aço. No primeiro estágio, a nucleação da trinca pode sofrer a influência da presença de inclusões, de defeitos de rede ou de vazios, de tensões residuais, do estado de rugosidade da superfície, da presença de defeitos ou danos superficiais, ou da aplicação de revestimentos com propriedades mecânicas diferentes das do substrato.

Para se identificar o tipo de influência, geralmente analisa-se a superfície de fratura na zona de nucleação da trinca. No segundo estágio, a propagação da trinca dependerá de fatores ligados à característica do aço e à geometria da peça, para a qual a Mecânica da Fratura poderá servir para a verificação quanto a algum fator metalúrgico que possa definir a taxa de propagação da trinca.

#### 3.3.1. Inclusões

Um defeito que exerce uma grande influência sobre o comportamento em fadiga dos aços é a inclusão não metálica. Esta costuma ser de natureza cerâmica, introduzida no aço antes ou durante a sua solidificação, ficando dispersa pela matriz, com várias formas e tamanhos.

Entre 1976 e 1979, foram feitos estudos iniciais sobre a influência das inclusões sobre o comportamento em fadiga de alguns aços, vinculando o número de inclusões com o efeito de concentração de tensões, para relacionar a densidade de inclusões na matriz metálica com a resistência à fadiga (JAPANESE INDUSTRIAL ..., 1977; ASTM E 45, 1976; ISO 4967, 1979). Entretanto, não foram obtidos resultados satisfatórios (FRITH, 1956; INENSON, 1958; INENSON et al, 1958; UENO et al, 1955; ATKINSON, 1960; UHRUS, 1963; DE KAZINCZY, 1970; YOKOBORI, 1963), a menos da informação de que somente inclusões com diâmetro





acima de 30  $\mu\text{m}$  deveriam ser contadas para efeito da medida da densidade de inclusões para avaliação da vida em fadiga de esferas de rolamentos (UHRUS, 1963).

A presença das inclusões sub-superficiais atuando como nucleadores de trincas geralmente é verificada nos ensaios de fadiga em alto ciclo, enquanto que a nucleação de trincas a partir de sistemas de deslizamento costuma ser verificada em ensaios de fadiga em baixo ciclo. A ilustração 3.17 mostra os dois processos (MITCHELL, 2001).

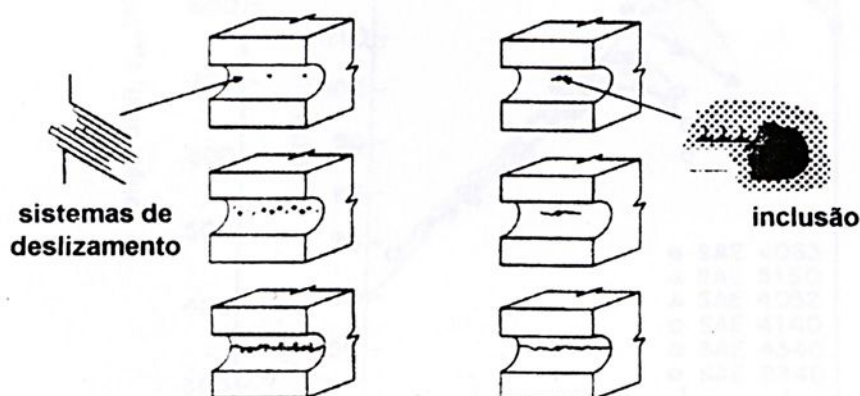


Ilustração 3.17 (1) - Nucleação de trincas por fadiga segundo a tensão aplicada ou número de ciclos até a ruptura, e segundo o tipo de origem das trincas (MITCHELL, 2001).

Murakami e colaboradores (MURAKAMI et al, 1989; MURAKAMI & USUKI, 1989; MURAKAMI, 1989; MURAKAMI et al, 1991; MURAKAMI & ENDO, 1994; MURAKAMI & BERETTA, 1998) estudaram os efeitos das inclusões no comportamento em fadiga de aços, reapresentando a questão sob os aspectos qualitativo, quantitativo e estatístico.

As influências das inclusões não metálicas e dos pequenos defeitos sobre a fadiga foram estudadas sob a ótica da Mecânica da Fratura, de modo que estes sejam vistos como pequenas trincas (MURAKAMI et al, 1989).

A linearidade da relação entre a dureza do aço e seu respectivo limite de resistência à fadiga deixa de ser seguida a partir de uma certa dureza devido à presença de inclusões, resultando na queda do limite de resistência à fadiga mostrada no lado direito da ilustração 3.18 (MURAKAMI et al, 1989). Caso os aços sejam radicalmente limpos de inclusões, a linearidade experimentalmente observada até a dureza de 400 Hv será mantida para níveis mais elevados de dureza. A parte linear do gráfico pode ser expressa por (MURAKAMI et al, 1989) (3.13):

$$\sigma_w \approx 1,6 \text{ Hv} \pm 0,1 \text{ Hv} \quad (\text{para } \text{Hv} \leq 400 \text{ Hv}) \quad (3.13)$$

na qual

$\sigma_w$  é o limite de resistência à fadiga, em MPa.

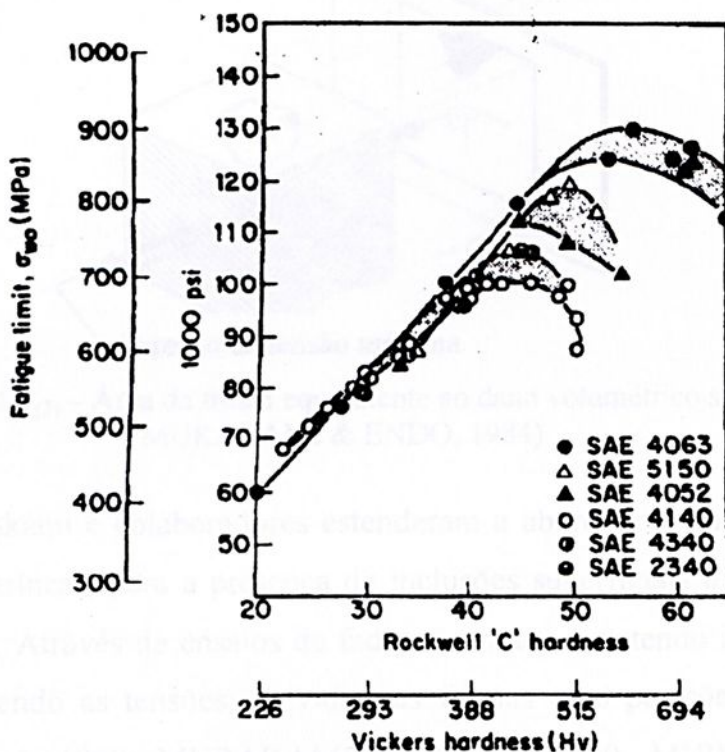


Ilustração 3.18 (2) – Comportamento do limite de resistência à fadiga de vários aços em função da dureza (MURAKAMI, et al, 1989).

A queda verificada no limite de resistência à fadiga pode ser prevista a partir do tamanho, da forma e da profundidade da inclusão (MURAKAMI, et al, 1989; MURAKAMI, 1989). Estas previsões foram baseadas em estudos, nos quais haviam sido introduzidos defeitos superficiais com forma e tamanho controlados em mais de 15 aços com várias durezas, e medidos os seus respectivos limites de resistência à fadiga por flexão rotativa (MURAKAMI, 1989; MURAKAMI & USUKI, 1989). O limite de resistência à fadiga desses aços, em função dos danos superficiais, foi de:

$$\sigma_w \approx 1,43 (\text{Hv} + 120) / [(\text{area}_s)^{1/2}]^{1/6} \quad (3.14)$$

no qual

$\sigma_w$  é o limite de resistência à fadiga obtido em função do dano superficial e

$\text{area}_s$  é a área projetada do dano no plano perpendicular ao esforço trativo.



Esta relação é aceita desde que o espaço tridimensional do dano seja visto como uma trinca. A área desta trinca é equivalente à projeção do dano superficial no plano perpendicular à direção da aplicação dos esforços, conforme mostra a ilustração 3.19.

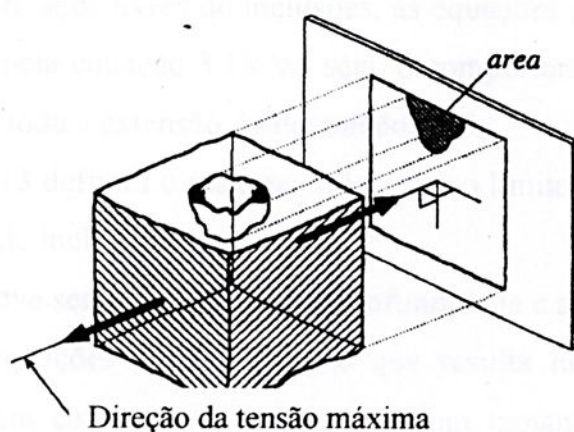


Ilustração 3.19 (3) – Área da trinca equivalente ao dano volumétrico superficial (MURAKAMI & ENDO, 1984).

Murakami e colaboradores estenderam a abordagem que trata os danos superficiais como trincas, para a presença de inclusões superficiais e sub-superficiais na matriz metálica. Através de ensaios de fadiga com aços contendo inclusões, foram feitas tabelas contendo as tensões, as vidas, as formas e as posições das inclusões (MURAKAMI et al, 1989; MURAKAMI & USUKI, 1989; MURAKAMI, 1989; MURAKAMI et al, 1991).

As inclusões provocam a dificuldade estatística proveniente da variedade de resultados, visto que o formato, o tamanho, a aderência à matriz, e a profundidade da inclusão fazem com que cada cdp apresente um limite de resistência à fadiga particular. Murakami e colaboradores chegaram às seguintes expressões para expressar o limite de resistência à fadiga (MURAKAMI et al, 1989; MURAKAMI & USUKI, 1989; MURAKAMI et al, 1991):

$$\sigma_w \approx 1,43 (Hv + 120) / [(area_s)^{1/2}]^{1/6} \quad (3.15)$$

para inclusões superficiais, e

$$\sigma_w \approx 1,56 (Hv + 120) / [(area_i)^{1/2}]^{1/6} \quad (3.16)$$

para inclusões internas.

Deve ser ressaltado que:

1 - a relação 3.15 é idêntica à relação 3.14, confirmando a idéia de que a inclusão pode

- ser vista como uma trinca nos mesmos moldes adotados para os danos superficiais;
- 2 - a inclusão superficial é mais prejudicial à resistência à fadiga do material do que inclusões internas;
- 3 - para o caso de aços livres de inclusões, as equações 3.15 e 3.16 divergem e devem ser substituídas pela equação 3.13, ou seja, o comportamento do aço se enquadrará na linearidade para toda a extensão da ilustração 3.18;
- 4 - a equação 3.13 definirá o máximo valor para o limite de resistência à fadiga, válido para o aço livre de inclusões.

Deve ser observado que a profundidade e a forma das inclusões não estão previstas nas equações 3.15 e 3.16, o que resulta numa imprecisão. As mesmas equações também carecem da definição de um tamanho máximo de inclusão para permitir a avaliação do menor limite de resistência à fadiga do aço. Em outras palavras, existe um limite prático para o tamanho das inclusões, que resulta num valor mínimo para o limite de resistência à fadiga. Murakami e colaboradores sugeriram um método para avaliar o menor valor do limite da resistência à fadiga (MURAKAMI & USUKI, 1989; MURAKAMI, 1989; MURAKAMI et al, 1991; MURAKAMI & ENDO, 1994; MURAKAMI & BERETTA, 1998). O método consiste em medir todas as áreas das inclusões encontradas em vários domínios do aço e fazer um gráfico do número de ocorrências para cada uma das dimensões das inclusões, como mostra a ilustração 3.20.

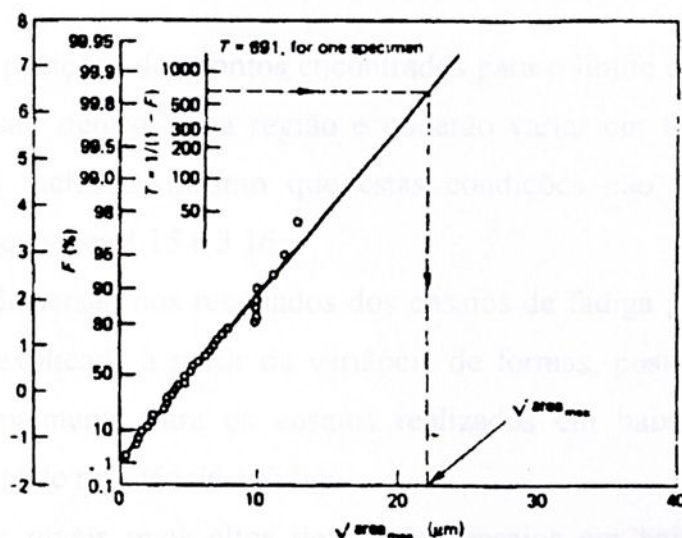


Ilustração 3.20 (4) – Frequência acumulada das dimensões de inclusões para avaliação de um tamanho máximo de inclusão no aço (MURAKAMI & USUKI, 1989).



Com base na estatística proposta por Gumbel (1957), estima-se a dimensão da maior inclusão que poderia ser encontrada após um certo número de inclusões observadas. No caso da ilustração 3.20, seriam cerca de 600 inclusões. Os valores máximo e mínimo para o limite de resistência à fadiga poderiam então ser recolocados na ilustração 3.18, definindo agora duas retas que encerram a região onde devam ocorrer falhas por fadiga devido à presença de inclusões. Esta nova condição é mostrada na ilustração 3.21.

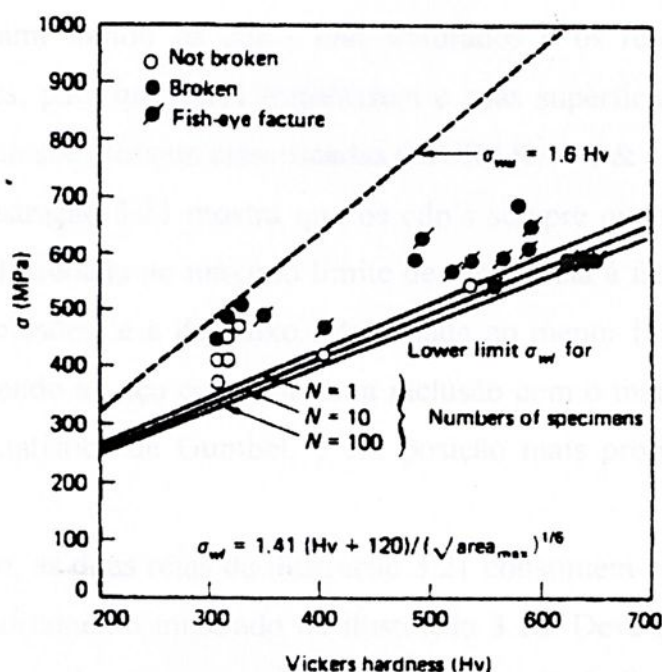


Ilustração 3.21 (5) – Reapresentação da ilustração 3.18, com os limites superior e inferior da resistência à fadiga dos aços (MURAKAMI & USUKI, 1989).

As posições dos pontos encontrados para o limite de resistência à fadiga deverão então estar dentro desta região e poderão variar em função da forma e da profundidade da inclusão, mesmo que estas condições não estejam incluídas na formulação das equações 3.15 e 3.16.

A dispersão nos resultados dos ensaios de fadiga para um mesmo nível de tensão ficou explicada a partir da variância de formas, posições, e tamanhos das inclusões, principalmente para os ensaios realizados em baixos níveis de tensão, próximos do limite de resistência à fadiga.

Nos níveis mais altos de tensão (ensaios em baixo ciclo), as trincas costumam nascer e coalescer na superfície, devido ao deslizamento de camadas cristalinas, caso não haja inclusões ou de defeitos superficiais. É de se supor que estes

poderão participar do processo, não como nucleadores, mas como direcionadores das trincas originadas na superfície, caso estejam nas proximidades.

Nos níveis de tensão mais baixos, tem-se para uma mesma tensão, uma dispersão que pode variar desde um valor mínimo da vida em fadiga (para a pior condição em relação à inclusão), até a vida infinita (para a ausência de inclusões).

A dispersão para os resultados em alto ciclo pode ser tratada dividindo-se o conjunto de cdp's submetidos a uma mesma tensão, em "fraturados" e "não fraturados". Murakami tomou os cdp's não fraturados e os re-ensaaiou sob tensões ligeiramente maiores, para que estes fraturassem e suas superfícies de fratura fossem examinadas, e as inclusões fossem classificadas (MURAKAMI & USUKI, 1989).

A ilustração 3.21 mostra que os cdp's sempre quebraram entre as duas retas, a de cima relacionada ao máximo limite de resistência à fadiga, correspondente ao aço livre de inclusões, e a de baixo relacionada ao menor limite de resistência à fadiga, correspondendo ao aço contendo uma inclusão com o maior tamanho previsto pela abordagem estatística de Gumbel, e em posição mais propícia à nucleação da trinca.

Assim, as duas retas da ilustração 3.21 constituem uma abordagem mais criteriosa do comportamento mostrado na ilustração 3.18. Deve ser observado que o estreitamento do intervalo entre as retas, no lado esquerdo da ilustração 3.21, está de acordo com a informação de que os aços com dureza mais baixa não se afastam do comportamento linear expresso pela equação 3.13.

Murakami e colaboradores também observaram que as inclusões mais profundas geravam o padrão "olho de peixe", enquanto inclusões mais próximas à superfície não o fizeram (MURAKAMI & USUKI, 1989). Outros fatores como tensões e micro-tensões residuais, e interações mútuas entre a matriz e a inclusão não foram abordados.

A condição de se obter uma vida infinita sob tensões mais altas devido à ausência de inclusões foi questionada, quando o valor de  $10^7$  ciclos sem ruptura deixou de ser visto como um conceito de "vida infinita", ou seja, quando os ensaios de fadiga passaram a ser mantidos até, ou acima de  $10^9$  ciclos. Nesses domínios de ciclagem, os aços voltaram a apresentar fraturas com trincas nucleadas em inclusões e poros sub-superficiais, definindo uma nova rampa de decréscimo após  $10^7$  ciclos, e um segundo



patamar de “vida infinita” na curva de Wöhler. Assim, o limite de  $10^7$  ciclos passou a ser visto como uma referência de transição.

A ilustração 3.22 mostra o comportamento em fadiga de alguns aços estudados por Wang e colaboradores num espectro mais largo de ciclos (WANG et al, 2000). Nesses estudos, Wang assume que a primeira rampa é regida por trincas com origem na superfície, enquanto a segunda rampa é regida por trincas nucleadas na região sub-superficial, esta última relacionada às inclusões.

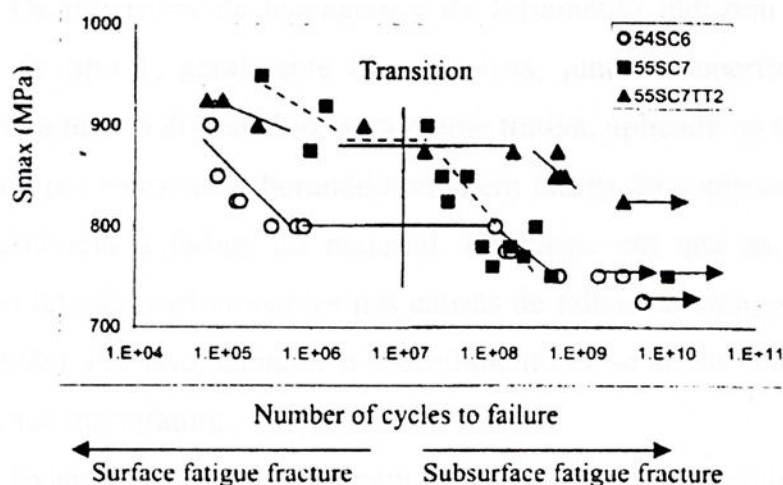


Ilustração 3.22 (6) – Ensaios realizados por Wang e seus colaboradores (WANG et al, 2000).

No caso dos três aços apresentados na ilustração 3.22, a influência das inclusões ficou restrita a um intervalo remoto na escala do número de ciclos até a ruptura, aonde os ensaios de fadiga não costumam chegar. Caso seja assumido um novo limite de resistência à fadiga, para “vidas infinitas” acima de  $10^9$  ciclos, pode ser que se faça necessária uma revisão das retas mostradas na ilustração 3.21.

### 3.3.2. Tensões residuais

Um outro aspecto de deve ser levado em consideração para se compreender o comportamento em fadiga de um aço é o perfil de tensões residuais nas vizinhanças da superfície. Em geral, as tensões residuais são classificadas em três tipos (MACHERAUCH & KLOOS, 1987):

Tipo 1 - macroscopicamente homogêneas em grandes áreas, cobrindo vasta quantidade

de grãos; são equilibradas dentro dos domínios da peça e são produzidas por processos de usinagem, de solda, de conformação mecânica, de tratamento térmico, de revestimentos, e de *shot peening*;

Tipo 2 - atuam no domínio micro-estrutural, dentro de um grão, na interface de fases, ou entre partículas precipitadas e a matriz;

Tipo 3 - são micro-localizadas, no domínio atômico e são causadas por defeitos cristalinos.

Os processos de usinagem e de forjamento induzem tensões residuais permanentes do tipo 1, geralmente compressivas, junto à superfície. Estas tensões interagem com a tensão de trabalho, geralmente trativa, aplicada na superfície da peça, e a neutralizam parcialmente, alterando a vida em fadiga do componente e mudando o limite de resistência à fadiga do material. Há casos em que as tensões residuais atuaram como fatores predominantes nas causas de falhas de componentes mecânicos (SCHUTZ, 1996). Por isso, adota-se o procedimento de se aliviar tensões residuais em peças, após a sua manufatura.

Existem várias técnicas para se medir as tensões residuais induzidas em peças manufaturadas (LU, 1996), mas todas medem o resultado da combinação das tensões dos tipos 1, 2 e 3, sem diferenciá-las. Uma dessas técnicas é a da difração de raios-x (BENNING, 1989).

A técnica da difração de raios-x é não destrutiva para medidas na superfície da peça, mas é destrutiva para medidas sub-superficiais, visto que esta técnica só é capaz de captar os feixes difratados pelas primeiras camadas atômicas do material estudado, exigindo a remoção de todo o material acima da camada a se estudar.

A penetração do feixe no ferro é restrita a 5  $\mu\text{m}$  e impede que se irradiem camadas além dessa profundidade. Por outro lado, a pouca penetração implica numa resolução da mesma ordem. Assim, a resolução do método pode ser limitada pelo valor da espessura da camada retirada em cada etapa do levantamento do perfil de tensões da peça.

A técnica é baseada na irradiação de dois feixes sobre a superfície da amostra, um com incidência normal, e outro a 50° da sua normal, como mostra a ilustração 3.23 (TEODÓSIO et al, 1997).



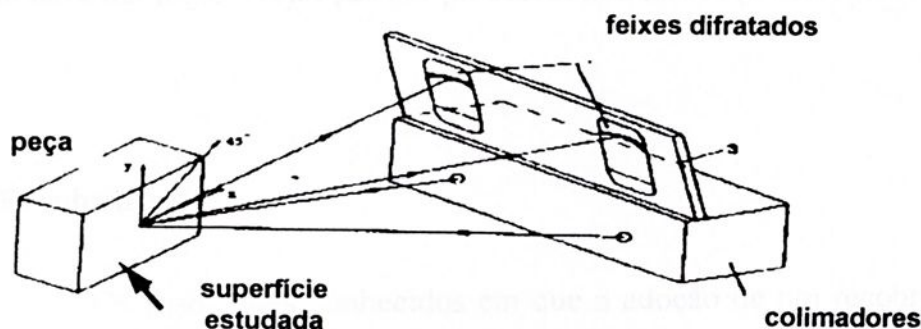


Ilustração 3.23 (1) - Esquema para a medição de tensões residuais por raios-X, com dois raios incidentes (TEODÓSIO et al, 1997).

Os feixes difratados são detectados por dois filmes, cujas distâncias entre os máximos de ordem zero e os máximos de primeira ordem, servem de base para o cálculo da tensão residual no ponto irradiado. O esquema experimental da técnica é mostrado na ilustração 3.24.

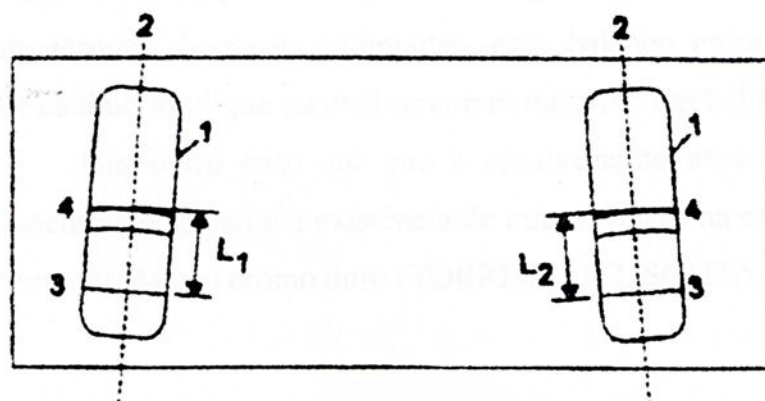


Ilustração 3.24 (2) - Distâncias entre os feixes difratados de ordem um (4) e os máximos de ordem zero (3).  $L_1$  e  $L_2$  são relacionados ao distanciamento atômico (TEODÓSIO et al, 1997).

Teodósio e colaboradores (1997) desenvolveram o ferramental teórico e o equipamento para se chegar ao valor da tensão residual, a partir das distâncias  $L_1$  e  $L_2$  obtida nos filmes expostos à radiação. O único fator limitante do método é a não incidência dos feixes difratados sobre o filme para alguns materiais. Esta limitação se deve a fatores ligados ao espaçamento atômico, ao modo de empacotamento e às orientações da rede cristalina.

A obtenção de um perfil confiável de tensões residuais em função da profundidade será possível se a série de remoções das camadas não alterar a tensão residual presente na camada que ficará exposta. Assim, qualquer processo mecânico de

remoção deve dar lugar à remoção por processos corrosivos (TEODÓSIO et al, 1997).

### 3.3.3. Recobrimentos

Os casos mais conhecidos em que a adoção de um recobrimento tenha implicado em alterações físicas no substrato, e mudar o seu comportamento em fadiga são:

- 1) a introdução de átomos de hidrogênio devido à eletro-deposição do recobrimento;
- 2) a difusão de átomos do recobrimento para o interior do substrato devido a tratamentos térmicos para retirar o hidrogênio.

Peres (1996) estudou o recobrimento eletro-depositado de cádmio sobre o aço ABNT 4340, do ponto de vista da fadiga, e encontrou um tempo ótimo para o tratamento térmico de peças cadmiadas, cujo balanço entre a desidrogenação e a difusão de cádmio implique no melhor comportamento em fadiga para aquele aço.

Um outro caso em que o recobrimento atua negativamente sobre o comportamento em fadiga é a existência de micro-trincas na camada do recobrimento, como as encontradas no cromo duro (TORRES, 2002, SOUZA, 2002).

## 3.4. CORROSÃO

A corrosão pode ser associada ao processo de fadiga quando esta produzir danos superficiais que atuem como concentradores de tensão capazes de nuclear trincas.

Como os componentes de aeronaves são projetados para trabalhar com superfícies livres de defeitos, e muitas vezes sob carregamento superior ao limite de resistência à fadiga do metal, os danos oriundos de processos corrosivos roubam da peça a condição necessária para o cumprimento da sua vida em fadiga inicialmente prevista, produzindo resultados catastróficos (MCEWILY & STACHLE, 1972; HOEPPNER, 1979; OGUNDELE & SIDNEY, 1993).



### 3.4.1. Conceitos básicos da corrosão

A corrosão é a destruição imposta pelo meio ambiente ao metal através de reações químicas ou eletroquímicas (UHLIG, 1966; MAGNIN, 1993; TURBULL, 1982). A destruição pela corrosão pode ser tratada segundo os conceitos termodinâmico, químico, e eletroquímico (GRUNDIG, 1971; GENTIL, 1996).

Do ponto de vista termodinâmico, a corrosão ocorre para que o metal, estado mais energético e mais instável, retorne ao seu estado natural, ou seja, o minério constituído do óxido metálico, estado menos energético e mais estável. Os metais encontrados naturalmente na forma metálica, são chamados de “nobres” pelo fato de não sofrerem o processo de corrosão diante dos agentes disponíveis no meio ambiente.

Do ponto de vista químico, a corrosão ocorre sempre que o oxigênio tem acesso ao metal exposto para formar o respectivo óxido (GENTIL, 1996; SHREIR, 1976). O impedimento do acesso do oxigênio ao metal dependerá da presença de uma barreira e de suas propriedades, como a porosidade e a aderência.

Dois exemplos relacionados à aderência são:

- (a) o óxido de ferro (ferrugem), que não se adere ao substrato e desprende-se sob a forma de pó, dando livre acesso ao oxigênio;
- (b) o óxido de cromo, que forma uma película fina, estável e aderente, proporcionando um escudo físico que dá as características anti-corrosivas aos aços inoxidáveis.

Muitos revestimentos não dão a proteção desejada devido à sua porosidade, cuja permeabilidade aumenta com a temperatura (GENTIL, 1996). A passivação é o processo de formação de uma película protetora, feita a partir da reação do agente agressor com o metal, como nos casos do alumínio e do aço inoxidável. A passivação pode ser obtida por processos industriais, como no caso das armas de fogo.

Do ponto de vista eletroquímico, sabe-se que os conceitos termodinâmicos definem uma ordem para os metais expostos a um meio corrosivo, definindo um potencial elétrico para cada metal ou elemento da tabela periódica. A tabela 3.1 apresenta do lado esquerdo, esta sequência inserida numa série de reações,

em equilíbrio químico do metal imerso em uma solução aquosa de seu próprio íon.

Tabela 3.1 (1) – Série eletroquímica das reações químicas e série galvânica de metais e ligas em água do mar.

| Série eletroquímica dos metais |                                  |                             | Série galvânica de metais e ligas em água do mar |                                    |
|--------------------------------|----------------------------------|-----------------------------|--------------------------------------------------|------------------------------------|
| condição                       | Equilíbrio entre o metal e o íon | Potencial eletroquímico (V) | Condição                                         | Metal ou liga                      |
| mais nobre ou catódico         | Au - Au <sup>+3</sup>            | +1,498                      | Mais nobre ou catódico                           | Platina                            |
|                                | Pt - Pt <sup>+2</sup>            | +1,2                        |                                                  | Ouro                               |
|                                | Ag - Ag <sup>+</sup>             | +0,799                      |                                                  | Titânio                            |
|                                |                                  |                             |                                                  | Prata                              |
|                                | Hg - Hg <sup>+2</sup>            | +0,788                      |                                                  | Chlorimet (62Ni, 18Cr, 18Mo)       |
|                                | Cu - Cu <sup>+2</sup>            | +0,337                      |                                                  | Hastelloy (62Ni, 17Cr, 15Mo)       |
|                                |                                  |                             |                                                  |                                    |
|                                | H <sub>2</sub> - H <sup>+</sup>  | zero                        |                                                  | aço inox 18-8 com Mo (passivo)     |
|                                |                                  |                             |                                                  | aço inox 18-8 (passivo)            |
|                                |                                  |                             |                                                  | aço inox - 11a 30% de Cr (passivo) |
|                                |                                  |                             |                                                  | Inconel (passivo)                  |
|                                |                                  |                             |                                                  | Ni (passivo)                       |
|                                |                                  |                             |                                                  | solda de Prata                     |
|                                |                                  |                             |                                                  | Monel (70Ni, 30Cu)                 |
|                                | Pb - Pb <sup>+2</sup>            | -0,126                      |                                                  | Cobre-Níquel (60-90Ni, 40-10Cu)    |
|                                | Sn - Sn <sup>+2</sup>            | -0,136                      |                                                  | Bronze (Cu-Sn)                     |
|                                | Ni - Ni <sup>+2</sup>            | -0,250                      |                                                  | Cobre                              |
|                                | Co - Co <sup>+2</sup>            | -0,277                      |                                                  | Latão (Cu-Zn)                      |
|                                |                                  |                             |                                                  | Inconel (ativo)                    |
|                                |                                  |                             |                                                  | Ni (ativo)                         |
| mais ativo ou anódico          |                                  |                             | mais ativo ou anódico                            | Estanho                            |
|                                |                                  |                             |                                                  | Chumbo                             |
|                                |                                  |                             |                                                  | soldas de Chumbo-estanho           |
|                                |                                  |                             |                                                  | aço inox 18-8 com Mo (ativo)       |
|                                |                                  |                             |                                                  | aço inox 18-8 (ativo)              |
|                                |                                  |                             |                                                  | aço-ligas de alto Ni               |
|                                |                                  |                             |                                                  | aço inox 13%Cr (ativo)             |
|                                |                                  |                             |                                                  | aços em geral                      |
|                                |                                  |                             |                                                  | aços de baixo carbono ou ferro     |
|                                |                                  |                             |                                                  | liga Al 2024 (4,5Cu, 1,5Mg, 0,6Mn) |
|                                |                                  |                             |                                                  | Cádmio                             |
|                                | Al - Al <sup>+2</sup>            | -1,662                      |                                                  | alumínio (comerc. puro 1100)       |
|                                |                                  |                             |                                                  | Zinco                              |
|                                | Mg - Mg <sup>+2</sup>            | -2,363                      |                                                  | Magnésio e ligas de Magnésio       |

Fontes: lado esquerdo - A. J. de Bethune & N. A. S. Loud, Standard aqueous electrode potentials coefficients at 25°, Clifford A. Hampel, Skokie, Ill. 1964; lado direito - Callister, W. D., Ciência e engenharia de materiais: uma introdução, Livros Técnicos e Científicos, Rio de Janeiro, 2002, 589p.

Os elementos metálicos encontrados na parte superior são tidos como mais nobres ou menos reativos, e os elementos encontrados na parte inferior são tidos como mais reativos ou mais susceptíveis à corrosão (CASTELLAN, 1978; BETHUNE & LOUD, 1964).





Do lado direito, a tabela 3.1 apresenta a mesma seqüência aplicada a vários materiais, quando submetidos à água do mar (CALLISTER, 2002). Esta seqüência pode sofrer inversões em função da temperatura e do meio agressivo (RAMANATHAN, 1991; GENTIL, 1996).

Cada par metálico define entre eles uma diferença de potencial. Quando estes dois metais se tocam, diretamente ou por algum condutor elétrico, e são submetidos a um meio corrosivo, o metal menos reativo ou de potencial maior, ficará “protegido” do processo de corrosão, em detrimento do metal mais reativo, este último agora chamado de “eletrodo de sacrifício”. O processo de corrosão é visto como um circuito elétrico fechado, em que cada metal atua como eletrodo e o meio corrosivo atua como transportador de íons, ou eletrólito.

A ilustração 3.25 apresenta este processo de corrosão do ponto de vista eletroquímico, e a ilustração 3.26 apresenta uma pilha, aplicação comercial da mesma situação (RAMANATHAN, 1991; GENTIL, 1996).

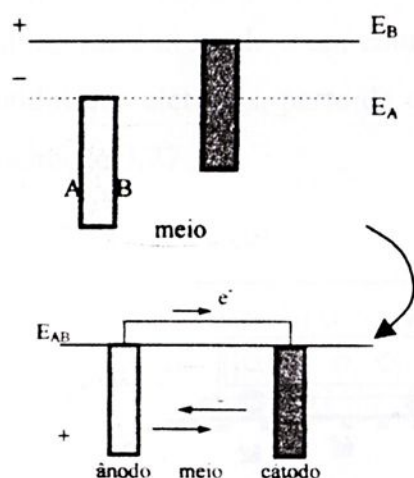


Ilustração 3.25 (1) - Corrosão galvânica, ou uma pilha em curto-circuito.

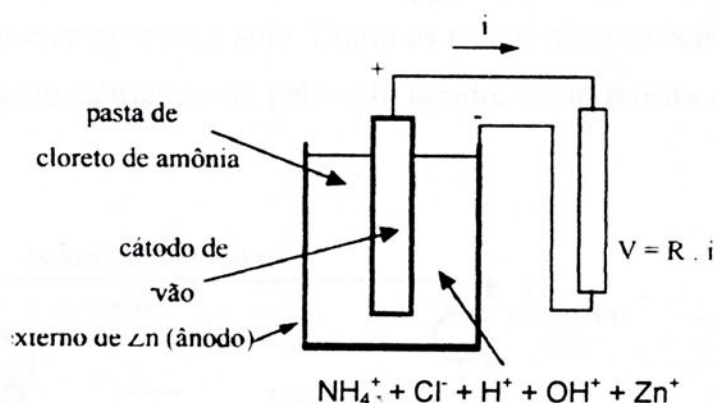


Ilustração 3.26 (2) - Corrosão usada como pilha elétrica, onde o curto-circuito é substituído pela carga útil.

A corrosão ocorrida nas condições da ilustração 3.25 é conhecida como “corrosão galvânica”, devido ao fato de envolver correntes elétricas altas. São exemplos:

- (a) o zinco que se sacrifica em favor do ferro;
- (b) o alumínio que se sacrifica em favor do ferro.

O primeiro exemplo é usado como solução de problemas, em que o zinco

protege um componente ferroso, como no caso da galvanização de chapas para telhas metálicas.

O segundo exemplo constitui um problema, em que uma peça de alto custo feita de uma liga de alumínio degenera-se em favor de peças de baixo custo feitas de aço, agregadas à sua estrutura, o que geralmente ocorre em trens de pouso de aeronaves.

A corrosão galvânica também ocorre no nível microscópico, visto que numa liga, pode haver duas fases eletroquimicamente diferentes. Os grãos formarão uma micro-cela galvânica, e embora a corrosão de um dos grãos não seja visível macroscopicamente, seu resultado será a perda da integridade estrutural nos contornos de grãos da liga, ou a formação de poros (CALLISTER, 2002).

Um caso interessante ocorreu quando a circulação de bondes elétricos urbanos resultou na corrosão das tubulações metálicas de água potável, no subsolo das ruas e avenidas por onde estes trafegavam (GENTIL, 1996). O processo foi compreendido quando foi verificado que um dos pólos do motor do bonde é ligado ao trilho, que é aterrado e em contacto elétrico com o solo. Como os trilhos não são bons condutores elétricos, parte da corrente elétrica se dá pelo solo úmido, como mostra a ilustração 3.27.

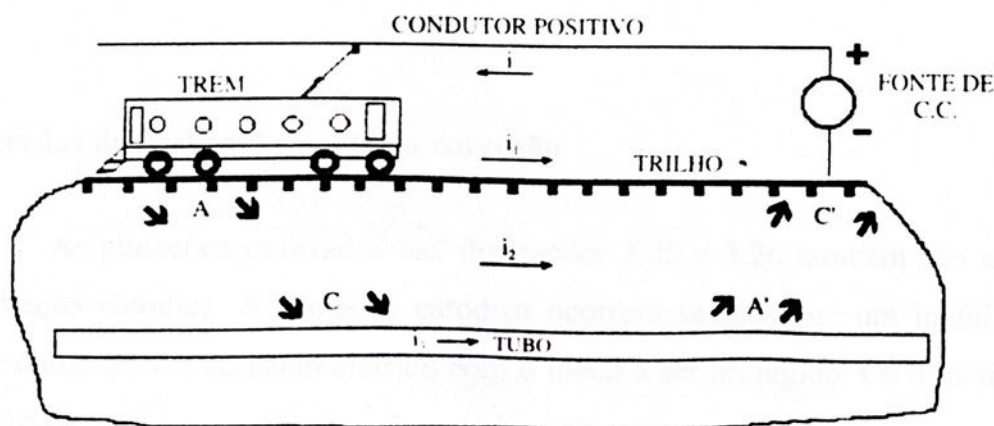


Ilustração 3.27 (3) - Circuito elétrico causador de corrosão eletroquímica em tubulações subterrâneas (GENTIL, 1996).

Esta corrente não pode ser desprezada porque o motor do bonde é de corrente contínua e de alta potência. A canalização metálica no subsolo, transportando água contendo sais, atuou como um condutor em paralelo aos trilhos. O circuito se



fecha, com a polarização elétrica adotada para o funcionamento do motor do bonde fazendo com que os canos subterrâneos atuassem como eletrodo de sacrifício. Os sais da água e do solo são continuamente renovados e garantiram a eficiência iônica dos eletrólitos.

Deve ser observado que a cela galvânica formada em casos como o dos bondes, não se caracteriza pela existência de correntes elétricas oriundas de uma reação eletroquímica definida por metais diferentes, mas por um gerador elétrico de corrente contínua associado às cargas dos motores. O valor e a direção da corrente foram definidos pelo modo de operação dos bondes, e a sua polarização definiu qual seria o eletrodo de sacrifício, bem como a velocidade com que a corrosão ocorreu. Este tipo de corrosão recebeu o nome de “corrosão eletrolítica”.

Embora casos como o dos bondes sejam vistos como raros ou pouco prováveis, a sua didática é apropriada para se fazer um alerta quanto ao processo de corrosão em veículos terrestres. Nestes, o pólo elétrico negativo da bateria é ligado à carcaça, procedimento este que não pode ser adotado em aeronaves. Numa aeronave, haveria a perda total do controle sobre processos de corrosão eletrolítica e eletroquímica, pois serão estabelecidas correntes elétricas de toda ordem e em várias direções, numa estrutura composta de vários metais em contacto elétrico.

### 3.4.2. Métodos de prevenção contra a corrosão

As situações mostradas nas ilustrações 3.25 e 3.26 também são usadas para a proteção catódica. A proteção catódica ocorrerá sempre que um metal mais reativo for colocado em contacto elétrico com o metal a ser protegido. Os dois modos mais comuns de se aplicar uma proteção catódica são:

- (1) a colocação de um eletrodo de sacrifício junto à estrutura a ser protegida, conforme mostra a ilustração 3.28 (RAMANATHAN, 1991);
- (2) o recobrimento da estrutura com uma camada do metal mais reativo, como na zincagem.



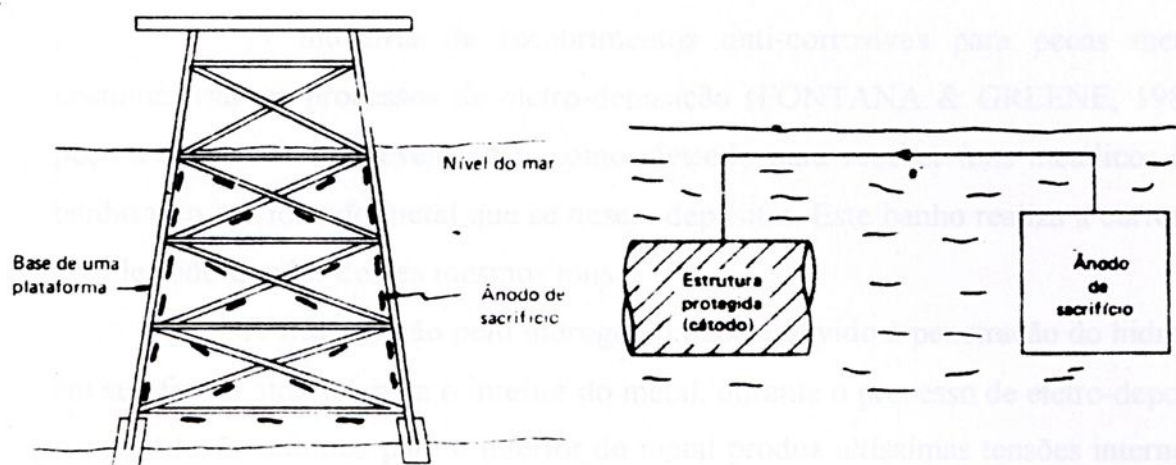


Ilustração 3.28 (1) - Proteção catódica aplicada a estruturas metálicas através da introdução de eletrodos de sacrifício (RAMANATHAN, 1991).

Outro tipo de proteção anti-corrosiva é a aplicação de um escudo físico livre de poros, impedindo a difusão do oxigênio ou de outros elementos reativos como o cloreto, através do escudo até o substrato. São exemplos de escudos físicos o óxido metálico natural, como os encontrados no alumínio ou no aço inoxidável, ou o óxido artificial - anodização ou passivação -, as tintas e os esmaltes vítreos, as eletrodeposições de cromo e de níquel, e as deposições cerâmicas a jato térmico. Deve ser observado que estas proteções perdem sua eficácia tão logo surja alguma falha ou dano que permita o acesso do agente agressor ao substrato. A ilustração 3.29 compara as eficácias da proteção catódica do zinco e do escudo físico exercido pelo níquel.

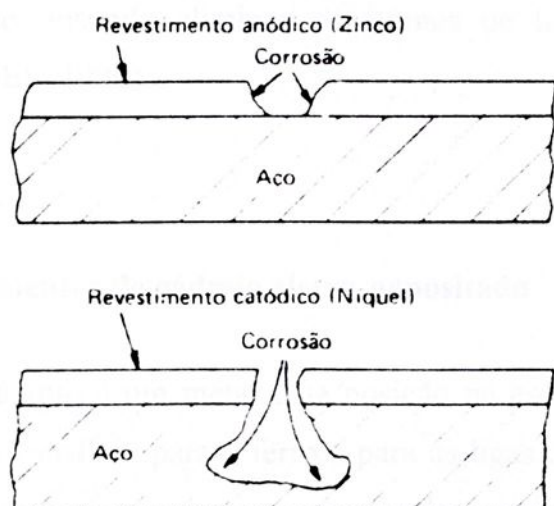


Ilustração 3.29 (2) - (a) proteção catódica por recobrimento com zinco e (b) perda da proteção pela camada de níquel devida a um risco (RAMANATHAN, 1991).



A indústria de recobrimentos anti-corrosivos para peças metálicas costuma usar os processos de eletro-deposição (FONTANA & GREENE, 1983). A peça a ser recoberta deverá atuar como eletrodo para receber íons metálicos de um banho rico em íons do metal que se deseja depositar. Este banho realiza a corrosão de um eletrodo doador desses mesmos íons.

A fragilização pelo hidrogênio ocorre devido à penetração do hidrogênio em sua forma atômica para o interior do metal, durante o processo de eletro-deposição. A sua difusão atômica para o interior do metal produz altíssimas tensões internas que se somam às solicitações de uso (THOMPSON & BERNSTEIN, 1976; ORIANI, 1977; GILMAN, 1977; ALEFELD & VÖLKL, 1978; COSTA et al, 1992; GENTIL, 1996) e reduz a sua capacidade de deformação. O hidrogênio se dissolve intersticialmente na rede cristalina do aço, concentrando-se nas imperfeições cristalinas como vacâncias e discordâncias, migrando ainda para contornos de grãos, interfaces de inclusões e de precipitados, e poros (HOLE, 1980; PRESSOUYRE, 1982). Uma vez localizados e acumulados, combinam entre si para formar hidrogênio gasoso, cujo aumento de volume introduz as altas tensões trativas na matriz metálica.

O mecanismo da fragilização pelo hidrogênio pode depender da composição química do aço, da sua estrutura, do processo de conformação mecânica, da dimensão da peça, e da composição química do banho de eletro-deposição (JOHNSON, 1977). A desidrogenação se dá por tratamento térmico, efetuado logo após a eletro-deposição, visando eliminar os átomos de hidrogênio antes que eles se combinem (GOMES, 1990).

### 3.4.3. Os revestimentos de cádmio eletro-depositado

O cádmio é um metal cuja posição na escala eletroquímica o faz atuar como eletrodo de sacrifício para o ferro e para as ligas do alumínio. É encontrado na natureza associado com o zinco e pode ser obtido como subproduto da lavra do zinco. Possui uma densidade de  $8,64 \text{ g/cm}^3$ , é maleável, mole, funde-se a  $231^\circ\text{C}$  e entra em ebulição a cerca de  $765^\circ\text{C}$  (PARMEGGIANI, 1989).



O cádmio é utilizado na indústria aeronáutica devido à sua proteção catódica para as ligas de alumínio, associada à cinética química de sua corrosão, ou seja, o cádmio é corroído a uma velocidade mais baixa que outros protetores catódicos, mantendo-se sobre a peça por períodos mais longos. Por ser mole, não afeta o comportamento em fadiga do substrato, desde que tomados os devidos cuidados com a desidrogenação após a eletro-deposição, e evitada a sua difusão para o interior do aço (PERES, 1996).

#### 3.4.4. Os revestimentos de cromo duro eletro-depositado

O revestimento de cromo duro é um escudo físico e não proporciona proteção catódica, possui micro-trincas resultantes de tensão superficial trativa em toda a sua camada (JONES, 1989), e reduz o limite de resistência à fadiga da peça recoberta (NASCIMENTO et al, 2001; TORRES, 2002). Essas micro-trincas coalescem para formar trincas de fadiga que penetram para o interior do metal base.

O uso do cromo duro na indústria aeronáutica se justifica quando se necessita de uma superfície dura que resista ao desgaste. Procura-se neutralizar o efeito danoso desse recobrimento sobre o comportamento em fadiga, através da aplicação do processo de *shot penning* (TORRES, 2001).

#### 3.4.5. Os revestimentos de níquel

O níquel é um revestimento que não oferece proteção catódica, dada a sua posição na série eletroquímica, mas não apresenta as micro-trincas encontradas no cromo, o que lhe dá a condição de um bom escudo físico.

A tensão interna da camada de níquel foi verificada pela primeira vez por Mills (1877). Ele galvanizou a esfera de um termômetro com níquel e mediu o aumento na altura da coluna de mercúrio, avaliando a contração da camada de níquel, para concluir que esta possuía nítidas tensões trativas.



O níquel químico é usado na indústria aeronáutica para recobrir peças fixas cuja superfície precisa ser dura, mas sem ser solicitadas como as peças recobertas com cromo duro.

### 3.4.6. Os revestimentos com ligas de zinco

Os primeiros revestimentos anti-corrosivos eram de zinco puro (VELICHENKO et al, 2000). Mais recentemente, os recobrimentos com ligas de zinco foram introduzidas para atender às solicitações da indústria automobilística (WILCOX & GABE, 1993). No caso da introdução de elementos de outras espécies metálicas no banho, surgiu a co-deposição por eletro-deposição de aditivos quimicamente dissolvidos no banho e mantendo o zinco como eletrodo de sacrifício.

As ligas de zinco foram adotadas porque apresentavam melhor resistência à corrosão do que o zinco puro. Os elementos aditivados ao zinco foram o alumínio, o cobalto, o ferro, o manganês, o estanho e o níquel, cada um recomendado para uma dada aplicação ou viabilidade econômica. Estas ligas foram recentemente introduzidas com sucesso na indústria automobilística, para proporcionar uma maior resistência à corrosão atmosférica. Inicialmente, as montadoras ofereciam garantias contra a corrosão perfurante por 4 a 7 anos, mas o objetivo era oferecer uma garantia de 10 anos, ou 161 mil km (SHARLES, 1989).

Em dias mais atuais, a garantia chegou a 10 anos para a corrosão perfurante e 5 anos para a corrosão cosmética, definida como aquela que cresce em paralelo aos riscos de pintura (KANAMARU et al, 1994), mesmo que as chapas tenham ficado mais finas e com montagens contendo regiões sem acesso às pinturas anti-corrosivas ricas em zinco. A busca por revestimentos superiores ao zinco ainda teria que atender aos requisitos da conformabilidade, da soldabilidade, da fosfatização, e do aspecto decorativo.

O zinco eletro-depositado atendeu aos requisitos acima e assim, foram investidos 650 milhões de dólares em cinco linhas de eletro-deposição norte-americanas. Tais linhas responderam com um salto de produção de algumas centenas

de milhares de toneladas/ano para 2,5 milhões de toneladas/ano de chapas zincadas (PANOSSIAN, 1991).

Entretanto, as camadas de zinco eletro-depositado não apresentavam bom acabamento acima de 3  $\mu\text{m}$ , pois apresentavam problemas no processo e de custo operacional. Nos anos 80, os pesquisadores que buscavam um revestimento alternativo ao zinco na faixa dos 8  $\mu\text{m}$  de espessura, apresentaram os revestimentos de nova geração, ou seja, as ligas de zinco como o zinco-níquel, o zinco-cobalto e o zinco-ferro. Por outro lado, legislações severas adotadas em certos países contra o cádmio resultaram no surgimento da liga de zinco-estanho (TECHSPOTLIGHT Sn-Zn alloy electroplates, 1991).

A ligas de zinco-alumínio com interesse comercial são encontradas com três níveis de alumínio, ou seja, 5%, 15% e 55% de alumínio (PORTER, 1990). A idéia de se aplicar o alumínio ao zinco se deve ao objetivo de formar ferro-alumínio no lugar da interface ferro-zinco. A interface ferro-alumínio inibe a formação da interface ferro-zinco, este último responsável pela fragilização do aço, visto que a exposição prolongada de peças zincadas a altas temperaturas resulta na difusão intergranular do zinco para o interior do aço.

A liga com 5% de alumínio é aplicada por imersão a quente. Esta liga apresentou resultados dos ensaios de corrosão (acelerados e de campo) com taxas de corrosão do revestimento cinco vezes menor que as taxas apresentadas pelo zinco puro por imersão a quente, e suas ductilidade e lubrificidade mostraram-se melhores que as do zinco eletro-depositado (ROMAN, 1989). O seu uso foi consagrado na indústria de construção civil (portas, telhas, caixilhos, etc.), mas sua má soldabilidade a impediu de ser adotada na indústria automobilística antes de se fazer acertos no valor da corrente elétrica das máquinas de solda.

A liga com 15% de alumínio foi a única a apresentar aplicabilidade prática dentro do intervalo entre 5% e 55% de alumínio, e mesmo assim, desde que aplicada por aspersão térmica, interessante para grandes estruturas que teriam que ser tratadas *in loco* (PORTER, 1990; KENDY, 1993). Seu melhor desempenho se deu em atmosferas poluídas e em águas doces ou marítimas. A sua proteção catódica e a sua taxa de corrosão são comparáveis às do zinco puro, e na grande maioria dos casos, este recobrimento recebe uma camada posterior de pintura.



A liga com 55% de alumínio recebe um aditivo de 1,5% de silício e foi desenvolvida pela Bethlehem Steel Corporation em 1960, entrando no mercado em 1976 (KENDY, 1993; MORCILLIO, 1994; PORTER, 1990). A sua deposição se dá pela imersão a quente em atmosfera não oxidante e sua espessura é da ordem de 25  $\mu\text{m}$ . Porcentagens maiores de alumínio resultaram na queda da proteção galvânica do aço, isto porque elevados níveis de alumínio resultam na formação da película de óxido de alumínio.

A presença de óxido de alumínio desconfigura o revestimento como protetor catódico e o faz atuar como escudo físico. Em atmosferas poluídas como as industriais e as marítimas, o revestimento apresentou uma taxa de corrosão igual ou um pouco inferior à do zinco puro, mas em atmosferas pouco poluídas como as rurais e urbanas, apresentou proteção catódica inferior à do zinco puro.

As ligas de zinco-ferro já são utilizadas há muito tempo, visto que os recobrimentos de zinco puro por imersão a quente produziam camadas intermediárias de zinco/ferro. Posteriormente, este fenômeno foi deliberadamente aproveitado sob a forma de tratamento térmico após o revestimento de zinco puro, com o aumento da temperatura até 460-520°C por alguns segundos (CARVALHO et al, 1994).

As ligas de zinco-ferro podem ser obtidas com várias composições, desde 0,1% até 99% de ferro, cada composição apresentando uma particularidade. Para chapas tratadas e pintadas, verificou-se que a máxima resistência à corrosão era obtida entre 10% e 30% de ferro, enquanto para teores acima de 30%, a camada deixa de oferecer proteção catódica (MIURA et al, 1983). Para teores de 80% de ferro, a corrosão perfurante torna-se comparável à do aço sem revestimento. Por outro lado, a aderência úmida de pintura aplicada sobre recobrimentos com teores abaixo de 40% de ferro é inadequada (WATSON, 1988), tornando-se adequada acima de 60% de ferro (NOMURA et al, 1983).

A indústria de recobrimentos apresenta uma versão comercial da liga zinco-ferro com 0,3% a 0,9% de ferro (ZINCROLYTE ncz 191, 2000), cujo único cuidado recomendado é a aplicação de cromato após a eletrodeposição, sem pintura posterior.

As ligas de zinco-níquel tem sido as mais promissoras no que se refere à proteção catódica e suas variações tem sido estudadas, inclusive com a adição de



outros elementos. Estas ligas já eram usadas desde 1905 (HSU, 1984), obtidas pela eletro-deposição prévia de uma camada de zinco, seguida de uma de níquel. Um tratamento térmico de difusão resultava na liga desejada (DINI, 1977; PORTER, 1990).

A partir de 1980, a indústria automobilística exigiu chapas mais resistentes à corrosão, o que resultou na composição anualmente mais usada, com 12% de níquel e espessura de 3  $\mu\text{m}$ . Sua obtenção foi industrialmente viabilizada pela eletro-deposição por co-deposição, podendo ser feita em banho ácido ou alcalino.

Experimentos de voltametria feitos por Silmar e colaboradores (SILVA et al, 1994) mostraram que a qualidade do recobrimento de zinco-níquel não depende sensivelmente da composição química do substrato, mas que a composição do recobrimento depende do valor do potencial aplicado durante a deposição.

A sua resistência à corrosão e o seu tempo de proteção são funções do teor de níquel na liga. O fator de proteção aumenta com a porcentagem de níquel, sendo obtido o melhor resultado entre 12% e 16% de níquel, onde a taxa de corrosão da liga é cerca de cinco vezes menor que a do zinco puro (AMARAL & WOJCIECHOVSKI, 1992; WATSON, 1988).

No que se refere à dureza das ligas de zinco-níquel, os teores de 5% a 15% de níquel resultam em revestimentos mais dúcteis, apresentando valores de 200 a 460 HV para 12% de níquel (KELLER et al, 1985), enquanto que a 20% de níquel, a camada apresenta alto limite de resistência, mas com fragilidade (BAKER & HOLDEN, 1985). Deve ser observado que o zinco puro eletro-depositado apresenta uma dureza de 35 a 125 HV.

A dureza mais alta dos revestimentos de zinco-níquel exige que as matrizes usadas para a estampagem de chapas tratadas com zinco-níquel sejam diferentes das convencionais, mesmo que o coeficiente de fricção desta liga seja mais baixo que o do zinco puro (KELLER et al, 1989).

Quanto à facilidade de receber pintura, as opiniões se dividem entre existir uma aderência igual à do aço (MIURA et al, 1983; WATSON, 1988) e existir uma aderência inferior à do aço (TWO-LAYER electroplating..., 1983). Os adeptos da segunda opinião recomendam a deposição de múltiplas camadas, com mais níquel abaixo e com menos níquel acima, seguida de cromato, cuja aderência é melhor sobre



a camada de baixo níquel.

Há ainda a afirmação de que a adição de titânio, cobalto, alumínio ou magnésio ajuda a melhorar a propriedade de receber pintura (WATSON, 1992). Esta afirmação tem sido testada, e resultou em patentes de ligas de zinco-níquel adicionadas de cromo e óxido de cromo, cobalto, alumínio e titânio (PORTER, 1990), sendo que a liga aditivada com cobalto é produzida em escala comercial (SAITO et al, 1985).

As ligas de zinco-cobalto são eletro-depositadas, e recebem teores de cobalto de 0,6% até 1%, visto que as propriedades do revestimento não sofrem alterações significativas para porcentagens superiores de cobalto (SHARLES, 1989).

As ligas de zinco-manganês possuem basicamente duas fases. Uma é a fase  $\epsilon$ , de Zn/Mn com estrutura hexagonal, e a outra é a fase  $\gamma$  - Mn, uma solução sólida de manganês de estrutura tetragonal. As ligas com 20% a 30% de manganês são constituídas quase exclusivamente da fase  $\epsilon$  de Zn/Mn. A partir desta concentração de manganês, começa a surgir a fase  $\gamma$  - Mn. Por fim, ligas com manganês acima de 60% apresentam a predominância da fase  $\gamma$  - Mn (HARA et al, 1987).

Testes de névoa salina com as várias ligas de zinco-manganês aplicadas sobre aço apresentaram diferentes períodos para o aparecimento de corrosão vermelha (corrosão do substrato), cujo comportamento é esboçado na ilustração 3.30. Desta ilustração, pode ser observado que a melhor proteção anti-corrosiva se estabiliza em seu valor ótimo a partir de 40% de manganês. Este comportamento sugere que a fase  $\gamma$  - Mn é a responsável pela ação anti-corrosiva do manganês na liga (HARA et al, 1987).

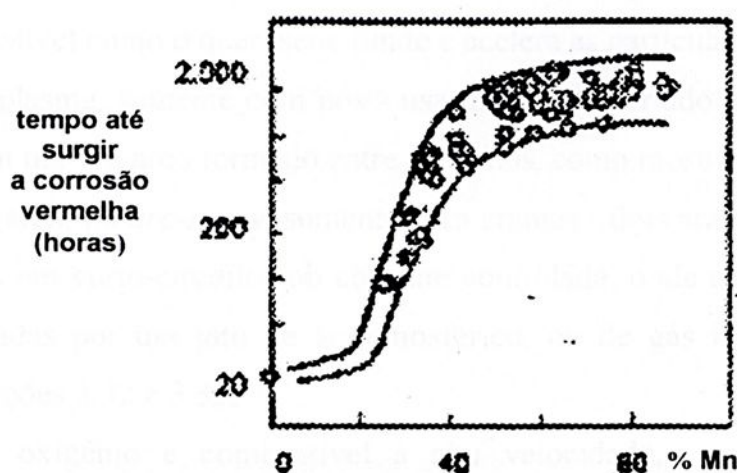


Ilustração 3.30 (1) - Tempo de aparecimento da corrosão vermelha em função do teor de manganês nos ensaios de névoa salina (HARA et al, 1987).

As ligas de zinco-estanho podem ser obtidas por eletro-deposição ou por deformação mecânica. Atualmente, a eletro-deposição é feita com banhos alcalinos não cianetados (não tóxicos), e de fácil controle. Os melhores resultados com a soldabilidade e com a resistência à corrosão, são obtidos com 70% a 80% de estanho. Estas ligas foram introduzidas em 1940, basicamente para substituir o cádmio (MOLLER & LEISNER, 1996; PORTER, 1990; SUCH, 1961).

A literatura apresenta farto material quanto aos aspectos químicos dos recobrimentos baseados no zinco e suas ligas, inclusive sobre os banhos de eletro-deposição para as suas ligas (ALFANTAZI & ERB, 1996; ASHIRU & SHIROKOFF, 1996; COLEMAN et al, 1998; JENSEN et al, 1998; PANOSSIAN, 1996; ZHONGDA et al, 1996), mas apresenta pouquíssimo material sobre os seus comportamentos em fadiga (AMORIM et al, 2002).

Estas ligas foram introduzidas em 1940, basicamente para substituir o cádmio (MOLLER & LEISNER, 1996; PORTER, 1990; SUCH, 1961).

### 3.4.7. Os revestimentos aplicados por aspersão térmica

A aspersão térmica pode ser feita por quatro processos, cujo ponto em comum é o arremesso de fragmentos de matéria fundida sobre um substrato frio (Metalisation, 1997):

- 1- jato de chama com pós ou arames - usa uma pistola onde a queima de um combustível como o querosene funde e acelera as partículas;
- 2- jato a plasma, somente com pós - usa um plasma criado a partir de um gás inerte que flui por um arco formado entre eletrodos, como mostra a ilustração 3.31;
- 3- jato a arco, ou *arc-spray*, somente para arames - dois arames do mesmo metal são postos em curto-circuito sob corrente controlada, onde as partículas fundidas são arrastadas por um jato de ar atmosférico, ou de gás inerte, como mostram as ilustrações 3.32 e 3.33;
- 4- jato a oxigênio e combustível a alta velocidade, somente para pós - um combustível e o oxigênio são misturados e queimados para produzir alta pressão



numa câmara, resultando na alta velocidade de escape do produto da queima, cerca de 1500 m/segundo - ilustração 3.34.

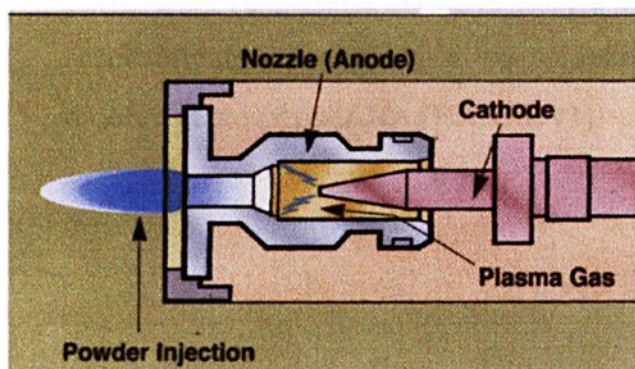


Ilustração 3.31 (1) - Esquema do jato a plasma.  
(fonte: Metallisation Limited)

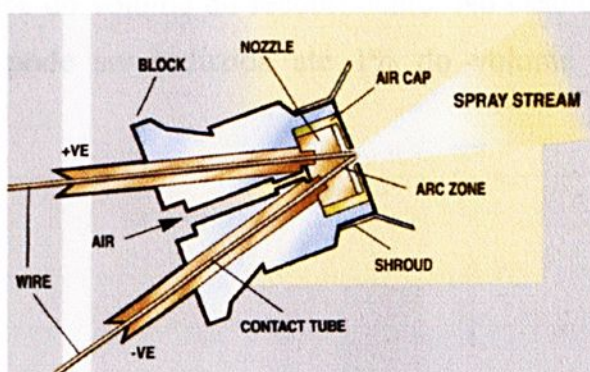


Ilustração 3.32 (2) - Esquema do jato a arco.  
(fonte: Metallisation Limited)

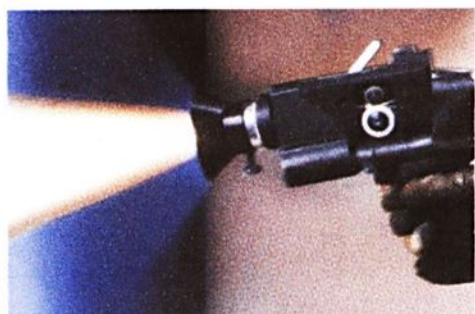


Ilustração 3.33 (3) - Jato a arco em operação.  
(fonte: Metallisation Limited)

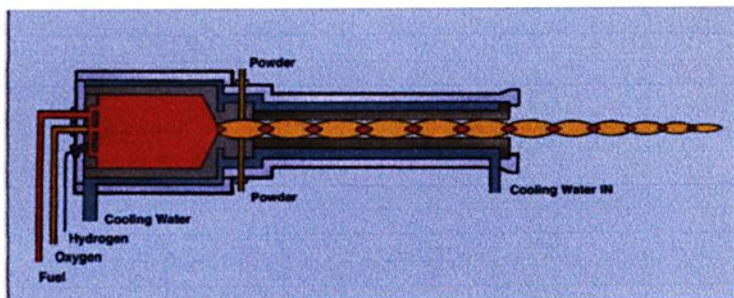


Ilustração 3.34 (4) - Esquema do jato a alta velocidade.  
(fonte: Metallisation Limited)

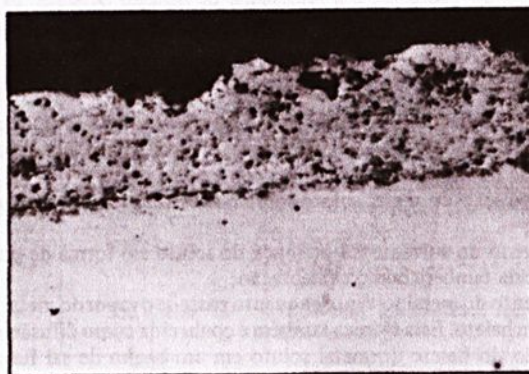
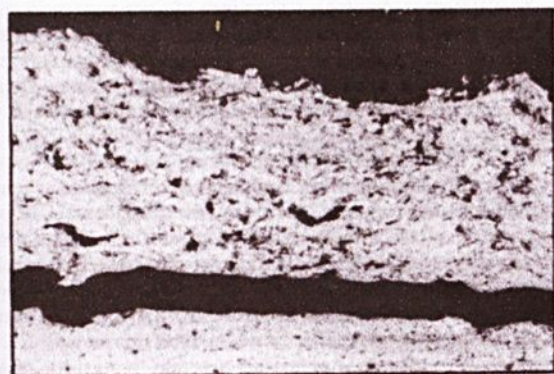


Ilustração 3.35 (6) - Microestrutura de revestimentos de alumínio jateado (a) a arco e (b) por plasma (RAMANATHAN, 1991).

A superfície do material aplicado por aspersão térmica é rugosa e porosa, conforme mostra a ilustração 3.35 (RAMANATHAN, 1991).

A porosidade do recobrimento dependerá do modo de aplicação e dos

parâmetros adotados no processo de aspersão térmica. No caso do jato a arco, a porosidade representa cerca de 10% a 15% do volume do recobrimento. No caso dos recobrimentos a plasma, a porosidade pode ser reduzida até 1% do volume do recobrimento (RAMANATHAN, 1991).





## 4. MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

### 4.1. LINHAS GERAIS

Para se alcançar os objetivos propostos, foi necessário ter:

- 1) pleno domínio sobre o comportamento em fadiga dos corpos de prova (cdps) feitos do aço 3NCD16, a ser recoberto, doravante também chamado de metal base;
- 2) conhecimento dos efeitos dos recobrimentos de cádmio sobre o comportamento em fadiga de cdps; os cdps recobertos com cádmio convencional e com cádmio não fragilizante servirão como referência para comparação com os recobrimentos alternativos;
- 3) conhecimento dos efeitos dos recobrimentos de cromo duro e de níquel químico sobre o comportamento em fadiga dos corpos de prova; o recobrimento de cromo duro também servirá como referência adicional, visto que existem informações disponíveis sobre o comportamento em fadiga de cdps feitos com aço ABNT 4340 revestidos com este metal (TORRES, 2002); o recobrimento de níquel químico também é adotado pela indústria aeronáutica e serve como uma referência nos mesmos moldes do recobrimentos de cromo duro;
- 4) conhecimento dos efeitos dos recobrimentos alternativos sobre o comportamento em fadiga dos corpos de prova; os recobrimentos alternativos são descritos mais adiante;
- 5) conhecimento da variação do comportamento em fadiga dos cdps recobertos, decorrentes do ataque corrosivo;
- 6) conhecimento da morfologia da zona de nucleação de trincas, para os vários casos estudados.

Com o tratamento dos resultados obtidos, obteve-se um conjunto de dados que permitiram o arranjo classificatório dos recobrimentos alternativos testados.



## 4.2. MATERIAIS

### 4.2.1. O metal base

O metal base usado foi o aço 35NCD16. Este aço é apresentado pelas empresas de fornecimento de metais para aplicação em ferramentas para corte e em peças de transmissão, para armamentos, em energia nuclear, em medicina, e em conectores (ETS-CHAPUIS, 2003; ULTRATECH..., 2003). A empresa ETS-CHAPUIS (2003) o caracteriza como sendo de alta resistência à fadiga. Esse aço também é oferecido por fornecedores específicos para a indústria aeroespacial (AIR..., 2003a; PURE..., 2003).

O aço 35NCD16 é quimicamente composto de 0,35% C, 3,85 Ni, 1,18% Cr, 0,45% Mn, 0,35% Mo, e com um limite máximo de 0,40% de Si (STELL 35NCD16, 2003). Surge também a composição de 0,30-0,37% C, 3,70-4,20% Ni, 1,60-2,00% Cr, 0,30-0,60% Mn, 0,30-0,50% Mo, 0,10-0,40 Si, e os limites máximos de 0,030% P e de 0,025% S, na qualidade de similar do aço 4S28 (AIR..., 2003b). Além da designação francesa 35NCD16, este aço recebe as designações 835M30 na Grã Bretanha, 1.6747 W-Nr ou 30NiCrMo16-6 DIN na Alemanha, e F1260 na Espanha, não havendo designações na Itália, EUA, e no Japão (WEST..., 2003).

O aço 35NCD16 usado neste trabalho foi fornecido pela EMBRAER-Liebherr, em 21 barras cilíndricas de 20 mm de diâmetro e 1,5 m de comprimento cada, totalizando 31,5 m. Cada barra permitiu a extração de nove cdps, que corresponde a um estoque hipotético de 189 cdps para suprir todos os ensaios de fadiga. O aço foi entregue para este trabalho nas mesmas condições em que a EMBRAER-Liebherr o recebe do fornecedor, ou seja, trefilado e recozido.

### 4.2.2. Os recobrimentos anti-corrosivos

Os recobrimentos anti-corrosivos adotados neste trabalho foram escolhidos dentre aqueles disponíveis no mercado brasileiro. Cada um desses





recobrimentos está detalhado mais adiante, nos tópicos dos procedimentos experimentais.

A EMBRAER-Liebherr forneceu os recobrimentos eletro-depositados de cádmio e de cromo duro, e o recobrimento de níquel químico, todos eles de uso corrente em seus produtos. A Enthone-OMI forneceu os recobrimentos eletro-depositados de zinco-cobalto e de zinco-níquel, ambos de sua linha comercial de suprimento para várias empresas. A Comersul forneceu os recobrimentos jateados a arco de zinco, de alumínio e da liga níquel 95% - alumínio 5%, todos constituídos a partir de arames. Todas as empresas citadas prestaram seus serviços sem cobrar, nem discriminar os custos envolvidos.

### 4.3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

#### 4.3.1. As medidas de dureza, os ensaios de tração, e a análise química

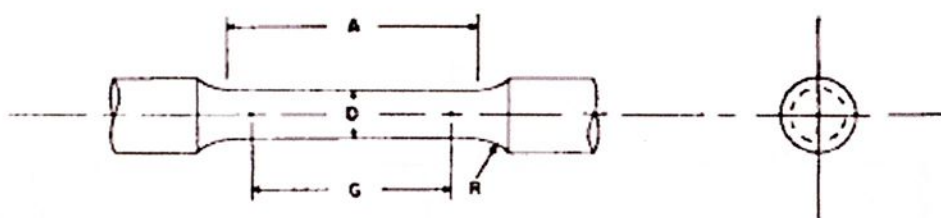
A medida de dureza do aço 35NCD16 foi feita para permitir a escolha de uma ferramenta adequada para a usinagem dos cdp's, e para definir o programa de usinagem em tornos CNC.

Os ensaios de tração foram necessários para a determinação do limite de escoamento do aço 35NCD16, na dureza em que este foi fornecido. Este parâmetro é importante para a escolha dos níveis da tensão máxima a serem aplicados durante os ensaios de fadiga por flexão rotativa.

Foram usinados e ensaiados sob tração, três cdps conforme a norma ASTM E 8M, como mostra a ilustração 4.1.

Não foi feito qualquer tratamento térmico após a usinagem dos três cdps, para que estes apresentassem o mesmo comportamento mecânico dos cdps usinados para os ensaios de fadiga por flexão rotativa, que também não receberam tratamentos térmicos após a sua usinagem. A ilustração 4.2. mostra os três cdps prontos para os ensaios de tração. Os ensaios de tração foram realizados numa máquina de tração EMIC, modelo MEM 10.000, do Laboratório de Materiais da FEG/UNESP.





A - comprimento da seção reduzida = 36 mm

D - diâmetro =  $6,0 \pm 0,1$  mm

G - comprimento da seção de ensaio =  $30,0 \pm 0,1$  mm R - raio de adoçamento = 6 mm (mínimo)

Ilustração 4.1 <sup>(1)</sup> - Esquema de um cdp para ensaios de tração, segundo a norma ASTM E 8M.

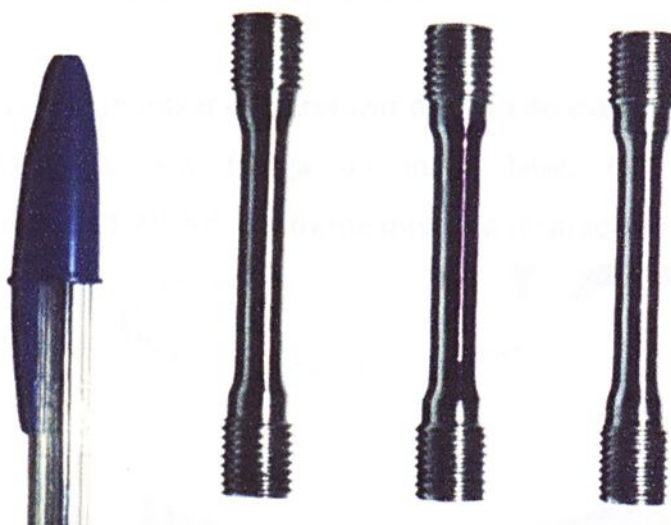


Ilustração 4.2 <sup>(2)</sup> - Cdps para ensaios de tração.

Foram feitas duas análises químicas do aço 35NCD16, no DEMAR/FAENQUIL, para verificar se o material fornecido estava de acordo com as especificações da norma AIR 9160/c. Estas análises foram feitas num espectrofotômetro de emissão atômica com plasma indutivamente acoplado (ICP-OES) no DEMAR/FAENQUIL.

#### 4.3.2. A confecção dos corpos de prova para fadiga por flexão rotativa

Foram usinados cinco lotes de cdp's para ensaios de fadiga por flexão rotativa, seguindo as especificações do fabricante da máquina de fadiga usada nos ensaios, ilustração 4.3. A usinagem foi feita em um torno CNC ROMI, modelo Centur 305, na FEG/UNESP. Houve uma perda de 3% nas operações de usinagem.



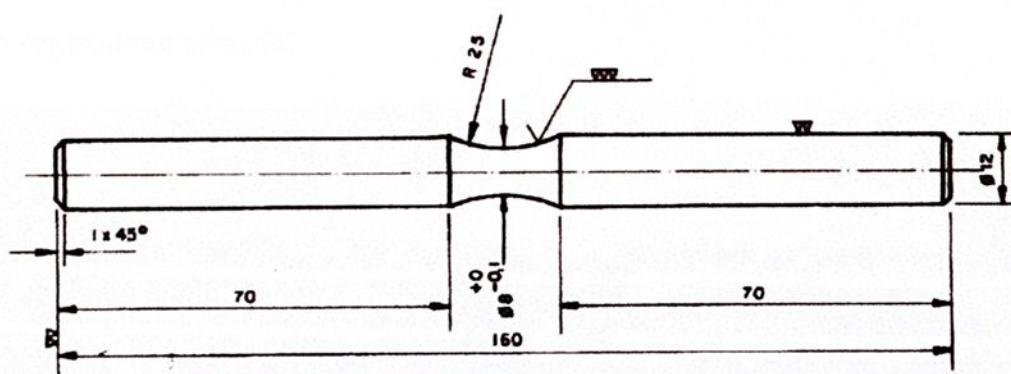


Ilustração 4.3 (1) – Esquema dos cdps para ensaios de fadiga por flexão rotativa.

Visando minimizar e padronizar o efeito do estado da superfície dos cdps sobre o comportamento em fadiga do metal base, foi feito o acabamento individualizado, na FEG/UNESP, conforme mostra a ilustração 4.4.

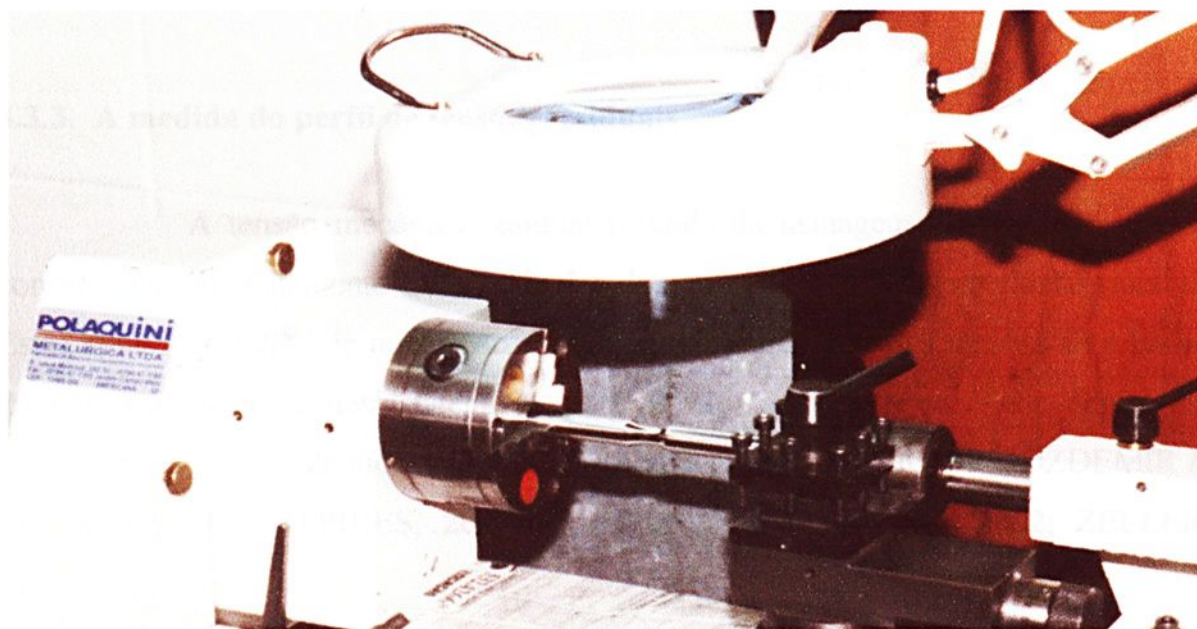


Ilustração 4.4 (2) - Lixamento e polimento da parte central dos cdps.

O processo de lixamento foi efetuado da granulometria 400 à granulometria 1000, até que todas as marcas deixadas durante a usinagem pela ferramenta de corte fossem eliminadas. Foi tomado o cuidado de não se ultrapassar o limite inferior do diâmetro mínimo do cdp. Após a operação com as lixas, foi feito um polimento final com alumina. Os cdps prontos para os ensaios e para receber os recobrimentos estão mostrados na ilustração 4.5. Foi feita a medida da rugosidade da superfície desses cdps, usando-se um rugosímetro portátil Mitutoyo, modelo Surf Test

301. Foram colhidos os valores das rugosidades médias,  $R_a$  e  $R_z$ , rugosidade máxima,  $R_y$ , e da rugosidade total,  $R_t$ .

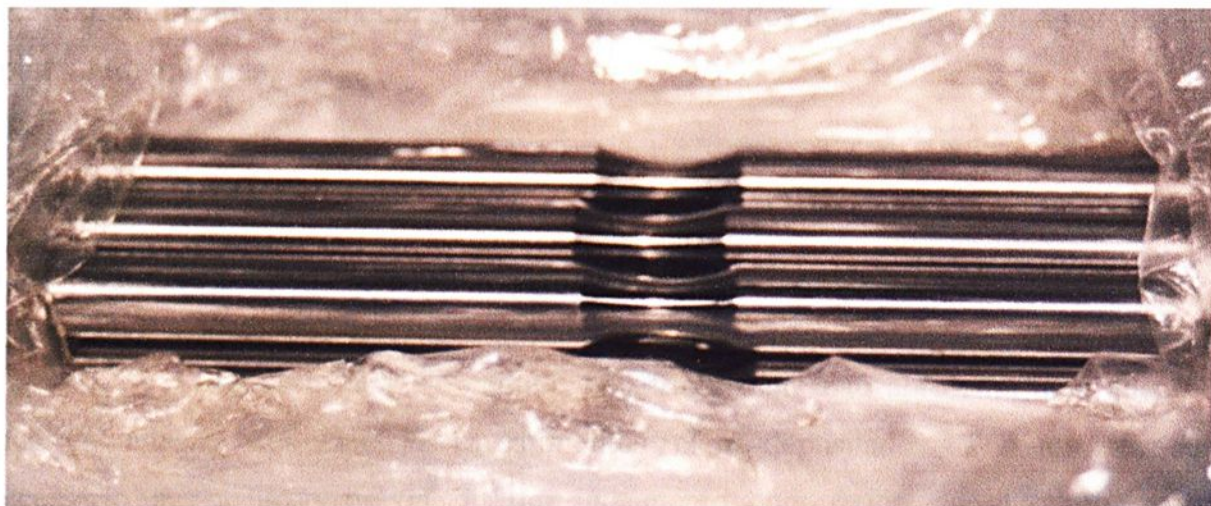


Ilustração 4.5 <sup>(3)</sup> – Cdps prontos para os ensaios de fadiga ou para os recobrimentos.

#### 4.3.3. A medida do perfil de tensões residuais

A tensão mecânica residual oriunda da usinagem deve ser levada em consideração no tratamento dos resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa. Estas atuam na região de nucleação das trincas, mesmo que estas tensões se relaxem durante o processo de desidrogenação, para os cdps recobertos por eletro-deposição, ou durante os ensaios de fadiga por flexão rotativa (BOMAS et al, 1993; ÖZDEMIR & EDWARDS, 1997; TORRES, 2002; TORRES & VOORWALD, 2002; ZELLER, 1993).

O perfil das tensões residuais foi obtido pela tensometria por raios-x, realizada no Laboratório de Raios-x, COPPE, conforme está descrito na revisão bibliográfica. Foram feitas nove medidas da tensão residual em um cdp virgem de fadiga por flexão rotativa, de aço 35NDC16 não recoberto e com a superfície polida, desde a superfície até a profundidade de 300  $\mu\text{m}$ , com intervalos regulares de 25  $\mu\text{m}$  entre cada medida.

Para se fazer a medida da tensão residual em cada profundidade, foi feita a corrosão eletrolítica do aço, para que a camada sob tensão a ser irradiada ficasse exposta. As camadas sucessivamente retiradas ocuparam uma região quadrada de 3



mm de lado, na região do cdp onde o diâmetro é mínimo.

A tensão mecânica residual foi medida na direção axial do cdp, ou seja, na mesma direção daquela em que a tensão máxima dos ensaios de fadiga por flexão rotativa foi aplicada.

#### **4.3.4. A aplicação de jateamentos para ancoramento mecânico de revestimentos**

O recobrimento de cádmio não fragilizante não apresenta uma adesão igual à adesão dos demais revestimentos eletro-depositados. Portanto, faz-se necessário a aplicação prévia de um jateamento com óxido de alumínio, para introduzir uma rugosidade superficial que proporcione a adesão do recobrimento por ancoramento mecânico. Como a rugosidade superficial do aço altera o comportamento em fadiga dos cdps, perde-se a referência do comportamento em fadiga dos cdps recobertos com cádmio não fragilizante, ou seja, não se saberá dizer se eventuais mudanças no comportamento em fadiga de cdps recobertos com cádmio não fragilizante devem ser atribuídas ao revestimento ou à rugosidade da superfície do cdp.

Portanto, submeteu-se um lote de 12 cdps de superfície polida ao jateamento com óxido de alumínio, nas mesmas condições daquelas usadas no pré-tratamento do processo de eletro-deposição de cádmio não fragilizante da EMBRAER-Liebherr, visto que este processo faz parte de sua rotina industrial, ou seja, mash 90, a 621 KPa (90 Psi).

Após o jateamento, foi feita a medida da rugosidade superficial obtida, usando-se um rugosímetro portátil Mitutoyo, modelo Surf Test 301. Foram colhidos os valores das rugosidades médias,  $R_a$  e  $R_z$ , rugosidade máxima,  $R_y$ , e da rugosidade total,  $R_t$ . A ilustração 4.6 mostra dois cdps jateados em sua parte central com óxido de alumínio.

Pelas mesmas razões, também foi feito o jateamento de um outro lote de 12 cdps virgens de superfície polida, desta vez com granalha de aço, cujo resultado é visto na ilustração 4.7.



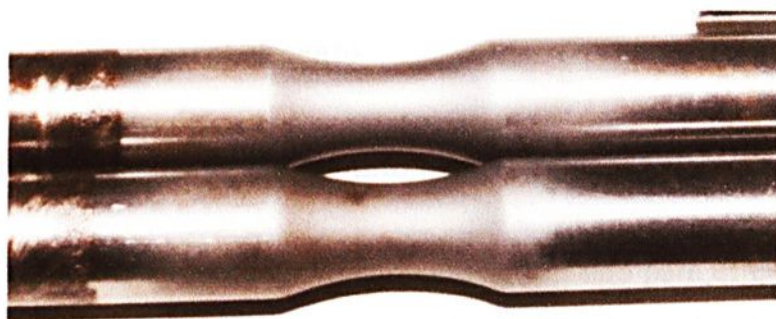


Ilustração 4.6 (1) - Cdp's jateados com óxido de alumínio.

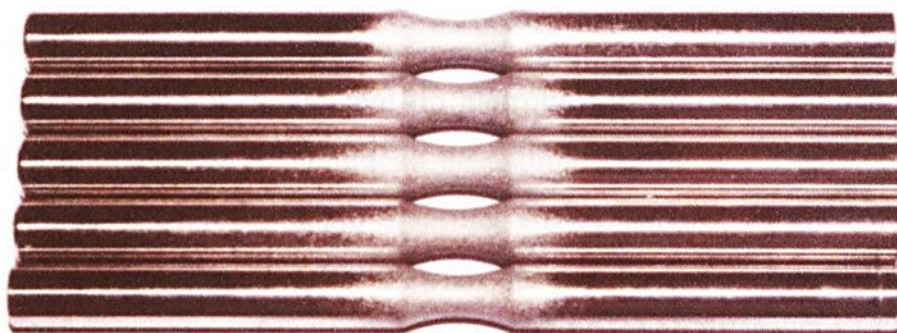


Ilustração 4.7 (2) - Cdp's jateados com granalha de aço.

As granalhas são vistas com detalhes na ilustração 4.8, e se aplicam nos casos do preparo para os recobrimentos feitos com jato a arco. O jateamento com granalhas foi feito na parte central dos cdps, numa máquina convencional manual de jato de areia, do Laboratório de Aspersão Térmica da FEI. Após o jateamento com granalhas de aço, foi feita a medida da rugosidade da superfície obtida, usando-se um rugosímetro portátil Mitutoyo, modelo Surf Test 301. Foram colhidos os valores das rugosidades médias, Ra e Rz, rugosidade máxima, Ry, e da rugosidade total, Rt.

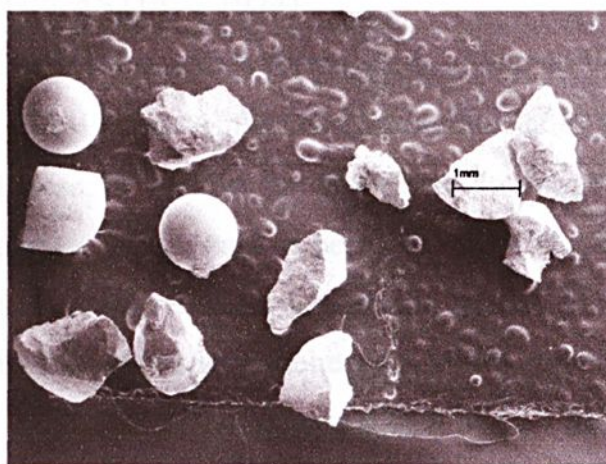


Ilustração 4.8 (3) - Morfologia das granalhas vistas por MEV (30 X).



#### 4.3.5. Os processos de recobrimento

##### 4.3.5.1. Cádmio convencional e cádmio não fragilizante eletro-depositados

O termo cádmio convencional é aqui usado para diferenciá-lo do cádmio não fragilizante. O cádmio convencional é eletro-depositado através de um banho alcalino cianídrico, dissolvendo-se óxido de cádmio em cianeto de sódio para se obter o complexo de cianeto de sódio-cádmio, cuja concentração metálica gira em torno de 1 g por litro.

Durante a montagem do eletrólito, o hidróxido de sódio que se forma provoca o aumento da concentração de cádmio até 40 g por litro, o que melhora a condutividade elétrica do banho e resulta em densidades de corrente maiores, entre dois e três A/dm<sup>2</sup>. O rendimento elétrico pode ir desde 60%, para 7 g de cádmio por litro, até 96%, para 45 g de cádmio por litro (GALVANOPLASTIA..., 1974).

Barras de cádmio suspensas e ligadas à fonte elétrica atuam como anodos, enquanto as peças de aço atuam com catodo. Há a recomendação de se usar agitadores e refrigeração para o banho (METAL..., 1989).

O cádmio não fragilizante é eletro-depositado em banhos ácidos, visto que a fragilização por hidrogênio decorrente desses banhos é muito menor que a fragilização resultante de um banho alcalino. O banho ácido é usado preferencialmente para recobrir aços de alta resistência temperados (METAL..., 1989). Os eletrólitos mais usados são à base de fluorborato e apresentam um rendimento elétrico de quase 100% (GALVANOPLASTIA..., 1974).

Os dois recobrimentos foram realizados pela EMBRAER-Liebheer, com camadas entre 8 µm e 13 µm. Ambas as eletro-deposições foram feitas nas linhas de cadmiação da empresa, e incluiu os processos de limpeza prévia e de lavagem posterior, rotineiramente usados para as peças de sua produção.

Após as eletro-deposições, foram feitos os tratamentos térmicos de desidrogenação pela EMBRAER-Liebheer, a 190°C por 8 horas para o cádmio convencional, e a 190°C por 23 horas para o cádmio não fragilizante, em um forno de atmosfera controlada. A temperatura e os tempos adotados para o tratamento térmico dos cdps para fadiga por flexão rotativa foram os mesmos que os adotados pela

empresa para a desidrogenação das peças usinadas e eletro-depositadas em suas rotinas de produção.

A aplicação da camada de cromato foi posterior ao tratamento de desidrogenação, para que não houvesse o trincamento do filme de cromato. A deposição do cromato foi feita pela imersão dos cdps em um banho morno de uma solução aquosa contendo cromo, seguindo também as rotinas da EMBRAER-Liebheer para os seus produtos de linha.

O revestimento de cádmio convencional apresenta um acabamento branqueado e liso, e com boa aderência ao substrato. Após receber a sobre-camada de cromato, fica com aspecto dourado brilhante, ou amarelo escuro fosco, ilustração 4.9.

Devido ao fato de apresentar má aderência ao substrato, o recobrimento de cádmio não fragilizante recebeu um jateamento prévio com óxido de alumínio, com mash 90, a 621 KPa (90 Psi). O revestimento de cádmio não fragilizante apresenta um aspecto fosco, e não esconde a rugosidade oriunda do jateamento com óxido de alumínio, ilustração 4.9.

