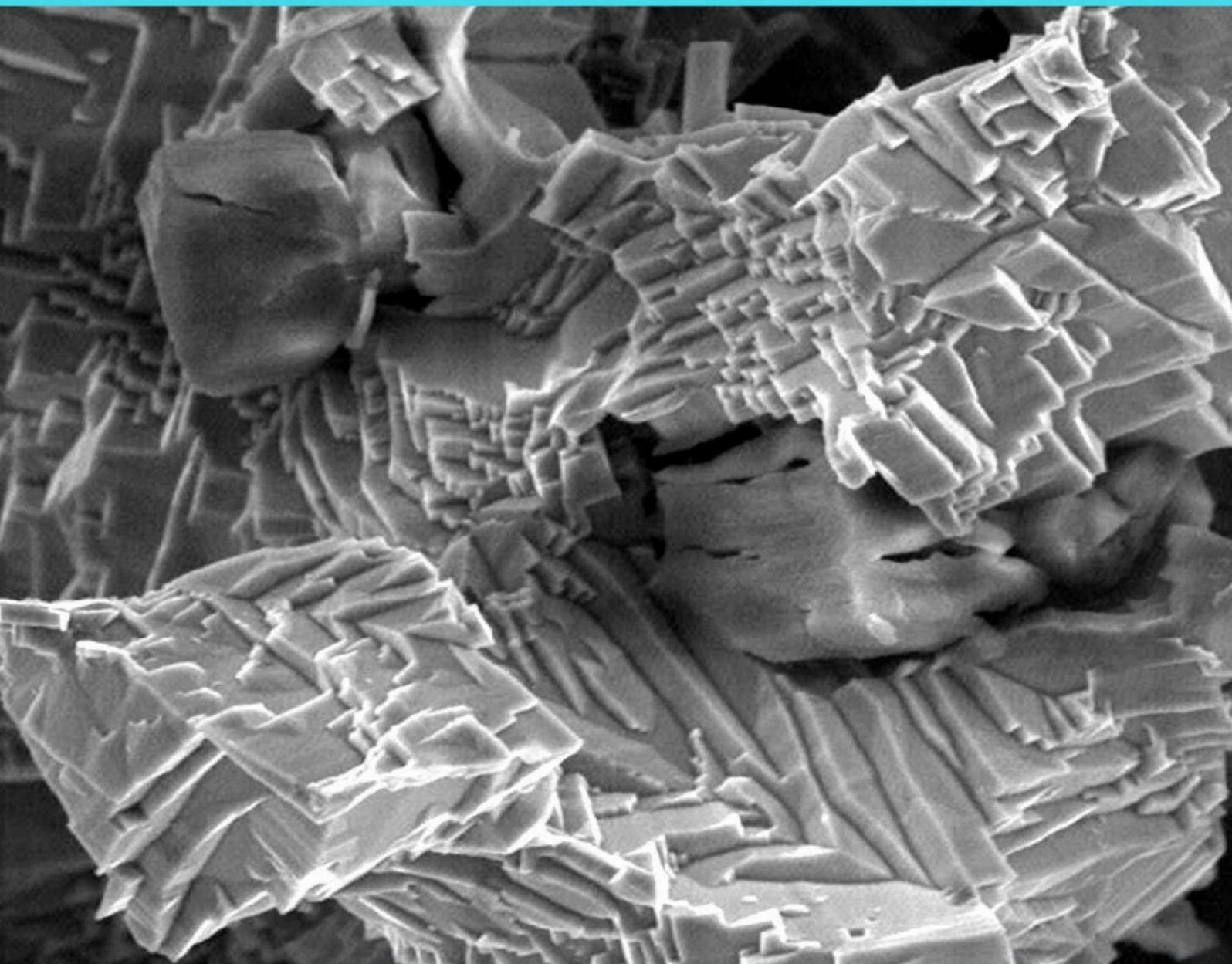