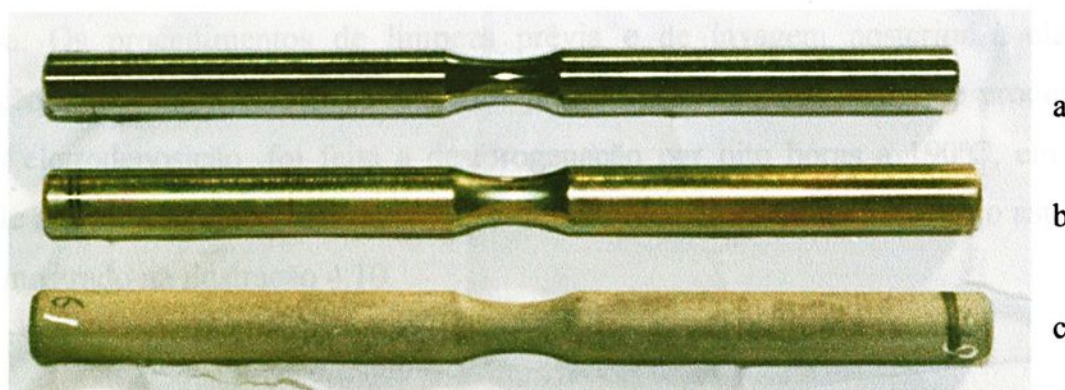


Ilustração 4.9 (4) - a) cdp não recoberto; b) cdp com cádmio convencional; c) cdp com cádmio não fragilizante.

#### 4.3.5.2. Cromo duro

Todos os passos do processo de recobrimento dos cdps com cromo duro foram feitos na linha de eletro-deposição da EMBRAER-Liebherr, e seguiu os mesmos procedimentos adotados pela empresa para os seus produtos de linha, desde a limpeza prévia, até a cromatação e a lavagem final.

A eletro-deposição de cromo duro ficou restrita à parte central dos cdps,



visto que a eficiência elétrica do processo é baixa, nunca acima de 27%, e exige altas densidades de corrente, sempre acima de  $20 \text{ A/dm}^2$  (GALVANOPLASTIA..., 1974).

O anodo é constituído de barras não solúveis de chumbo-estanho, com uma relação de áreas anodo/peça entre 0,75 e 3, visto que o cromo a ser eletro-depositado é fornecido ao banho sob a forma de ácido crômico (METAL..., 1989). As peças de aço a serem recobertas atuam com catodo. A baixa eficiência elétrica do processo se deve ao fato de o potencial eletroquímico do cromo ser próximo ao do hidrogênio, fazendo com que a corrente aplicada seja dividida entre deposição do cromo e a evolução do hidrogênio junto à peça, sendo que a maior parte da energia elétrica é gasta para a evolução do hidrogênio. Quanto maior for a densidade de corrente, maior será o teor de hidrogênio formado e absorvido pela camada de cromo em formação. O aumento da temperatura do banho implica na queda do teor de hidrogênio no cromo (GALVANOPLASTIA..., 1974).

A camada de cromo duro eletro-depositada foi de  $150 \mu\text{m}$  de espessura, camada esta igual às camadas adotadas pela empresa para os produtos de linha da empresa. Os procedimentos de limpeza prévia e de lavagem posterior à eletro-deposição foram os mesmos dos adotados pela empresa em sua rotina de produção. Após a eletrodeposição, foi feita a desidrogenação por oito horas a  $190^\circ\text{C}$ , em um forno de atmosfera controlada. Por fim, foi feita a cromatização da peça, cujo aspecto final é mostrado na ilustração 4.10.

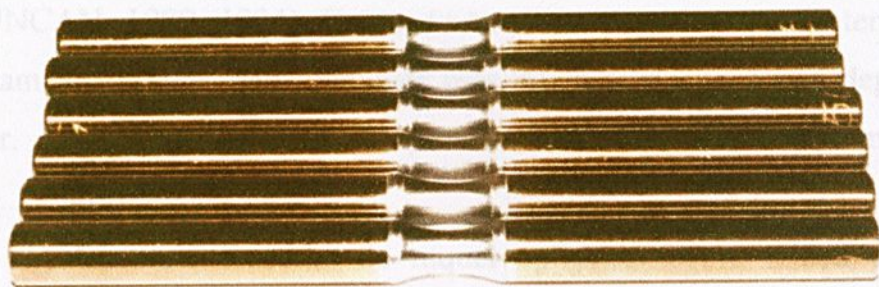


Ilustração 4.10 (5) – Cdps recobertos na parte central com cromo duro.

#### 4.3.5.3. Níquel químico

Em geral, o níquel é depositado sob outras camadas de cromo, ou de cobre, visto que abaixo de  $25 \mu\text{m}$ , a sua porosidade prejudica a proteção anti-



corrosiva. Acima dessa espessura, a porosidade deixa de comprometer a proteção anti-corrosiva e o níquel pode ser depositado sem a adição de sobre-camadas (GALVANOPLASTIA..., 1974).

O níquel químico é caracterizado pela deposição sem eletrodos e sem correntes elétricas, mas pelo mergulho da peça a ser recoberta numa solução aquosa aquecida entre 88°C e 96°C, contendo sais de níquel, como o cloreto de níquel, e um agente redutor, como o hipofosfito de sódio, que atua como doador de elétrons para o íon de níquel a ser depositado (METAL..., 1989). O sal de níquel é reduzido na presença de um catalisador metálico, que é a própria peça a ser recoberta, produzindo um revestimento de alta dureza de uma liga de níquel, contendo de 4% a 12% de fósforo (ASM, AMERICAN... 1975). Os catalisadores para a deposição do níquel químico são o ferro, o cobalto, o cobre, o cromo e o vanádio (METAL..., 1989). Os revestimentos de níquel químico resistem à corrosão e ao desgaste, e podem ser aplicados na recuperação de peças gastas (RIBBE et al, 1971).

Além da limpeza convencionalmente aplicada para peças eletro-depositadas, o pré-tratamento superficial da peça a ser recoberta exige uma pré-camada contendo chumbo, estanho, cádmio ou zinco, para impedir a contaminação do banho pelo ferro oriundo do aço (RIBBE et al, 1971).

O níquel químico apresenta tensões internas residuais após a deposição, cujo valor depende da porcentagem de fósforo na liga, conforme mostra a ilustração 4.11 (DUNCAN, 1989, 1994). Dessa ilustração, observa-se que as tensões residuais não chegam a 50 MPa, para qualquer teor de fósforo que a liga depositada possa apresentar. As tensões residuais compressivas são benéficas e podem ser mantidas (METAL..., 1989).

Depósitos espessos de níquel aplicados sobre o aço podem reduzir sensivelmente a vida em fadiga do composto aço-recobrimento. A queda na resistência à fadiga é influenciada pela dureza e resistência do aço, e pela espessura e pelas tensões internas do recobrimento. A recuperação da resistência à fadiga do conjunto pode ser feita através do aumento da dureza e resistência do aço e do alívio das tensões internas do recobrimento, além do processo de *shot peening* do substrato antes da deposição (METAL..., 1989).



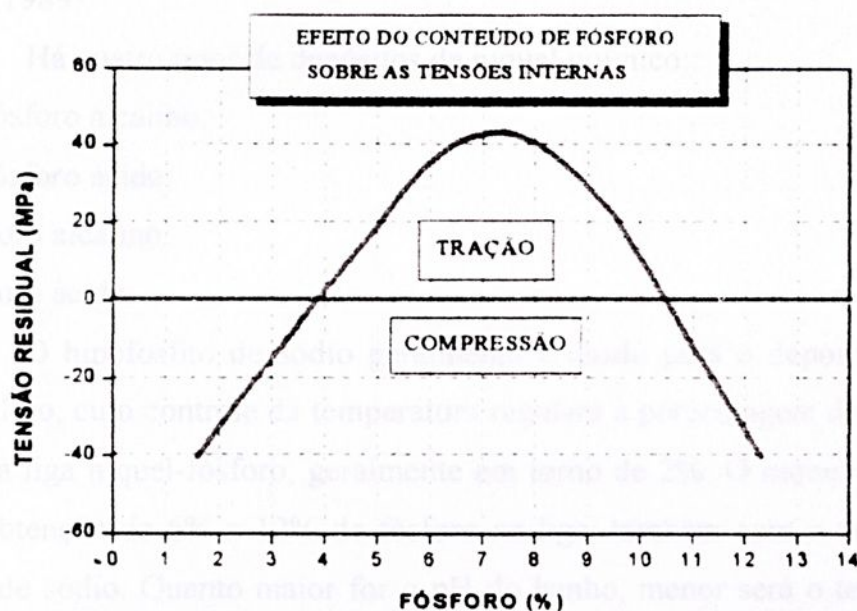


Ilustração 4.11 (6) - Comportamento da tensão residual interna do níquel químico, em função do teor de fósforo na liga depositada, segundo Duncan (1989) (fonte: M. P. do Nascimento).

A dureza da camada depositada pode ser medida na escala Vickers, normalmente com uma carga de 0,9 N (100 gf). A dureza do níquel fosforoso pode variar entre 500 e 600 VHN, e pode ir até 950 VHN através de um tratamento térmico a 400 °C, por uma hora (METAL..., 1989). A espessura pode ser medida com um micrômetro, para espessuras acima de 125  $\mu\text{m}$ , ou através métodos alternativos como o exame metalográfico da seção transversal, segundo a norma ASTM B 487, a medida por meio magnético, segundo a norma ASTM B530, ou pelo método coloumétrico, segundo a norma ASTM B 504. A adesão do níquel com o substrato costuma exceder a resistência à tração do metal mais fraco (METAL..., 1989).

Do ponto de vista da regularidade de espessura da camada, o níquel químico não é submetido a um campo elétrico irregular que dependa da geometria da peça. Desta forma, não existem pontos de concentração do campo elétrico, nem efeitos de ponta, que resultam em deposição localizada mais espessa. Pontas e furos recebem camadas da mesma espessura.

O controle da deposição ocorre através do monitoramento da temperatura, do pH e das concentrações do íon e do redutor. Para o níquel químico alcalino, pode-se trabalhar entre 26 °C e 96 °C, com pH entre 8.5 e 14.0. Para o níquel químico ácido, pode-se trabalhar entre 77°C e 93°C, com pH entre 4.4 e 5.2.

(METAL...,1989).

Há quatro tipos de depósitos de níquel químico:

- 1 - níquel-fósforo alcalino;
- 2 - níquel-fósforo ácido;
- 3 - níquel-boro alcalino;
- 4 - níquel-boro ácido.

O hipofosfito de sódio geralmente é usado para o depósito do níquel-fósforo alcalino, cujo controle da temperatura regulará a porcentagem de fósforo a ser adicionada à liga níquel-fósforo, geralmente em torno de 2%. O níquel-fósforo ácido permite a obtenção de 6% a 12% de fósforo na liga, também com o uso do redutor hipofosfito de sódio. Quanto maior for o pH do banho, menor será o teor de fósforo incorporado à liga (METAL..., 1989).

A deposição do níquel químico foi feita pela EMBRAER- LIEBHEER, com uma camada com 50  $\mu\text{m}$  de espessura, em toda a superfície dos cdps, a menos dos pontos de aperto dos arames das gancheiras, visto que os cdps ficaram imersos verticalmente no banho, sem se tocarem e sem tocarem as paredes do tanque. Estes pontos mostraram-se visíveis logo após o recobrimento, e deixaram o substrato exposto nessas partes.

Os cdps apresentaram um acabamento metálico brilhante, como mostra a ilustração 4.12. Este recobrimento não recebeu nenhuma sobre-camada de cromato ou de outro filme equivalente. Todos os processos de pré-tratamento da superfície do substrato, de deposição do níquel químico, e da lavagem posterior ao banho, foram feitos na linha de deposição da empresa, nos mesmos moldes de rotina adotados para



#### 4.3.5.4. Zinco-cobalto

Foi feita a eletro-deposição de 8  $\mu\text{m}$  a 12  $\mu\text{m}$  de zinco-cobalto no Laboratório de Apoio ao Cliente da Enthone-OMI, em toda a superfície dos cdps, cujo acabamento é o prateado brilhante.

Após a fixação em gancheiras para posicionamento vertical, o processo adotado foi o que se segue abaixo:

- 1 - desengraxe químico com o composto comercial Enprep 109, a 80°C, por 5 minutos; lavagem;
- 2 - decapagem ácida com o composto comercial Dip Clean 4525, a 25°C, por um minuto; lavagem;
- 3 - desengraxe eletrolítico com o composto comercial Enprep 250, a 70°C, por um minuto anódico, um minuto catódico, e dois minutos anódico; lavagem;
- 4 - ativação em ácido sulfúrico 5% por volume, por 10 segundos; lavagem;
- 5 - eletro-deposição no banho comercial Zincrolyte CLZ Co, para deposição ácida, com 15 minutos no 1<sup>o</sup> estágio, e 4 minutos no 2<sup>o</sup> estágio; usou-se anodo de zinco puro; lavagem.

A diferença entre os dois estágios da eletro-deposição está no valor da densidade de corrente, maior no primeiro, para produzir a co-deposição de cobalto, de 0,2% a 1%, dependendo da densidade de corrente, e menor no segundo estágio, para depositar uma sobre-camada de zinco puro, livre de cobalto. A deposição da sobre-camada de zinco puro serve para garantir a adesão do filme de cromato.

Após o tratamento de desidrogenação, a 200°C por 24 horas, foi aplicada uma sobre-camada de cromato, Enthox 7784, por 40 segundos, que resultou no aspecto final negro brilhante mostrado na ilustração 4.13. Ainda houve a aplicação de um selante, Enthox 7705, por 10 segundos.

O Zincrolyte CLZ Co é adicionado a um banho ácido baseado no cloreto de potássio e no cloreto de zinco, que produz um depósito da liga zinco-cobalto com granulação fina, mas com dureza acima da obtida com zinco puro. A ductilidade, a tensão interna, a soldabilidade e a lubricidade são iguais às do zinco puro (BOLETIM Técnico Zincrolyte CLZ Co, 2000).



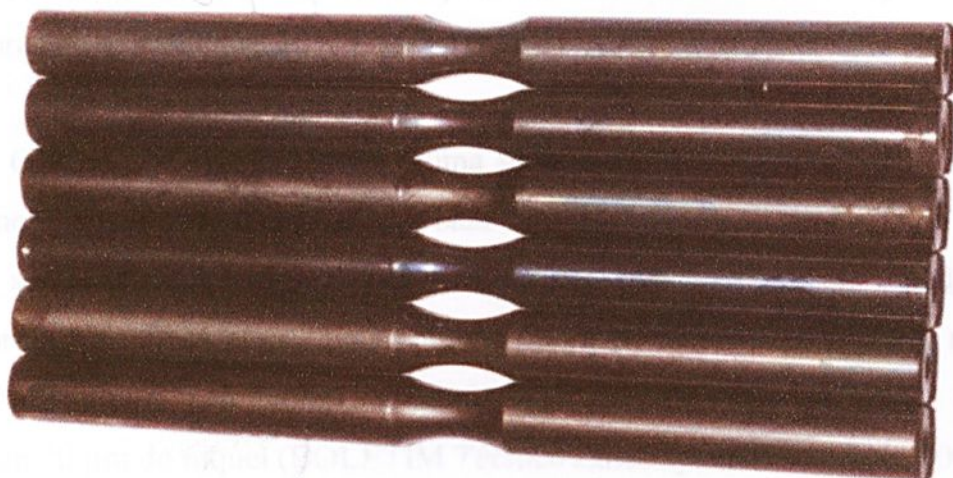


Ilustração 4.13 <sup>(8)</sup> – Cdps recobertos com zinco-cobalto e cromato.

A temperatura de deposição deve ficar entre 20°C e 35°C, e uma filtração de uma a duas vezes o volume do banho por hora deve ser mantida. O cobalto do banho é mantido com o aditivo contendo cobalto Zincrolyte ACA. A densidade de corrente deve ficar entre 1 A/dm<sup>2</sup> e 2,0 A/dm<sup>2</sup> (BOLETIM Técnico Zincrolyte CLZ Co, 2000).

#### 4.3.5.5. Zinco-níquel

A eletro-deposição de 8 µm a 12 µm da liga de zinco-níquel foi feita no Laboratório de Apoio ao Cliente da Enthone-OMI. A eletro-deposição foi feita em toda a superfície dos cdp's, cujo acabamento também é o prateado brilhante.

O processo de eletro-deposição da liga de zinco-níquel foi parecido com o da liga de zinco-cobalto, diferindo quanto a algumas etapas e produtos químicos. Usando-se gancheiras amarradas a sulcos feitos numa das extremidades de cada cdp, para posicionamento vertical, o processo foi o que se segue abaixo:

- 1 - Emprep 77 a 80 g por litro, a 85°C, por 5 minutos, para o desengraxe;
- 2 - Emprep 214 a 120 g por litro, à temperatura ambiente, para o desengraxe eletrolítico, um minuto anódico, um minuto catódico, e dois minutos anódico;
- 3 - Zincrolyte NCZ 314 Ni, para a eletro-deposição por 20 minutos, entre 25°C e 29°C.



A camada eletro-depositada apresenta boa resistência à temperatura, e apresenta teores de níquel entre 10% e 15% (BOLETIM Técnico Zincrolyte NCZ 314 Ni, 2000).

O Zincrolyte NCZ 314 Ni é uma solução para eletro-deposição alcalina isenta de cianeto, adicionada a um banho a base de hidróxido de sódio. Peças de zinco puro devem ser postas para dissolver-se, com o cuidado de se retirar o todo gás hidrogênio produzido nesta etapa. Esta solução não é corrosiva para o ferro, mas é facilmente contaminada pelo cobre, exigindo que as gancheiras de cobre sejam recobertas com 20  $\mu\text{m}$  de níquel (BOLETIM Técnico Zincrolyte NCZ 314 Ni, 2000).

Os anodos devem ser de ferro, niquelados com 20  $\mu\text{m}$  de espessura, e são mantidos a uma densidade de corrente entre 5 A/dm<sup>2</sup> e 7 A/dm<sup>2</sup>. No caso do depósito de 4 cdps, a corrente total foi de 4 A. O zinco é mantido na solução do banho por dissolução galvânica, realizada em um tanque paralelo, com cerca de 10% do volume do tanque de eletro-deposição da liga de zinco-níquel. Um condutor hidráulico liga os dois tanques (BOLETIM Técnico Zincrolyte NCZ 314 Ni, 2000).

O tratamento de desidrogenação foi feito na EMBRAER-Liebheer, a 200°C por 24 horas. Após o tratamento de desidrogenação, foi aplicada uma sobre-camada de cromato, que forneceu um aspecto claro-opaco aos cdps. A camada de cromato atua como um apassivador para o recobrimento metálico.

#### **4.3.5.6. Recobrimentos a aspersão térmica de zinco, de alumínio, e da liga níquel 95%-alumínio 5%.**

Foram feitas as aplicações por jato a *arc spray*, na parte central dos cdps, das camadas de zinco, de alumínio, e da liga níquel 95%-alumínio 5%. A espessura pretendida para esses recobrimentos foi de 50  $\mu\text{m}$ . As deposições foram feitas pela Comersul, no Laboratório de Recobrimentos da FEI.

Antes das deposições, os cdps foram submetidos ao jateamento com granalhas de aço, para propiciar uma rugosidade superficial que permita a adesão do recobrimento por ancoramento mecânico.



Este jateamento foi feito numa máquina manual de jato de areia, com ar comprimido sob uma pressão de 1,42 MPa, a critério do operador representante da Comersul.

Após o jateamento com granalha de aço, cada cdp foi submetido a uma lavagem com acetona, para retirar eventuais resíduos gordurosos presentes nas granhalhas, e para retirar por arraste o pó solto produzido pelo processo de jateamento.

A pistola a *arc-spray* usada foi similar à mostrada na revisão bibliográfica, ilustração 3.32, com acionamento manual, a 3 cm de distância da parte central do cdp. O cdp foi posto em um torno, com uma rotação de aproximadamente 5 Hz (300 rpm), e cada jateamento durou cerca de dois segundos. Estes parâmetros também foram definidos a critério do representante da Comersul.

Os aspectos finais dos cdps revestidos por jateamento a *arc spray* são mostrados nas ilustrações 4.14 para o zinco, 4.15 para a liga de níquel-alumínio, 4.16 para o alumínio.

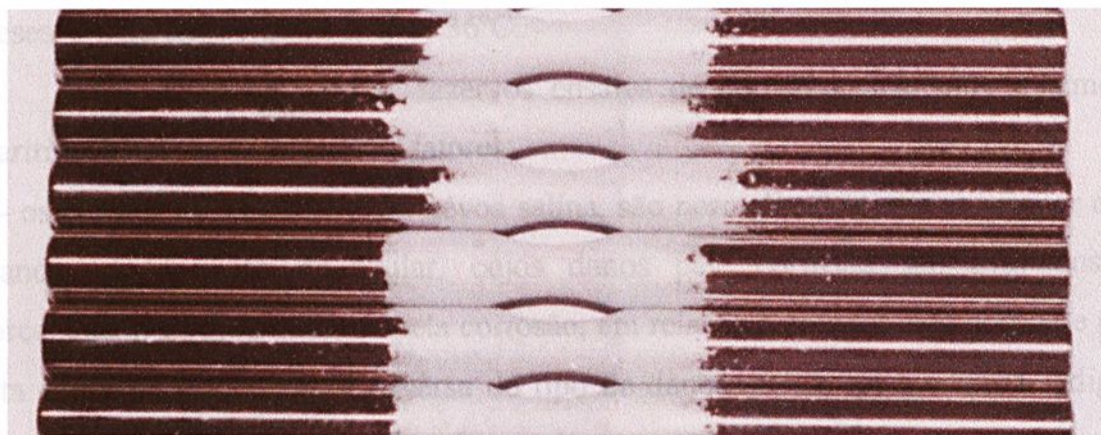


Ilustração 4.14 (9) - Cdps jateados com zinco.

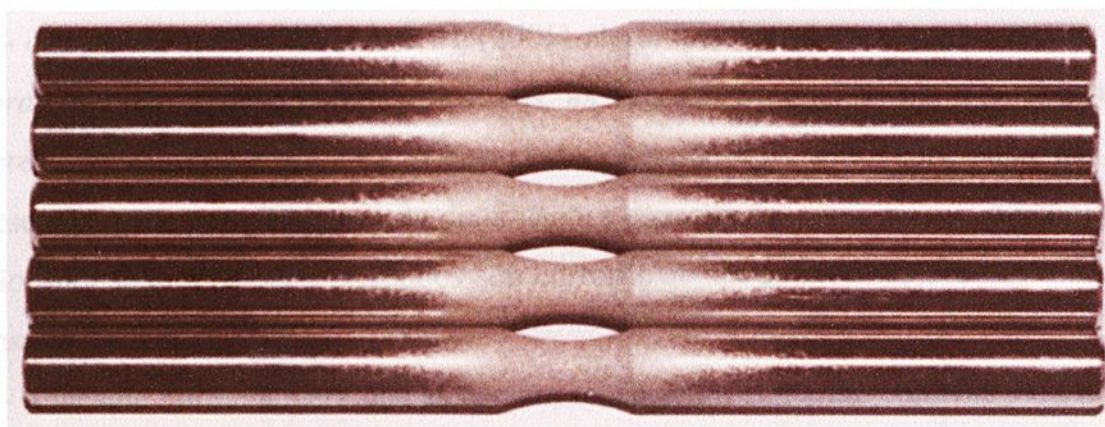


Ilustração 4.15 (100) - Cdps jateados com a liga níquel95%-alumínio5%.



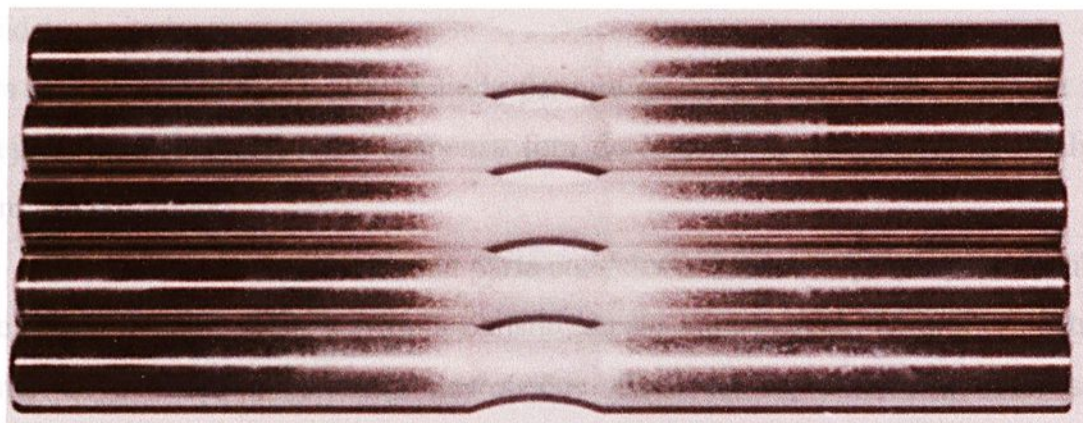


Ilustração 4.16 <sup>(11)</sup> - Cdps jateados com alumínio.

#### 4.3.5.7. Os ensaios de corrosão

Os ensaios de corrosão foram realizados de acordo com a norma ASTM G 31 (2001). A exposição de cada cdp de fadiga à atmosfera marítima durou quatro meses, a uma temperatura fixa de 36°C.

A escolha de se fazer os ensaios de corrosão simulando a atmosfera marítima se deve aos seguintes fatores:

- 1 - os ensaios de *salt spray*, ou névoa salina, são normalizados para se ensaiar corpos grandes de formato retangular, cujos danos pela corrosão são avaliados pela porcentagem da área atingida pela corrosão, em relação à área total do corpo de prova; esta condição é totalmente adversa do tipo de danos que se relacionam à fadiga, ou seja, danos microscópicos sob a forma de *pits* que nucleiam trincas; além disso, os cdps ensaiados por *salt spray* não se prestam para ensaios de fadiga;
- 2 - o texto da norma ASTM G 31 (2001) alerta que ensaios acelerados, como o *salt spray*, servem apenas como indicativos, às vezes não conclusivos; a mesma norma abre a possibilidade de que o ensaio de corrosão seja feito com cdps da forma desejada, para permitir o estudo de situações específicas, como os *pits* de corrosão, e não impede que os cdps ensaiados sob corrosão sejam os mesmos dos destinados aos ensaios de fadiga;
- 3 - a mesma norma sugere que se use um receptáculo contendo entradas para todas as influências que se queira exercer sobre o ensaio de corrosão, como controle de temperatura, refluxo do líquido evaporado, controlador de atmosfera ou aerador do



líquido, e agitadores;

4 - a norma ASTM G 31 (2001) ainda permite que o cdp seja posicionado da forma desejada, ou seja, totalmente suspensa fora do líquido, parcialmente, ou totalmente submersa no líquido.

Devido ao fato de uma parte considerável dos aeroportos estar localizada a beira mar, a atmosfera marítima constituída de uma maresia natural constitui um agente ativo sobre a estrutura dos aviões. Portanto, os ensaios de corrosão se caracterizaram pela simulação das condições ambientais de um campo de pouso à beira mar em regiões tropicais, como ocorre com o Aeroporto Internacional do Rio de Janeiro.

O esquema e a vista da montagem dos ensaios de corrosão estão mostrados na ilustração 4.17.

A parte central de cada cdp ficou exposta à atmosfera marítima, podendo sofrer respingos provocados pela agitação da superfície do líquido corrosivo, devido à ação do borbulhador. As partes submetidas às garras da máquina de fadiga ficaram protegidas por uma camada de esmalte sintético, ou laca nitro-celulose.

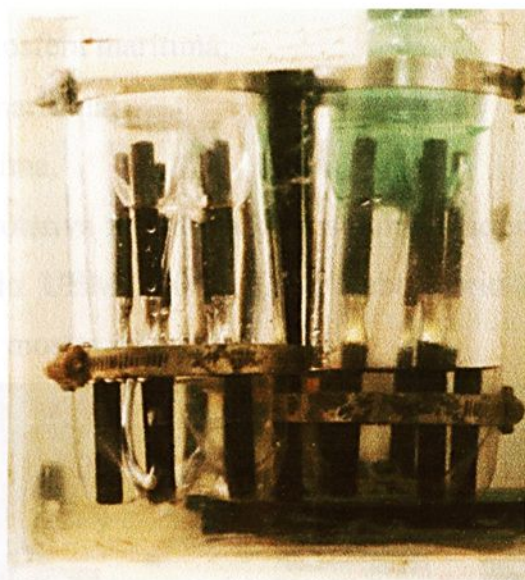
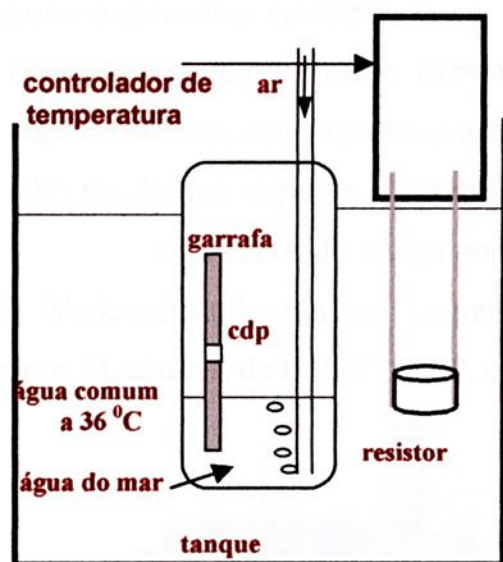


Ilustração 4.17 <sup>(12)</sup> - Ensaio de corrosão em atmosfera marítima.

O líquido usado como agente corrosivo foi a água do mar sintética, que foi confeccionada segundo a norma ASTM D 1141. A substituição da água do mar foi efetuada em função da alteração do pH, ou em função do surgimento produtos de



corrosão em suspensão ou no fundo da cuba. A sua evaporação foi compensada pela reposição em volume, por água deionizada. A função do borbulhador foi a de manter o teor de oxigênio na água, como se esta estivesse no ambiente aberto típico da orla marítima.

Após os ensaios de corrosão, os cdps foram fotografados, lavados em água destilada e submetidos a um dissolvente de tintas. Não foi feito qualquer tratamento de neutralização ou remoção profunda dos cloretos supostamente impregnados na superfície da parte central dos cdps. Posteriormente, os cdps foram levados aos ensaios de fadiga por flexão rotativa.

#### 4.3.6. Os ensaios de fadiga por flexão rotativa

Os cdps que foram submetidos aos ensaios de fadiga por flexão rotativa dividiram-se em lotes segundo o especificado abaixo:

- 1 - cdps não recobertos com superfície polida, e cdps com superfície jateada, todos não expostos à atmosfera marítima;
- 2 - cdps não recobertos polidos, expostos à atmosfera marítima;
- 3 - cdps recobertos, não expostos à atmosfera marítima;
- 4 - cdps recobertos, expostos à atmosfera marítima.

Os ensaios de fadiga por flexão rotativa foram realizados numa máquina Veb Werkstoffprüfmaschinen Leipzig, modelo UBM 520/86/9, do Laboratório de Ensaios Mecânicos da FEG/UNESP, conforme mostra a ilustração 4.18.

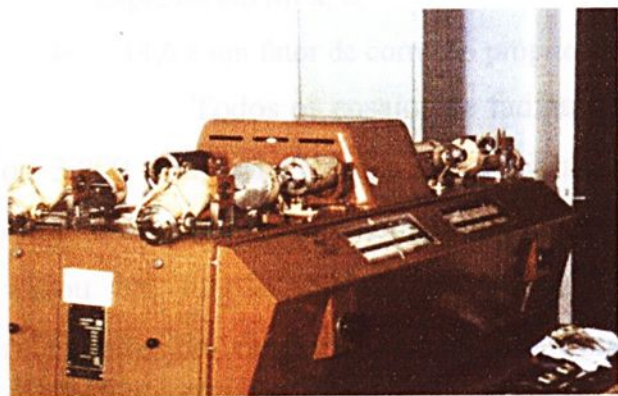


Ilustração 4.18 <sup>(13)</sup> - Máquina de fadiga de flexão rotativa.

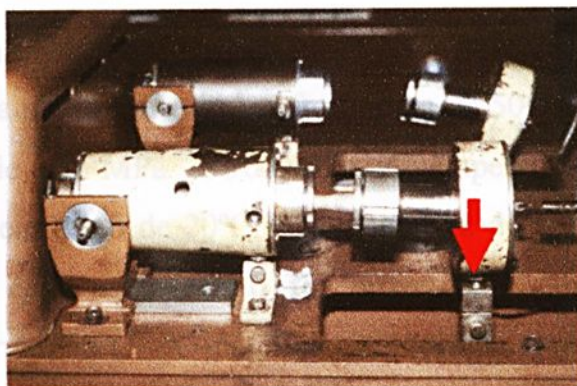


Ilustração 4.19 <sup>(14)</sup> - Detalhe da montagem do cdp no cabeçote de ensaio.

A ilustração 4.19 detalha a fixação do cdp nos cabeçotes rotativos, cuja geometria de aplicação da carga segue o esquema mostrado na ilustração 4.20.

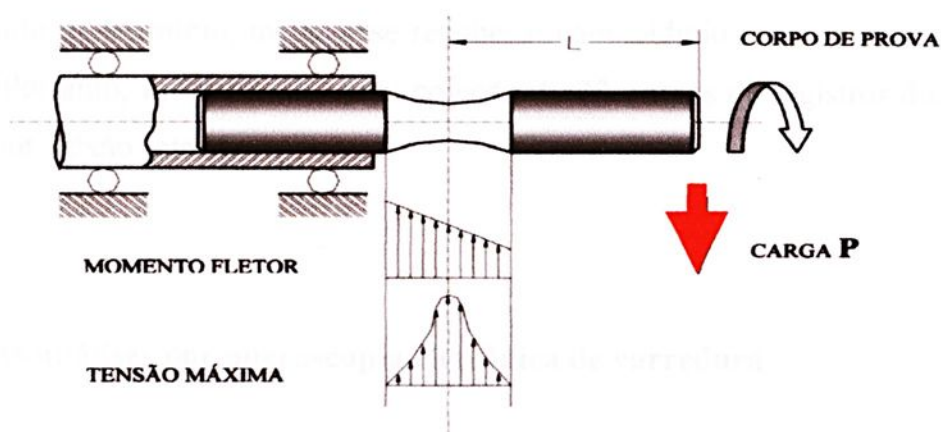


Ilustração 4.20 <sup>(15)</sup> - Geometria dos esforços no ensaio de fadiga por flexão rotativa (fonte: NASCIMENTO, 1999).

A geometria de aplicação da carga mostrada na ilustração 4.20 fornece os elementos necessários para o cálculo da carga a ser aplicada, ou seja, a área da seção circular do cdp em seu menor diâmetro, e a distância entre esta seção e o ponto de aplicação da carga. O equacionamento do valor da carga segue abaixo (VEG..., 1987):

$$P = 0,5 \sigma_{\max} + 14,6 \quad , \quad (4.1)$$

na qual:

- $P$  é a carga a ser aplicada pela máquina, expressa em N;
- 0,5 é o resultado numérico dos parâmetros geométricos, e das conversões de unidades;
- $\sigma_{\max}$  é o valor da tensão na superfície do cdp, no ponto onde o diâmetro é mínimo, expressa em MPa, e;
- 14,6 é um fator de correção próprio da máquina, expressa em N.

Todos os ensaios de fadiga foram realizados numa frequência de 50 Hz, ou 3.000 rpm, com tensões que variaram de 370 MPa a 900 MPa. A temperatura durante os ensaios foi a ambiente, mantida em torno de 20°C. A temperatura do cdp variou em função das cargas aplicadas, cujo aquecimento foi proveniente dos rolamentos do cabeçote, nunca ultrapassando 60°C. A máquina foi desligada na ocasião da quebra do cdp, ou após este ter completado  $10^7$  ciclos sem ruptura, caracterizando o que se chamou de vida infinita.



As vidas em fadiga dos cdps foram anotadas conjuntamente com as respectivas cargas, usando-se uma folha de registros para cada grupo de cdps, segundo as condições estudadas, ou seja, metal base polido não recoberto, metal base jateado com óxido de alumínio, metal base recoberto com cádmio convencional, e assim por diante. Portanto, foi produzida uma coleção de 22 grupos de registros dos ensaios de fadiga por flexão rotativa.

#### 4.3.7. As análises por microscopia eletrônica de varredura

Uma vez fraturados os cdps, cada superfície de fratura foi protegida contra a corrosão atmosférica ambiente com esmalte sintético comercial, a ser imediatamente removido antes da análise por MEV, por um banho de *thinner* comercial, seguido de dois banhos em acetona, sob a ação de uma cuba de limpeza por ultra-som.

Cada cdp foi cortado por disco de diamante, para que a superfície de fratura seja isolada do restante do cdp, e possa ser levada à câmara de vácuo dos MEV. Os equipamentos MEV utilizados para as análises das superfícies de fratura foram um da marca Zeiss DSM 950, do AMR/IAE/CTA, um da marca LEO 1450 VP, do DEMAR/FAENQUIL e um Jeol JSM5310 no INPE de São José dos Campos.

As câmaras de vácuo dos referidos MEV permitiram a acomodação de seis a nove superfícies de fratura por seção. Os aumentos tomados para cada superfície de fratura variaram desde 9 vezes, para se tomar uma visão geral da morfologia da superfície, até 3.000 vezes, para se tomar uma visão detalhada dos pontos de nucleação de trincas, bem como para se fazer eventuais análises químicas por EDS.

As imagens obtidas por MEV permitiram interpretações ligadas aos processos de nucleação de trincas, e serviram para justificar o valor das vidas obtidas para os cdps ensaiados, em relação à morfologia do recobrimento, à presença e posição de inclusões não metálicas, e à influência exercida pelo perfil de tensões residuais resultantes do processo de usinagem.

As análises por MEV também serviram para examinar a homogeneidade



na espessura das camadas depositadas, a condição dos recobrimentos após a ruptura, e os eventuais deslocamentos. As imagens foram registradas sob a forma de arquivos de extensão TIF, convertidos para a extensão JPG, para posterior inclusão em textos.

#### 4.3.8. As medidas de micro-dureza e de espessura das camadas de recobrimento

É de consenso que o comportamento em fadiga de uma peça seja predominantemente definido pelas propriedades da superfície. No caso da aplicação de um recobrimento, as propriedades deste podem tomar o lugar das propriedades do substrato na definição do comportamento em fadiga.

Assim, a medida da dureza do recobrimento pode fornecer algumas informações adicionais para auxiliar na interpretação dos resultados dos ensaios de fadiga. A comparação entre as durezas do substrato e do recobrimento pode justificar diretamente a queda da resistência à fadiga do cdp, caso o recobrimento seja mais duro que o substrato. Caso o recobrimento seja mais mole que o substrato, a eventual queda de resistência à fadiga deverá ser atribuída a outro fator, como a fragilização pelo hidrogênio, ou a difusão do metal do recobrimento para o interior do substrato.

As medidas da dureza dos recobrimentos foram feitas na seção transversal de partes de cdps de fadiga, em regiões vizinhas à área útil do cdp, após a sua fratura, mas não afetadas severamente pelo ensaio de fadiga. Foi utilizado um micro-durômetro do Laboratório de metalografia do AMR / CTA, visto que as camadas de zinco-cobalto e de zinco-níquel possuem espessuras com cerca de 10  $\mu\text{m}$ , estreitas demais para a ponta de prova de um durômetro convencional.

A tabela 4.1 apresenta os valores de carga adotados para cada um dos recobrimentos ensaiados.

A medida de micro-dureza feita a 40  $\mu\text{m}$  de profundidade, no metal base, buscou verificar a mudança de dureza na zona de tensão residual compressiva devido à usinagem. Como a medida de micro-dureza foi feita no substrato da seção transversal de um cdp recoberto com zinco-cobalto, o valor medido se refere à condição do cdp depois do processo de desidrogenação, e do processo de relaxamento das tensões





residuais durante o ensaio de fadiga.

Tabela 4.1 <sup>(1)</sup> - Condições das medidas de micro-dureza para alguns recobrimentos.

| <b>Recobrimento</b> | <b>Carga da Ponta</b> | <b>Observações</b>                                                                                |
|---------------------|-----------------------|---------------------------------------------------------------------------------------------------|
| metal base          | 100 gf                | medida feita a 40 $\mu\text{m}$ abaixo da interface com o recobrimento                            |
| cromo duro          | 100 gf                | no centro da camada; também foi medida a espessura do recobrimento                                |
| níquel químico      | 100 gf                | no centro da camada; também foi medida a espessura do recobrimento                                |
| zinco-cobalto       | 10 gf                 | o identador marcou toda a extensão do recobrimento; também foi medida a espessura do recobrimento |
| zinco-níquel        | 10 gf                 | no centro da camada, com margens; também foi medida a espessura do recobrimento                   |

Não foram feitas as medidas da micro-dureza para o recobrimento de cádmio porque este tem dureza muito baixa, e o embutimento convencional da seção transversal do cdp cadmiado não permitiu a obtenção uma superfície transversal do recobrimento em condições de receber a ponta de carga do micro-durômetro.

Não foram feitas as medidas de micro-dureza dos revestimentos jateados, visto que os recobrimentos de zinco puro e de alumínio puro são sabidamente muito mais moles que o substrato, e que as mudanças do comportamento em fadiga dos cdps contendo recobrimentos jateados ocorreria predominantemente devido ao jateamento com granalhas de aço.

O recobrimento da liga de níquel-alumínio certamente daria uma dureza próxima à do níquel químico, visto que o alumínio é sensivelmente eliminado durante o processo de jateamento.

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A coleção de resultados ficou composta de:

- 1 - propriedades mecânicas e a composição química do aço usado, 35NCD16;
- 2 - gráfico do perfil de tensões residuais de um cdp não recoberto, com a superfície polida;
- 3 - macrografias:
  - 3.1 - dos cdps, após a exposição à atmosfera marítima;
  - 3.2 - das superfícies de fratura de todos os cdps, após os ensaios de fadiga;
- 4 - fractografias dos cdps ensaiados em fadiga por flexão rotativa;
- 5 - tabelas contendo as tensões máximas e o número de ciclos até a ruptura para:
  - 5.1 - os cdps sem recobrimento e com superfície polida, sem exposição à atmosfera marítima;
  - 5.2 - os cdps sem recobrimento e com superfície polida, com exposição à atmosfera marítima;
  - 5.3 - os cdps sem recobrimento, com a superfície jateada com óxido de alumínio;
  - 5.4 - os cdps sem recobrimento, com a superfície jateada com granalha de aço;
  - 5.5 - os cdps recobertos, sem exposição à atmosfera marítima;
  - 5.6 - os cdps recobertos, com exposição à atmosfera marítima;
- 6 - gráficos contendo dados referentes às tabelas citadas acima.

Dos resultados, buscou-se estabelecer as relações entre os números de ciclos até a ruptura, as condições da superfície, o perfil de tensões residuais, a morfologia das superfícies de fratura nos pontos de nucleação das trincas, e a exposição à atmosfera marítima. Quanto à morfologia, foi dada a ênfase às inclusões não metálicas e suas respectivas posições. Estas relações foram estabelecidas para o metal base e para cada um dos recobrimentos, permitindo avaliar o peso exercido por cada parâmetro sobre os resultados experimentais. Por fim, foi possível estabelecer comparações entre os revestimentos estudados, sob a ótica do comportamento em fadiga.



5.1.PROPRIEDADES MECÂNICAS E COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO AÇO 35NCD16, E PROPRIEDADES DOS RECOBRIMENTOS

5.1.1. Dureza e análise química do metal base

A necessidade de se conhecer o metal base a ser recoberto e ensaiado em corrosão e em fadiga por flexão rotativa, aço 35NCD16, foi inicialmente satisfeita pela obtenção de suas propriedades mecânicas, principalmente o limite de escoamento, visto que a partir deste valor, é feita a escolha dos níveis de tensão máxima para os ensaios de fadiga por flexão rotativa.

A tabela 5.1 apresenta a composição química encontrada para o aço fornecido, e a composição do aço 35NCD16 segundo a norma AIR9160/c. A mesma tabela também apresenta a dureza, e os limites de escoamento e de resistência à tração, do aço fornecido, antes de ser submetido ao processo de usinagem dos cdps.

Tabela 5.1 (2) – Composição química e propriedades mecânicas do aço fornecido.

| Composição %                         | C                                                                                      | Si    | Mn    | S       | P       | Cr    | Ni    | Mo    |
|--------------------------------------|----------------------------------------------------------------------------------------|-------|-------|---------|---------|-------|-------|-------|
| seg. norma<br>AIR9160/c              | 0,30                                                                                   | 0,15  | 0,30  |         |         | 1,60  | 3,50  | 0,25  |
|                                      | a                                                                                      | a     | a     | < 0,020 | < 0,025 | a     | a     | a     |
|                                      | 0,40                                                                                   | 0,40  | 0,60  |         |         | 2,00  | 4,20  | 0,60  |
| aço analisado                        | 0,356                                                                                  | 0,399 | 0,411 | 0,0032  | 0,0098  | 1,818 | 3,78  | 0,293 |
|                                      | e                                                                                      | e     | e     | e       | e       | e     | e     | e     |
|                                      | 0,333                                                                                  | 0,401 | 0,410 | 0,0030  | 0,0101  | 1,817 | 3,775 | 0,294 |
| Limite de<br>resistência à<br>tração | 1107 MPa                                                                               |       |       |         |         |       |       |       |
| Limite de<br>escoamento              | 989 MPa                                                                                |       |       |         |         |       |       |       |
| Dureza                               | 38 HRc, em dois pontos no interior do tarugo<br>40 HRc, na região periférica do tarugo |       |       |         |         |       |       |       |

Do ponto de vista da composição química, o aço fornecido atendeu às especificações da norma AIR9160/c. O valor do limite de resistência à tração encontrado ficou dentro da faixa apontada por um fornecedor comercial, de 1000 MPa a 1200 MPa (SZ-Metal...,2003). O limite de escoamento encontrado foi cerca de 10% maior que o valor apontado pelo mesmo fornecedor, que assume o valor de 800 MPa (SZ-Metal..., 2003).



A dureza de 38 HRc, encontrada no interior do tarugo não pode ser comparada com os dados do fornecedor, visto que este fornece apenas as durezas para aplicação, após o tratamento térmico, entre 46 HRc e 55 HRc (SZ-Metal..., 2003). A outra dureza encontrada, de 40 HRc, pode ser desconsiderada porque foi obtida na periferia do tarugo, região que foi eliminada pela pré-usinagem. Os cdps foram integralmente extraídos da região onde a dureza é de 38 HRc.

Cabe fazer-se aqui algumas comparações entre o aço 35 NCD16 e o aço ABNT 4340, visto que ambos são usados nas mesmas aplicações pela indústria aeronáutica. O aço ABNT 4340 não tem apresentado inclusões não metálicas (PERES, 1996; TORRES, 2002) na mesma quantidade que as observadas neste trabalho, fazendo com que aqui, a abordagem nas discussões dos resultados seja diferente que a abordagem adotada nos trabalhos envolvendo o aço ABNT 4340.

Com o aço ABNT 4340, as discussões são feitas considerando-se os espalhamentos encontrados nas vidas em fadiga como fruto das características do aço, com a possibilidade de se aplicar ferramentas estatísticas. Com o aço 35NCD16, as inclusões não metálicas fazem com que os espalhamentos das vidas em fadiga sejam estudados através da MEV, para justificar as vidas em fadiga segundo as particularidades dos cdps, ou seja, as posições em que as inclusões são encontradas.

Outra diferença entre os dois aços é a composição química, onde em relação ao aço ABNT 4340, o aço 35NCD16 possui 5% menos de carbono, cerca de metade do manganês, o dobro de cromo, o dobro de níquel, e entre a mesma quantidade e o dobro a mais de molibdênio. Do ponto de vista da fadiga, os aços ABNT 4340 e 35NCD16, com 38 HRc, apresentaram praticamente o mesmo limite de resistência à fadiga, ou seja, em torno de 68% do limite de escoamento (MIGUEL et al, 2002).

### **5.1.2. A micro-dureza e a espessura dos recobrimentos**

Os resultados aqui apresentados serão retomados mais adiante, inseridos na discussão sobre o perfil de tensões residuais no metal base, sobre o comportamento em fadiga do metal base não recoberto, e sobre o comportamento em fadiga de cada lote de cdps





recobertos. As discussões feitas aqui são preliminares e não são conclusivas, se consideradas de forma individualizada.

A tabela 5.2 apresenta os resultados das medidas das micro-durezas e das espessuras de alguns dos recobrimentos, e da micro-dureza do metal base, 40  $\mu\text{m}$  abaixo da interface recobrimento-interface, na seção transversal de um cdp recoberto com zinco-cobalto.

Tabela 5.2 (3) - micro-durezas e espessuras obtidas para algumas camadas de recobrimento.

| <b>Material</b>      | <b>Espessura da Camada</b> | <b>Durezas Obtidas</b> | <b>Comentários</b>                                                                 |
|----------------------|----------------------------|------------------------|------------------------------------------------------------------------------------|
| <b>base</b>          | -                          | 47 HRc                 | A 40 $\mu\text{m}$ da interface do metal base com o recobrimento de zinco-cobalto. |
| <b>cromo</b>         | 254,3 $\mu\text{m}$        | 1002,5 HV<br>69 HRc    | Dureza muito superior à dureza do metal base, mesmo sob tensão compressiva.        |
| <b>níquel</b>        | 51,6 $\mu\text{m}$         | 738,1 HV<br>61,6 HRc   | Dureza muito superior à dureza do metal base, mesmo sob tensão compressiva.        |
| <b>zinco-cobalto</b> | 7,3 $\mu\text{m}$          | 103.2 HV               | Dureza abaixo do limite inferior da escala de dureza em HRc.                       |
| <b>zinco-níquel</b>  | 11,2 $\mu\text{m}$         | 305HV<br>30 HRc        | Dureza inferior à dureza do metal base.                                            |
| <b>cádmio</b>        | 5,8 $\mu\text{m}$          | não foi medida         | Camada muito mole e sem superfície adequada para a medida de dureza.               |

O valor de 47 HRc encontrado para o substrato, a 40  $\mu\text{m}$  da interface do metal base com o recobrimento de zinco-cobalto, confrontado com o valor de 38 HRc obtido para o metal base em barras cilíndricas, pode ser visto como resultado do encruamento superficial e do surgimento de uma zona submetida à deformação anelástica compressiva do aço junto à superfície, devido à ação da ferramenta de corte durante o processo de usinagem.

O fato de ter havido uma elevação na dureza, de 38 HRc, obtida com a barra de aço como recebida do fornecedor, para 47 HRc a 40  $\mu\text{m}$  de profundidade, obtida com o cdp após usinado, eletro-depositado, tratado para eliminar o hidrogênio, e ensaiado em fadiga, mostra que a região onde as trincas foram nucleadas é diferente do restante do cdp, como se ela fosse uma capa ou um revestimento mais duro. Deve ser observado também que a dureza de 47 HRc é relativamente próxima de 53 HRc, dureza tipicamente apontada pelos fornecedores para a aplicação do aço 35NCD16.

A camada de cromo duro apresentou uma espessura de 254,3  $\mu\text{m}$ , enquanto que a espessura especificada para esse recobrimento foi de 150  $\mu\text{m}$ . A parte



onde a medida de espessura foi feita com o microdurômetro é a que fica na borda do recobrimento, ou seja, onde há uma concentração de campo elétrico, o conseqüente aumento na densidade de corrente, e portanto, o aumento na taxa de deposição em relação à parte central do recobrimento. Assim, a espessura da camada de cromo duro no ponto considerado pela medida feita com o microdurômetro deve ser maior que a espessura da mesma camada, na região onde se dá a fratura por fadiga. De fato, a medida da espessura da camada de cromo, através de análises da fractografia por MEV, de um cdp recoberto de cromo duro rompido por fadiga foi de 224  $\mu\text{m}$ , cujo valor é 14 % inferior ao encontrado na zona periférica da camada depositada. Assim, o valor da espessura da camada de cromo duro mais conveniente para ser assumido do ponto de vista da fadiga, é o de 224  $\mu\text{m}$ .

A dureza medida no centro da camada de cromo duro foi de 1002,5 HV, ou 69 HRc. Esta dureza é muito superior à dureza do metal base, 38 HRc, mesmo que o substrato nas vizinhanças da interface esteja sob tensão compressiva, fornecendo uma leitura de dureza de 47 HRc. Esta condição implica na perda da configuração originalmente adotada para o equacionamento dos esforços sobre a seção transversal do cdp. Sabendo-se que, para uma interface deformada devido à aplicação de uma tensão trativa externa, o material mais duro responde para a deformação submetendo-se a uma tensão maior que aquela imposta ao material mais mole. Isto significa que a distribuição dos esforços entre o recobrimento e o substrato é desigual, e a tensão verdadeira aplicada sobre o recobrimento é maior que aquela calculada para a superfície do cdp a partir do cálculo baseado num material homogêneo.

O recobrimento de níquel químico apresentou uma espessura de 51,6  $\mu\text{m}$ , valor bem próximo do estabelecido de 50  $\mu\text{m}$  para a deposição. A dureza obtida no centro da camada de níquel foi de 738 HV, ou 61 HRc. Essa dureza também é muito superior à dureza do metal base, mesmo sob a tensão residual compressiva que implicou na leitura da dureza em 47 HRc. Assim, todo o raciocínio adotado para o recobrimento de cromo também é válido para o recobrimento de níquel químico.

A dureza medida no centro da camada de cromo duro foi de 1002,5 HV, ou 69 HRc. Esta dureza é muito superior à dureza do metal base, 38 HRc, mesmo que o substrato nas vizinhanças da interface tenha apresentado uma leitura da dureza de 47





HRc. Esta condição implica na perda da configuração originalmente adotada para o equacionamento dos esforços sobre a seção transversal do cdp. Para uma interface deformada devido à aplicação de uma tensão trativa externa, o material mais duro responde à deformação submetendo-se a uma tensão maior que aquela imposta ao material mais mole. Isto significa que a distribuição dos esforços entre o revestimento e o substrato é desigual, e a tensão verdadeira aplicada sobre o revestimento é maior que aquela calculada para a superfície do cdp a partir do modelo baseado num material homogêneo. Em não se fazer essa correção para o valor da tensão aplicada sobre o revestimento, a curva de Wöhler do cdp recoberto com cromo duro será referente ao cdp como um todo, e não ao revestimento, definindo uma curva mais baixa, no eixo das tensões, do que a curva verdadeira específica do revestimento. Entretanto, a curva verdadeira não terá sentido prático, visto que os cálculos de engenharia consideram as tensões macroscopicamente aplicados sobre a peça, e não sobre o revestimento. Assim, é necessário fazer uma curva de Wöhler corrigida para os cdps recobertos com cromo.

A camada de zinco-cobalto ficou com uma espessura de  $7,3\ \mu\text{m}$ , abaixo da faixa determinada para este revestimento, que deveria variar entre  $8\ \mu\text{m}$  e  $12\ \mu\text{m}$ . A sua dureza foi de  $103,2\ \text{HV}$ , sendo que não foi possível expressá-la na escala HRc. Essa dureza é menor que a dureza do aço recoberto, e se o revestimento afetar o comportamento em fadiga dos cdps, não será pelo desbalanceamento na distribuição das tensões, nos moldes do que ocorre com o cromo e com o níquel, mas será devido a efeitos ligados à não eliminação do hidrogênio, ou à difusão do zinco para a matriz metálica.

A camada de zinco-níquel ficou com uma espessura de  $11,2\ \mu\text{m}$ , dentro do especificado, entre  $8\ \mu\text{m}$  e  $12\ \mu\text{m}$ . A dureza da camada do revestimento foi avaliada em  $305\text{HV}$ , ou  $30\ \text{HRc}$ . Essa dureza também é inferior à do substrato, e também se enquadra na condição descrita para o revestimento de zinco-cobalto.

A camada de cádmio convencional ficou com uma espessura de  $5,8\ \mu\text{m}$ , abaixo da faixa prevista para esse revestimento, entre  $8\ \mu\text{m}$  e  $12\ \mu\text{m}$ . A sua dureza não pode ser avaliada.



## 5.2. OS CDPS NÃO RECOBERTOS

### 5.2.1 O perfil de tensões residuais

Existe uma tensão residual presente nos cdps devido ao processo de usinagem. Esta não foi eliminada, visto que não foi feito o tratamento térmico de alívio de tensões. Esta tensão residual poderá ter desaparecido ou não, em virtude do tratamento térmico de desidrogenação, para os casos dos cdps recobertos por eletrodeposição. Esta tensão também poderá ter sofrido um relaxamento durante os ensaios de fadiga (KODAMA, 1972; TORRES, 2002).

A tensão residual está presente na região superficial do cdp, e como está discutido adiante, esta influenciou o processo de propagação das trincas nas camadas sub-superficiais do cdp. O perfil de tensões residuais deve ser considerado na análise das tabelas que apresentam as vidas em fadiga por flexão rotativa dos cdps ensaiados, para todas as condições, ou seja, para o metal base polido, e para cada um dos recobrimentos.

A ilustração 5.1 apresenta o perfil das tensões residuais obtidas por difração de raios-x, para a parte central da cintura de um cdp de fadiga por flexão rotativa, não recoberto e com a superfície polida. Este perfil de tensões residuais se refere às tensões resultantes do processo de usinagem, e foi considerado para as discussões deste trabalho.

As tensões são compressivas desde a superfície até 250  $\mu\text{m}$ , invertendo para trativas a partir dessa profundidade. A suavidade de uma curva imaginária que une os nove pontos mostra que o desbaste eletrolítico de 25  $\mu\text{m}$ , adotado entre cada medida, foi uma boa escolha para o passo, e deu uma boa confiabilidade para o perfil de tensões obtido.



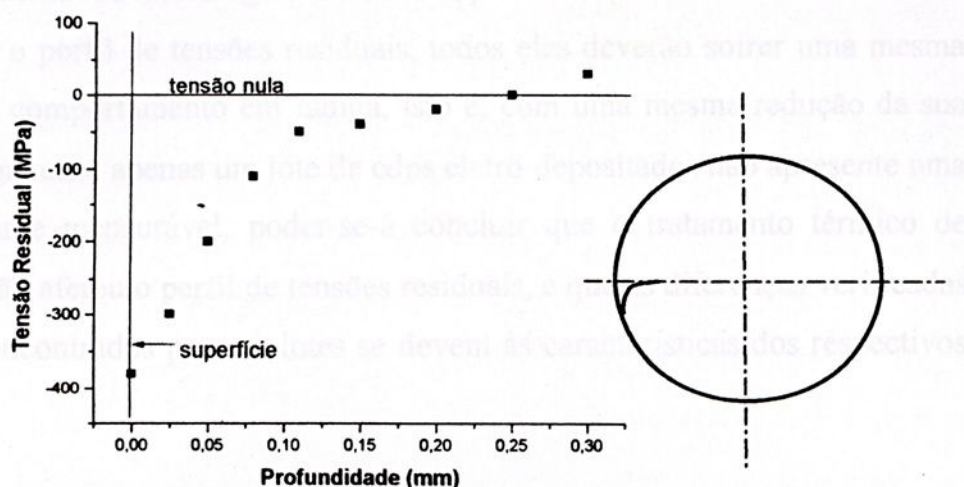


Ilustração 5.1 (16) - Perfil de tensões residuais obtidas por difratometria de raios-x.

A tensão residual na superfície foi da ordem de 380 MPa compressiva, cerca de 40 % da tensão de escoamento do aço. A taxa de variação desta tensão em função da profundidade foi aproximadamente constante até a profundidade de 100  $\mu\text{m}$ , valendo cerca de 2,8 MPa /  $\mu\text{m}$ . Esta taxa passou para cerca de 0,6 MPa /  $\mu\text{m}$ , a partir de 200  $\mu\text{m}$ . Entre 100  $\mu\text{m}$  e 200  $\mu\text{m}$ , houve a transição entre essas duas taxas. Este formato de perfil de tensões residuais permite que algumas afirmações sejam feitas:

- 1 - a suavidade e as linearidades verificadas no perfil de tensões residuais revela que nas proximidades da superfície do cdp, a matriz metálica apresenta um comportamento de continuidade e homogeneidade, sem pontos de singularidade, no que se refere ao valor da tensão residual longitudinal, em função da profundidade;
- 2 - os valores relativamente mais elevados da tensão compressiva junto à superfície devem inibir a nucleação de trincas por fadiga na região superficial e sub-superficial dos cdps, de forma análoga ao que ocorre com a aplicação do *shot peening*, porém mais amena, visto que o processo de *shot peening* costuma induzir tensões residuais na superfície dos aços acima de 600 MPa (TORRES, 2002);
- 3 - a adoção de um tratamento térmico de alívio de tensões poderia resultar na queda da resistência à fadiga; na ausência de tensões compressivas na região de nucleação de trincas, estas terão condições mais favoráveis para coalescer e se propagar; assim, caso os cdps sejam submetidos a um tratamento de alívio de tensões, os valores encontrados das vidas em fadiga dos cdps ensaiados deverão ser inferiores;



4 - caso o tratamento de desidrogenação dos cdps recobertos com metais eletro-depositados afete o perfil de tensões residuais, todos eles deverão sofrer uma mesma influência no seu comportamento em fadiga, isto é, com uma mesma redução da sua resistência à fadiga; caso apenas um lote de cdps eletro-depositados não apresente uma redução nitidamente mensurável, poder-se-á concluir que o tratamento térmico de desidrogenação não afetou o perfil de tensões residuais, e que as diferenças verificadas entre resultados encontrados para os lotes se devem às características dos respectivos recobrimentos.

### 5.2.2. Os cdps não recobertos após os ensaios de fadiga

Os aspectos macroscópicos das superfícies de fratura permitiram uma análise preliminar dos modos de nucleação e de propagação das trincas, tão logo o cdp tenha sido rompido. Essas análises preliminares apontaram indícios coerentes para todos os cdps ensaiados.

A ilustração 5.2 mostra o aspecto macroscópico das superfícies de fratura dos cdps não recobertos, com superfície polida, rompidos em médio ciclo e em alto ciclo, e não expostos à atmosfera marítima.

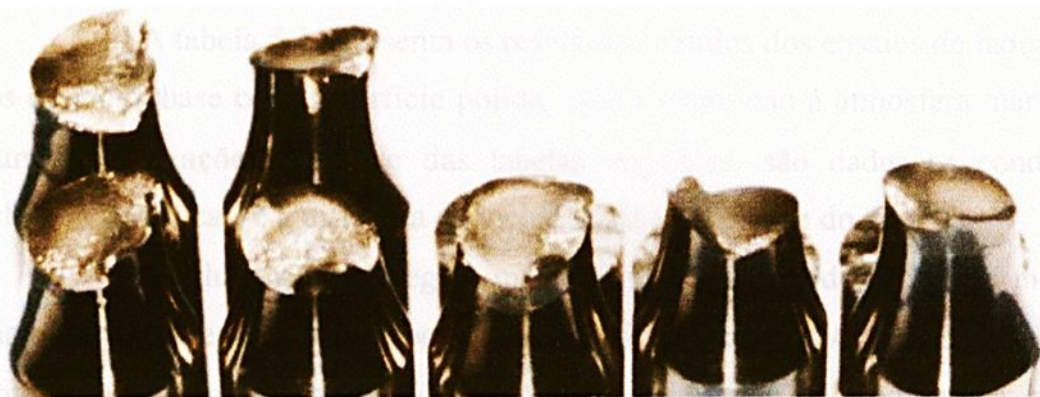


Ilustração 5.2 (17) - Superfícies de fratura dos cdps não recobertos e não expostos à atmosfera marítima, todos em médio e alto ciclo.

Estas superfícies de fratura mostraram que, para altas tensões e baixo ciclo, as trincas foram nucleadas em uma ou em duas regiões do perímetro externo do cdp. Em médias e baixas tensões, médio ciclo e alto ciclo, houve a nucleação em uma única frente principal de nucleação da trinca, junto ao perímetro externo do cdp.



As trincas nasceram no plano que corta perpendicularmente o cdp, no ponto de seu menor diâmetro, mas a sua propagação estável tendeu a não seguir rigorosamente este plano. As trincas principais se propagaram de um lado ao outro da seção transversal dos cdps, e na zona de ruptura catastrófica, em pontos do perímetro externo diametralmente oposto ao da nucleação das trincas, foi definida uma superfície com a inclinação próxima a 45 graus do plano da seção transversal do cdp.

Pode se concluir daí que as características metalúrgicas do aço e a distribuição da tensão aplicada sobre a matriz metálica exerceram um peso não desprezível em relação ao fator de forma do cdp. Este comportamento macroscópico da superfície de fratura serve de parâmetro de referência, para a análise macroscópica dos cdps revestidos.

Caso o raio de curvatura da cintura do cdp fosse muito menor, o fator de forma teria um peso de maior predominância, seguindo os parâmetros ligados às variáveis de projeto, como é o caso do adoçamento (CALLISTER, 2002).

### 5.2.3. As vidas em fadiga e as fractografias dos cdps polidos não expostos

A tabela 5.3 apresenta os resultados obtidos dos ensaios de fadiga para os cdps de metal base com superfície polida, sem a exposição à atmosfera marítima. Na coluna “**observações**” desta e das tabelas seguintes, são dadas as condições de nucleação de trincas, e a distância da inclusão até a superfície do cdp.

As ilustrações a seguir mostram fractografias dos cdps de metal base polido, não recobertos e não expostos à atmosfera marítima. As fractografias ajudam na busca de explicações sobre as dispersões verificadas nas vidas em fadiga, baseando-se no posicionamento das inclusões, e no perfil de tensões residuais.

Considerando-se a tensão máxima de 891 MPa, a tabela 4.2 e as ilustrações 5.3 a 5.5, afirma-se que:

1 – as trincas dos cdps 18, 64 e 24 foram nucleadas e se propagaram a partir da superfície, sem a atuação de inclusões como nucleadoras de trincas; na ausência de inclusões, pode se supor que sob altas tensões, a nucleação das trincas se dá pelos



sistemas de deslizamento junto à superfície, gerando as intrusões e extrusões mencionadas na literatura (MANSON, 1971; KOCANDA, 1978; SOCIE & MARQUIS, 2000); os aumentos adotados não permitem a observação detalhada dessas nucleações na superfície;

2 - o desvio padrão para os três valores foi de 11.100 ciclos, ou 50% da média obtida, que foi de 22.900 ciclos.

Tabela 5.3 (4) – Número de ciclos até a ruptura para os cdp's de metal base sem recobrimento.

| <i>Tensão<br/>(MPa)</i> | <i>% tensão de<br/>escoamento.</i> | <i>Carga<br/>(N)</i> | <i>Ciclos até a<br/>ruptura x 10<sup>3</sup></i> | <i>Média x<br/>10<sup>3</sup> ±<br/>desv.<br/>padr.</i> | <i>Identificação<br/>do cdp.</i> | <i>Observações</i>  |
|-------------------------|------------------------------------|----------------------|--------------------------------------------------|---------------------------------------------------------|----------------------------------|---------------------|
| 891                     | 90                                 | 460                  | 19,1                                             | 22,9<br>±11,1                                           | 18                               | Sem inclusões       |
|                         |                                    |                      | 35,4                                             |                                                         | 64                               | Sem inclusões       |
|                         |                                    |                      | 14,2                                             |                                                         | 24                               | Sem inclusões       |
| 801                     | 81                                 | 415                  | 104,9                                            | 147,5<br>±99,9                                          | 01                               | Inclusão a 130 µm   |
|                         |                                    |                      | 66,7                                             |                                                         | 10                               | Inclus. superficial |
|                         |                                    |                      | 285,6                                            |                                                         | 54                               | Sem inclusões       |
|                         |                                    |                      | 61,4                                             |                                                         | 62                               | Inclus. superficial |
| 751                     | 76                                 | 390                  | 219,1                                            | 177,7<br>±85,8                                          | 04                               | Inclusão a 60 µm    |
|                         |                                    |                      | 61,5                                             |                                                         | 02                               | Inclus. superficial |
|                         |                                    |                      | 163,9                                            |                                                         | 42                               | Inclusão a 140 µm   |
|                         |                                    |                      | 209,1                                            |                                                         | 03                               | Inclusão a 95 µm    |
|                         |                                    |                      | 297,5                                            |                                                         | 60                               | Sem inclusões       |
| 701                     | 71                                 | 365                  | 156,6                                            | 1542,0<br>±1093,8                                       | 05                               | Inclusão a 170 µm   |
|                         |                                    |                      | 2726,3                                           |                                                         | 06                               | Inclusão a 130 µm   |
|                         |                                    |                      | 1329,9                                           |                                                         | 07                               | Inclusão a 280 µm   |
| 691                     | 70                                 | 360                  | 569,7                                            | 2506,5<br>±1291,1                                       | 08                               | Inclus. subsuperf.  |
|                         |                                    |                      | 2176,8                                           |                                                         | B1                               | Inclusão a 300 µm   |
|                         |                                    |                      | 1308,9                                           |                                                         | B2                               | Inclusão a 200 µm   |
|                         |                                    |                      | 4341,9                                           |                                                         | B3                               | Inclusão a 70 µm    |
| 681                     | 69                                 | 355                  | 2198,4                                           | 2854,8<br>±1098,3                                       | B4                               | Inclusão a 180 µm   |
|                         |                                    |                      | 3631,4                                           |                                                         | 09                               | Inclusão a 75 µm    |
| 671                     | 68                                 | 350                  | 2078,2                                           |                                                         | 67                               | Inclus. subsuperf.  |
|                         |                                    |                      | 10.000 (inf.)                                    |                                                         | B5                               | Sem fractografia    |
|                         |                                    |                      | 10.000 (inf.)                                    |                                                         | B6                               | Sem fractografia    |

Desta forma, pode se afirmar que em 891 MPa, os valores de 22.900 ciclos constituem um ponto confiável para se esboçar uma curva para o comportamento em fadiga do aço 35NCD16, e que as trincas não são nucleadas em torno de inclusões, mas a partir da superfície.



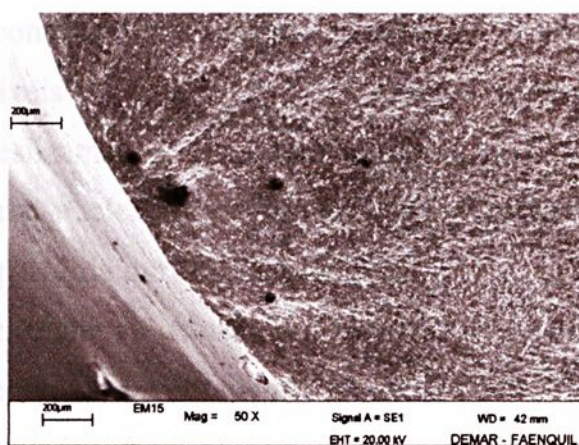
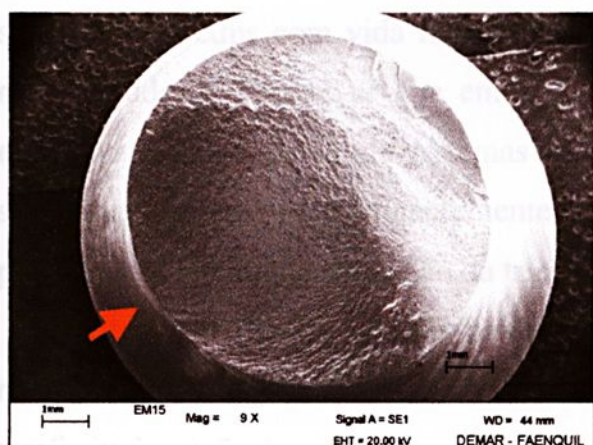


Ilustração 5.3 <sup>(18)</sup> - Cdp 18, sob 891 MPa, aumentado em 9 e 50 vezes, respectivamente; a trinca foi nucleada na superfície.

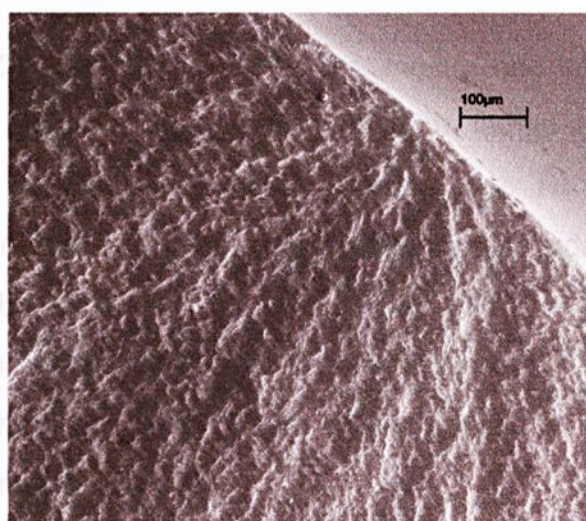
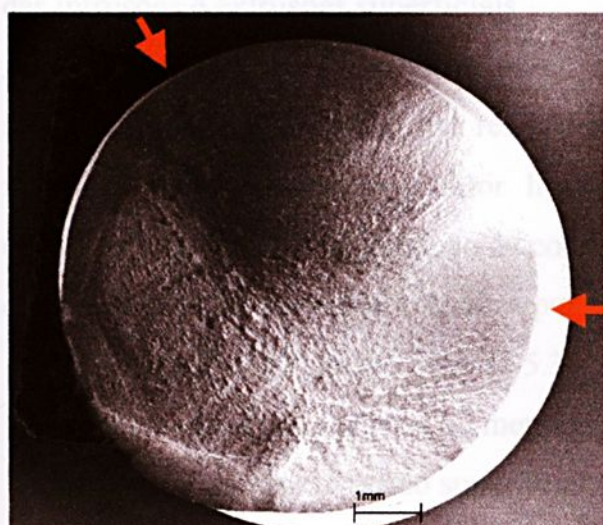


Ilustração 5.4 <sup>(19)</sup> - Cdp 64, sob 891 MPa, aumentado em 25 e 250 vezes, respectivamente; há duas nucleações de trincas, e não foram encontradas inclusões.

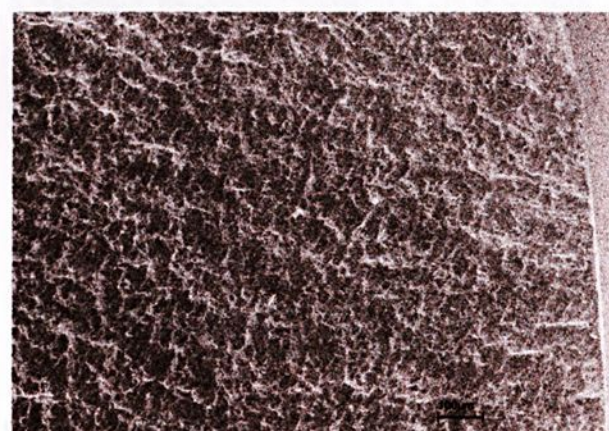
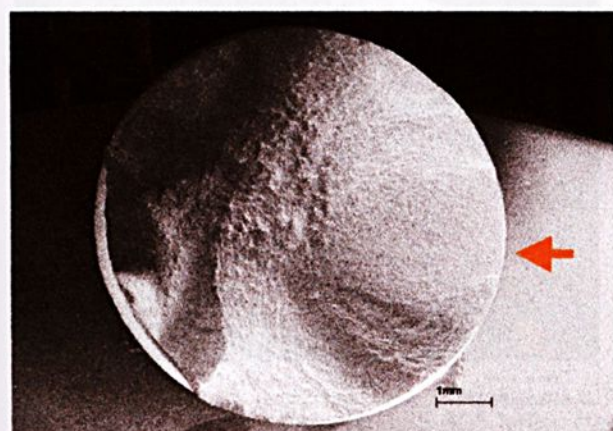


Ilustração 5.5 <sup>(20)</sup> - cdp 24 sob 891 MPa, aumentado em 25 e 200 vezes, respectivamente; a trinca foi nucleada na superfície, e não foram encontradas inclusões.



Caso houvesse um número maior de ensaios em 891 MPa, poderia então surgir alguns cdps com vida mais baixa e contendo uma inclusão superficial. Assim, não é prudente afirmar-se que em altos níveis de tensão, as trincas sejam geradas exclusivamente a partir de sistemas de deslizamento, visto que qualquer inclusão superficial atuará predominantemente como nucleador de trincas, atropelando o processo mais lento de formação da trinca a partir de intrusões e extrusões.

O fato de não ter havido nucleações de trincas em torno de inclusões mais profundas não permite que se diga que estes cdps estejam livres de inclusões na periferia da seção transversal onde o diâmetro do cdp é mínimo. É mais prudente se supor que as trincas pré-existentes geradas pelas inclusões internas tenham a sua propagação mais lenta que a formação e a propagação das trincas produzidas a partir das intrusões e extrusões superficiais.

A diferença entre as vidas dos cdps 64 e 24, ambos sem inclusões, mostra que um segundo fator de menor peso em relação às inclusões, pode afetar a vida em fadiga de forma perceptível quando o fator ligado às inclusões estiver ausente. Este fator certamente deverá ser relacionado às condições da superfície, embora não tenham sido detectadas ou identificadas na análise por MEV.

Sob 801 MPa, a tabela 5.3 e as ilustrações 5.6 a 5.10 mostram que:

- 1 - os cdps que apresentaram as menores vidas em fadiga foram os que nuclearam a trinca a partir de uma inclusão superficial, cdp 62 e cdp 10;
- 2 - o cdp que apresentou a maior vida é o que não possui inclusão, cdp 54;
- 3 - os cdps 01 e 04 tiveram as suas trincas nucleadas a partir de inclusões internas.

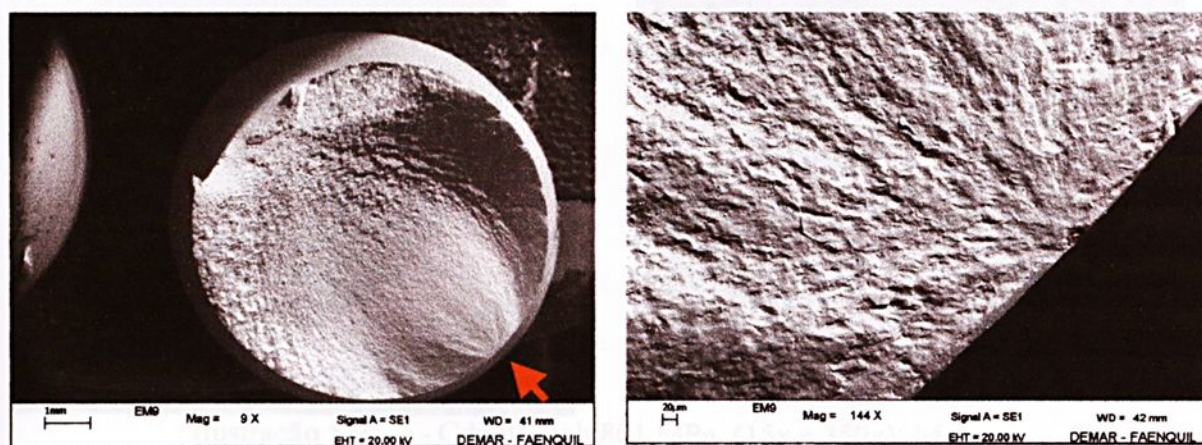


Ilustração 5.6 (21) - Cdp 10, sob 801 MPa, (9x e 144x); a trinca foi nucleada a partir de uma inclusão superficial.



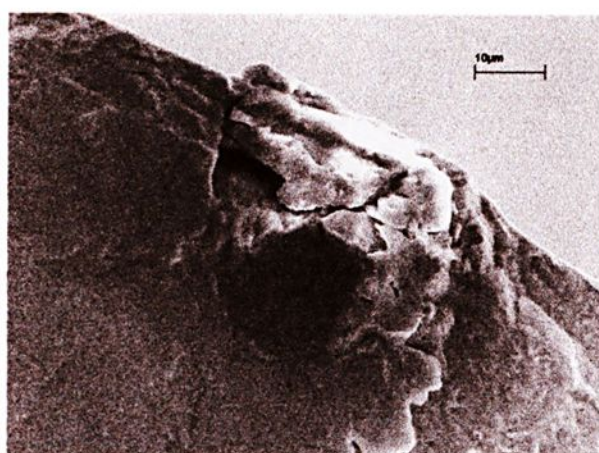
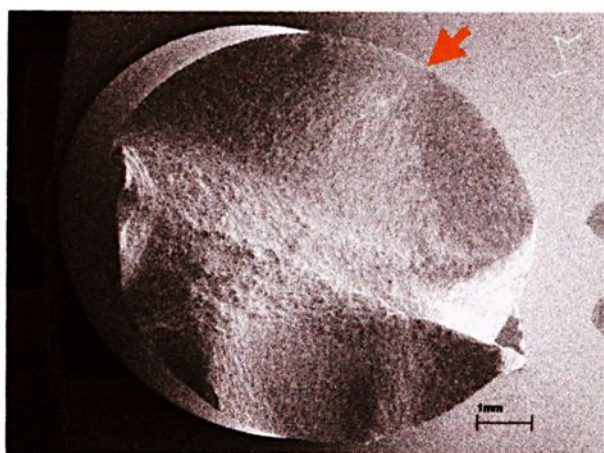


Ilustração 5.7<sup>(22)</sup> - CdP 62, sob 801 MPa, (25x e 3200x). A trinca foi nucleada a partir de uma inclusão superficial.

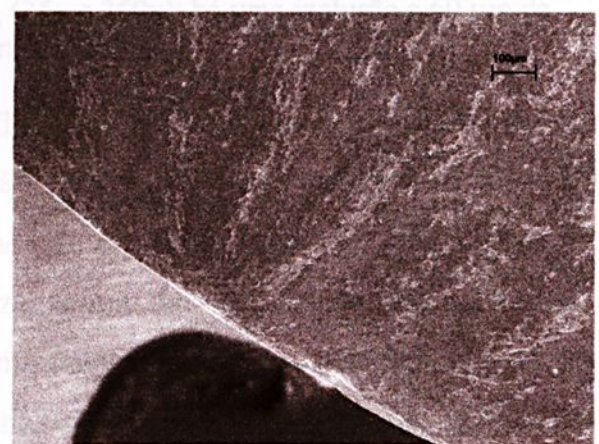
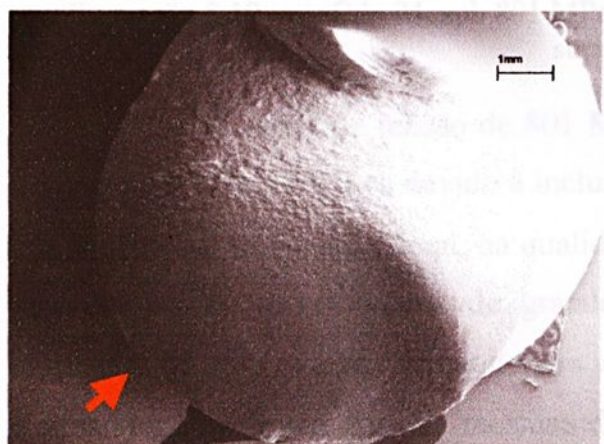


Ilustração 5.8<sup>(23)</sup> - CdP 54, sob 801 MPa (25x e 200x). A trinca foi nucleada na superfície.

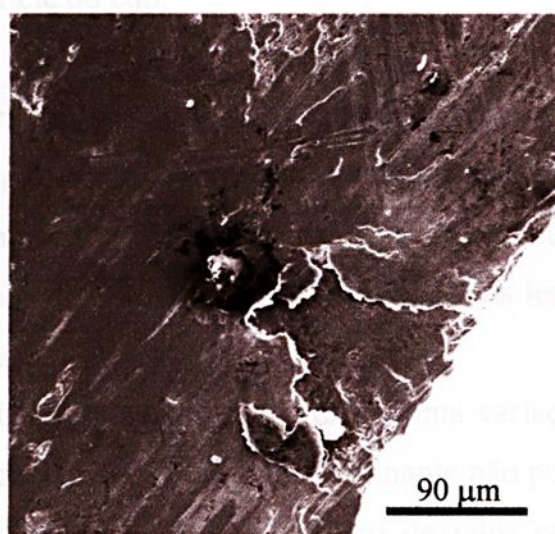
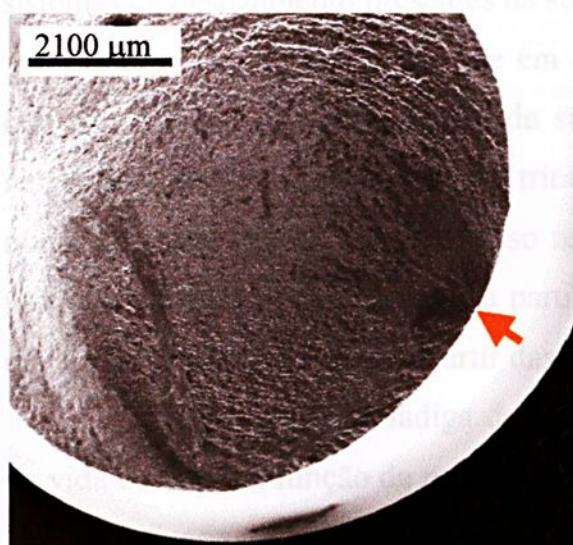


Ilustração 5.9<sup>(24)</sup> - CdP 01, sob 801 MPa, (15x e 350x); há uma inclusão a 130 µm da superfície.



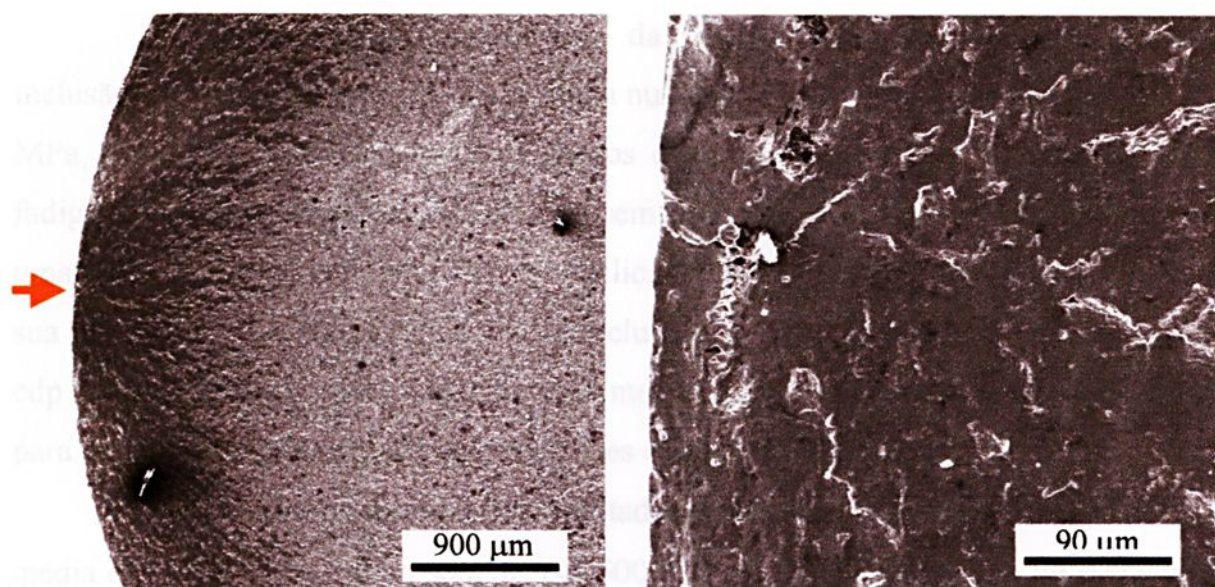


Ilustração 5.10 (25) - Cdp 04, sob 801 MPa, (35x e 350x); há uma inclusão a 60  $\mu\text{m}$  da superfície.

O nível de tensão de 801 MPa pode ser visto como um marco no qual surge a nucleação da trinca devido à inclusão superficial. A sua presença na superfície implica em um dano superficial, na qualidade de trinca pré-existente. Esta, certamente tem dimensões várias ordens de grandeza acima das dimensões das intrusões e extrusões, que por sua vez demandariam um número de ciclos maior para se coalescer e gerar alguma trinca com as mesmas dimensões daquela previamente gerada pela inclusão superficial. Em outras palavras, “a trinca já existe no início do ensaio”, e atua no segundo estágio, “atropelando” o processo de nucleação da trinca a partir dos sistemas de deslizamento presentes na superfície do cdp.

Da mesma forma que em 891 MPa, também é pouco seguro se afirmar que não existam inclusões abaixo da superfície. De fato, Estas também geram seus respectivos danos na qualidade de trincas pré-existentes. A sua manifestação como nucleadoras de trincas ocorrerá, caso não haja inclusões ou danos superficiais, ou o processo de nucleação de trincas a partir de sistemas de deslizamento seja mais lento que a propagação de trincas a partir das inclusões internas.

As vidas em fadiga dos cdps 01 e 04 mostram que existe uma variação da vida do cdp em função da profundidade da inclusão, cujo fator dominante não pode ser identificado ou estudado neste nível de tensão, dado o número de cdps com inclusões internas. Por outro lado, a queda na vida em fadiga de um cdp devido à inclusão superficial ficou evidenciada, cdps 10 e 62.



Como resultado importante da existência de um cdp contendo uma inclusão superficial, e um cdp com a trinca nucleada na superfície, sabe-se que em 801 MPa, devem ser considerados dois pontos distintos para se compor uma curva de fadiga. O primeiro ponto seria o do cdp sem inclusão, com vida maior, para compor uma curva de fadiga para uma matriz metálica livre de inclusões superficiais, e tendo a sua trinca nucleada sem a influência de inclusões internas. O segundo ponto seria o do cdp com inclusão na superfície, com vida menor, para se compor uma curva de fadiga para uma matriz contaminada com inclusões ou defeitos superficiais.

Considerando os cinco resultados obtidos em 801 MPa como válidos, a média de ciclos até a fratura será de 147.500, e o seu desvio padrão,  $\pm 99.900$  ciclos, ou  $\pm 68\%$  do valor médio. No entanto, considerando-a como válido o cdp 54 para expressar a superfície livre da presença de inclusões, a média é substituída pelo valor da vida deste único cdp, ou seja, 285.600 ciclos. Assumindo os cdps 10 e 62 como portadores de inclusões superficiais, a sua vida média valerá  $64.050 \pm 3.740$  ciclos, ou  $6\%$  do valor médio. Deste modo, pode-se inferir a ação detrimental das inclusões superficiais na resistência à fadiga por flexão rotativa do aço 35NCD16, e principalmente, obter-se claramente o nível de influência das inclusões superficiais na resistência à fadiga. Pode-se afirmar portanto, que neste nível de tensão, a redução na vida em fadiga devido à presença de inclusões superficiais foi da ordem de  $68\%$ .

Em 751 MPa, a tabela 5.3 e as ilustrações 5.11 a 5.15 mostram que:

- 1 - o cdp 02 possui uma inclusão superficial, e apresentou a menor vida;
- 2 - o cdp 60 nucleou a trinca na superfície, sem inclusões, e apresentou a maior vida.

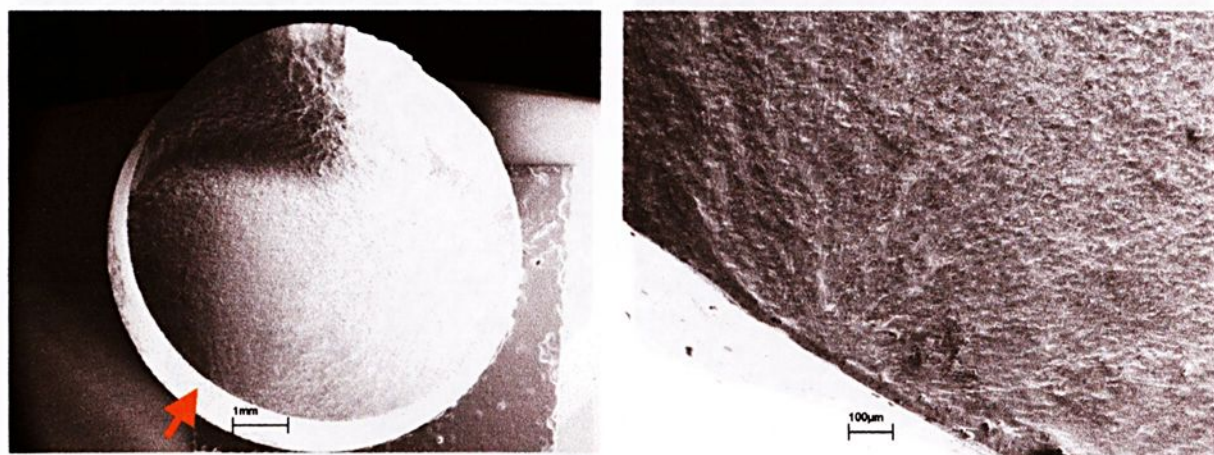


Ilustração 5.11 (26) - Cdp 60, sob 751 MPa (25x e 200x). Não foram encontradas inclusões.



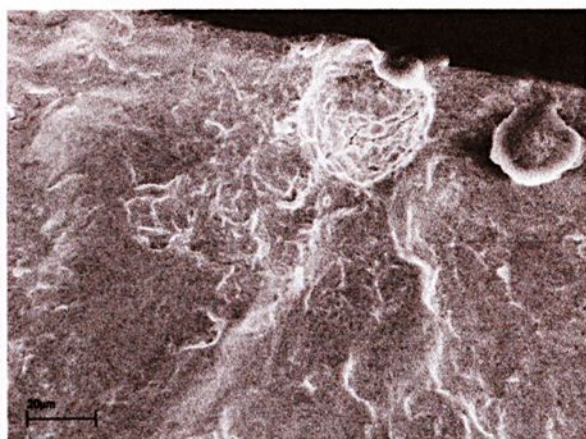
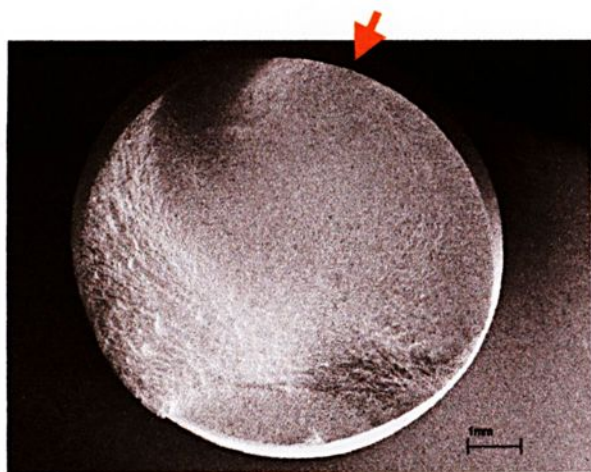


Ilustração 5.12 <sup>(27)</sup> - CdP 02, sob 751 MPa (25x e 1600x). Pequena inclusão superficial.

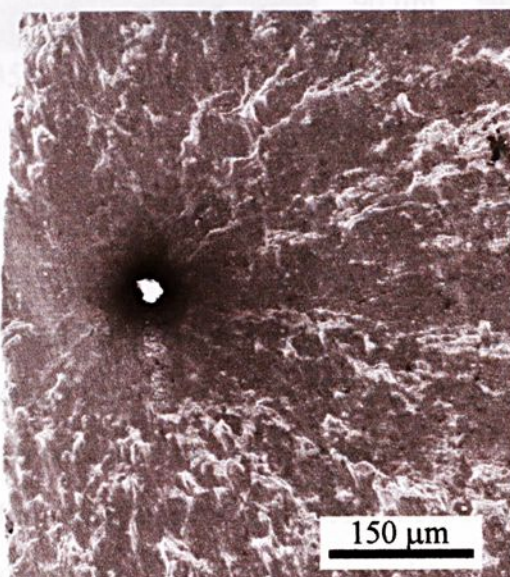
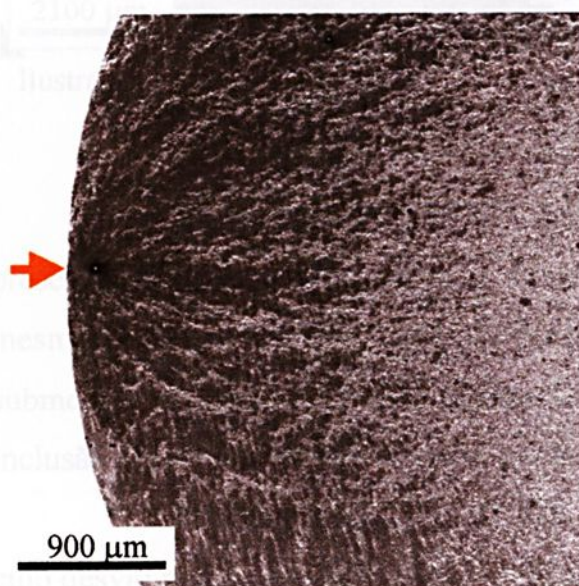


Ilustração 5.13 <sup>(28)</sup> - CdP 42, sob 751 MPa, (35x e 200x); inclusão a 140 µm da superfície.

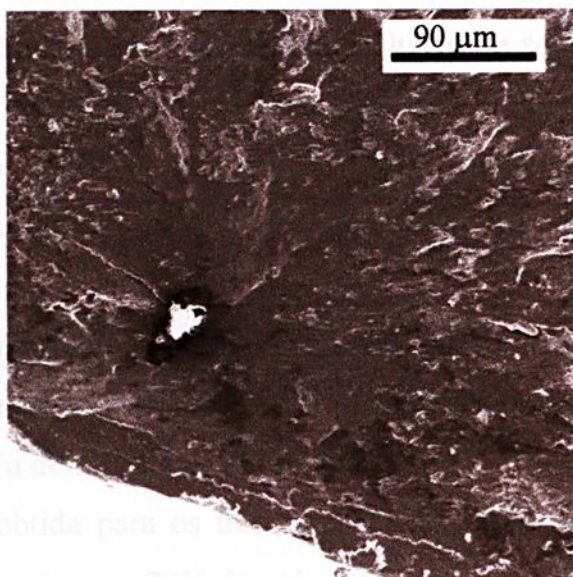
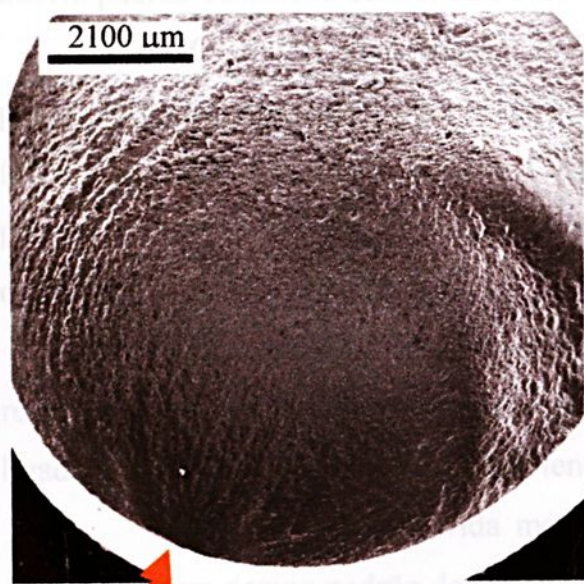


Ilustração 5.14 <sup>(29)</sup> - CdP 03, sob 751 MPa, (15x e 350x); inclusão a 95 µm da superfície.



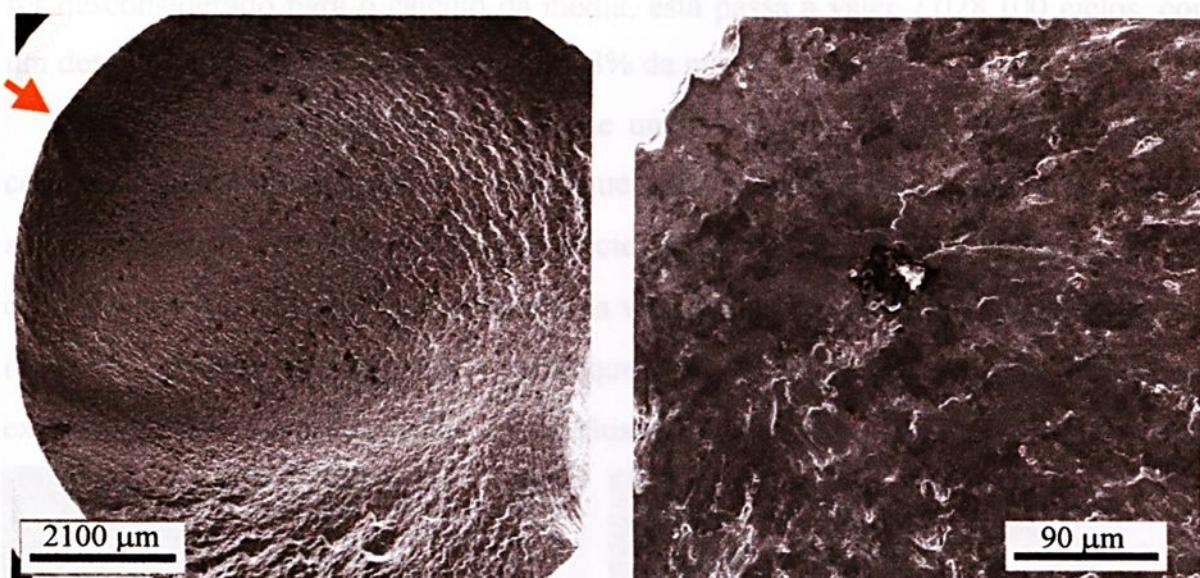


Ilustração 5.15<sup>(30)</sup> - Cdp 05, sob 751 MPa, (55x e 350x); inclusão a 170 μm da superfície.

A inclusão encontrada no cdp 02 é muito menor que as inclusões presentes em outros cdps, ou seja, cerca de 20 μm contra uma média de 50 μm, e mesmo assim, causou uma queda de 50% na vida em relação à média dos outros cdps submetidos ao mesmo nível de tensão. Este resultado reforça a afirmação de que uma inclusão superficial exerce um peso muito negativo sobre a vida em fadiga do aço.

O valor médio de 177.720 ciclos foi tomado para todos os cinco cdps, cujo desvio padrão foi de 85.000 ciclos, ou 48% da média. Entretanto, se for eliminado o cdp com inclusão superficial, o valor médio passa a ser de 223.500 ciclos, com um desvio padrão de 68.850 ciclos, ou 30%.

O cdp 60, com vida de 297.500 ciclos, é o único sem inclusões, e serve para se compor uma curva para o aço livre de inclusões, a exemplo do que pode ser feito com o cdp 54, sob 801 MPa. Com os dados obtidos em 751 MPa, também é possível assumir a vida de 61.500 ciclos para definir um ponto da curva de fadiga para o aço com inclusões superficiais.

Os cdps 42, 03, e 05 apresentam inclusões internas, cada um com a sua respectiva vida em fadiga, sugerindo com um pouco mais de clareza que há um fator ligado à profundidade da inclusão que tende a definir a vida em fadiga do cdp.

Em 701 MPa, a vida média obtida para os três cdps foi de 1.542.000 ciclos, com um desvio padrão de 1.093.830 ciclos, ou 70% da vida média. Se o cdp 08



for desconsiderado para o cálculo da média, esta passa a valer 2.028.100 ciclos, com um desvio padrão de 987.400 ciclos, ou 48% da média.

Novamente, o cdp 08 define um ponto para a curva de fadiga do aço contendo inclusões superficiais, visto que este cdp apresenta uma inclusão sub-superficial, a cerca de 50  $\mu\text{m}$  da superfície, e com dimensões em torno de 35  $\mu\text{m}$ , como mostra a ilustração 5.16. A queda da vida em fadiga para um cdp contendo uma inclusão a 50  $\mu\text{m}$  da superfície sugere que para estas profundidades, a inclusão já exerce um efeito danoso comparável à inclusão superficial.

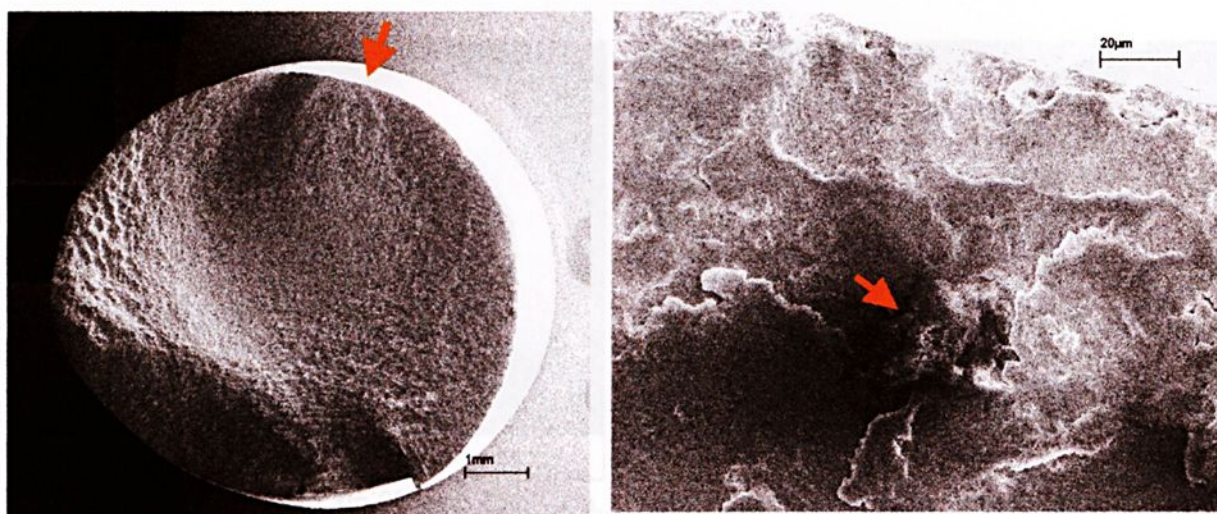


Ilustração 5.16 <sup>(31)</sup> - Cdp 08, sob 701 MPa (25x e 1600x). A trinca foi nucleada em torno de uma inclusão sub-superficial, a cerca de 50  $\mu\text{m}$  da superfície.

Já a ilustração 5.17 apresenta uma inclusão encontrada a 130  $\mu\text{m}$  de profundidade, no cdp 06, cuja vida em fadiga foi cerca de 500 % maior que a vida do cdp 08.

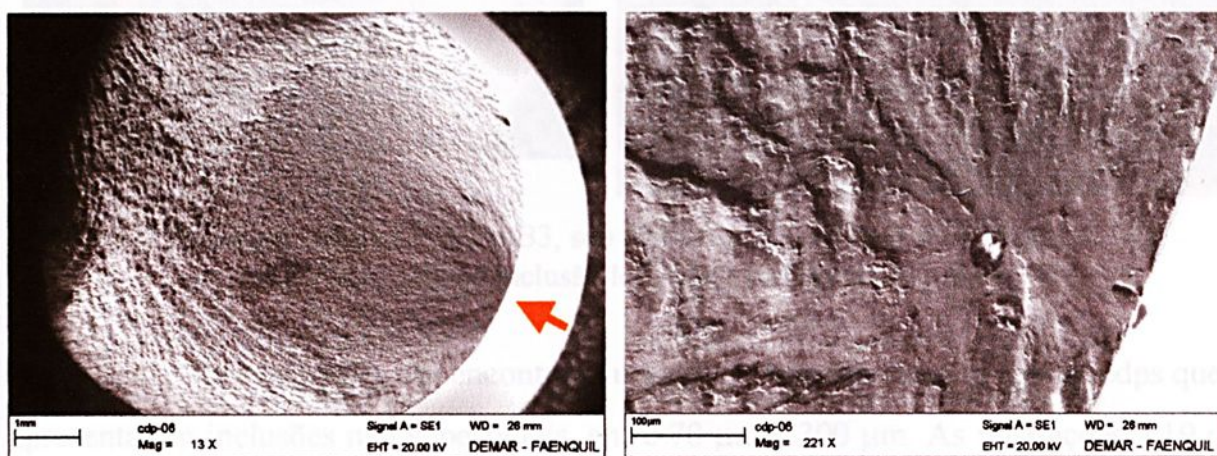


Ilustração 5.17 <sup>(32)</sup> - Cdp 06, sob 701 MPa (25x e 221x). A trinca foi nucleada em torno de uma inclusão a cerca de 130  $\mu\text{m}$  da superfície.



Aqui se pode inferir que até uma certa profundidade, no caso 50  $\mu\text{m}$ , as inclusões causam uma queda maior na vida em fadiga, e que esta queda passa a ser menor, à medida que a inclusão se localiza em profundidades maiores. Por outro lado, o cdp 07 parece contrariar esta tendência, visto que a sua inclusão está a 280  $\mu\text{m}$  de profundidade, ilustração 5.18, e sua vida em fadiga foi menor que a vida do cdp 06.

Assim sendo, é interessante que se tenha um conjunto de cdps ensaiados sob uma mesma tensão, que tenham inclusões em várias profundidades, para que a influência da posição da inclusão sobre a vida em fadiga seja melhor avaliada.

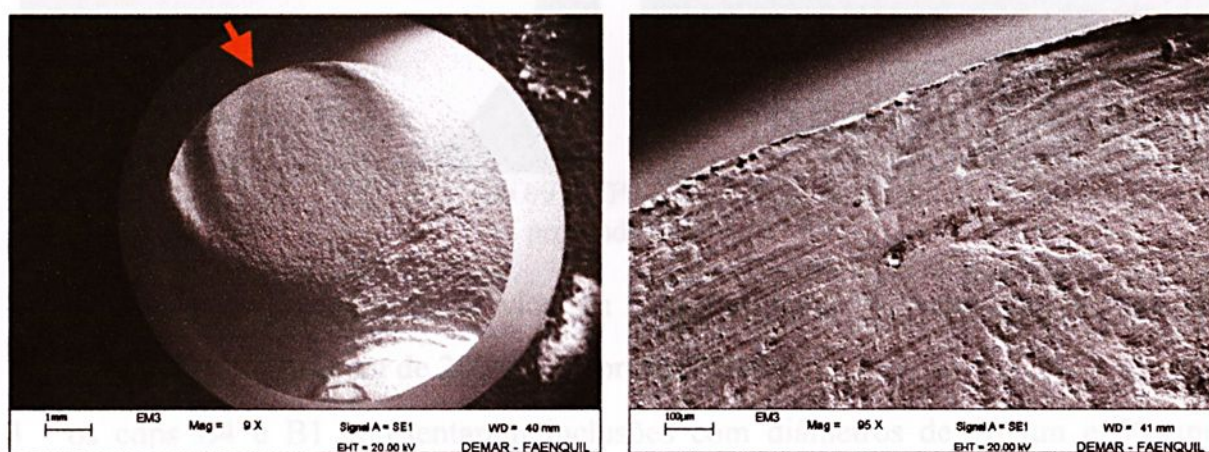


Ilustração 5.18 <sup>(33)</sup> - Cdp 07, sob 751 MPa, (9x e 95x); inclusão a 280  $\mu\text{m}$  da superfície.

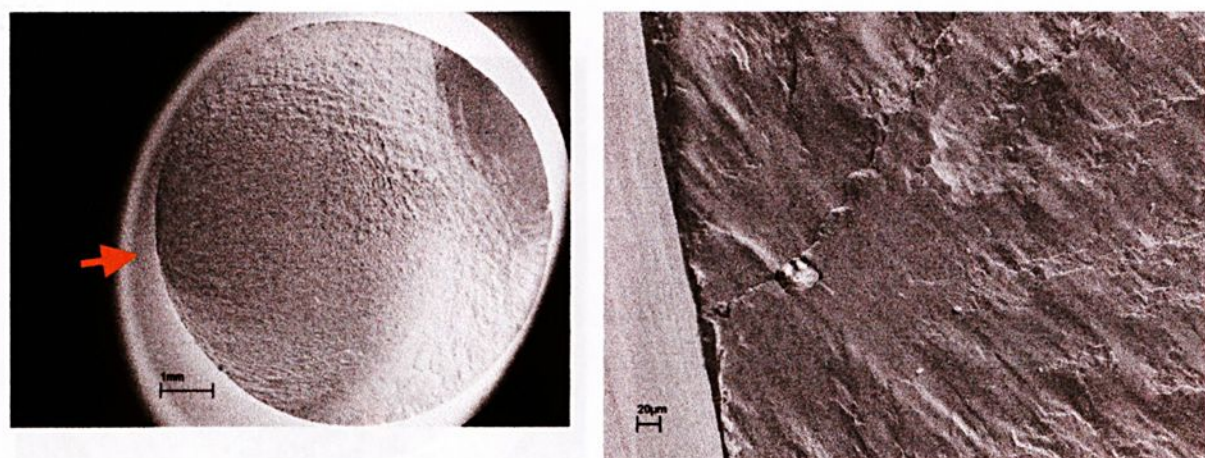


Ilustração 5.19 <sup>(34)</sup> - CDp B3, sob 691 MPa (25x e 500x), com trinca nucleada por uma inclusão localizada a cerca de 70  $\mu\text{m}$ .

Em 691 MPa, foi encontrada uma situação onde existem apenas cdps que apresentaram inclusões não superficiais, entre 70  $\mu\text{m}$  e 300  $\mu\text{m}$ . As ilustrações 5.19 a 4.22 mostram as fractografias dos quatro cdps ensaiados sob 691 MPa, e cruzando-se



as informações destas fractografias com os dados da tabela 4.2, pode ser observado que:

1 - o cdp que apresentou a maior vida em fadiga foi o cdp B3, com uma inclusão de 40  $\mu\text{m}$  de diâmetro, a cerca de 70  $\mu\text{m}$  de profundidade;

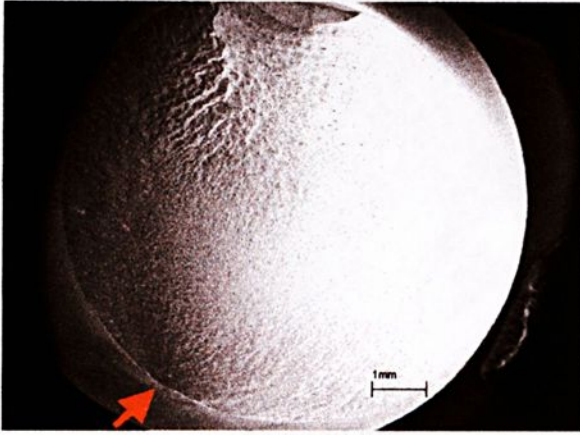


Ilustração 5.20 <sup>(35)</sup> - Cdp's B2, sob 691 MPa (25x e 500x) com inclusão a 200  $\mu\text{m}$  de profundidade.

2 - o cdp que apresentou a menor vida em fadiga foi o cdp B2, com uma inclusão de 40  $\mu\text{m}$  de diâmetro, a cerca de 200  $\mu\text{m}$  de profundidade;

3 - os cdps B4 e B1 apresentaram inclusões com diâmetros de 70  $\mu\text{m}$  e 50  $\mu\text{m}$ , respectivamente, com vidas próximas, porém em profundidades distintas, a 180  $\mu\text{m}$  e a 300  $\mu\text{m}$ , respectivamente.

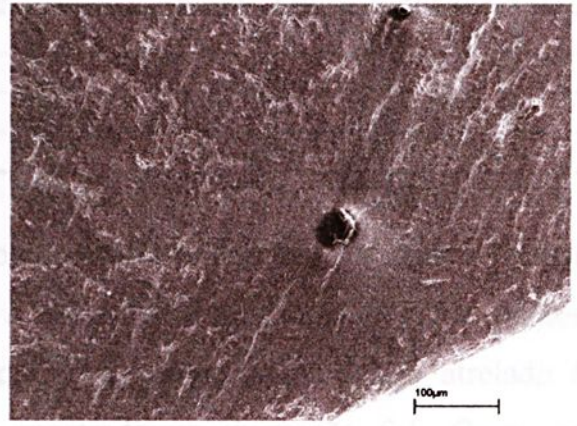
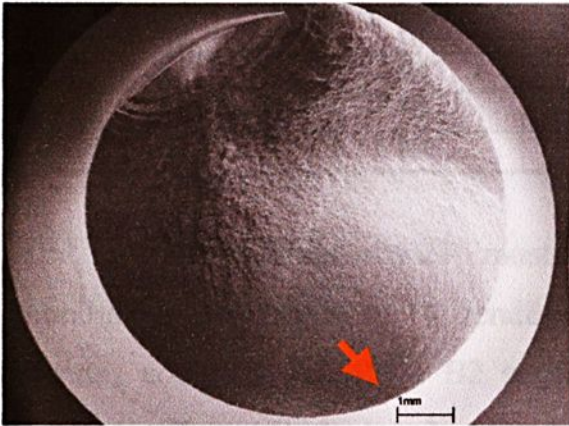


Ilustração 5.21 <sup>(36)</sup> - CDp B4, sob 691 MPa (25x e 400x), com trinca nucleada por uma inclusão localizada a cerca de 180  $\mu\text{m}$  de profundidade.

Verificando que os cdps B3, B4 e B2 exprimem uma tendência de queda da vida em fadiga em função da profundidade das inclusões, é de se supor que o perfil de tensões residuais tenha sido mantido e atuado sobre o comportamento em fadiga do



aço, apesar da possível ocorrência do seu relaxamento durante os ensaios de fadiga (TORRES, 2002). Entretanto, a retomada de uma vida maior apresentada pelo cdp B1, a 300 µm de profundidade, exige uma interpretação mais cuidadosa.

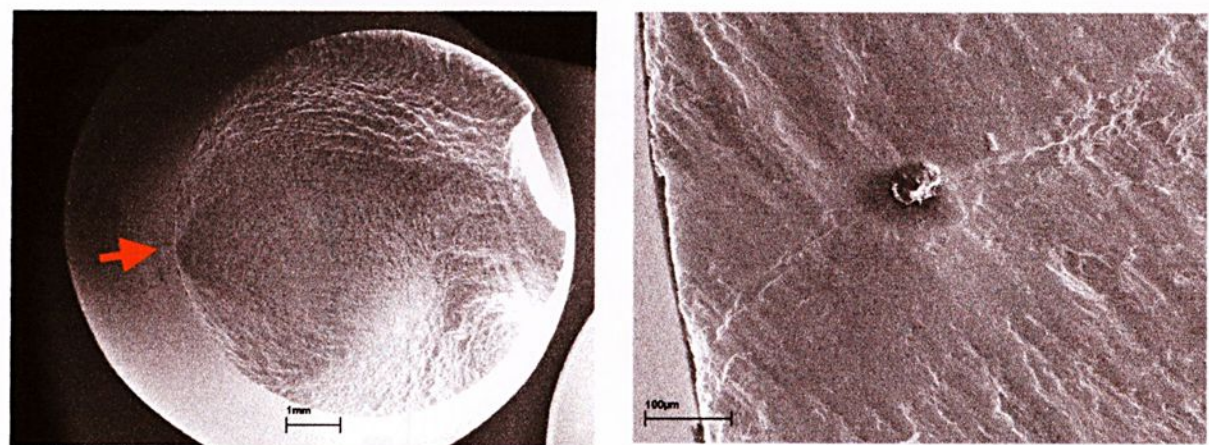


Ilustração 5.22 (37) - CDp B1, sob 691 MPa (25x e400x), com trinca nucleada por uma inclusão localizada a cerca de 300 µm de profundidade.

A tabela 5.4 relaciona a tensão residual , a profundidade e o tamanho das inclusões, e as vidas dos cdps ensaiados sob 691 MPa.

Tabela 5.4 (5) - Tensão residual e ciclos até a ruptura para os cdps de metal base ensaiados sob 691 MPa.

| <i>Tensão residual (MPa)</i> | <i>Cdp ensaiado</i> | <i>Profundidade da inclusão(µm)</i> | <i>Tamanho da inclusão (µm)</i> | <i>ciclos até a ruptura x 10³</i> |
|------------------------------|---------------------|-------------------------------------|---------------------------------|-----------------------------------|
| -100                         | B3                  | 70                                  | 40                              | 4341,9                            |
| -30                          | B4                  | 180                                 | 50                              | 2198,4                            |
| -15                          | B2                  | 200                                 | 40                              | 1308,9                            |
| +35                          | B1                  | 300                                 | 70                              | 2176,8                            |

A ilustração 5.23 mostra os pontos referentes às vidas versus profundidade das inclusões. A tendência à linearidade apresentada pelos pontos referentes aos cdps B3, B4 e B2 sugere que este comportamento seja atrelado à linearidade do perfil de tensões residuais mostrado na ilustração 5.1. Como as inclusões possuem aproximadamente as mesmas dimensões, pode ser afirmado que o perfil de tensões residuais compressivas realmente esteve presente e atuou durante o processo de nucleação e propagação das trincas, exercendo uma inibição sobre a propagação destas, refletindo num atraso também proporcional ao valor da tensão residual.



Pode ser inferido ainda que esta inibição é proporcional ao valor da tensão residual compressiva no ponto onde se encontra a inclusão.

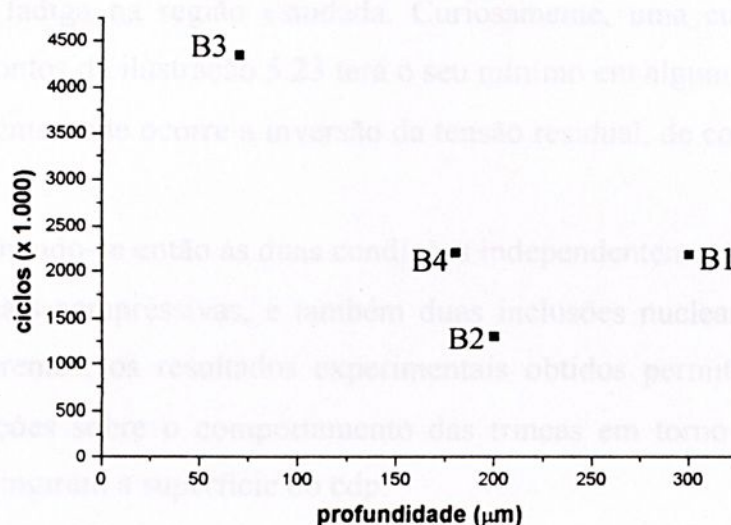


Ilustração 5.23 <sup>(38)</sup> - Ciclos até a ruptura dos cdp submetidos à tensão máxima de 691 MPa, em função da profundidade da inclusão.

Não deve ser esquecido que, se o cdp tem oito mm de diâmetro, e a região aqui discutida não chega a 400 μm de profundidade, a tensão aplicada tratativa exercida pela máquina de fadiga deve ser vista como homogênea. A homogeneidade da tensão aplicada sobre a matriz metálica na região da nucleação das trincas reforça a idéia da proporcionalidade entre o perfil de tensões residuais e a velocidade de propagação da trinca na zona de nucleação, entre a inclusão e a superfície do cdp.

No caso da inclusão a 300 μm de profundidade, a tensão residual já é tratativa, em torno de 30 MPa. Acredita-se que para grandes profundidades, a vida deva aumentar em função da profundidade, visto que a tensão aplicada diminui com o raio do cdp, e que não se verificou nenhum caso de inclusões nucleando trincas a grandes profundidades.

Acredita-se ainda que, caso não existisse um perfil de tensões residuais compressivas entre a superfície e a profundidade de 250 μm, haveria uma relação inversa entre a vida em fadiga do cdp e a profundidade da inclusão que nucleia a trinca, em toda a região, com uma singularidade caracterizando uma forte queda na vida para as inclusões superficiais. Estas afirmativas poderão ser verificadas ou



comprovadas, caso se faça um tratamento de alívio de tensões em um lote de cdps, com a posterior série de ensaios de fadiga também em 691 MPa.

A convolução das duas condições deve resultar num ponto de mínimo para as vidas em fadiga na região estudada. Curiosamente, uma curva imaginária unindo os quatro pontos da ilustração 5.23 terá o seu mínimo em algum ponto próximo de 250  $\mu\text{m}$ , justamente onde ocorre a inversão da tensão residual, de compressiva para trativa.

Imaginando-se então as duas condições independentemente, isto é, com e sem tensões residuais compressivas, e também duas inclusões nucleando trincas em profundidades diferentes, os resultados experimentais obtidos permitem que façam algumas considerações sobre o comportamento das trincas em torno das inclusões, antes e depois de atingirem a superfície do cdp:

1 - nas vizinhanças da inclusão, a propagação da trinca é muito lenta, e resulta numa região circular pouco rugosa em torno da inclusão; esta condição facilita a identificação da inclusão nas análises por MEV;

2 - antes de chegar na superfície, a trinca avança a partir da inclusão, em todas as direções, tendo suas frentes com a mesma velocidade, caso não exista uma tensão compressiva, ou esta exista mas seja homogênea em torno da inclusão; como o perfil de tensões mostra que o campo não é homogêneo, a frente voltada para a superfície se propaga mais lentamente;

3 - a partir do momento em que a frente da trinca alcança a superfície, o sistema trinca-matriz metálica ganha um grau de liberdade adicional, principalmente porque trata-se de um processo de fadiga por flexão rotativa, ou seja, as trincas internas são travadas pela matriz metálica por todos os lados, enquanto as trincas superficiais possuem todo um lado, o de fora, livre para se afastar e facilitar a flambagem da ponta da trinca que está voltada para o interior do cdp; em, outras palavras, há uma mudança radical no processo de propagação da trinca quando a superfície é alcançada; a frente interna da trinca ganha uma nova taxa de propagação, muito mais rápida do que na etapa em que ela era totalmente envolta pela matriz metálica;

3 - se não houver um campo de tensões compressivas entre a inclusão e a superfície, o tempo ou o número de ciclos para que a trinca alcance a superfície será proporcional à



distância entre a inclusão e a superfície; trincas nascidas de uma inclusão mais rasa chegarão antes à superfície;

4 - na presença de tensões residuais compressivas entre a inclusão e a superfície, ficou verificado que, se a inclusão for mais profunda, até cerca de 200  $\mu\text{m}$ , a trinca por ela gerada alcançará a superfície mais rapidamente do que a trinca oriunda de uma inclusão mais rasa e dentro do campo de tensões compressivas, visto que a vida em fadiga é menor para inclusões mais profundas;

5 - fica claro então, que uma trinca nascida fora da zona de tensões compressivas, atravessa esta zona com maior facilidade do que uma trinca que nasceu em seu interior; em outras palavras, a zona de tensão compressiva não impede que uma trinca nascida fora dela a atravesse, e lhe causa um retardo menor do que o retardo imposto a uma trinca nucleada em seu interior.

As considerações anteriores são coerentes com as diferenças verificadas entre as vidas em fadiga dos cdps sob um mesmo nível de tensão. Enquanto a partir da superfície, não há diferenças consideráveis entre as taxas de propagação das trincas para o interior dos cdps, independentemente das posições das inclusões, a diferença entre as vidas em fadiga dos cdps depende nitidamente da posição das inclusões e do perfil de tensões residuais, ou seja, do grau de dificuldade para a frente da trinca que se dirige da inclusão para fora do cdp, propagar-se até a superfície através da zona de tensões compressivas. Nessa etapa do processo, a propagação da trinca é lenta e representa uma parte considerável da vida em fadiga do cdp, e é compatível com a dispersão dos resultados dos ensaios de fadiga para uma mesma tensão.

Se forem considerados ainda os cdps 06 e 08, ambos ensaiados sob 701 MPa, ou seja, apenas 10 MPa acima da tensão aplicada para os quatro cdps ensaiados sob 691 MPa discutidos acima, pode ser observado que os cdps 06 e 08 se enquadram perfeitamente nas condições em que os quatro cdps submetidos à tensão de 691 MPa, podendo ser inseridos normalmente na tabela 5.4 e na ilustração 5.23. Em especial, o cdp 08 foi particularmente útil para mostrar que inclusões muito rasas, ou sub-superficiais, derrubam a vida em fadiga para valores próximos aos valores das vidas em fadiga encontrados para cdps com defeitos ou inclusões superficiais. Assim, uma curva traçada a partir dos pontos mostrados na ilustração 5.23 deve possuir o seu máximo entre 50  $\mu\text{m}$  e 70  $\mu\text{m}$ .



Fazendo-se uma avaliação dos efeitos da tensão residual sobre o comportamento em fadiga dos cdps, os resultados obtidos sob a tensão máxima de 691 MPa sugerem que a manutenção das tensões residuais oriundas do processo de usinagem foi benéfica para a resistência à fadiga dos cdps, e certamente fizeram como que o limite de resistência à fadiga deste lote de cdps seja superior ao valor que seria obtido, caso fosse feito um tratamento térmico de alívio de tensões.

Embora a discussão sobre as trincas nucleadas por inclusões possa criar a idéia de que cada cdp contenha uma única inclusão na faixa anular entre a superfície e a profundidade de 300  $\mu\text{m}$ , e que esta inclusão tenha sido a única fonte de trincas no cdp, não se deve excluir a possibilidade de que outras inclusões possam existir e ter nucleado trincas secundárias menores, na área útil do cdp. A propagação das trincas secundárias certamente terá ficado restrita à sua fase inicial, visto que a trinca gerada pela inclusão de ação predominante já terá tomado conta da matriz metálica, com dimensões macroscópicas, antes que as trincas secundárias entrem em seu regime de propagação estável. Do ponto de vista prático, não há como se verificar a existência de outras inclusões na superfície de fratura, mas apenas a inclusão que originou a trinca que resultou na ruptura.

Algumas outras considerações ainda podem ser feitas:

- 1 - um cdp livre de inclusões na sua zona periférica da seção transversal de menor diâmetro, certamente só poderá iniciar suas trincas na superfície, e certamente consumirá muito mais ciclos para que esta trinca chegue ao tamanho da trinca pré-existente gerada por uma inclusão;
- 2 - se um cdp apresenta uma vida menor devido à inclusão superficial, é porque o perfil de tensões residuais não foi capaz de impedir, ou retardar a propagação da trinca pré-existente junto à superfície, em direção ao centro do cdp; aqui, novamente é decisivo o processo de flexão, em que a trinca já nasce com o grau de liberdade adicional que facilita a flambagem da ponta da trinca que se dirige para o interior do cdp; fica novamente confirmado que o fato de uma trinca pré-existente estar confinada no interior da matriz metálica é um fator de retardamento para a sua propagação;
- 3 - a inclusão ou defeito superficial fazem com que o processo de fadiga já se inicie na etapa de propagação mais rápida, não existindo a etapa em que a trinca nasce lentamente dos sistemas de deslizamentos, nem a etapa em que a trinca nasce das



inclusões internas, com propagação lenta até a superfície; então, novamente pode se supor que a diferença entre as vidas em fadiga de um cdp com inclusão superficial e de um cdp que não nucleou a trinca a partir de defeitos ou inclusões, corresponda ao número de ciclos para que uma trinca seja nucleada a partir dos sistemas de deslizamento, formando intrusões e extrusões, e atinja o porte do dano superficial causado pela inclusão que existe na superfície do cdp;

4 - também é possível se estabelecer uma relação direta entre as diferenças das vidas de um cdp que não nucleou a trinca a partir de uma inclusão interna, e de um cdp que tem uma inclusão interna; a diferença das vidas corresponde ao tempo necessário para a trinca se propagar da inclusão até a superfície;

5 - como em tensões máximas mais baixas não houve um único cdp com a trinca nucleada a partir da superfície, é possível se afirmar que a tensão cíclica aplicada não foi capaz de produzir intrusões e extrusões na superfície, e portanto, só haverá a propagação de trincas a partir das trincas pré-existentes em torno das inclusões; caso essas trincas pré-existentes também não consigam se propagar, então ocorrerá o caso em que o cdp terá vida infinita, mesmo com inclusões internas.

As considerações feitas sugerem que se faça um estudo baseado na separação explícita, feita anteriormente, dos cdps que contenham inclusões internas, contenham inclusões superficiais, e dos cdps isentos de inclusões, para se traçar curvas distintas, e para dar um sentido gráfico para as diferenças das vidas em fadiga para um mesmo nível de tensão. Nas páginas anteriores, já foram devidamente citados os cdps especificamente apropriados para o traçado de cada uma das curvas, ou seja, para os cdps com inclusões superficiais, e para os cdps hipoteticamente livres de inclusões. Mais adiante, será feita uma discussão sobre as curvas diferenciadas para os cdps com e sem inclusões.

Retomando a tabela 5.3, faz-se agora a discussão sobre os resultados obtidos em 681 MPa e em 671 MPa.

Sob 681 MPa, o cdp 67 apresentou uma vida de 2.078.200 ciclos, valor este inferior dos encontrados para os cdps B1, B3 e B4, todos ensaiados sob 691 MPa, e todos com inclusões internas. Deve ser observado que o cdp 67 possui uma inclusão sub-superficial, a cerca de 40  $\mu\text{m}$  da superfície, ilustração 5.24, o que justifica que este



cdp tenha uma vida em fadiga abaixo da esperada para o nível de tensão ao qual foi submetido.

Já o cdp 09 possui uma inclusão a 75  $\mu\text{m}$  de profundidade, ilustração 5.25, e apresentou uma vida inferior ao cdp B3, que possui uma inclusão a 70  $\mu\text{m}$ . Sob a ótica do descrito até aqui, a vida do cdp 09 deveria ser maior que a vida em fadiga do cdp B3. Assim, os cdps 09 e B3 dão uma idéia da ordem de grandeza da dispersão natural das vidas em fadiga devido a algum outro fator, além da posição da inclusão, visto que a diferença de 5  $\mu\text{m}$  entre as profundidades é desprezível.

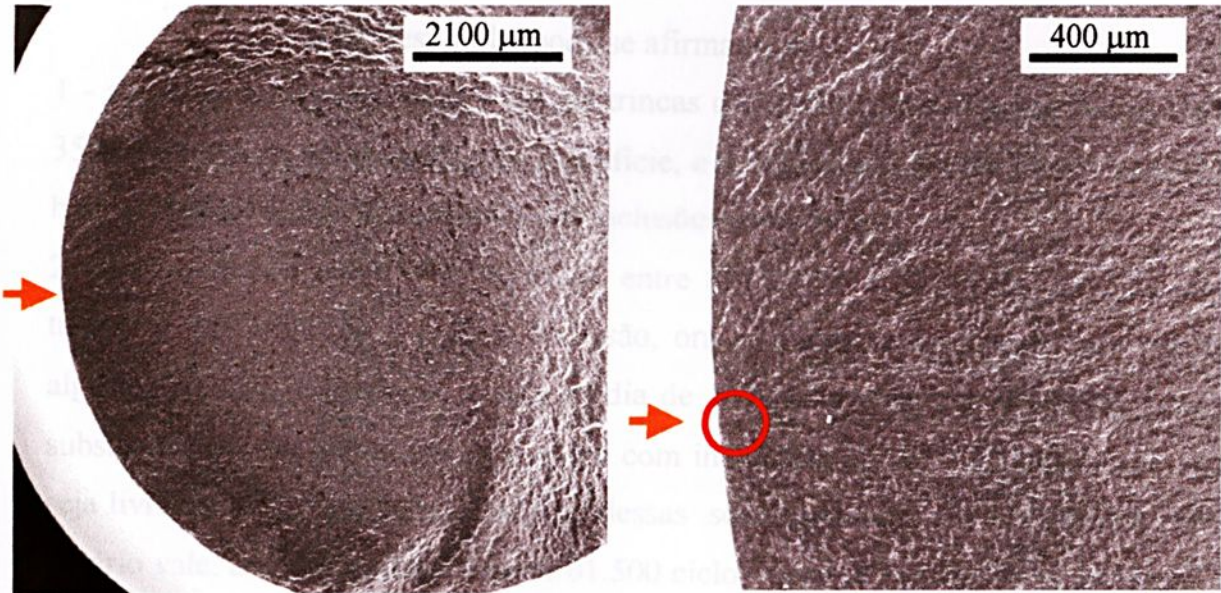


Ilustração 5.24 <sup>(39)</sup> - Cdp 67 (15x e 75 x), com uma inclusão a cerca de 40  $\mu\text{m}$  de profundidade.

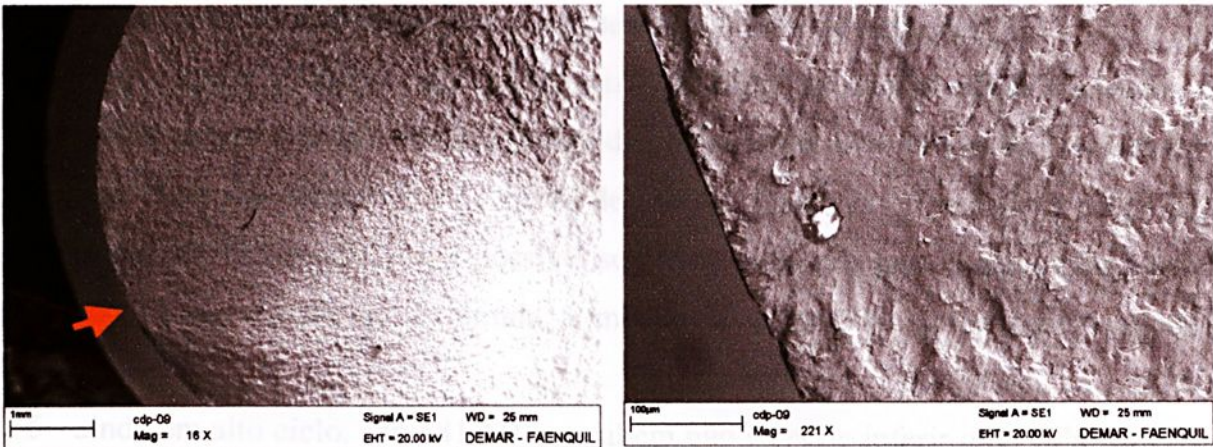


Ilustração 5.25 <sup>(40)</sup> - Cdp 09 (16x e 221 x), com uma inclusão a cerca de 75  $\mu\text{m}$  de profundidade.

A exemplo do ocorrido em 691 MPa, para 681 MPa, não há como se avaliar um ponto para a curva referente ao hipotético aço livre de inclusões.



Sob 671 MPa, os dois cdps ensaiados apresentaram vida infinita, ou seja, com a máquina de fadiga desligada em  $10^7$  ciclos. O termo “vida infinita” não significa a inexistência trincas nos cdps, mas significa que não houve até o fim do ensaio, a propagação de trincas até o ponto de ruptura. Da mesma forma, não se pode afirmar que os cdps não tenham se rompido devido à ausência de inclusões na região anular entre a superfície e 300  $\mu\text{m}$  de profundidade. Certamente, os dois cdps que tiveram vida infinita também possuem inclusões, onde as trincas pré-existentes não tenham se propagado até o fim dos ensaios.

De forma resumida, pode se afirmar que:

- 1 - sob altas tensões e baixo ciclo, as trincas que definiram a vida em fadiga do aço 35NCD16 foram as nucleadas na superfície, e a vida média foi de 22.900 ciclos; não houve cdps com trincas nucleadas por inclusões superficiais;
- 2 - sob médias tensões e médio ciclo, entre 801 MPa e 751 MPa, a nucleação de trincas é ora atribuída a alguma inclusão, ora atribuída à superfície, caso não haja alguma inclusão superficial; a vida média de 147.500 ciclos, em 801 MPa, pode ser substituída por 66.700 ciclos para o aço com inclusões, ou 285.600 ciclos, caso o aço seja livre de inclusões, ou a influência dessas seja eliminada; em 751 MPa, o mesmo critério vale, assumindo-se a vida de 61.500 ciclos, para se considerar as inclusões, e a vida de 297.500 ciclos, no caso de se desconsiderar as inclusões;
- 3 - sob 701 MPa, foi possível assumir a vida de 569.700 ciclos para o aço com inclusões, e 2.726.300 ciclos para o hipotético aço livre de inclusões;
- 4 - sob baixas tensões e alto ciclo, em 691 MPa, as trincas serão nucleadas por inclusões, sendo que as vidas em fadiga dos cdps serão uma função da convolução da profundidade das inclusões e do perfil de tensões residuais provenientes do processo de usinagem; neste caso, não é possível se inferir uma vida para o hipotético aço livre de inclusões, e pode ser assumida a média de 2.506.500 ciclos para o aço com inclusões;
- 5 - ainda em alto ciclo, sob 681 MPa, também não se pode inferir uma vida para o aço livre de inclusões, e pode ser assumida a média de 2.854.800 ciclos para o aço com inclusões;
- 6 - fica assumido que o limite de resistência à fadiga do aço 35NCD16 é de 671 MPa, sabendo-se que este limite poderia ser maior, caso o aço fosse livre de inclusões.



A tabela 5.5 faz um resumo dos valores de vida que podem ser tomados para as possíveis formas da curva de fadiga que se queira traçar para exprimir o comportamento em fadiga do aço 35NCD16.

Tabela 5.5 <sup>(6)</sup> - Vidas em fadiga (número de ciclos) que podem ser consideradas para se traçar algumas curvas de fadiga do aço 35NCD16

| Nível de tensão | Vida no caso da inclusão superficial | Vida média considerando todas as vidas | Vida eliminando a influência das inclusões |
|-----------------|--------------------------------------|----------------------------------------|--------------------------------------------|
| 891             | -                                    | 22.900                                 | 22.900                                     |
| 801             | 61.400                               | 147.500                                | 285.600                                    |
| 751             | 61.500                               | 177.700                                | 297.500                                    |
| 701             | 569.700                              | 1542.000                               | 2726.300                                   |
| 691             | -                                    | 2506.500                               | -                                          |
| 681             | -                                    | 2854.800                               | -                                          |
| 671             | -                                    | infinita                               | -                                          |

Os dados desta tabela estão representados na ilustração 5.26. As curvas foram feitas somente nos domínios em que os dados são confiáveis. Para efeitos práticos, a curva que mais se aplica para comparações fieis à realidade experimental é a curva obtida dos pontos levantados a partir da média, em vermelho. As outras duas curvas serão discutidas adiante, sendo a verde teórica ou hipotética, e a preta específica para inclusões superficiais.

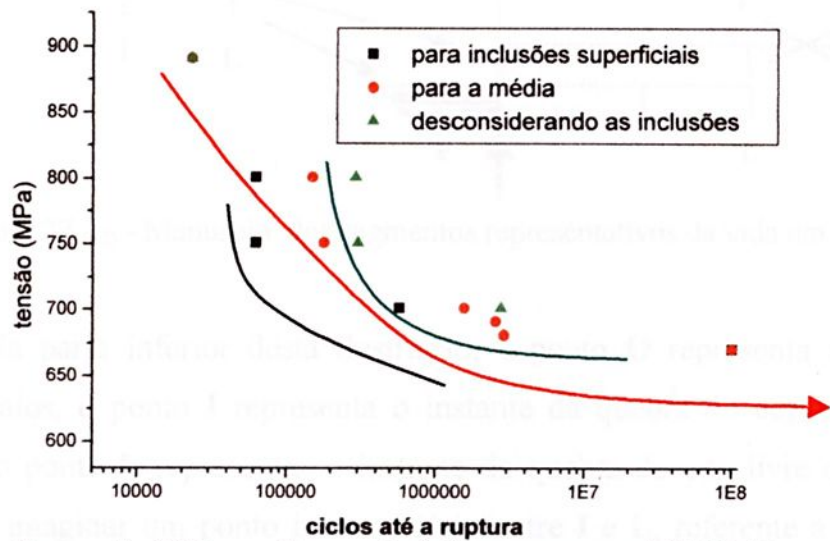


Ilustração 5.26 <sup>(41)</sup> - Curvas de fadiga para o aço 35NCD16.

As curvas da ilustração 5.26 apresentam uma peculiaridade, que permite se extrair uma visão geométrica das vidas em fadiga, em que se possa distinguir as etapas de nucleação e de propagação das trincas. A curva da esquerda, preta, descreve

o comportamento em fadiga específico para cdps do aço 35 NCD16 que nuclearam trincas a partir de inclusões superficiais. A curva da direita, verde, descreve o comportamento em fadiga do mesmo aço, mas específico para cdps que não tiveram a trinca nucleada devido às inclusões, ou seja, cdps que podem ser tomados para desconsiderar o efeito das inclusões. A curva vermelha, não faz qualquer distinção entre os cdps, e não pode ser tomada como válida para exprimir exclusivamente os cdps com inclusões internas.

Se for traçada uma reta horizontal cruzando as curvas preta e verde, esta se comporá de dois seguimentos, os quais podem ser manuseados como mostra a ilustração 5.27.

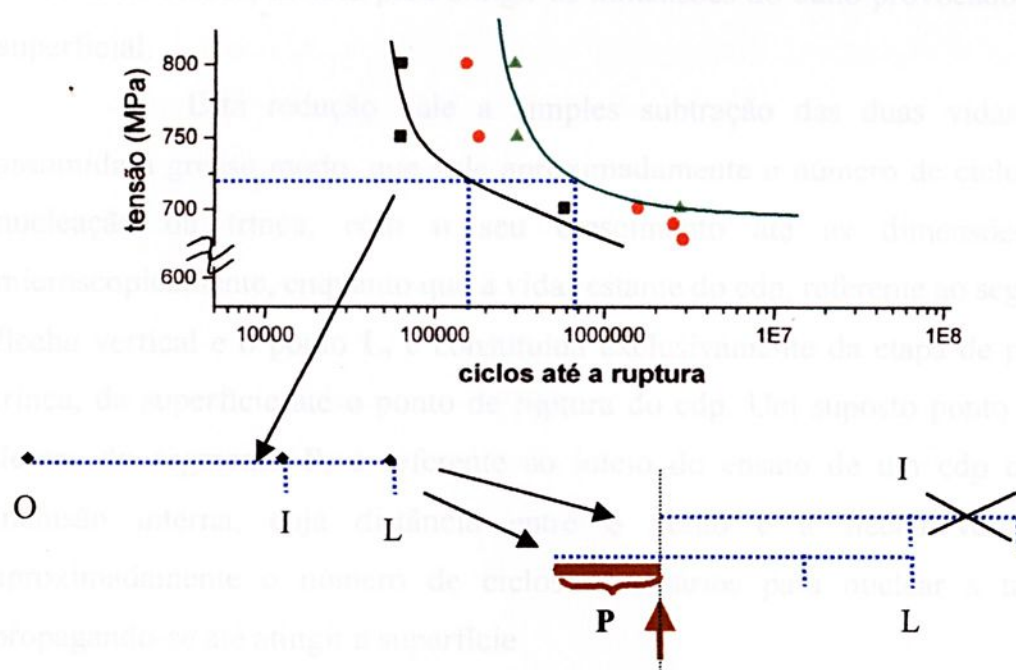


Ilustração 5.27 (42) - Manuseio dos segmentos representativos da vida em fadiga.

Na parte inferior desta ilustração, o ponto O representa momento do início dos ensaios, o ponto I representa o instante da quebra do cdp com inclusão superficial, e o ponto L representa o instante da quebra do cdp livre de inclusões. Pode-se ainda imaginar um ponto intermediário entre I e L, referente a um cdp que contenha uma inclusão interna. Imaginando que os dois cdps não tenham seus ensaios iniciados no mesmo momento, mas tenham quebrado no mesmo instante, os dois segmentos de tempo individualizados poderão ser recolocados como mostra o lado direito da ilustração 5.27.



Então, no ponto marcado pela seta vertical, estaria ocorrendo o momento do qual para frente, ambos os cdp's terão suas trincas equivalentes em tamanho e em taxa de propagação. Mas como no caso do cdp com inclusão, este é o momento do início de seu ensaio, pode ser inferido que a inclusão superficial gerou um dano superficial das mesmas dimensões da trinca do cdp livre de inclusões, referente ao instante em que o cdp com inclusão superficial teve seu ensaio iniciado.

Esta afirmação se confirma ao se verificar que o segmento P, em cor marrom, exprime a redução na vida em fadiga do cdp devido à existência da inclusão superficial, ou ainda, o número de ciclos que uma trinca nascida da superfície, no aço livre de inclusões, levaria para atingir as dimensões do dano provocado pela inclusão superficial.

Esta redução vale a simples subtração das duas vidas, e pode ser assumida a grosso modo, que vale aproximadamente o número de ciclos referentes à nucleação da trinca, com o seu crescimento até as dimensões detectáveis microscopicamente, enquanto que a vida restante do cdp, referente ao segmento entre a flecha vertical e o ponto L, é constituída exclusivamente da etapa de propagação da trinca, da superfície até o ponto de ruptura do cdp. Um suposto ponto intermediário dentro do segmento P, é referente ao início do ensaio de um cdp contendo uma inclusão interna, cuja distância entre o ponto e a flecha vertical indicaria aproximadamente o número de ciclos necessários para nuclear a trinca, e tê-la propagando-se até atingir a superfície.

Caso se tivesse um conjunto de muitos cdp's com inclusões em várias profundidades, e sob vários níveis de tensão, poder-se-ia estender esse raciocínio para as inclusões internas, e se estabelecer uma previsão da redução da vida dos cdp's, em função da profundidade da inclusão. Assim, a curva baseada na média, de cor vermelha, poderia ser substituída por uma família de curvas, uma para cada profundidade da inclusão.

O comportamento em fadiga encontrado para o aço estudado, mesmo sob a influência do perfil de tensões residuais, permite concluir que a influência das inclusões sobre o aço 35NDC16 está de acordo com o que foi discutido por Murakami e seus colaboradores (1989a, b, c; 1991; 1994; 1998), incluindo a equivalência entre a inclusão e uma trinca pré-existente. Entretanto, o entendimento neste trabalho sobre





como o perfil de tensões residuais e a posição das inclusões afetam em conjunto a vida em fadiga dos cdps foi além do discutido por Murakami, pois o conjunto de registros e o procedimento daquele autor permitiam resolver prioritariamente questões sobre as dimensões das inclusões, e seus efeitos sobre o limite de resistência à fadiga dos aços.

O comportamento em fadiga encontrado mostrou qual é a susceptibilidade do aço 35NCD16 às influências das inclusões e das tensões residuais. Este comportamento em fadiga deverá ser mantido, caso o recobrimento aplicado sobre o aço não exerça uma influência marcante sobre os processos de nucleação das trincas, principalmente se o substrato não sofrer alterações de natureza metalúrgica, como a fragilização pelo hidrogênio, ou pela difusão do metal depositado.

A ausência de cdps sem a nucleação de trincas em torno de inclusões, ensaiados em baixas tensões e alto ciclo, mostra que não é possível que se vislumbre uma curva completa para o aço hipoteticamente livre de inclusões, a partir de um material que de fato contenha inclusões. Para tanto, seria necessário que em todos os níveis de tensão, houvesse ao menos um cdp que rompesse sem inclusões na zona de nucleação das trincas.

Sem dúvidas, o fato de haver apenas trincas nucleadas por inclusões a baixas tensões, é relacionado ao estado da superfície do aço, cujo polimento retardou o processo de formação e crescimento das intrusões e extrusões até o ponto de coalescerem para formar uma micro-trinca.

Marcas de ferramentas e outras ações que impliquem no aumento da rugosidade podem fazer com que o processo de crescimento das intrusões e extrusões seja radicalmente adiantado, ou simplesmente pulado. Esta questão é tratada adiante, no tópico referente à condição da superfície dos cdps jateados com óxido de alumínio e com granalhas de aço.

As curvas da ilustração 5.26 também podem ser plotadas sob duas escalas logarítmicas. Deve ser observado que as curvas vermelha e verde podem aceitar uma linearização, pois os pontos são razoavelmente próximos a uma reta média, implicando em coeficientes de regressão linear não muito baixos. A curva preta não foi aproximada para uma reta, visto a falta de alinhamento dos três pontos disponíveis.

Segundo Kocanda (1978), há a possibilidade de se equacionar a parte da curva de fadiga de um aço, entre  $10^4$  ciclos e  $10^6$  ciclos até a ruptura, onde se verifica a



linearidade do seu comportamento em fadiga se as escalas forem logarítmicas. Para retas obtidas nestas escalas, a equação geral é do tipo:

$$\sigma = \sigma_{N1} \cdot N^{\xi},$$

na qual

$\sigma$  é o nível de tensão máxima para a correspondente vida em fadiga  $N$ ,

$\sigma_{N1}$  é o hipotético nível de tensão máxima para  $N=1$ ,

e  $\xi$  é o coeficiente angular da reta obtida nas escalas logarítmicas.

Deve ser lembrado que do ponto de vista da fadiga,  $N=1$  é um caso particular, em que o limite de escoamento é definido como a tensão máxima aplicada para que cdp quebre ao cumprir  $\frac{3}{4}$  da primeira volta (KOCANDA, 1978). Assim,  $\sigma_{N1}$  possuiria um valor muito próximo da tensão de escoamento do aço, caso a reta fosse linear até  $N=1$ . Como isso não ocorre,  $\sigma_{N1}$  não possui significado físico.

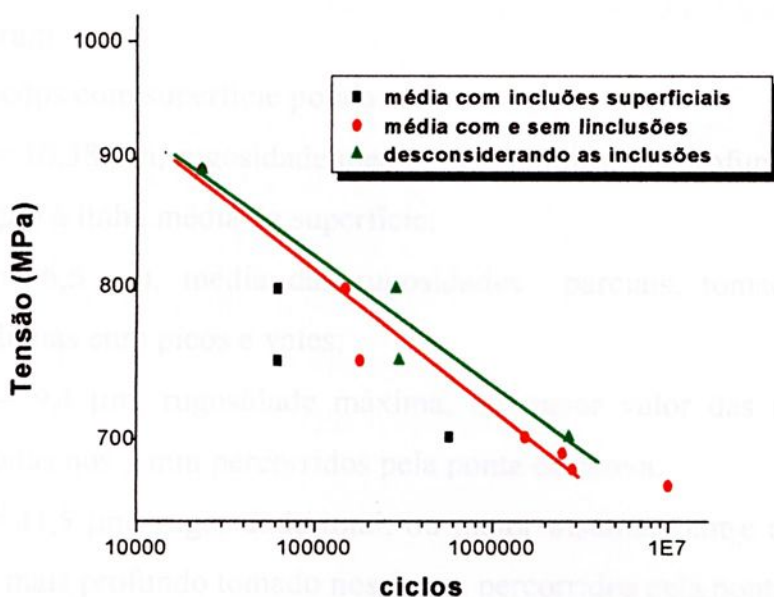


Ilustração 5.28 (43) - As curvas de fadiga do aço 35NCD16 em escalas logarítmicas.

Os valores apresentados por Kocanda (1978) para o inverso de  $\xi$  variam de acordo com o tipo do material, com o formato do cdp, e com as propriedades da superfície. Esses valores variam entre 6 e 10 para superfícies em seu estado comum, entre 9 e 12 para cdps polidos, e entre 18 e 20 para cdps com superfícies tratadas, como por shot peening, por exemplo. Quanto maior no valor do inverso de  $\xi$ , mais suave é o decaimento da reta com o aumento do número de ciclos.

Feita a linearização das curvas verde e vermelha, o equacionamento proposto por Kocanda (1978) permite que o valor de  $- \xi$  seja estimado para o aço real (curva vermelha) e para o aço livre de inclusões (curva verde). Para o caso da curva verde da ilustração 5.28 - cdps livres de inclusões -  $\xi$  assume o valor de -22, enquanto para a curva vermelha - média dos cdps com e sem inclusões -,  $\xi$  assume o valor de -18. Estes resultados numéricos permitem que se defina o aço 35NCD16 como um aço de bom comportamento em fadiga.

#### 5.2.4. As vidas em fadiga e as fractografias dos cdps jateados

No que se refere às mudanças no comportamento em fadiga do aço 35NCD16 devido à condição da superfície, as rugosidades tomadas nas superfícies dos cdps polidos e jateados com óxido de alumínio, antes dos ensaios de fadiga por flexão rotativa, foram:

1 - para os cdps com superfície polida:

- a)  $R_a = 10,38 \mu\text{m}$ , rugosidade média dos módulos das profundidades e alturas, em relação à linha média da superfície;
- b)  $R_z = 6,5 \mu\text{m}$ , média das rugosidades parciais, tomadas em função das distâncias entre picos e vales;
- c)  $R_y = 9,4 \mu\text{m}$ , rugosidade máxima, ou maior valor das rugosidades parciais tomadas nos 3 mm percorridos pela ponta de prova;
- d)  $R_t = 11,5 \mu\text{m}$ , rugosidade total, ou maior distância entre o pico mais alto e o vale mais profundo tomado nos 3 mm percorridos pela ponta de prova;

2 - para os cdps com superfície jateada com óxido de alumínio:

- a)  $R_a = 10,29 \mu\text{m}$ , rugosidade média dos módulos das profundidades e alturas, em relação à linha média da superfície;
- b)  $R_z = 18,7 \mu\text{m}$ , média das rugosidades parciais, tomadas em função das distâncias entre picos e vales;
- c)  $R_y = 27,4 \mu\text{m}$ , rugosidade máxima, ou maior valor das rugosidades parciais tomadas nos 3 mm percorridos pela ponta de prova;





- d)  $R_t = 31,6 \mu\text{m}$ , rugosidade total, ou maior distância entre o pico mais alto e o vale mais profundo tomado nos 3 mm percorridos pela ponta de prova.

Desses resultados, pode ser dito que:

- 1 - embora o aspecto brilhante obtido nos cdps polidos leve à idéia de que estes sejam menos rugosos que os cdps jateados, a proximidade dos valores de  $R_a$  para as duas condições sugere que do ponto de vista microscópico, as duas superfícies possuem a mesma rugosidade, ou seja, no que se refere às alturas e profundidades médias das ranhuras dos cdps polidos, e ondulações esféricas dos cdps jateados com óxido de alumínio;
- 2 - no que se refere à rugosidade  $R_z$ , ou seja, média das rugosidades parciais, o cdp jateado com óxido de alumínio mostrou que possui distâncias picos-vales cerca de 3 vezes maiores que o cdp polido;
- 3 - a mesma proporção se verifica quando se considera  $R_y$ , ou seja, a maior distância pico-vale encontrada no percurso da ponta de prova;
- 4 - a mesma proporção se repete mais uma vez, quando se considera  $R_t$ , ou a soma dos valores do pico mais alto, com o do vale mais profundo, tomado no percurso da ponta de prova.

Estes resultados devem ser considerados com alguma cautela, se for lembrando que o cdp polido possui riscos resultantes da ferramenta, que podem ter sido escondidos, mas não eliminados pelas lixas. As bordas das ranhuras foram arredondadas pela lixa e polidas pela alumina, gerando um brilho que leva ao pensamento de que a superfície é lisa.

Além disso, todos os riscos feitos pela ferramenta e pelas lixas são paralelos, e todos são tomados pela ponta de prova do rugosímetro na direção de maior variação de coordenadas por unidade de percurso. Em outras palavras, a superfície dos cdps polidos é anisotrópica, e o percurso da ponta do rugosímetro foi feito na direção de maior rugosidade, e tomando as medidas referentes aos valores máximos, ou seja, ponta do pico e fundo do vale de cada risco.

Ao se considerar o cdp jateado com óxido de alumínio, os sulcos deixados pela ferramenta e pelas lixas são deformados, e a superfície passa a ser constituída de ondulações provavelmente esféricas, sem uma direção preferencial para apresentar uma maior rugosidade. Além disso, estas não são alinhadas, de forma que a





ponta de prova toma o máximo valor de um vale se passar pela linha radial de uma cavidade, mas passa próximo à borda da cavidade seguinte, não registrando a cota do fundo da cavidade.

Assim, embora as medidas feitas pelo rugosímetro sejam numericamente favoráveis à superfície jateada com óxido de alumínio, estas apresentaram  $R_z$ ,  $R_y$ , e  $R_t$  aproximadamente três vezes maiores para o cdp jateado com óxido de alumínio.

Do ponto de vista do comportamento em fadiga, enquanto os cdps polidos possuem sulcos cuja direção tende a nuclear trincas de fadiga, ou seja, vales e picos paralelos e favoráveis à formação das intrusões e extrusões que caracterizam o início do processo de fadiga, os cdps jateados com óxido de alumínio possuem cavidades provavelmente esféricas, que não se ajustam geometricamente às intrusões e extrusões, retardando o seu efeito no processo para nuclear trincas.

A tabela 5.6 apresenta os resultados obtidos nos ensaios de fadiga os cdps submetidos ao jateamento com óxido de alumínio.

Tabela 5.6 (7) - Número de ciclos até a ruptura para os cdp's de metal base sem recobrimento, submetido ao jateamento com óxido de alumínio.

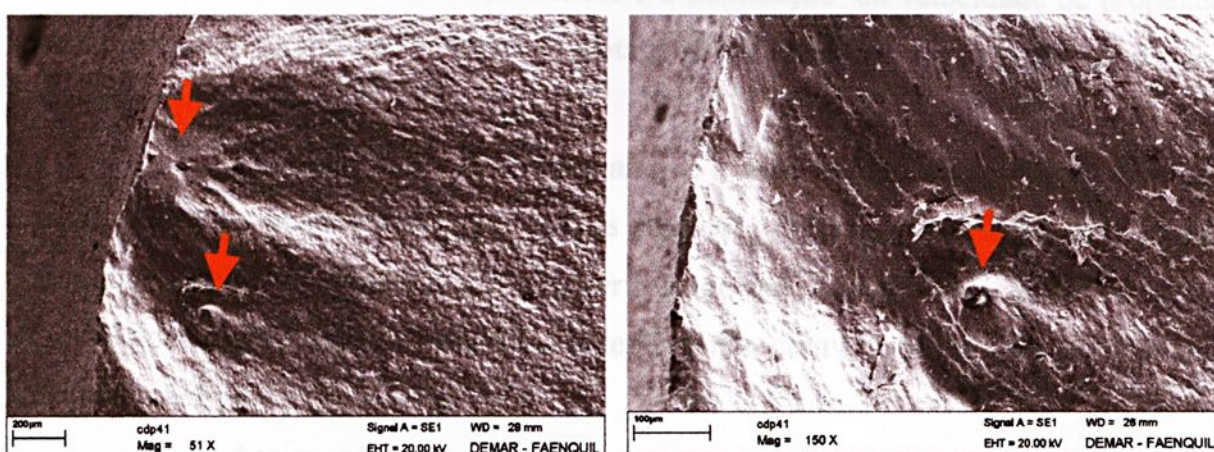
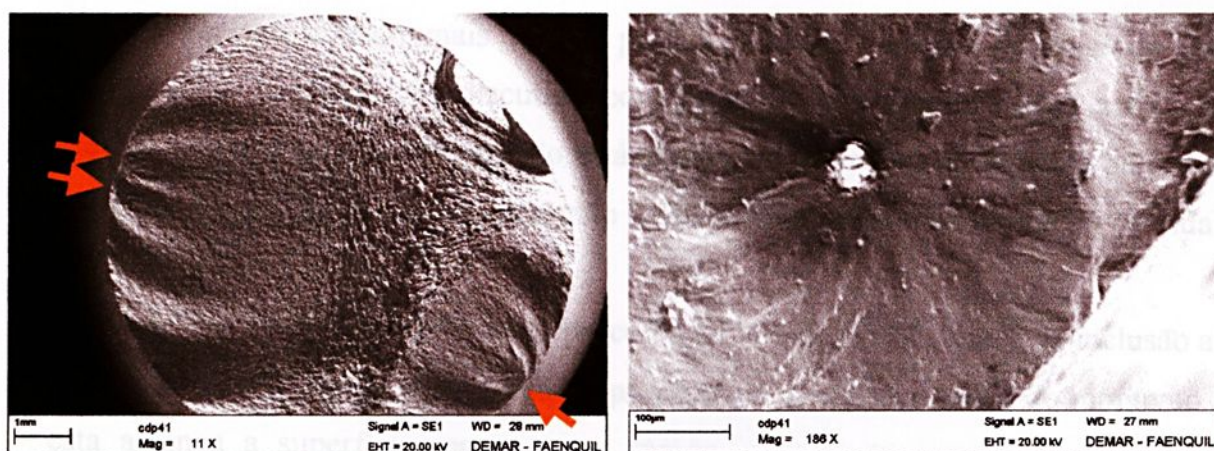
| Tensão (MPa) | % da tensão de escoamento. | Carga (N) | Ciclos até a ruptura x 10 <sup>3</sup> | Média e desv. padrão x 10 <sup>3</sup> | Identificação do cdp. | Observações       |
|--------------|----------------------------|-----------|----------------------------------------|----------------------------------------|-----------------------|-------------------|
| 791          | 80                         | 410       | 333,8                                  | 405,9<br>±196,7                        | 41                    | Ver obs. 1 abaixo |
|              |                            |           | 255,5                                  |                                        | 39                    | Ver obs. 2 abaixo |
|              |                            |           | 628,5                                  |                                        | 33                    | Sem inclusão      |
| 691          | 70                         | 360       | 1.663,8                                | 2.553,0<br>±774,5                      | 66                    | Inclusão a 50 µm  |
|              |                            |           | 3.080,8                                |                                        | 40                    | Inclusão a 90 µm  |
|              |                            |           | 2.914,3                                |                                        | 51                    | Inclusão a 400 µm |

obs. 1- duas inclusões a 125 e a 370 µm de um lado, e uma inclusão a 260 µm, do outro lado.  
obs. 2 - defeito superficial próximo a uma inclusão sub-superficial, a cerca de 50 µm de profundidade.

As ilustrações 5.29 e 5.30 mostram as fractografias das superfícies de fratura dos cdps jateados com óxido de alumínio e referem-se ao cdp 41, que apresenta particularidades que devem ser destacadas:

1 - existem duas frentes de propagação de trincas, sendo que a frente à esquerda da fractografia nasceu antes ou que se propagou mais rapidamente, com a segunda hipótese mais provável, a partir de duas inclusões, a 125 µm e a 370 µm da superfície, respectivamente; a segunda frente possui uma inclusão a 260 µm da superfície;





- 2 - o cdp 41 apresentou uma vida em fadiga superior ao cdp 39, que nucleou a sua trinca a partir de um defeito superficial, e de uma inclusão sub-superficial;
- 3 - o cdp 41 apresentou uma vida superior aos cdps polidos submetidos a 801 MPa (a diferença de 10 MPa pode ser desprezada), com a exceção do cdp 54, cuja trinca não nasceu de uma inclusão nem de um defeito superficial - ver a tabela 5.3.

Estas particularidades que permitem afirmar que o fato de um cdp apresentar duas ou mais inclusões não implica numa redução radical em sua vida em fadiga. As duas inclusões próximas entre si nuclearam trincas que ao chegarem à superfície, juntaram-se para formar uma nova trinca de dimensões duplicadas em relação à trinca gerada pela inclusão do lado oposto do cdp.

A trinca desta inclusão solitária deve ter levado um tempo relativamente mais curto para atingir a superfície, visto que encontra-se numa profundidade que



implica em um avanço mais rápido para a superfície através da zona de tensão compressiva, conforme foi discutido com os cdp's polidos submetidos a 691 MPa. Mesmo assim, a área de propagação estável da trinca nucleada à esquerda parece ter o dobro da área da outra trinca, indicando a sua predominância na definição da vida em fadiga do cdp.

Se for lembrado que o processo de propagação da trinca da inclusão até a superfície é lento, e que o processo de propagação da trinca a partir do momento que esta alcança a superfície, passa a ser rápido, acredita-se que devido ao fato das inclusões da direita estarem próximas e paralelas em relação à superfície, deve ter ocorrido a união das duas trincas iniciais e a duplicação da velocidade de propagação em direção à superfície, dando-lhe vantagem em relação à propagação da trinca da direita.

Portanto, não é de estranhar que a vida em fadiga do cdp 41 não tenha sofrido uma redução radical, visto que os processos de propagação das trincas opostas, das duas inclusões paralelas até a superfície de um lado, e da inclusão solitária de outro, ocorreram de forma paralela e independente, com a lentidão característica dessa etapa da fadiga.

Assim, não é correto dizer que a densidade de inclusões existentes num aço definirá a sua resistência à fadiga, ou reduzirá a vida em fadiga, a menos que haja um par de inclusões próximas. Em outras palavras, a conduta de se reduzir a quantidade de inclusões em um aço não dará garantias de que o seu comportamento em fadiga melhore, mas que a melhora do comportamento em fadiga de um aço só se dará se as inclusões forem radicalmente eliminadas.

A ilustração 5.31 mostra que a trinca do cdp 39 nasceu de um defeito superficial, mas também com a presença de uma inclusão sub-superficial, a cerca de 50  $\mu\text{m}$  de profundidade.

Esta inclusão parece ter agido em paralelo com o defeito superficial. No início do processo, a inclusão e o defeito superficial devem ter agido independentemente, mas por poucos ciclos, sem que houvesse tempo de a inclusão produzir a zona mais lisa ao seu redor. Com poucos ciclos, a trinca se configurou como nascida da superfície, e se propagou com velocidade maior. Este cdp apresentou a menor vida em 791 MPa, confirmando a tendência da redução da vida em fadiga





devido à existência de defeitos e inclusões superficiais, ou à existência de inclusões sub-superficiais.

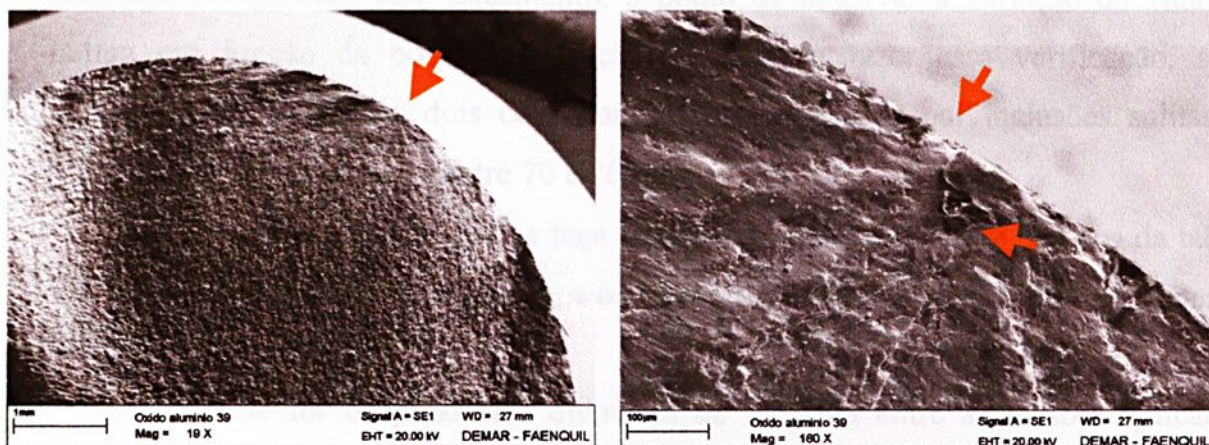


Ilustração 5.31 <sup>(46)</sup> - Cdp 39, sob 791 MPa; trinca nucleada devido a um defeito na superfície, e/ou uma inclusão sub-superficial.

A ilustração 5.32 mostra as fractografias do cdp 33, cuja trinca não foi nucleada em torno de uma inclusão, mas a partir de uma ondulação na superfície. Este cdp apresentou a maior vida em fadiga sob 791 MPa. Deve ser observado ainda, que a sua vida em fadiga foi maior do que a vida dos cdps polidos submetidos a 801 MPa - ver - tabela 5.3 (a diferença de 10 MPa também pode ser desprezada).

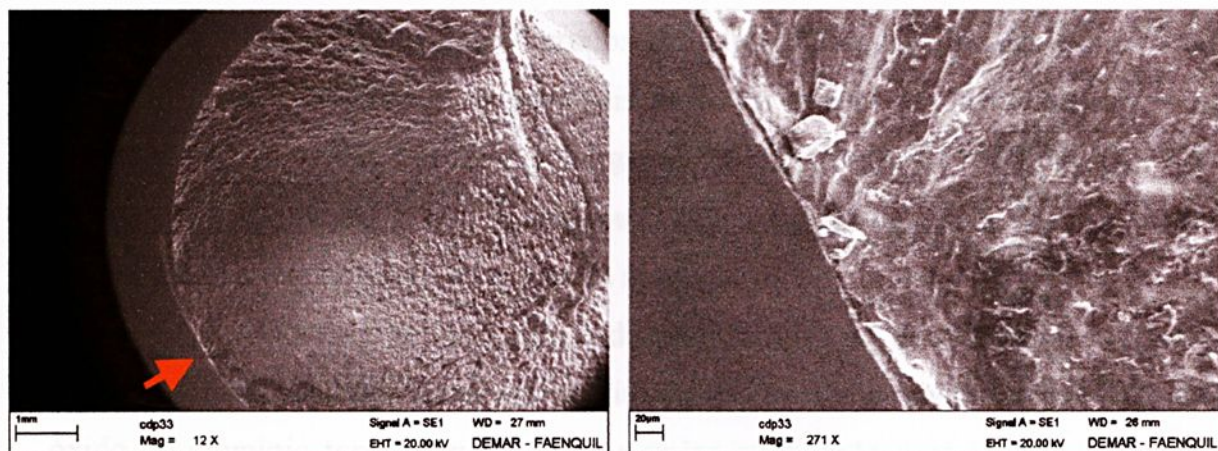


Ilustração 5.32 <sup>(47)</sup> - Cdp 33, sob 791 MPa; trinca nucleada sem inclusões, a partir de uma ondulação; há impurezas junto ao ponto de nucleação.

O conjunto de resultados das vidas em fadiga e das fractografias dos cdps 41, 39 e 33, mostra que a tendência apresentada pelos cdps polidos foi mantida, ou seja, os cdps contendo defeitos ou inclusões superficiais apresentam vidas em fadiga menores, e os cdps sem inclusões apresentam vidas maiores, mesmo que suas superfícies tenham sido jateadas com óxido de alumínio.



Não foi possível verificar para este nível de tensão, se o perfil de tensões residuais foi alterado pelo jateamento, a ponto de observar a variação da vida em fadiga em função da posição da inclusão. Para se fazer essa verificação, seria necessário ter ao menos dois cdps com trincas nucleadas por inclusões solitárias, preferivelmente localizadas entre 70 e 200  $\mu\text{m}$ .

É interessante que se faça algumas comparações entre os cdps da tabela 5.6, jateados com óxido de alumínio, e os cdps polidos, da tabela 5.3, sob as tensões de 801 MPa e 791 MPa.

Se for desprezada a diferença de 10 MPa entre as tensões aplicadas, verifica-se que o cdp 33, sem inclusão, apresentou uma vida em fadiga 2,9 vezes maior do que o cdp 54, também sem inclusão. Esta diferença entre as vidas não pode ser explicada sem se admitir que a elevação na vida em fadiga do cdp 33, submetido ao jateamento com óxido de alumínio, se deva ao efeito de shot peening do jateamento sobre a camada externa do aço. O jateamento pode ter dado um incremento na tensão residual compressiva resultante do processo de usinagem, retardando um pouco mais a nucleação de trincas a partir das intrusões e extrusões.

Olhando-se os dois grupos de cdps, polidos e jateados com óxido de alumínio, e sem considerar as possíveis posições que as inclusões possam ocupar, verifica-se que as vidas médias em fadiga nestas tensões são 147.500 ciclos e 405.900 ciclos respectivamente, o que resulta num ganho médio de 175% na vida média do aço, devido ao jateamento com óxido de alumínio.

Como a diferença não pode ser atribuída ao decréscimo de 10 MPa na tensão aplicada aos cdps jateados, o efeito de shot peening devido ao jateamento com óxido de alumínio torna-se novamente a única explicação para o aumento médio na vida em fadiga para o aço jateados com óxido de alumínio. Em se tratando de um nível de tensão no qual foi verificada a tendência da nucleação da trinca a partir da superfície, sem a participação de uma inclusão interna, pode ser dito que o incremento na tensão superficial do aço retardou a nucleação e a propagação da trinca superficial em seu estágio inicial.

É provável também que nessas condições de jateamento, haja casos em que a trinca deixe de ser nucleada na superfície, e passe a ser nucleada a partir de uma inclusão interna, cuja propagação inicial é mais demorada. Entretanto, não ocorreu





nenhum caso deste tipo, talvez devido ao pequeno número de cdps ensaiados sob esta tensão.

Considerando-se agora os cdps submetidos a 691 MPa, todos os cdps contidos nas duas tabelas, 5.3 e 5.6, possuem trincas nucleadas em torno de inclusões. Assim, neste nível de tensão, pode se tentar uma verificação se o jateamento com óxido de alumínio afetou ou não o perfil de tensões residuais. Como não há cdps com trincas nucleadas a partir da superfície, não há como dizer se a rugosidade da superfície exerceu alguma influência sobre a vida em fadiga. Neste nível de tensão máxima, parece que a superfície, lisa ou jateada com óxido de alumínio, não nucleou trincas antes que as trincas nascidas das inclusões alcançassem a superfície do cdp.

Uma conclusão mais objetiva sobre a condição da rugosidade superficial só poderia ser obtida a partir de cdps livres de inclusões, onde as trincas fossem obrigatoriamente originadas a partir dos sistemas de deslizamento das redes cristalinas do aço, junto à superfície.

A ilustração 5.33 mostra as fractografias do cdp 66, cuja vida foi a mais baixa entre os cdps jateados com óxido de alumínio.

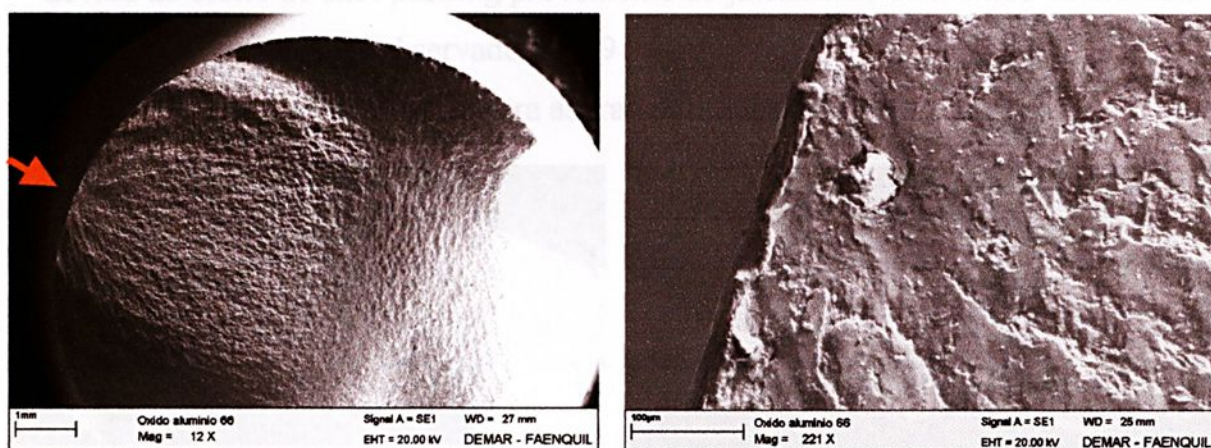


Ilustração 5.33 (48) - Cdp 66, sob 691 MPa; trinca nucleada em torno de uma inclusão sub-superficial, a 50 µm da superfície.

Este cdp pode ser diretamente comparado com o cdp B3, também ensaiado sob 691 MPa, e com o cdp 08, ensaiado sob 701 MPa:

1 - o cdp 66 - jateado - possui uma inclusão sub-superficial, a 50 µm de profundidade, e sua vida foi de 1.663.800 ciclos; a profundidade de 50 µm da inclusão se refere à região de queda na vida para os cdps, se considerada a ilustração 5.23 e as discussões a ela referentes;



2 - o cdp B3 - polido - possui uma inclusão interna, a 70  $\mu\text{m}$  de profundidade, e sua vida foi de 4.341.990 ciclos; a profundidade de 70  $\mu\text{m}$  da inclusão se refere à região de máxima vida para os cdps, se considerada a ilustração 5.23 e as discussões a ela referentes;

3 - o cdp 08 - polido - possui uma inclusão sub-superficial, também a cerca de 50  $\mu\text{m}$  de profundidade, mas com uma vida de apenas 569.700 ciclos.

4 - o cdp 66 apresentou uma vida 2,9 vezes maior que a vida do cdp 08; este valor, de 2,9 vezes, já foi encontrado quando se comparou as vidas dos cdps 33 - jateado - e 54 - polido -, que não possuíam inclusões, sob 791 MPa e 801 MPa, respectivamente.

Este conjunto de comparações permite afirmar que:

- existe a possibilidade de o jateamento ter mantido ou reforçado o perfil de tensões residuais; não foi possível saber se o máximo das vidas em fadiga dos cdps com inclusões localizadas a 70  $\mu\text{m}$  de profundidade, para os cdps polidos, foi mantido, ou se foi deslocado para uma profundidade menor, ou maior;
- é provável que tenha havido um incremento na tensão superficial compressiva devido ao efeito de shot peening proveniente do jateamento com óxido de alumínio, nos mesmos moldes do observado em 791 MPa.

A ilustração 5.34 mostra as fractografias do cdp 40.

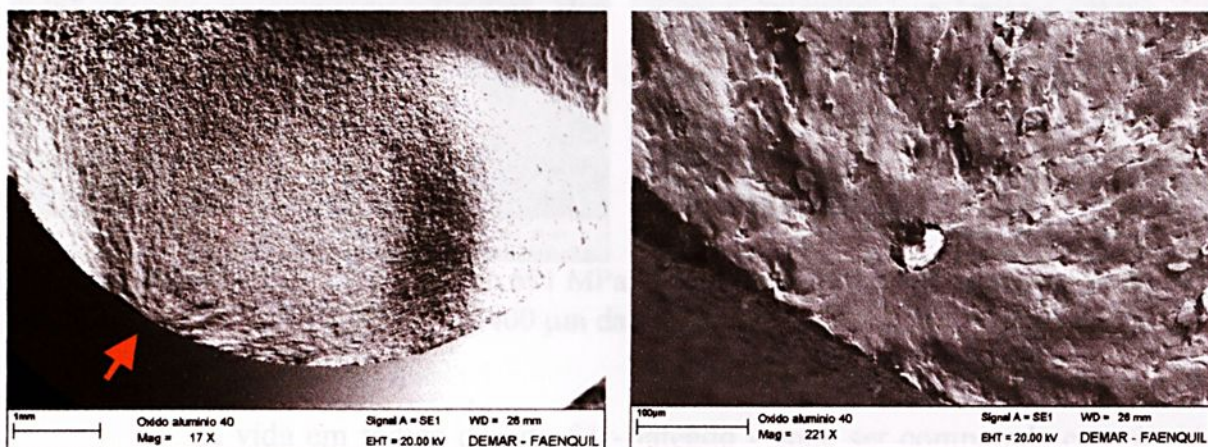


Ilustração 5.34 (49) - Cdp 40, sob 691 MPa; trinca nucleada devido a um defeito na superfície, e/ou uma inclusão a 90  $\mu\text{m}$  da superfície.

A vida em fadiga do cdp 40 pode ser comparada com as vidas dos cdps B3 e 06:

1 - o cdp 40 possui uma inclusão a 90  $\mu\text{m}$  da superfície, e sua vida em fadiga foi de



3.080.800 ciclos;

2 - o cdp B3 possui uma inclusão interna, a 70  $\mu\text{m}$  de profundidade, e sua vida foi de 4.341.900 ciclos; a profundidade de 70  $\mu\text{m}$ , dessa inclusão, se refere à região de máxima vida para os cdps, se considerada a ilustração 5.23 e as discussões a ela referentes;

3 - o cdp 06 possui uma inclusão a 130  $\mu\text{m}$  de profundidade, e sua vida foi de 2.176.800 ciclos.

Com estes resultados, verifica-se que a vida apresentada pelo cdp 40 se enquadra no contexto mostrado na ilustração 5.23, sugerindo que o perfil de tensões residuais é o parâmetro predominante para definir a vida dos cdps com inclusões localizadas a profundidades maiores que 70  $\mu\text{m}$ , e que a condição de rugosidade da superfície parece não mais ter influência no sentido de aumentar a vida em fadiga dos cdps jateados com óxido de alumínio, contendo inclusões internas a mais de 70  $\mu\text{m}$  de profundidade.

A ilustração 5.35 mostra as fractografias do cdp 51.

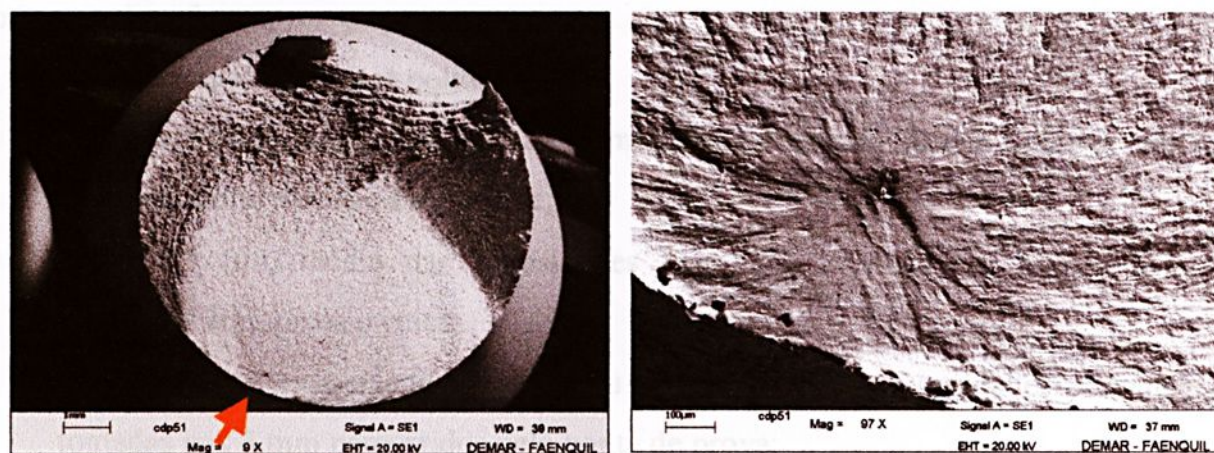


Ilustração 5.35 (50) - Cdp 51, sob 691 MPa; trinca nucleada a partir de uma inclusão a 400  $\mu\text{m}$  da superfície.

A vida em fadiga do cdp 51 - jateado - pode ser comparada com a vida do cdp B1 - polido. Aqui, observa-se que este apresentou uma vida de 2.914.300 ciclos, contra a vida de 2.176.800 ciclos do cdp B1. O cdp 51 possui uma inclusão a 400  $\mu\text{m}$  da superfície, enquanto o cdp B1 possui uma trinca a 300  $\mu\text{m}$  da superfície. A vida apresentada pelo cdp 51 também se enquadrou no contexto da ilustração 5.23.

Fazendo-se um resumo dos resultados obtidos com os cdps jateados com



óxido de alumínio, conclui-se que o jateamento foi benéfico para o comportamento em fadiga dos cdps, por efeito de *shot peening* devido ao jateamento com óxido de alumínio, possivelmente alterando o perfil de tensões residuais na faixa entre a superfície e a profundidade de 70  $\mu\text{m}$ .

Para cdps contendo inclusões com profundidades maiores que 70  $\mu\text{m}$ , o perfil de tensões residuais ficou inalterado, e as vidas em fadiga dos cdps jateados com óxido de alumínio não sofreram mudanças significativas em relação ao cdps polidos.

Como foram realizados ensaios de fadiga por flexão rotativa em apenas dois níveis de tensão, e não se buscou obter o nível de tensão para a vida infinita dos cdps jateados com óxido de alumínio, e o limite de resistência à fadiga do aço jateado com óxido de alumínio não pode ser avaliado.

No que se refere às mudanças no comportamento em fadiga do aço 35NCD16 devido ao jateamento com granalhas de aço, as rugosidades tomadas nas superfícies dos cdps polidos e jateados com granalhas, antes dos ensaios de fadiga por flexão rotativa, foram:

1 - para os cdps com superfície polida:

- e)  $R_a = 10,38 \mu\text{m}$ , rugosidade média dos módulos das profundidades e alturas, em relação à linha média da superfície;
- f)  $R_z = 6,5 \mu\text{m}$ , média das rugosidades parciais, tomadas em função das distâncias entre picos e vales;
- g)  $R_y = 9,4 \mu\text{m}$ , rugosidade máxima, ou maior valor das rugosidades parciais tomadas nos 3 mm percorridos pela ponta de prova;
- h)  $R_t = 11,5 \mu\text{m}$ , rugosidade total, ou maior distância entre o pico mais alto e o vale mais profundo tomado nos 3 mm percorridos pela ponta de prova.

2 - para os cdps com superfície jateada com granalha de aço:

- e)  $R_a = 11,78 \mu\text{m}$ , rugosidade média dos módulos das profundidades e alturas, em relação à linha média da superfície;
- f)  $R_z = 40,8 \mu\text{m}$ , média das rugosidades parciais, tomadas em função das distâncias entre picos e vales;
- g)  $R_y = 47,3 \mu\text{m}$ , rugosidade máxima, ou maior valor das rugosidades parciais tomadas nos 3 mm percorridos pela ponta de prova;





h)  $R_t = 47,3 \mu\text{m}$ , rugosidade total, ou maior distância entre o pico mais alto e o vale mais profundo tomado nos 3 mm percorridos pela ponta de prova.

Desses resultados, pode ser dito que:

- 1 - a exemplo do ocorrido na comparação entre os cdps polidos e os cdps jateados com os cdps jateados com óxido de alumínio, o aspecto brilhante obtido nos cdps polidos leva à idéia de que estes sejam muito menos rugosos que os cdps jateados com granalha de aço; a diferença entre os valores de  $R_a$  para as duas condições é apenas de  $1,5 \mu\text{m}$ , e sugere que do ponto de vista microscópico, as duas superfícies possuem rugosidades próximas no que se refere às alturas e profundidades médias das ranhuras dos cdps polidos, e das crateras não regulares dos cdps jateados com granalha de aço;
- 2 - no que se refere à rugosidade  $R_z$ , ou seja, média das rugosidades parciais, o cdp jateado com granalha de aço mostrou que possui distâncias picos-vales cerca de 6 vezes maiores que o cdp polido, ou ainda, duas vezes maiores que a rugosidade apresentada pelos cdps jateados com óxido de alumínio;
- 3 - quando se considera  $R_y$ , ou seja, a maior distância pico-vale encontrada no percurso da ponta de prova, o cdps jateado com granalha de aço é 5 vezes mais rugoso que o cdp polido;
- 4 - quando se considera  $R_t$ , ou a soma dos valores do pico mais alto, com o do vale mais profundo, tomado no percurso da ponta de prova, o cdp jateado com granalha de aço é 4 vezes mais rugoso.

As diferenças entre as rugosidades obtidas para os cdps polidos e cdps jateados com granalha de aço mostram que a superfície jateada apresenta picos e vales meia ordem de grandeza maiores que os presentes nos cdps polidos. Como as granalhas não são esféricas, não produzem cavidades hipoteticamente esféricas como as previstas para os cdps jateados com óxido de alumínio. Em seu lugar, certamente haverá cavidades com a forma de cunha, visto que as granalhas se caracterizam por ter cantos vivos.

Por sua vez, estas cunhas devem ser favoráveis à nucleação de trincas, pois são morfologicamente equivalentes às trincas formadas pelo processo de fadiga. Estas cunhas são dimensionalmente equivalentes ou maiores que as marcas da ferramenta de usinagem. A tabela 5.7 apresenta os resultados obtidos nos ensaios de fadiga por flexão rotativa dos cdps submetidos ao jateamento com granalha de aço.





Tabela 5.7 (8) - Número de ciclos até a ruptura para os cdp's de metal base sem recobrimento, submetido ao jateamento com granalha de aço.

| Tensão (MPa) | % da tensão de escoamento. | Carga (N) | Ciclos até a ruptura x 10 <sup>3</sup> | Média e desv. Padrão x 10 <sup>3</sup> | Identificação do cdp.     | Observações                                                                |
|--------------|----------------------------|-----------|----------------------------------------|----------------------------------------|---------------------------|----------------------------------------------------------------------------|
| 751          | 76                         | 390       | 67,0                                   |                                        | gr1                       |                                                                            |
| 671          | 68                         | 350       | 170,1<br>257,5<br>197,1                | 208,2<br>±44,8                         | gr2<br>gr9<br>gr11        | inclus. superficial<br>imperf. superf.<br>imperf. superf.                  |
| 641          | 65                         | 335       | 1.239,7<br>482,2<br>186,6<br>262,2     | 542,5<br>±481,3                        | gr6<br>gr7<br>gr8<br>gr12 | sem inclusão<br>incl. não cotada<br>incl. não cotada<br>depr..+incl. 80 µm |
| 611          | 62                         | 320       | 8.625,0<br>1.057,3<br>3.403,2          | 4361,8<br>±3873,9                      | gr4<br>gr5<br>gr10        | inclusão a 330 µm<br>inclusão a 100 µm<br>inclusão a 150 µm                |

A alteração na escolha dos níveis de tensão para os ensaios de fadiga com os cdps jateados com granalha de aço se deve à necessidade de se traçar um esboço da curva de fadiga do aço jateado com granalha, dada a diferença radical entre as vidas em fadiga em relação aos cdps polidos, já verificada em 751 MPa.

As ilustrações 5.36 a 4.45 mostram as fractografias dos cdps jateados com granalha de aço.

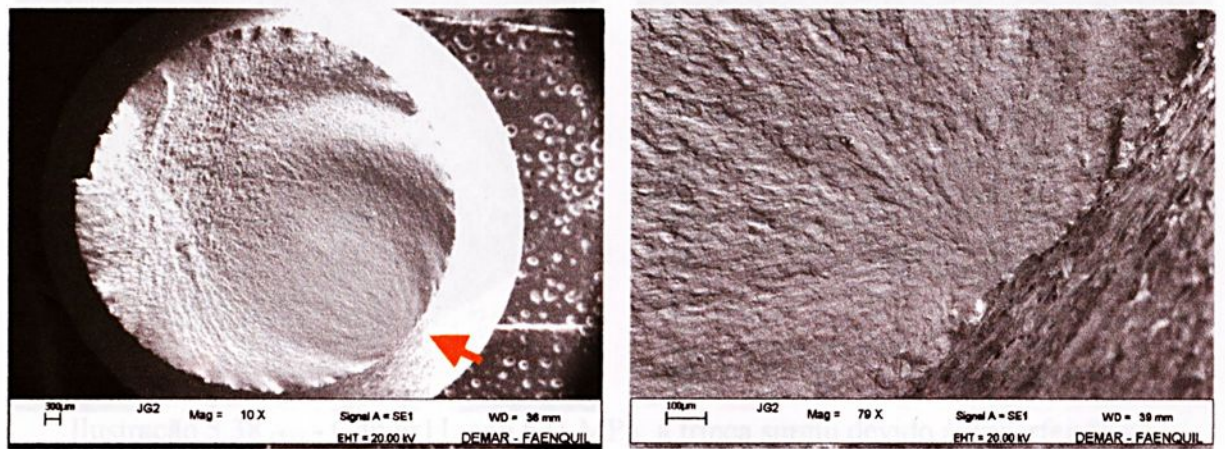


Ilustração 5.36 (51) - Cdp gr2, sob 671 MPa; a trinca surgiu na superfície, devido à presença de uma pequena inclusão superficial.

Sob 671 MPa o cdp gr2 apresentou a menor vida em fadiga, e possui uma inclusão superficial. Os cdps gr9 e gr11 não possuem inclusões, e suas trincas nasceram de defeitos superficiais, estes provocados por danos decorrentes do impacto das granalhas de aço.



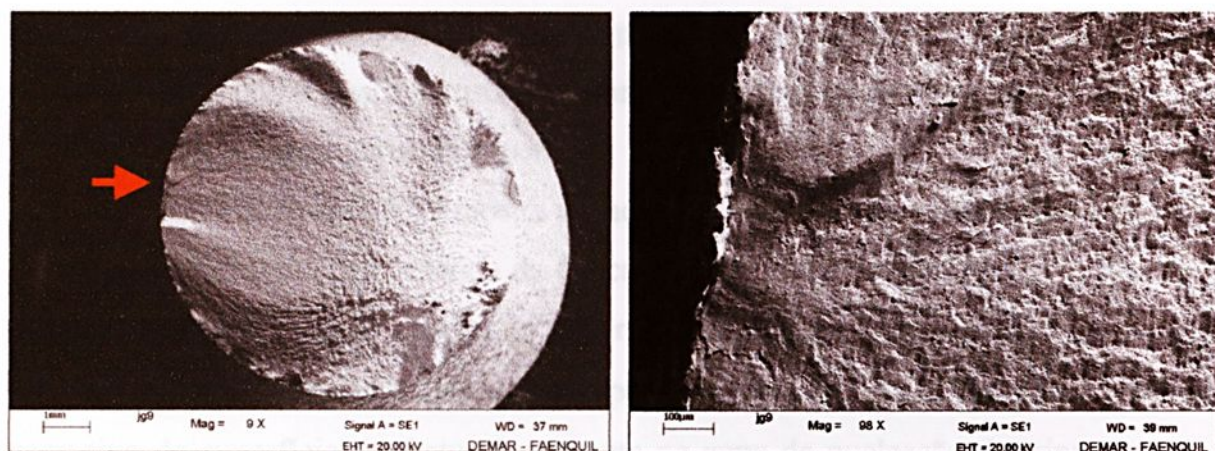


Ilustração 5.37 <sup>(52)</sup> - Cdp gr9, sob 671 MPa; a trinca surgiu devido à imperfeição na superfície, sem a presença de inclusões.

Deve ser observado que há uma dispersão nas vidas dos cdps gr9 e gr11, maior que a diferença entre as vidas de gr2 e gr911. A pequena diferença entre as vidas dos cdps gr2 e gr11 sugere que os danos provocados pelas granalhas podem ser equivalentes ao dano provocado por uma inclusão superficial, embora a inclusão observada no cdp gr2 seja de pequenas dimensões, ou seja, menor que 20  $\mu\text{m}$ .

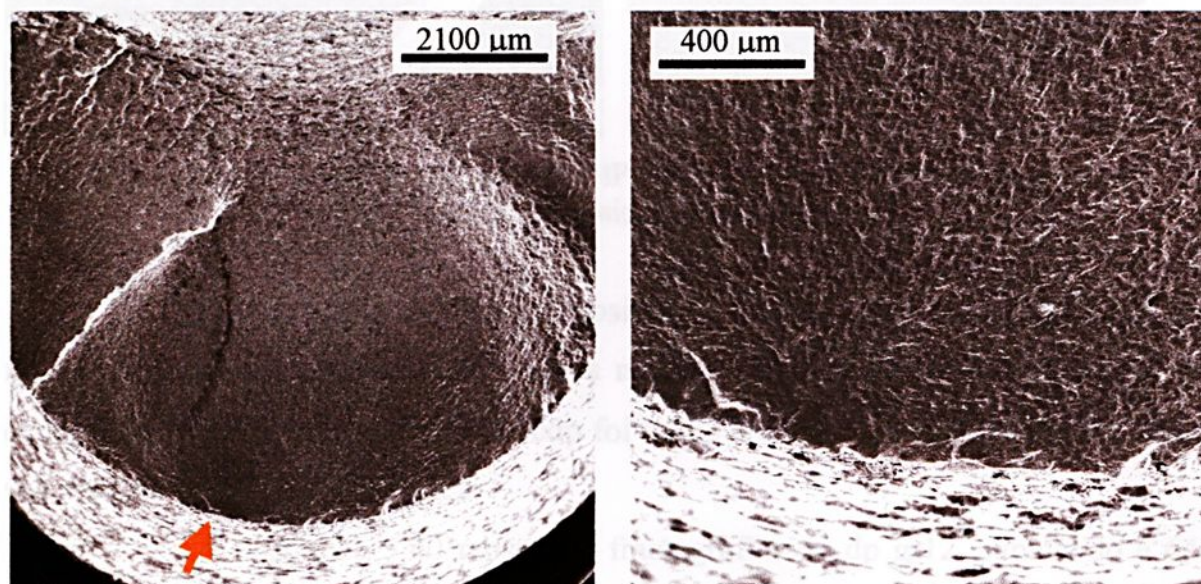


Ilustração 5.38 <sup>(53)</sup> - Cdp gr11, sob 671 MPa; a trinca surgiu devido à imperfeição na superfície, sem a presença de inclusões.

Certamente, uma inclusão de 50  $\mu\text{m}$ , predominantemente encontrada em outras fractografias do aço 35NCD16, certamente irá resultar em vidas bem menores para um cdp jateado com granalha neste nível de tensão.

Por outro lado, a diferença maior entre as vidas dos cdps gr11 e gr9



sugere que os danos provocados pelo impacto das granalhas são não reprodutivos, tanto na forma como nas dimensões, afetando de forma muito variada o processo de nucleação das trincas a partir da superfície.

A ilustração 5.39 mostra a fractografia do cdp gr8 submetido a 641 MPa. As ranhuras deixadas pelo avanço da trinca aponta, por analogia com os outros cdp que apresentam o mesmo padrão de superfície de fratura, para a existência de uma inclusão interna, com profundidade não superior a 250  $\mu\text{m}$ . Entretanto, houve o ataque corrosivo da superfície de fraturajustamente na zona de nucleação da trinca, mesmo por debaixo do esmalte protetor, durante o período decorrido entre a ruptura do cdp e a análise por MEV.

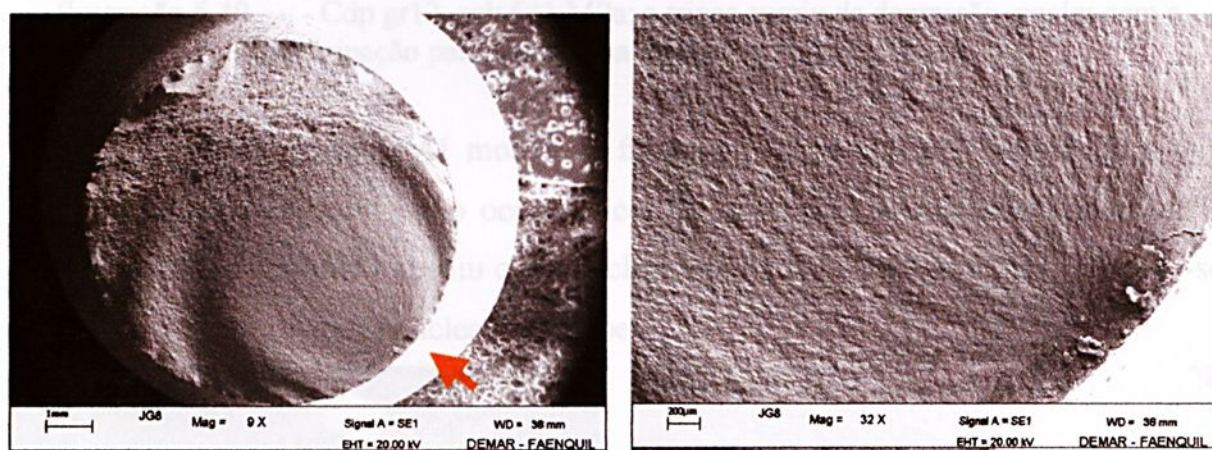


Ilustração 5.39 (54) - Cdp gr8, sob 641 MPa; a trinca surgiu de uma inclusão, com determinação de posição impossibilitada.

Devido a este incidente, a posição da inclusão não foi cotada, sendo que foi possível apenas verificar que a trinca não foi nucleada na superfície, e que não existe uma inclusão superficial. Este cdp foi o que apresentou a maior vida em fadiga sob a tensão máxima de 641 MPa.

A ilustração 5.40 mostra as fractografias do dp gr12, submetido a 641 MPa. Pode ser verificado que a trinca foi nucleada em função das atuações em paralelo de uma inclusão a 70  $\mu\text{m}$  de profundidade e de uma depressão na superfície, caracterizando um caso particular que não pode ser enquadrado na discussão sobre a posição da inclusão e a vida em fadiga do cdp.



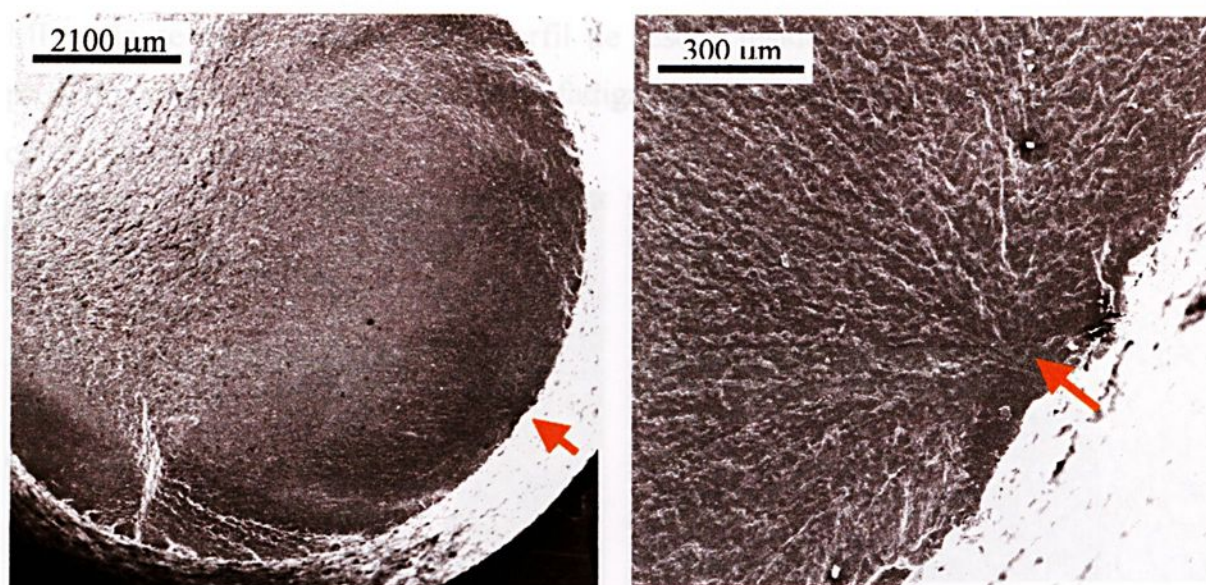


Ilustração 5.40 <sup>(55)</sup> - Cdp gr12, sob 641 MPa; a trinca surgiu da depressão, porém com a participação paralela de uma inclusão a cerca de 80  $\mu\text{m}$ .

A ilustração 5.41 mostra as fractografias do cdp gr7, submetido a 641 MPa. Da mesma maneira que o ocorrido com o cdp gr8, a corrosão ocorrida sob o esmalte protetor também impediu que a inclusão fosse localizada e cotada, sabendo-se apenas que a trinca não foi nucleada na superfície.

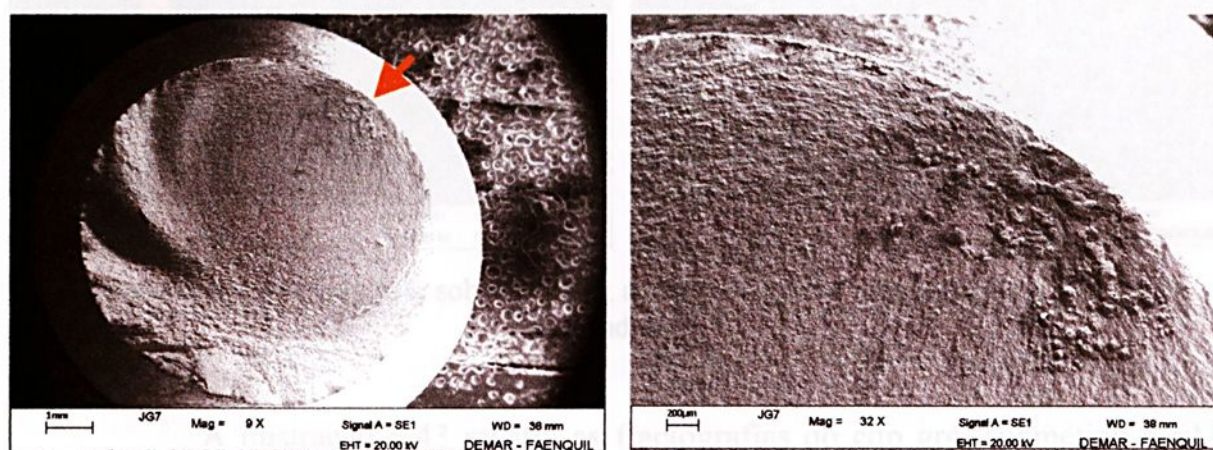


Ilustração 5.41 <sup>(56)</sup> - Cdp gr7, sob 641 MPa; a trinca surgiu de uma inclusão, com localização impossibilitada pela corrosão.

A ilustração 5.42 mostra as fractografias do cdp gr6, sob 641 MPa. Pode ser observado que a trinca foi nucleada na superfície, sem a presença de uma inclusão. Este foi o cdp que apresentou a maior vida em fadiga sob 641 MPa, e foi o único cdp sob 641 MPa que se enquadra na discussão sobre a influência da existência e posição da inclusão sobre a vida em fadiga dos. Devido à condição dos outros três cps, em 641



MPa não se pode verificar se o perfil de tensões residuais foi mantido como fator predominante no início do processo de fadiga, como o verificado com os cdp's jateados com óxido de alumínio.

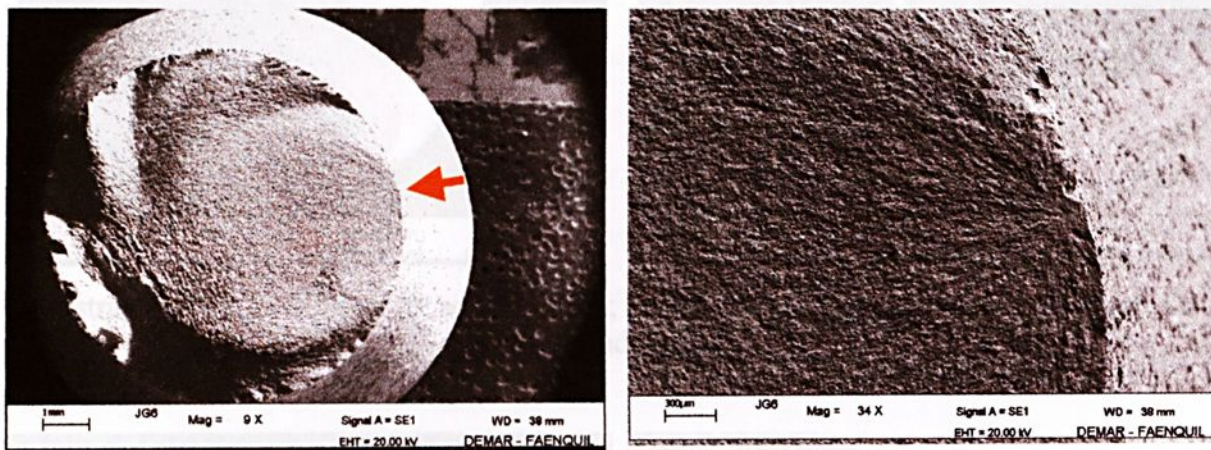


Ilustração 5.42 (57) - Cdp gr6, sob 641 MPa; a trinca surgiu da superfície.

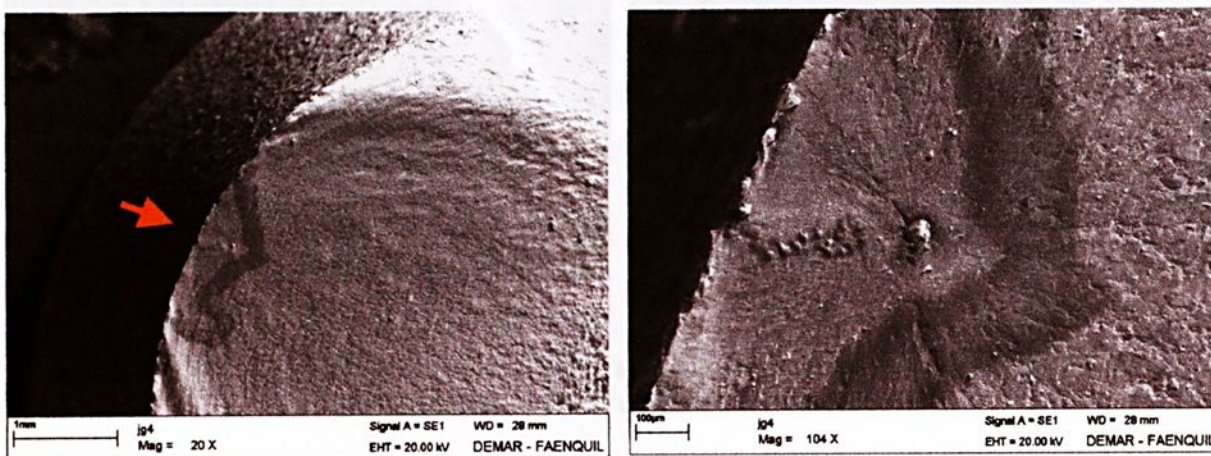


Ilustração 5.43 (58) - Cdp gr4, sob 611 MPa; a trinca surgiu de uma inclusão a 330  $\mu\text{m}$  de profundidade.

A ilustração 5.43 mostra as fractografias do cdp gr4, submetido a 611 MPa. Apesar da existência de marcas de corrosão ocorridas sob o esmalte protetor, a inclusão foi localizada a 330  $\mu\text{m}$  de profundidade, sendo que este cdp apresentou a maior vida em fadiga sob esta tensão.

A ilustração 5.44 mostra as fractografias do cdp gr10, sob 611 MPa. A trinca surgiu de uma inclusão a 150  $\mu\text{m}$  de profundidade. Este cdp pode ser inserido na discussão sobre a relação entre o perfil de tensões residuais, a posição da inclusão, e a vida em fadiga.



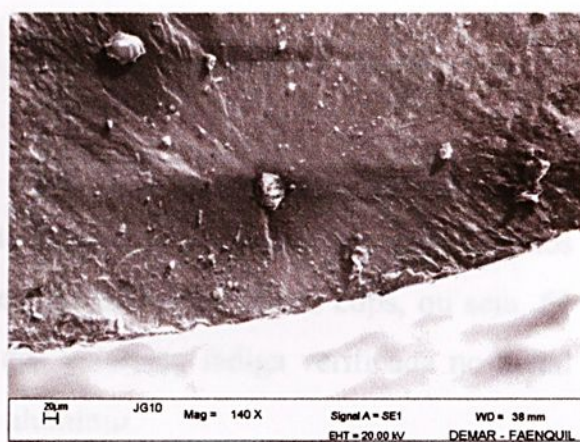
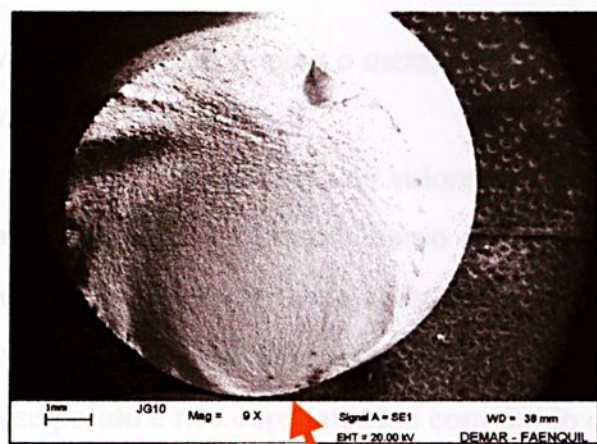


Ilustração 5.44 <sup>(59)</sup> - Cdp gr10, sob 611 MPa; a trinca surgiu de uma inclusão a 150  $\mu$ m de profundidade.

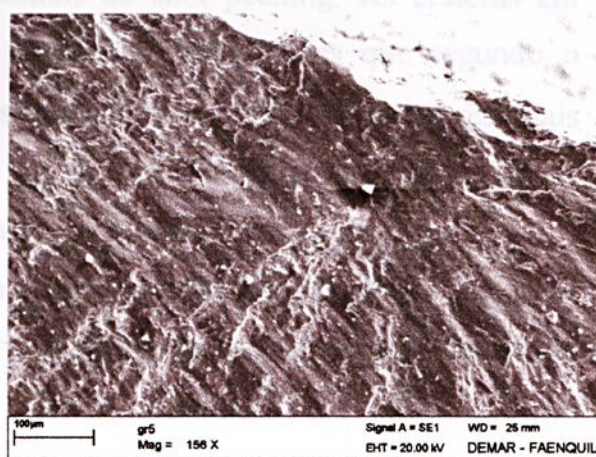
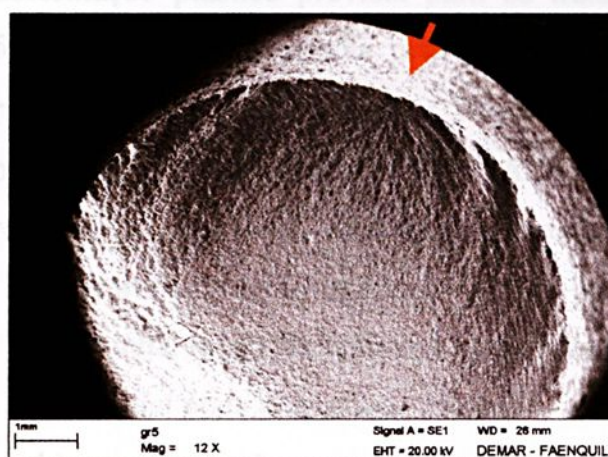


Ilustração 5.45 <sup>(60)</sup> - Cdp gr5, sob 611 MPa; a trinca surgiu de uma inclusão a 100  $\mu$ m de profundidade, a partir do fundo da cavidade.

A ilustração 5.45 mostra as fractografias do cdp gr5, sob 611 MPa. A trinca surgiu de uma inclusão a 100  $\mu$ m de profundidade, a partir do fundo da cavidade. Este cdp também pode ser inserido na discussão sobre a relação entre o perfil de tensões residuais, a posição da inclusão, e a vida em fadiga.

Ao se comparar o três cdps ensaiados sob a tensão máxima de 611 MPa, verifica-se que não foi mantido o padrão esperado de comportamento das vidas em função da posição da inclusão, caso contrário, a vida apresentada pelo cdp gr5 deveria ser maior que a vida apresentada pelo cdp gr10, apenas o cdp gr4 apresentou um resultado coerente com o esperado. Deve ser observado ainda, que para níveis de tensão onde as vidas são da ordem de  $10^6$  ciclos, o comportamento das vidas em fadiga em função da posição da inclusão é nítido, como o ocorrido para o metal base sob 691



MPa e 701 MPa, e para o metal base jateado com óxido de alumínio, também sob 691 MPa.

A inversão de valores ocorrida entre as vidas em fadiga dos cdps gr5 e gr10 não pode ser tomada como um resultado da dispersão natural dos experimentos de fadiga, pois a diferença nas profundidades das inclusões desses cdps, ou seja, 50  $\mu\text{m}$ , é responsável pela diferenciação nítida das vidas em fadiga verificada no metal base polido e nos cdps jateados com óxido de alumínio.

É mais seguro afirmar-se que o perfil de tensões residuais tenha sofrido alguma alteração devido à deformação plástica superficial, muito mais severa que a deformação plástica prevista para os tratamentos de shot peening. As crateras em forma de cunha impostas pelas granalhas possuem profundidades que segundo o rugosímetro, podem ultrapassar 20  $\mu\text{m}$ , e descaracterizar o perfil de tensões residuais produzido pela ferramenta de corte. Assim, o jateamento por granalhas de aço pode ter resultado na introdução de dois fatores adicionais ao processo de fadiga:

- a) a troca de uma superfície lisa por uma superfície contendo sulcos em forma de cunha, muito favoráveis à nucleação e propagação de trincas, cuja profundidade inicial pode ultrapassar 20  $\mu\text{m}$ ;
- b) a perturbação, ou modificação do perfil de tensões residuais compressivas superficiais e sub-superficiais do cdp, não no sentido de aumentar o seu valor, mas no sentido de alterar o seu perfil, seja atenuando-o por introduzir possíveis micro-trincas radiais nucleadas no fundo das crateras sob a forma de sulcos, seja pela mudança do perfil, de uma função decrescente com a profundidade, para uma função constante, até uma certa profundidade.

Para se ter uma idéia mais fidedigna do que possa ter ocorrido com os cdps jateados com granalha de aço, seria necessário se fazer pelo menos mais dois ensaios de fadiga sob a tensão de 611 MPa, para se obter fraturas contendo inclusões na faixa entre 70  $\mu\text{m}$  e 200  $\mu\text{m}$ .

A comparação dos resultados numéricos das vidas em fadiga mostrados nas tabelas 4.2 e 4.6 permitem afirmar que:

Ilustração 5.46 (a) - Cdps não recobertos (a) após os ensaios de corrosão e (b) de fadiga

Pode ser observado que a corrosão foi severa, e que as trincas foram



1 - nos dois níveis de tensão coincidentes nas duas tabelas, 751 MPa e 671 MPa, ocorreu devido ao jateamento, uma redução na média da vida em fadiga de 60% em 751 MPa, e a perda da condição da vida infinita em 671 MPa;

2 - o comportamento em fadiga dos cdps jateados com granalha de aço foi visivelmente prejudicado devido à elevada rugosidade imposta à superfície do cdp pelo impacto das granalhas de aço; assim, o comportamento em fadiga dos cdps recobertos com materiais aplicados sobre a superfície jateada com granalha não pode ser comparado com o comportamento dos cdps com superfície polida, nem com os recobrimentos eletro-depositados de cádmio, mas sim com o comportamento em fadiga dos cdps não recobertos jateados com granalha de aço.

3 - comparando-se as tensões referentes à vida infinita para os dois casos, 681 MPa e 571 MPa, respectivamente, verifica-se que a queda no limite de resistência à fadiga devido ao jateamento com granalha de aço foi de 10 %.

#### 5.2.5. As vidas em fadiga dos cdps expostos à atmosfera marítima

No que se diz respeito ao ensaio de corrosão, a ilustração 5.46 mostra o aspecto macroscópico dos cdps não recobertos após quatro meses de exposição à atmosfera marítima, e o aspecto macroscópico das suas superfícies de fratura após os ensaios de fadiga.

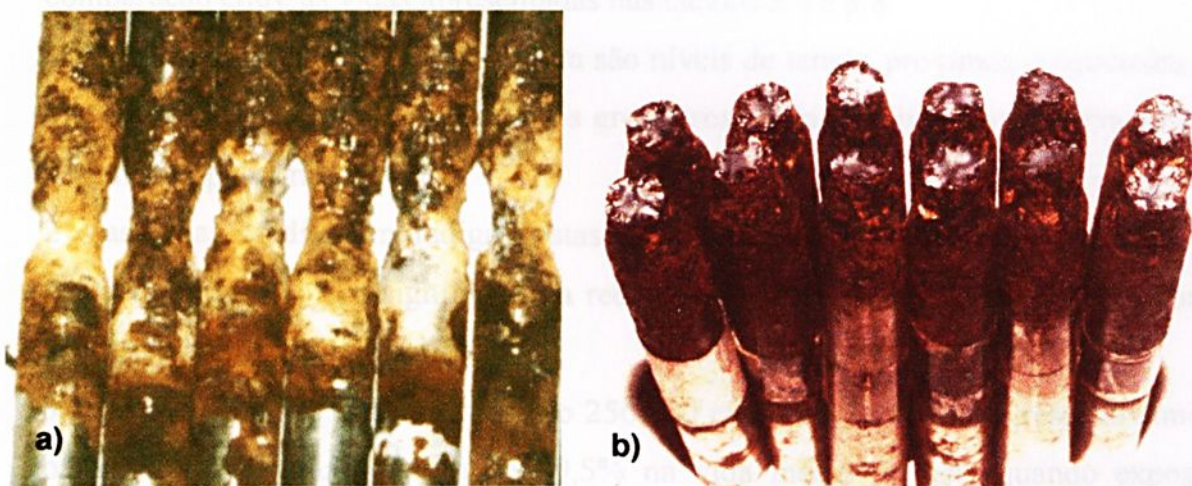


Ilustração 5.46 (61) - Cdps não recobertos (a) após os ensaios de corrosão e (b) de fadiga.

Pode ser observado que a corrosão foi severa, e que as trincas foram



nucleadas em vários pontos da superfície. De acordo com estes resultados, pode ser afirmado que os *pits* de corrosão atuaram como nucleadores de trincas, o que está de acordo com os valores encontrados para as tensões máximas e as vidas em fadiga, radicalmente reduzidas para esses cdps.

Para se avaliar do ponto de vista da fadiga, a eficiência dos recobrimentos anti-corrosivos, os ensaios de fadiga por flexão alternada de cdps polidos e não recobertos à atmosfera marítima apresentaram resultados bastante significativos.

A tabela 4.7 apresenta os resultados obtidos nos ensaios de fadiga dos cdps expostos à atmosfera marítima.

Tabela 5.8 (9) - Número de ciclos até a ruptura para os cdp's de metal base sem recobrimento, expostos à atmosfera marítima.

| <b>Tensão (MPa)</b> | <b>% da tensão de escoamento.</b> | <b>Carga (N)</b> | <b>ciclos até a ruptura <math>\times 10^3</math></b> | <b>média e desvio padrão <math>\times 10^3</math></b> | <b>identificação do cdp.</b> |
|---------------------|-----------------------------------|------------------|------------------------------------------------------|-------------------------------------------------------|------------------------------|
| 791                 | 80                                | 410              | 11,6                                                 | 10,2<br>$\pm 1,3$                                     | 11                           |
|                     |                                   |                  | 9,8                                                  |                                                       | 12                           |
|                     |                                   |                  | 9,2                                                  |                                                       | 13                           |
| 691                 | 70                                | 360              | 15,8                                                 | 12,9<br>$\pm 2,5$                                     | 14                           |
|                     |                                   |                  | 11,5                                                 |                                                       | 36                           |
|                     |                                   |                  | 11,5                                                 |                                                       | 37                           |

Para que se tenha uma visão dos efeitos danosos da corrosão, fez-se a comparação entre as vidas apresentadas nas tabelas 5.3 e 5.8:

1 - as tensões de 791 MPa e 801 MPa são níveis de tensão próximos o suficiente para que a comparação seja feita sem erros grosseiros, dada a inclinação da curva do metal base não exposto nessa região;

2 - as vidas médias em fadiga nestas tensões são 147.500 ciclos e 10.200 ciclos, respectivamente, o que significa uma redução de 93% na vida média do aço, quando exposto à atmosfera marítima;

3 - em 691 MPa, as vidas médias são 256.500 ciclos e 12.900 ciclos, respectivamente, o que significa uma redução de 99,5% na vida média do aço, quando exposto à atmosfera marítima.



A redução radical verificada nas vidas em fadiga é devida à formação dos *pits* de corrosão, cujas dimensões são indubitavelmente bem maiores que as inclusões superficiais. Como o ensaio de corrosão durou quatro meses, sem interrupções e sem que houvesse lotes expostos por períodos intermediários para ser retirados e levados a ensaios de fadiga, não foi possível se avaliar qual período de exposição resultaria em danos superficiais com as mesmas dimensões dos danos causados por inclusões superficiais, nem foi possível se fazer um estudo sobre a redução das vidas em fadiga em função do tempo de exposição à atmosfera marítima.

De qualquer maneira, as reduções observadas na vida em fadiga deixam claro que o aço 35NCD16 não suporta a exposição à atmosfera marítima, e que os resultados dos ensaios de corrosão e de fadiga por flexão rotativa dos cdps recobertos serão um bom indicativo da eficiência dos respectivos recobrimentos anti-corrosivos.

#### 5.2.6. Um resumo sobre o comportamento em fadiga do aço 35NCD16

A ilustração 5.47 mostra o comportamento em fadiga do aço 35NCD16 sob todas as condições estudadas antes de receber os recobrimentos, cujos pontos são plotados a partir das tabelas 5.3, 5.5, 5.6, 5.7, e 5.8. As curvas traçadas nesta ilustração são esboços considerando os pontos sem excluir qualquer um deles. O espalhamento devido às posições das inclusões, ou variações nas rugosidades já foi discutido anteriormente e os traçados feitos aqui servem apenas para se fazer a comparação qualitativa dos resultados obtidos, independentemente da condição da nucleação das trincas.

A curva preta leva em conta os pontos também pretos, referentes aos cdps polidos, com e sem inclusões. Os pontos tomados a 901 MPa se referem a cdps que não possuem inclusões, enquanto que nas demais tensões, todos os pontos da extrema esquerda de cada nível se referem a cdps com inclusões superficiais, marcados com “is”, e os pontos na extrema direita de cada nível se referem a cdps com nucleação de trincas sem inclusões, marcados com “si”. Em 701 MPa e 691 MPa, todos os pontos se referem a cdps com inclusões, cujas vidas são definidas pelas



posições das inclusões.

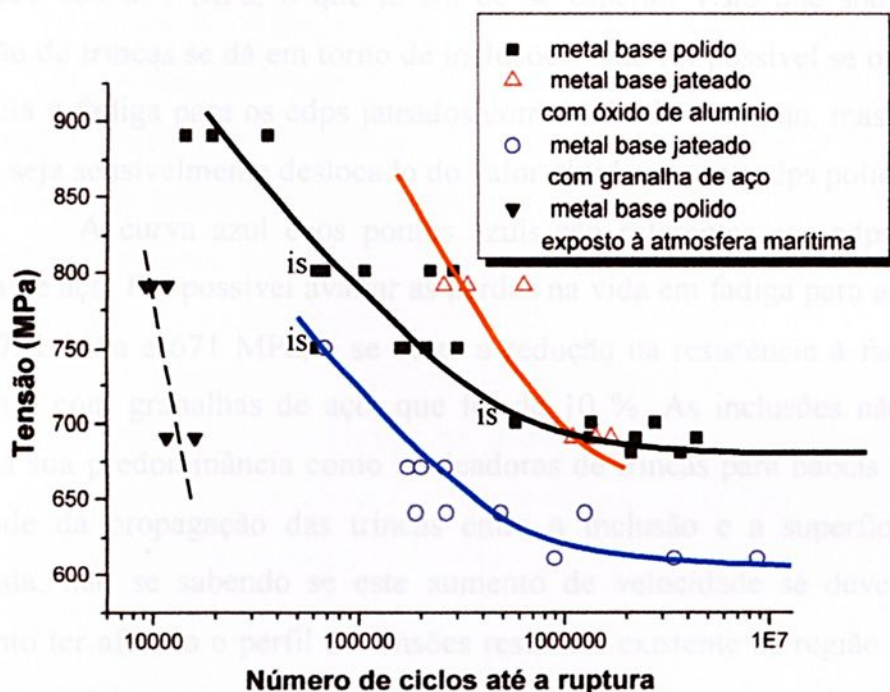


Ilustração 5.47<sup>(62)</sup> - Comportamento em fadiga do metal base, com superfície polida, com exposição à atmosfera marítima e com os jateamentos de óxido de alumínio e de granalha de aço.

Ficou sugerido pelo comportamento em fadiga observado, que sob altas tensões, acima de 801 MPa, o processo de nucleação de trincas predominante é o sistema de deslizamentos, formando intrusões e extrusões superficiais. Este processo só é substituído pela propagação rápida de uma trinca pré-existente quando existe uma inclusão superficial. Também ficou sugerido que sob baixas tensões, abaixo de 701 MPa, é nítido o efeito predominante das inclusões, como nucleadoras das trincas, não mais havendo a possibilidade de nucleação de trincas a partir da superfície pelo processo de deslizamento de planos atômicos. Neste nível de tensão, a diferença entre as vidas em fadiga é uma função do número de ciclos necessários para que a trinca nucleada em torno da inclusão chegue à superfície do cdp. Assume-se que o número de ciclos a partir desse momento não muda substancialmente de um cdp para o outro.

Ficou em aberto a questão de qual seria o limite de resistência à fadiga do aço 35NCD16, caso este não possuísse inclusões.

A curva vermelha e os pontos vermelhos se referem aos cdps jateados com óxido de alumínio, cujo efeito colateral de shot peening retardou o processo de fadiga em seu estágio inicial sob tensões mais elevadas, como 791 MPa. Este efeito



desaparece sob 691 MPa, o que já era de se esperar, visto que sob esta tensão, a nucleação de trincas se dá em torno de inclusões. Não foi possível se obter o limite de resistência à fadiga para os cdps jateados com óxido de alumínio, mas é possível que este não seja sensivelmente deslocado do valor obtido para os cdps polidos.

A curva azul e os pontos azuis são referentes aos cdps jateados com granalha de aço. Foi possível avaliar as perdas na vida em fadiga para alguns níveis de tensão, 751 MPa e 671 MPa, e se obter a redução na resistência à fadiga devido ao jateamento com granalhas de aço, que foi de 10 %. As inclusões não deixaram de exercer a sua predominância como nucleadoras de trincas para baixas tensões, mas a velocidade da propagação das trincas entre a inclusão e a superfície do cdp foi aumentada, não se sabendo se este aumento de velocidade se deve ao fato de o jateamento ter afetado o perfil de tensões residuais existente na região superficial dos cdps, ou se as trincas provenientes da inclusão encontram-se no meio do percurso com alguma trinca proveniente da ponta das cunhas produzidas pelos cantos vivos das granalhas. Não foi possível se verificar através da MEV a existência de trincas oriundas de sulcos produzidos pelas granalhas de aço.

A reta preta tracejada e os pontos pretos em forma de triângulo invertido se referem ao comportamento em fadiga dos cdps submetidos à atmosfera marítima, e só permitiram comparações com as vidas em fadiga dos cdps polidos, cujas reduções devido à corrosão foram maiores que 90%. Não há como se prever um limite de resistência à fadiga para os cdps expostos à atmosfera marítima.

## 5.3. OS CDPS RECOBERTOS

### 5.3.1. Os recobrimentos de cádmio

Os recobrimentos de cádmio convencional e cádmio não-fragilizante apresentaram um comportamento em fadiga, antes e após a exposição à atmosfera marítima, que serviu de referência para os demais recobrimentos, na qualidade de proteção atualmente adotada, e por isso merece uma discussão com aprofundamento





comparável à discussão dedicada ao metal base, o aço 35NCD16.

O aspecto dos cdps provenientes do ensaio de corrosão pode ser visto na ilustração 5.48. Não foi observado qualquer sinal de corrosão na superfície dos cdps recobertos com os dois tipos de cádmio, nem qualquer dano no filme de cromato que reveste o cádmio. A pintura aplicada sobre as partes de pega à garra da máquina de fadiga permaneceu aderida durante todo o ensaio de corrosão, e a sua retirada exigiu o uso de um solvente, principalmente no caso dos cdps recobertos com cádmio não fragilizante, dada a rugosidade da superfície do cdp. Não se observou qualquer produto de corrosão na água do mar sintética, nem qualquer alteração de seu pH. Pode ser afirmado que não houve qualquer reação entre os cdps e o ambiente salgado durante os quatro meses de duração do ensaio de corrosão.



Ilustração 5.48 <sup>(63)</sup> - Aspecto dos cdps provenientes da exposição à atmosfera marítima; nas duas fotos, à esquerda, metal base; ao centro, cádmio convencional; à direita, cádmio não fragilizante.

#### 5.3.1.1. O recobrimento de cádmio convencional

A vista macroscópica das fraturas dos cdps recobertos com cádmio convencional e com cádmio não-fragilizante, não submetidos à exposição à atmosfera marítima, podem ser observadas na ilustração 5.49.

Deve ser salientado que todas as superfícies de fratura, inclusive dos cdps expostos à atmosfera marítima, são do mesmo tipo daquelas encontradas nos cdps não recobertos, nos mesmos níveis de tensão, ou seja, as trincas se propagaram de um



lado a outro da seção transversal, produzindo uma zona de rasgamento tendendo a 45 graus do plano de propagação estável da trinca.

Em médio e alto ciclos, houve apenas uma frente principal de nucleação de trincas, sugerindo que também no caso do recobrimento de cádmio, os cdps tiveram as trincas nucleadas por inclusões, fato este verificado através das fractografias, e que os recobrimentos de cádmio tenham exercido pouca influência sobre o comportamento em fadiga dos cdps, depois de recobertos.



Ilustração 5.49 (64) - Superfícies de fratura dos cdps revestidos com cádmio convencional, à esquerda, e com cádmio não fragilizante, à direita.

A tabela 5.9 apresenta os resultados dos ensaios de fadiga para os cdps recobertos com cádmio convencional, sem e com a exposição à atmosfera marítima.

A comparação das tabelas 5.3 e 5.9, e as fractografias das zonas de nucleação das trincas por fadiga dos cdps recobertos com cádmio convencional, fornecem as condições necessárias para se fazer uma discussão que avalie a influência do recobrimento de cádmio convencional sobre o comportamento em fadiga dos cdp recobertos, considerando que não há efeitos da exposição à atmosfera marítima, e considerando a eventual modificação do perfil de tensões residuais devido ao tratamento de desidrogenação.

As ilustrações 5.50 a 5.63 mostram as fractografias dos cdps recobertos com cádmio convencional, com e sem a exposição à atmosfera marítima.

Em 801 MPa, os cdps 15 e c2, recobertos com cádmio convencional não expostos à atmosfera marítima, apresentam inclusões superficiais, ilustrações 5.50 e 5.51, cujas vidas foram de 33.500 ciclos e 87.000 ciclos, respectivamente. O cdp c1 também teve a sua trinca nucleada por uma inclusão superficial. Esses cdps servem



para definir um ponto para a curva dos cdps recobertos com cádmio convencional com inclusão superficial. O valor médio de suas vidas em fadiga, de 65.000 ciclos e desvio padrão de 28.000 ciclos, pode ser comparado com o valor da vida obtida com o cdp 62, de metal base polido não exposto, tabela 5.3, que foi de 61.400 ciclos. Assim, pode ser afirmado que o recobrimento de cádmio convencional não afetou o comportamento em fadiga dos cdps a 801 MPa, nos casos em que a trinca tenha sido nucleada devido às inclusões superficiais.

Tabela 5.9 <sup>(10)</sup> - Comportamento em fadiga para os cdps recobertos com cádmio convencional, sem e com exposição à atmosfera marítima.

| <b>Tensão (MPa)</b>                                   | <b>% da tensão de escoamento.</b> | <b>Carga (N)</b> | <b>ciclos até a ruptura x 10<sup>3</sup></b> | <b>média e desv. Padrão x 10<sup>3</sup></b> | <b>identificação do cdp.</b> | <b>observações</b> |
|-------------------------------------------------------|-----------------------------------|------------------|----------------------------------------------|----------------------------------------------|------------------------------|--------------------|
| <b>cdps não expostos</b>                              |                                   |                  |                                              |                                              |                              |                    |
| 801                                                   | 81                                | 415              | 33,5                                         | 85,7<br>±47,2                                | 15                           | incl. superf.      |
|                                                       |                                   |                  | 74,6                                         |                                              | c1                           | Incl. Superf.      |
|                                                       |                                   |                  | 87,0                                         |                                              | c2                           | incl. superf.      |
|                                                       |                                   |                  | 147,5                                        |                                              | c3                           | sem inclusão       |
| 691                                                   | 70                                | 360              | 152,3                                        | 1403,6<br>±1139,3                            | 19                           | incl. superf.      |
|                                                       |                                   |                  | 1546,1                                       |                                              | c4                           | incl. a 120 µm     |
|                                                       |                                   |                  | 2878,1                                       |                                              | c5                           | inclusão a 450 µm  |
|                                                       |                                   |                  | 1037,8                                       |                                              | c6                           | incl. a 260 µm     |
| 643                                                   | 65                                | 336              | 10.000 (inf.)                                |                                              | 46                           |                    |
| <b>cdps expostos à atmosfera marítima por 4 meses</b> |                                   |                  |                                              |                                              |                              |                    |
| 791                                                   | 80                                | 410              | 113,1                                        | 102,4<br>±14,4                               | 20                           | 2 frentes*         |
|                                                       |                                   |                  | 108,2                                        |                                              | 21                           | 3 frentes **       |
|                                                       |                                   |                  | 86,0                                         |                                              | 23                           | incl. superf.      |
| 691                                                   | 70                                | 360              | 1161,3                                       | 1168,9<br>±12,4                              | 26                           | incl. a 130 µm     |
|                                                       |                                   |                  | 1183,0                                       |                                              | 28                           | incl. a 116 µm     |
|                                                       |                                   |                  | 1162,1                                       |                                              | 53                           | incl. a 120 µm     |

\* - duas frentes de nucleação, uma sem inclusão, e outra a partir de um defeito superficial.

\*\* - três frentes de nucleação, todas sem inclusões.



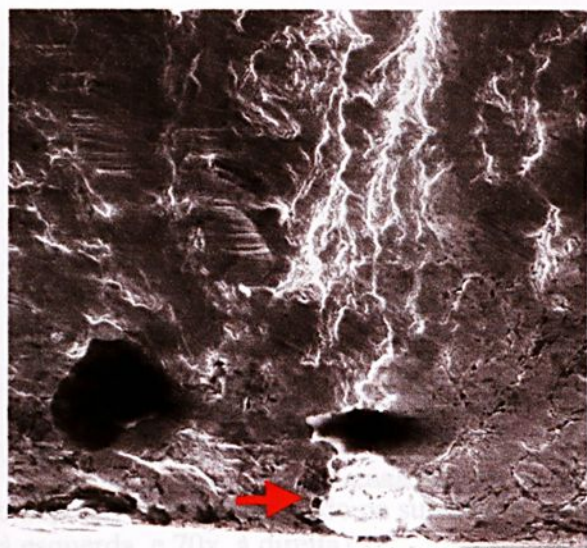
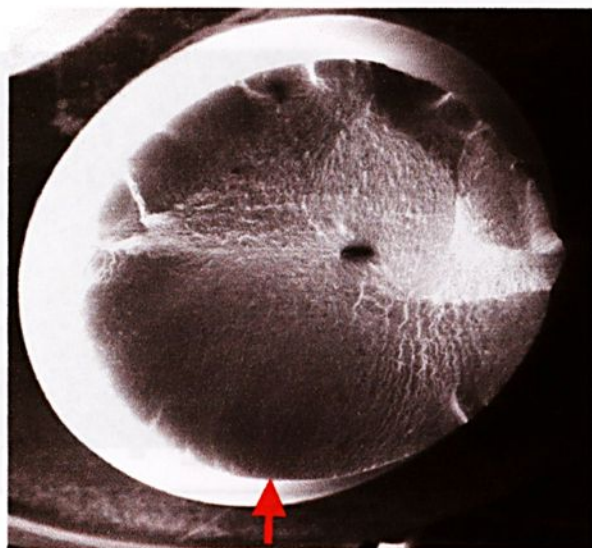


Ilustração 5.50 <sup>(65)</sup> - Cdp 15 - cádmio convencional, com inclusão na superfície, com cerca de 40  $\mu\text{m}$  de diâmetro (25x, à esquerda, e 500x, à direita).

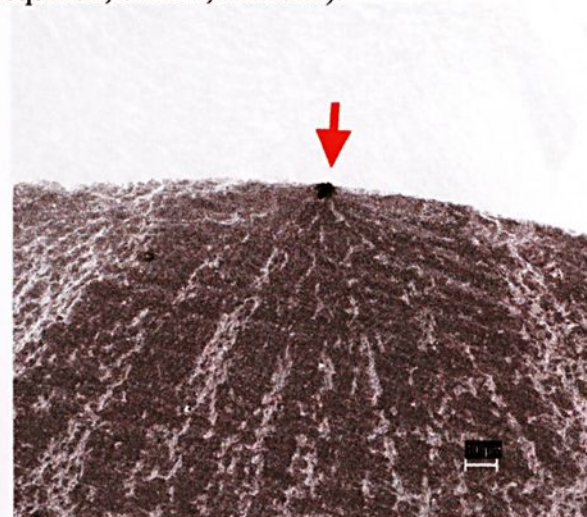
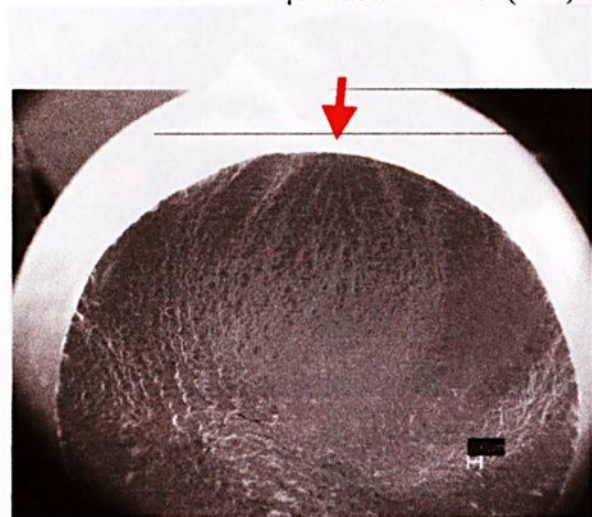


Ilustração 5.51 <sup>(66)</sup> - Cdp c1 - cádmio convencional, com uma inclusão na superfície (13 x, à esquerda, e 63 x, à direita).

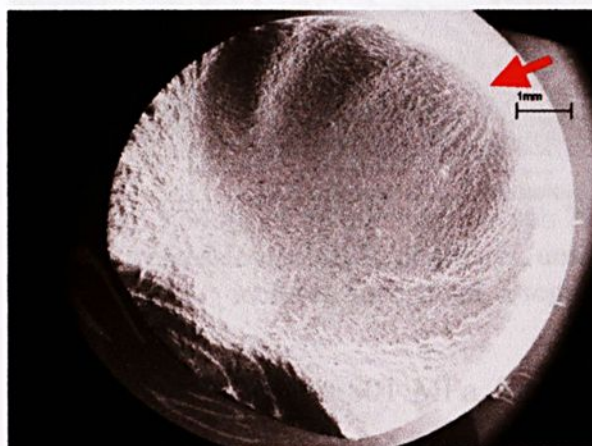


Ilustração 5.52 <sup>(67)</sup> - Cdp c2 - cádmio convencional, com inclusão na superfície (25x, à esquerda, e 500x, à direita).



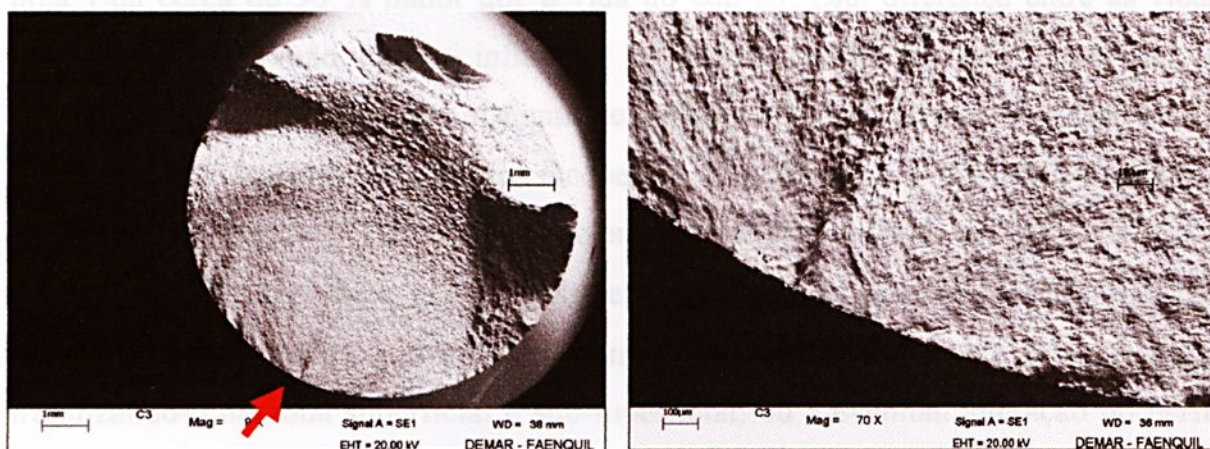


Ilustração 5.53 (68) - Cdp c3 - cádmio convencional, com a trinca nascendo na superfície, sem a presença de inclusões (9x, à esquerda, e 70x, à direita).

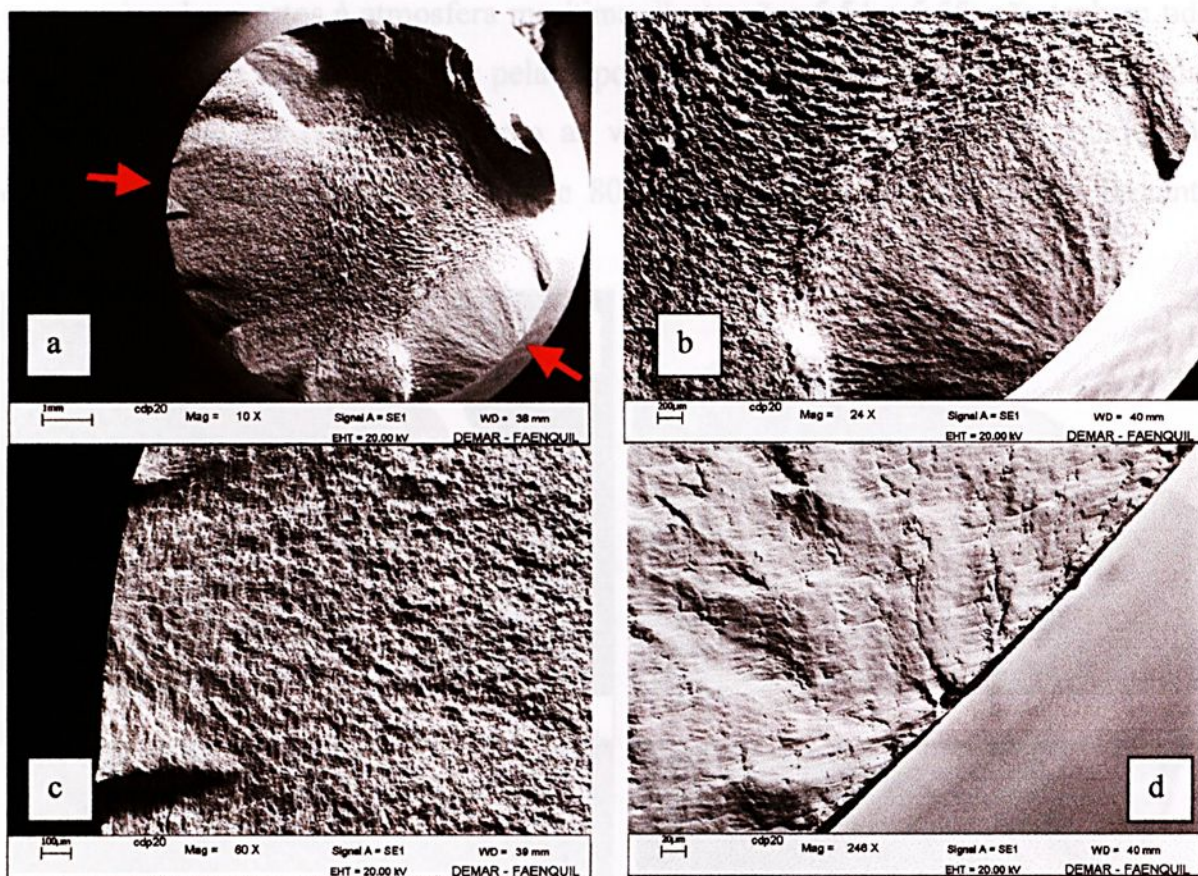


Ilustração 5.54 (69) - Cdp 20, ensaiado sob 791 Mpa - (a - 10x; b - 24x; c - 60x; d - 246x); há duas frentes de nucleação de trincas, uma sem inclusão, e outra devido a uma pequena inclusão superficial, a segunda com propagação mais lenta.

Ainda em 801 MPa, há o cdp c3, ilustração 5.53, que pode definir um ponto da curva dos cdps recobertos com cádmio convencional sem o efeito das inclusões. A sua vida foi de 147.500 ciclos, e pode ser comparada com a vida do cdp 54, polido e sem recobrimento, cuja vida foi de 285.600 ciclos. O cdp 54 apresentou



uma vida cerca de 90 % maior que a vida do cdp c3. Esta diferença entre as vidas sugere que, caso não haja a influência predominante da inclusão superficial, a nucleação da trinca, a partir dos sistemas de deslizamento e da formação de intrusões e de extrusões, é mais rápida nos cdps recobertos com cádmio convencional. Como não há cdps recobertos com cádmio convencional que tenham as suas trincas nucleadas a partir de inclusões internas, não foi possível fazer uma avaliação se esta diferença nas vidas deve ser atribuída à difusão do cádmio para o interior da matriz do substrato, fragilizando-o na zona superficial e sub-superficial, ou à eventual alteração no perfil de tensões residuais devido ao tratamento térmico de desidrogenação.

Assumindo que os cdps 20 e 21, tabela 5.9, recobertos com cádmio convencional expostos à atmosfera marítima, ilustrações 5.54 e 5.55, não tenham tido as suas vidas em fadiga alteradas pela exposição à atmosfera marítima, as suas vidas também podem ser comparadas com as vidas dos cdps de metal base polido não expostos à atmosfera marítima, já que 801 MPa e 791 MPa são valores bastante próximos.

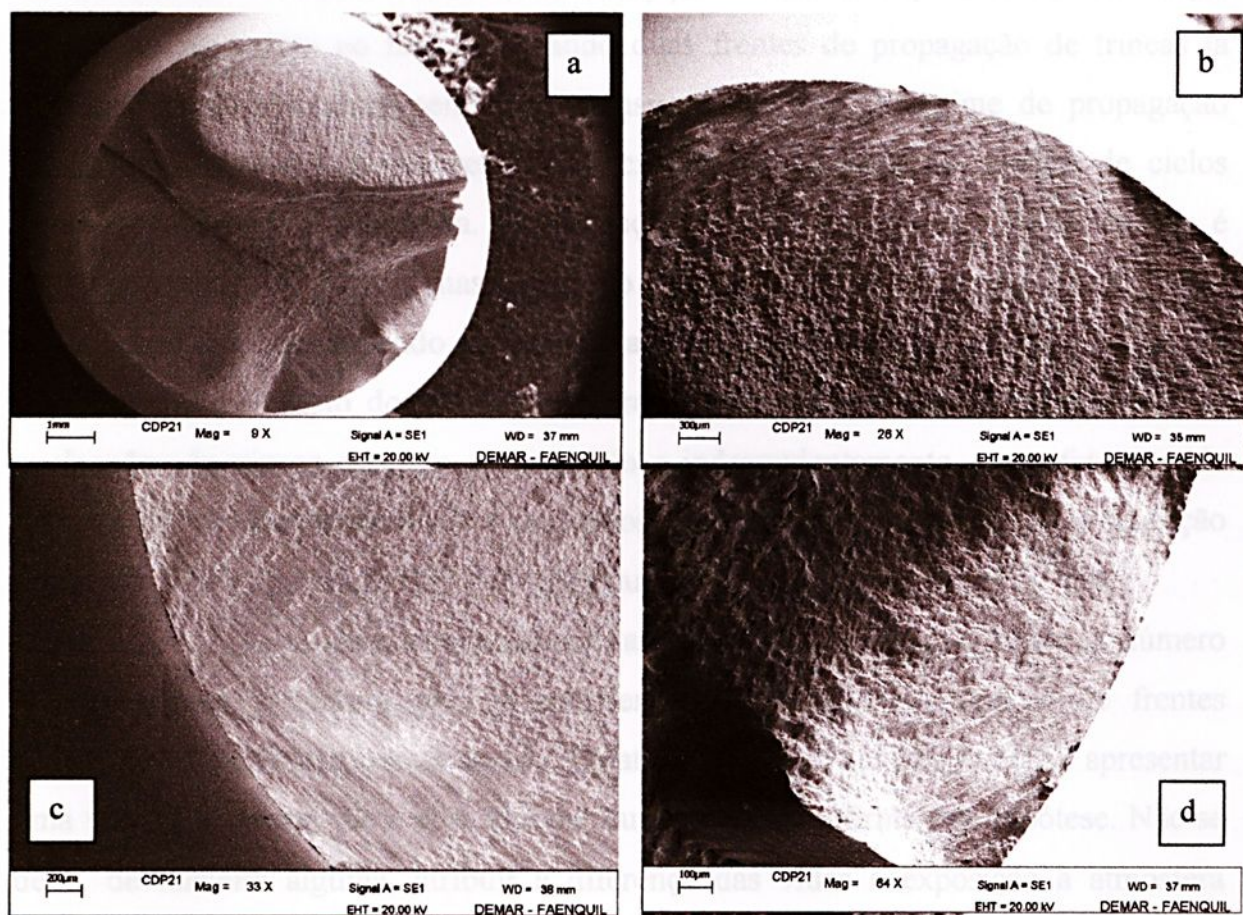


Ilustração 5.55<sup>(70)</sup> - cdp 21 - exposto à atmosfera marítima e ensaiado sob 791 MPa - (a - 9x; b - 26x; c - 33x; d - 64x); há três nucleações de trincas na superfície.



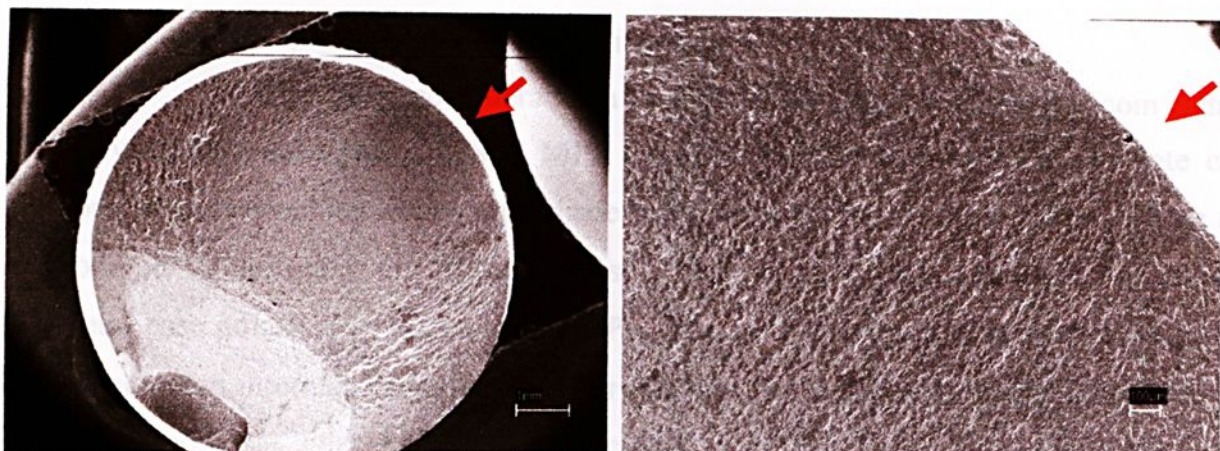


Ilustração 5.56 (71) - Cdp 23, cádmio convencional, com uma inclusão na superfície (10 x à esquerda, e 60x, à direita).

Os cdps 20 e 21 apresentam uma particularidade que os diferencia do cdp c3, também recoberto com cádmio convencional, que é o fato de apresentarem duas e três frentes de nucleação de trincas respectivamente, todas sem a presença de inclusões. Ao mesmo tempo, os cdps 20 e 21 apresentaram suas vidas em fadiga cerca de 30 % e 36 % respectivamente, menores que a vida do cdp c3. Estas diferenças devem ser atribuídas ao fato de, quando duas frentes de propagação de trincas já avançam simultaneamente pela seção transversal do cdp, o regime de propagação catastrófica da trinca deverá ser estabelecido com a metade do número de ciclos faltantes para ocorrer a ruptura. Esta redução de 50 % no número de ciclos não é aplicado à vida total do cdp, mas apenas ao número de ciclos referentes à propagação estável da trinca, não podendo ser considerado o número de ciclos desde a nucleação das trincas até o início do processo de propagação estável. Em outras palavras, as nucleações de trincas ocorrem em paralelo e independentemente, sem afetar a vida total do cdp em função do número de pontos de nucleação, mas durante a propagação estável da trinca, que implica na redução paulatina da seção transversal do cdp.

A partir do estabelecimento da propagação estável das trincas, o número de ciclos para a ruptura será inversamente proporcional ao número de frentes existentes na seção transversal do cdp. O fato de o cdp 21 ter três frentes e apresentar uma vida 5 % menor que o cdp 20, com duas frentes, confirma esta hipótese. Não se deve, de maneira alguma, atribuir a diferença das vidas à exposição à atmosfera marítima, pois o cádmio protege galvanicamente o substrato, e a sua baixa dureza impede que qualquer defeito na camada de cádmio implique em concentradores de



tensão que precipitem a nucleação de trincas.

Uma outra consideração a ser feita sobre os cdps recobertos com cádmio convencional submetidos a 801 MPa e a 791 MPa, é que nenhum dos sete cdps apresentou trincas nucleadas a partir de inclusões internas, o que estatisticamente não pode ser aceito como um fruto do acaso. Deve ser observado que dos cinco cdps de metal base polido submetidos a 801 MPa, dois apresentaram trincas nucleadas a partir de inclusões internas. Portanto, deve ser inferido que existe uma “preferência” entre os cdps recobertos com cádmio convencional, a 801 MPa e 791 MPa, para que a nucleação de trincas ocorra na superfície, atropelando o processo das nucleações eventualmente existentes em torno das inclusões internas.

Como as inclusões internas implicam em vidas intermediárias entre as vidas de cdps com inclusões superficiais e as vidas de cdps sem inclusões, é de se esperar que a média das vidas dos cdps c3, 20 e 21 seja menor que a média das vidas dos cdps 01 e 04, de metal base polido, que possuem inclusões internas. De fato, os cdps c3, 20 e 21 apresentaram uma vida média de 122.800 ciclos (desvio padrão de 21.100 ciclos), e os cdps 01 e 04 apresentaram uma vida média de 162.000 ciclos (desvio padrão de 80.800 ciclos). A diferença entre as duas médias é de 26 %. A vida média dos cdps c3, 20 e 21 só é maior que a vida média dos cdps 10 e 62, metal base polido, que foi de 64.100 ciclos (desvio padrão de 3.700 ciclos). Esta mudança de “preferência”, da nucleação por inclusões internas para a nucleação de trincas na superfície, sugere que de fato houve alguma alteração na matriz metálica entre as inclusões que existem no intervalo anular considerado, e a superfície do cdp.

Esta alteração das vidas em fadiga, associada à ausência de nucleações em torno de inclusões internas, deve ser considerada como um fato esclarecedor. Caso a alteração nas vidas em fadiga fosse devida exclusivamente à alteração no perfil de tensões residuais, a “preferência” pela nucleação em torno de trincas internas deveria ser mantida, mesmo com redução nas vidas em fadiga, e então deveria haver cdps recobertos com cádmio convencional com nucleação de trincas em torno de inclusões internas, o que não ocorreu. Assim, a mudança da “preferência” da nucleação de trincas para a superfície deve ser atribuída à fragilização da matriz metálica na superfície do cdp, certamente devido à difusão do cádmio, mesmo que em pequena profundidade. Nesta conjectura, parte-se do princípio que o hidrogênio introduzido



durante a eletrodeposição tenha sido totalmente eliminado, caso contrário, seu efeito de fragilização também deverá ser cogitado.

Em resumo, pode se supor que em 801 MPa, há a ocorrência de dois fatores predominantes no comportamento em fadiga dos cdps recobertos com cádmio convencional. O primeiro é o efeito danoso das inclusões superficiais, já verificado no metal base polido. O segundo fator é exclusivo do recobrimento de cádmio, que é a fragilização da camada superficial do cdp, provavelmente devido à difusão do cádmio, cujo peso no comportamento em fadiga é maior que o peso das inclusões internas.

Em 691 MPa as fractografias vistas nas ilustrações 4.i1 a 4.i7 mostram que a ocorrência de nucleações de trincas na superfície é suprimida, a exemplo do que ocorreu com o metal base polido. A ocorrência de nucleações de trincas a partir de inclusões é um fato análogo ao que ocorre com o metal base polido a 691 MPa, e permite a mesma análise das vidas em função da posição das inclusões e do perfil de tensões residuais, feita para o metal base polido.

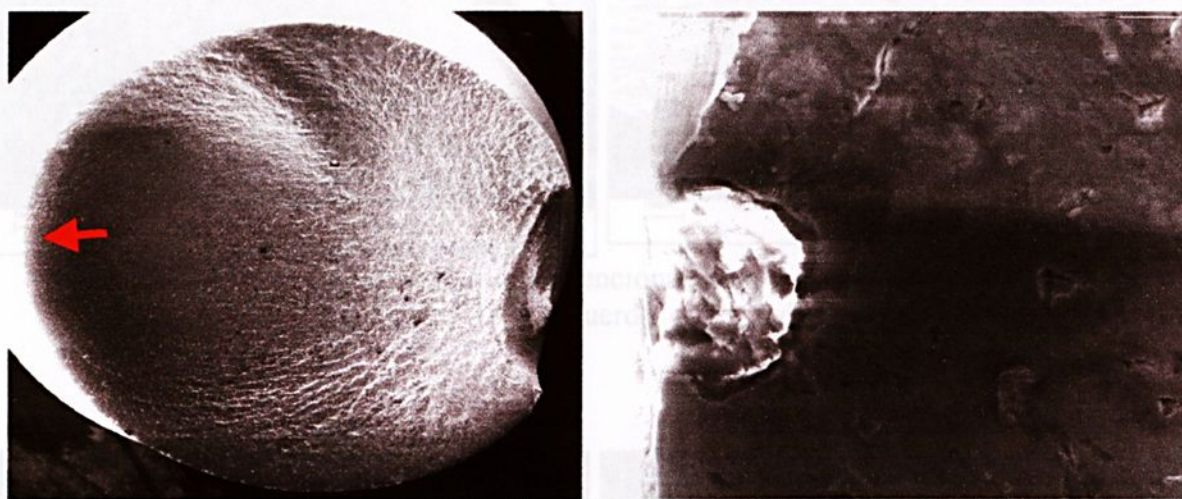


Ilustração 5.57 (72) - Cdp 19 - cádmio convencional, com inclusão na superfície, com cerca de 25 µm de diâmetro (25x, à esquerda, e 1000x, à direita).

O cdp 19 possui sua trinca nucleada a partir de uma inclusão superficial, mas sua vida não pode ser comparada com a vida de nenhum cdp de metal base polido sob 691 MPa. Os demais cdps recobertos com cádmio convencional, ensaiados a 691 MPa, incluindo os cdps submetidos à atmosfera marítima, possuem inclusões internas, nas mesmas condições dos cdps de metal base polido.



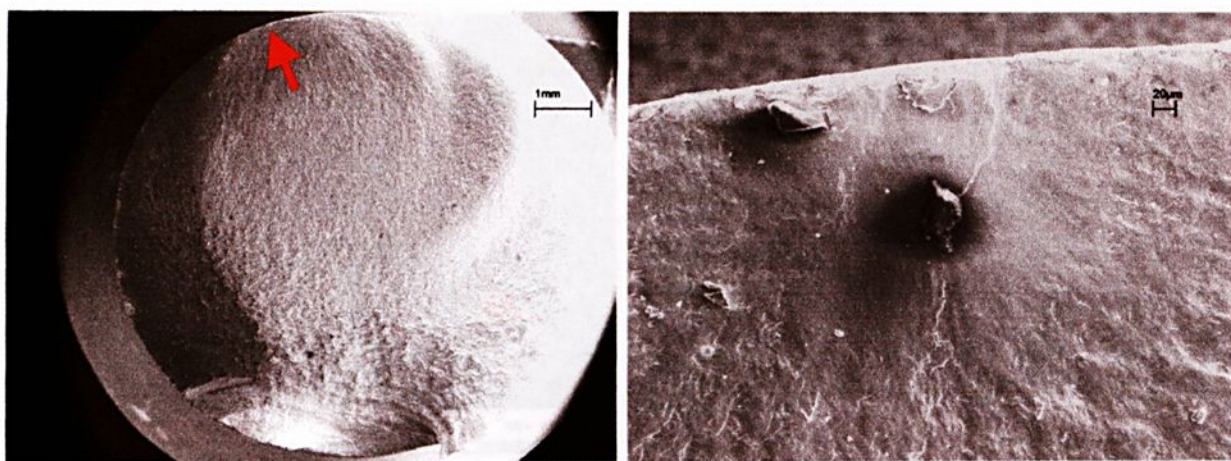


Ilustração 5.58 (73) - Cd p c4, cádmio convencional, com inclusão a cerca de 120  $\mu\text{m}$  da superfície (25x à esquerda, e 500x, à direita).

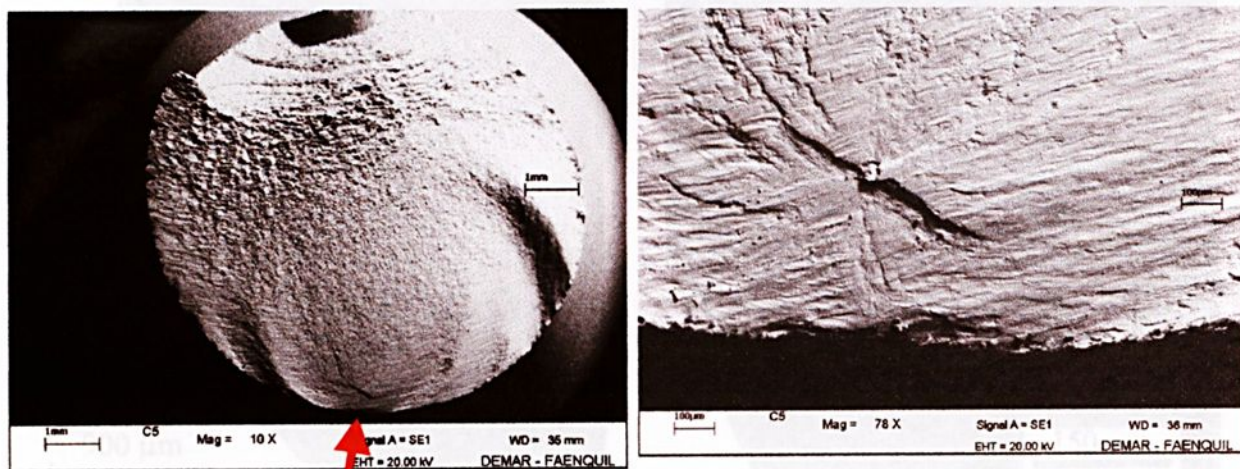


Ilustração 5.59 (74) - Cd p c5, cádmio convencional, com inclusão a cerca de 450  $\mu\text{m}$  da superfície (10x à esquerda, e 76x, à direita).

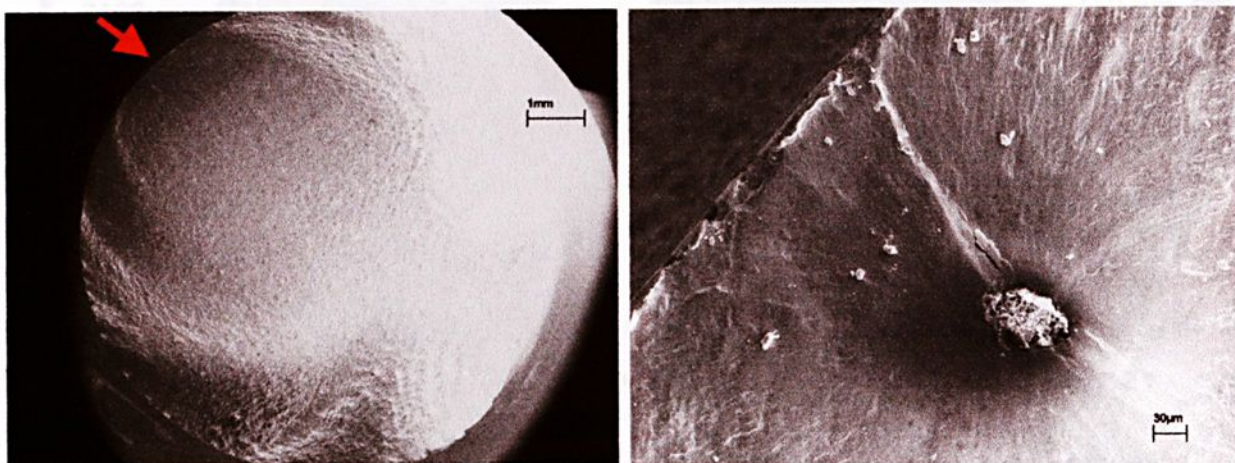


Ilustração 5.60 (75) - Cd p c6, cádmio convencional, com inclusão a cerca de 260  $\mu\text{m}$  da superfície (25x à esquerda, e 500x, à direita).



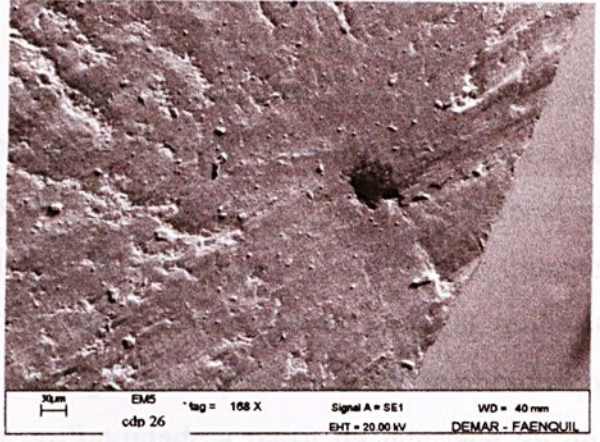
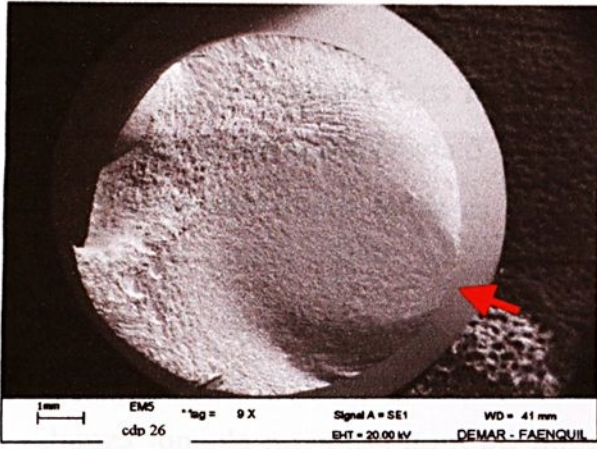


Ilustração 5.61 (76) - Cdp 26, cádmio convencional, com inclusão a cerca de 130  $\mu\text{m}$  da superfície (9x à esquerda, e 168x, à direita).

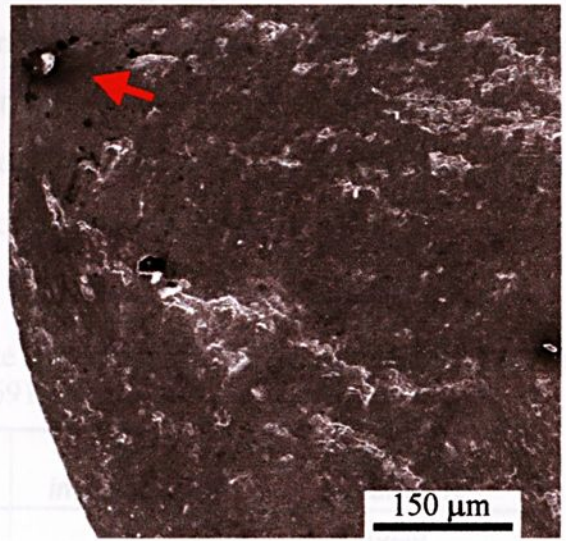
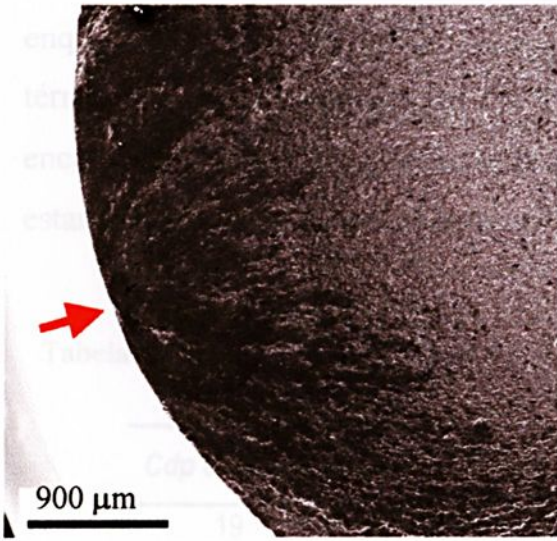


Ilustração 5.62 (77) - Cdp 28, cádmio convencional, com inclusão a cerca de 116  $\mu\text{m}$  da superfície (35x à esquerda, e 200x, à direita).

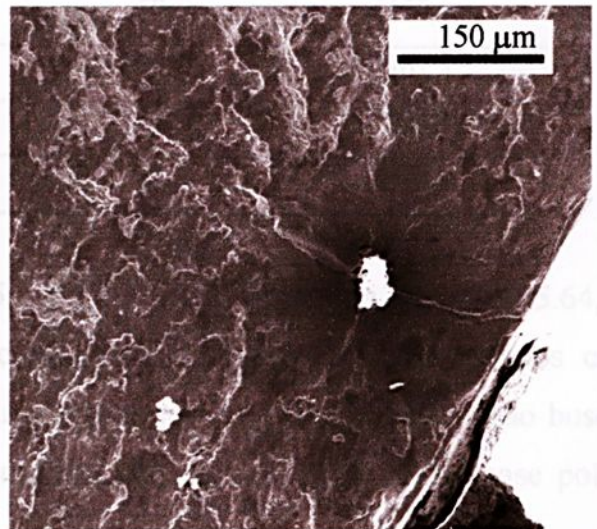
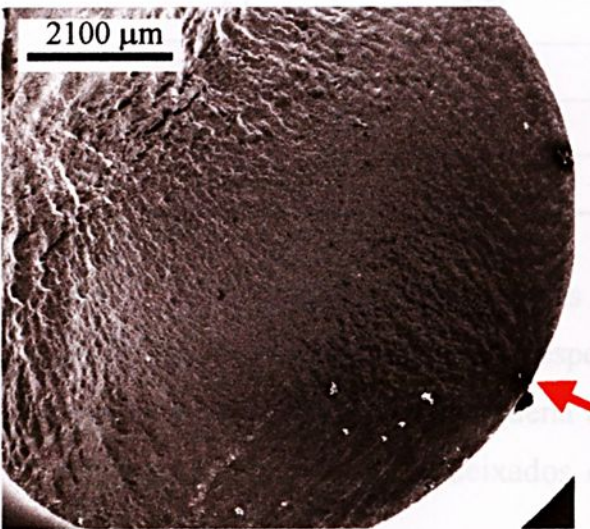


Ilustração 5.63 (78) - Cdp 53, cádmio convencional, com inclusão a cerca de 120  $\mu\text{m}$  da superfície (15x à esquerda, e 200x, à direita).



Todos os cdps recobertos com cádmio convencional submetidos a 691 MPa podem compor a tabela 5.10, que por sua vez, pode ser confrontada com a tabela 5.4 Como não foram feitas as medidas de tensão residual para os cdps recobertos, reside a dúvida se o perfil de tensões residuais foi ou não alterado devido ao tratamento térmico de desidrogenação. Não se pode supor que a tensão residual tenha sido eliminada pelo tratamento térmico de desidrogenação, pois deve ser lembrado que a dureza tomada no substrato a 40  $\mu\text{m}$  de profundidade a partir da interface foi de 47 HRc, em um cdp que recebeu um recobrimento eletro-depositado de zinco-cobalto. Este recebeu um tratamento térmico de desidrogenação de 200°C por 24 horas, enquanto os cdps recobertos com cádmio convencional receberam um tratamento térmico de desidrogenação de 190°C por oito horas. Portanto, a dureza de 47 HRc encontrada a 40  $\mu\text{m}$  de profundidade no cdp recoberto com zinco-cobalto também deve estar presente nos cdps recobertos com cádmio convencional.

Tabela 5.10 (11) - Tensão residual e ciclos até a ruptura para os cdps de metal base ensaiados sob 691 MPa.

| <b>Cdp ensaiado</b> | <b>Profundidade da inclusão (<math>\mu\text{m}</math>)</b> | <b>Tamanho da inclusão (<math>\mu\text{m}</math>)</b> | <b>Ciclos até a ruptura <math>\times 10^3</math></b> |
|---------------------|------------------------------------------------------------|-------------------------------------------------------|------------------------------------------------------|
| 19                  | superfície                                                 | 25                                                    | 152,3                                                |
| 28                  | 116                                                        | 25                                                    | 1183,0                                               |
| c4                  | 120                                                        | 40                                                    | 1546,1                                               |
| 53                  | 120                                                        | 50                                                    | 1162,1                                               |
| 26                  | 130                                                        | 60                                                    | 1161,3                                               |
| c6                  | 260                                                        | 65                                                    | 1037,8                                               |
| c5                  | 450                                                        | 60                                                    | 2878,1                                               |

A comparação das tabelas 5.4 e 5.10 está mostrado na ilustração 5.64, na qual foram inseridas as vidas e respectivas profundidades de inclusões dos cdps ensaiados a 701 MPa, dada a pequena diferença para 691 MPa. Esta inserção buscou preencher os espaços vazios deixados entre as vidas dos cdps de metal base polido ensaiados a 691 MPa.

Da ilustração 5.64, pode ser observado que:



- 1 - faltou um cdp de metal base polido com inclusão a cerca de 400  $\mu\text{m}$  de profundidade para ser confrontado com o cdp c5;
- 2 - faltaram cdps recobertos com cádmio convencional com inclusões entre 50  $\mu\text{m}$  e 100  $\mu\text{m}$  de profundidade, para verificar a possibilidade da repetição do máximo vislumbrado através da vida do cdp de metal base polido com inclusão a 80  $\mu\text{m}$ ;
- 3 - os cdps recobertos com cádmio convencional contendo inclusões com cerca de 120  $\mu\text{m}$  não reproduziram a tendência de alta nas vidas, apresentada pelos cdps de metal base polido com inclusões entre 120  $\mu\text{m}$  e 170  $\mu\text{m}$  de profundidade.

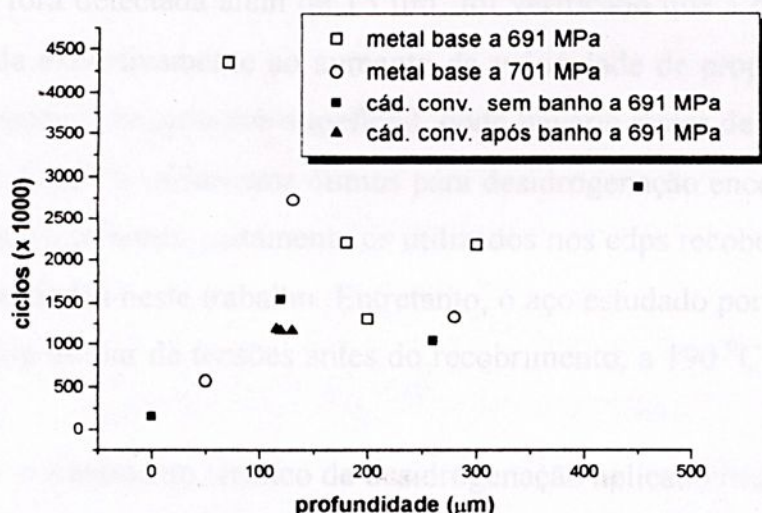


Ilustração 5.64 (79) - Vidas dos cdps recobertos com cádmio convencional, em função da profundidade da inclusão.

De um modo geral, pode ser inferido que para inclusões existentes em profundidades acima de 250  $\mu\text{m}$ , não haverá diferença nas vidas dos cdps recobertos com cádmio convencional, em relação ao metal base polido, pois não há como o cádmio difundir-se até essas profundidades, e não há influência das tensões residuais além de 250  $\mu\text{m}$  de profundidade.

Considerando o intervalo entre a superfície e a profundidade de 250  $\mu\text{m}$ , e verificando a distância entre os pontos obtidos para os cdps recobertos com cádmio convencional e os pontos obtidos para o metal base polido, pode ser inferido que o perfil de tensões residuais foi alterado pelo tratamento térmico de desidrogenação, no sentido de deixar de retardar a propagação da trinca desde a inclusão até a superfície, como o fez para o metal base polido. A falta de cdps recobertos com cádmio convencional contendo inclusões entre 50  $\mu\text{m}$  e 100  $\mu\text{m}$ , não permitiu uma



visualização mais detalhada da mudança do perfil de tensões devido ao tratamento de desidrogenação.

Peres (1996) estudou o processo de desidrogenação de cdps recobertos com cádmio convencional, e verificou que tempos longos ou temperaturas altas promovem a difusão do cádmio para a matriz metálica do aço recoberto, neutralizando o benefício oferecido pelo processo de retirada do hidrogênio, com a decorrente queda da resistência à fadiga do aço. No caso do estudo de Peres, o aço usado não continha inclusões, ABNT 4340, e as trincas sempre nasceram na superfície. Embora a difusão do cádmio não fora detectada além de 15  $\mu\text{m}$ , foi verificado que a queda da vida em fadiga foi devida exclusivamente ao aumento da velocidade de propagação da trinca, em seu estágio inicial, na zona sub-supeficial, onde haveria restos de hidrogênio retido ou cádmio difundido. Os parâmetros ótimos para desidrogenação encontrado por Peres foram 190  $^{\circ}\text{C}$ , por oito horas, justamente os utilizados nos cdps recobertos com cádmio convencional ensaiados neste trabalho. Entretanto, o aço estudado por Peres foi tratado termicamente para aliviar de tensões antes do recobrimento, a 190  $^{\circ}\text{C}$  por quatro horas (PERES, 1996).

Se o tratamento térmico de desidrogenação aplicado neste trabalho levou cinco vezes o tempo utilizado por Peres em seu tratamento de alívio de tensões antes do recobrimento, certamente tanto no estudo de Peres como neste trabalho, as tensões residuais devido à usinagem não foram totalmente eliminadas, mas apenas parcialmente aliviadas. Assim, tanto no trabalho de Peres como neste trabalho, houve a atuação do perfil de tensões residuais sobre a vida em fadiga dos cdps.

Como no trabalho de Peres, houve a variação dos tempos e das temperaturas no tratamento térmico de desidrogenação, e se o efeito do alívio de tensões sobre a vida em fadiga não tiver sido sensivelmente alterado, conclui-se que Peres encontrou resultados confiáveis para relacionar o processo de desidrogenação com as vidas em fadiga dos cdps recobertos. Esta relação lhe permitiu avaliar o processo de desidrogenação do ponto de vista da difusão do cádmio para o interior da matriz metálica do cdp, até uma profundidade da ordem de 15  $\mu\text{m}$ .

Com base no resumo feito sobre as informações levantadas por Peres, pode ser inferido neste trabalho que de fato, a responsabilidade da alteração nas vidas em fadiga devido à eletro-deposição do cádmio convencional sobre o aço 35NCD16





deve ser dividida entre o alívio de tensões, cuja atuação sobre o comportamento em fadiga deve ser sentida em profundidades acima de 15  $\mu\text{m}$ , e a difusão do cádmio, cuja atuação sobre o comportamento em fadiga deve ser sentida em profundidades menores ou até 15  $\mu\text{m}$ . Ambos os fatos ocorrem durante o processo de desidrogenação.

Neste trabalho, a visualização qualitativa da divisão de responsabilidades exercidas pela mudança do perfil de tensões residuais e a difusão do cádmio, só foi possível porque o lote de cdps de metal base polido foi ensaiado sem que fosse feito o tratamento térmico de alívio de tensões após a usinagem, e também porque o aço 35NCD16 possui inclusões não metálicas capazes de nuclear trincas de fadiga, cuja propagação da inclusão até a superfície do cdp tem uma velocidade afetada pelo perfil de tensões residuais. Uma separação quantitativa mais clara destes dois fatores, tensão residual e difusão do cádmio, não foi possível neste trabalho porque o cádmio difundido para a matriz metálica fica restrito a uma faixa que também fica localizada entre a inclusão e a superfície do cdp, e também aumenta a taxa de propagação da trinca em seu domínio. Para tentar separar esses parâmetros, seria necessário ensaiar um lote de cdps não recobertos, submetidos anteriormente a um tratamento térmico de alívio de tensões.

O traçado de uma curva de Wöhler para os cdps recobertos com cádmio convencional ficou prejudicada devido ao fato de se ter feito ensaios de fadiga por flexão rotativa em apenas dois níveis de tensão. Os pontos referentes aos cdps recobertos com cádmio convencional estão mostrados mais adiante, juntamente com os pontos obtidos com os cdps recobertos com cádmio não fragilizante.

#### **5.3.1.2. O recobrimento de cádmio não fragilizante**

A tabela 5.11 apresenta os resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa para os cdps recobertos com cádmio não fragilizante, sem e com a exposição à atmosfera marítima.

As fgractografias obtidas dos cdps recobertos com cádmio não fragilizante estão dispostas nas ilustrações 5.65 a 5.79.





Uma primeira consideração a ser feita é a possibilidade de se fazer toda a análise dos resultados sob o ponto de vista da fadiga, sem diferenciar os cdps expostos dos não expostos à atmosfera marítima, visto que tal exposição não implicou em qualquer alteração nas superfícies dos cdps.

Tabela 5.11 <sup>(12)</sup> - Comportamento em fadiga para os cdps recobertos com cádmio não fragilizante, sem e com exposição à atmosfera marítima.

| Tensão (MPa)                                     | % da tensão de escoamento. | Carga (N) | ciclos até a ruptura x 10 <sup>3</sup>        | média e desvio padrão x 10 <sup>3</sup> | identificação do cdp.         | observações                                                                                                |
|--------------------------------------------------|----------------------------|-----------|-----------------------------------------------|-----------------------------------------|-------------------------------|------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| cdps não expostos                                |                            |           |                                               |                                         |                               |                                                                                                            |
| 801                                              | 81                         | 415       | 121,7<br>193,1<br>97,9                        | 137,6<br>±49,6                          | N6 (47)<br>n1<br>n2           | sem inclusão<br>sem inclusão<br>sem inclusão                                                               |
| 791                                              | 80                         | 410       | 116,4<br>172,6                                | 144,5<br>±39,7                          | N7<br>N8                      | sem inclusão<br>sem inclusão                                                                               |
| 691                                              | 70                         | 360       | 2386,4<br>978,0<br>2291,2<br>2508,5<br>2643,9 | 2161,6<br>±674,8                        | N10<br>N11<br>N13<br>n3<br>n4 | inclusão a 160 µm<br>imperfeição superf.<br>inclusão a 360 µm<br>incl. a 160 e 450 µm<br>inclusão a 200 µm |
| cdps submetidos à atmosfera marítima por 4 meses |                            |           |                                               |                                         |                               |                                                                                                            |
| 791                                              | 80                         | 410       | 143,3<br>177,2<br>457,8                       | 259,4<br>±172,6                         | N1<br>N2<br>N3                | sem inclusão<br>cavidade superficial<br>sem inclusão                                                       |
| 691                                              | 70                         | 360       | 2277,8<br>640,0<br>1872,1                     | 1596,6<br>±852,9                        | N4<br>N5<br>N12               | inclusão a 80 µm<br>sem inclusão<br>inclusão a 60 µm                                                       |

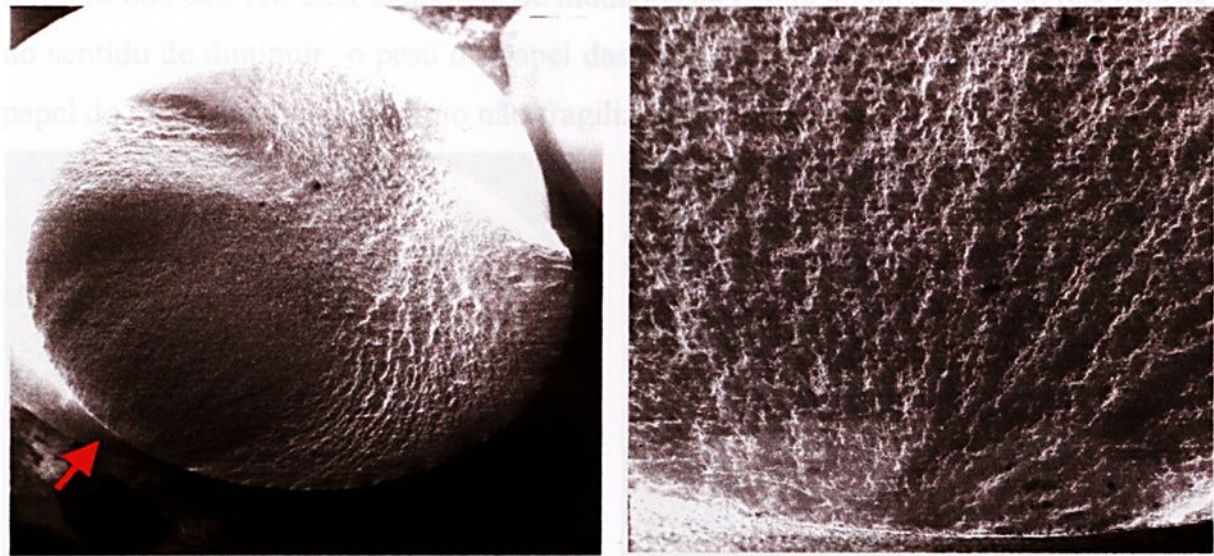


Ilustração 5.65 <sup>(80)</sup> - Cdp N6, cádmio não fragilizante, sob 801 MPa (25x, à esquerda e 50x, à direita). A trinca não nasceu de uma inclusão.



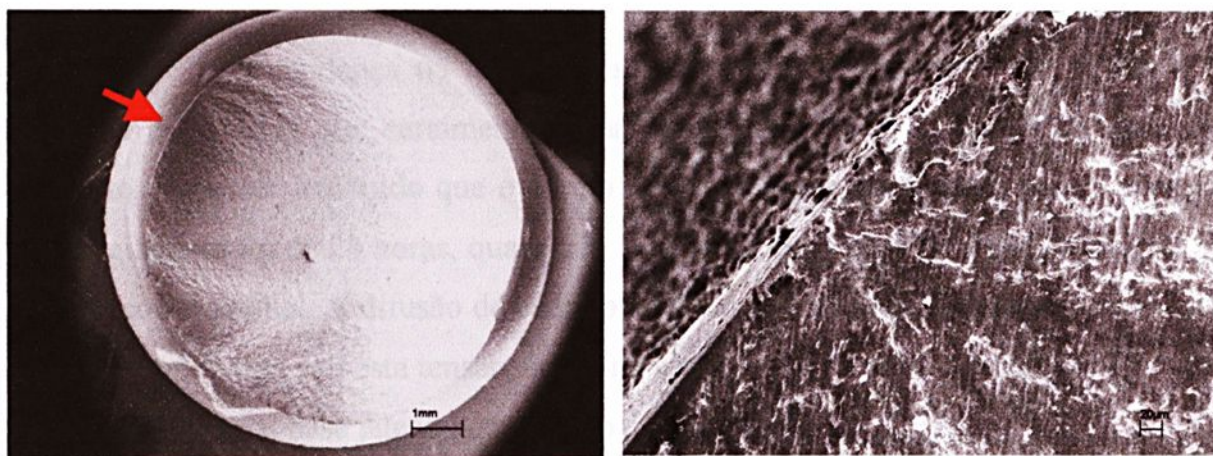


Ilustração 5.66 <sup>(81)</sup> - Cdp n1, cádmio não fragilizante, sob 801 MPa (25x, à esquerda e 500x, à direita). A trinca não nasceu de uma inclusão.

Sob as tensões de 801 MPa e 791 MPa, os cdps recobertos com cádmio não fragilizante nuclearam suas trincas na superfície, ou devido a defeitos na interface revestimento-substrato, como o ocorrido com o cdp N2, todos sem a atuação nucleadora de inclusões. Se for considerado o metal base à tensão de 801 MPa, tabela 5.3, já surgem dois cdps com inclusões internas.

Se for considerada a tabela 5.6, cdps jateados com óxido de alumínio, será observado que em 791 MPa, o cdp 41 também apresenta inclusões nucleando trincas, e o cdp 39 apresenta uma inclusão beneficiando a nucleação em torno de um defeito superficial. Sabendo que a referência correta para se avaliar o recobrimento de cádmio não fragilizante é o metal base jateado com óxido de alumínio, pode ser inferido que ocorreu uma tendência de mudança na condição de nucleação das trincas, no sentido de diminuir o peso do papel das inclusões, e de se atribuir algum peso ao papel do recobrimento de cádmio não fragilizante.

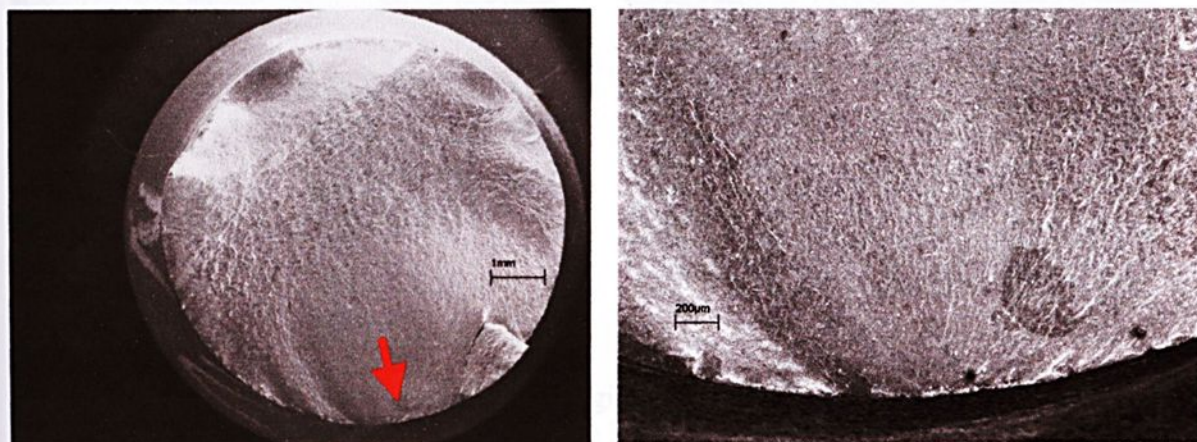


Ilustração 5.67 <sup>(82)</sup> - Cdp n2, cádmio não fragilizante, sob 801 MPa (25x, à esquerda e 100x, à direita). A trinca não nasceu de uma inclusão.



Esta mudança na forma de se nuclear as trincas pode ser atribuída à presença do cádmio que certamente tenha se difundido para a matriz metálica do substrato. Deve ser lembrado que o tempo de desidrogenação adotado para o cádmio não fragilizante foi de 23 horas, quase três vezes o tempo usado na desidrogenação do cádmio convencional. A difusão de cádmio também se reflete na diminuição na média das vidas em fadiga sob esta tensão, em comparação com a média das vidas na mesma tensão para o metal base jateado com óxido de alumínio.

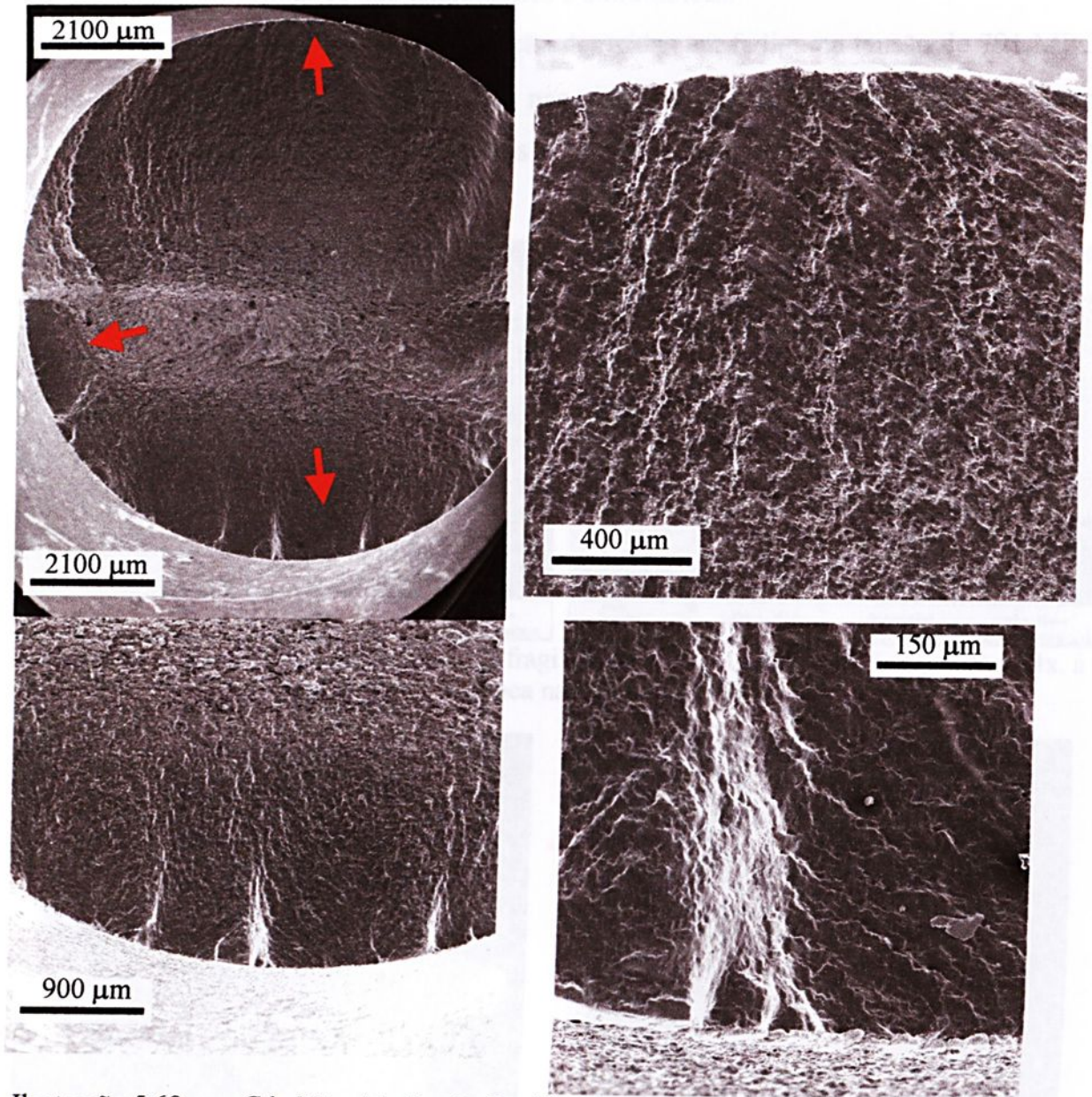


Ilustração 5.68<sup>(83)</sup> - Cdp N7, cádmio não fragilizante, sob 791 MPa (acima - 15x, à esquerda e 75x, à direita; abaixo - 35 x à esquerda e 200x à direita). As trincas não nasceram de inclusões.



Por outro lado, a mudança na forma de nucleação das trincas também pode ocorrer devido ao eventual alívio de tensões na superfície e camadas próximas, decorrente do processo de desidrogenação. Esta possibilidade também se reflete na queda da média das vidas em fadiga sob esta tensão, em comparação com a média das vidas na mesma tensão para o metal base jateado com óxido de alumínio. Assim, não é possível identificar ou separar os fatores que possam ter causado a mudança na forma de nucleação das trincas, ou ainda se essa mudança ocorreu exclusivamente a um ou a outro fator. O alívio de tensões devido ao tratamento de desidrogenação e a difusão de cádmio são possibilidades não excludentes e simultâneas.

Fazendo-se uma comparação das vidas em fadiga na tensão de 791 MPa, pode ser verificado que a queda média nas vidas em fadiga dos cdps recobertos com cádmio não fragilizante, em relação aos cdps jateados com óxido de alumínio, foi de 204.000 ciclos, ou 50%.

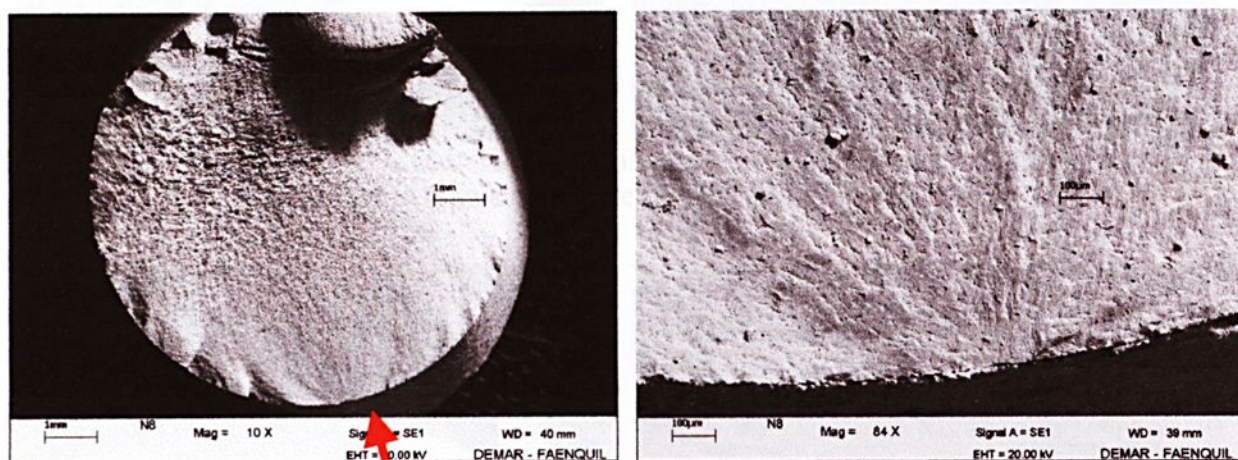


Ilustração 5.69 <sup>(84)</sup> - Cdp N8, cádmio não fragilizante, sob 791 MPa (10x, à esquerda e 84x, à direita). A trinca nasceu na superfície.

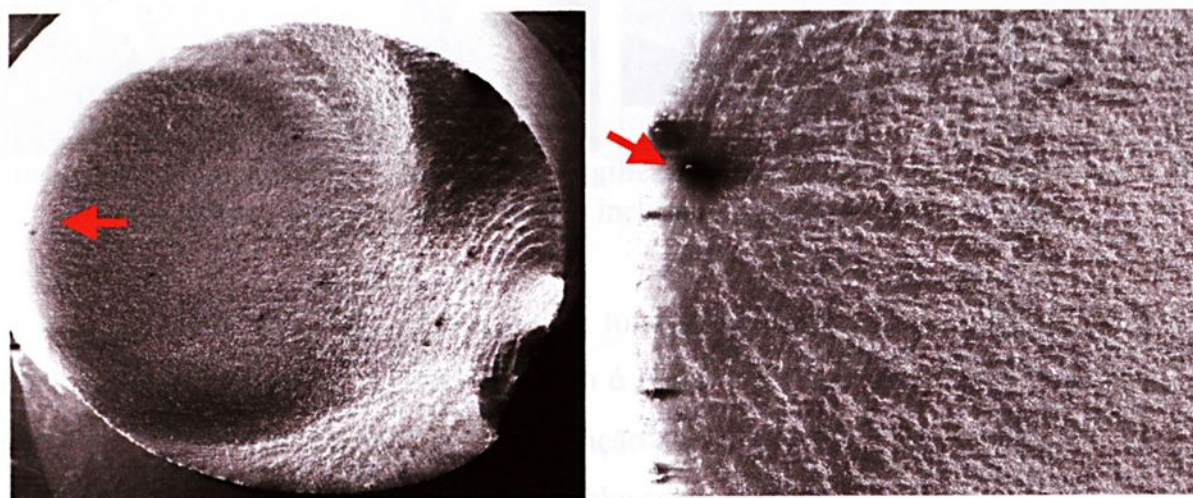


Ilustração 5.70 <sup>(85)</sup> - Cdp N10, cádmio não fragilizante, sob 691 MPa (25x, à esquerda e 50x, à direita). A trinca nasceu de uma inclusão a cerca de 160  $\mu\text{m}$  de profundidade.



A queda de 50% na vida em fadiga dos cdps recobertos com cádmio não fragilizante não pode ser considerada isoladamente para efeitos práticos, pois do ponto de vista da aplicação em trens de pouso, a referência ainda é o metal base polido, tabela 5.3, cuja tensão que pode ser tomada para comparação é 801 MPa. Neste caso, ocorreu um ganho líquido na vida em fadiga de 54.000 ciclos, ou 37%.

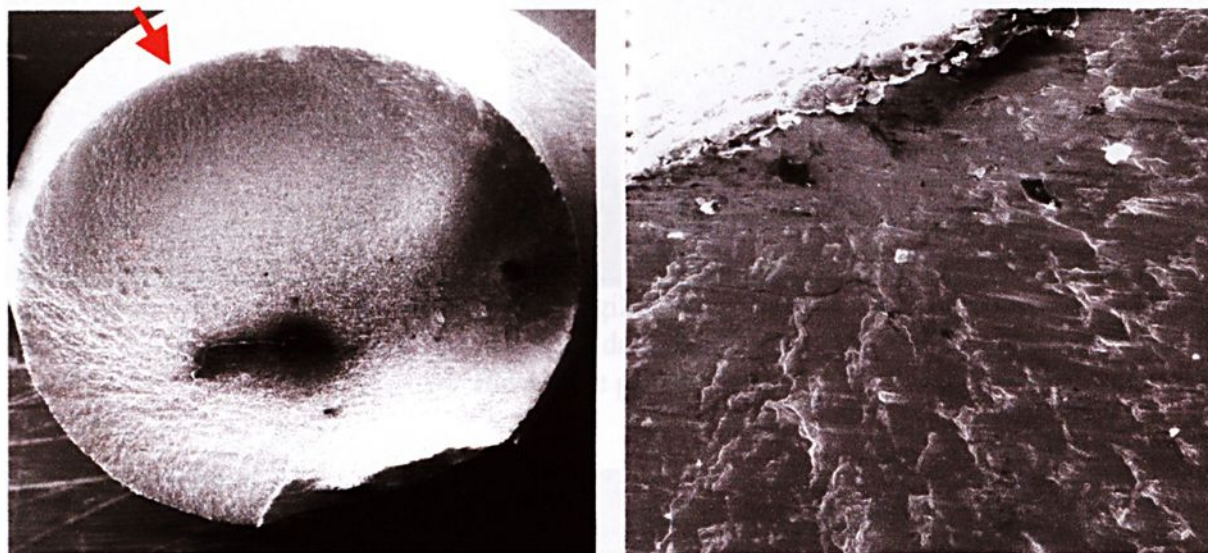


Ilustração 5.71 (86) - Cdp N11, cádmio não fragilizante, sob 691 MPa (25x, à esquerda e 200x, à direita). A trinca nasceu de imperfeições superficiais.

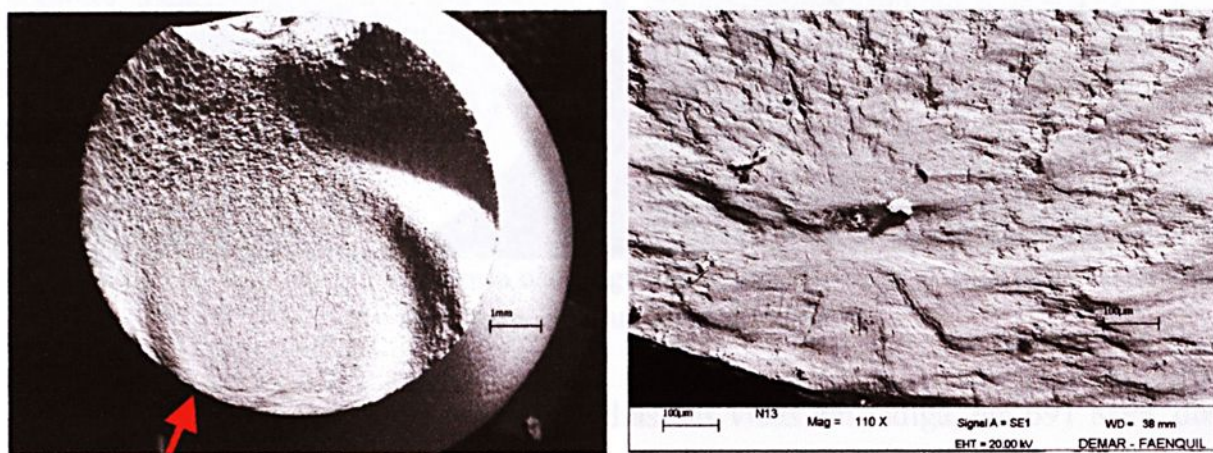


Ilustração 5.72 (87) - Cdp N13, cádmio não fragilizante, sob 691 MPa (10x, à esquerda e 110x, à direita). A trinca nasceu de uma inclusão a 360 µm de profundidade.

Em 691 MPa, há a quase total predominância de cdps com trincas nucleadas por inclusões. A única exceção é o cdp N5. Para este cdp, a nucleação na superfície não se caracterizou pela nucleação superficial de trincas radiais paralelas, tipicamente observadas em tensões mais elevadas, mas com indícios de terem partido de algum defeito localizado, não identificado na fractografia. Assim, pode ser inferido



que o comportamento em fadiga dos cdps recobertos com cádmio não fragilizante a baixas tensões é similar ao comportamento em fadiga do metal base, com ou sem o jateamento com óxido de alumínio.

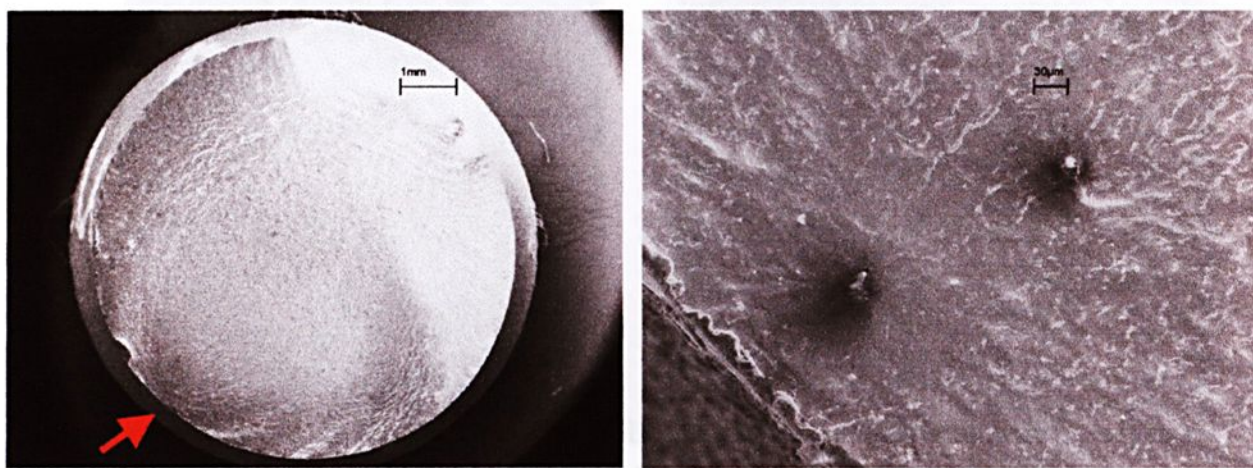


Ilustração 5.73 <sup>(88)</sup> - Cdp n3, cádmio não fragilizante, sob 691 MPa (25x, à esquerda e 200x, à direita). Há duas inclusões, e a trinca nasceu da inclusão mais próxima da superfície, a cerca de 160 µm de profundidade.

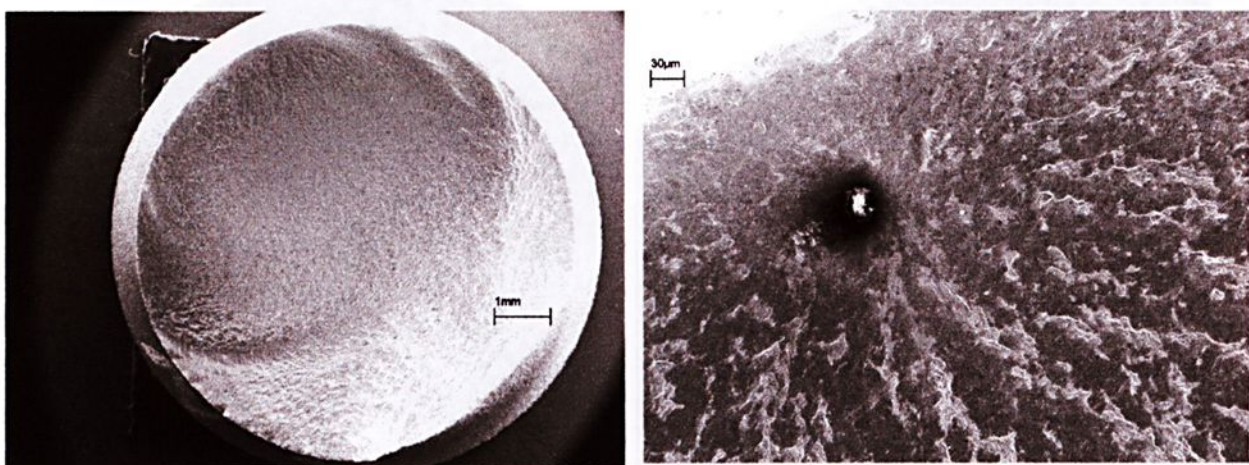


Ilustração 5.74 <sup>(89)</sup> - Cdp n4, cádmio não fragilizante, sob 691 MPa. A trinca nasceu de uma inclusão a 200 µm de profundidade.

As comparações entre as médias das vidas em fadiga, em 691 MPa, dos cdps recobertos com cádmio não fragilizante e dos cdps de metal base, mostram:

- uma queda de 673.900 ciclos, ou 26 %, em relação aos cdps jateados com óxido de alumínio;
- uma queda de 627.400 ciclos, ou 25 %, em relação aos cdps de metal base polido.



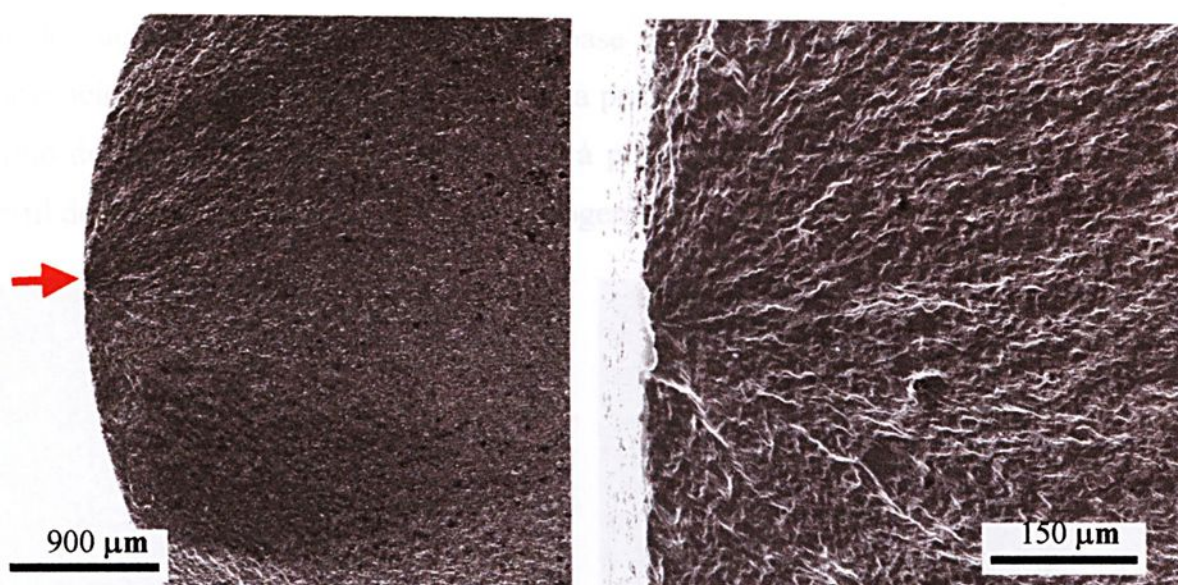


Ilustração 5.75 <sup>(90)</sup> - Cdp N1, cádmio não fragilizante após exposição à atmosfera marítima, sob 791 MPa (35x, à esquerda e 200x, à direita). A trinca nasceu na superfície.

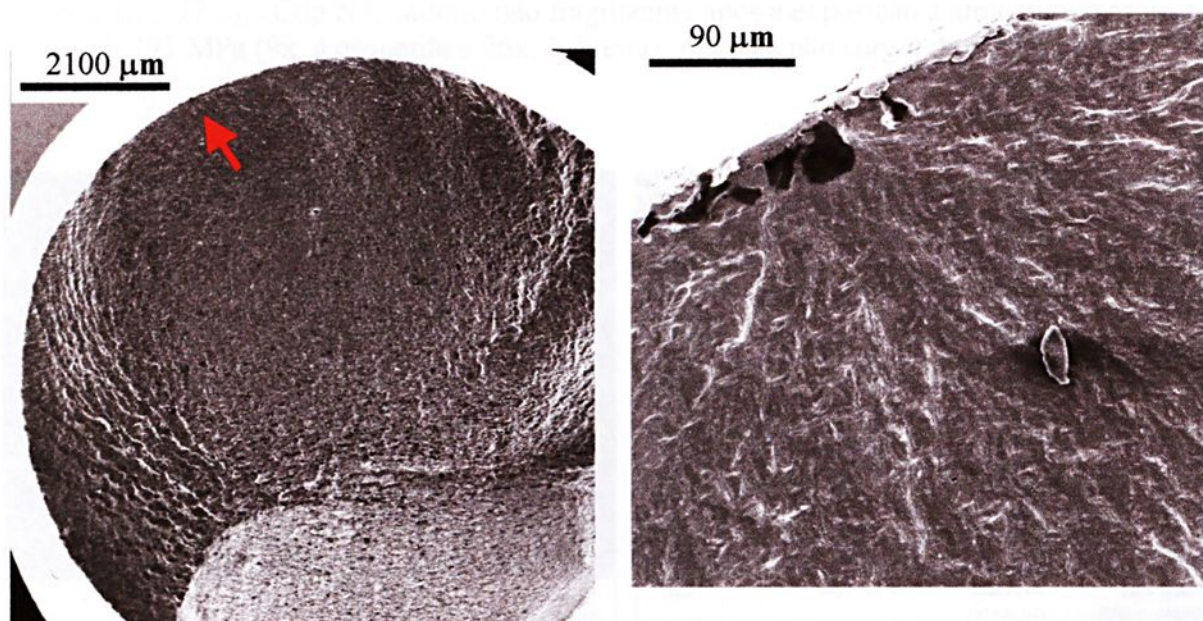


Ilustração 5.76 <sup>(91)</sup> - Cdp N2, cádmio não fragilizante após a exposição à atmosfera marítima, sob 791 MPa (15x, à esquerda e 350x, à direita). A trinca nasceu de um defeito ou cavidade na interface.

A queda nas vidas em fadiga verificada nos dois casos deixa claro que os dois fatores cogitados quando se analisou o comportamento em fadiga dos cdps sob 801 MPa e 791 MPa, também podem estar presentes, e reduzindo a vida em fadiga dos cdps recobertos com cádmio não fragilizante. Entretanto, em 691 MPa, o número de cdps ensaiados é adequado para que se faça um estudo mais detalhado para se relacionar a vida em fadiga, o perfil de tensões residuais, e a posição das inclusões, nos



moldes do que foi feito com o metal base polido, tabela 5.4, e com o cádmio convencional, tabela 5.10. Embora não seja possível diferenciar de imediato os fatores alívio de tensão e difusão de cádmio, será possível verificar se houve mudanças no perfil de tensões residuais devido à desidrogenação.

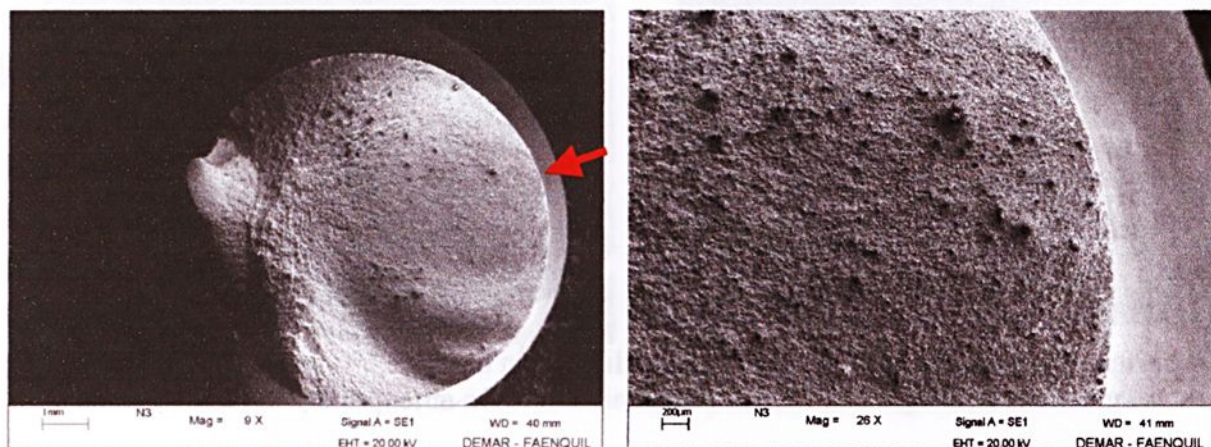


Ilustração 5.77 <sup>(92)</sup> - Cdp N3, cádmio não fragilizante após a exposição à atmosfera marítima, sob 791 MPa (9x, à esquerda e 26x, à direita). A trinca não surgiu de uma inclusão.

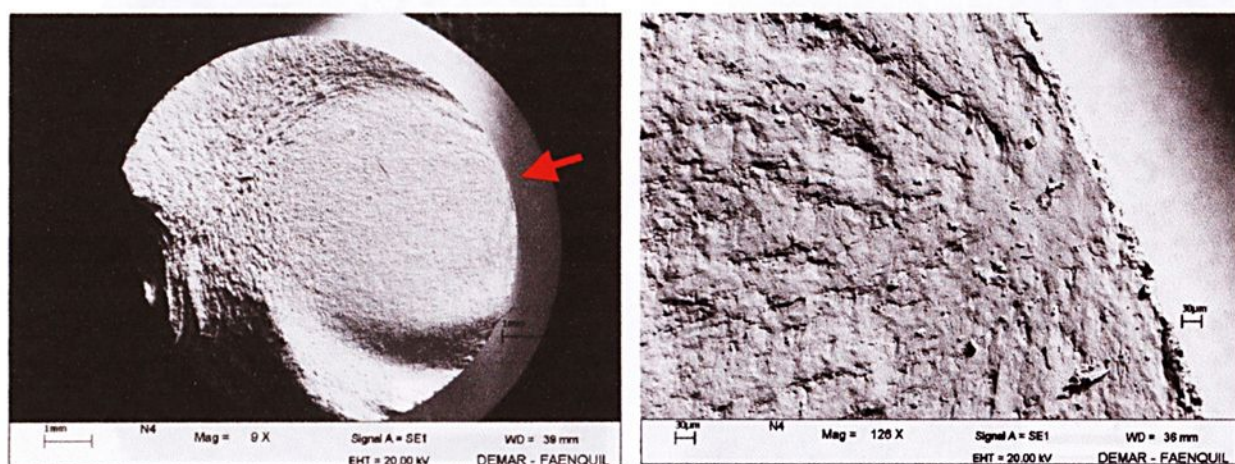


Ilustração 5.78 <sup>(93)</sup> - Cdp N4, cádmio não fragilizante após a exposição à atmosfera marítima, sob 691 MPa (9x, à esquerda e 120x, à direita). A trinca surgiu de uma inclusão a 80  $\mu\text{m}$  de profundidade.

Nos mesmos moldes das tabelas 5.4 e 5.10, a tabela 5.12 apresenta as vidas dos cdps recobertos com cádmio não fragilizante ensaiados sob 691 MPa. Os dados dispostos na tabela 5.12 e 5.6 estão representados na ilustração 5.81, que também contem os dados das tabelas 5.4, referentes ao metal base polido, e ao metal base jateado com óxido de alumínio, respectivamente.



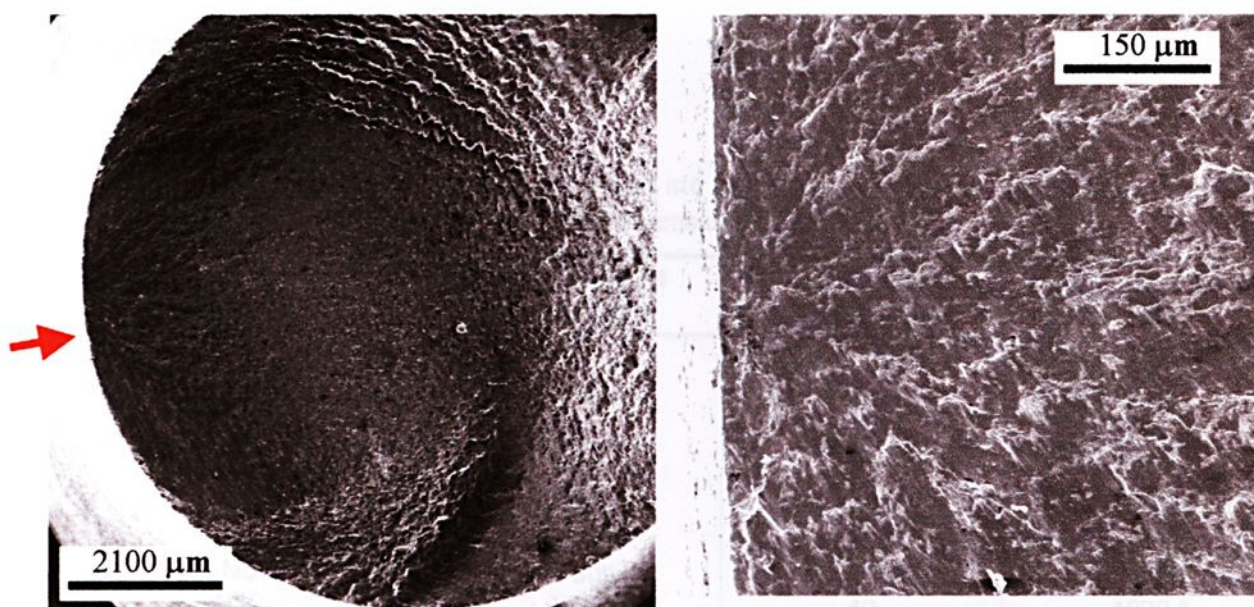


Ilustração 5.79<sup>(94)</sup> - Cdp N5, cádmio não fragilizante após a exposição à atmosfera marítima, sob 691 MPa (15x, à esquerda e 200x, à direita). A trinca não surgiu de uma inclusão.

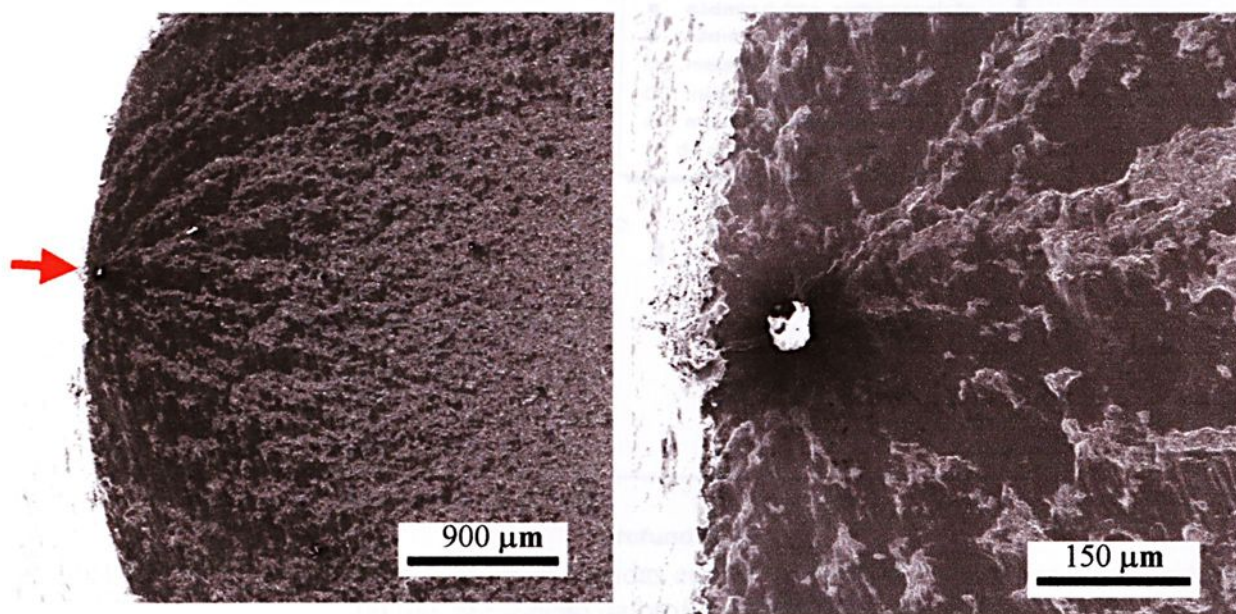


Ilustração 5.80<sup>(95)</sup> - Cdp N12, cádmio não fragilizante após a exposição à atmosfera marítima, sob 691 MPa (35x, à esquerda e 200x, à direita). A trinca surgiu de uma inclusão a 60 μm de profundidade.

A Ilustração 5.81 permite verificar claramente que as vidas em fadiga dos cdps recobertos com cádmio não fragilizante não seguiram o padrão de comportamento encontrado nos cdps de metal base polido. Deve ser observado que as vidas dos cdps jateados com óxido de alumínio, embora tenham sido apenas três, sugerem que o perfil de tensões residuais possa ter sofrido uma alteração no sentido de reduzir, mas não de eliminar o pico de vida observado na profundidade 70 μm para o



metal base polido.

Tabela 5.12 <sup>(13)</sup> - Tensão residual e ciclos até a ruptura para os cdp's recobertos com cádmio não fragilizante ensaiados sob 691 MPa.

| Cdp ensaiado | Profundidade da inclusão (μm) | Tamanho da inclusão (μm) | Ciclos até a ruptura x 10 <sup>3</sup> |
|--------------|-------------------------------|--------------------------|----------------------------------------|
| N10          | 160                           | não foi medido           | 2386,4                                 |
| N11          | imperf. sup.                  | -                        | 978,0                                  |
| N13          | 360                           | 30                       | 2291,2                                 |
| n3           | 160                           | 30                       | 2508,5                                 |
| n4           | 200                           | 30                       | 2643,9                                 |
| N4           | 80                            | 20                       | 2277,8                                 |
| N5           | imperf. sup.                  | -                        | 640,0                                  |
| N12          | 60                            | 40                       | 1872,1                                 |

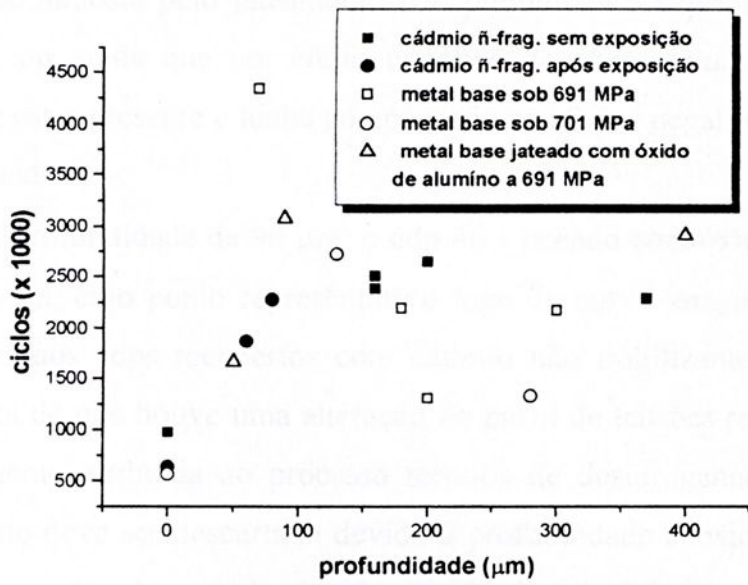


Ilustração 5.81 <sup>(96)</sup> - Comparação entre as vidas em fadiga dos cdp's recobertos e de metal base polido, em função da profundidade da inclusão.

O jateamento com óxido de alumínio implica em mudanças no perfil de tensões residuais, sem qualquer vínculo com a questão da difusão de cádmio, e tão pouco com a questão do alívio de tensões decorrente do processo térmico de desidrogenação. Este terceiro fator, da influência do jateamento sobre o perfil de tensões residuais, já foi bem observado no lote de cdp's de metal base jateado com granalhas de aço.

O cdp 66, de metal base jateado com óxido de alumínio, possui uma inclusão a cerca de 50 μm de profundidade, e a sua vida resultou em um ponto



relativamente alinhado com uma curva imaginária que passa pelos pontos referentes aos cdps recobertos com cádmio não fragilizante. Esta coincidência sugere que o jateamento com óxido de alumínio alterou o perfil de tensões residuais, na faixa da superfície até a profundidade pouco abaixo de 100  $\mu\text{m}$ , e esta atuou como fator predominante para definir os valores das vidas em fadiga dos cdps recobertos com cádmio não fragilizante, em função da posição das inclusões internas que nuclearam as trincas por fadiga.

Por outro lado, na superfície do cdp, as vidas em fadiga dos cdps recobertos com cádmio não fragilizante foram superiores à vida do cdp 08, de metal base polido. Este resultado sugere que não houve a influência da difusão de cádmio sobre o comportamento em fadiga dos cdps recobertos com cádmio não fragilizante, e que a rugosidade imposta pelo jateamento não prejudicou a superfície, do ponto de vista da fadiga, ou ainda que um efeito benéfico de *shot peening* proveniente do jateamento pode estar presente e tenha compensado os efeitos negativos da rugosidade e da difusão de cádmio.

Na profundidade de 90  $\mu\text{m}$ , o cdp 40 - jateado com óxido de alumínio -, apresenta uma vida, cujo ponto representativo foge da curva imaginária que liga os pontos referentes aos cdps recobertos com cádmio não fragilizante. Essa diferença levanta a suspeita de que houve uma alteração no perfil de tensões residuais que deve ser obrigatoriamente atribuída ao processo térmico de desidrogenação. O efeito da difusão do cádmio deve ser descartado devido à profundidade considerada, e o efeito do jateamento deve ser descartado devido à vida do cdp 40, jateado e não eletrodepositado, que não sofreu qualquer processo térmico.

### 5.3.1.3. Um resumo sobre os recobrimentos de cádmio

A ilustração 5.82 mostra o conjunto de pontos referentes às vidas em fadiga por flexão alternada dos cdps de metal base polido, recobertos com cádmio convencional, e recobertos com cádmio não fragilizante.





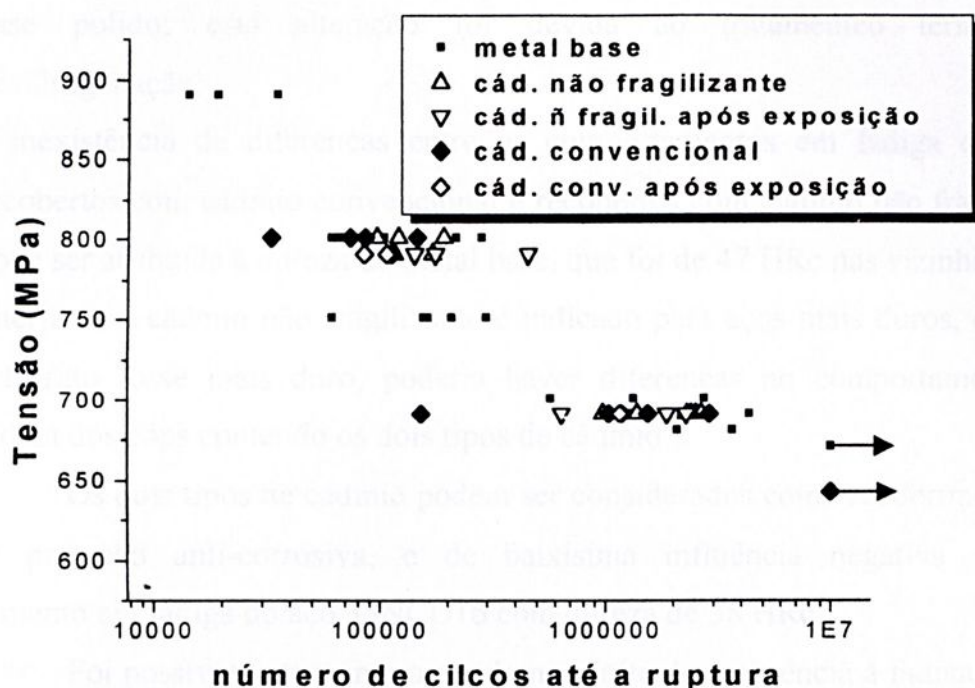


Ilustração 5.82 <sup>(97)</sup> - Comportamento em fadiga dos cdp's recobertos com cádmio.

Os dois pontos deslocados à esquerda nos níveis de tensão de 801 MPa e 691 MPa, referem-se aos cdps 15 e 19, recobertos com cádmio convencional. As suas posições se justificam pela presença de inclusões na superfície, embora haja um cdp de metal base polido também com uma inclusão na superfície, sob a tensão de 801 MPa, cujo ponto não tenha se deslocado à esquerda com a mesma magnitude. A diferença pode ser atribuída ao efeito da desidrogenação sobre o perfil de tensões residuais.

De uma forma geral, pode ser observado que nos dois níveis de tensão em que os cdps recobertos com cádmio foram ensaiados, todos os pontos se confundem numa mesma faixa, principalmente porque a escala horizontal é logarítmica.

A quase equivalência dos comportamentos em fadiga dos cdps de metal base polido e dos cdps recobertos com os dois tipos de cádmio permitem alguns comentários adicionais:

- os dois recobrimentos são de dureza muito baixa, e não caracterizam concentradores de tensão na camada do recobrimento, cujos efeitos são nítidos para recobrimentos mais duros;
- as reduções nas vidas em fadiga devido aos processos de recobrimento foram predominantemente atribuídas à alteração no perfil de tensões residuais, cujo estado inicial mostrou-se benéfico para a resistência à fadiga dos cdps de metal



base polido; esta alteração foi devida ao tratamento térmico de desidrogenação;

- c) a inexistência de diferenças entre os comportamentos em fadiga dos cdps recobertos com cádmio convencional e recobertos com cádmio não fragilizante pode ser atribuída à dureza do metal base, que foi de 47 HRc nas vizinhanças da interface; o cádmio não fragilizante é indicado para aços mais duros, e caso o substrato fosse mais duro, poderia haver diferenças no comportamento em fadiga dos cdps contendo os dois tipos de cádmio.

Os dois tipos de cádmio podem ser considerados como recobrimentos de excelente proteção anti-corrosiva, e de baixíssima influência negativa sobre o comportamento em fadiga do aço 35NCD16 com dureza de 38 HRc.

Foi possível determinar a queda no limite de resistência à fadiga devido ao recobrimento de cádmio convencional, que foi de 28 MPa, ou 4%. Esta queda pode ser atribuída à mudança ocorrida no perfil de tensões residuais devido ao tratamento de desidrogenação, e à difusão do cádmio. Assim, a mesma queda pode ser inferida para o recobrimento de cádmio não fragilizante. Não foi possível avaliar a eventual queda no limite de resistência à fadiga específica para os recobrimentos de cádmio convencional e não fragilizante, sem a influência da tensão residual.

Os recobrimentos de cádmio e os respectivos comportamentos em fadiga são uma referência para todos os demais recobrimentos estudados neste trabalho, visto que os parâmetros que atuaram em paralelo como os jateamentos, o perfil de tensões residuais, e a desidrogenação, podem ser discutidas ou consideradas em cada caso.

### 5.3.2. O recobrimento de cromo duro

Na qualidade de recobrimento duro aplicado em peças a serem protegidas simultaneamente contra a corrosão e contra o desgaste, como o braço telescópico do trem de pouso, o cromo duro serviu como uma segunda referência de recobrimento utilizado pela EMBRAER- Liebherr. Os resultados obtidos com os cdps recobertos com cromo duro, com e sem a exposição à atmosfera marítima, mostram



que a indústria aeronáutica adota revestimentos onde o comportamento em fadiga da peça recoberta é visivelmente inferior ao comportamento em fadiga da peça recoberta com cádmio. Em outras palavras, dependendo da aplicação, um revestimento alternativo ao cádmio não deve ser sumariamente descartado simplesmente porque o seu comportamento em fadiga não esteja rigorosamente próximo ao do revestimento de cádmio. Esta consideração, feita aqui logo no início da apresentação dos resultados obtidos com os cdps recobertos com cromo duro, deve permanecer em mente na análise de todos os recobrimentos testados neste trabalho, visto que o cádmio apresentou resultados inigualáveis diante dos outros revestimentos. O cromo entra aqui na qualidade de “recobrimento problemático” devido aos resultados apresentados a seguir, mas ainda é largamente adotado e por isso, deve ser estudado e considerado como uma referência útil para se avaliar os outros recobrimentos.

A substituição do revestimento de cromo duro também está sendo estudada por razões ecológicas e de saúde. Um recobrimento que tem sido analisado é o de WC-Co, depositado por aspensão térmica, dos pontos de vista da fadiga, da proteção contra a corrosão, e da resistência ao desgaste (SOUZA, 2002).

O aspecto dos cdps provenientes do ensaio de corrosão é mostrado na ilustração 5.83.

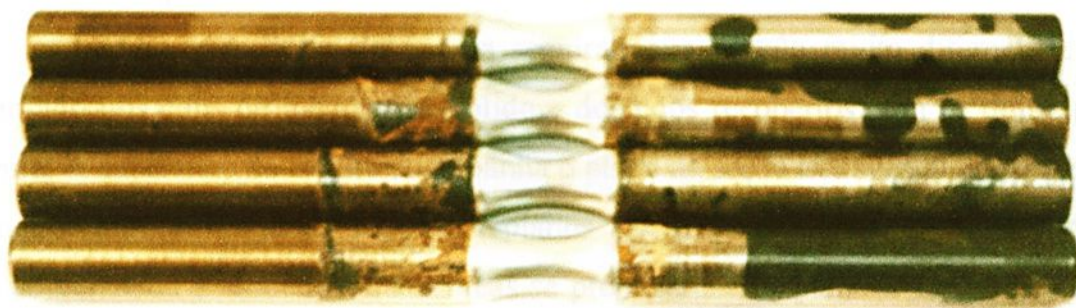


Ilustração 5.83 <sup>(98)</sup> - Cdps recobertos com cromo duro após 4 meses de exposição à atmosfera marítima; não há sinais macroscópicos de corrosão no centro; a pintura e o cromato não protegeram as partes de fixação nas garras.

Não foi observado qualquer sinal macroscópico de corrosão na superfície do recobrimento de cromo duro. Os possíveis efeitos da corrosão poderiam se manifestar através do comportamento em fadiga, ou ainda através das fractografias, caso algum processo corrosivo tenha ocorrido na interface do recobrimento com o



substrato. A pintura aplicada sobre as partes de pega à garra da máquina de fadiga despregou-se durante o ensaio de corrosão, e foi re-aplicada três vezes durante os quatro meses de duração desse ensaio. O cromato aplicado entre a tinta e o metal base não ofereceu proteção corrosiva para o substrato, sendo parcialmente eliminada durante o ensaio de corrosão.

A vista macroscópica das fraturas dos cdps recobertos com cromo duro pode ser observada na ilustração 5.84.

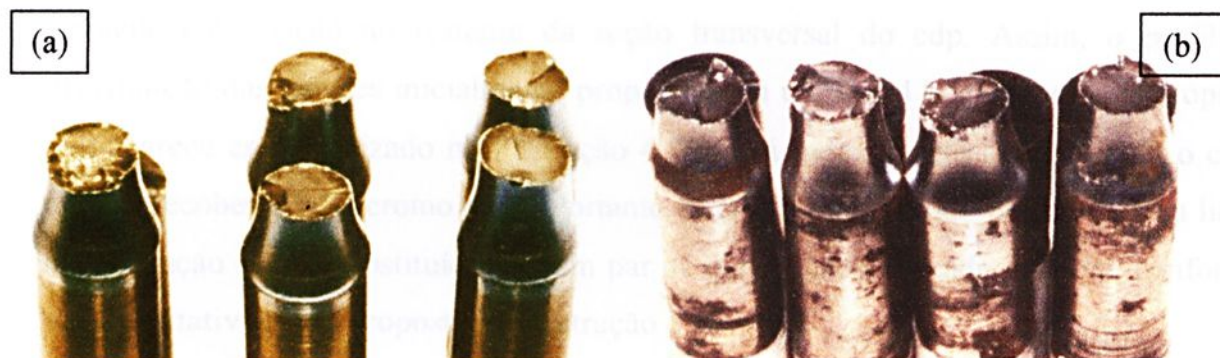


Ilustração 5.84 (99) - Superfícies de fratura dos cdps revestidos com cromo duro, (a) sem e (b) após a exposição à atmosfera marítima.

Observou-se que o aspecto das superfícies de fratura dos cdps revestidos com cromo, com e sem exposição à atmosfera marítima, foi invariável. Todas as superfícies de fratura apresentaram nucleações de trincas em mais de uma região do perímetro do cdp.

As superfícies de fratura seguiram um padrão muito diferente daquele observado nos cdps de metal base polido e dos cdps recobertos com os dois tipos de cádmio. A superfície de fratura acompanha o plano da seção transversal do cdp, em seu diâmetro mínimo, algumas vezes em planos ligeiramente diferentes, mas paralelos. Não se verificou a tendência das trincas se propagarem no plano a 45 graus da seção transversal, da forma como foi observada com os cdps de metal base polido.

Aqui, o fator de forma do cdp foi predominante em relação às características metalúrgicas do aço, sugerindo que as propriedades do revestimento tenham atuado no processo da nucleação e da propagação das trincas. Estas, mesmo nascendo em planos ligeiramente diferentes, foram impedidas de se propagar para outros planos do cdp, para de baixo do revestimento de cromo que tenha se mantido íntegro. A fragilidade do cromo e a existência de micro-trincas no revestimento podem



ter atuado como orientadores na coalescência e na propagação das trincas do recobrimento para o substrato (vide as fractografias).

Uma análise útil para a compreensão das superfícies de fratura aqui obtidas deve considerar que durante o carregamento em fadiga, se não houver deslocamento macroscópico, a deformação na interface é a mesma, tanto para o metal base como para o recobrimento de cromo duro. O recobrimento mais duro ficará sob uma tensão máxima muito superior que a do substrato, por ter uma espessura muito pequena em relação ao restante da seção transversal do cdp. Assim, o perfil de distribuição das tensões inicialmente proposto para um metal homogêneo e isotrópico, que aparece esquematizado na ilustração 4.10, será radicalmente mudado para o caso do cdp recoberto pelo cromo duro. Portanto, o perfil representado por uma única linha na ilustração 4.20 é substituído por um par de perfis, um para cada material, conforme está qualitativamente proposto na ilustração 5.85.

Embora nesta análise a linha da tensão máxima para o cromo seja hipoteticamente desenhada de uma forma macroscopicamente contínua e suave, as micro-trincas impõem uma curva microscopicamente irregular, repleta de picos localizados.

As micro-trincas fazem com que o recobrimento de cromo seja anisotrópico, do ponto de vista da distribuição e da orientação de esforços nas dimensões microscópicas, contendo concentradores de tensão capazes de formar pequenas trincas direcionadas aleatoriamente. Estas podem formar grupos capazes de coalescer em uma ou outra direção preferencial, ainda não vinculada ao eixo de aplicação da tensão aplicada, mantendo o contexto não isotrópico na nucleação das trincas. Estas podem surgir aleatoriamente, nas mais diversas direções, e independentemente em vários pontos do perímetro do cdp.

A maior concentração dessas trincas nascentes certamente se dará onde o cdp possui o seu diâmetro mínimo, correspondente à máxima tensão aplicada. As micro-trincas existentes nas demais partes do cdp, aonde o diâmetro não é mínimo, acabam não coalescendo, e permanecem estabilizadas a partir do momento em que o ponto do recobrimento na parte de menor diâmetro do cdp é colapsado.



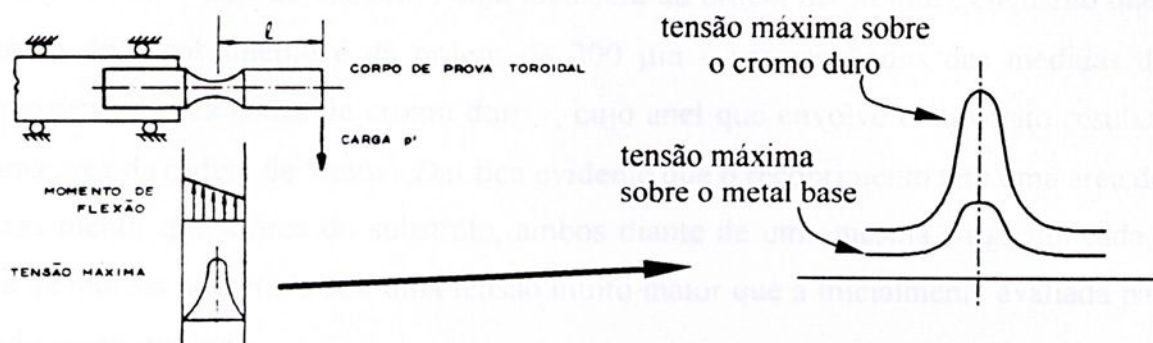


Ilustração 5.85<sup>(100)</sup> - Mudança do perfil de tensões máximas devido à introdução de um revestimento mais duro que o metal base.

Uma forma de se encarar a queda de resistência à fadiga de um cdp devido ao revestimento de cromo, é considerar a existência das micro-trincas como pequenos danos localizados, capazes de nuclear trincas mais rapidamente que o processo de nucleação a partir da formação de intrusões e extrusões. Outra consideração a ser feita é a tensão residual trativa, atribuída à acomodação dos átomos durante a eletro-deposição do cromo, que deve ser alta devido ao processo acumulativo oriundo da eletro-deposição de camadas espessas. Segundo esse raciocínio, camadas mais espessas resultariam em tensões residuais trativas maiores. Estas tensões trativas são relaxadas através da formação das micro-trincas, já consideradas acima.

Entretanto, a análise qualitativamente representada na ilustração 5.85 faz ver que a concentração de esforços devido ao fato de o revestimento ser muito mais duro que o substrato, e por também de ser muito mais fino, indubitavelmente terá sempre um peso muito maior que o fator ligado à tensão trativa oriunda da eletro-deposição. A tensão trativa resultante da eletro-deposição, já relaxada pela formação de micro-trincas, poderá ser algebricamente somada à tensão externa aplicada pela máquina de fadiga. Essa abordagem é encontrada em trabalhos que estudaram os revestimentos de cromo duro (TORRES, 2002).

Por outro lado, o aumento da tensão aplicada sobre a camada de cromo, devido ao fato de o cromo ser muito mais duro que o substrato, “chamando para si” a carga aplicada pela máquina de fadiga, e também por ser muito fina, implica numa tensão eficaz sobre o revestimento diretamente proporcional à relação entre as áreas transversais do substrato e do revestimento, respectivamente. Deve ser lembrado que o



substrato tem 8 mm de diâmetro, cuja área será da ordem de  $50 \text{ mm}^2$ , enquanto que a parede do recobrimento é da ordem de  $200 \mu\text{m}$  - ver resultados das medidas das espessuras das camadas de cromo duro -, cujo anel que envolve o substrato resultará numa área da ordem de  $5 \text{ mm}^2$ . Dai fica evidente que o recobrimento tem uma área dez vezes menor que a área do substrato, ambos diante de uma mesma carga aplicada, e que deverá ser solicitado sob uma tensão muito maior que a inicialmente avaliada para o cdp como um todo.

Feita esta análise, é mais sensato atribuir maior peso à diferença entre as seções transversais do cdp e do recobrimento, esta predominando sobre o efeito da tensão residual trativa, para descrever melhor a queda nas vidas em fadiga e a queda no limite de resistência à fadiga dos cdps recobertos com cromo duro. Em outras palavras, a adoção única da eliminação da tensão residual trativa não resolverá o problema da queda do limite de resistência à fadiga de peças recobertas com cromo duro, mas apenas o atenuará.

Analisando o ponto onde o recobrimento de cromo duro se rompe, intui-se que o plano da seção transversal onde o diâmetro do cdp é mínimo tornar-se-á o único plano aonde ocorrerá a concentração de tensões, tão logo o recobrimento neste ponto tenha se rompido. Após o rompimento do recobrimento, o único material submetido às tensões no plano em questão é o metal base. Nos demais planos, o recobrimento mantém a sua integridade estrutural, impedindo que a trinca caminhe pelo metal base para e por debaixo do recobrimento que permaneceu íntegro, visto que o recobrimento rígido e íntegro impede que o metal base sob ele sofra tensões para se deformar.

A ilustração 5.86 mostra qualitativamente como deverá ser a distribuição de tensões no metal base, antes e após a ruptura do recobrimento. Este modelamento qualitativo é baseado na análise feita acima e é compatível com o aspecto das fraturas obtidas, ou seja, o confinamento da superfície de fratura no plano da seção transversal onde o diâmetro do cdp é mínimo, ou próximo dele.

A tabela 5.13 apresenta os resultados obtidos dos ensaios de fadiga por flexão rotativa para os cdps recobertos com cromo duro, sem e com a exposição à atmosfera marítima. Os dados desta tabela estão dispostos na ilustração 5.87, na qual os comportamentos do cromo duro e do metal base podem ser comparados.



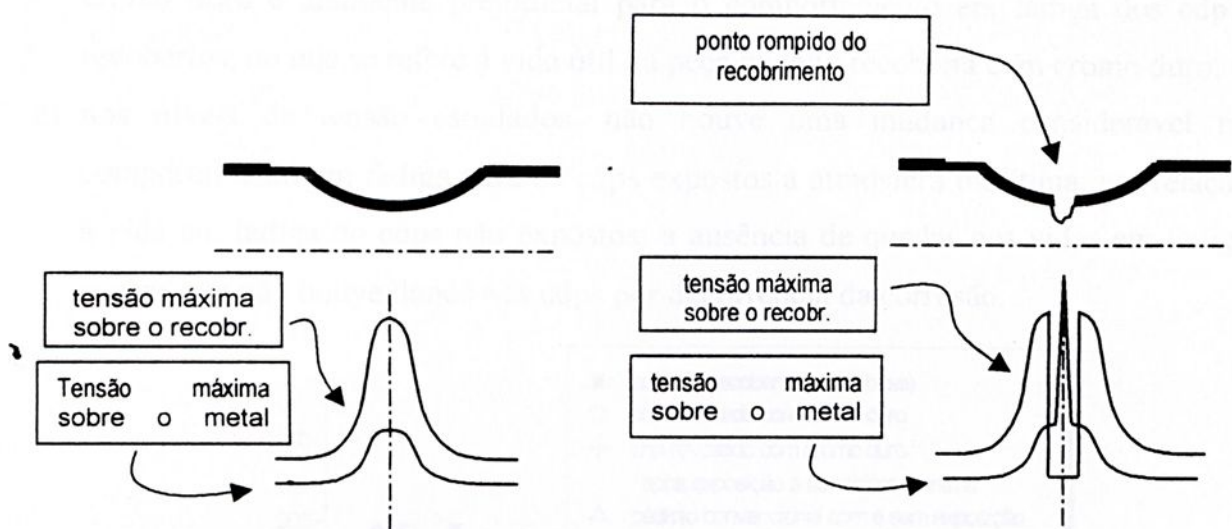


Ilustração 5.86 (101) - Modelamento proposto para ilustrar a distribuição de tensões sobre o metal base na interface, antes e depois do rompimento do recobrimento de cromo duro.

Tabela 5.13 (14) – Número de ciclos até a ruptura para os cdps de metal recoberto com cromo duro, com sem e com exposição à atmosfera salina.

| Tensão (MPa)                                          | % da tensão de escoamento. | Carga (N) | Ciclos até a ruptura x 10 <sup>3</sup> | Média e desvio padrão x 10 <sup>3</sup> | Identificação do cdp. | Observações        |
|-------------------------------------------------------|----------------------------|-----------|----------------------------------------|-----------------------------------------|-----------------------|--------------------|
| cromo duro não submetido à atmosfera marítima         |                            |           |                                        |                                         |                       |                    |
| 691                                                   | 70                         | 360       | 39,6<br>23,8                           | 31,7<br>±11,2                           | cr2<br>63             | queda média de 99% |
| 471                                                   | 48                         | 250       | 227,0<br>153,1                         | 190,1<br>±52,3                          | cr4<br>cr5            |                    |
| 441                                                   | 45                         | 235       | 170,4<br>202,3                         | 186,4<br>±22,6                          | cr3<br>cr1            |                    |
| 411                                                   | 42                         | 220       | 10.000,0 (inf)                         |                                         | cr6                   | vida infinita      |
| cromo duro submetido à atmosfera marítima por 4 meses |                            |           |                                        |                                         |                       |                    |
| 691                                                   | 70                         | 360       | 24,3                                   |                                         | crb1                  | queda de 99%       |
| 471                                                   | 48                         | 250       | 159,1                                  |                                         | crb2                  |                    |
| 441                                                   | 45                         | 235       | 168,3                                  |                                         | crb3                  |                    |
| 411                                                   | 42                         | 220       | 10.000,0 (inf)                         |                                         | crb4                  | vida infinita      |

Dos dados obtidos, foi observado que:

- a) houve uma queda que pode ser estimada em cerca de 40% no limite de resistência à fadiga, em relação aos cdps de metal base, e de cerca de 36% em relação aos cdps recobertos com cádmio não fragilizante, mostrando que o cromo duro é muito prejudicial no que se refere ao limite de resistência à fadiga;



- b) houve uma queda na vida em fadiga de cerca de 99% a 691 MPa, mostrando que o cromo duro é altamente prejudicial para o comportamento em fadiga dos cdp's recobertos, no que se refere à vida útil da peça quando recoberta com cromo duro;
- c) nos níveis de tensão estudados, não houve uma mudança considerável no comportamento em fadiga para os cdps expostos à atmosfera marítima, em relação à vida em fadiga do cdps não expostos; a ausência de quedas nas vidas em fadiga sugere que não houve danos nos cdps por decorrência da corrosão.

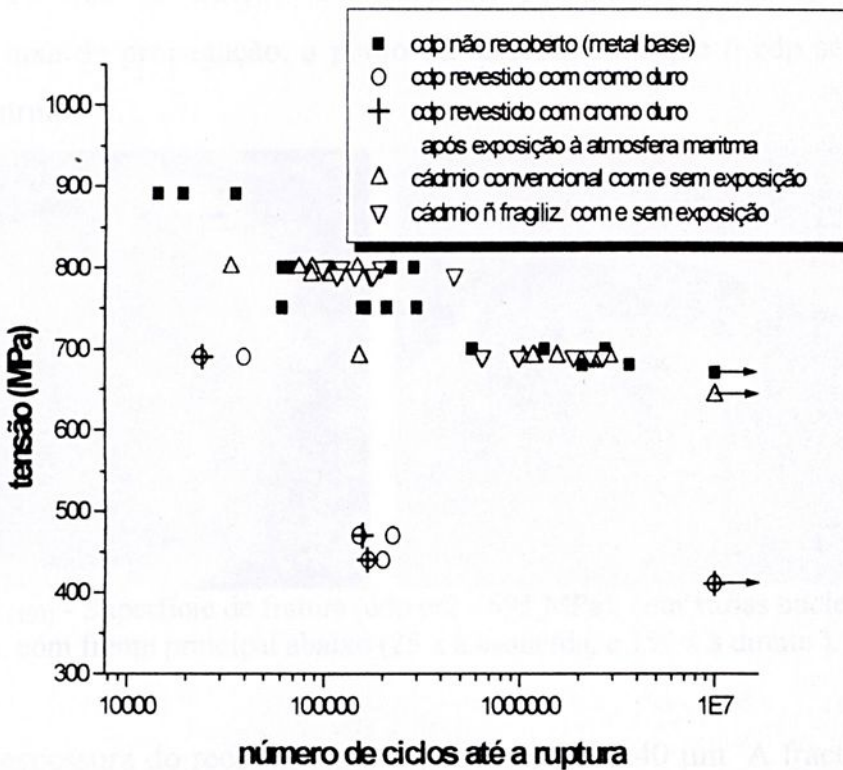


Ilustração 5.87 <sub>(102)</sub> - Pontos de fadiga de cdps do metal base (35NCD16), com cádmio, com cromo duro sem e com exposição à atmosfera marítima.

As ilustrações 5.88 a 5.96 mostram as fractografias dos cdps recobertos com cromo duro, com e sem a exposição à atmosfera marítima, onde todas as zonas de nucleação de trincas apresentam a mesma morfologia. A zona de nucleação constitui-se de micro-trincas presentes na camada do recobrimento, coalescendo e formando trincas que migram para o interior do substrato. Esta forma de nucleação de trincas está de acordo com a análise apresentada anteriormente. As micro-trincas são previstas pela literatura (NASCIMENTO, 1999; TORRES, 2002) e confirmam o aspecto macroscópico das superfícies de fratura, ou seja, a nucleação de trincas em vários pontos, para todos os níveis de tensão adotados neste trabalho.



A ilustração 5.88 mostra as fractografias do cdp cr2, submetido a 691 MPa. A espessura da camada de cromo foi avaliada em 170  $\mu\text{m}$ . Mesmo numa região pequena, pode ser observado que há vários pontos de nucleação de trincas. Também é facilmente observável o aspecto fragmentado do recobrimento de cromo. Neste caso, houve a predominância das frentes de nucleação na parte de baixo da fractografia da esquerda.

Esta apresenta o mesmo padrão de nucleação de trincas, mas com a particularidade de que as trincas se formaram por processos independentes e equivalentes na taxa de propagação, a ponto de fazerem com que o cdp se rompesse em sua parte central.

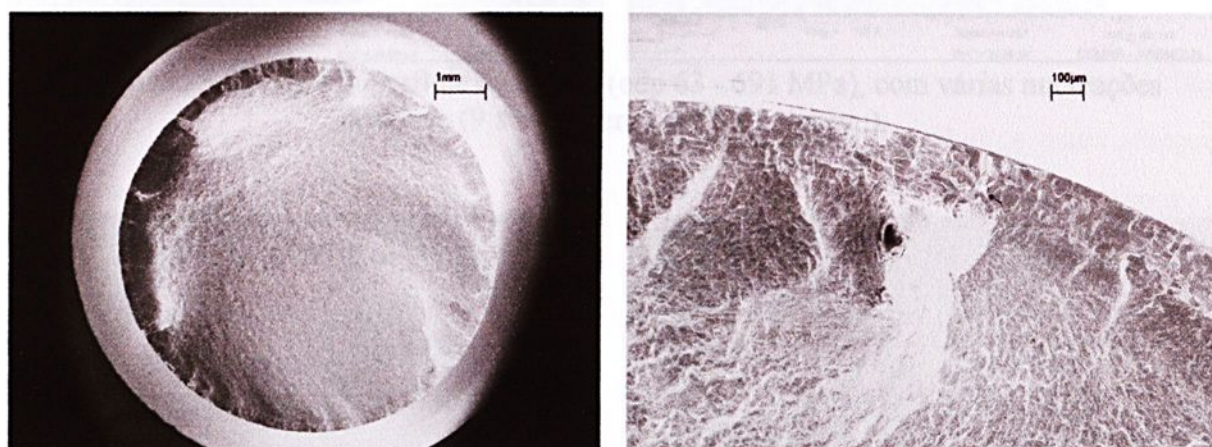


Ilustração 5.88 (103) - Superfície de fratura (cdp cr2 - 691 MPa), com várias nucleações de trinca, com frente principal abaixo (25 x à esquerda, e 150 x à direita ).

A espessura do recobrimento foi avaliada em 240  $\mu\text{m}$ . A fractografia do lado direito da ilustração 5.89 mostra trincas nascidas na superfície do recobrimento, se propagando para o interior do substrato.

A ilustração 5.90 mostra as fractografias do cdp cr4, submetido a 471 MPa. Este cdp apresenta a particularidade de apresentar um ponto mais bem definido de nucleação da trinca, no ponto central inferior da fractografia da direita, onde aumentos maiores não definiram conclusivamente se a trinca nasceu de uma inclusão sub-superficial, ou de algum defeito na interface. Outra particularidade foi o deslocamento do recobrimento de cromo, observada no lado esquerdo da fractografia da direita. Este deslocamento não se estende pela região onde se iniciou a trinca, mostrando que a trinca nasceu de uma região onde o recobrimento rompeu sem deslocar-se, e a trinca penetrou no substrato a partir de uma fenda definida pelo



recobrimento solidário ao substrato. O deslocamento deve ter ocorrido posteriormente, a partir de uma ruptura do recobrimento, não paralela à trinca de fadiga. A espessura do recobrimento foi avaliada em 200  $\mu\text{m}$ .

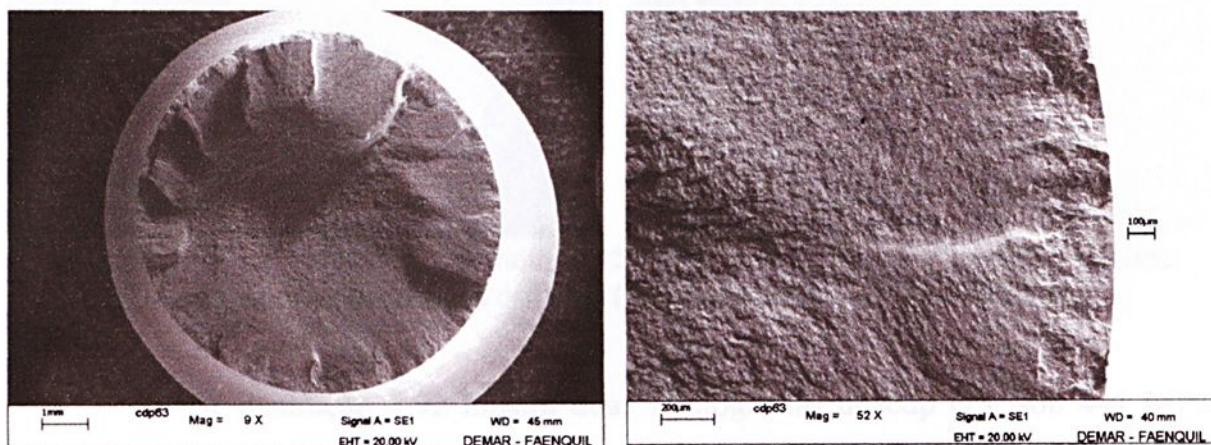


Ilustração 5.89 (104) - Superfície de fratura (cdp 63 - 691 MPa), com várias nucleações de trinca (9 x à esquerda, e 52 x à direita ).

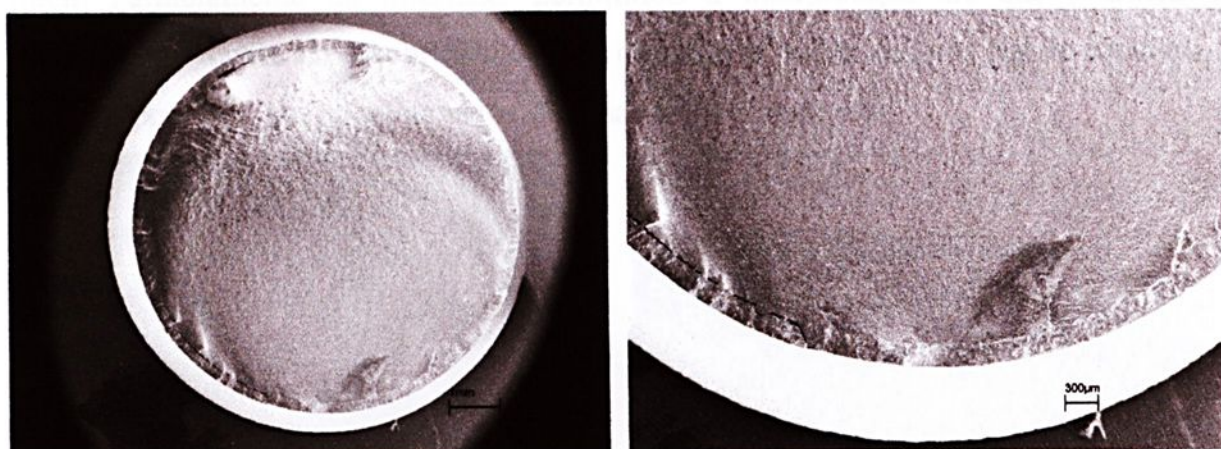


Ilustração 5.90 (105) - Superfície de fratura (cr4 - 471 MPa), com várias nucleações de trinca, mas com a frente principal nascida de um ponto na parte inferior da fractografia (23 x à esquerda, e 50 x à direita ).

A ilustração 5.91 mostra duas fractografias do cdp cr5, sob 471 MPa. Deve ser observado que há três frentes principais de nucleação, e que o cdp rompeu-se na região superior direita. A fractografia da direita mostra como a trinca avança pelo substrato, com ranhuras paralelas na interface, sugerindo que a trinca já se formou no recobrimento, já em dimensões da ordem de 200  $\mu\text{m}$ . Os demais pontos de nucleação desse cdp apresentam o mesmo padrão de comportamento. A espessura do recobrimento nesse cdp foi avaliada em 270  $\mu\text{m}$ .



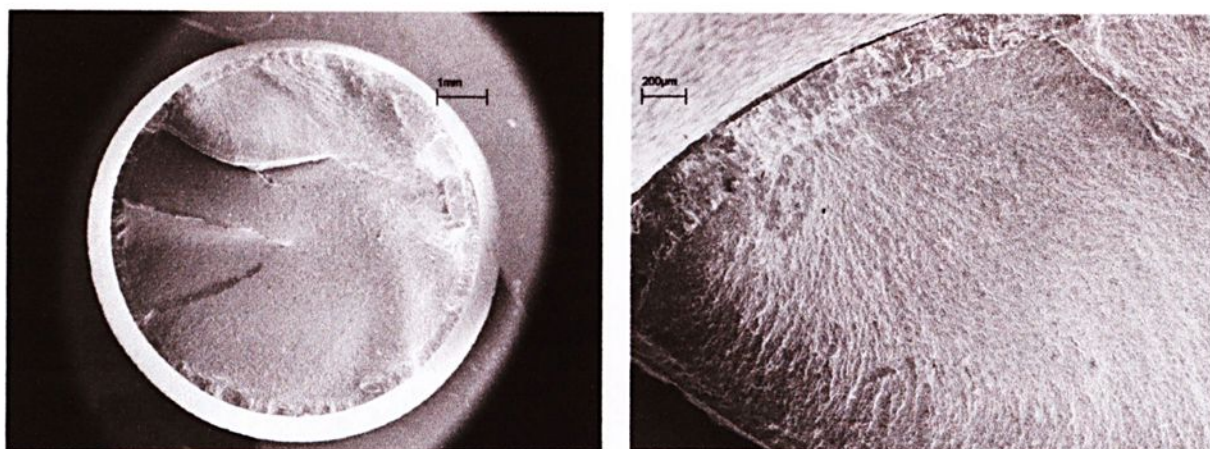


Ilustração 5.91 <sup>(106)</sup> - Superfície de fratura (cr5 - 471 MPa), com duas nucleações de trinca, tendo a predominância da de baixo (23 x à esquerda, e 100 x à direita ).

A ilustração 5.92 mostra duas fractografias do cdp cr3, sob 441 MPa. Deve ser observado que a diminuição no nível de tensão não mudou o padrão de nucleação das trincas. Há mais de um ponto de nucleação de trincas, e estas sempre fluem paralelamente na interface, permitindo a interpretação de que a trinca é originada de fendas no recobrimento, com dimensões muito maiores que as esperadas para um processo que se inicia pelos sistemas de deslizamento.

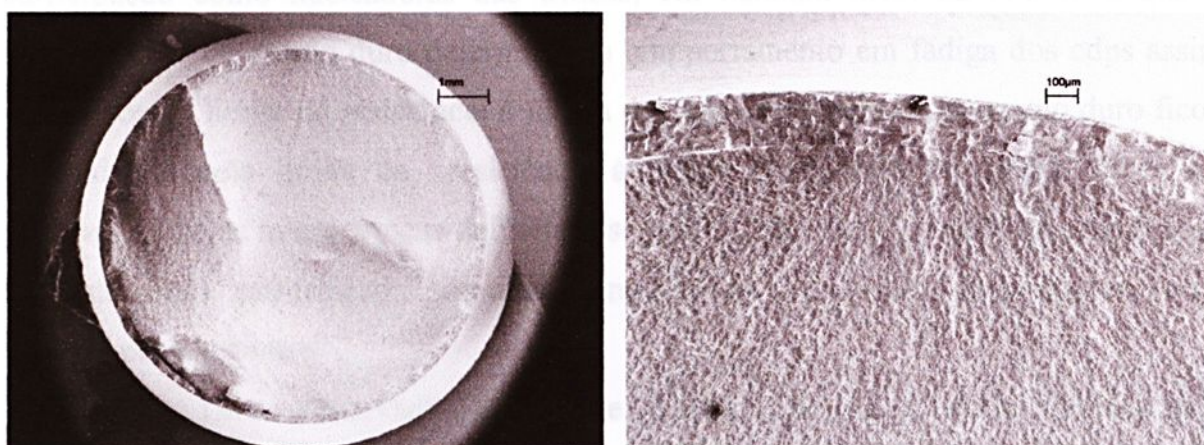


Ilustração 5.92 <sup>(107)</sup> - Superfície de fratura (cr3 - 441 MPa), com uma nucleação principal acima, e outra abaixo (23 x à esquerda, e 75 x à direita ).

A ilustração 5.93 mostra as fractografias do cdp cr1, ainda seguindo o mesmo padrão apresentado pelos outros cdps fraturados por fadiga. A espessura da camada de cromo duro ficou avaliada em 210 µm. A fractografia da direita mostra trincas nascidas na superfície do recobrimento, descendo para o interior do substrato. Esta fractografia não mostra um ponto de nucleação, mas um ponto entre duas zonas de nucleação. As zonas de nucleação desse cdp apresentam o mesmo padrão que o



mostrado nas ilustrações 5.91 e 5.92.

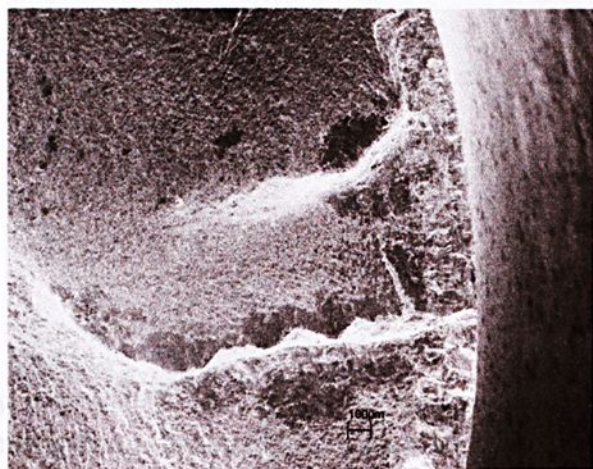


Ilustração 5.93 <sup>(108)</sup> - Superfície de fratura (cr1 - 441 MPa), com duas nucleações principais, do lado direito do cdp (25 x à esquerda, e 100 x à direita ).

Abaixo da tensão de 441 MPa, foi obtida a vida infinita, e não há outros cdps rompidos sob tensões mais baixas para se verificar a possibilidade de alterações na morfologia da nucleação das trincas, como por exemplo, o surgimento de inclusões nucleando trincas. Ficou evidenciado que as inclusões não tiveram qualquer participação como nucleadoras das trincas, em nenhum nível de tensão, e que o recobrimento de cromo duro determinou o comportamento em fadiga dos cdps assim recobertos. O limite de resistência à fadiga dos cdps recobertos com cromo duro ficou determinado pelo limite de resistência à fadiga da camada de cromo. Deve ser observado que as micro-trincas definem esse valor, visto que a camada de cromo deve ser vista como “pré-trincada”, de uma forma análoga à visão dada às inclusões, como “trincas pré-existentes”.

Outra observação importante, é o fato de que a tensão aplicada pela máquina de fadiga não é a tensão efetivamente aplicada sobre a camada de cromo duro. Esta é muito superior, e pode ser calculada em função da espessura do recobrimento, da tensão aplicada ao cdp, e da deformação apresentada pelo cdp. As tensões apresentadas na tabela 5.12 e na ilustração 5.87 são válidas apenas para o cdp como um todo, são úteis para efeito de projeto de peças recobertas, e não podem ser usadas para a definição das propriedades mecânicas e de fadiga do cromo duro.

A Ilustração 5.94 mostra duas fractografias do cdp crb1, sob 691 MPa, que foi exposto à atmosfera marítima. Houve vários pontos de nucleação de trincas, sendo que a do lado inferior direito constituiu a frente predominante.



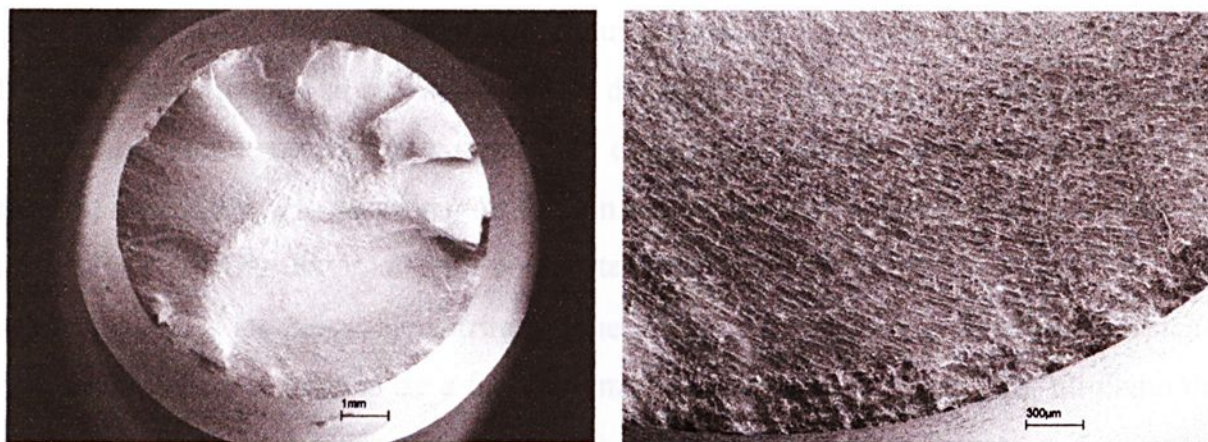


Ilustração 5.94 <sup>(109)</sup> - Superfície de fratura (crb1 - 691 MPa), com várias nucleações, com a frente supostamente predominante do lado direito inferior do cdp (25 x à esquerda, e 100 x à direita ).

Na fractografia da direita, pode ser observado que não há deslocamentos, nem pontos discretos de nucleação. Tem-se a impressão que uma trinca de grandes proporções tenha se formado no revestimento já no início do ensaio, nesta zona do cdp, e que as demais nucleações tenham ocorrido depois, no decorrer do ensaio. A ruptura ocorreu no centro do cdp, seguindo o mesmo padrão encontrado no cdp 63, cuja vida em fadiga é equivalente. A semelhança das morfologias, e a equivalência das vidas em fadiga deixa claro que não houve qualquer atuação da atmosfera marítima sobre o revestimento e sobre o substrato.

A Ilustração 5.95 mostra duas fractografias do crb2, exposto à atmosfera marítima, sob 471 MPa. Houve três frentes de propagação de trincas, com uma ligeira predominância da frente inferior esquerda do cdp.

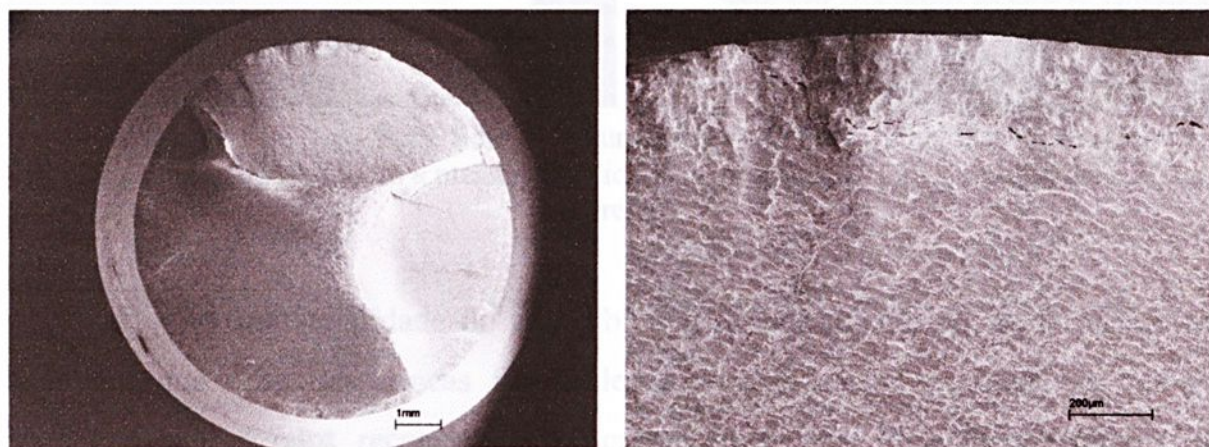


Ilustração 5.95 <sup>(110)</sup> - Superfície de fratura (crb2 - 471 MPa), com três nucleações; a frente supostamente predominante é a do lado esquerdo do cdp (25 x à esquerda, e 220 x à direita ).



Este cdp apresentou uma particularidade na frente superior, onde uma trinca no revestimento se propagou através dele a  $45^\circ$ , e percorreu o recobrimento junto à interface, como mostra a fractografia da direita. Não se trata de um deslocamento, mas de uma trinca que se propagou em um plano que não é perpendicular ao eixo de aplicação da tensão externa. Este comportamento pode ser atribuído a uma eventual anisotropia imposta pelas micro-trincas, que dirigiu a trinca para o plano de deposição da camada. Esta tendência de a trinca se manter dentro do revestimento, no plano da deposição, permite inferir que possa ter havido algum evento durante a deposição, como uma queda ou uma interrupção da corrente elétrica, uma retirada momentânea do cdp para fora do banho, ou algum outro fator ligado à alteração da composição do banho. A morfologia da superfície de fratura do cdp crb2 não reproduz nenhuma das morfologias apresentadas pelos cdps cr4 e cr5, ensaiados na mesma tensão.

A Ilustração 5.96 apresenta as fractografias do cdp crb3, exposto à atmosfera marítima, na qual o padrão de nucleação e de propagação de trincas é muito parecido com os padrões apresentados pelos cdps cr3 e cr1, ensaiados sob a mesma tensão.

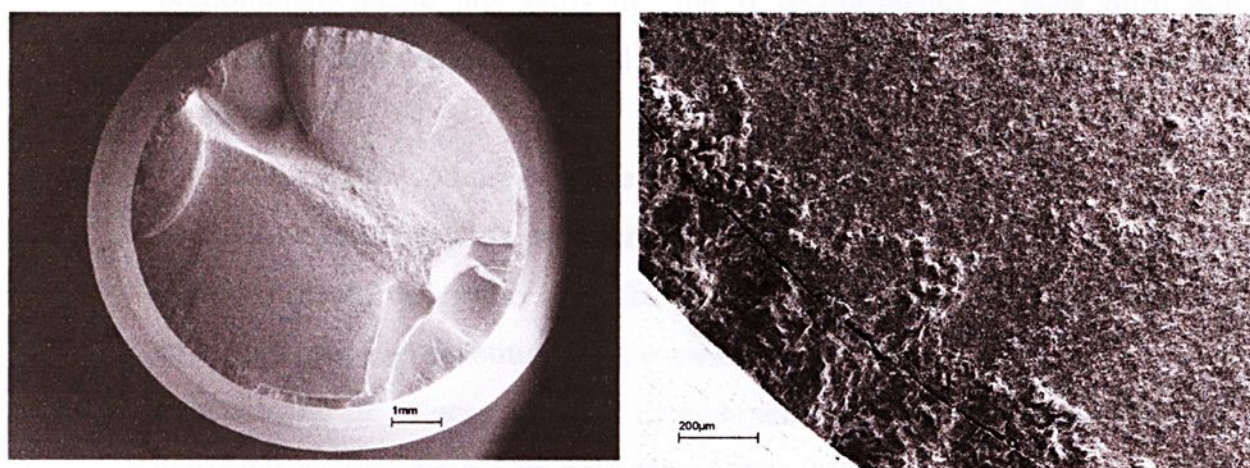


Ilustração 5.96 <sub>(111)</sub> - Superfície de fratura (crb3 - 441 MPa), com duas nucleações simetricamente opostas, com a mesma velocidade de propagação (25 x à esquerda, e 200 x à direita ).

A particularidade do cdp crb3 é o deslocamento do recobrimento na zona em que uma das trincas foi nucleada. Assim como em todas as demais fractografias dos cdps recobertos com cromo duro, não há pontos discretos de nucleação de trincas, mas há a condição da passagem ou nascimento da trinca junto à interface, já com dimensões ordens de grandeza acima das dimensões das trincas



nucleadas por inclusões ou por sistemas de deslizamento. Na fractografia da direita da ilustração 5.96, as partículas esféricas que correm em paralelo à fenda, sobre o substrato, podem ser resíduos de óxido de ferro. Estas partículas podem induzir à interpretação de que houve a corrosão do substrato, por debaixo da camada de cromo duro. Entretanto, em alguns cdps analisados em tópicos anteriores, os que foram jateados com gralha de aço, houve a presença de partículas do mesmo tipo, justamente em cdps que não foram submetidos à atmosfera marítima. Tanto naqueles casos como no caso da ilustração 5.96, trata-se de uma corrosão ocorrida por baixo do esmalte protetor da superfície de fratura, entre a aplicação do esmalte e a introdução dos cdps na câmara do MEV.

Fazendo-se um resumo do que ocorreu com os cdps recobertos com cromo duro, os pontos importantes a frisar são:

- a) o cromo duro é um revestimento que causa perdas consideráveis no comportamento em fadiga de peças com ele revestidas;
- b) a queda na resistência à fadiga dos cdps recobertos foi atribuída predominantemente aos fatos de que o recobrimento é mais duro que o substrato, e com seção transversal muito pequena em relação à seção transversal do substrato;
- c) sua utilização em componentes aeronáuticos só se faz viável para os casos onde se queira a associação da proteção anti-corrosiva com a proteção anti-desgaste; o recobrimento de cromo duro foi aqui tomado como uma referência, e não como um provável substituto para o cádmio;
- d) a nucleação de trincas não foi caracterizada pela formação de intrusões e extrusões na superfície, nem pela presença de inclusões superficiais ou internas;
- e) a nucleação de trincas por fadiga foi caracterizada pela coalescência de micro-trincas pré-existentes no recobrimento, e pela migração destas para o interior do substrato, ou pelo colapso do recobrimento, formando fendas que iniciam trincas de dimensões maiores na interface; ambos os processos são mais rápidos que a nucleação a partir da formação de intrusões e extrusões;
- f) o recobrimento de cromo duro é anisotrópico, do ponto de vista do efeito que as micro-trincas exercem sobre a formação das trincas por fadiga, o que resulta na



nucleação de trincas independentes em vários pontos do cdp, em planos paralelos e próximos entre si, na região onde o cdp possui diâmetro mínimo;

g) as camadas de cromo duro foram avaliadas em torno de 200  $\mu\text{m}$ , e não foram encontrados indícios de corrosão, nem no recobrimento, nem no substrato; não houve diferenças entre os comportamentos em fadiga dos cdps, sem e com exposição à atmosfera marítima;

h) foram encontradas três espessuras para o recobrimento de cromo duro; estas diferenças podem ser atribuídas a eventuais assimetrias na configuração do campo elétrico nas vizinhanças dos cdps, durante a eletro-deposição.

Uma última observação a ser feita, é sobre a existência do processo de *shot peening*, já consagrado como recurso para a recuperação do limite de resistência à fadiga de peças a serem recobertas com cromo duro. Este trabalho não incorporou o processo de *shot peening* na sua parte experimental, mesmo que este procedimento tenha sido estudado recentemente, para a otimização de seus parâmetros de aplicação (TORRES, 2002). A razão de não se utilizar o processo de *shot peening* neste trabalho se deve ao fato de que nenhum dos demais recobrimentos aqui testados recebeu qualquer tipo de processo que recuperasse o comportamento em fadiga original da peça, que pudesse camuflar ou confundir as análises sobre as características dos recobrimentos os seus efeitos sobre o comportamento em fadiga dos cdps. O estudo dos efeitos do processo de *shot peening* em conjunto com os efeitos de cada recobrimento sobre o comportamento em fadiga dos cdps deverá ser retomado em estudos futuros.

### 5.3.3. O recobrimento de níquel químico

O recobrimento de níquel químico também foi tomado como uma referência de comportamento em fadiga para cdps recobertos, assim como foi feito com o cromo duro. O recobrimento de níquel químico é usado na indústria aeronáutica para proteger peças estáticas, mesmo que o seu comportamento em fadiga seja tão problemático quanto o do cromo, como está demonstrado adiante. Por isso, aqui é re-





afirmado de que os recobrimentos alternativos ao cádmio não devem ser sumariamente descartados unicamente porque tenham apresentado um comportamento em fadiga inferior ao do cádmio.

Os cdps recobertos com níquel químico não apresentaram qualquer sinal macroscópico de corrosão na superfície dos cdps, após a exposição à atmosfera marítima. A pintura aplicada sobre as partes de pega à garra da máquina de fadiga despregou-se durante o ensaio de corrosão, mas não surgiu qualquer sinal de corrosão nas partes dos cdps que foram pintadas, mostrando que a aplicação da tinta fora dispensável. Marcas de corrosão foram observadas apenas na extremidade dos cdps, local em que foi fixado o arame que funcionou como gancheira durante a deposição.

O aspecto macroscópico das fraturas dos cdps recobertos com níquel químico, com e sem a exposição à atmosfera marítima, pode ser observado na ilustração 5.97.

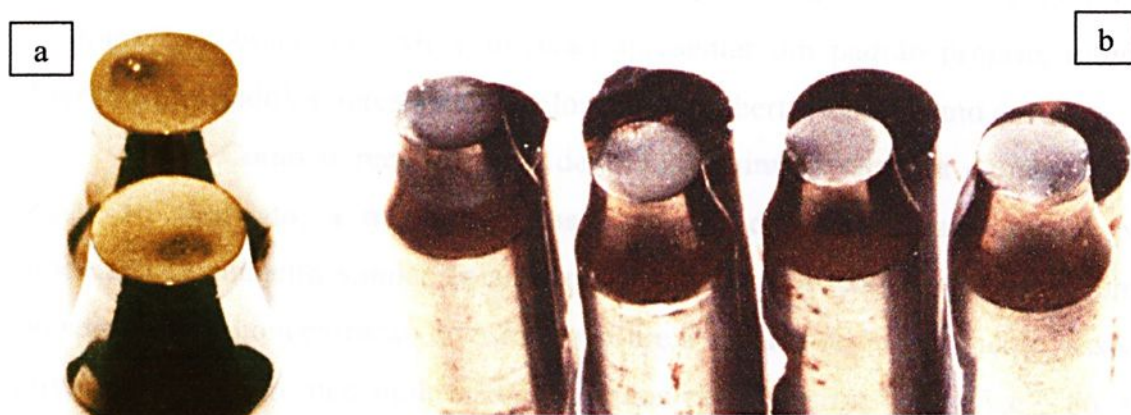


Ilustração 5.97 <sup>(112)</sup> - Superfícies de fratura dos cdps revestidos com níquel químico, (a) sem exposição, e (b) após a exposição à atmosfera marítima.

A exemplo do ocorrido com o recobrimento de cromo duro, não houve mudanças entre os aspectos das superfícies de fratura dos cdps revestidos com níquel químico, expostos e não expostos à atmosfera marítima, o que é compatível com a ausência de qualquer sinal de corrosão. Assim, é de se esperar que as vidas em fadiga dos cdps expostos e não expostos sejam compatíveis entre si.

As particularidades observadas nessas superfícies de fratura foram:

a) cada superfície de fatura apresentou-se confinada num único plano, perfeitamente paralelo à seção transversal, no ponto em que o diâmetro do cdp é



mínimo, apontando a predominância do fator de forma do cdp sobre as propriedades metalúrgicas do aço, no processo de nucleação e de propagação da trinca;

b) cada fratura foi originada continuamente em toda, ou em parte considerável da extensão do perímetro externo do cdp, sem apresentar pontos discretos de nucleação.

Estas particularidades são compatíveis com o fato de o revestimento de níquel ser isotrópico, no que se refere à homogeneidade do material, e à inexistência de micro-trincas ou defeitos ligados à natureza do revestimento, como está detalhado adiante. Assim, não existe a situação encontrada no cromo duro, cujas micro-trincas produziram as condições para a nucleação de trincas aleatoriamente direcionadas.

No caso do níquel químico, a tensão aplicada pela máquina de fadiga não encontra fatores microscópicos localizados que alterem a geometria de sua aplicação sobre a matriz metálica do revestimento, e o fator de forma do cdp é mantido como um fator predominante na determinação da superfície de fratura. Por esta razão, as fractografias obtidas por MEV deverão apresentar um padrão próprio, radicalmente diferente dos padrões apresentados pelos cdps recobertos com cromo duro.

Como o recobrimento de níquel químico também é mais duro que o metal do substrato, a morfologia macroscópica dessas fraturas também pode ser modelada de maneira similar àquela apresentada para o recobrimento de cromo duro, ou seja, com a concentração de esforços sobre a camada do recobrimento, associada ao alívio do substrato, nos moldes apresentados pelas ilustrações 5.85 e 5.86. Como a espessura da camada de níquel químico foi avaliada em  $51,6 \mu\text{m}$ , a relação entre as seções transversais do recobrimento e do substrato é da ordem de 38 vezes, ou seja,  $1,3 \text{ mm}^2$  para a seção transversal do recobrimento contra  $50 \text{ mm}^2$  para a seção transversal do substrato. Esta relação mostra que a condição de concentração do esforço sobre o recobrimento de níquel químico é cerca de quatro vezes mais severa que a concentração de esforços ocorrida sobre o recobrimento de cromo.

Da mesma forma que para o caso do cromo, as tensões registradas nas tabelas e gráficos de fadiga se referem aos cdps, e não ao material que compõe o recobrimento, e caso se queira avaliar a tensão eficaz sobre os recobrimentos, será necessária uma análise baseada na carga aplicada e na deformação do cdp na região da sua superfície.





Várias das fractografias obtidas para os cdps revestidos com níquel químico estão ilustradas mais adiante. Todas elas se mostram de acordo com a análise feita sobre o modo com que as trincas de fadiga foram nucleadas.

A tabela 5.14 apresenta as vidas em fadiga dos cdps recobertos com níquel químico, com e sem a exposição à atmosfera marítima.

Tabela 5.14 <sup>(15)</sup> – número de ciclos até a ruptura para os cdps de metal recoberto com níquel químico, com sem e com exposição à atmosfera salina.

| <b>Tensão (MPa)</b>                                                           | <b>% da tensão de escoamento.</b> | <b>Carga (N)</b> | <b>Ciclos até a ruptura x 10<sup>3</sup></b> | <b>Média e desvio padrão x 10<sup>3</sup></b> | <b>Identificação do cdp.</b> | <b>Observações</b> |
|-------------------------------------------------------------------------------|-----------------------------------|------------------|----------------------------------------------|-----------------------------------------------|------------------------------|--------------------|
| <b>cdps recobertos com níquel não submetidos à atmosfera marítima</b>         |                                   |                  |                                              |                                               |                              |                    |
| 691                                                                           | 70                                | 360              | 27,3                                         |                                               | 1                            | queda de 99%       |
| 471                                                                           | 48                                | 250              | 258,6                                        | 198,2                                         | 4                            | sem fractografia   |
|                                                                               |                                   |                  | 137,8                                        | ±85,4                                         | 2                            |                    |
| 441                                                                           | 45                                | 235              | 9.364,8                                      | 6.266,1                                       | 5                            |                    |
|                                                                               |                                   |                  | 3.167,4                                      | ±4382,2                                       | 6                            |                    |
| 411                                                                           | 42                                | 194              | 10.000,0 (inf.)                              |                                               | 3                            | vida infinita      |
| <b>cdps recobertos com níquel submetidos à atmosfera marítima por 4 meses</b> |                                   |                  |                                              |                                               |                              |                    |
| 691                                                                           | 70                                | 360              | 26,7                                         |                                               | nb3                          | queda de 99%       |
| 531                                                                           | 54                                | 280              | 96,3                                         | 106,2                                         | nb4                          |                    |
|                                                                               |                                   |                  | 116,0                                        | ±13,9                                         | nb5                          |                    |
| 501                                                                           | 51                                | 265              | 95,1                                         |                                               | nb6                          |                    |
| 441                                                                           | 45                                | 235              | 10.000,0 (inf.)                              |                                               | nb1                          | vida infinita      |

Mesmo antes de se considerar as fractografias e as suas particularidades quanto à nucleação, a comparação entre as vidas em fadiga dos cdps recobertos com níquel químico com a vida média dos cdps de metal base polido sob 691 MPa, mostra uma queda de 99 % na vida em fadiga, em relação ao metal base polido. Esta queda é equivalente à queda observada nos cdps recobertos com cromo duro. Como as demais tensões aplicadas sobre os cdps recobertos com níquel químico estão abaixo da menor tensão aplicada ao metal base polido, não se pode fazer comparações nas demais tensões aplicadas sobre os cdps recobertos com níquel químico. Entretanto, essas comparações podem ser feitas entre os recobrimentos de níquel químico e de cromo duro, conforme mostra a tabela 5.15. Em baixo ciclo, há uma quase equivalência entre os dois revestimentos, com uma pequena vantagem para o revestimento de cromo duro, do ponto de vista da vida em fadiga.



Em 471 MPa, já se verifica uma inversão, com uma pequena vantagem para o níquel químico. Em alto ciclo, o revestimento de níquel químico se mostra muito superior ao revestimento de cromo duro, sendo que a desvantagem do cromo em relação ao níquel químico é da mesma ordem de grandeza da desvantagem do cromo e do níquel em relação ao metal base polido, em 691 MPa. A tabela 5.15 também mostra que há uma diferença de 30 MPa, ou 7%, entre os limites de resistência à fadiga, a favor do revestimento de níquel químico.

Tabela 5.15 <sup>(16)</sup> – comparação entre as vidas dos cdps recobertos com níquel químico, e dos cdps recobertos com cromo duro.

| <i>Tensão (MPa)</i> | <i>% da tensão de escoamento.</i> | <i>Carga (N)</i> | <i>Ciclos até a ruptura do níquel x 10<sup>3</sup></i> | <i>Ciclos até a ruptura do cromo x 10<sup>3</sup></i> | <i>Varição média %</i> | <i>observações</i>              |
|---------------------|-----------------------------------|------------------|--------------------------------------------------------|-------------------------------------------------------|------------------------|---------------------------------|
| 691                 | 70                                | 360              | 27,3<br>26,7                                           | 39,6<br>23,8<br>24,3                                  | +8%                    | cromo superior ao níquel        |
| 531                 | 54                                | 280              | 96,3<br>116,0                                          | -                                                     |                        |                                 |
| 501                 | 51                                | 265              | 95,1                                                   | -                                                     |                        |                                 |
| 471                 | 48                                | 250              | 258,6<br>137,8                                         | 227,0<br>153,1<br>159,1                               | -10%                   | níquel superior ao cromo        |
| 441                 | 45                                | 235              | 9.364,8<br>3.167,4<br>e 10.000 (inf)                   | 170,4<br>202,3<br>168,3                               | -97%                   | níquel muito superior ao cromo* |
| 411                 | 42                                | 194              | 10.000,0 (inf.)                                        | 10.000,0 (inf.)                                       | 0%                     | não considerar**                |

\* - não se considerou a vida infinita do cdp recoberto com níquel químico

\*\* - 411 MPa deve ser tomado com um valor abaixo do limite de resistência à fadiga do cdp recoberto com níquel químico.

Para se fazer uma comparação entre o revestimento de níquel químico e o metal base, mais os revestimentos de cádmio, os dados apresentados até aqui estão dispostos na ilustração 5.98. Em todos os níveis de tensão, não houve mudanças significativas no comportamento em fadiga para os cdps expostos à atmosfera marítima, sugerindo que, do ponto de vista da fadiga, a proteção anti-corrosiva do níquel químico foi eficaz, mesmo atuando apenas como escudo físico.

Pode ser observado que a queda do limite de resistência à fadiga dos cdps revestidos com níquel químico foi de aproximadamente 35% em relação ao metal base não recoberto e polido, ou seja, um pouco menor que a queda apresentada pelos cdps recobertos com cromo duro, que foi de cerca de 40%. A redução da vida dos cdps



revestidos com níquel químico, em 691 MPa, foi da mesma magnitude da verificada para os cdps recobertos com cromo duro, ou seja, de aproximadamente 99%, em 691 MPa. Em relação ao recobrimento de cádmio convencional, o níquel químico resultou numa queda de 30% no limite de resistência à fadiga, e numa queda de 98% na vida em fadiga, em 691 MPa.

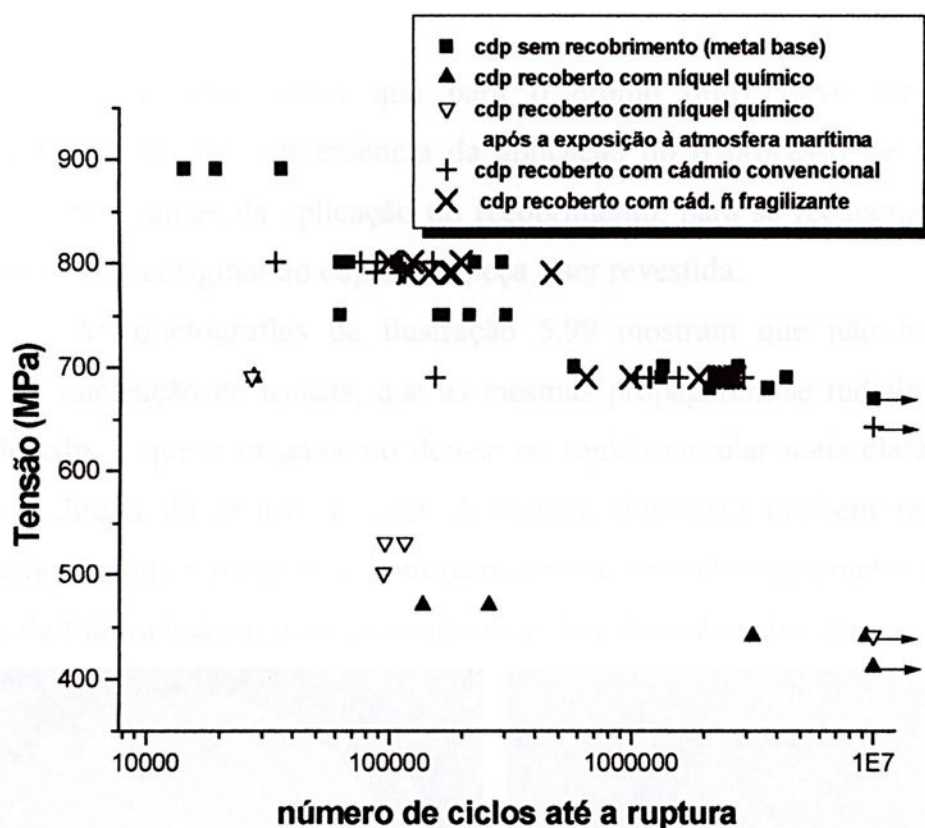


Ilustração 5.98<sup>(113)</sup> - . Comportamento em fadiga do metal base (35NCD16) e dos cdps recobertos com níquel químico sem e com exposição à atmosfera marítima.

Desses resultados, pode-se concluir que os prejuízos causados ao comportamento em fadiga pelo recobrimento de níquel químico são comparáveis aos do cromo duro. As vantagens do recobrimento de níquel químico surgem para os níveis mais baixos de tensão, e no valor do limite de resistência à fadiga. Estas vantagens podem ser atribuídas ao fato de o níquel ser um pouco mais mole que o cromo, e ao fato de o níquel não apresentar as micro-trincas encontradas no cromo, ou seja, não apresenta “pré-trincas” que propiciem a nucleação das trincas, nem permitem alguma difusão de agentes corrosivos através do recobrimento. As fractografias mostradas adiante reforçam esta idéia.

Com relação à eventual difusão de agentes corrosivos através do recobrimento, o cromo protegeu o substrato por quatro meses, mas com uma camada



de 200  $\mu\text{m}$ , enquanto que a camada de níquel químico fez o mesmo com uma espessura de 50  $\mu\text{m}$ . Considerando que a eletro-deposição de cromo duro também é condenada ecologicamente, e que a eficiência eletroquímica da sua deposição é baixa, o revestimento de níquel químico certamente é uma opção melhor do que o revestimento de cromo duro, caso a dureza do revestimento não seja um parâmetro crítico.

Da mesma forma que para o cromo duro, deve ser levada em consideração a eventual conveniência da aplicação do o processo de *shot peening* sobre o substrato, antes da aplicação do revestimento, para se recuperar o limite de resistência à fadiga original do cdp ou da peça a ser revestida.

As fractografias da ilustração 5.99 mostram que não houve pontos discretos de nucleação de trincas, que as mesmas propagaram-se radialmente para o interior do cdp, e que o rasgamento deu-se na região circular mais clara, um pouco abaixo e à direita do centro do cdp. A mesma ilustração também mostra que o revestimento de níquel rompeu-se homogeneamente em todo o perímetro do cdp, com superfície de fratura lisa em relação à superfície de fratura do substrato.

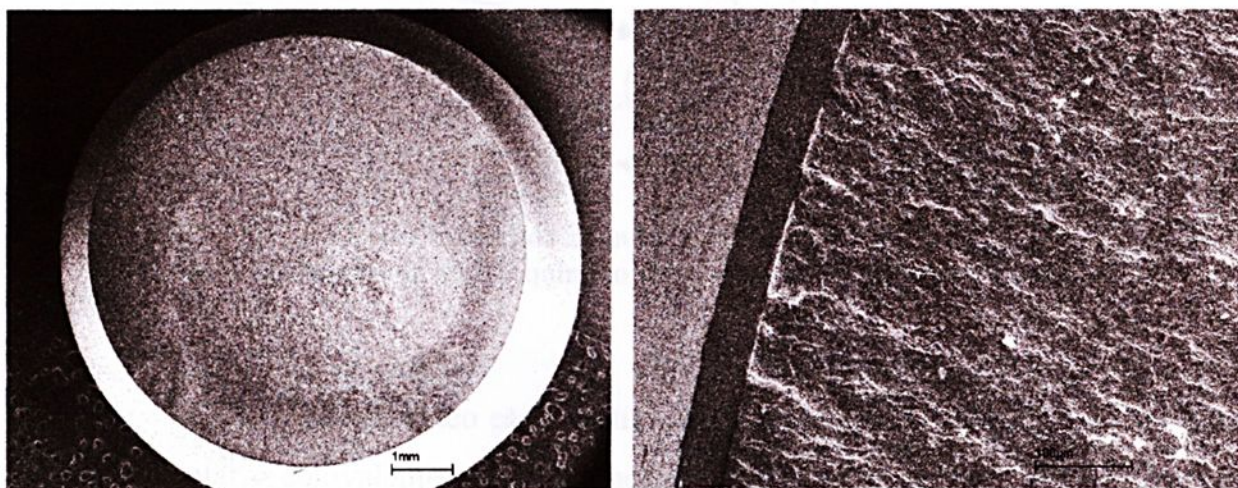


Ilustração 5.99 (114) - Superfície de fratura do cdp 1 - 690 MPa, com a nucleação dispersa das trincas em todo o perímetro externo (25 x e 400 x).

Esta forma de ruptura do revestimento de níquel define um plano circular que encerra somente o metal base, e este sem revestimento. Imaginando que este plano seja trocado por uma moeda fina, com a espessura da fenda aberta no revestimento, as suas bordas estariam desvinculadas do revestimento de níquel, mas as duas moedas vizinhas, imediatamente anterior e posterior, teriam seu perímetro



recoberto com o recobrimento íntegro, e estes por sua vez, vinculados às demais moedas vizinhas, todas também vinculadas entre si pelo mesmo recobrimento íntegro.

Assim, a moeda central sem recobrimento se deformará ciclicamente sem que as demais moedas vizinhas se deformem na mesma taxa, uma vez que os respectivos recobrimentos íntegros atuam como reforço externo impedindo que o substrato trabalhe da mesma forma que a moeda de substrato não recoberto.

A ilustração 5.100 reproduz este modelamento. Deve ser observado que a moeda central sem recobrimento torna-se o elo fraco do sistema, para qualquer tipo de solicitação, seja ela tração, flexão, torção, ou cisalhamento. Esta visão da questão torna intuitivo o entendimento da formação de uma superfície de fratura perfeitamente plana, com trincas radialmente posicionadas, com a superfície de fratura do recobrimento reta e lisa, e para se justificar as quedas da vida em fadiga e do limite de resistência à fadiga dos cdps recobertos com níquel químico.

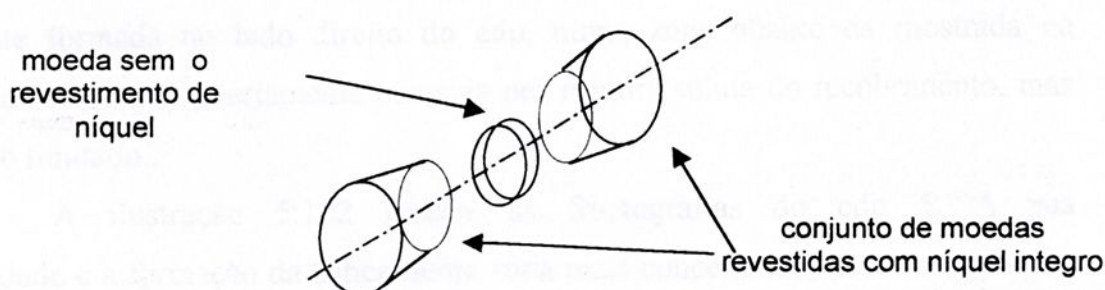


Ilustração 5.100 <sup>(115)</sup> - Visão explodida do modelamento do efeito da formação de uma fenda no revestimento de níquel químico sobre a forma da superfície de fratura.

O modelamentoo esquematizado na ilustração 5.100 pode ser visto como complementar, equivalente ou redundante com o modelamento apresentado anteriormente para o corno e esquematizado nas ilustrações 5.85 e 5.86.

A ilustração 5.101 apresenta a nucleação e a propagação de trincas um pouco diferente daquele apresentado pelo cdp 1. O nível mais baixo de tensão máxima aplicada não resultou no rompimento pleno do recobrimento de níquel, do modo como é descrito pela ilustração 5.99, mas no lado direito do cdp, sem ser possível avaliar qual foi o seu tamanho inicial.



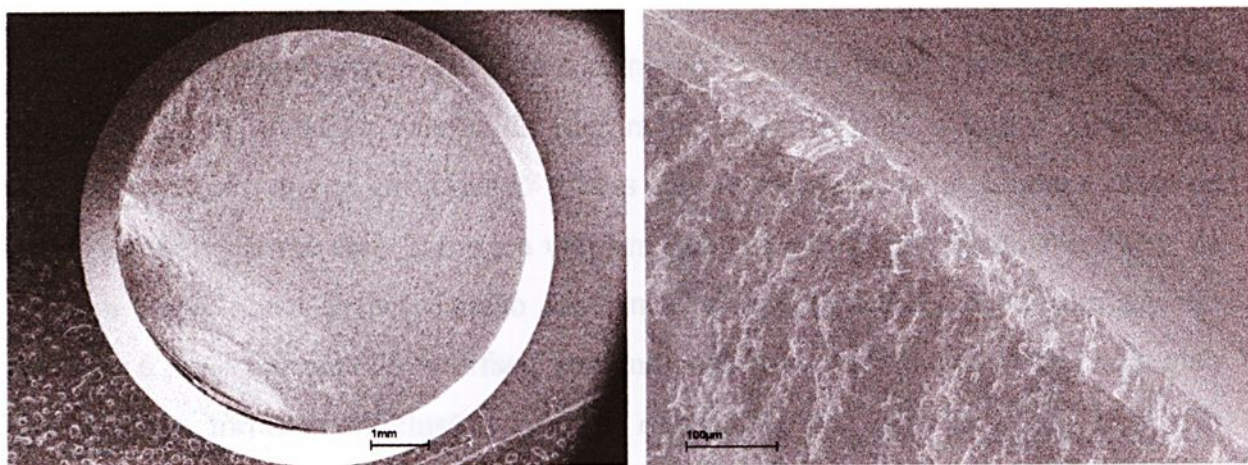


Ilustração 5.101 <sub>(116)</sub> - Superfície de fratura do cdp 4 - 471 MPa, com a nucleação dispersa de trincas em apenas parte o perímetro externo (25 x e 200 x).

A propagação da trinca deu-se da direita para a esquerda, com ruptura no lado esquerdo do cdp. O lado direito da ilustração 5.101 mostra uma parte do perímetro externo do cdp, no seu lado superior direito, em que o recobrimento foi submetido ao processo de fadiga. A trincas nasceram no recobrimento de níquel químico, não por nucleação a partir da formação de intrusões e extrusões, mas por propagação da trinca inicialmente formada no lado direito do cdp, numa zona abaixo da mostrada na fractografia em questão, certamente ocorrida por ruptura súbita do recobrimento, mas de tamanho limitado.

A ilustração 5.102 mostra as fractografias do cdp 5. A sua particularidade é a formação da trinca numa zona mais concentrada, no lado direito do cdp.

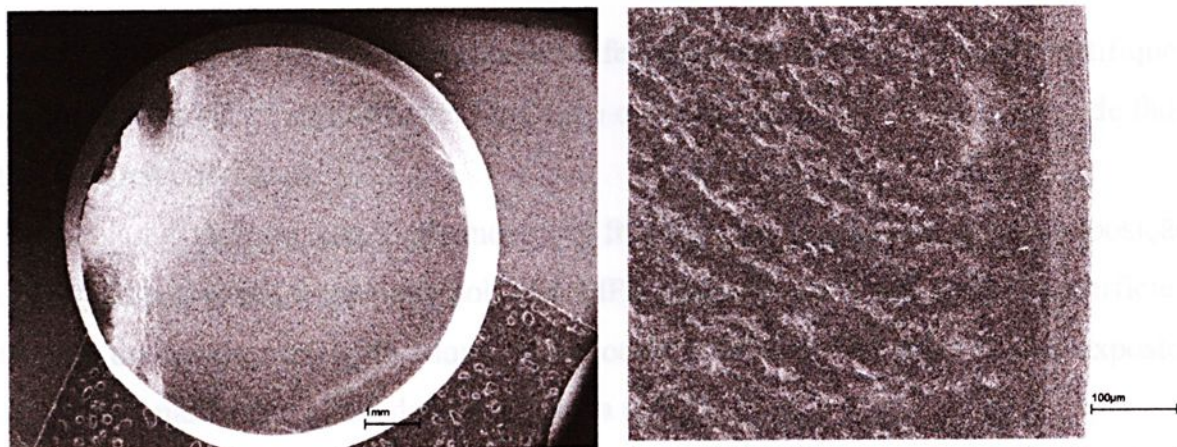


Ilustração 5.102 <sub>(117)</sub> - Superfície de fratura do cdp 5 - 441 MPa, com a nucleação dispersa de trincas no lado direito do cdp (25 x e 400 x).



A ampliação desta zona mostra que, embora menor que a mostrada na ilustração 5.102, a trinca nasceu da ruptura do recobrimento, e que o metal base trabalhou posteriormente, produzindo trincas com propagação radial. Como o nível de tensão é relativamente mais baixo e a vida em fadiga foi da ordem de nove milhões de ciclos, a etapa inicial da propagação das trincas é mais demorada, dando um aspecto mais liso à faixa próxima da interface, seguindo o mesmo padrão encontrado na região mais lisa em torno das inclusões internas observadas nos cdps de metal base não exposto e polido.

A ilustração 5.103 mostra as fractografias do cdp 6, ensaiado também a 441 MPa, mas com uma vida bem menor que a do cdp 5. A fractografia da direita mostra uma região à esquerda de onde ocorreu a nucleação, na qual o recobrimento já apresenta algumas trincas nascidas em sua superfície.

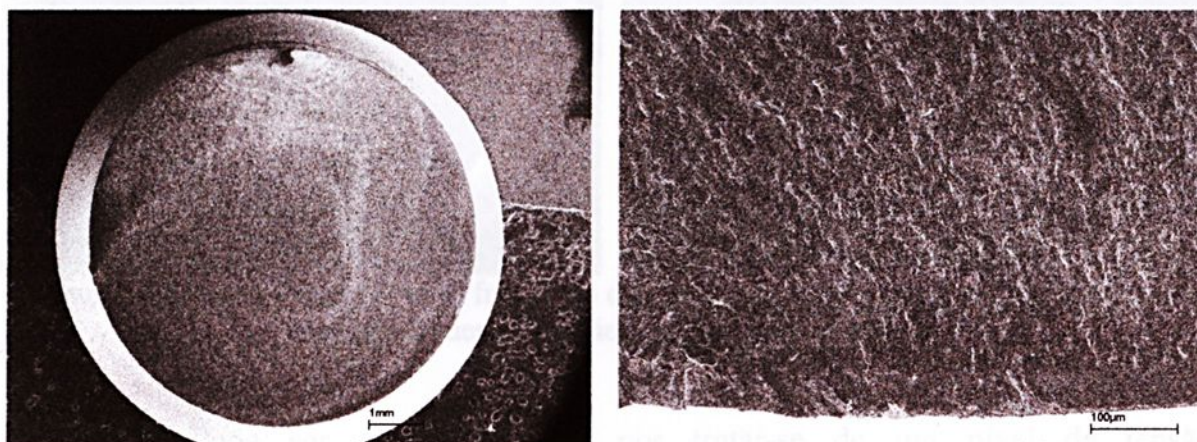


Ilustração 5.103 (118) - Superfície de fratura do cdp 6 - 441 MPa, com a nucleação no lado direito inferior do cdp (25 x e 400 x).

Não foram encontradas diferenças na morfologia que justifique a diferença das vidas, mas deve ser lembrado que neste nível de tensão, a curva de fadiga tende à linha horizontal.

A ilustração 5.104 mostra as fractografias do cdp nb3, após a exposição à atmosfera marítima, e ensaiado sob 691 MPa. Deve ser observado que a superfície de fratura do recobrimento de níquel químico é idêntica à do cdp 1, não exposto à atmosfera marítima e ensaiado sob a mesma tensão.

A ilustração 5.105 mostra as fractografias do cdp nb4, após a exposição à atmosfera marítima, e ensaiado sob 531 MPa.



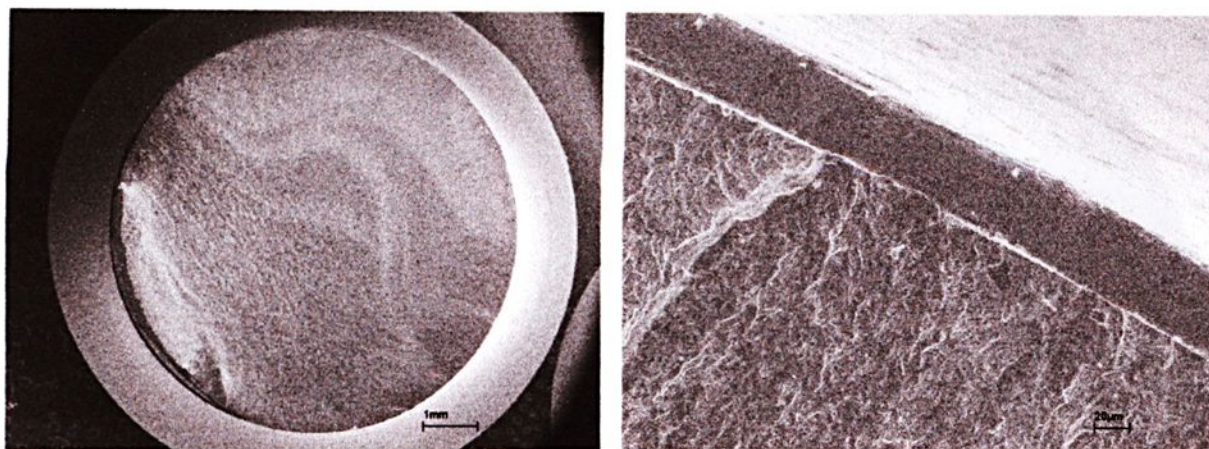


Ilustração 5.104 <sup>(119)</sup> - Superfície de fratura do cdp nb3 - 691 MPa, com a nucleação no lado direito superior do cdp (25 x e 800 x).

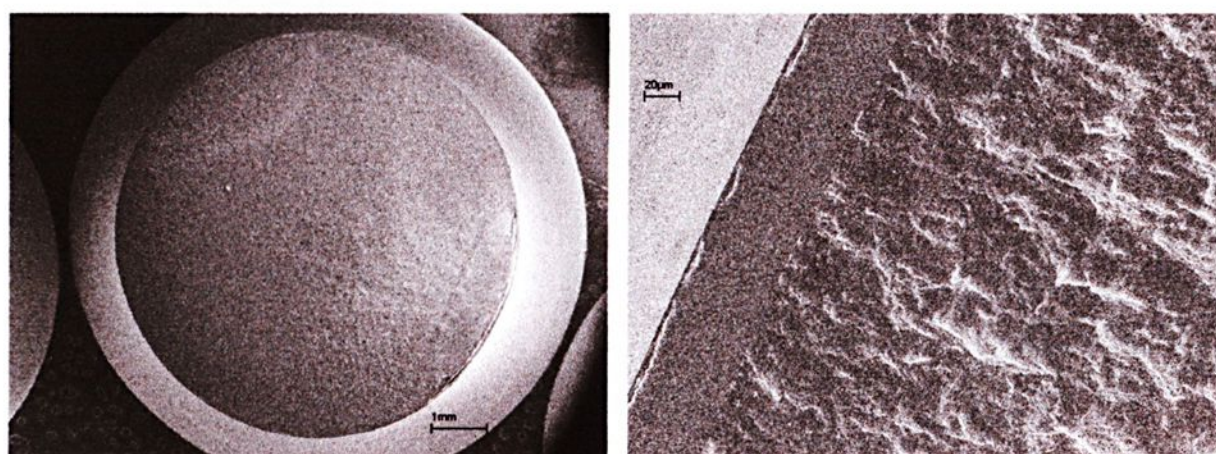


Ilustração 5.105 <sup>(120)</sup> - Superfície de fratura do cdp nb4 - 531 MPa, com a nucleação de trincas no lado esquerdo superior do cdp (25 x e 800 x).

Pode ser observado que, por tratar-se de um nível de tensão intermediário, o recobrimento rompeu-se nos mesmos moldes dos cdps ensaiados sob 691 MPa, mas sem o rompimento em todo o perímetro externo do cdp.

A ilustração 5.106 mostra as fractografias do cdp nb5, ensaiado nas mesmas condições do cdp nb4. As duas superfícies de fratura são análogas.

A ilustração 5.107 mostra as fractografias do cdp nb6, após a exposição à atmosfera marítima e ensaiado sob 501 MPa. A região da nucleação das trincas ainda é dispersa, mas com a tendência de concentrar-se numa região, nos moldes encontrados nos cdps ensaiados sob tensões mais baixas.

Na região de nucleação, é mantido o aspecto polido do recobrimento, mas com uma ou outra trinca atravessando o recobrimento.



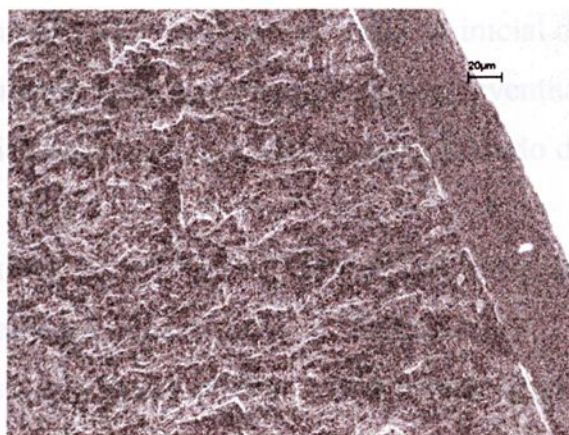
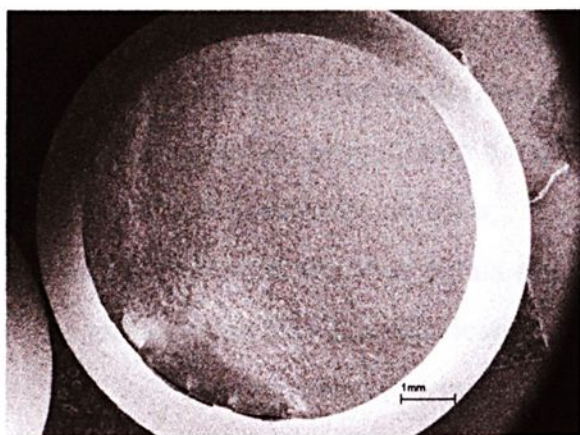


Ilustração 5.106 <sub>(121)</sub> - Superfície de fratura do cdp nb5 - 531 MPa, com a nucleação de trincas no lado direito superior do cdp (25 x e 800 x).

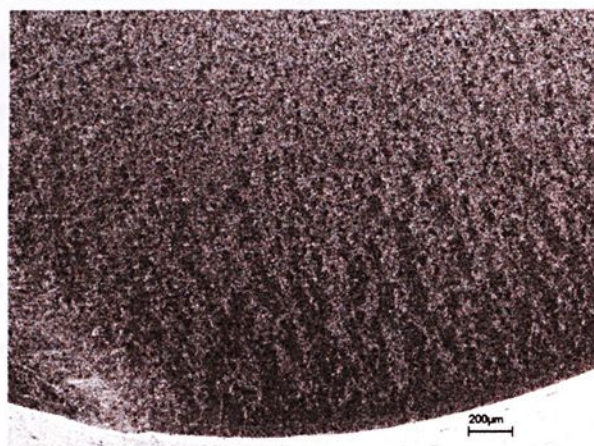
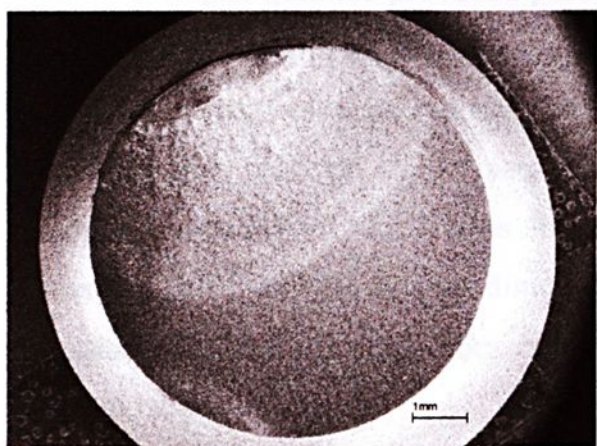


Ilustração 5.107 <sub>(122)</sub> - Superfície de fratura do cdp nb6 - 501 MPa, com a nucleação de trincas no lado inferior direito do cdp (25 x e 100 x).

Em relação a todos os cdps de níquel químico ensaiados, há alguns pontos em comum adicionais a serem discutidos:

- a) para qualquer aumento adotado nas análises de MEV, e para qualquer nível de tensão, não foram encontradas micro-trincas ou falhas no revestimento, como as vistas no revestimento de cromo duro; esta condição repetitiva do revestimento fez com que a morfologia das superfícies de fratura seja pouco variável;
- b) a exemplo do ocorrido com os cdps recobertos com cromo duro, não foram observadas inclusões nas proximidades da interface, mostrando que estas também não exerceram qualquer influência sobre o processo de nucleação das trincas; no caso do níquel, que não apresenta micro-trincas, o fator predominante foi a dureza do níquel, a relação entre a espessura do



recobrimento e o diâmetro do cdp, sem se poder desprezar o tamanho inicial da fenda produzida no recobrimento, quando este se rompe, e alguma eventual tensão residual proveniente da deposição química, que não deve ter passado de duas ou três dezenas de MPa;

- c) não foram encontrados sinais microscópicos de corrosão, nem diferenças entre as fractografias das superfícies de fratura dos cdps expostos e não expostos.

De um modo resumido, as vidas em fadiga obtidas nos níveis de tensão escolhidos permitiram visualizar uma curva de fadiga para o níquel químico, sem ser necessário diferenciar os cdps expostos dos não expostos, assim como foi feito com o cádmio. O níquel químico provocou perdas na resistência à fadiga um pouco menores que as provocadas pelo cromo duro, e com as vantagens de não possuir micro-trincas e de proteger o substrato com camadas menos espessas. As trincas por fadiga não foram nucleadas pelo processo de formação de intrusões e extrusões, nem pelos danos oriundos das inclusões. As trincas foram geradas a partir do rompimento total ou parcial do recobrimento, já com dimensões muito maiores que as dimensões típicas das trincas geradas por nucleações convencionais como aquelas observadas nos cdps de metal base.

#### 5.3.4. O recobrimento de zinco-cobalto

Os cdps recobertos com a liga de zinco-cobalto constituem uma das opções ao cádmio a serem avaliadas neste trabalho. Por ser uma liga com dureza menor que a do substrato, 103 HV contra 484 HV, esperou-se que o comportamento em fadiga dos cdps recobertos fosse comparável ao comportamento em fadiga dos cdps sem recobrimentos, e dos cdps recobertos com cádmio.

As diferenças no comportamento em fadiga deverão ser explicadas por outros fatores que não sejam aqueles apresentados nas discussões sobre o cádmio. Quanto à proteção contra a corrosão, não há parâmetros experimentais prévios descritos na literatura para se fazer comparações, visto que nenhum dos resultados lá descritos é resultante de ensaios comparáveis aos realizados neste trabalho.



Enquanto a literatura apresenta estudos sobre áreas corroídas após ensaios sob vapores salinos, efeitos de riscos sobre superfícies tratadas, estudos eletroquímicos, e composição química e morfologia do revestimento, este trabalho se baseou na atuação de eventuais pits de corrosão, não detectáveis pelos ensaios convencionais, para nuclear trincas por fadiga, e nas consequências em relação ao comportamento em fadiga dos cdps recobertos.

O aspecto dos cdps recobertos com zinco-cobalto, após a exposição à atmosfera marítima, pode ser visto na ilustração 5.108.

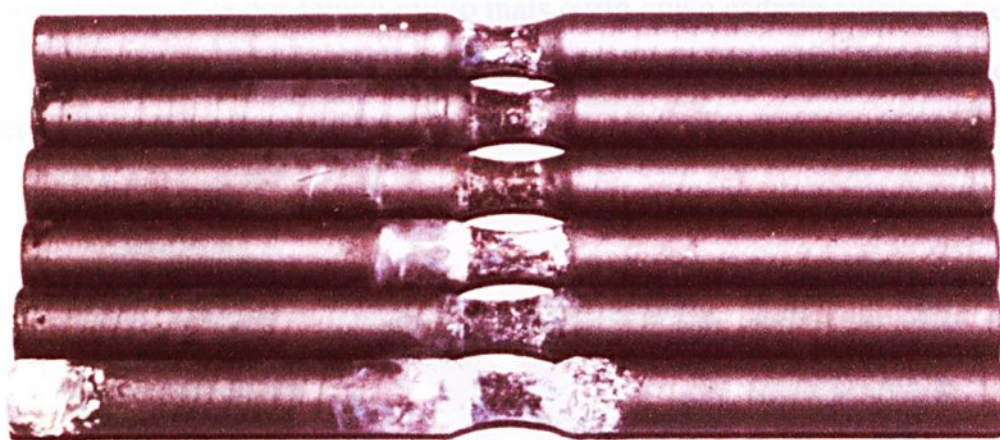


Ilustração 5.108 <sup>(123)</sup> - Cdps recobertos com zinco-cobalto, após a exposição à atmosfera marítima.

Foi observado que houve o aparecimento de produtos de corrosão, certamente óxido de zinco, dada a quase totalidade de zinco na liga do revestimento. A parte esquerda dos cdps ficou parcialmente submersa na água do mar, o que resultou no aparecimento de sinais de corrosão nessas partes, mesmo sob a pintura. Estas marcas de corrosão, chamadas de “corrosão branca”, são típicas dos revestimentos de zinco, que atua como eletrodo de sacrifício. Esta corrosão se acelera quando surgem pedaços de ferro exposto ao meio corrosivo, o que não ocorreu no ensaio.

Em outras palavras, ocorreu a corrosão do zinco num regime que não caracteriza a corrosão galvânica, mas a corrosão individual do zinco, a menos que o íon cloreto tenha penetrado através do revestimento ou por alguma fenda não detectada, e tenha alcançado o substrato. Mesmo assim, a cinética química da corrosão galvânica resultante seria extremamente lenta, dada a relação entre as áreas catodo-anodo. Deve ser lembrado que o cádmio, nas mesmas condições, não apresentou



nenhum sinal de corrosão.

Como não houve pedaços de aço visivelmente expostos, acredita-se que a corrosão branca verificada nesse ensaio será muito mais rápida durante a vida útil do sistema de um trem de pouso, onde haverá partes metálicas de outras ligas expostas, como por exemplo, a liga de alumínio que compõe a estrutura do trem de pouso da aeronave. Portanto, a presença da corrosão branca nos cdps é um indício de que a liga de zinco-cobalto não tem a mesma cinética química do cádmio, ou seja, deverá ser eliminada do sistema de forma muito mais rápida que o cádmio, exercendo a sua proteção anti-corrosiva por tempo muito mais curto que o cádmio costuma exercer.

A vista macroscópica das fraturas dos cdps recobertos com zinco-cobalto pode ser observada na ilustração 5.109.



Ilustração 5.109 (124) - Superfícies de fratura dos cdps revestidos com zinco-cobalto.

A exemplo do ocorrido com os cdps recobertos com cádmio, as superfícies de fratura dos cdps recobertos com zinco-cobalto, com e sem a exposição à atmosfera marítima, apresentaram o mesmo aspecto observado nos cdps não recobertos polidos. O aspecto das superfícies de fratura apresentadas é compatível com o fato de o revestimento de zinco-cobalto ser mais mole que o substrato. Também pode ser inferido que o substrato não sofreu danos microscópicos pelos agentes corrosivos, capazes de gerar trincas.

A tabela 5.16 apresenta os resultados obtidos dos ensaios de fadiga para os cdps recobertos com zinco-cobalto, sem e com a exposição à atmosfera marítima.



Tabela 5.16 <sup>(17)</sup> – Número de ciclos até a ruptura para os cdps recobertos com zinco-cobalto, sem e com exposição à atmosfera marítima.

| <b>Tensão (MPa)</b>                                                                  | <b>% da tensão de escoamento</b> | <b>Carga (N)</b> | <b>Ciclos até a ruptura <math>\times 10^3</math></b> | <b>Média e desvio padrão <math>\times 10^3</math></b> | <b>Identificação do cdp</b> | <b>Observações</b>                                           |
|--------------------------------------------------------------------------------------|----------------------------------|------------------|------------------------------------------------------|-------------------------------------------------------|-----------------------------|--------------------------------------------------------------|
| <b>cdps recobertos com zinco-cobalto não submetidos à atmosfera marítima</b>         |                                  |                  |                                                      |                                                       |                             |                                                              |
| 801                                                                                  | 81                               | 415              | 58,5                                                 |                                                       | zc1                         | sem inclusões                                                |
| 691                                                                                  | 70                               | 360              | 185,9                                                |                                                       | zc2                         | sem inclusões                                                |
| 661                                                                                  | 67                               | 345              | 129,5                                                |                                                       | zc3                         | inclusão superficial                                         |
| 571                                                                                  | 58                               | 300              | 282,0                                                |                                                       | zc5                         | inclusão a 20 $\mu\text{m}$                                  |
| 541                                                                                  | 55                               | 285              | 10.000,0<br>10.000,0                                 |                                                       | zc4<br>zc6                  | vida infinita<br>vida infinita                               |
| <b>cdps recobertos com zinco-cobalto submetidos à atmosfera marítima por 4 meses</b> |                                  |                  |                                                      |                                                       |                             |                                                              |
| 801                                                                                  | 81                               | 415              | 65,4                                                 |                                                       | zcb1                        | sem inclusões                                                |
| 691                                                                                  | 70                               | 360              | 1.750,1<br>650,7                                     | 1200,4<br>$\pm 777,4$                                 | zcb2<br>zcb3                | inclusão a 220 $\mu\text{m}$<br>inclusão a 200 $\mu\text{m}$ |
| 631                                                                                  | 64                               | 330              | 107,1                                                |                                                       | zcb5                        | inclusão superficial                                         |
| 571                                                                                  | 58                               | 300              | 10.219,8                                             |                                                       | zcb4                        | inclusão a 310 $\mu\text{m}$                                 |

Da tabela, deve ser observado que:

- sob altas tensões, as trincas foram nucleadas a partir da superfície, sem a presença de inclusões;
- sob baixas tensões, as trincas nascem em torno de inclusões;
- as tensões de ensaio aplicadas em comum para os cdps recobertos com zinco-cobalto e com cádmio, e não recobertos, que permitem comparações diretas entre as vidas, são 801MPa e 691 MPa; as demais tensões adotadas estão abaixo do limite de resistência à fadiga do metal base não recoberto polido.

Sob uma ótica mais simples, pode ser dito que o comportamento em fadiga dos cdps recobertos com zinco-cobalto seguiu o mesmo padrão de comportamento dos cdps não recobertos, e dos cdps recobertos com cádmio. Entretanto, algumas considerações mais cuidadosas devem ser feitas.

Em 801 MPa, os cdps zc1 e zcb1 apresentaram vidas muito próximas e podem ser tomados em conjunto para a análise, visto que não parece ter havido a influência da exposição do cdp zcb1 à atmosfera marítima sobre o seu comportamento em fadiga. A vida média dos cdps zc1 e zcb1 foi de 62.000 ciclos, com um desvio padrão de 4.900 ciclos. Esta vida foi cerca de 58 % menor que a vida média obtida com o metal base polido. Fazendo a comparação para os cdps recobertos com cádmio, as diferenças passam a ser de 27% em relação ao cádmio convencional, e de 55% em



relação ao cádmio não fragilizante.

Estas diferenças em relação aos recobrimentos de cádmio levantam a suspeita de que algum fator adicional vinculado à liga de zinco-cobalto seja responsável pela queda da vida em fadiga dos cdps recobertos com esta liga. Deve ser lembrado que os processos de deposição são equivalentes no que se refere à eletro-deposição e à desidrogenação, incluindo os efeitos sobre o perfil de tensões residuais. A suspeita é reforçada pelo fato de que os cdps zc1 e zcb1 tiveram suas trincas nucleadas na superfície, sem a presença de inclusões, enquanto que os cdps de metal base e os cdps recobertos com cádmio convencional devem possuir trincas nucleadas por inclusões superficiais para apresentar vidas equivalentes, ou menores que as vidas dos cdps zc1 e zcb1.

Em 691 MPa, a vida em fadiga do cdp zc2, é destoante das vidas dos cdps zcb2 e zcb3, o que obriga a se fazer as análises em separado. A diferença da vida do cdp zc2 foi de -86 % em relação à vida média dos cdps recobertos com cádmio convencional, e de -90 % em relação à vida média dos cdps recobertos com cádmio não fragilizante. Novamente, a vida em fadiga do cdp zc2 é comparável apenas com a vida do cdp recoberto com cádmio convencional, 19, cuja trinca foi nucleada por uma inclusão superficial. A queda percentual na vida em fadiga dos cdps recobertos com zinco-cobalto confirma a existência de um fator adicional nocivo à fadiga nestes cdps, que não deve ser encontrado nos cdps recobertos com cádmio.

Um outro ponto a ser observado, é que o cdp zc2 nucleou a sua trinca na superfície, sem inclusões, enquanto que os cdps não recobertos polidos só apresentaram trincas nucleadas por inclusões internas, e todos com vidas maiores que a do cdp zc2. Este resultado contraria as expectativas criadas pelos resultados anteriores, no sentido de que a vida do cdp zc2 deveria ser maior que as dos cdps não recobertos, e reforça a idéia de que algum fator prejudicial à fadiga está presente no cdp zc2.

A queda da vida média dos cdps-zcb2 e zcb3 em relação às médias das vidas dos cdps recobertos com cádmio convencional e não fragilizante foram de 7% e 36 %, respectivamente. Se for considerada a diferença entre as vidas do cdp zc2 e dos cdps zcb2 e zcb3, esta será de 85%. Embora os resultados experimentais apresentem um espalhamento inerente ao fenômeno da fadiga, esta diferença entre as vidas em



fadiga, de antes da exposição contra após a exposição à atmosfera marítima, pode ser atribuída a algum fator não desprezível e remete a discussão para duas possibilidades:

- a) o cdp zc2 apresenta alguma irregularidade superficial que não foi detectada; esta irregularidade derrubou radicalmente a sua vida em fadiga, e na ausência de outros cdps não expostos ensaiados na mesma tensão, há o risco de se assumir um valor da vida em fadiga para este nível de tensão muito abaixo do correto; neste caso, a vida do cdp zc2 deveria ser desconsiderada, e as vidas dos cdps zcb2 e kzcb3 serão tomadas como sendo mais condizentes com a verdade;
- b) a exposição dos cdps recobertos com zinco-cobalto à atmosfera marítima implicou na realização dos ensaios de fadiga desses cdps em uma época pelo menos quatro meses posterior à realização dos ensaios dos cdps não expostos.

A primeira possibilidade é a mais provável, pois o resultado obtido a partir de um único cdp é pouco confiável diante de outros resultados obtidos com mais de um cdp.

A segunda possibilidade segue a lógica de que o primeiro grupo teria sido ensaiado logo após a eletro-deposição, e o segundo grupo teria sido ensaiado muito depois. Caso haja algum processo de acomodação no nível atômico, envolvendo ou alterando a difusão do zinco para o substrato, e esta difusão tenha afetado a condição da matriz metálica do substrato de formas diferentes no intervalo de tempo entre as duas séries de ensaios, pode ser que as vidas em fadiga sejam alteradas após um período de “descanso” do cdp recoberto, e o aumento na vida em fadiga poderia ser erroneamente atribuído à exposição à atmosfera marítima. Esta lógica esbarra na questão de que a difusão do zinco teria de aumentar com o tempo, e o seu efeito danoso à fadiga deveria aumentar, e não diminuir, como o ocorrido. Assim, esta possibilidade é menos provável, a menos que o zinco seja benéfico para o comportamento em fadiga do aço, o que também não ocorre.

A análise dos resultados obtidos nos níveis mais baixos de tensão poderá auxiliar no esclarecimento sobre essas duas possibilidades.

Em 661 MPa, o cdp não exposto zc3 apresenta uma vida em fadiga abaixo da vida apresentada pelo cdp zc2, mas também apresenta uma inclusão superficial, cuja vida de fato deve ser muito menor que a média obtida para cdps com inclusões internas, nesse mesmo nível de tensão. Curiosamente, em 631 MPa, o cdp



exposto zcb5 apresenta uma vida ainda menor que a do cdp zc3, e também com uma inclusão superficial. Estes resultados não reforçam nem excluem nenhuma das possibilidades acima, pois as inclusões superficiais exercem um peso predominante na nucleação das trincas, ao ponto de esconder outros fatores que se queira identificar ou avaliar.

Assim, os resultados obtidos até este nível de tensão não são conclusivos, no que diz respeito às comparações entre as vidas em fadiga dos cdps recobertos com zinco-cobalto e os cdps recobertos com cádmio, nem qual fator será o responsável por tais diferenças. Sabe-se apenas que as vidas obtidas com o cdps recobertos com zinco-cobalto, são as menores vidas possíveis para os níveis de tensão adotados por possuírem inclusões superficiais, e que caso houvesse outros cdps ensaiados nos mesmos níveis de tensão, sem inclusões superficiais, as suas vidas certamente seriam maiores, e as diferenças entre as suas vidas médias e as vidas médias dos cdps recobertos com cádmio seriam menores. Esta consideração reforça a idéia de que as vidas dos cdps zcb2 e zcb3 são mais condizentes com a verdade do que a vida do cdp zc2.

Em 571 MPa, há o contraste da vida em fadiga do cdp zc5 com a vida praticamente infinita do cdp zcb4. Entretanto, o primeiro tem uma inclusão a apenas 20  $\mu\text{m}$  da superfície, que a pequenas profundidades, têm se mostrado tão danosas à resistência à fadiga quanto uma inclusão superficial, enquanto que o cdp zcb4 apresenta uma inclusão a 310  $\mu\text{m}$  da superfície, caso já consagrado neste trabalho como aquele que resultará na maior vida em fadiga, a menos dos cdps livres de inclusões. Assim, estes resultados também não podem resolver a questão levantada diante dos resultados obtidos em 691 MPa.

Por outro lado, pode ser claramente verificado que, para inclusões mais profundas, ou para cdps livres de inclusões, a tensão de 571 MPa pode ser tomada como limite de resistência à fadiga dos cdps revestidos com a liga de zinco-cobalto.

Também pode ser avaliada a queda na vida em fadiga de um cdp recoberto com zinco-cobalto, de infinita para cerca de 300.000 ciclos a 571 MPa, devido à existência de uma inclusão superficial, e que o limite de resistência à fadiga dos cdps recobertos com zinco-cobalto também deverá sofrer uma redução devido à existência de uma inclusão superficial.



A vida infinita encontrada para os cdps, zc4 e zc6, sob 541 MPa, deixa claro que o limite de resistência à fadiga dos cdps recobertos com zinco-cobalto está acima de 541 MPa, independentemente de ser considerada ou não a possibilidade de envelhecimento levantada na discussão referente aos cdps ensaiados sob 691 MPa. Como não foram refeitos os ensaios desses dois cdps sob tensões mais altas, para que se quebrem e se façam as suas fractografias, não se sabe se estes possuem inclusões, e em que posições elas estariam. Portanto, estes resultados não permitem que se diga que o limite de resistência à fadiga dos cdps recobertos com zinco-cobalto esteja acima de 541 MPa, mesmo com a possibilidade da existência de inclusões superficiais.

A coleção de resultados obtidos com os cdps recobertos com zinco-cobalto não permite que se resolva objetivamente a questão das duas possibilidades levantadas em 691 MPa, a menos que se introduza alguma informação nova nesta discussão. Aliás, esta questão perde sua importância diante dos outros resultados obtidos com os cdps revestidos com zinco-cobalto, os quais permitem outras considerações.

Com os resultados obtidos, pode ser feita uma comparação direta entre os limites de resistência à fadiga dos cdps recobertos com zinco-cobalto, com os limites de resistência à fadiga dos cdps não recobertos, e dos cdps recobertos com cádmio convencional. A queda foi de 15% em relação aos cdps não recobertos e polidos, e de 11% em relação ao cádmio convencional. Não foi possível a comparação com o limite de resistência à fadiga do cádmio não fragilizante porque não foi obtido o seu limite de resistência à fadiga.

As diferenças entre as vidas em fadiga, e entre os limites de resistência à fadiga, em relação ao cádmio, exigem que se resolva a questão levantada diante das vidas obtidas com os cdps recobertos com zinco-cobalto, mas não para se responder especificamente se a eventual difusão do zinco pode resultar em diferentes vidas devido à demora entre a eletro-deposição e o ensaio de fadiga. A questão principal passa a ser por que as quedas nas vidas em fadiga e no limite de resistência à fadiga foram maiores nos cdps recobertos com zinco-cobalto, e menores nos cdps recobertos com cádmio convencional e com cádmio não fragilizante.

A possibilidade da difusão do zinco, levantada diante dos resultados obtidos em 691 MPa, pode ser uma explicação aceitável para a queda da resistência à



fadiga dos cdps recobertos com zinco-cobalto, se for considerado que o cádmio também se difunde do recobrimento para o substrato, como foi estudado por Peres (1996). Como o raio atômico do cádmio é de  $1,71 \text{ \AA}$ , e o raio atômico do zinco é de  $1,38 \text{ \AA}$ , é provável que o zinco também tenha facilidade para se difundir para o substrato.

Pode ainda ser cogitado que o zinco difundido seja tão prejudicial ao comportamento em fadiga do aço quanto o cádmio seja. Se o zinco se difunde mais que o cádmio, então os cdps recobertos com zinco-cobalto, sujeitos à mesma eletrodeposição e ao mesmo tratamento térmico de desidrogenação que os cdps recobertos com cádmio, devem apresentar um comportamento em fadiga pior que os cdps recobertos com cádmio. De fato, os resultados apontam para um comportamento em fadiga pior dos cdps recobertos com zinco-cobalto, e este resultado será compatível com a eventual detecção de zinco no substrato, nas vizinhanças da interface.

Uma das maneiras de se verificar se houve ou não uma significativa difusão do zinco para o interior do substrato, é fazer a análise por EDS durante a análise das fraturas por MEV. Caso seja captada a presença de zinco no substrato, nas vizinhanças da interface, é porque a difusão do zinco foi severa, visto que o equipamento de EDS pode não captar baixos teores de um elemento presente numa matriz metálica. A verificação da sensibilidade da análise por EDS quanto ao elemento que se quer estudar pode ser feita através da comparação entre as alturas dos picos dos elementos captados, tanto para os elementos que se busca - zinco ou cádmio - como para os principais elementos de liga do aço - níquel, cromo, e molibdênio.

As ilustrações 5.110 e 5.111 mostram as linhas obtidas por EDS de dois cdps recobertos com zinco-cobalto, sem e com a exposição à atmosfera marítima.

Da ilustração 5.110, conclui-se que foi tomado um ponto muito próximo à interface, em que os elementos de liga do substrato, o ferro, o níquel e o cromo, são detectados. Estes elementos certamente não se difundiram para o recobrimento, e caso isso tivesse ocorrido, as porcentagens dos elementos de liga seriam muito baixas para que estas fossem detectadas.

A possibilidade mais provável, é que o zinco tenha se difundido em larga escala para o substrato e sua linha espectral seja forte em relação às linhas do ferro e dos elementos de liga. Deve ser notado que o molibdênio não foi detectado, mas que



este existe com uma concentração quase dez vezes menor que a concentração do cromo, que foi detectado.

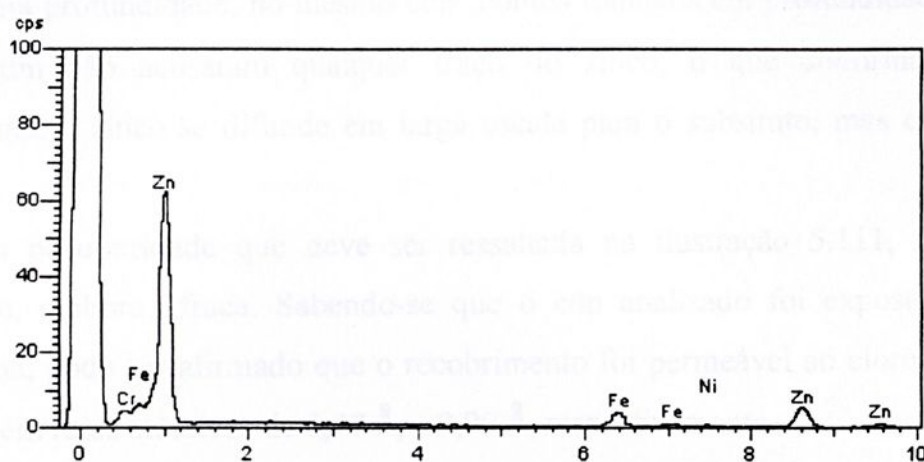


Ilustração 5.110 (125) - Linhas espectrais dos elementos identificados a cerca de 2  $\mu$ m da interface, no cdp zc5.

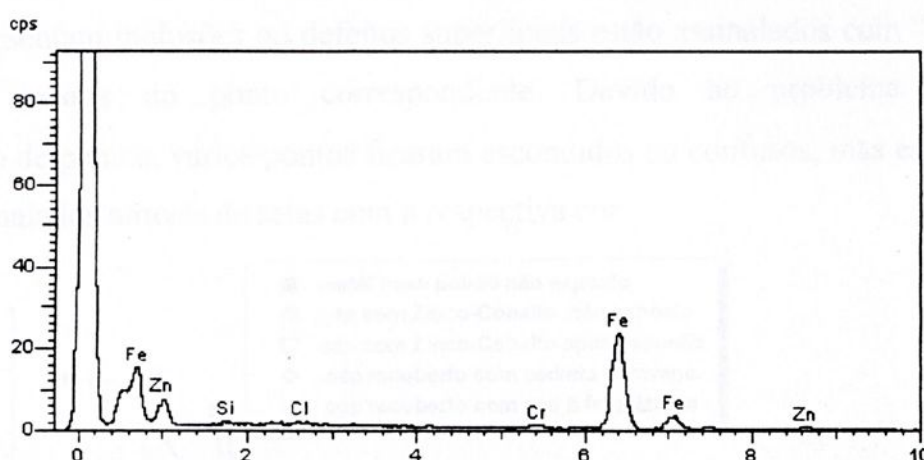


Ilustração 5.111 (126) - Linhas espectrais dos elementos identificados a cerca de 2  $\mu$ m da interface, no cdp zcb3.

A ilustração 5.111 mostra o espectro de EDS, na mesma profundidade feita para o cdp zcb3. Deve ser observado que os elementos de liga do aço foram mais detectados que o zinco, e que o molibdênio novamente não foi detectado. Conclui-se que, ou o zinco difundiu-se menos nesse cdp, ou a concentração do zinco cai vertiginosamente com a profundidade, a ponto de ser menos detectado devido à posição tomada para a análise, se esta for um pouco mais profunda.

As duas análises foram feitas na mesma data, de forma que, sendo feitas as deposições também na mesma data, não deveria ser detectada diferenças entre os dois espectros. Assim, a interpretação mais correta, é a de que a concentração de zinco



difundido decai vertiginosamente com a profundidade, podendo apresentar resultados diferentes para uma mesma profundidade, de um cdp para outro, ou de uma leitura para outra à mesma profundidade, no mesmo cdp. Pontos tomados em profundidades maiores que 2  $\mu\text{m}$  não acusaram qualquer traço do zinco, o que confirma a interpretação de que o zinco se difunde em larga escala para o substrato, mas com pouca penetração.

Uma peculiaridade que deve ser ressaltada na ilustração 5.111, é a detecção do cloro, embora fraca. Sabendo-se que o cdp analisado foi exposto à atmosfera marítima, pode ser afirmado que o revestimento foi permeável ao cloro ou ao cloreto. Estes têm raios atômicos de 0,97 Å, e 0,99 Å, respectivamente.

Os dados da tabela 5.16 estão representados na ilustração 5.112. Estão plotados os pontos referentes aos cdps recobertos com zinco-cobalto, cdps recobertos com os dois tipos de cádmio, e cdps não recobertos polidos. Os pontos que se referem aos cdps que apresentam inclusões ou defeitos superficiais estão assinalados com “s”, cuja cor é a mesma do ponto correspondente. Devido ao problema de congestionamento de pontos, vários pontos ficaram escondidos ou confusos, mas estão devidamente assinalados através de setas com a respectiva cor.

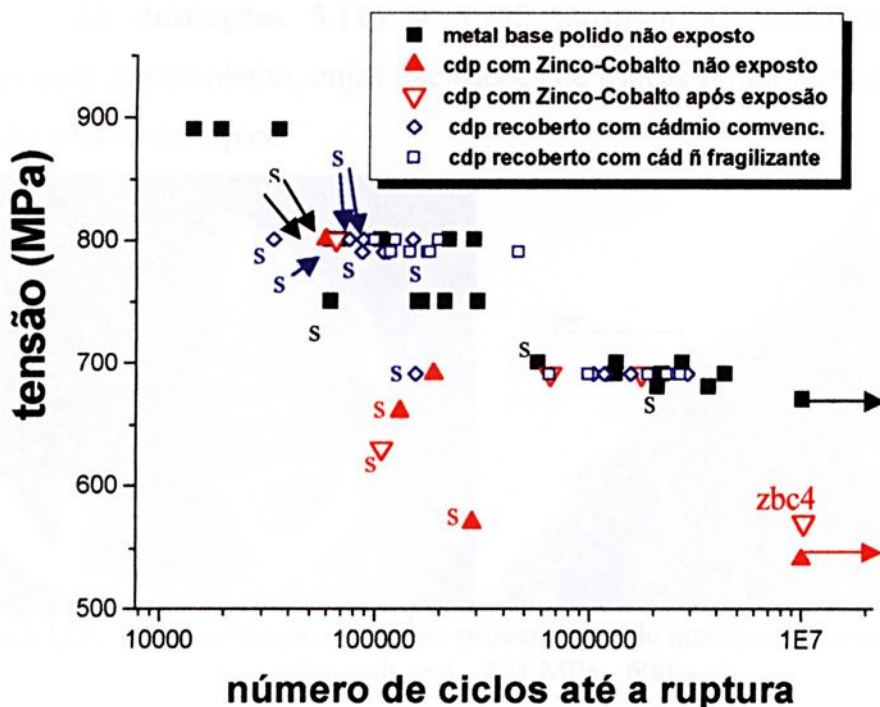


Ilustração 5.112<sup>(127)</sup> - Comportamento em fadiga dos cdps recobertos com zinco-cobalto, sem e com exposição à atmosfera marítima, dos cdps não recobertos, e dos cdps recobertos com os dois tipos de cádmio.



Da análise visual dos pontos e respectivas marcações, fica claro que mesmo que houvessem mais cdps recobertos com zinco-cobalto, com inclusões internas que gerassem vidas em fadiga maior, em hipótese alguma será possível se visualizar ou obter uma curva de fadiga que faça o mesmo percurso dos pontos obtidos com os cdps recobertos com os dois tipos de cádmio. Mesmo que haja dois pontos, referentes aos cdps zcb2 e zcb3, inseridos no intervalo que também insere pontos de cdps recobertos com cádmio, e de cdps não encobertos, a suposta curva deve prosseguir em declínio, para encontrar os pontos referentes à vida de  $10^7$  ciclos, principalmente o ponto referente ao cdp zcb4, que fraturou.

Por outro lado, ficou bem caracterizado o percurso da curva de fadiga, para o caso de cdps recobertos com zinco-cobalto contendo inclusões ou defeitos superficiais. Esta curva indubitavelmente tenderá a ficar à esquerda e abaixo das curvas referentes ao metal base polido e aos cdps recobertos com os dois tipos de cádmio. Essa tendência confirma a idéia de que a trinca nascida a partir de inclusões superficiais se propaga muito mais rapidamente pelo substrato, na região vizinha à interface, e que a sua velocidade de propagação também deve ser relacionada com a difusão do zinco.

As ilustrações 5.113 a 5.122 mostram as fractografias dos cdps recobertos com zinco-cobalto, cujas nucleações de trincas foram consideradas em toda a discussão feita neste tópico.

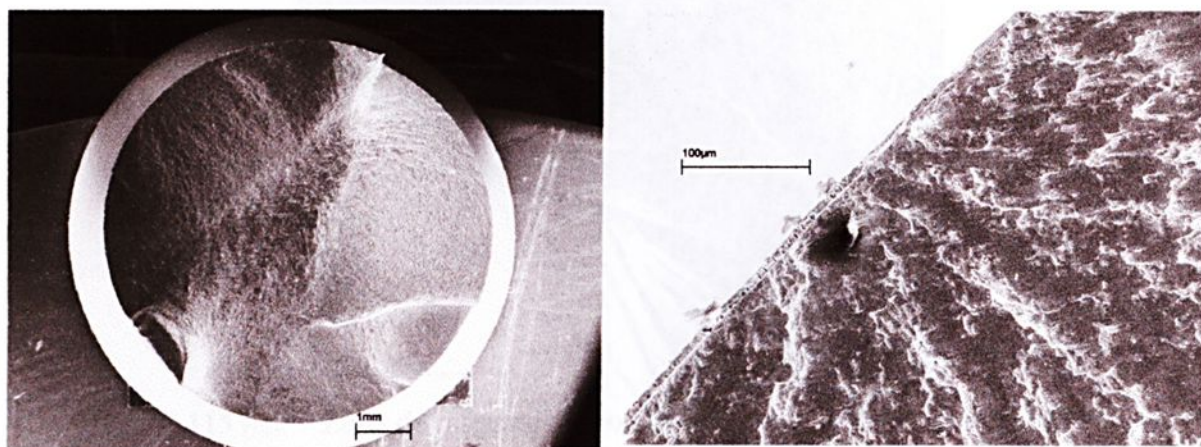


Ilustração 5.113 (128) - Nucleação de trincas provenientes da interface, sem a participação de inclusões (cdp zc1 - 801 MPa - 600 x e).

Na zona de rasgamento do cdp zc1, foi possível observar que o recobrimento fragmentou-se em fendas paralelas, conforme mostra a ilustração 5.115.



Esta forma de rasgamento mostra que o revestimento acompanhou a deformação plástica do substrato, sem apresentar porções deslocadas. Isso permite inferir que a aderência do revestimento de zinco-cobalto ao substrato é boa, principalmente porque não foram encontrados pontos onde estejam faltando partes do revestimento. A boa aderência entre o revestimento e o substrato pode ser relacionada com a difusão do zinco para o substrato.

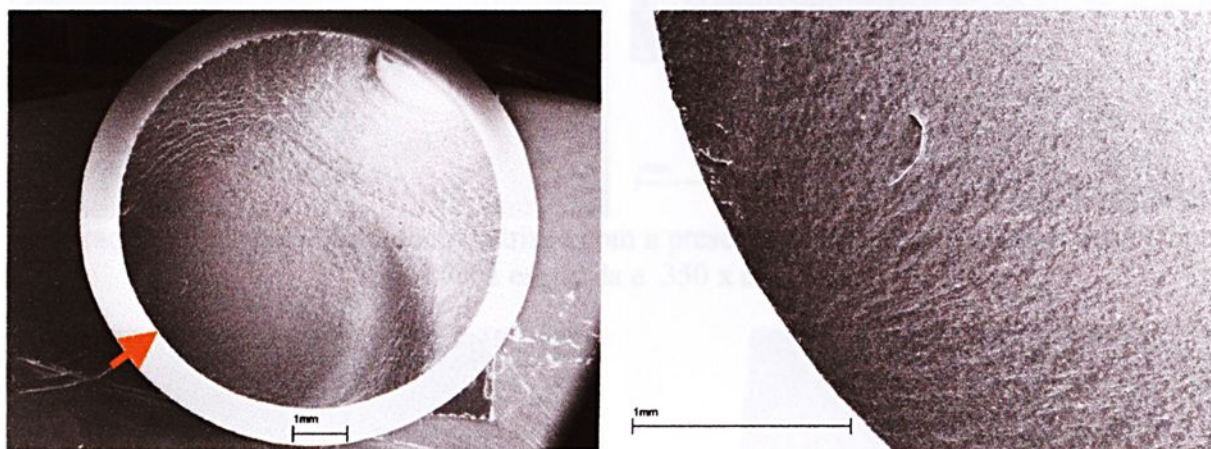


Ilustração 5.114 <sup>(129)</sup> - Nucleação de trincas provenientes da interface, sem a participação de inclusões (cdp zc2 - 691 MPa - 600x).

Um ponto que deve ser destacado é o trincamento do revestimento ao tentar acompanhar a deformação plástica do substrato, apresentando uma seqüência de trincas paralelas, e sugerindo que este apresentou boa aderência o substrato.

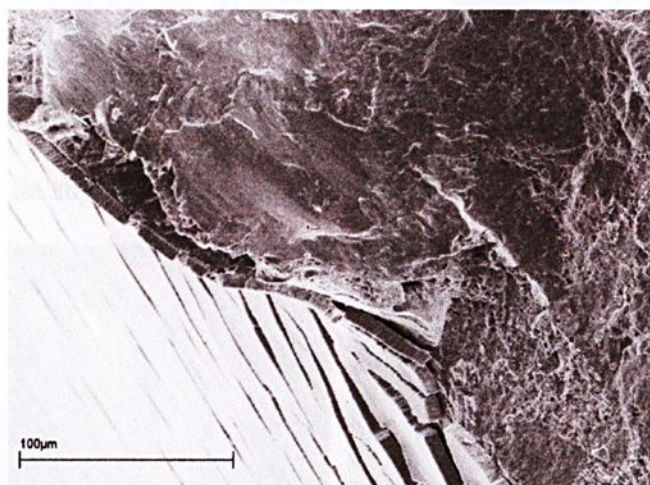


Ilustração 5.115 <sup>(130)</sup> - Zona de rasgamento do cdp zc1, onde o revestimento trincou-se para acompanhar a deformação plástica do substrato, sem deslocamento.

Como o revestimento de zinco-cobalto é mais mole que o substrato, infere-se que as suas propriedades mecânicas podem não ser suficientes para acompanhar as solicitações mecânicas aplicadas ao substrato. Esta suspeita pode ser



verificada através de estudos específicos envolvendo a aderência e a estampabilidade em cdps compostos dos dois materiais.

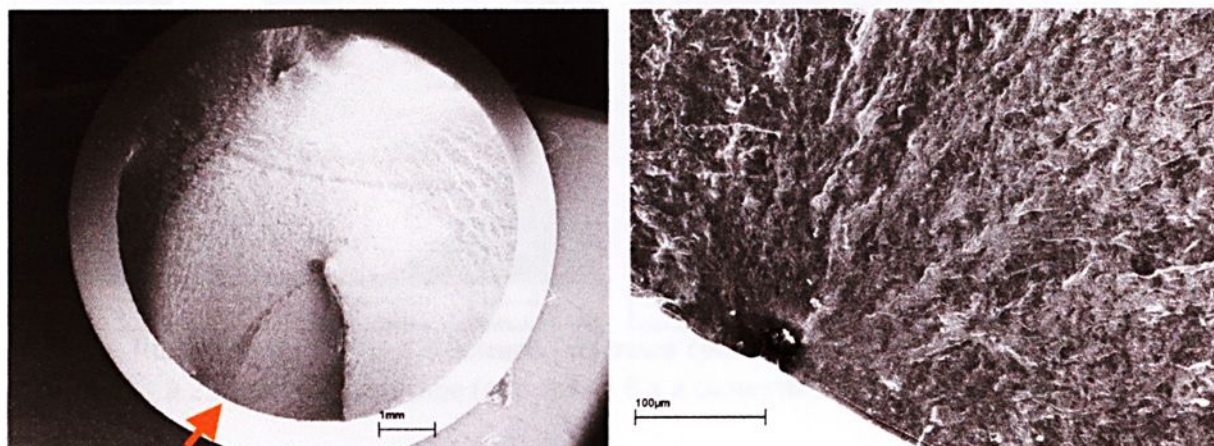


Ilustração 5.116 <sup>(131)</sup> - Nucleação da trinca com a presença de uma inclusão superficial (cdp zc3 25 x à esquerda e 350 x à direita).

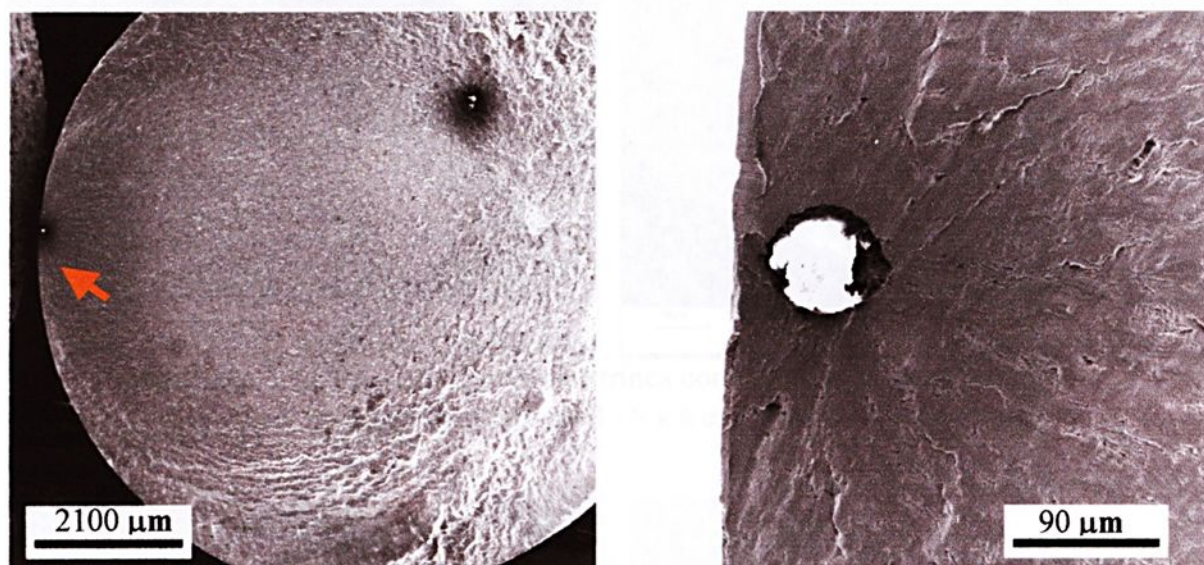


Ilustração 5.117 <sup>(132)</sup> - Nucleação da trinca com a presença de uma inclusão sub-superficial, a 20 µm da superfície (cdp zc5 - 15 x à esquerda e 350 x à direita).

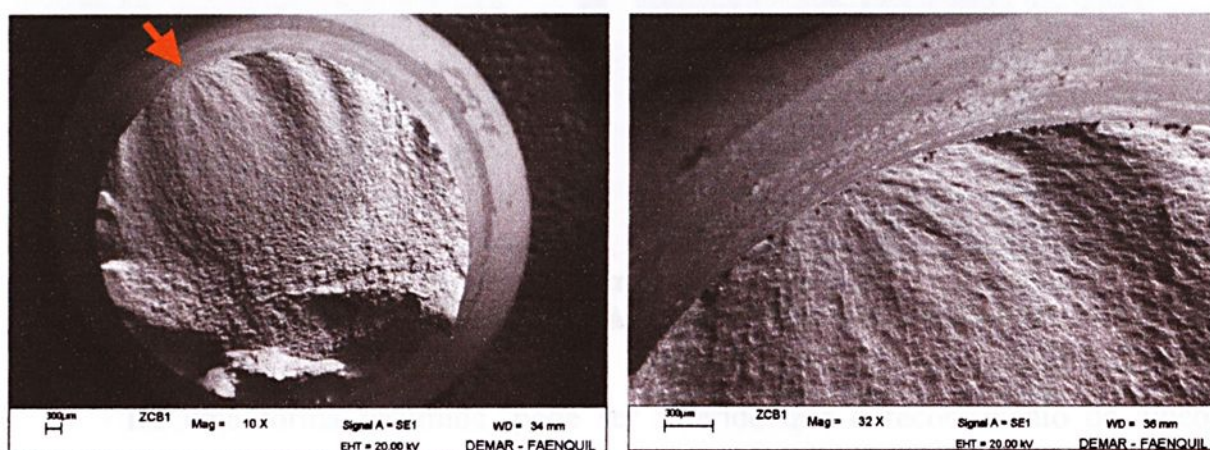


Ilustração 5.118 <sup>(133)</sup> - Nucleação da trinca sem a presença de inclusões (cdp zcb1 - 10 x à esquerda e 32 x à direita).



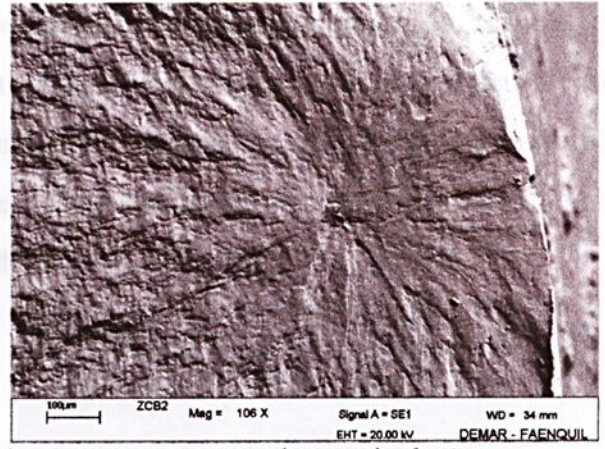
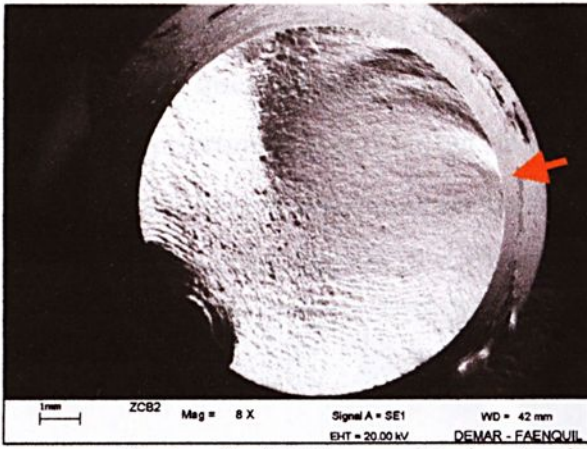


Ilustração 5.119 (134) - Nucleação da trinca com a presença de uma inclusão a 220 µm da superfície (cdp zcb2 - 8 x à esquerda e 1006 x à direita).

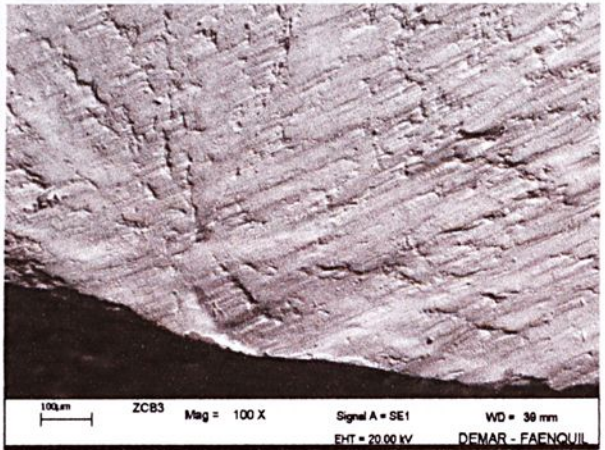
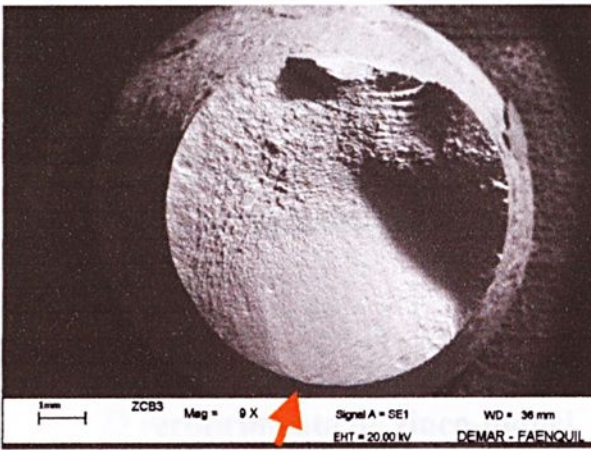


Ilustração 5.120 (135) - Nucleação da trinca com a presença de uma inclusão a 200 µm da superfície (cdp zcb3 - 9 x à esquerda e 100 x à direita).

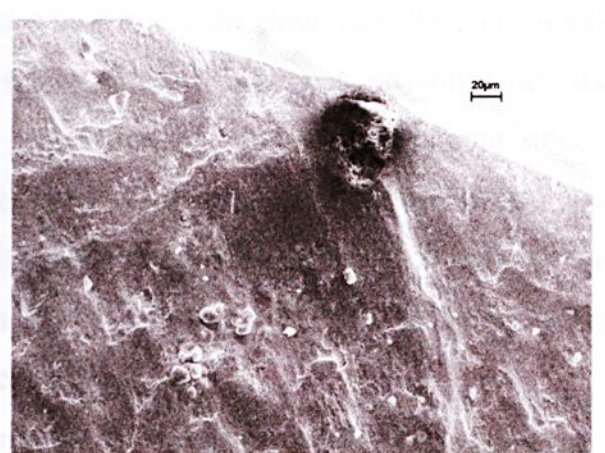
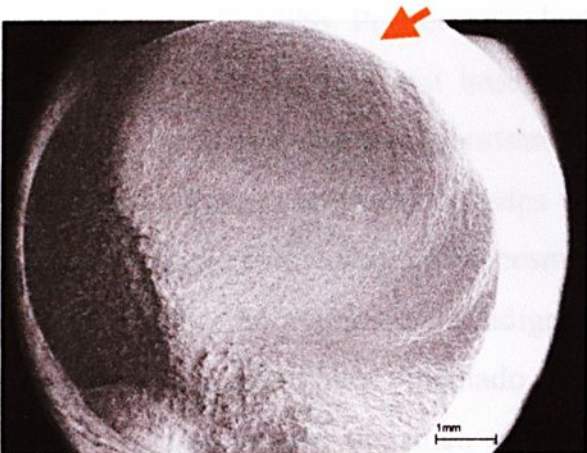


Ilustração 5.121 (136) - Nucleação da trinca com a presença de uma inclusão superficial (cdp zcb5 - 32 x à esquerda e 800 x à direita).

De uma forma resumida, pode ser inferido que o recobrimento de zinco-cobalto exerceu uma influência danosa sobre o comportamento em fadiga dos cdp's devido à difusão do zinco, detectada na faixa de 2 µm da interface. Esta influência foi



mais severa que a soma das influências exercidas pelos recobrimentos de cádmio, e menos severa que a influência das inclusões. O perfil de tensões residuais e o seu efeito sobre o comportamento em fadiga não foram estudados, mas acredita-se que este perfil e o seu efeito devem ser iguais ao perfil e seu efeito presentes nos cdps recobertos com cádmio, dada a equivalência dos processos de deposição e de desidrogenação.

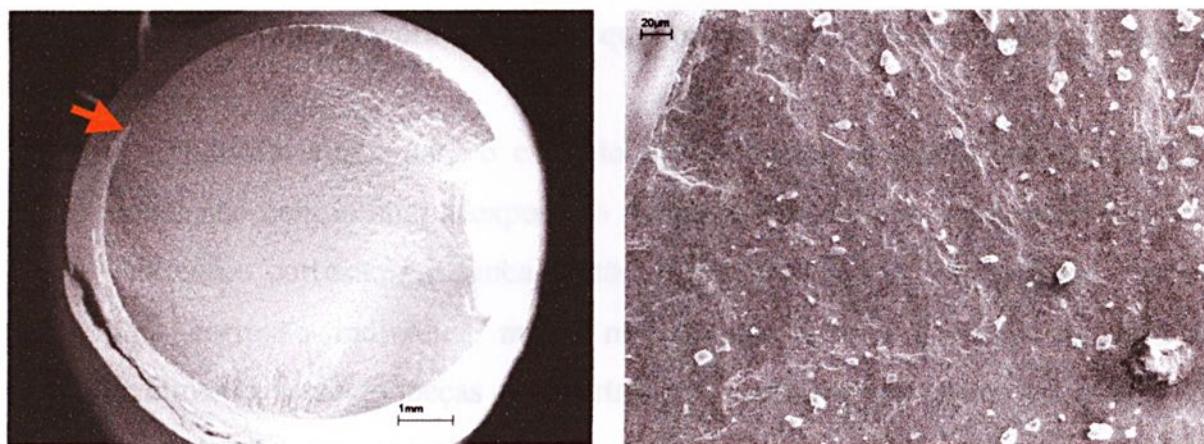


Ilustração 5.122 <sup>(137)</sup> - Nucleação da trinca com a presença de uma inclusão a 310  $\mu\text{m}$  da superfície (cdp zcb4 - 29 x à esquerda e 800 x à direita).

### 5.3.5. O recobrimento de zinco-níquel

O recobrimento de zinco-níquel constitui uma outra opção ao cádmio estudada neste trabalho. Por ter uma dureza maior que a do zinco-cobalto, mas ainda menor que a dureza do metal base, 30 HRc contra 47 HRc nas proximidades da interface, esperou-se que o comportamento em fadiga dos cdps recobertos com zinco-níquel fosse comparável com os cdps recobertos com cádmio, assim como os cdps recobertos com zinco-cobalto. Da mesma forma que para os cdps de zinco-cobalto, as diferenças no comportamento em fadiga dos cdps recobertos com zinco-níquel deverão ser atribuídas a algum fator vinculado ao recobrimento.

A difusão do zinco para o interior do substrato pode ser cogitada de imediato, embora o teor de 15% de níquel possa exercer alguma influência adicional sobre essa difusão, ou sobre o metal base junto à interface, que o cobalto não tenha exercido por existir num teor da ordem de 1%. Quanto à proteção anti-corrosiva do recobrimento de zinco-níquel, ocorreu a mesma situação apresentada pelo recobrimento de zinco-cobalto, ou seja, o ensaio de corrosão em atmosfera marítima



buscou causar apenas pequenos danos que possam nuclear trincas por fadiga, caso que não tem precedentes na literatura.

Macroscopicamente, as marcas de corrosão branca na superfície do recobrimento de zinco-níquel são iguais às encontradas no recobrimento de zinco-cobalto, mostrando que também houve um ataque ao recobrimento através da camada de cromato. Não foram encontrados quaisquer produtos sólidos de corrosão na cuba de água do mar.

Assim como para o caso do zinco-cobalto, a cinética da corrosão do zinco-níquel não contou com a exposição de superfícies do aço, para que a corrosão fosse vista como corrosão galvânica. Então, o recobrimento de zinco-níquel também sofre uma corrosão individual muito mais rápida que a corrosão do cádmio. Indubitavelmente, quando peças recobertas com zinco-níquel forem montadas em sistemas onde houver peças expostas de ferro ou de liga de alumínio, este recobrimento se corroerá muito mais rapidamente que o recobrimento ensaiado neste trabalho.

A vista macroscópica das fraturas dos cdps recobertos com zinco-níquel pode ser observada na ilustração 5.123.



Ilustração 5.123 (138) - Superfícies de fratura dos cdps revestidos com zinco-níquel.

A exemplo do ocorrido com os cdps recobertos com cádmio e com zinco-cobalto, todas as fraturas dos cdps recobertos com zinco-níquel apresentaram o mesmo aspecto observado pelos cdps não recobertos. As fraturas não mudaram de aspecto para os cdps expostos à atmosfera marítima. Assim pode ser afirmado que não houve a formação de pequenos danos na superfície do substrato devido à corrosão. Ficou caracterizado também que a propagação das trincas obedeceu mais a fatores



metalúrgicos do aço, e menos ao fator de forma do cdp, e que o recobrimento deve ter exercido pouca influência sobre o comportamento em fadiga dos cdps.

A tabela 5.17 apresenta os resultados obtidos dos ensaios de fadiga para os cdp's recobertos com zinco-níquel, sem e com a exposição à atmosfera marítima.

Tabela 5.17 <sup>(18)</sup> – Número de ciclos até a ruptura para os cdps recobertos com zinco-níquel, sem e com exposição à atmosfera marítima.

| <i>Tensão (MPa)</i>                                                                        | <i>% da tensão de escoamento</i> | <i>Carga (N)</i> | <i>Ciclos até a ruptura x 10<sup>3</sup></i> | <i>média e desvio padrão x 10<sup>3</sup></i> | <i>Identificação do cdp</i> | <i>observações</i>                             |
|--------------------------------------------------------------------------------------------|----------------------------------|------------------|----------------------------------------------|-----------------------------------------------|-----------------------------|------------------------------------------------|
| <b><i>cdps recobertos com zinco-níquel não submetidos à atmosfera marítima</i></b>         |                                  |                  |                                              |                                               |                             |                                                |
| 801                                                                                        | 81                               | 415              | 68,0<br>68,4                                 | 68,2<br>±0,3                                  | zn1<br>zn4                  | sem inclusões<br>defeito superficial           |
| 751                                                                                        | 76                               | 390              | 133,7<br>231,2                               | 182,5<br>±68,9                                | zn5<br>zn6                  | inclusão a 20 µm<br>sem inclusão               |
| 691                                                                                        | 70                               | 345              | 884,5<br>1030,5                              | 957,5<br>±103,2                               | zn2<br>zn3                  | inclusão a 300 µm<br>inclusão a 200 µm         |
| <b><i>cdps recobertos com zinco-níquel submetidos à atmosfera marítima por 4 meses</i></b> |                                  |                  |                                              |                                               |                             |                                                |
| 751                                                                                        | 76                               | 390              | 199,5                                        |                                               | znb6                        | defeito superficial                            |
| 691                                                                                        | 70                               | 360              | 140,2<br>558,3                               | 349,3<br>±295,6                               | znb1<br>znb2                | defeito superficial<br>inclus. sub-superficial |
| 651                                                                                        | 66                               | 340              | 1.065,8                                      |                                               | znb5                        | inclus. sub-superficial                        |
| 631                                                                                        | 64                               | 330              | 1.534,2<br>2.571,3                           | 205,8<br>±733,3                               | znb3<br>znb4                | defeito superficial<br>inclusão a 60 µm        |

Os dados desta tabela estão inseridos na ilustração 5.124, na qual os comportamentos em fadiga dos cdps recobertos com zinco-níquel, sem e com a exposição à atmosfera marítima, dos cdps recobertos com cádmio, e dos cdps não recobertos podem ser comparados.

Novamente, a peculiaridade da nucleação das trincas exige que se faça a identificação com a letra “s” para os pontos onde se encontrou defeitos ou inclusões sub ou superficiais.

De uma forma geral, deve ser observado que houve uma ocorrência alta de cdps com trincas nucleadas a partir de inclusões ou defeitos superficiais.

Assim, não é conveniente que se faça a comparação da vida em fadiga de um único cdp, com inclusão ou defeito superficial, com a média das vidas dos cdps de metal base ou recobertos com cádmio que apresentaram inclusões internas ou não



apresentaram inclusões. O mais correto é a comparação entre as vidas de cdps nas mesmas condições de nucleação.

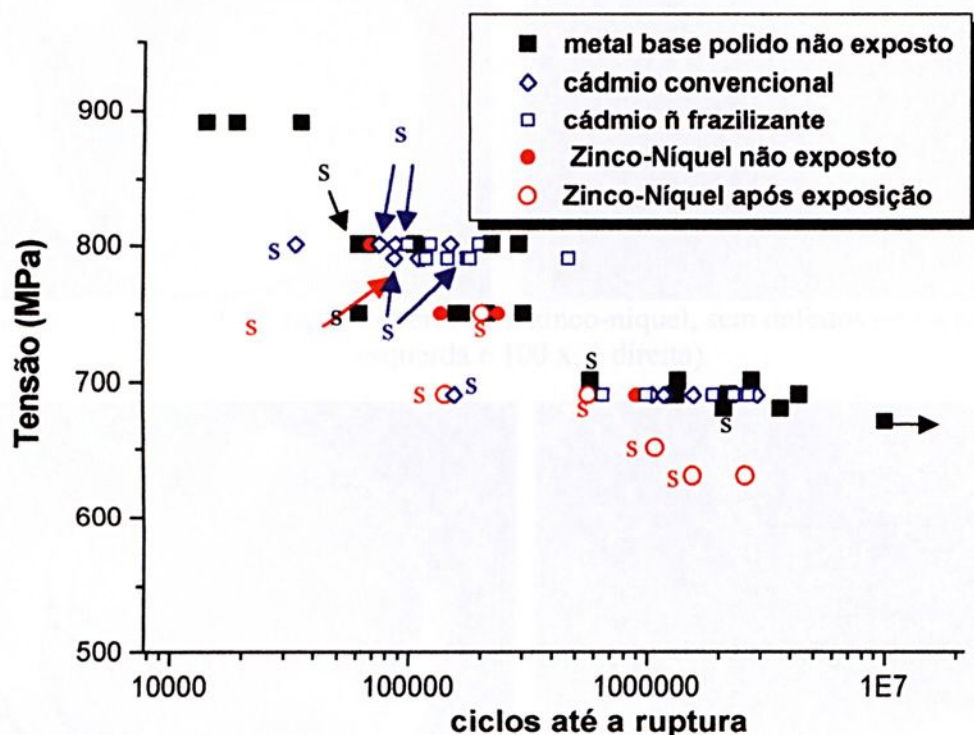


Ilustração 5.124 <sup>(139)</sup> - Comportamento em fadiga dos cdps recobertos com zinco-níquel sem e com exposição à atmosfera marítima.

Como não houve sinais de corrosão que afetem o comportamento em fadiga, os cdps recobertos com zinco-níquel podem ser considerados sem que se faça a diferenciação entre os cdps expostos e os cdps não expostos à atmosfera marítima.

Em 801 MPa, os cdps recobertos com zinco-níquel zn1 e zn4, apresentaram a mesma vida em fadiga, mas em condições extremas de dispersão, ou seja, com inclusão superficial e sem inclusões.

Este resultado sugere que os demais ensaios fossem feitos sob tensões mais baixas, para a obtenção de vidas mais diferenciadas sob a mesma tensão. A queda na vida em fadiga nesta tensão foi de 54% em relação à média os cdps sem recobrimento, de 20% em relação à média dos cdps recobertos com cádmio convencional, e de 50% em relação à média dos cdps recobertos com cádmio não fragilizante.

As fractografias dos cdps zn1 e zn4 estão mostradas nas ilustrações 5.125. e 5.126.



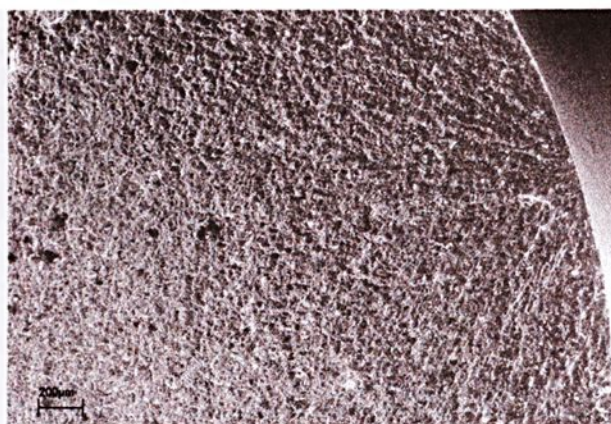
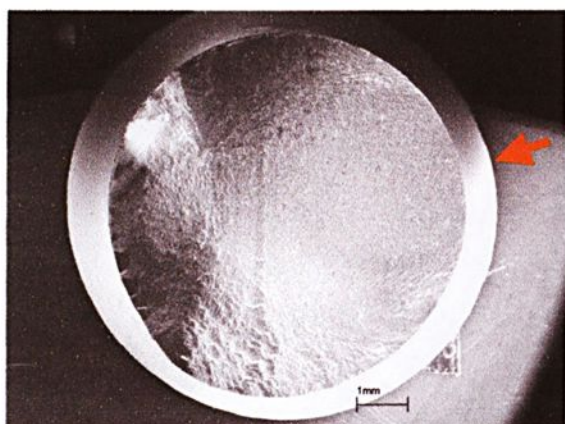


Ilustração 5.125 <sup>(140)</sup> - CdP zn1 recoberto com zinco-níquel, sem defeitos ou inclusões (25 x à esquerda e 100 x, à direita).

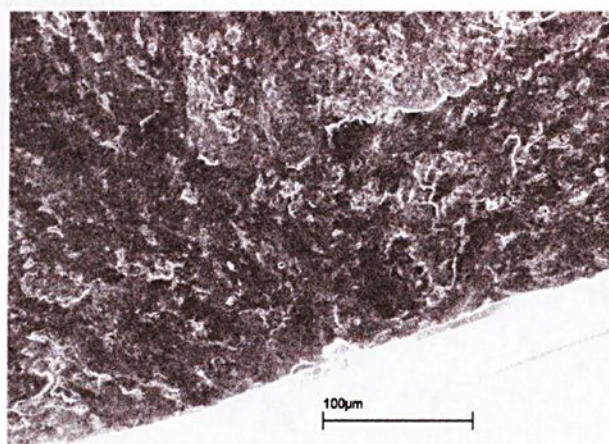
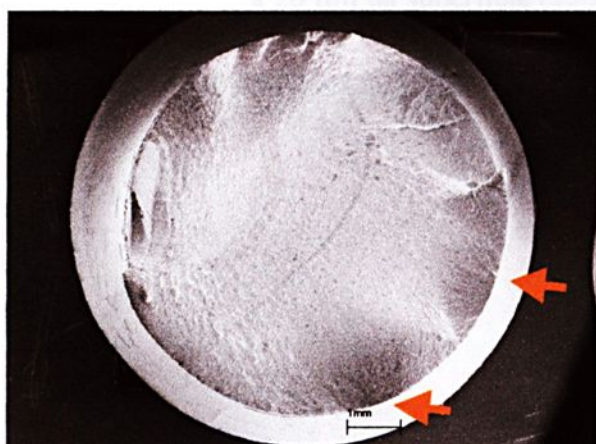


Ilustração 5.126 <sup>(141)</sup> - CdP zn4 recoberto com zinco-níquel, com duas nucleações, a de baixo devida a um defeito superficial (25 x à esquerda e 600 x à direita).

Independentemente da existência ou não de inclusões, as diferenças verificadas mostram que o recobrimento de zinco-níquel exerceu algum efeito danoso sobre a resistência à fadiga do aço, não existente nos recobrimentos de cádmio. A exemplo do zinco-cobalto, a difusão do zinco deve ser uma hipótese muito provável.

Em 751 MPa, novamente surgem as duas condições extremas de nucleação, mas agora com vidas diferenciadas. As ilustrações 5.127 e 5.128 mostram as fractografias dos cdps zn5 e zn6, respectivamente.

A vida do cdp zn5, com inclusão sub-superficial, pode ser comparada com a vida do cdp de metal base 10, com inclusão superficial. Como houve uma inversão de valores, ou seja, o cdp zn5 apresentou uma vida maior que a vida do cdp 10, conclui-se que algum outro fator, como o tamanho da inclusão ou o fato de a inclusão do cdp zn5 estar a 20 µm de profundidade, favoreceu a vida maior do cdp zn5.



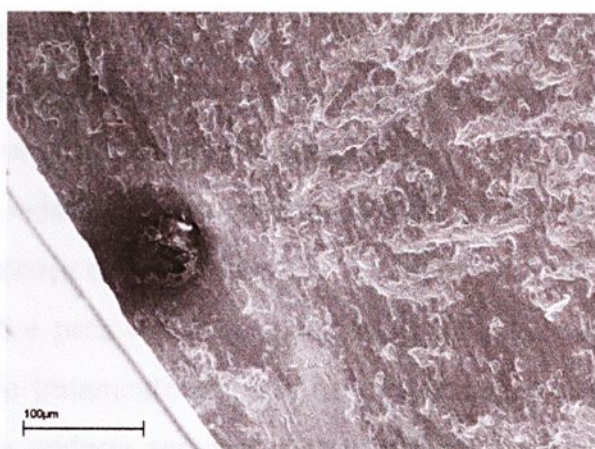
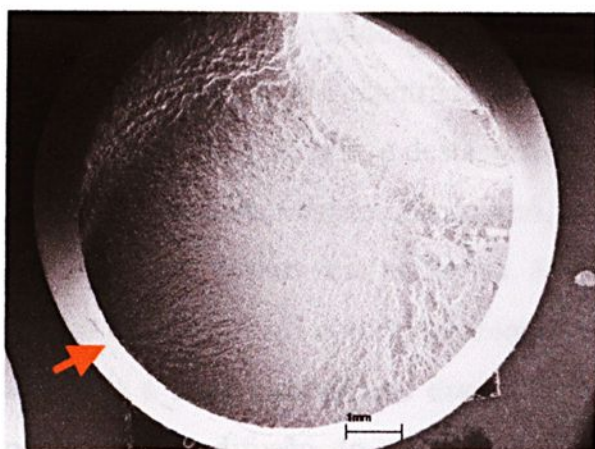


Ilustração 5.127 <sup>(142)</sup> - CdP zn5 recoberto com zinco-níquel, com uma inclusão sub-superficial a 20 µm da superfície (25 x à esquerda e 550 x à direita).

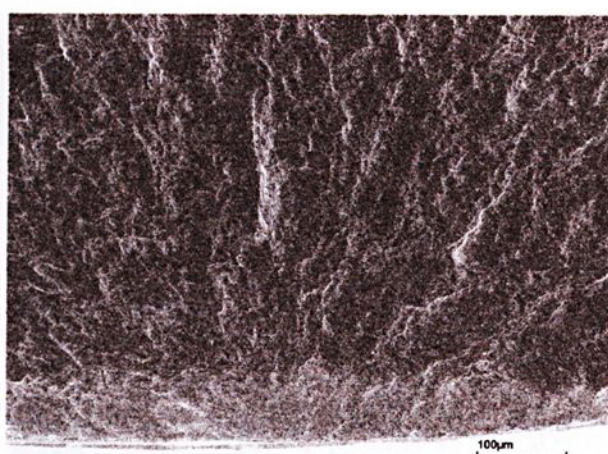
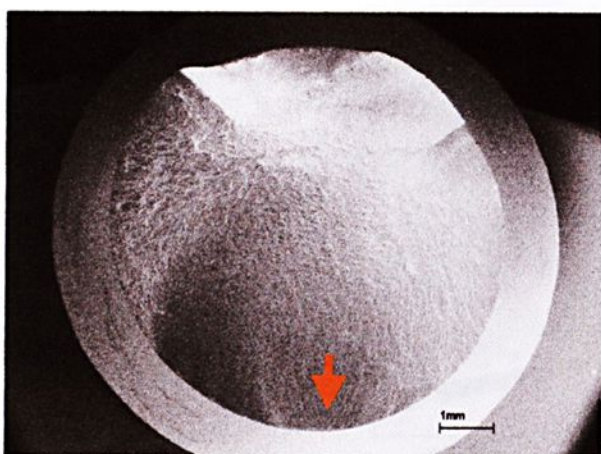


Ilustração 5.128 <sup>(143)</sup> - CdP zn6 recoberto com zinco-níquel, com um defeito superficial (25 x à esquerda e 400 x, à direita).

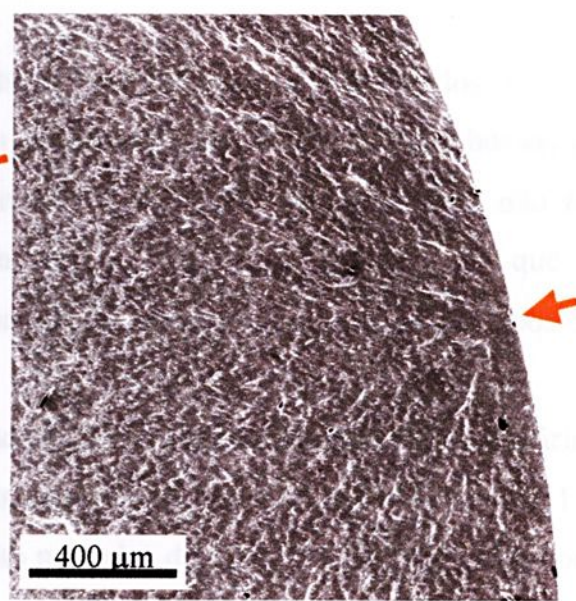
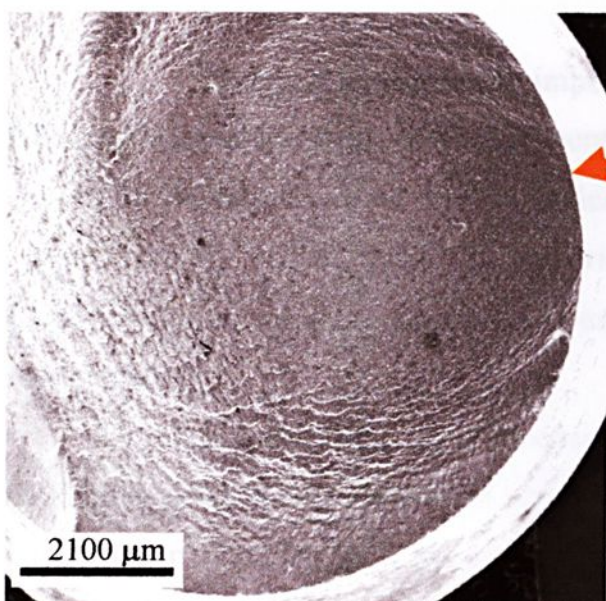


Ilustração 5.129 <sup>(144)</sup> - CdP znb6 recoberto com zinco-níquel, com um defeito superficial (15 x à esquerda e 75 x à direita).



Considerando o cdp zn6, mostrado na ilustração 5.129, com um defeito superficial, a situação encontrada com o cdp zn5 se repete, mas com uma inversão de valores mais pronunciada, e desta vez, sem uma explicação plausível.

Com relação ao cdp zn6, sua vida foi 22% menor que a vida do cdp 60, de metal base, ambos sem inclusões. A diferença entre as vidas em fadiga, encontradas para o cdp recoberto com zinco-níquel zn6 e para o cdp de metal base 60, pode ser atribuída à soma dos efeitos exercidos pelo tratamento térmico de desidrogenação e pela provável difusão do zinco. Esta soma poderia ser decomposta através de uma comparação com cdps recobertos com cádmio caso houvesse desses cdps ensaiados em 751 MPa.

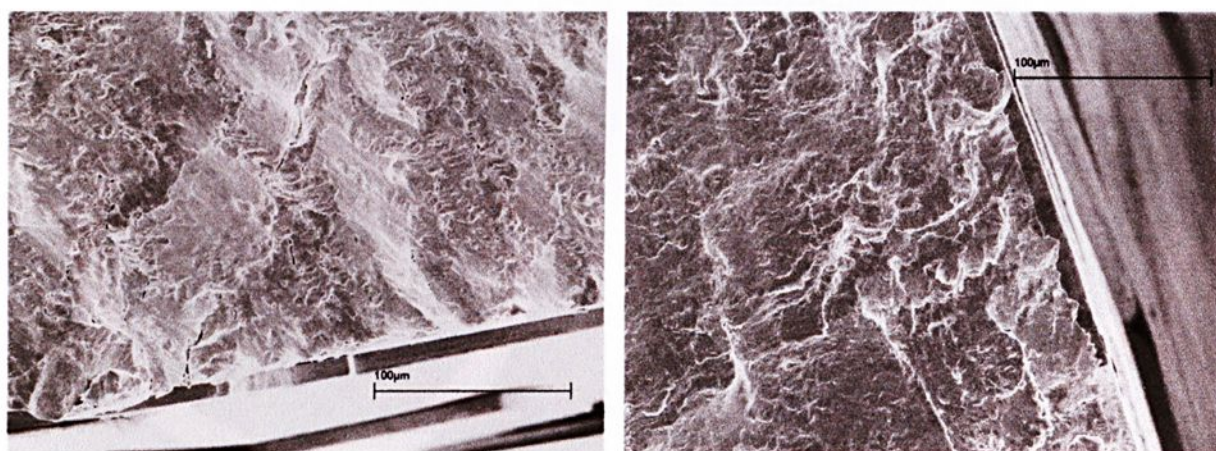


Ilustração 5.130 <sup>(145)</sup> - Cdp zn5, à esquerda (900 x), e Cdp zn4, à direita (900 x), com o deslocamento fragmentado do recobrimento de zinco-níquel.

Uma outra informação importante levantada nos cdps ensaiados sob 751 MPa, foi o deslocamento do recobrimento de zinco-níquel, observado nas bordas da superfície de fratura, como mostra a ilustração 5.130. Este deslocamento não foi observado nos outros tipos de recobrimento, e desperta a suspeita de que o recobrimento de zinco-níquel apresenta uma adesão mais fraca que os outros tipos de recobrimento.

Em 691 MPa, há cdps ensaiados que podem ser comparados em várias condições, a menos dos defeitos e inclusões superficiais encontrados nos cdps znb1 e znb2, não encontrados sob a mesma condição nos cdps de metal base e recobertos com cádmio. As ilustrações 5.131 a 5.134 mostram as fractografias dos cdps recobertos com zinco-níquel ensaiados sob 691 MPa.



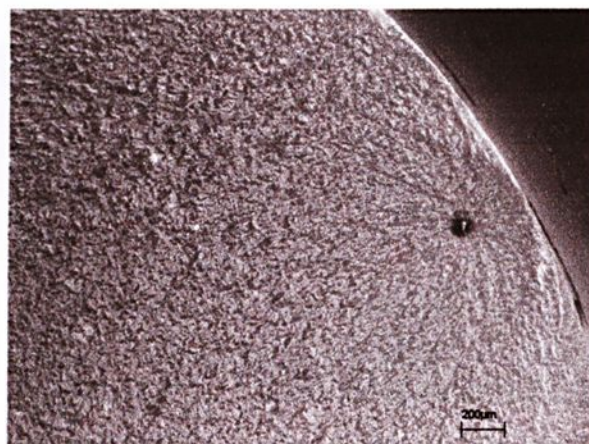
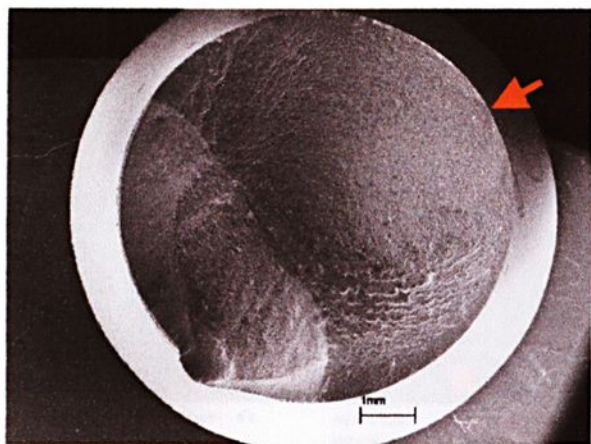


Ilustração 5.131 <sup>(146)</sup> - Cdp zn2 – 691 Mpa, recoberto com zinco-níquel, com uma inclusão a 300 µm da superfície (25 x à esquerda, e 100 x à direita).

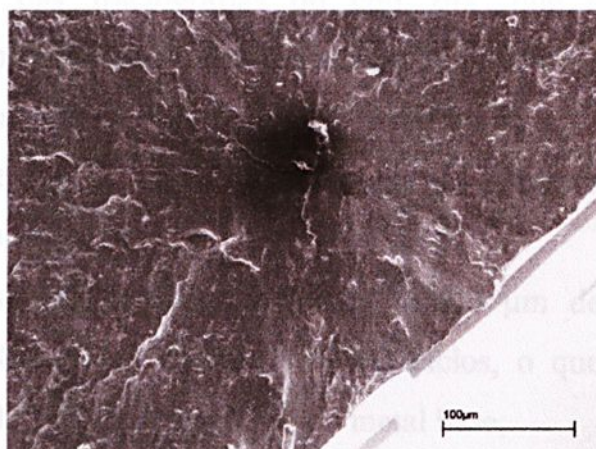
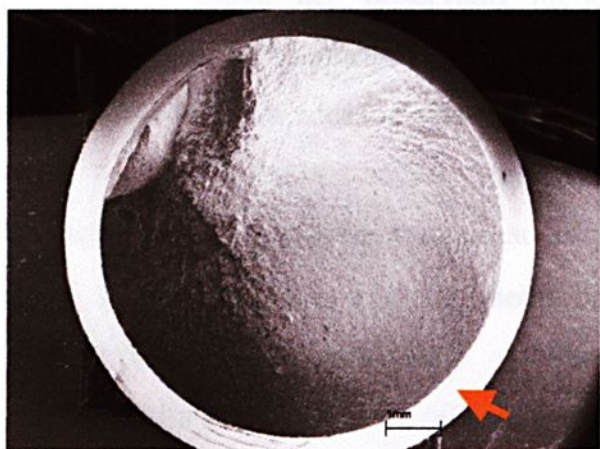


Ilustração 5.132 <sup>(147)</sup> - Cdp zn3 recoberto com zinco-níquel, com uma inclusão a 200 µm da superfície (25 x à esquerda e 600 x à direita), também apresentando um deslocamento fragmentado.

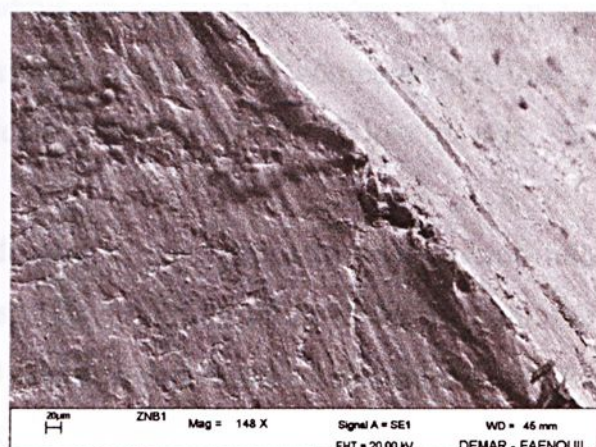
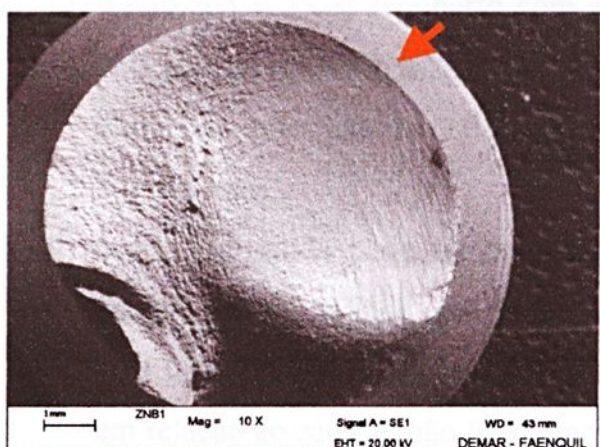


Ilustração 5.133 <sup>(148)</sup> - Cdp znb1– 691 Mpa, recoberto com zinco-níquel, com um defeito superficial (10 x à esquerda e 148 x à direita).



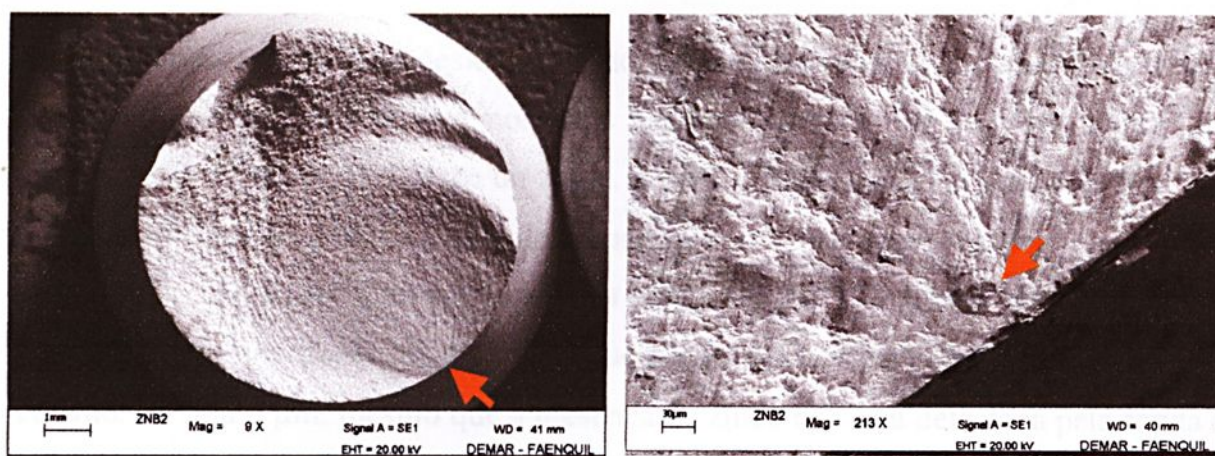


Ilustração 5.134 <sup>(149)</sup> - Cdp znb2– 691 Mpa, recoberto com zinco-níquel, com uma inclusão sub-superficial, a menos de 20  $\mu\text{m}$  da superfície (9 x à esquerda e 213 x à direita).

Deve ser observado numa das fractografias do cdp zn3, que o deslocamento do recobrimento de zinco-níquel volta a ser registrado, reforçando a informação de que a adesão deste recobrimento não resiste à solicitação mecânica.

As comparações possíveis entre os cdps que possuem as mesmas condições de nucleação das trincas são as que se seguem:

- o cdp zn2 e o cdp de metal base B1 possuem inclusões a 300  $\mu\text{m}$  de profundidade, com vidas de 884.400 ciclos contra 2176.800 ciclos, o que resulta numa queda de 60% na vida do cdp zn2 em relação ao metal base;
- o cdp zn3 e o cdp de metal base B2 possuem inclusões a 200  $\mu\text{m}$  de profundidade, com vidas de 1.030.500 ciclos contra 1.308.900 ciclos, o que resulta numa queda de 20% em relação ao metal base;
- o cdp zn3 e o cdp recoberto com cádmio c6 possuem inclusões a 200  $\mu\text{m}$  e a 260  $\mu\text{m}$  de profundidade respectivamente, e podem ser comparados a grosso modo; as vidas são de 1.030.500 ciclos contra 1.037.800 ciclos, ou seja, são equivalentes;
- o cdp zn3 ainda pode ser comparado com o cdp recoberto com cádmio não fragilizante n4, ambos com inclusões a 200  $\mu\text{m}$  de profundidade; as vidas são de 1.030.500 ciclos contra 2.643.900 ciclos, o que resulta numa queda de 60% em relação ao cádmio não fragilizante.

A queda de 60% na vida do cdp zn3 em relação aos cdps de metal base e de cádmio não fragilizante sugere que o fator predominante que gerou essa queda não



foi o tratamento térmico de desidrogenação, que se sabe ter alterado o perfil de tensões residuais, pois este é diferente nos cdps não recobertos e nos cdps recobertos com cádmio, mas a hipotética difusão do zinco. Se esta difusão é restrita à zona da interface, o seu efeito deve ser restrito à taxa de propagação da trinca nessa região.

Para que a diferença seja da ordem de 60 %, a difusão do zinco deve se efetuar até profundidades maiores que aquela vista para os cdps recobertos com zinco-cobalto, ou seja 2  $\mu\text{m}$ , mesmo que a presença do zinco não seja detectada pela sonda de EDS em profundidades maiores que 2  $\mu\text{m}$ .

A ilustração 5.135 mostra o espectro de EDS feito para o cdp znb3. A tomada do espectro foi feita a menos de 2  $\mu\text{m}$  da interface, sendo que medidas feitas para o mesmo cdp e para o cdp zn3 a 2  $\mu\text{m}$  da interface não mostraram qualquer traço do zinco

Cumprе observar que o fato de a sonda de EDS não detectar o zinco em 2  $\mu\text{m}$  da interface não significa que este não tenha se difundido até esta profundidade, mas que a sua difusão foi menos severa que a difusão do zinco observada nos cdps recobertos com zinco-cobalto.

Esta afirmação faz sentido se for levado em conta o fato de que o teor de níquel no recobrimento é de 15%, o que deve inibir ou dificultar o trânsito dos átomos de zinco, ainda no interior do recobrimento, no sentido do substrato.

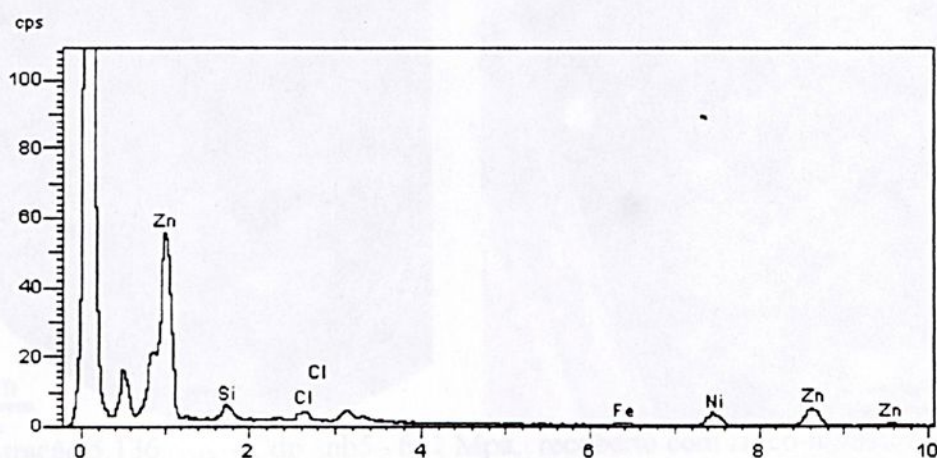


Ilustração 5.135 (150) - EDS feita para o znb6, a menos de 2  $\mu\text{m}$  da interface.

Deve ser observado também que novamente o cloro surge no espectro, e que o cdp znb6 foi exposto à atmosfera marítima. Assim, pode ser afirmado que o cloro ou o cloreto atravessaram o recobrimento e chegaram ao substrato, da mesma forma



como o ocorrido com o recobrimento de zinco-cobalto.

Nas tensões de 651 MPa e de 631 MPa, não há como se fazer comparações com as vidas dos cdps de metal base e recobertos com cádmio. As vidas nessas tensões servem apenas para se vislumbrar como deverá ser uma curva de fadiga para os cdps recobertos com zinco-níquel. Entretanto, deve ser observado que os cdps znb5 e znb3 possuem um defeito e uma inclusão sub-superficial respectivamente, e que o cdp znb4 apresenta uma inclusão a 60  $\mu\text{m}$  de profundidade.

A curva então deve ser localizada à direita dos pontos definidos por estes cdps. Além disso, caso um cdp contendo inclusões mais profundas ou sem inclusões seja ensaiado nessas tensões, a sua vida poderá ser infinita e a tensão de 651 MPa ou a tensão de 631 MPa poderiam ser tomadas como limite de resistência à fadiga dos cdps recobertos com zinco-níquel.

A falta de outros cdps ensaiados nessas e em tensões mais baixas impediu que se avaliasse com segurança o limite de resistência à fadiga dos cdps recobertos com zinco-níquel.

As ilustrações 5.136 a 5.138 mostram as fractografias dos cdps znb5, znb3, e znb4, respectivamente.

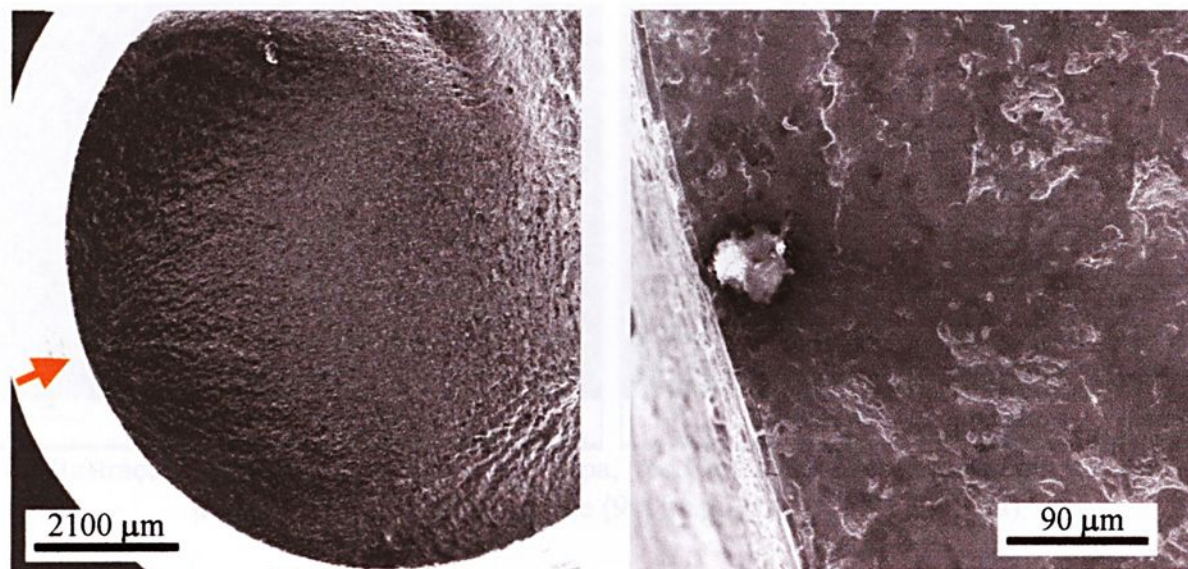


Ilustração 5.136 <sub>(151)</sub> - Cdp znb5– 651 Mpa, recoberto com zinco-níquel, com um defeito sub-superficial (15 x à esquerda e 350 x à direita).

Fazendo-se um resumo sobre os cdps recobertos com a liga de zinco-níquel, pode ser dito que:

- a) as vidas em fadiga dos cdps recobertos com zinco-níquel foram inferiores às



vidas dos cdps recobertos com os dois tipos de cádmio; a predominância de cdps que continham defeitos ou inclusões superficiais impediu que a comparação entre as vidas fosse feita nos mesmos moldes do que ocorreu com os cdps recobertos com zinco-cobalto;

- b) as quedas verificadas na vidas em fadiga por conta do recobrimento de zinco-níquel variaram de 20% a 60% em relação ao metal base, e em relação aos cdps recobertos com os dois tipos de cádmio;

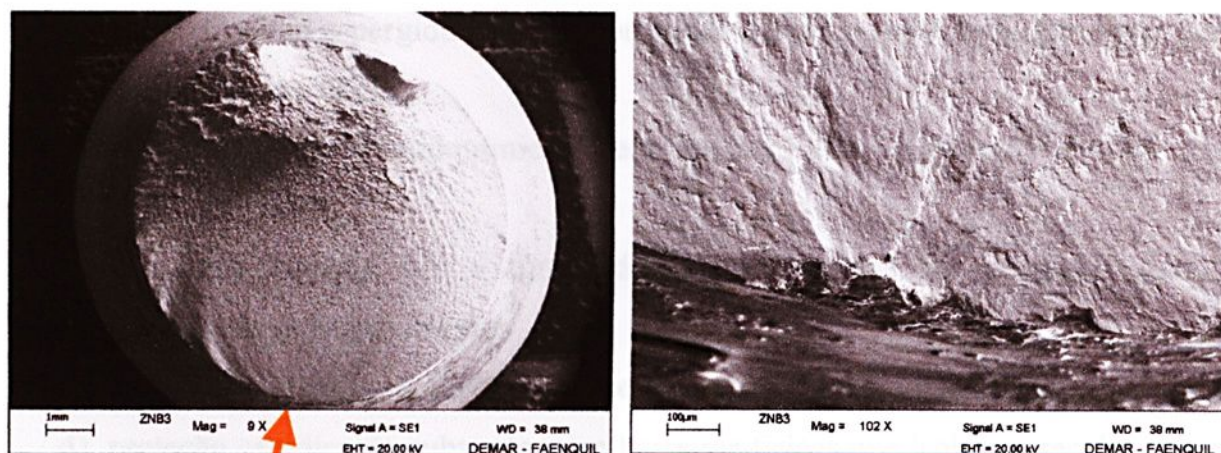


Ilustração 5.137<sub>(152)</sub> - Cdp znb3 – 631 Mpa, recoberto com zinco-níquel, com um defeito superficial (9 x à esquerda e 102 x à direita).

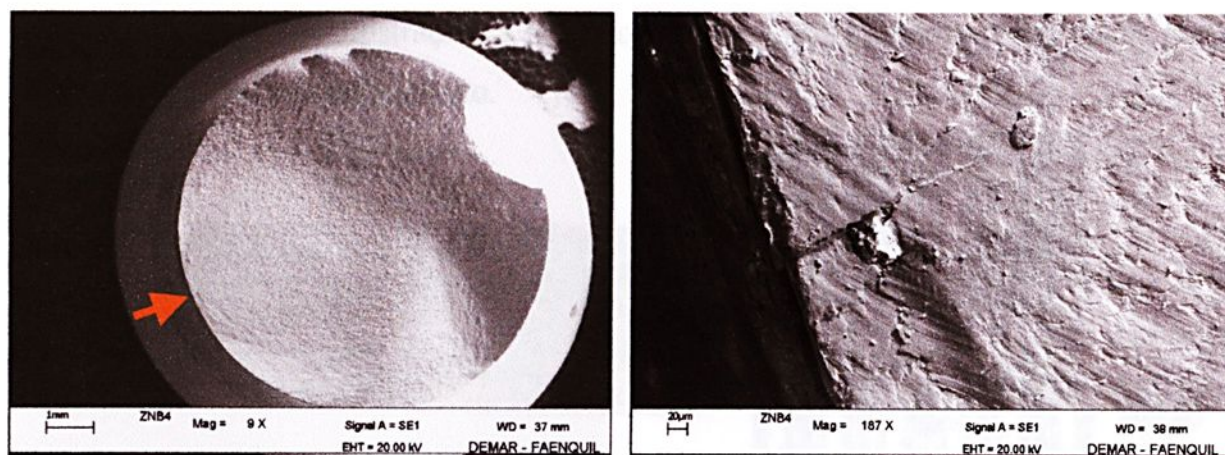


Ilustração 5.138<sub>(153)</sub> - Cdp znb4 – 631 Mpa, recoberto com zinco-níquel, com uma inclusão a 60 µm da superfície (9 x à esquerda e 187 x à direita).

- c) o recobrimento de zinco-cobalto apresentou uma boa proteção anti-corrosiva, embora o cloro tenha sido captado logo abaixo da interface entre o substrato e o recobrimento;
- d) não foi possível determinar o valor do limite de resistência à fadiga dos cdps recobertos com zinco-níquel;



- e) foi detectado o despalcamento do recobrimento em alguns cdps, devido à solicitação mecânica, o que sugere que a adesão deste recobrimento foi menor que a adesão dos demais recobrimentos.

### 5.3.6. O recobrimento de zinco aspergido por *arc-spray*

O zinco aspergido é um recobrimento que reúne três particularidades que devem ser levadas em conta:

- deposição não eletroquímica, sem passar pelo processo térmico de desidrogenação;
- deposição jateada, sob a forma de “pizzas” unidas por pescoços, dando porosidade ao recobrimento;
- substrato rugoso, com alteração do perfil de tensões residuais;
- proteção catódica do substrato, sem barreiras físicas que isolem o recobrimento do aço, propiciando a corrosão galvânica do zinco; não há qualquer proteção para o zinco, como selante ou cromato.

A ilustração 5.139 mostra os cdps recobertos com zinco puro jateado, após o ensaio de corrosão.

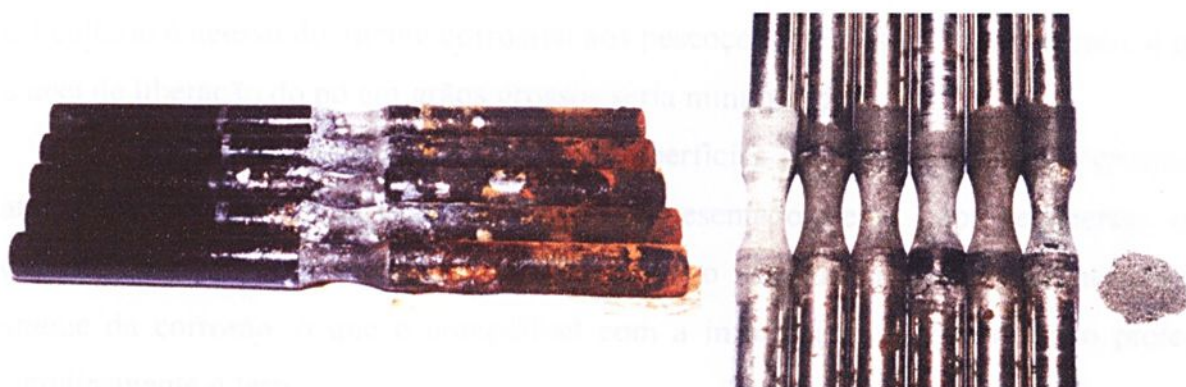


Ilustração 5.139 <sup>(154)</sup> – Cdps retirados do ensaio de corrosão. A parte direita dos cdps foi a submersa na água do mar. O pó à esquerda dos cdps é o produto sólido retirado do fundo da cuba.

As marcas na superfície do recobrimento são de corrosão do tipo branco, ou seja, de corrosão do zinco. Este atuou como eletrodo de sacrifício e ofereceu a devida proteção catódica ao aço. Como não havia uma proteção da superfície do aço



por debaixo da tinta, instalou-se o sistema de corrosão galvânica, cuja cinética química foi diferente da ocorrida com os cdps eletro-depositados. Aqueles não tinham qualquer parte da superfície do aço em exposição, enquanto o zinco jateado e o aço formaram um circuito fechado com o eletrólito, no caso, a água do mar. Isso explica a alta taxa de corrosão verificada nesse ensaio, a ponto de se formar uma quantidade relativamente elevada de produtos da corrosão, mostrada no canto direito da ilustração 5.139.

O produto de corrosão proveniente do zinco foi descolado sob a forma de pó, de grãos grossos, e foi recolhido da superfície do cdp e do fundo da cuba de ensaio de corrosão. A quantidade de pó recolhido leva à idéia de que o recobrimento de zinco foi severamente atacado. A granulometria grossa do pó mostra que este não é composto exclusivamente de óxido de zinco, mas dos grãos em forma de “pizza”, que foram assim depositados pelo jato térmico. Os grãos são ligados entre si por pescoços, resultando num recobrimento poroso. Esses pescoços são o elo fraco do recobrimento, pois com pouco tempo de corrosão, se desfazem e o resultado é o desprendimento dos pedaços maiores de recobrimento.

Como o cromato não foi adicionado sobre o zinco após o processo de deposição, não houve proteção física do zinco, como ocorreu nos casos dos recobrimentos eletro-depositados. Acredita-se ainda que a aplicação de um selante dificultaria o acesso do agente corrosivo aos pescoços internos do recobrimento, e que a taxa de liberação do pó em grãos grossos seria minimizada.

O aspecto apresentado pelas superfícies de fratura dos cdps expostos à atmosfera marítima é o mesmo daquele apresentado pelos cdps recobertos não expostos. Assim, pode-se afirmar que o substrato não sofreu danos provenientes do ataque da corrosão, o que é compatível com a informação de que o zinco protege catodicamente o ferro.

Essas superfícies também possuem o mesmo aspecto que o apresentado pelos cdps não recobertos, jateados com granalha. Este resultado sugere que o recobrimento não exerceu uma influência macroscopicamente perceptível sobre a forma de nucleação e de propagação das trincas.

A vista macroscópica das fraturas dos cdps recobertos com zinco aspergido, após a exposição à atmosfera marítima, pode ser observada na ilustração



5.140.

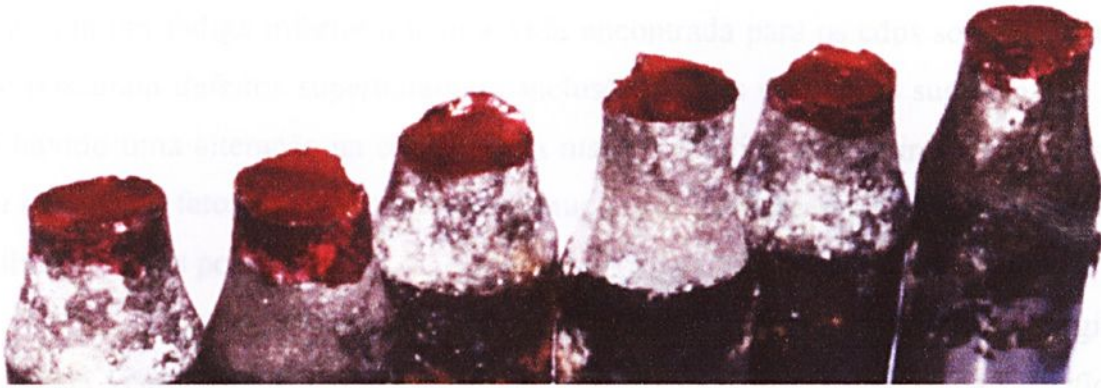


Ilustração 5.140 <sup>(155)</sup> - Aspecto macroscópico dos cdps fraturados, após a exposição à atmosfera marítima.

A tabela 5.18 apresenta os resultados obtidos dos ensaios de fadiga para os cdps recobertos com zinco puro aspergido, sem e com a exposição à atmosfera marítima.

As vidas em fadiga apresentadas pelos cdps recobertos com zinco aspergido devem ser comparadas com as vidas obtidas com o metal base jateado com granalha de aço, dispostas na tabela 5.18. As tensões em comum que podem ser usadas para a comparações são 671 MPa, 641 MPa, e 611 MPa.

Tabela 5.18 <sup>(19)</sup> – Número de ciclos até a ruptura para os cdps de metal recoberto com zinco puro, sem e com exposição à atmosfera marítima.

| Tensão (MPa)                                                                                | % da tensão de escoamento | Carga (N) | ciclos até a ruptura x 10 <sup>3</sup> | média e desvio padrão x 10 <sup>3</sup> | Identificação do cdp | observações      |
|---------------------------------------------------------------------------------------------|---------------------------|-----------|----------------------------------------|-----------------------------------------|----------------------|------------------|
| <b>cdps recobertos com Zinco puro aspergido não submetidos à atmosfera marítima</b>         |                           |           |                                        |                                         |                      |                  |
| 671                                                                                         | 68                        | 350       | 147,3                                  |                                         | zj1                  | sem inclusão     |
| 641                                                                                         | 65                        | 335       | 323,4                                  |                                         | zj2                  | sem inclusão     |
| 611                                                                                         | 62                        | 320       | 259,7                                  | 1.593,1*<br>±1885,7                     | zj3                  | sem inclusão     |
|                                                                                             |                           |           | 2.926,1                                |                                         | zj5                  | inclus. a 210 µm |
|                                                                                             |                           |           | 10.056,5 (∞)                           |                                         | zj6                  | vida infinita    |
| 571                                                                                         | 58                        | 300       | 11.258,6 (∞)                           |                                         | zj4                  | vida infinita    |
| <b>cdps recobertos com Zinco puro aspergido submetidos à atmosfera marítima por 4 meses</b> |                           |           |                                        |                                         |                      |                  |
| 671                                                                                         | 68                        | 350       | 163,3                                  |                                         | zjb5                 |                  |
| 611                                                                                         | 62                        | 320       | 10.000,0 (∞)                           | 49993,3*<br>±1942,7                     | zjb1                 | vida infinita    |
|                                                                                             |                           |           | 3.619,6                                |                                         | zjb3                 |                  |
|                                                                                             |                           |           | 6.367,0                                |                                         | zjb4                 |                  |

\* obs. - não foi considerada a vida infinita.

Em 671 MPa, pode ser observado que o cdp zj1, aspergido com zinco,



não nucleou sua trinca a partir de uma inclusão - ver fractografia adiante - e apresentou uma vida em fadiga inferior à menor vida encontrada para os cdp's somente jateados, que possuíam defeitos superficiais ou inclusões. Estas diferenças sugerem que possa ter havido uma alteração na condição da matriz metálica, que retirou das inclusões o seu caráter de fator predominante como nucleador de trincas. Esta diferença pode ser atribuída a duas possibilidades.

A primeira possibilidade seria o aquecimento do substrato na região da interface, visto que o zinco é depositado fundido, e o calor dissipado na superfície do substrato migra para o seu interior. Esta elevação momentânea da temperatura poderia afetar o perfil de tensões residuais, deixando o aço mais susceptível à nucleação ou ao avanço da trinca.

Entretanto, toda a análise feita para se avaliar as alterações da vida em fadiga de um cdp em função do perfil de tensões residuais foi feito estudando-se a zona entre a inclusão e a superfície, e neste caso, não foi encontrada a inclusão necessária para se dizer que a trinca atravessou a hipotética zona afetada com maior ou menor dificuldade.

A trinca nasceu junto à interface - ver fractografia adiante - e não atravessou a zona estudada de dentro para fora, como foi observado com o metal base e com o cdp recoberto com cádmio. Além desta restrição, já foi discutido anteriormente que o perfil de tensões residuais havia sido afetado pelo processo de jateamento com granalhas, a frio, e sua alteração devido a um aquecimento repentino graças à aspersão térmica não constitui uma explicação convincente, principalmente porque há exemplos de demonstração feita por vendedores, onde aspersões a *arc-spray* são feitos sobre papel, sobre frutas, e sobre a mão humana, sem produzir queimaduras ou outros danos atribuídos ao calor. Assim, é conveniente se descartar a hipótese de queda da vida em fadiga do cdp recoberto com zinco aspergido devido a uma alteração do perfil de tensões residuais provocada por uma pouco provável elevação de temperatura.

A segunda possibilidade seria a fragilização da matriz metálica junto à interface com o recobrimento, devido à difusão do zinco do recobrimento para o substrato. Esta possibilidade é mais aceitável, visto que a trinca nasceu junto à interface - ver fractografia adiante -, e sua lógica não é conflitante com os resultados





obtidos com o metal base e com os outros recobrimentos.

Caso a segunda possibilidade seja verdadeira, outros cdps recobertos com zinco aspergido ensaiados sob a mesma tensão deveriam apresentar vidas em fadiga parecidas. Como o zinco proporciona proteção catódica para o aço, e os danos impostos pela corrosão na interface são uma possibilidade descartada, o cdp zjb5 pode ser considerado sem se levar em conta a sua exposição à atmosfera marítima. A sua vida em fadiga é próxima da vida do cdp zj1, e reforça a aceitação da segunda possibilidade.

Em 641 MPa, a vida em fadiga do cdp zj2 pode ser comparada com a vida do cdp gr6, que é o único cdp jateado com granalha que não apresenta inclusões. As vidas em fadiga foram de 323.400 ciclos e 1.239.700 ciclos, respectivamente. A diferença entre as vidas é de 74%. Embora o espalhamento dos resultados seja natural no fenômeno de fadiga, esta diferença também pode ser atribuída a algum fator determinante para a queda. Uma explicação que pode ser aceita para essa diferença é a difusão do zinco, do recobrimento para o substrato.

Sob 611 MPa, se for desconsiderada novamente a influência da exposição dos cdps à atmosfera marítima, ter-se-á uma coleção de seis cdps ensaiados, com vidas entre 259.700 ciclos e a vida infinita. Esta situação caracteriza uma linha horizontal extensa na curva de Wöhler, e pode servir para se determinar o valor do limite de resistência à fadiga dos cdps aspergidos com zinco.

A inexistência de uma inclusão no cdp zj3, com vida em fadiga de apenas 259.700 ciclos, e a existência do cdp zj5, com uma inclusão a 210  $\mu\text{m}$  de profundidade, cuja vida foi de 2.926.100 ciclos, deixa claro que o padrão do efeito predominante das inclusões sobre o comportamento em fadiga foi descaracterizado. Se for observado o comportamento em fadiga dos cdps apenas jateados e ensaiados sob 611 MPa, todos possuem inclusão, e seguindo um padrão coerente entre a vida e a profundidade da inclusão. Novamente, a única possibilidade aceitável para explicar essa equivalência dos pesos exercidos pela nucleação de trincas junto à interface e pela presença de inclusões, é a fragilização do cdp devida à difusão do zinco para o substrato.

As ilustrações 5.141 a 5.144 mostram as fractografias obtidas dos cdps recobertos com zinco aspergido, sem exposição à atmosfera marítima.





A ilustração 5.141 mostra o cdp zj1, ensaiado sob 671 MPa.

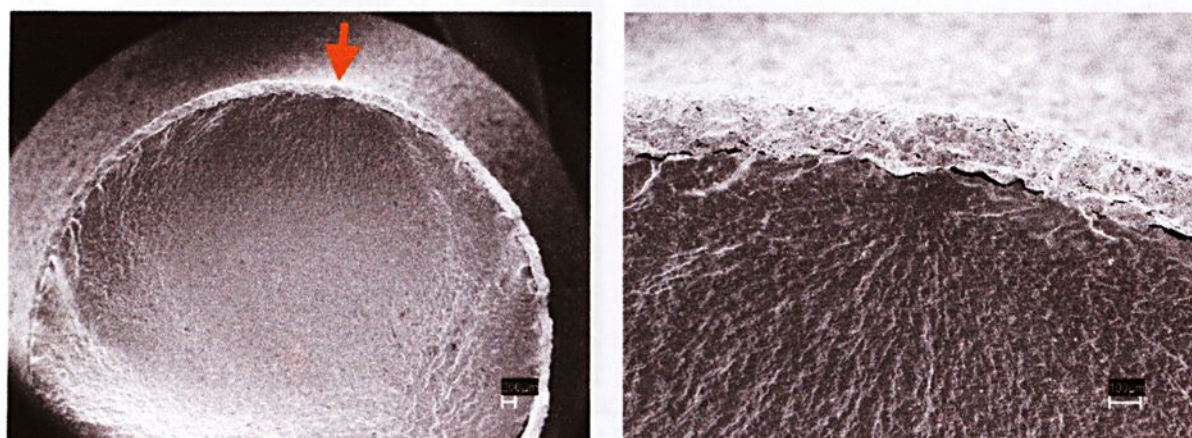


Ilustração 5.141 <sup>(156)</sup> - Cdp zj1, sob 671 MPa; a trinca surgiu num ponto junto à interface, sem a presença de inclusões (12 x à esquerda e 63 x à direita).

A trinca nasceu num ponto junto à interface, sem a presença de inclusões, e sugere que houve uma fragilização da matriz metálica com um peso superior ao peso exercido anteriormente pelas inclusões. A espessura do recobrimento foi avaliada em 180  $\mu\text{m}$ , 130  $\mu\text{m}$  acima do valor proposto para a deposição.

A ilustração 5.142 mostra a fractografia do cdp zj2, ensaiado sob 641 MPa.

A trinca nasceu num ponto junto à interface, sem a presença de inclusões. O padrão da morfologia é o mesmo do encontrado no cdp zj1, e reforça a idéia de que houve a ocorrência da difusão do zinco do recobrimento para o substrato. A espessura do recobrimento foi avaliada em 160  $\mu\text{m}$ , cerca de 100  $\mu\text{m}$  acima do valor proposto para a deposição.

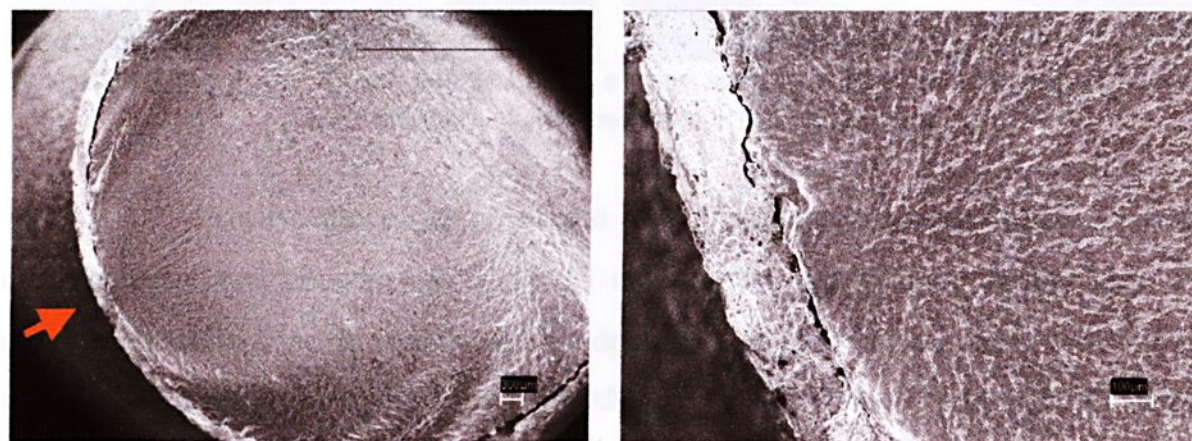


Ilustração 5.142 <sup>(157)</sup> - Cdp zj2, sob 641 MPa; a trinca nasceu num ponto junto à interface, sem a presença de inclusões (14 x à esquerda e 83 x à direita).



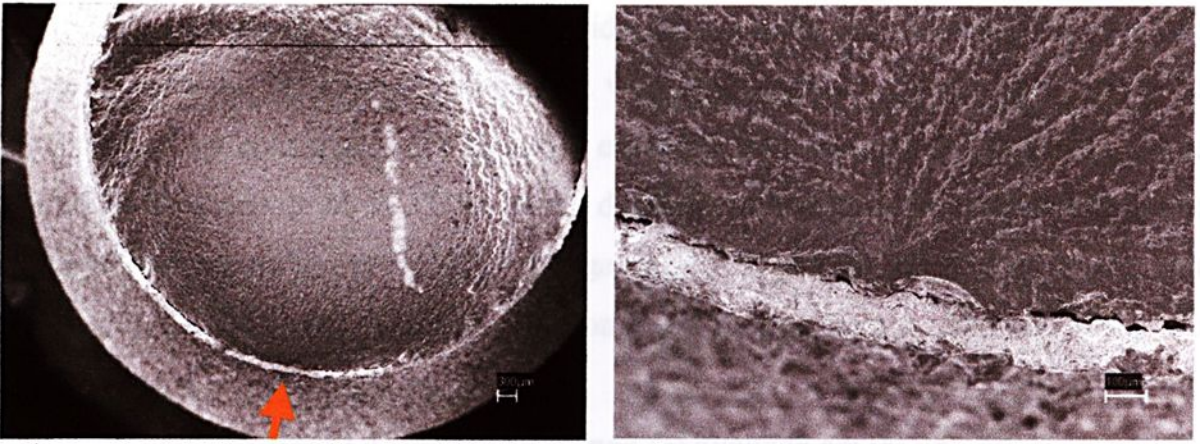


Ilustração 5.143 <sub>(158)</sub> - Cdp zj3, sob 611 MPa; a trinca suegiu num ponto junto à interface, sem a presença de inclusões (13 x à esquerda e 82 x à direita).

A ilustração 5.143 mostra o cdp zj3, ensaiado sob 611 MPa.

A trinca suegiu num ponto junto à interface, sem a presença de inclusões. A espessura do recobrimento foi avaliada em 150  $\mu\text{m}$ , 100  $\mu\text{m}$  acima do valor proposto para a deposição.

A ilustração 5.144 mostra as fractografias do cdp zj5, ensaiado sob 611 MPa.

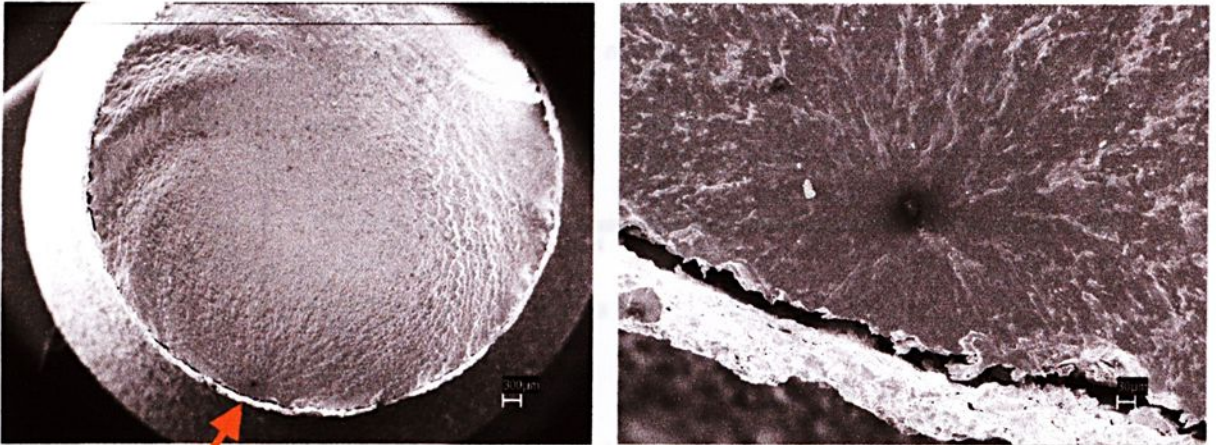


Ilustração 5.144 <sub>(159)</sub> - Cdp zj5, sob 611 MPa; a trinca suegiu em torno de uma inclusão a 210  $\mu\text{m}$  da interface (12 x à esquerda e 118 x à direita).

Este é o único cdp aspergido com zinco cuja trinca suegiu em torno de uma inclusão, esta situada a 210  $\mu\text{m}$  da interface. A sua vida em fadiga pode ser comparada com a vida de um hipotético cdp jateado com granalha, que contenha uma inclusão na mesma profundidade. Como não há um cdp jateado com granalha nestas condições, pode ser feita uma interpolação linear grosseira entre as vidas dos cdps gr10 e gr4.



Então, será encontrada a vida de 5 milhões de ciclos para este cdp hipotético. Assim, poderemos comparar a vida em fadiga do cdp zj5, com a vida de 2.926.100 ciclos com a vida que lhe seria esperada, de cinco milhões de ciclos, o que resulta numa queda de 40 % . Uma queda desta magnitude também diz respeito a um espalhamento natural do processo de fadiga, mais o desvio devido a interpolação. Por outro lado, a diferença pode ser vista como um reforço para a idéia da difusão do zinco.

A espessura da camada de zinco foi avaliada em 90 µm, 40 µm acima do proposto para o jateamento. De uma forma geral, todas as espessuras avaliadas do recobrimento foram superiores ao proposto. Entretanto, deve ser lembrado que o recobrimento foi feito por processo manual, que poderá ser automatizado caso os recobrimentos jateados voltem a ser estudados, visando a sua otimização.

Os dados da tabela 5.18 estão dispostos na ilustração 5.145, na qual os comportamentos em fadiga dos cdps recobertos com zinco e dos cdps não recobertos, com e sem jateamento com granalhas, podem ser comparados.

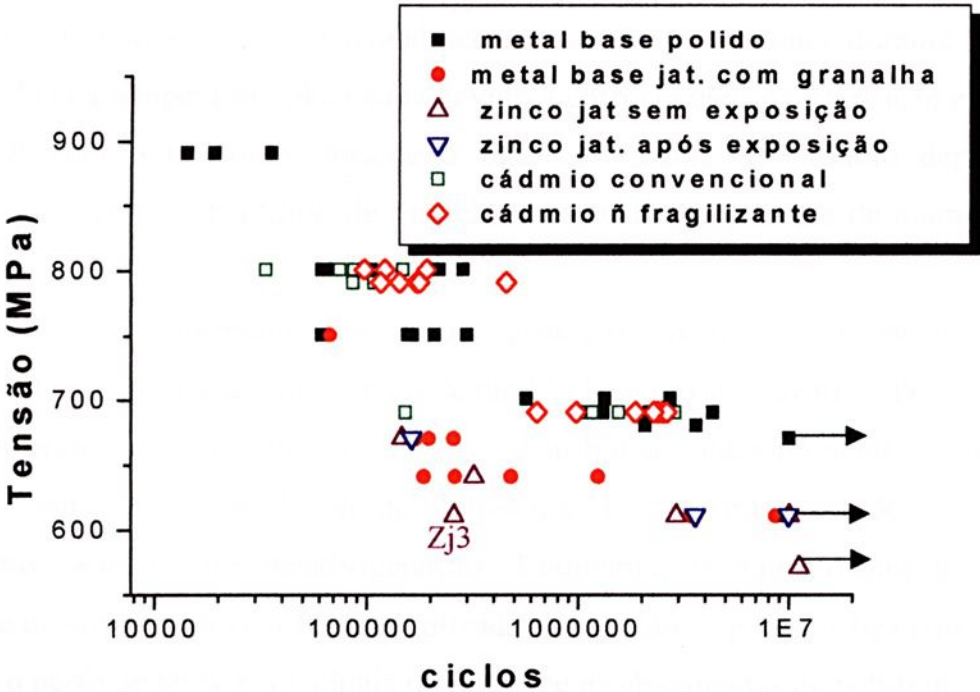


Ilustração 5.145 <sup>(160)</sup> - Comportamento em fadiga dos cdps com superfície polida e jateada, e dos cdps recobertos com cádmio e com zinco jateado, sem e com exposição à atmosfera marítima.

Pode ser observado que, a menos de um único cdp, o cdp zj3, todos os cdps recobertos com zinco aspergido apresentaram um comportamento em fadiga



similar aos cdps não recobertos jateados com granalha de aço.

De um modo geral, os resultados obtidos mostram que o zinco jateado não afetou severamente o comportamento em fadiga do metal base, sendo predominante o efeito do jateamento com granalha, seguido pelo efeito da difusão do zinco. A predominância do efeito do jateamento mostra que é pertinente pesquisar sobre o tamanho da granalha, e sobre a intensidade de seu jateamento, para definir os parâmetros ótimos do jateamento, nos mesmos moldes do que se tem feito com o *shot peening* (CAO et al, 1995; HERZOG et al, 1996; DART, 1996; TORRES, 2002).

### 5.3.7. O recobrimento com a liga de níquel-alumínio jateado por *arc-spray*

A importância de se testar os recobrimentos aspergidos por *arc-spray* é devida ao fato de se introduzir ou eliminar um ou outro parâmetro de recobrimento, e de se observar as suas eventuais consequências. No caso do recobrimento de níquel-alumínio, o alumínio deve ser sensivelmente reduzido ou eliminado durante a aspersão térmica, dada a temperatura alcançada devido à corrente elétrica e à reação exotérmica do níquel com o alumínio durante a fusão do arame. O produto depositado é predominantemente constituído de níquel e seu óxido, com traços de alumínio e seu óxido.

O recobrimento de níquel aspergido pode ser comparado com o recobrimento de níquel químico, cujo segundo elemento é o fósforo. De um lado, o níquel aspergido é composto de “pizzas” distribuídas aleatoriamente e unidas por pescoços, sem ter a introdução de hidrogênio no substrato, e não necessita de tratamentos térmicos de desidrogenação. Entretanto, o aquecimento previsto na superfície do substrato leva à fusão localizada momentânea, para dar liga com o níquel, afetando o perfil de tensões residuais na interface e sub-camadas do substrato. Também necessita do jateamento prévio do substrato com granalhas.

Por outro lado, o recobrimento de níquel químico é isotrópico e homogêneo, a sua deposição química implica na introdução paralela do hidrogênio, que pede o tratamento térmico de desidrogenação, com a conseqüente alteração do perfil de



tensões residuais oriundas da usinagem.

Caso os dois recobrimentos apresentem o mesmo comportamento em fadiga, este deve ser atribuído à predominância de fatores predominantemente relacionados ao níquel, e possivelmente em menor peso, à alteração do perfil de tensões residuais.

As superfícies de fratura dos cdps jateados com a liga de níquel-alumínio apresentaram uma morfologia que não se assemelha nem à dos cdps não recobertos, nem à dos cdps recobertos com níquel químico. Estas podem ser vistas na ilustração 5.146.

Sob tensões mais altas, as trincas foram nucleadas em vários pontos da periferia dos cdps. Sob tensões mais baixas, as trincas foram nucleadas em torno de dois, ou de um único ponto. As fractografias dos cdps não expostos à atmosfera marítima estão mostradas adiante.

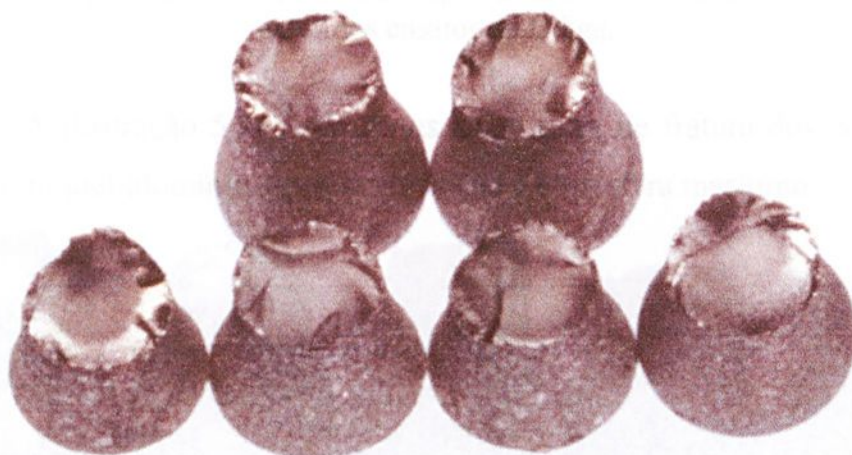


Ilustração 5.146 (161) - Superfícies de fratura dos cdps revestidos com níquel-alumínio sem exposição à atmosfera marítima.

A ilustração 5.147 mostra os cdps aspergidos com níquel-alumínio, após a exposição à atmosfera marítima.

A corrosão foi extremamente danosa ao substrato, tanto na parte central do cdp como na parte de fixação às garras da máquina de fadiga, mesmo sob a pintura. Foi observado que o recobrimento manteve-se íntegro e solidário ao cdp, porém com seus poros e sua superfície tomados pelos produtos de corrosão do substrato.

Os produtos da corrosão do ferro tingiram a água do mar, exigindo a sua substituição por mais de duas vezes durante o ensaio de corrosão. Não foi encontrada



nenhuma partícula de níquel ou de seu óxido no banho, confirmando que o níquel manteve-se protegido galvanicamente pelo ferro, e que também não houve qualquer ação do banho no sentido de romper os pescoços que integram o recobrimento. A forma severa com que o substrato foi atacado sob o recobrimento de níquel é explicada pelo regime galvânico que foi estabelecido, visto que o ferro exposto ao meio corrosivo atuou como eletrodo de sacrifício.

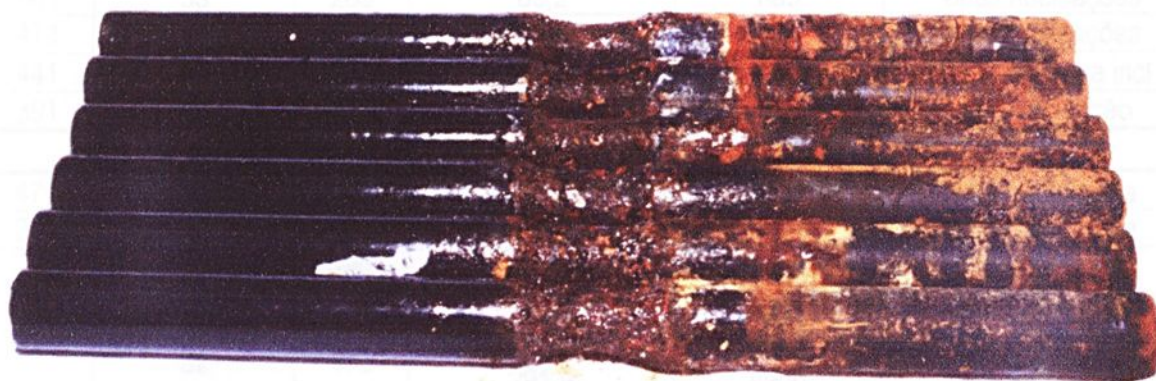


Ilustração 5.147 <sub>(162)</sub> - Ctps recobertos com níquel-alumínio, retirados do ensaio de corrosão, antes dos ensaios de fadiga.

A ilustração 5.148 mostra as superfícies de fratura dos ctps revestidos com a liga de níquel-alumínio, após a exposição à atmosfera marítima.



Ilustração 5.148 <sub>(163)</sub> - Superfícies de fratura dos ctps revestidos com níquel-alumínio, após a exposição à atmosfera marítima.

Na ilustração, pode ser observado que o substrato degenerou-se em todo o perímetro externo do cdp, não podendo sequer ser caracterizado o padrão dos pontos de nucleação de trincas.

A tabela 5.19 apresenta os resultados obtidos dos ensaios de fadiga para os ctps recobertos com a liga de níquel-alumínio aspergido, sem e com a exposição à atmosfera marítima.



Tabela 5.19 <sup>(20)</sup> - Número de ciclos até a ruptura para os cdps de metal recoberto com a liga de níquel-alumínio, sem e com exposição à atmosfera marítima.

| Tensão (MPa)                                                                              | % da tensão de escoamento | Carga (N) | Ciclos até a ruptura x 10 <sup>3</sup> | Identificação do cdp | Observações          |
|-------------------------------------------------------------------------------------------|---------------------------|-----------|----------------------------------------|----------------------|----------------------|
| <b>cdps recobertos com níquel-alumínio aspergido, não submetidos à atmosfera marítima</b> |                           |           |                                        |                      |                      |
| 671                                                                                       | 68                        | 350       | 39,8                                   | na1                  | várias nucleações    |
| 611                                                                                       | 62                        | 320       | 81,2                                   | na2                  | várias nucleações    |
| 541                                                                                       | 55                        | 285       | 89,2                                   | na3                  | duas nucleações      |
| 471                                                                                       | 48                        | 250       | 154,5                                  | na4                  | duas nucleações      |
| 441                                                                                       | 45                        | 235       | 201,6                                  | na5                  | duas nucl. uma incl. |
| 391                                                                                       | 40                        | 210       | 572,5                                  | na6                  | uma nucleação        |
| <b>cdps recobertos com níquel-alumínio aspergido, submetidos à atmosfera marítima</b>     |                           |           |                                        |                      |                      |
| 471                                                                                       | 48                        | 250       | 65,2                                   | nab1                 | sem fractografia     |
| 391                                                                                       | 40                        | 210       | 185,1                                  | nab2                 | sem fractografia     |
| 351                                                                                       | 36                        | 190       | 244,1                                  | nab3                 | sem fractografia     |
|                                                                                           |                           |           | 180,1                                  | nab4                 | sem fractografia     |
| 311                                                                                       | 32                        | 170       | 12.000 (desl.)                         | nab5                 | vida infinita        |
|                                                                                           |                           |           | 291,9                                  | nab6                 | sem fractografia     |

As ilustrações 5.149 a 5.154 mostram as fractografias dos cdps recobertos com níquel-alumínio, não expostos à atmosfera marítima.

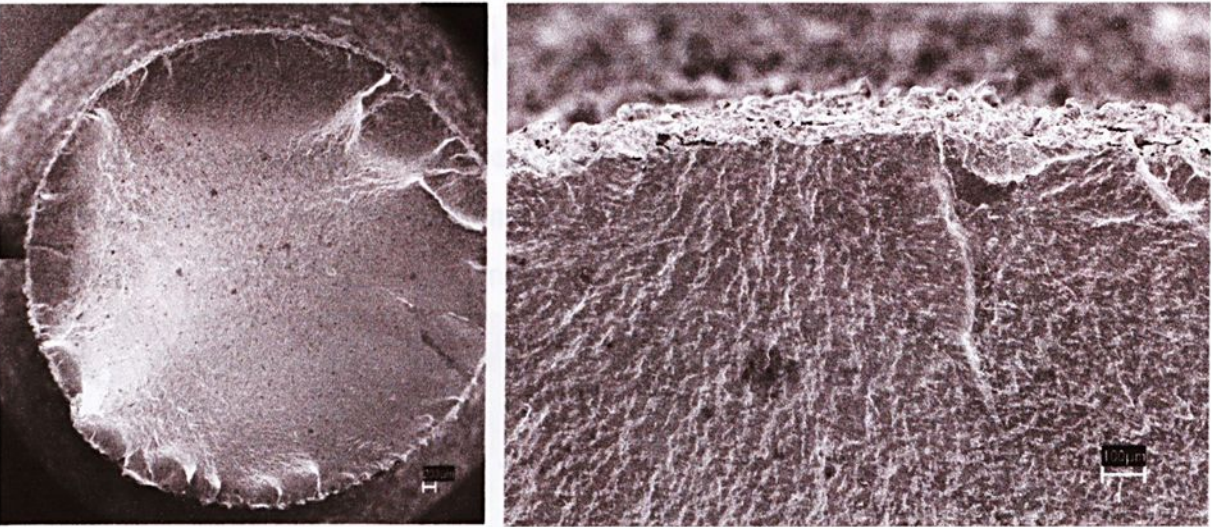


Ilustração 5.149 <sup>(164)</sup> - Cdp na1, recoberto com níquel-alumínio submetido a 671 MPa, com trincas nucleadas em todo o perímetro externo do cdp, sem a participação de inclusões (14 x à esquerda e 71 x à direita).

Da ilustração 5.149, pode ser observado que o cdp na1 apresenta vários pontos de nucleação de trincas. Em cada um deles, não há a participação de inclusões, cujo exemplo é mostrado no lado direito da ilustração, com a fractografia da frente principal de nucleação. A trinca passa pela interface deixando marcas paralelas,



sugerindo que a nucleação se deu a partir do recobrimento. Logo à direita, pode ser observado uma depressão no substrato, oriunda de um possível defeito superficial agravado pelo bombardeio das granalhas de aço. Nesta fractografia, foi possível avaliar-se a espessura do recobrimento, que foi de 100  $\mu\text{m}$ , com uma irregularidade que chega até cerca de 40  $\mu\text{m}$  de distância entre picos e fundo de vales.

A ilustração 5.150 mostra o cdp na2, ainda contendo vários pontos de nucleação de trincas.

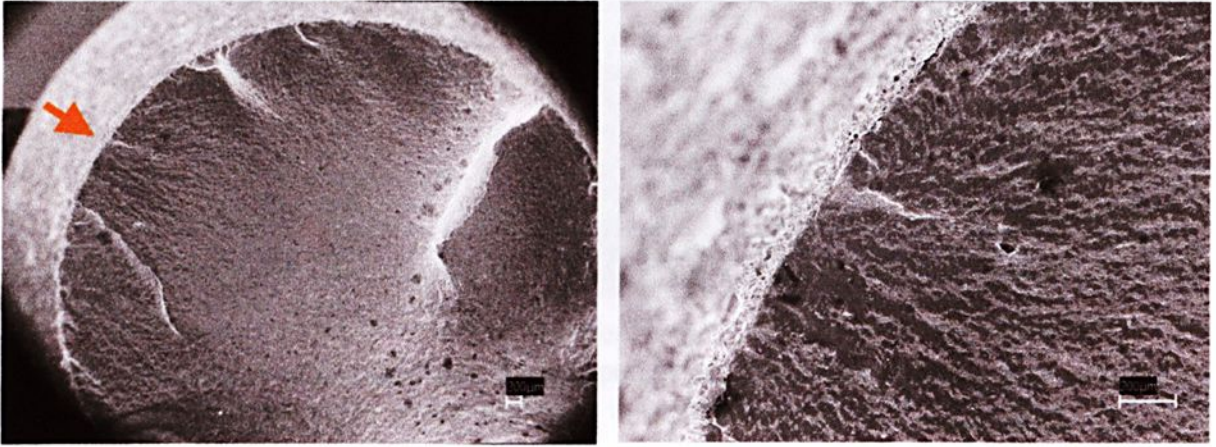


Ilustração 5.150 <sub>(165)</sub> - Cdp na2, recoberto com níquel-alumínio submetido a 611 MPa, com trincas nucleadas em vários pontos do perímetro externo do cdp, sem a participação de inclusões (14 x à esquerda e 55 x à direita).

A trinca principal possui a nucleação composta de trincas paralelas na interface, sugerindo que o recobrimento deu origem à trinca. As outras nucleações de trincas são do mesmo tipo, sem a presença de inclusões.

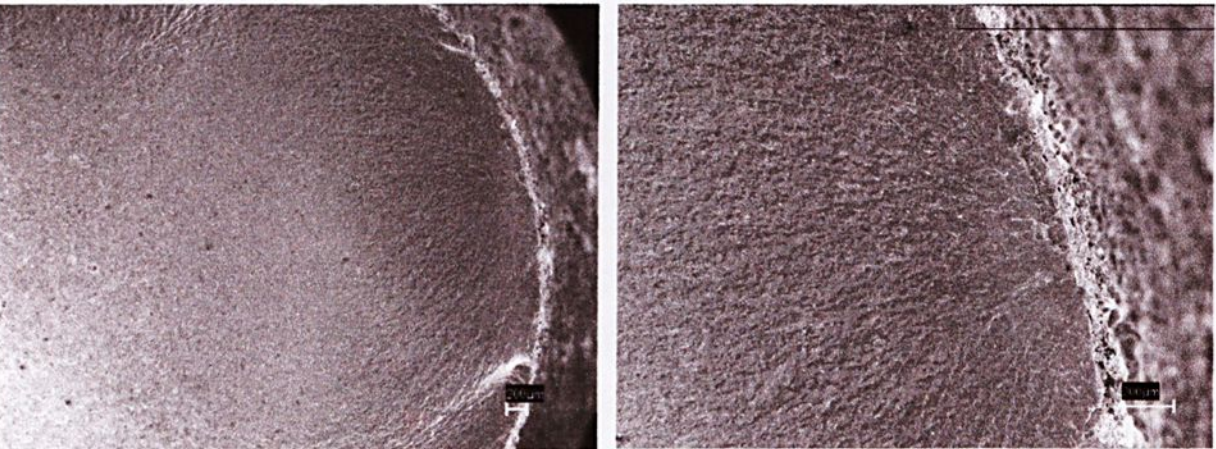


Ilustração 5.151 <sub>(166)</sub> - Cdp na3, recoberto com níquel-alumínio submetido a 541 MPa, com trincas nucleadas em dois pontos do perímetro externo do cdp, sem a participação de inclusões (20 x à esquerda e 50 x à direita).



O cdp na3 apresentou dois pontos de nucleação de trincas. Na ilustração 5.151, pode ser vista a nucleação principal, do lado direito do cdp, sem a presença de inclusões. Para este cdp, foi avaliada uma espessura de 70  $\mu\text{m}$  para o recobrimento.

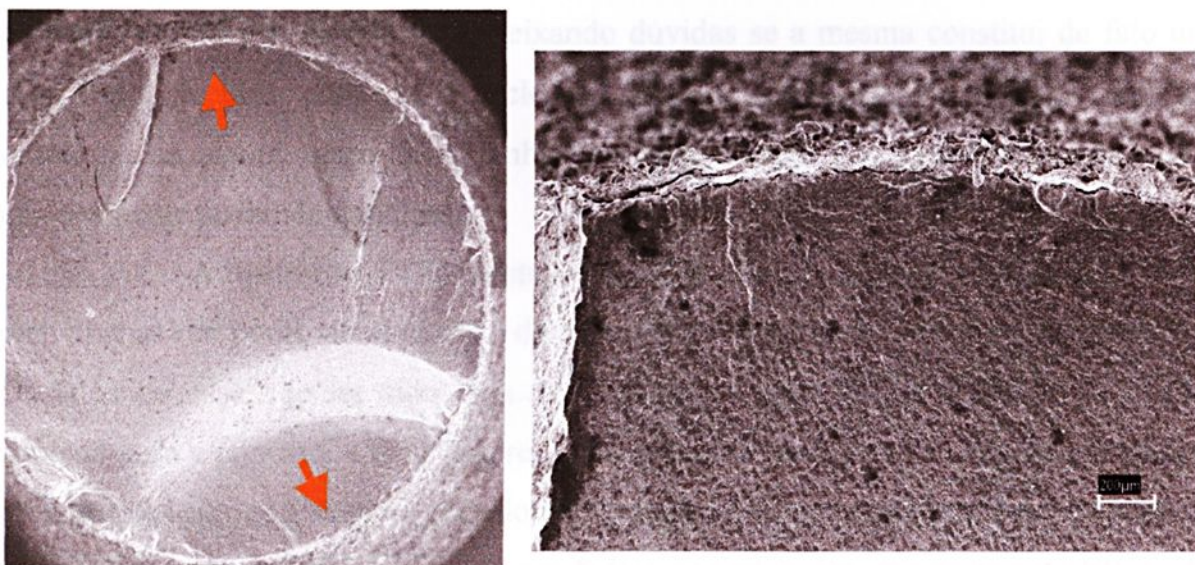


Ilustração 5.152 <sup>(167)</sup> - Cdp na4, recoberto com níquel-alumínio submetido a 471 MPa, com trincas nucleadas em dois pontos do perímetro externo do cdp, sem a participação de inclusões (14 x à esquerda e 49 x à direita).

A ilustração 5.152 mostra as fractografias do cdp na4, com duas nucleações de trincas, sendo que a de cima é a principal, sem a presença de inclusões. A trinca parte de uma zona da interface, fazendo marcas paralelas ao passar para o recobrimento, sugerindo que a trinca foi nucleada no recobrimento.

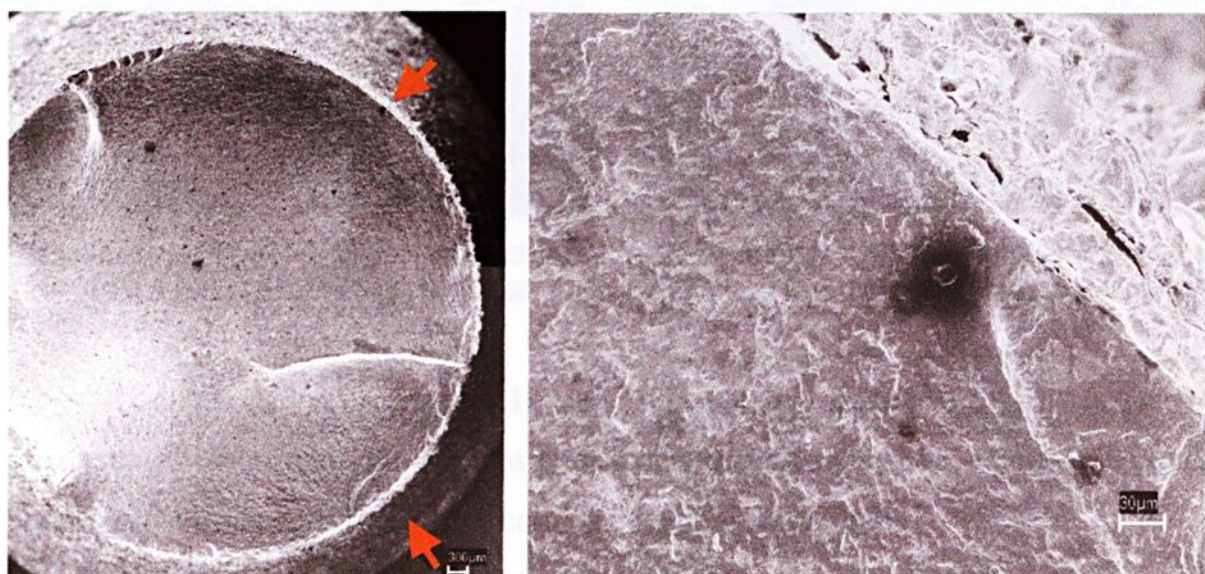


Ilustração 5.153 <sup>(168)</sup> - Cdp na5, recoberto com níquel-alumínio submetido a 441 MPa, com trincas nucleadas em dois pontos do o perímetro externo do cdp, com uma inclusão na nucleação de cima (15 x à esquerda e 234 x à direita).



A ilustração 5.153 mostra as fractografias do cdp na5, também com duas nucleações. A de cima à direita apresenta uma inclusão superficial. Esta trinca nasceu e propagou-se antes que a de baixo. Aqui, surge uma inclusão com cerca de 12  $\mu\text{m}$  de diâmetro e a 45  $\mu\text{m}$  da interface, deixando dúvidas se a mesma constitui de fato um fator capaz de fazer com que a nucleação superior à direita tenha ocorrido antes da outra, ou se algum outro fator tenha exercido o papel de favorecer a nucleação, erroneamente atribuída à inclusão.

A ilustração 5.154 mostra as fractografias do cdp na6, único cdp da série com apenas um ponto de nucleação da trinca, mas ainda sem a presença de inclusões. Os fatos de esse cdp ter sido ensaiado sob uma tensão 50 MPa abaixo da tensão adotada para o cdp na5, e de não apresentar inclusões na nucleação, descaracterizam a inclusão do cdp na5 como nucleador de trincas. Assim, o recobrimento de níquel-alumínio impõe um comportamento em fadiga aos cdps, em que as características do níquel exercem um peso maior que o peso das inclusões, a exemplo do que ocorre com o cromo duro e com o níquel químico.

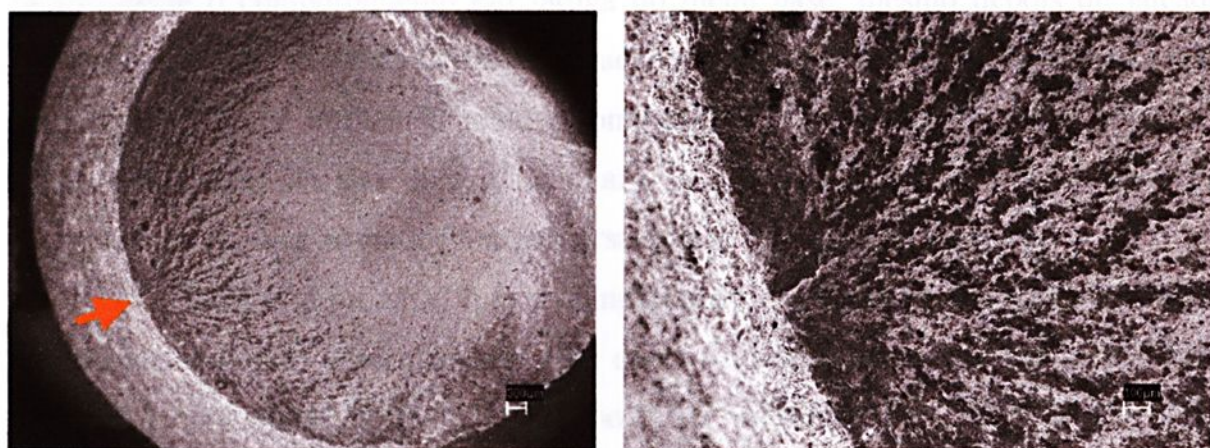


Ilustração 5.154 <sub>(169)</sub> - Cdp na6, recoberto com níquel-alumínio submetido a 391 MPa, com a trinca nucleada sem a participação de inclusões (13 x à esquerda e 51 x à direita).

Os dados da tabela 5.19 estão inseridos na ilustração 5.155. Na mesma ilustração, também estão plotados os pontos referentes ao metal base polido, ao metal base jateado, e aos cdps recobertos com os dois tipos de cádmio.

Na ilustração, pode ser observado que os cdps recobertos com níquel-alumínio aspergido apresentaram um comportamento em fadiga muito pior que os cdps de metal base jateado com granalha de aço.



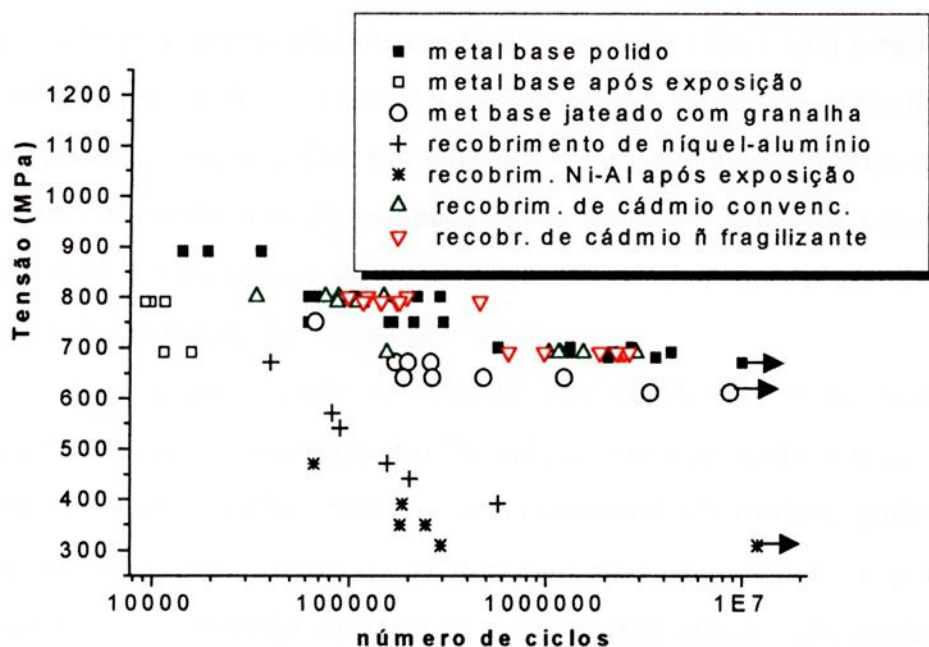


Ilustração 5.155 <sup>(170)</sup> - Comportamento em fadiga dos cdps recobertos com níquel-alumínio aplicado a *arc-spray* sem e com exposição à atmosfera marítima.

Tal resultado mostra que a presença do níquel-alumínio jateado afetou radicalmente o comportamento em fadiga do metal base, mesmo depois de jateado com a gralha de aço. Este fato sugere que o níquel do recobrimento aspergido segue o mesmo padrão de influência sobre o comportamento em fadiga do níquel químico. Neste caso, além da sua dureza ser maior que a do substrato, a porosidade do recobrimento implica numa seção transversal eficaz inferior à da prevista.

Assim é provável que o comportamento em fadiga dos cdps recobertos com níquel-alumínio aspergido seja pior que o comportamento em fadiga dos cdps recobertos com níquel químico, o que pode ser verificado na tensão de 471 MPa. Nessa tensão, a diferença entre as vidas é de 97% em relação ao recobrimento jateado.

Uma outra comparação que confirma a perda de resistência à fadiga devido à aspersão térmica pode ser obtida comparando-se a vida do cdp na6 recoberto com níquel-alumínio aspergido, 572500 ciclos, ensaiado sob a tensão de 391 MPa, com a vida infinita obtida a 411 MPa, do cdp 3 recoberto com níquel químico.

Um fato curioso é que os pontos referentes aos cdps de metal base polido submetidos à atmosfera marítima definem uma reta que vai ao encontro dos pontos referentes aos cdps recobertos com níquel-alumínio aspergido, que também foram submetidos à atmosfera marítima. Este alinhamento sugere que não deve haver



diferenças entre os comportamentos em fadiga dos cdps com e sem o recobrimento de níquel-alumínio aspergido, se houver a exposição dos mesmos à atmosfera marítima. Em outras palavras, o que define o comportamento em fadiga dos cdps recobertos ou não, cujo recobrimento não dá proteção física nem galvânica ao substrato, são os danos provocados à superfície do substrato devido à corrosão, o que está de acordo com a lógica da nucleação de trincas por fadiga.

Em resumo, pode se afirmar que recobrimento de níquel-alumínio jateado apresentou um comportamento em fadiga e uma proteção anti-corrosiva muito aquém daquelas observadas com os recobrimentos eletro-depositados e com o recobrimento de níquel químico. A maior dureza do níquel, a porosidade do recobrimento, a não proteção catódica, e o jateamento prévio com granalhas de aço, somam-se prejudicialmente em relação ao comportamento em fadiga dos cdps recobertos com a liga de níquel-alumínio aspergido.

### 5.3.8. O recobrimento de alumínio aspergido por *arc-spray*

O recobrimento de alumínio aspergido também tem como peculiaridade a sua forma de deposição, que resulta na estrutura em forma de “pizzas” unidas por pescoços, na rugosidade superficial do recobrimento e do substrato, e na inexistência da penetração e da eliminação do hidrogênio. Há ainda o seu potencial eletroquímico, abaixo do potencial eletroquímico das ligas de alumínio, e a sua baixa dureza, ambos vistos como aspectos favoráveis para a escolha do alumínio para substituir o cádmio. Em função disso, o seu comportamento em fadiga deverá ser similar ao comportamento em fadiga dos cdps de metal base jateado sem recobrimento, e dos cdps recobertos com zinco aspergido.

As vistas macroscópicas das fraturas dos cdps recobertos com alumínio, sem a exposição à atmosfera marítima, são mostradas na ilustração 5.156.

O aspecto dessas fraturas é similar ao aspecto observado nos cdps jateados sem recobrimento, e nos cdps recobertos com zinco aspergido. Sob tensões mais altas, houve mais de uma nucleação de trincas em torno do perímetro externo do



cdp - extrema esquerda da ilustração 5.156, e sob tensões mais baixas, a trinca nasceu em um só ponto do perímetro externo do cdp - extrema direita da ilustração 5.156.

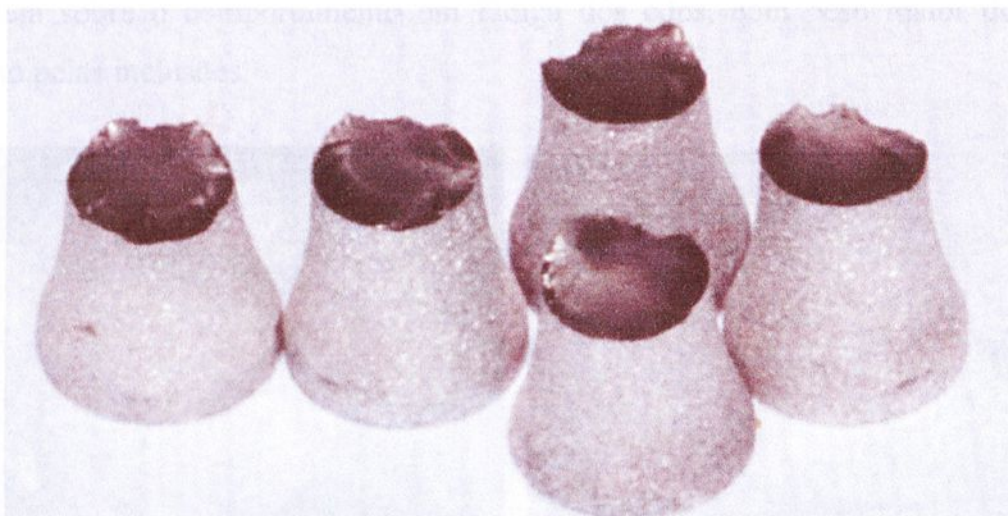


Ilustração 5.156 (171) - Superfícies de fratura dos cdp's revestidos com alumínio, sem a exposição à atmosfera marítima.

As fractografias dessas superfícies de fratura estão mostradas nas ilustrações 5.157 a 5.161. Durante a análise por MEV, a espessura média do recobrimento foi avaliada em 60  $\mu\text{m}$ .

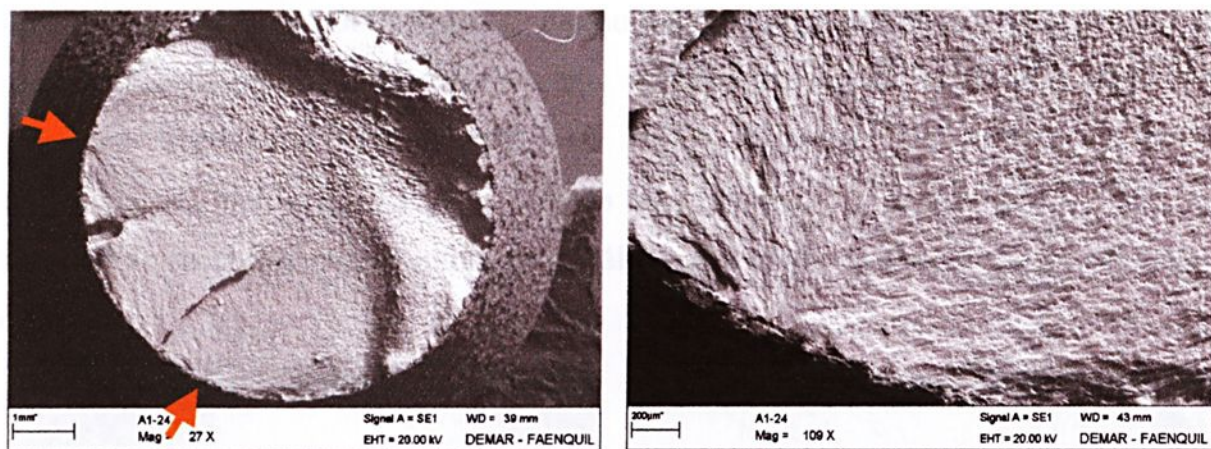


Ilustração 5.157 (172) - Cdp aj1, recoberto com níquel-alumínio submetido a 671 MPa, com trincas nucleadas em dois pontos do perímetro externo do cdp, sem a participação de inclusões (27 x à esquerda e 109 x à direita).

Em todas as fractografias, não foram observadas inclusões nucleando trincas. Deve ser lembrado que para o metal base jateado, foram observadas inclusões superficiais em cdp's ensaiados sob 671 MPa, e inclusões internas em cdp's ensaiados sob 641 MPa.



Portanto, a ausência de inclusões nucleando trincas nos cdps recobertos com alumínio jateado levanta a suspeita de que este recobrimento apresenta alguma influência sobre o comportamento em fadiga dos cdps, com peso maior do que o exercido pelas inclusões.

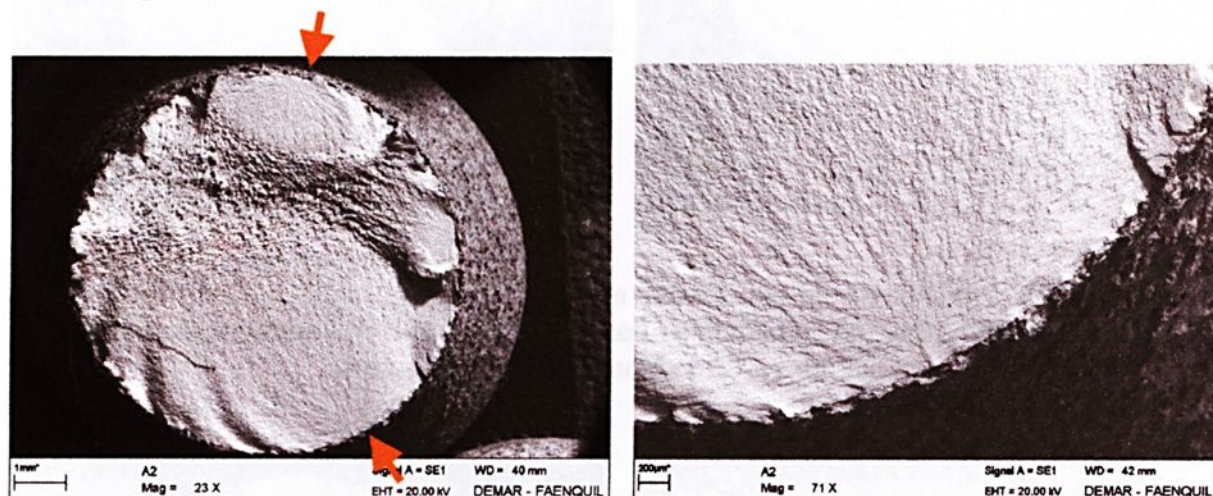


Ilustração 5.158<sup>(173)</sup> - Cdp aj2, recoberto com níquel-alumínio submetido a 611 MPa, com trincas nucleadas em dois pontos do perímetro externo do cdp, sem a participação de inclusões (23 x à esquerda e 71 x à direita).

Como o alumínio é mais mole que o aço, não cabe a mesma explicação apresentada para os recobrimentos de cromo e de níquel, seja este último aspergido ou químico. A única possibilidade para que o recobrimento de alumínio exerça uma influência danosa ao comportamento em fadiga dos cdps com peso maior que a influência das inclusões, é a de ter havido uma mudança na composição química no material do recobrimento, de alumínio metálico para óxido de alumínio, este mais duro que o aço.

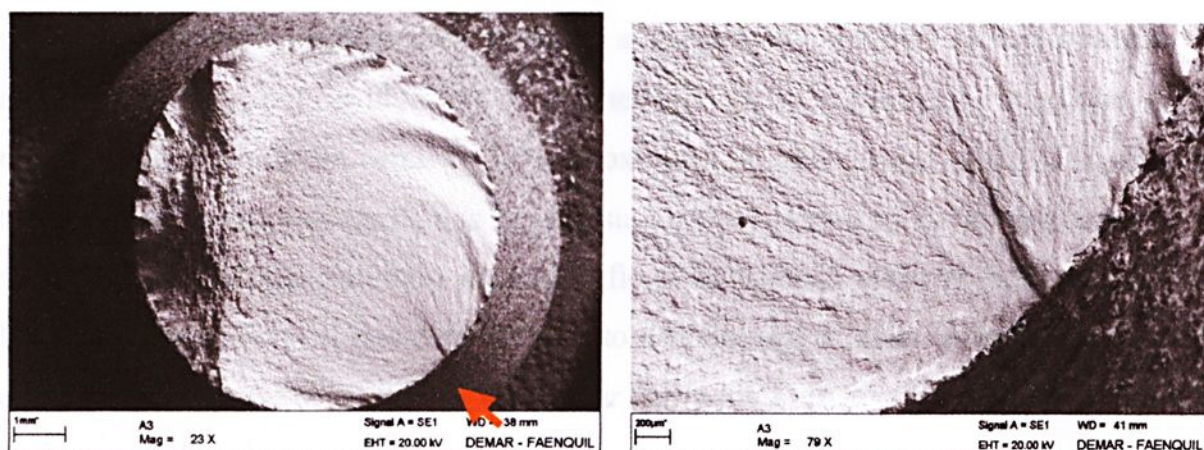


Ilustração 5.159<sup>(174)</sup> - Cdp aj3, recoberto com níquel-alumínio submetido a 571 MPa, com trincas nucleadas em dois pontos do perímetro externo do cdp, sem a participação de inclusões (23 x à esquerda e 79 x à direita).



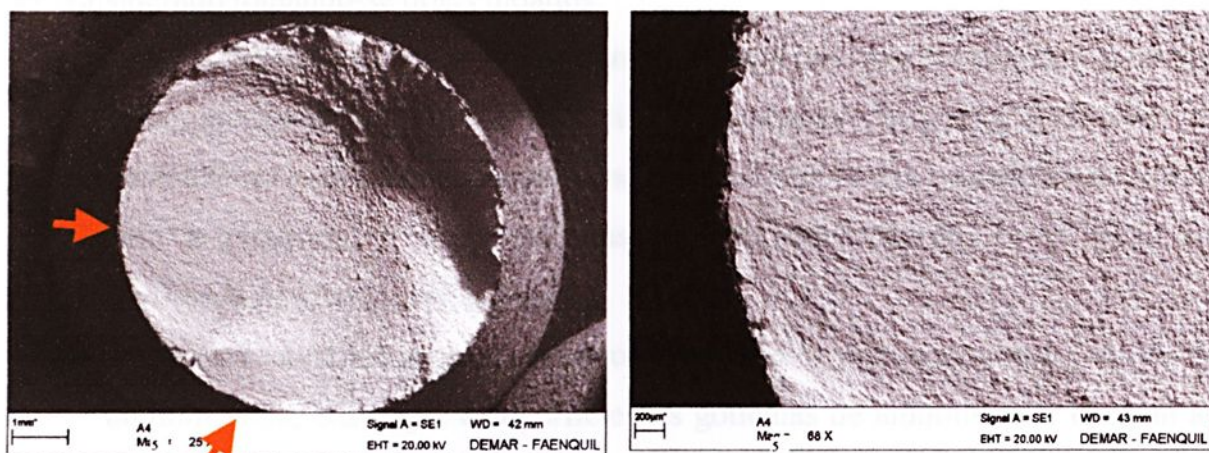


Ilustração 5.160 <sup>(175)</sup> - Cdp aj5, recoberto com níquel-alumínio submetido a 571 MPa, com trincas nucleadas em dois pontos do perímetro externo do cdp, sem a participação de inclusões (25 x à esquerda e 68 x à direita).

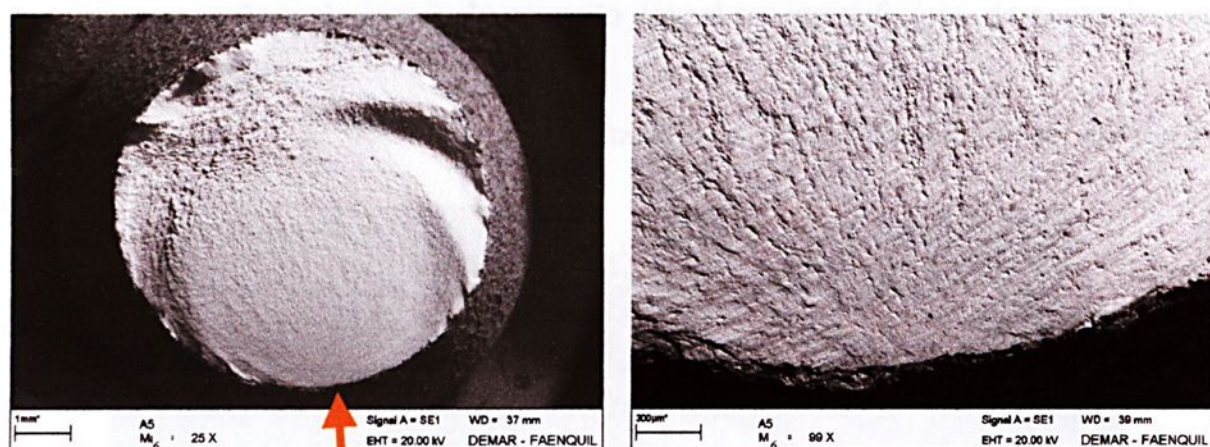


Ilustração 5.161 <sup>(176)</sup> - Cdp aj6, recoberto com níquel-alumínio submetido a 541 MPa, com uma nucleação, sem a participação de inclusões (27 x à esquerda e 99 x à direita).

A possibilidade de haver uma alteração no material do recobrimento, de arame de alumínio metálico para óxido de alumínio, é compatível com o processo de aspersão térmica, pois o alumínio é arremessado fundido dentro de um fluxo de ar comprimido, que contém cerca de 18% de oxigênio. A altas temperaturas, o alumínio é mais reativo, e como as partículas em arraste com o ar comprimido apresentam pouco volume, a sua relação volume - área superficial é favorável à reação com o oxigênio. Então, é muito provável que o recobrimento de fato seja predominantemente formado de óxido de alumínio, o que pode resultar em pontos do recobrimento com dureza maior que a do substrato.

Um recobrimento contendo predominantemente óxido de alumínio deve



ser considerado tomando-se dois cuidados:

- a) como a aspersão térmica não proporciona temperaturas e tempos que garantam uma sinterização perfeita, o recobrimento pode ser duro, mas quebradiço ou “esfarelento”; esta tendência pode explicar o domínio das nucleações de trincas sem a presença de inclusões, nascidas no recobrimento, como pode ser verificado nas fractografias acima;
- b) o alumínio metálico proporciona proteção catódica para o aço, mas o óxido de alumínio não; basta que a superfície das gotículas de alumínio que chegam ao substrato seja composta de óxido de alumínio, para que o recobrimento não seja eletro-quimicamente visto como alumínio metálico;

Caso o recobrimento tenha a superfície das gotículas aspergidas composta de óxido de alumínio, o resultado do ensaio de corrosão deverá ser insatisfatório, do ponto de vista da proteção catódica.

A ilustração 5.162 mostra os cdps submetidos ao ensaio de corrosão.

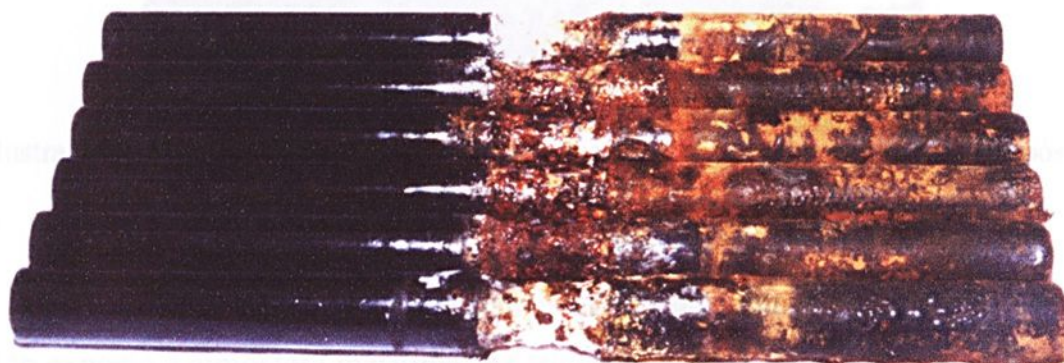


Ilustração 5.162 (177) - Cdps recobertos com alumínio aspergido, após o ensaio de corrosão.

A ilustração mostra que o alumínio não atuou como eletrodo de sacrifício, e não ofereceu as proteções catódica nem física para o substrato. A existência da ferrugem confirma que o recobrimento não pode ser constituído de alumínio metálico, mas de alumínio passivado, ou óxido de alumínio.

Não foram encontrados produtos sólidos de corrosão, como no caso do ensaio de corrosão do recobrimento de zinco, mas foi encontrada ferrugem na água do mar, a exemplo dos casos do metal base não protegido, do cromo duro, e da liga de níquel-alumínio. A pressão de dentro para fora, exercida pelo óxido de ferro fez com que o recobrimento de alumínio aspergido se rompesse, mostrando que este não



suporta tensões trativas.

A ausência de partículas de alumínio no fundo da cuba do ensaio de corrosão significa que, contrariamente ao ocorrido com o revestimento de zinco, os pescoços que ligam as “pizzas” de revestimento não foram atacados, ou seja, a passivação do revestimento ocorreu em toda a sua extensão superficial.

As vistas macroscópicas das fraturas dos cdp's recobertos com alumínio aspergido, após exposição à atmosfera marítima, são mostradas na ilustração 5.163.



Ilustração 5.163 (178) - Superfícies de fratura dos cdp's revestidos com alumínio, após a exposição à atmosfera marítima.

A ilustração 5.164 mostra mais detalhadamente a superfície de fratura de um cdp exposto à atmosfera marítima. As trincas nasceram em pontos onde houve *pits* de corrosão.



Ilustração 5.164 (179) - Detalhe da superfície de fratura de um cdp recoberto com alumínio aspergido, após a exposição à atmosfera marítima.



A tabela 5.20 apresenta os resultados obtidos dos ensaios de fadiga, para os cdps recobertos com alumínio aspergido, sem e com a exposição à atmosfera marítima.

Tabela 5.20 <sup>(21)</sup> – Número de ciclos até a ruptura para os cdps de metal recoberto com alumínio, sem e com exposição à atmosfera marítima.

| <b>Tensão (MPa)</b>                                                                | <b>% da tensão de escoamento</b> | <b>Carga (N)</b> | <b>Ciclos até a ruptura x 10<sup>3</sup></b> | <b>Média e desvio padrão x 10<sup>3</sup></b> | <b>Identificação do cdp</b> | <b>Observações</b>               |
|------------------------------------------------------------------------------------|----------------------------------|------------------|----------------------------------------------|-----------------------------------------------|-----------------------------|----------------------------------|
| <b>cdps recobertos com alumínio aspergido, não submetidos à atmosfera marítima</b> |                                  |                  |                                              |                                               |                             |                                  |
| 671                                                                                | 68                               | 350              | 95,2                                         |                                               | aj1                         | duas nucleações                  |
| 611                                                                                | 62                               | 320              | 188,4                                        |                                               | aj2                         | duas nucleações                  |
| 571                                                                                | 58                               | 300              | 206,1<br>190,6                               | 198,4<br>±11,0                                | aj3<br>aj5                  | uma nucleação<br>duas nucleações |
| 541                                                                                | 55                               | 285              | 10.000,0<br>236,4                            |                                               | aj4<br>aj6                  | vida infinita<br>uma nucleação   |
| <b>cdps recobertos com alumínio aspergido, submetidos à atmosfera marítima</b>     |                                  |                  |                                              |                                               |                             |                                  |
| 571                                                                                | 58                               | 300              | 49,3                                         |                                               | ajb1                        |                                  |
| 541                                                                                | 55                               | 285              | 50,1                                         |                                               | ajb2                        |                                  |
| 471                                                                                | 48                               | 250              | 222,1                                        |                                               | ajb3                        |                                  |
| 411                                                                                | 42                               | 220              | 234,2                                        |                                               | ajb4                        |                                  |
| 351                                                                                | 36                               | 190              | 4.015,0<br>262,6                             | 2.138,8<br>±2.653,3                           | ajb5<br>ajb6                |                                  |

A tabela apresenta uma elevada dispersão nas vidas em fadiga em 541 MPa, para os cdps não expostos, e em 351 MPa, para os cdps expostos à atmosfera marítima. Esta dispersão pode ser atribuída à alta rugosidade superficial do substrato e do recobrimento. No caso dos cdps expostos, os *pits* de corrosão também constituíram um fator decisivo para gerar a dispersão dos valores da vida em fadiga.

Os dados desta tabela estão dispostos na ilustração 5.165, na qual os comportamentos em fadiga dos cdps recobertos com alumínio aspergido, dos cdps de metal base não recobertos, com e sem jateamento com granalhas de aço, dos cdps de metal base expostos à atmosfera marítima, e dos cdps recobertos com cádmio podem ser comparados.

Da ilustração 5.165, pode ser observada graficamente a queda da resistência à fadiga dos cdps recobertos com alumínio aspergido em relação ao metal base polido e jateado com granalhas de aço, respectivamente. A queda no limite de resistência à fadiga foi de 11% em relação ao metal base jateado com granalhas, e de 20% em relação ao metal base polido. Em relação à queda na vida em fadiga devido ao



recobrimento com alumínio aspergido, uma única comparação pode ser feita em 671 MPa, com uma queda de vida infinita do metal base, para 95.200 ciclos do cdp recoberto aj1.

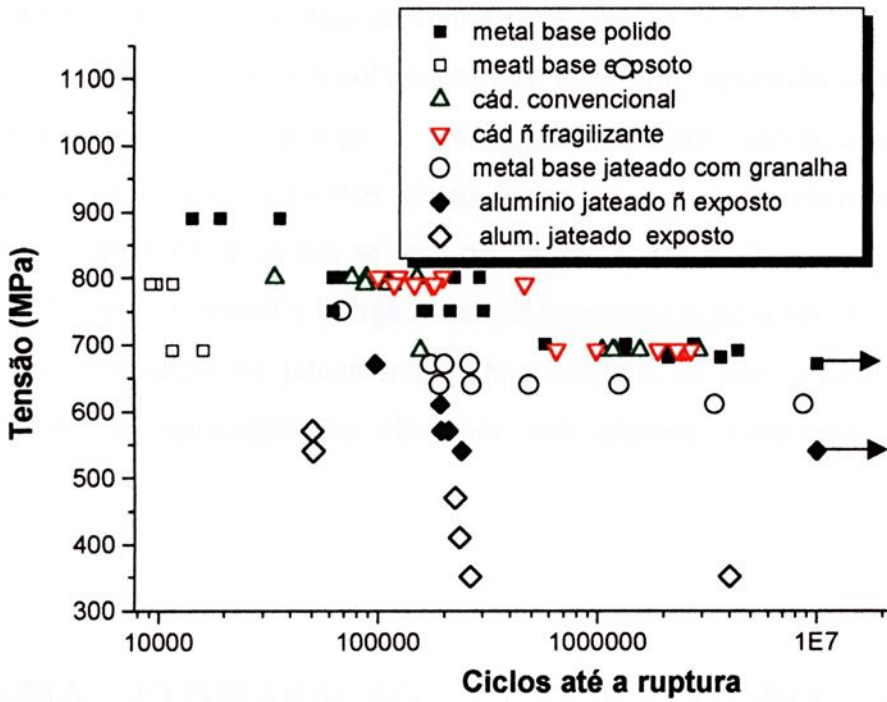


Ilustração 5.165 <sup>(180)</sup> - Comportamento em fadiga cdp recobertos com alumínio aplicado a *arc-spray*, sem e com a exposição à atmosfera marítima.

Também pode ser observado que os cdp revestidos e submetidos à atmosfera marítima apresentaram um comportamento em fadiga que parece ser uma extensão do alinhamento dos pontos referentes ao metal base não recoberto exposto à atmosfera marítima, repetindo o que foi observado com o recobrimento de níquel-alumínio aspergido.

Comparando as vidas em fadiga obtidas para os cdp recobertos com os dois recobrimentos expostos à atmosfera marítima, encontra-se uma queda de 70% em 471 MPa, dos cdp recobertos com alumínio em relação aos cdp recobertos com níquel-alumínio, e uma queda de 90% em 351 MPa, dos cdp recobertos com níquel-alumínio em relação aos cdp recobertos com alumínio. A diferença entre os limites de resistência à fadiga pode ser estimada em 10%, a favor dos cdp recobrimentos com alumínio aspergido.

Estas diferenças devem ser pouco reprodutivas e não possuem importância prática, porém mostram que estes recobrimentos não exercem qualquer



proteção anti-corrosiva ao aço, do ponto de vista da fadiga. Caso contrário, os dois recobrimentos deveriam gerar pontos mais próximos dos pontos dos cdps não expostos, e não em posições que parecem se alinhar com os pontos gerados pelos cdps não recobertos e expostos à atmosfera marítima.

Em resumo, o recobrimento de alumínio aspergido também apresentou um comportamento em fadiga e uma proteção anti-corrosiva aquém daquelas observadas com os recobrimentos eletro-depositados. Este recobrimento necessita da aplicação complementar de um selante polimérico, para melhorar a sua proteção anti-corrosiva. No que se refere à fadiga, este recobrimento poderá ser melhorado caso seja estudada a otimização do jateamento com granalhas de aço, e caso seja estudada a possibilidade de aplicação do alumínio sob alguma atmosfera inerte, como o nitrogênio.

#### 5.4. UMA COMPARAÇÃO CLASSIFICATÓRIA ENTRE OS RECOBRIMENTOS

Devido ao fato de a totalidade dos resultados obtidos com os cdps recobertos implicar num número elevado de pontos, não é produtora que se faça uma exposição dos comportamentos em fadiga para todos os recobrimentos e todas as condições num único gráfico.

A ilustração 5.166 mostra os principais pontos obtidos, englobando o metal base com e sem o jateamento com granalhas, e todos os recobrimentos. Neste gráfico, é muito difícil para se fazer uma visualização clara e comparativa dos vários comportamentos em fadiga.

A ilustração 1.167 reúne todos os recobrimentos e as condições representados pelos pontos da ilustração 1.166, mas com os pontos trocados pelo esboço de curvas. Estas curvas não devem ser tomadas como base para equacionamentos, mas apenas para uma visualização qualitativa da tendência do comportamento em fadiga dos cdps sob as várias condições estudadas neste trabalho.



O cádmio foi suprimido porque seus pontos são coincidentes com os pontos do metal base, e portanto, sua curva deve ser coincidente com a do metal base polido.

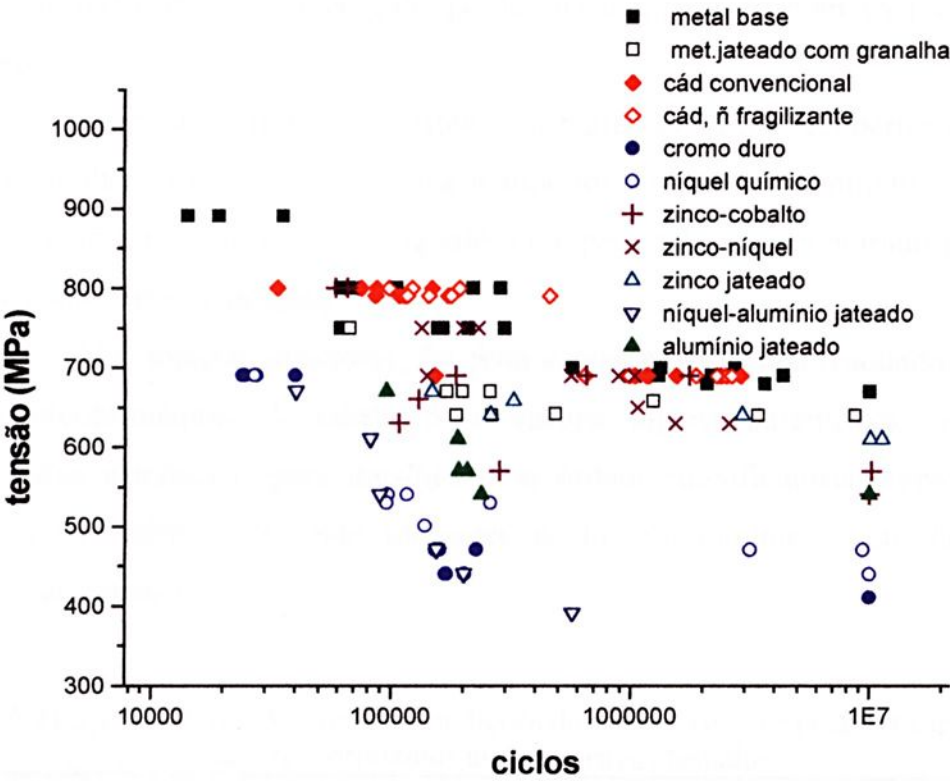


Ilustração 5.166 <sup>(181)</sup> - Representação gráfica com os pontos das vidas em fadiga, para os materiais e para os recobrimentos, e para as principais condições estudadas neste trabalho.

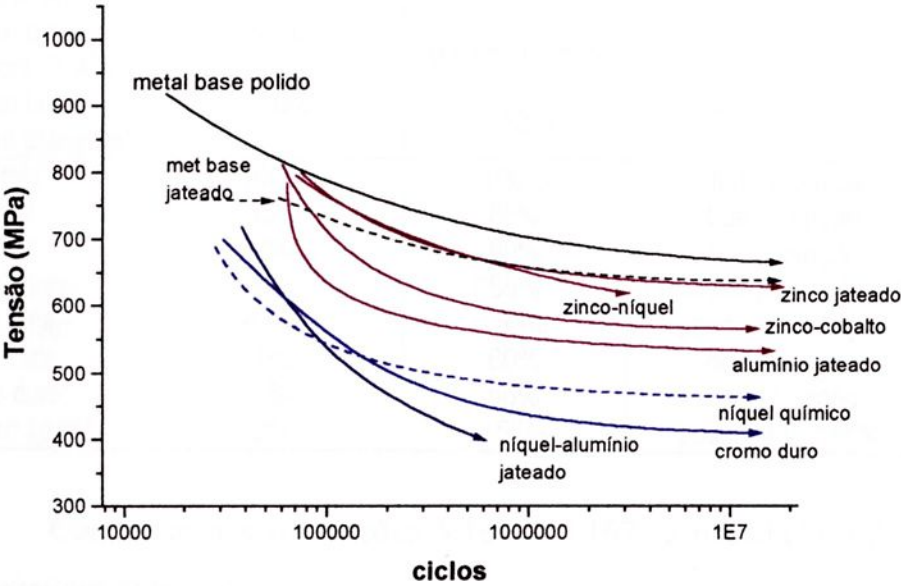


Ilustração 5.167 <sup>(182)</sup> - Visualização gráfica qualitativa do comportamento em fadiga dos recobrimentos estudados neste trabalho.



Na ilustração 5.167, fica mais evidenciado que do ponto de vista da fadiga, os recobrimentos eletro-depositados de zinco-cobalto e de zinco-níquel são as melhores opções, juntamente com o recobrimento de zinco aspergido. Do ponto de vista da corrosão, o zinco aspergido perde sua equiparação com os recobrimentos eletro-depositados.

Embora o limite de resistência à fadiga dos cdps recobertos com zinco-níquel não tenha sido determinado, este é superior ao limite encontrado para os cdps recobertos com zinco-cobalto, e se iguale ou supere o limite encontrado para os cds recobertos com zinco aspergido.

Nos tópicos anteriores, foi feita a apresentação dos resultados para cada um dos recobrimentos. A tabela 5.21 agrupa alguns parâmetros comuns aos recobrimentos estudados, para dar-lhes uma ordem classificatória, como possíveis substitutos do cádmio, juntando os aspectos do comportamento em fadiga e da proteção anti-corrosiva.

Tabela 5.21 <sup>(22)</sup> - Comparação entre as condições do metal base e respectivas superfícies, e dos recobrimentos anti-corrosivos testados

| <b>Material/condição</b>                                     | <b>Comparação entre as vidas em fadiga sob 691 MPa</b> | <b>Comparação entre os limites de res. à fadiga</b> | <b>Observações quanto à corrosão</b> | <b>Classific. geral</b>                            |
|--------------------------------------------------------------|--------------------------------------------------------|-----------------------------------------------------|--------------------------------------|----------------------------------------------------|
| 1- metal base (sup. polida)                                  | 100%                                                   | 100%                                                | -                                    | referência geral<br>ref. Cd<br>refer.<br>rec. jat. |
| 2 - metal base (jateado com O <sub>x</sub> Al <sub>y</sub> ) | 60%                                                    | provável 100%                                       | -                                    |                                                    |
| 3 - metal base (jateado com granalha)                        | ~ 10%                                                  | ~ 90%                                               | -                                    |                                                    |
| cádmio                                                       | 100%                                                   | 100%                                                | ótima proteção                       | 1º                                                 |
| Zn-Ni                                                        | 35%                                                    | 85%                                                 | boa proteção                         | 2º                                                 |
| Zn-Co                                                        | 7%                                                     | 80%                                                 | boa proteção                         | 3º                                                 |
| Zn (arc spray)                                               | 5%                                                     | 85%                                                 | proteção pouco durável               | 4º                                                 |
| Al (arc spray)                                               | < 4%                                                   | <80%                                                | péssima proteção                     | 5º                                                 |
| Ni químico                                                   | 1%                                                     | 60%                                                 | boa proteção                         | 6º                                                 |
| cromo duro                                                   | 1%                                                     | 60%                                                 | boa proteção                         | 7º                                                 |
| Ni -Al (arc spray)                                           | 2%                                                     | <55%                                                | péssima proteção                     | 8º                                                 |

Com base nas ilustrações 5.166 e 5.167, e na tabela 5.21, podem ser feitas as seguintes afirmações:

1 - nenhum dos cdps, com os recobrimentos alternativos estudados, apresentou um comportamento em fadiga que se iguale ao dos cdps recobertos com cádmio; embora



os dois tipos de recobrimento de cádmio tenham sido ensaiados em fadiga em apenas dois níveis de tensão, a proximidade dos pontos obtidos leva à conclusão de que os recobrimentos de cádmio não afetaram significativamente o comportamento em fadiga dos cdps;

2 - as alterações ocorridas nas superfícies dos cdps, provocadas pelos jateamentos com óxido de alumínio e com granalhas de aço, resultaram em reduções na vida em fadiga, e em reduções no limite de resistência à fadiga; este fato é desfavorável à aplicação de recobrimentos que exigem a preparação prévia das peças, com o uso desses jateamentos; o jateamento com óxido de alumínio mostrou-se pouco prejudicial em 691 MPa, e até mesmo benéfico para 791 MPa, enquanto que o jateamento com granalhas de aço foi prejudicial em qualquer nível de tensão;

3 - os recobrimentos que apresentaram a melhor combinação de resultados corrosão-fadiga, foram as ligas de zinco-níquel e de zinco-cobalto; esses resultados se explicam de um lado, pela técnica já consagrada e otimizada da eletro-deposição, associada à eliminação do hidrogênio, e de outro lado, pela menor dureza desses recobrimentos, e pelo estado de polimento permitido à superfície;

4 - os recobrimentos aplicados a *arc-spray* apresentaram as piores combinações de resultados corrosão-fadiga; esses resultados se explicam pelas características dos arames usados, que podem ser substituídos por outros mais apropriados já existentes no mercado, pela não aplicação de selantes, e pela não otimização do processo, visto que os recobrimentos por técnicas de aspersão térmica só começaram a ser estudados mais recentemente, do ponto de vista da fadiga;

5 - o recobrimento de níquel químico recebeu uma classificação desfavorável porque o comportamento em fadiga dos cdps recobertos foi pouco melhor que o comportamento em fadiga dos cdps recobertos com cromo duro.

A menos do problema detectado ligado ao deslocamento, o recobrimento que melhor se comportou, dos pontos de vista da corrosão e da fadiga, foi a liga de zinco-níquel. Entretanto, há alguns aspectos que devem ser considerados antes de se concluir pela indicação da liga de zinco-níquel, para aplicação em trens de pouso:

1 - o recobrimento anti-corrosivo de cádmio é aplicado sobre o aço, mas o objetivo da sua aplicação é a proteção catódica da liga de alumínio, onde a peça de aço é montada;



2 - o procedimento experimental deste trabalho não envolveu o estudo da corrosão em peças de liga de alumínio, nem de conjuntos aço / liga de alumínio, mas apenas em peças de aço; os resultados mostrados na tabela 5.20 se referem exclusivamente à proteção do aço;

3 - a liga de zinco-níquel comercial aqui estudada possui um teor de níquel entre 13% e 15%, cujo potencial eletroquímico se aproxima do potencial do aço; portanto, o seu potencial eletroquímico está muito acima do potencial eletroquímico das ligas de alumínio; não foram encontrados recobrimentos comerciais de zinco-níquel com teores mais baixos de níquel, para proteção catódica das ligas de alumínio;

4 - a liga de zinco-cobalto comercial aqui estudada possui um teor de cobalto igual ou abaixo de 1%, fazendo com que seu potencial eletroquímico seja quase o mesmo do zinco puro, que por sua vez, está abaixo do potencial eletroquímico das ligas de alumínio.

Considerando estes aspectos, é pertinente que se façam as seguintes afirmações, quanto à substituição do cádmio:

1 - o recobrimento de zinco-níquel é a melhor opção para se proteger peças de aço;

2 - o recobrimento de zinco-cobalto é a melhor opção para se recobrir peças de aço, que sejam montadas em estruturas feitas com liga de alumínio, para dar proteção catódica para estas últimas.





## 6. CONCLUSÕES E CONSIDERAÇÕES FINAIS

### 6.1. CONCLUSÕES RELACIONADAS AOS OBJETIVOS

Diante do objetivo deste trabalho, ou seja, comparar os comportamentos em corrosão e em fadiga de alguns dos recobrimentos anti-corrosivos disponíveis no mercado brasileiro, para apontar quais deles podem substituir o cádmio em sua aplicação aos trens de pouso, podem ser feitas as seguintes afirmações:

1 - o cádmio é adotado pela indústria aeronáutica porque atende plenamente às exigências de proteção anti-corrosiva das peças feitas com ligas de alumínio, mesmo que associadas a peças de aço, sem afetar o comportamento em fadiga das peças de aço por ele revestidas;

2 - a liga de zinco-níquel foi a opção que melhor atendeu à exigência no que se refere ao comportamento em fadiga, apresentando uma redução de 65% na vida em 691MPa, e uma redução de 15% no limite de resistência à fadiga; esta liga não protege a liga de alumínio e não pode ser aplicada em peças de aço que sejam montadas em estruturas de liga de alumínio;

3 - a liga de zinco-cobalto também atendeu à exigência no que se refere ao comportamento em fadiga, mas em menor escala, apresentando uma redução de 93% na vida em 691 MPa, e de 20% no limite de resistência à fadiga por outro lado, atende à exigência no que se refere à proteção catódica das ligas de alumínio, sendo a única opção satisfatória encontrada neste trabalho para uso em trens de pouso, na qualidade de substituto do cádmio;

4 - os recobrimentos de cromo duro e de níquel químico, embora não atendam à exigência no que se refere ao comportamento em fadiga, visto que as vidas sob 690 MPa se reduziram em cerca de 99%, e que os limites de resistência à fadiga se reduziram em cerca de 40%, ainda são utilizados pela indústria aeronáutica, quando o recobrimento deve proteger a peça contra o desgaste, ou outra solicitação mecânica que possa ferir a peça; estes recobrimentos serviram de referências para os demais recobrimentos;



5 - Os recobrimentos aplicados a *arc-spray* não atenderam às exigências referentes ao comportamento em fadiga, e em relação à proteção anti-corrosiva; estes resultados podem ser atribuídos à granulometria das granalhas de aço, e à falta da aplicação de um selante polimérico.

Assim, fica proposto que a liga de zinco-cobalto seja apontada como a melhor opção dentre os recobrimentos testados, para substituir o cádmio nas suas aplicações em trens de pouso compostos de aço e de ligas de alumínio.

## 6.2. CONSIDERAÇÕES FINAIS

Além das conclusões diretamente ligadas ao objetivo inicial de buscar substitutos para o cádmio, houve outras conclusões intermediárias, que devem ser aqui sintetizadas, a título de enriquecimento e de melhor aproveitamento dos resultados obtidos neste trabalho.

O aço usado como metal base para receber os recobrimentos, 35NCD16, é um aço de uso aeronáutico cujo comportamento em fadiga é similar ao comportamento em fadiga do aço AISI 4340, a ponto de estes se confundirem nas especificações e em alguns relatórios relativos às atividades da indústria aeronáutica.

O aço 35NCD16 apresenta inclusões cujas dimensões não ultrapassaram 70  $\mu\text{m}$ , e estas afetaram prejudicialmente a resistência à fadiga do aço. As inclusões superficiais foram muito mais prejudiciais que as inclusões internas. Essas inclusões entraram como um “ruído” que ameaçava cobrir as eventuais diferenças entre os recobrimentos estudados, do ponto de vista da fadiga. Outros parâmetros identificados, como a rugosidade superficial, a introdução do perfil de tensões residuais devido à usinagem, e os efeitos do tratamento térmico de desidrogenação sobre o perfil de tensões residuais e sobre a eventual difusão do recobrimento para o substrato, também entraram como “ruídos” adicionais aos efeitos das inclusões.

Assim, o estudo mais aprofundado do aço e de todos os parâmetros envolvidos foi uma necessidade para se avaliar de forma mais clara os efeitos de cada um dos recobrimentos sobre a fadiga. De uma forma geral, foi observado que sob



altas tensões, o aço tende a nuclear trincas a partir de intrusões e extrusões na superfície, e sob tensões mais baixas, o aço tende a nuclear trincas a partir de inclusões internas.

Os processos de jateamento causaram pequenas alterações nessas tendências, e o perfil de tensões residuais atua sobre o valor das vidas em fadiga, dependendo da posição da inclusão que nucleou a trinca. Houve ainda uma tentativa de se visualizar qual seria o comportamento em fadiga do aço 35NCD16, caso este fosse livre de inclusões.

Foi necessário ter um controle de quais parâmetros permaneciam constantes e quais se alteravam, para cada processo adotado, e para cada recobrimento aplicado.

Os recobrimentos de cromo duro e de níquel químico serviram como referências úteis, mostrando dois casos em que as inclusões deixam de ser predominantes no processo de nucleação das trincas, e em que as propriedades do recobrimento definem as características da nucleação.

Os recobrimentos eletro-depositados mostraram-se menos danosos para a resistência à fadiga, o que foi caracterizado pela manutenção da predominância do efeito das inclusões na definição do comportamento em fadiga das peças recobertas. Cada um dos parâmetros adicionais ao efeito das inclusões pode ser discutido quanto à sua manutenção ou variação, devido ao processo de deposição. Isto abre a possibilidade de estudos futuros quanto às variações que podem ser adotadas em cada processo.

Os recobrimentos aplicados por aspersão térmica foram prejudicados na sua avaliação devido à granulometria da granalha de aço utilizada no preparo do substrato, e devido à não adoção de selantes. Mesmo assim, foi possível avaliar qual foi o peso de cada um desses fatores, como cada recobrimento afetou o comportamento em fadiga da peça recoberta, e por fim, vislumbrar que ações e alternativas podem ser adotadas em trabalhos futuros para otimizar esses recobrimentos.

Todos os revestimentos testados abrem perspectivas para trabalhos futuros, e são promissores para aplicações que transcendem os objetivos específicos deste trabalho.





## 7. PROPOSIÇÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

Os resultados experimentais deste trabalho permitem a apresentação de algumas proposições para futuros trabalhos. Estes trabalhos podem ser caracterizados como linhas de pesquisa, e como de instrumentação e infra-estrutura, as primeiras comportando orientações em nível de pós-graduação, e as outras comportando orientações em nível de iniciação científica. São eles:

### 1 - trabalhos caracterizados como linhas de pesquisa:

- 1.1 - desenvolver e testar novas ligas de zinco-níquel com teores mais baixos de níquel, para proporcionar proteção catódica para as ligas de alumínio de uso aeronáutico; para estas ligas, será necessário desenvolver o respectivo processo de eletro-deposição, melhorar a sua aderência, fazer os ensaios de corrosão em ambiente marítimo e fazer os ensaios de fadiga;
- 1.2 - estudar as possíveis formas de melhorar o comportamento em fadiga dos cdps recobertos com a liga de zinco-cobalto, como a aplicação de *shot peening*;
- 1.3 - estudar o comportamento em fadiga de cdps tratados com recobrimentos anti-corrosivos, porém usando aços aeronáuticos que foram adotados pela indústria, posteriormente ao aço 35NCD16;
- 1.4 - testar os recobrimentos aspergidos com a aplicação de selantes que neutralizem as desvantagens da porosidade;
- 1.5 - testar os parâmetros de aplicação da granalha de aço, como a granulometria e a pressão, para minimizar seus efeitos sobre o comportamento em fadiga do substrato;
- 1.6 - testar recobrimentos aspergidos de outras ligas, visto que existe uma gama muito grande de materiais que podem ser aplicados por *arc-spray*; o mesmo vale para os outros processos de aspersão térmica;
- 1.7 - testar os demais recobrimentos anti-corrosivos eletro-depositados ou de banho quente, encontrados na literatura e disponíveis no mercado brasileiro, como o zinco-estanho, o zinco-manganês, o zinco-alumínio, e o zinco-ferro;
- 1.8 - estudar o efeito de tratamentos superficiais para a melhoria do comportamento em fadiga dos cdps a serem recobertos, para todos os revestimentos anti-





corrosivos, verificando em paralelo, a aderência entre o revestimento e o substrato; são exemplos a cementação, a nitretação, a carbonitretação, a aplicação de *shot-peening*, a aplicação de inter-camadas, etc.; estes estudos podem ser inicialmente dedicados ao revestimento de zinco-cobalto;

2 - trabalhos caracterizados como de instrumentação e de infra-estrutura:

2.1 - introduzir modificações de projeto nas máquinas de fadiga para:

2.1.1 - melhorar o sistema de fixação dos cdps;

2.1.2 - aumentar o tempo de vida útil das peças de reposição, principalmente rolamentos e respectivos eixos;

2.1.3 - redimensionar os cabeçotes, para dar maior robustez ao sistema;

2.1.4 - implantar um sistema de segurança para proceder ao desligamento imediato diante do colapso em algum ponto do sistema, ou da falha de operação;

2.1.5 - projetar e desenvolver cabeçotes com temperatura de trabalho controlada, ou mais próxima da temperatura ambiente, para evitar o aquecimento indevido de cdps com baixo ponto de fusão, como o alumínio e suas ligas, e o cobre;

2.2 - implantar um sistema de aferição permanente a ser incorporado às máquinas de fadiga;

2.3 - implantar um conjunto de ferramentas e de gabaritos específicos para manutenção e para manipulação dos cabeçotes e dos corpos de prova.

Com a realização desses trabalhos, acredita-se na implementação de um laboratório de ensaios de fadiga capaz de suportar todas as linhas de pesquisa que envolvam o fenômeno da fadiga por flexão rotativa.





## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABM, **Corrosão e tratamentos superficiais dos metais**, Associação Brasileira de Metais, 1971.

AIR CRAFT MATERIALS UK, <http://www.aircraftmaterialsuk.com/data/alstst/alstst.html>, acesso em: 06/01/2003.

AIR CRAFT MATERIALS UK, <http://www.aircraftmaterialsuk.com/data/alstst/s28.html>, acesso em: 06/01/2003.

ALEFELD, G., VÖLKL, J., **Hydrogen in metals, topic in applied physics**, V. 28 and V. 29, 1978.

ALFANTAZI, A. M., ERB, U., Corrosion properties of pulse-plated zinc-nickel alloy coatings, **Corrosion Engineering**, November, 1996, pp. 880-888.

AMORIM, C. E. S., VOORWALD, H. J. C., SOUZA, R. C., GUROVA, T., Comportamento em fadiga do aço 35-ncd-16 eletrodepositado com zn-co. in: **Décimo congres chileno de ingenier mecánica**, 15-18 de octubre, 2002, Santiago, Chile, anais em CD.

ANTUNES, I. C. R., **Influência do fator intensidade de tensão na propagação de trincas por fadiga no aço carbono manganês A516-70N soldado**, 1997, 135p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá. Universidade Estadual Paulista. Guaratinguetá.

ASHIRU, O.A., SHIROKOFF, J., Electrodeposition and characterization of tin-zinc alloy coatinngs, **Applied Surface Science**, 103, 1996, pp. 159-169.

ASM, **American Society for Metals, Metals Handbook**, v.2, 8a. ed., Petals Park, pp443-445, 1975.

ASTM, **ASTM G 31** - Standard practice for laboratory immersion corrosion testing of metals, ASTM vol. 03.01, 2001.

ASTM, **ASTM E 45** – Standard test methods for determining the inclusion content of steel, ASTM vol. 03.01, 2001.

ATKINSON, M.J., Influence of non-metallic inclusions on the fatigue properties of ultra-high-tensile steels, **J. Iron Steel Inst.** 195 (1960) pp 64-75.



- BAKER, R. G., HOLDEN, C. A., Zinc-nickel alloy electrodeposits: rack plating, **Plating and surface finishing**, v.72, n. 3 pp 54-57, mar. 1985.
- BASTIAN, F. L., CAMINHA JR., H. M., MORAES, M. M., **Mecânica da Fratura**, Rio de Janeiro, IBQN - Instituto Brasileiro da Qualidade Nuclear, 1987.
- BETHUNE, A. J., LOUD, N. A. S., **Standard aqueous electrode potentials coefficients at 25<sup>0</sup>C**, Clifford A. Hampel, Skokie, III. 1964.
- BENNING, I. O., Non-destructive determination of load and residual stresses bu the x-ray method, **The Rigaku Journal**, v.6, n.2, pp15-20, 1989.
- Enthone-OMI do Brasil Ltda., **Boletim Técnico Zincrolyte CLZ Co** [eomib@uol.com.br](mailto:eomib@uol.com.br).
- Enthone-OMI do Brasil Ltda., **Boletim Técnico Zincrolyte NCZ Ni 314**, [eomib@uol.com.br](mailto:eomib@uol.com.br).
- BOMAS, H., MAYR, P., SPEICHER, V., Residual stress development and its effect on fatigue lifetime of a hardened and tempered steel under two-step cyclic bending, in: EUROPEAN CONFERENCE ON RESIDUAL STRESSES, 1992, Frankfurt. Anais... Frankfurt, 1993. pp. 477-485.
- BRANCO, C. M., FERNANDEZ, A. A., CASTRO, P. M. J. T., **Fadiga de estruturas soldadas**, Fundação Calouste Gulbernkian, Lisboa, 1986.
- BROEK, D., **Elementary Engineering Fracture Mechanics**, Leyden, Noordhoff International Publishing, 1986, 408p.
- CALLISTER, W. D., **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**, Livros Técnicos e Científicos, Rio de Janeiro, 2002. 589p.
- CAMARGO, J. A. M., **Propagação de trinca por fadiga na liga de alumínio 7475-T761 submetido a carregamento de amplitude constante e variável**, 1995. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá.
- CAO, W., FATHALLAH, R. CASTEX, L., Correlation of Almen arc height with residual stresses in shot peening processes. **Material Science and Technology**. v.11, p 967-973, 1995.
- CARVALHO, J. E. R., BRITO, R. M., PEREIRA, A. M., GONÇALVES, R., PEREIRA, V. F., TAVARES, S. S. M., AZAMBUJA, S., SILVA, I. C., Produção de chapas com revestimento de liga Zn-Fe (GALVANEW) na CSN, in: CONGRESSO



INTERNACIONAL DE TECNOLOGIA METALÚRGICA E DE METAIS, 49, São Paulo, 1994. anais São Paulo, ABM, 1983v. 11, pp. 179-192.

CASTELLAN, G. W., **Físico-Química**, vol. 1, Livros Técnicos e Científicos, São Paulo, 1978, 489p.

CETLIN, P. R., LIVA, P. S. P., **Fadiga, conceito e importância. Análise de fraturas**. ABM – Associação Brasileira de Metais, 1979.

COFFIN, L. F., **Trans. ASME** 76, 931, 1954.

COLEMAN, D. H., POPOV, B. N., WHITE, R. E., Hydrogen permeation inhibition by thin layer zn-ni alloy electrodeposition, **Journal of applied electrochemistry**, 28, 1998, pp. 889-894.

COSTA, F., SANTOS, M. B. F., SILVA, E. P., Sobre os efeitos do hidrogênio em aços, in: 10<sup>o</sup> CEBECIMAT, 10<sup>o</sup> CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIAS DOS MATERIAIS, V. II, pp. 851 - 853, Águas de Lindóia, 6-9 dezembro de 1992.

DART, A, Improving fatigue Strength of metals - 1. **Machinery and production engineering**, v.4, p 998-103, 1976.

DE KAZINCZY, F., Effects of small defects on the fatigue properties of medium-strength cast steel, **J. Iron Steel Inst.** 208, (1970) pp 851-855.

DIETER, G. E., **Metalurgia mecânica**, 2<sup>a</sup>. ed. Rio de Janeiro: Editora Guanabara Koogan, Rio de Janeiro, 1981, 653p.

DINI, J. W., Electrodeposition of zinc/nickel alloy plating, in: THE WORKSHOP OF ALTERNATIVES OF CADMIUM ELECTROPLATING IN METAL FINISHING, 1977, Washington, NBS, 1977, pp. 113-114.

DUNCAN, R. N., The Structure and Properties of Electroless Nickel Deposits, in: VIII EBRATS - ENCONTRO BRASILEIRO DE TRATAMENTOS DE SUPERFÍCIES, 1994.

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.

ENTHONE-OMI do Brasil, Ltda., **Zincrolyte ncz 191, zinco e zinco ligas**, Boletim técnico, 6 p., 30 jun. 2000.



ETS-CHAPIUS, [http://www.ets-chapius.fr/F/pages/acier\\_outil\\_inox\\_cons.htm](http://www.ets-chapius.fr/F/pages/acier_outil_inox_cons.htm), acesso em 06/01/2003.

EVANS, V. R., **The corrosion and oxidation of metals: principles and practical applications**, Edward Arnold, London, 1961.

EWALDS, H. L., WANHILL, R. J. J., **Fracture Mechanics**, London, Edward Arnold & Delftse Vitgevers Maatschappij, 1986, 304p.

FALCÃO, C. A. J., FILHO, W. W., SPINELLI, D., Thermomechanical Fatigue: testing methods and application, in: SAE INTERNATIONAL CONFERENCE ON FATIGUE, São Paulo, pp. 79-84, December, 2001.

FINE, M. E., Fatigue resistance of metals, **Metallurgical Transactions**, vol. 11A, P.365 – 379, march, 1980.

FONG, J. T., **Fatigue mechanism – key to the solution of the engineer's second fundamental problem**, J. T. Fong Ed., ASTM STP 675, American Society for Testing and Materials, p. 3-8, 1979.

FONG, J. T. **Fatigue mechanism – an historical perspective**, J. T. Fong Ed., ASTM STP 675, American Society for Testing and Materials, p. 2-20, 1979.

FONTANA, M. G., GREENE, N. D., **Corrosion Engineering**, McGraw-Hill International Company, Japan, 1983, 465 p.

FRITH, P.H., **Fatigue of wrought high tensile alloy steels**, in Proc.Int. Conf. Fatigue (1956), p 462.

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

**Galvanoplastia Prática**, v1, EDUSP-Polígono, São Paulo, 1974, 354p.

GENTIL, V., **Corrosão**, Livros Técnicos e Científicos, Rio de Janeiro, 1996.

GILMAN, J. J., **Stress corrosion cracking and hydrogen embrittlement of iron base alloys**, NACE-5, p. 326, NACE, Houston, TX, 1977.

GOMES, J. M. V., Fragilização por hidrogênio: um fenômeno mal compreendido, **Revista Galvanoplastia**, n. 23, pp. 18 - 27, 1990.

GRIFFITH, A. A., The Phenomena of Rupture and Flow in Solids. **Philosophical Transactions of The Royal Society**, London, 221A, pp.163-198, 1920.

GRUNDIG, W., **Corrosão metálica**, Associação Brasileira de Metais, 1971.

GUMBEL, E. J., **Statistic of extremes**, Columbia University Press, New York, 1957.



HARA, T, SAGIYAMA, M., ADANIYA, T., FUKUDA, Y., TSUCHIYA, Y., **Properties of Zn-Mn alloy electroplated steel**. Nippon kokan technical report, n. 18, pp.29-37, 1987.

HARPUR, N. F., TROUGHTON, A. J. The value of full-scale fatigue testing. In: Gassner, E., Schütz (Ed.). **Fatigue design procedures**. Pergamon Press, 1969. p.343-73.

HASHIMOTO, T. M., **O efeito da concentração de tensões na fadiga com dano acumulado em flexão rotativa em liga Al-Mg-Si**, São José dos Campos, 1976. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Instituto Tecnológico de Aeronáutica, CTA.

HERZOG, R., ZINN, W., SCHOLTES, B., WOHLFAHRT, H.. The Significance of Almen intensity for the generation of shot peening residual stresses. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SHOT PEENING, 6., 1996, São Francisco. Proceedings... São Francisco: J. Champaigne, 1996. p 270-281.

HOEPPNER, D. W., **Model for prediction of fatigue lives based upon a pitting corrosion fatigue process**, J. T. Fong, ed.. ASTM STP 675, American Society for Testing and Materials, p. 841 – 863, 1979.

HOLE, J., 3RD INTERNATIONAL CONFERENCE ON THE EFFECT OF HYDROGEN ON THE BEHAVIOR OF MATERIALS, TMS - AIME, New York, august 1980.

HORNBOGEN, E., KISHIDA, K., Tensile Strength and Ductility of an HSLA Steel and a Maraging Steel with Different Microstructures. **Arch. Eisenhüttenwes**, v. 55 (n.6), pp.281-283.

HORNBOGEN, E., RITTNER, K., Development of Thermo-Mechanical Treatment of a Maraging Steel for Yield Strengths above 3 GPa. **Steel Research**, v.58 (n 4), pp 172-177, 1987.

HSU, G. F., Zinc-nickel alloy plating: an alternative to cadmium, **Plating and surface finishing**, v.7, n. 4, pp.52-55, apr. 1984.

INENSON, E., CLAYTON-CAVE, J. and TAYLOR, R. J., Variation in fatigue properties over individual casts of steel, Part I, **J. Iron Steel Inst.** 184 (1958) pp 178-185.



- INENSON, E., CLAYTON-CAVE, J. and TAYLOR, R. J., Variation in fatigue properties over individual casts of steel, Part II, **J. Iron Steel Inst.** 190 (1958) pp 277-283.
- INGLIS, C. E., Stress in a Plate Due to the Presence of Cracks and Sharp Corners. **Trans. Inst. Naval Architects**, 55, pp.219-241, 1913.
- ISO 4967 – **Micrographic determination of the content of non-metallic inclusions in steels by means of standard diagrams** (1979).
- Japanese Industrial Standard G 0555 – **Method for microscopic inspection of non-metallic inclusions in steels**, (1977).
- JENSEN, J. D., GABE, D. R., WILCOX, G. D., The practical realisation of zinc-iron CMA coatings, **Surface and Coatings Technology**, 105, 1998, pp 240-250.
- JOHNSON, W., **Hydrogen damage selection of articles and papers**, American Society for Metals, Ohio, 1977.
- JONES, A. R., Microcracks in hard chromium electrodeposits, **Plating and Surface Finishing**, April, 1989, pp.62-66.
- KALETA, J., Hybrid methods of examination of martensitic transformation induced by plastic strain, in: SAE INTERNATIONAL CONFERENCE ON FATIGUE, São Paulo, pp. 107-113, December, 2001.
- KANAMARU, T., NAKAYAMA, M., OGAWA, Y., MORITA, J., ARAI, K., Properties of iron-zinc alloy-electroplates galvanized steel sheet. **Nippon steel technical report**, n. 63, oct. 1994, pp. 23-26.
- KELLER, J., COLIN, J., SEUERN, P., MILLON, E., Feasibility and properties of zinc-nickel alloy electroplated steel sheet. in: INTERNATIONAL CONFERENCE ON ZINC AND ZINC ALLOY COATED STEEL SHEET (GALVANOTECH), Tokyo, 1989, Proceedings... Tokyo, The Iron and Steel Institute of Japan, 1989, pp. 161-169.
- KENDY, E. D., **Estudo do desempenho anticorrosivo de revestimentos de liga zinco-alumínio aplicados sobre o aço carbono**. 1993, 119 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia), Poli- USP - Depto. de Engenharia Metalúrgica e de Metais.
- KOCANDA, S., **Fatigue Failure of Metals**, Sijthoff & Noordhoff International Publishers, Poland, 1978, 368p.
- KODAMA, S., The behaviour of residual stress during fatigue stress cycles. pp111-118, 1972.



LANDGRAF, R. W., Fatigue technology in vehicle development. in: SAE INTERNATIONAL CONFERENCE ON FATIGUE, São Paulo, pp. 37-41, December, 2001.

LANGE, G. A. FRACTURES IN AIRCRAFT COMPONENTS, MIXED-MODE FATIGUE AND FRACTURE, Mechanical Engineering Publications, London, pp.23-30,1993.

LEMAITRE, J., **ASME Journal of Engineering Materials and Technology**, v. 107, p. 83-89, 1985.

LLORCA, J., Modelling cyclic strain hardening in metal-matrix composites. in: FATIGUE 93, FIFTH INTERNATIONAL CONFERENCE ON FATIGUE AND FATIGUE THRESHOLDS, v. I, p. 229-238, Montreal, 3-7 may 1993.

LU, J., **Handbook of measurement of residual stresses**, Society for experimental mechanics, 1996.

MAGNIN, T., Fundamentals of corrosion fatigue, FATIGUE 93, FIFTH INTERNATIONAL CONFERENCE ON FATIGUE THRESHOLDS, V. III, pp. 733 – 744, Montreau, Canada, 2-7 May, 1993.

MAGNIN, T., BRECHET, Y., SORNETTE, D., On the physical origin of the coffin manson law in low cycle fatigue, FATIGUE 93, FIFTH INTERNATIONAL CONFERENCE ON FATIGUE AND FATIGUE THRESHOLDS, v. I, p. 245-250, Montreal, 3-7 may 1993.

MANDAYAG, A. F., **Metal fatigue: theory and design**, John Wiley and Sons, 1969.

MANSON, S. S., HIRSCHBERG, M. H., **Fatigue: an interdisciplinary approach**, Syracuse Univ. Press, Syracuse, p. 133, New York, 1964.

MANSON, S. S., **Thermal stress and low cycle fatigue**, McGraw-Hill, New York, 1966.

MARCHERAUCH, E., KLOOS, K. H., Origin, measurement and evaluation of residual stresses. in: **Residual Stress in science and technology**. anais... Edited by E. Marcherauch. V. Hauk DGM Verlag, 1987. pp.3-27.

Prof. Sebastião Heber Martins, S. H., **Caracterização Microestrutural das Juntas Soldadas de Aços ARBL Soldadas pelo Processo de Soldagem ao Arco Elétrico com Eletrodo Revestido**, <http://interacao.unis.edu.br/n1/art1.htm> acesso em 05/01/2003.



McEWILY, A. J., STACHLE, R. W., **Corrosion fatigue**. Nat. Assoc. Corrosion, Eng., Houston, 1972.

MEGGIOLARO, M. A., CASTRO, J. T. P., On the errors induced by the hookean modeling of nominal stresses in the eN method, in: SAE INTERNATIONAL CONFERENCE ON FATIGUE, São Paulo, pp. 257-266, December, 2001.

METAL Finishing - **Guidebook and Directory**, Issue 89, Metals and plastic publications, Inc., 1989, 1054p.

METALLISTION Ltd, **Metalisation - principles of thermal spraying**, England, 1997

MEYERS, M. A., CHAWLA, K. K., **Princípios de metalurgia mecânica**, Editora Edgard Blücher, São Paulo, 1982.

MIGUEL, I. M., AMORIM, C. E. S., PRERES, M. P., VOORWALD, H. J. C., Study of influence of zinc-niquel and cadmium electroplated coatings on fatigue strength of aeronautical steels. in: FATIGUE 2002- EIGHTHTH INTERNATIONAL FATIGUE CONGRESS, Stockholm, Sweden, June 2002, pp.2461-2468.

MILLER, K. J., Materials Science Perspective of Metal Fatigue Resistance. **Materials Science and Technology**, v. 9, June, pp452-462, 1993.

MILLS, E. J., **Proc. Roy. Soc.** 25 (1877), pp. 504-512.

MITCHELL, M. R., Short course on fatigue. in: SAE BRASIL INTERNATIONAL CONFERENCE ON FATIGUE, São Paulo, SP, Brazil, December 12<sup>th</sup> – 14<sup>th</sup>, 2001.

MIRANDA, A.; MEGGIOLARO, M.; MARTHA, L.; CASTRO, L.; BITTENCOURT, T., **Fatigue crack propagation under complex loading in arbitrary 2d geometries**, **Applications of Automation Technology in Fatigue and Fracture Testing and Analysis**, Fourth Volume, ASTM STP 1411, Ed. Braun, McKeighan & Lohr, American Society for Testing and Materials, USA, 2001.

MIURA, N., SAITO, T., KANAMARU, T., SHINDO, Y., KITAZAWA, Y., Development of new corrosion-resistant steel sheets for automobiles, **Transactions ISIJ**, v. 23, pp 913-922, 1983.

MOLER, P., LEISNER, P., *Experiences from field corrosion test zinc and zinc alloy coating*, In: INTERNATIONAL TECHNICAL CONFERENCE PROCEEDINGS, Cleveland, 1996, pp 885-889.

MORCILLIO, M., PALMA, E., FERNANDEZ, B., Atmospheric galvanic protection of 55 % Al-Zn precoted steel. **Werkstoffe und Korrosion**, v. 45, pp. 550-553, 1994.



MURAKAMI, Y., KODAMA, S., KONUMA, S., Quantitative evaluation of effects of non-metallic inclusions on fatigue strength of high strength steels. I: Basic fatigue mechanism and evaluation of correlation between the fatigue fracture stress and the size and location of non-metallic inclusions, **Int. J. Fatigue**, september 1989, pp.291-298.

MURAKAMI, Y., USUKI, H., Quantitative evaluation of effects of non-metallic inclusions on fatigue strength of high strength steels. II: Fatigue limit based on statistics for extreme values of inclusions size, **Int. J. Fatigue**, september 1989, pp.299-307.

MURAKAMI, Y., Effects of small defects and nonmetallic inclusions on the fatigue strength of metals, **JSME International Journal**, series I, vol.32, No.2, 1989, pp. 167-180.

MURAKAMI, Y., KODAMA, S., DUCKWORTH, W. E., Quantitative evaluation of effects of shape and size of artificially introduced alumina particles on the fatigue strength of 1.5Ni-Cr-Mo (En24) steel, **Int. J. Fatigue**, november 1991, pp. 489-499.

MURAKAMI, Y., ENDO, M., Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength, **Fatigue**, vol. 16, april 1994, pp.163-182.

MURAKAMI, Y., BERETTA, S., Statistical analysis of defects for fatigue strength prediction and quality control of materials, **Fatigue & fracture of engineering materials & structures** 21, 1998, pp.1049-1065.

NASCIMENTO, M. P., **Determinação da vida em fadiga do aço ABNT 4340 revestido com cromo duro sobre níquel químico**, 1999. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica, área de Projetos e Materiais), Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, UNESP, Guaratinguetá.

NASCIMENTO, M. P., SOUZA, R. C., VOORWALD, H. J. C., PIGATIN, W. L., Effects of tungsten carbide thermal spray coating by HP/HVOF and hard chromium electroplating on AISI 4340 high strength steel, **Surface and Coating Technology**, v. 138, n. 2-3, pp.113-124, 2001.

NELSON, D. V., Review of Fatigue-Crack-Growth Prediction Methods. **Experimental Mechanics**, pp. 41-49, Feb, 1977.



NOMURA, S., SAKAI, H., NISHIMOTO, H., UEGAKI, T., SAKAGUCHI, M., IWAI, M., KOKUBO, I., Zn-fe / zn-ni double lalyer electroplated steel sheet, **Transactions ISIJ**, v. 23, pp 930-938, 1983.

OGUNDELE, G. I., SIDNEY, D., Environmental effects no crack initiation in boiler tubes. in: **FATIGUE 93, FIFTH INTERNATIONAL CONFERENCE ON FATIGUE THRESHOLDS**, V. III, pp. 1791 – 1796, Montreau, Canada, 2-7 May, 1993.

OKAMOTO, A., NAKAMURA, H., The Influence of residual stress on fatigue , cracking. **Journal of pressure vessel technology**, v.112. Aug., pp.199-203, 1990.

ORIANI, R. A., **Stress corrosion cracking and hydrogen embrittlement of iron base alloys**. NACE-5, p. 351, NACE, Houston, TX, 1977.

PANOSSIAN, Z., Novas gerações de de chapas revestida: criação de capacitação nacional, **Metaurgia ABM**, v. 47, n. 398, pp. 401-403, out. 1991 (IPT Pub. 2049).

ÖZDEMIR, A. T., EDWARDS, L., Relaxation of residual stresses at cold-worked fastener holes due to fatigue loading. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, v.20, n. 10, pp. 1443-1451, 1997.

PANOSSIAN, Z., **Revestimentos alternativos para o zinco**, IPT - Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo S.A. - Brasil, 1996.

PARMEGGIANI, L., **Enciclopaedia of comutational healht and safety**, V. 1, 3a. ed, International Laour Office, 1989.

PEREIRA, C. P. M., **Fadiga na liga de alumínio 7475-T761**. FAENQUIL/DEMAR, Lorena, SP, fev. 1996.

PERES, M. P., **Estudo do efeito do tempo e da temperatura de desidrogenação na resistência à fadiga do aço 4340 que sofreu eletrodeposição de cádmio**, 1996, 156p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Química de Lorena.

PORTER, F. C., Zinc alloy coatings on steel, **Industrial corrosion**, v. 8, n. 4, pp. 5-9, jun/jul, 1990.

PRESSOUYRE, G. M., 3RD INTERNATIONAL CONFERENCE ON HYDROGEN AND MATERIALS, Proceedings of Paris Conference, Pergamon Press, June 1982.

REED-HILL, R. E., **Princípios de metalurgia Física**, 2ed., Rio de Janeiro, Guanabara Dois, 1982, 776p.

PURE SPECIALISATION, [www.corusgroup.com](http://www.corusgroup.com) , acesso em 06/01/2003.



RAMANATHAN, L., **Corrosão e seu controle**, 3a. ed. Hemus, São Paulo, 1991, 339p.

RIBBE, A. P., et al, **Corrosão e Tratamentos Superficiais dos Metais**, ABM - Associação Brasileira de Metais, 1971.

ROOS, E., DEMLER, T., EISELE, U., RAINER, G., Fracture Mechanics Safety Assessment based on Mechanics of Materials. **Steel Research**, v.4, pp.172-180, 1990.

ROMAN, M. P., New developments in zn-5%al-mishmetal alloy coatings. in: INTERNATIONAL CONFERENCE ON ZINC ALLOY COATED STEEL SHEET (GALVANOTECH), Tokyo, 1989, proceedings... Tokyo: The iron and steel institute of Japan, 1989. pp. 359-366.

RYBACZUK, M., ZIETEK, G., Fractal model of the cold martensitic transformation in steels. in: SAE INTERNATIONAL CONFERENCE ON FATIGUE, São Paulo, pp. 79-84, December, 2001.

SAITO, T., WARE, R., OKA, J., KITAYAMA, M., Development and properties of zn-ni alloy electroplated steel sheet (durizinklityre), **Nippon steel technical report** n. 25, pp. 1-10, apr. 1985.

SANDOR, B.I., **Fundamentals of cyclic stress and strain**, University of Wisconsin Press, Madison, Wisconsin, 1972.

SCHUTZ, W., A history of fatigue, **Engineering Fracture Mechanics**, v. 54, n.2, 1996, pp.263-300.

SHARLES, T. E., Electroplated zinc-cobalt: a cost effective, high performance alloy coating to meet future corrosion requirements, in: ENCONTRO BRASILEIRO DE TRATAMENTO DE SUPERFÍCIE, 6, São Paulo, 1989, Anais ABTS, v.1, pp. 65-78.

SHREIR, L. L., **Corrosion**, 2 ed., New- Butterworths, 1976.

SILVA, S. B., MASCARO, L. H., MACHADO, S. A. S. e AVACA, L. A. Análise da composição de ligas de zn-ni depositadas sobre diferentes materiais. in: EBRATS-94 - ENCONTRO BRASILEIRO DE TRATAMENTO DE SUPERFÍCIE, Anais Ebrats 94. Sao Paulo : Abts, 1994. pp. 15-22.

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





STELL 35NCD16, <http://www.sz-metal.si/selector/steels/35NCD16.html> acesso em 06/01/2003.

SUCH, T. E., Recent development in the electrodeposition of zinc and cadmium, **Electroplating & metal finishing**, v. 14, n. 3, pp. 79-83, march 1961.

*Techspotlight Sn-Zn alloy electroplates outperform cadmium deposits*, **Advanced materials & processes**, pp. 37-39, dec. 1991.

SZ-METAL, <http://www.sz-metal.si/selector/steels/35NCD16.html> , acesso em 06/01/2003.

TEODÓSIO, J. R., MONIN, V. I., GUROVA, T., Novo método de tensometria por raios-X. in: SEMINÁRIO DE INSPEÇÃO DE EQUIPAMENTOS, 23, 1997, Rio de Janeiro, Anais... Rio de Janeiro, 1997, pp.255-258.

THOMPSON, A. W., BERNSTEIN, I. M., **Effect of hydrogen on behavior of materials**, TMS - AIME, New York, 1976.

TOPPER, T. H., DUQUESNAY, D. L., The effects of overloads in service load histories on crack closure and fatigue damage. in: SAE INTERNATIONAL CONFERENCE ON FATIGUE, São Paulo, pp. 43-54, December, 2001.

TORRES, M. A. S., **Uma avaliação do efeito do shot peening na vida em fadiga do aço ABNT 4340 com e sem revestimento de cromo duro**. 2002, 223p, Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá.

TORRES, M. A. S., VOORWALD, H. J. C., An evolution of shot peening, residual stresses and relaxation on the fatigue life. **International Journal of Fatigue**, v.24, pp 877-886, 2002.

TURBULL, A., **Corr. Sci.**, V. 22, p. 877, 1982.

UENO, M., MITSUHASHI, T. and NAKANO, Y., Studies on ball bearing steels (II) (Effects of some metallurgical factors on life of ball bearing steels), **J. Iron Steel Japan**, 41, 10 (1955), pp 1102-1107.

UHLIG, H. H., **Corrosion handbook**, Jonh Wiley, New York, 1966.

UHRUS, L. O., Throught hardening steels for ball hearings effect of inclusions on endurance in clean steel 77, **Iron Seel Inst.** (1963), pp 104-109.

ULTRATECH SA, <http://www.ultratech-decolletage.com/aciers.html> , acesso em 06/01/2003.

VANVLACK, L. H., **Princípios de Ciências dos Materiais**, Editora Edgard Blücher, Ltada., S. Paulo, Brasil, 2000, 427p.



VEG WERSTOFFPRÜFMASCHINEN LEIPZIG, **Instruções de serviço para a máquina rotativa para ensaios de flexão UBM**, 1987.

VELICHENKO, A. B., PORTILLO, J., ALCOBÉ X., SARRET, M., MÜLLER, C., Nature of anode passivation in Zn-Ni electroplating baths, **Electrochimica acta**, 46, 2000, pp. 407-414.

YOKOBORI, T., MAEKAWA, I. and KOREKAWA, S., The influence of non-metallic inclusions on the fatigue strength and the statistical nature of steel, **J. Soc. Mater Sci. Japan** 12, (1963) pp 434-438.

WANG, Q. Y., BAUDRY, G., BATHIAS, C., BERARD, J. Y., Subsurface crack initiation due to ultra-high cycle fatigue. in: **ADVANCES IN MECHANICAL BEHAVIOR, PLASTICITY AND DAMAGE – Proceedings of EUROMAT 2000 – vol. 2**, France, 7-9 nov. 2000, pp.1083-1088.

WATSON, S. A., **Zinc-nickel alloy electroplated steel coil and other precoated coil for use by the automotive industry: a review of literature published 1983 to 1987**. England, NiDi Technical series n. 13001, 40 p., 1988.

WATSON, S. A., Electrodeposited coatings of zinc-nickel, **Transactions of the institute of metal finishing**, v. 70, pp. 28-31, jan. 1992.

WESTERGAARD, H. M., Bearing Pressures and Cracks, **J. Appl. Mech.**, 61, pp.A49-53, 1939.

WEST YORKSHIRE STEEL CO LTD,

[http://www.westyorkssteel.com/Steel\\_Specifications/caspecs.htm](http://www.westyorkssteel.com/Steel_Specifications/caspecs.htm), acesso em 06/01/2003.

WILBOX, G. D., GABE, D. R., Electrodeposited zinc alloy coatings, **Corrosion Science**, vol. 35, nos. 5-8, 1993, pp. 1251-1258.

ZELLER, R., Influence of stress peening on residual stresses and fatigue limit. in: **EUROPEAN CONFERENCE ON RESIDUAL STRESSES**, 1992, Frankfurt. Anais... Frankfurt, 1993, pp. 907-917.

ZENG, P., New concept: fatigue damage mechanics, **FATIGUE 93**, Proceedings of the **FIFTH INTERNATIONAL CONFERENCE ON FATIGUE AND FATIGUE THRESHOLDS**, v. I, Montreal, 3-7 may 1993.



ZIETEK, G., Energy accumulation under biaxial cyclic stress with athermal martensitic transformation, in: SAE INTERNATIONAL CONFERENCE ON FATIGUE, São Paulo, pp. 73-77, December, 2001.

**ZINCROLYTE ncz 191, zinco e zinco ligas**, Boletim técnico, ENTHONE-OMI do Brasil, Ltda., 6 p., 30 jun. 2000.





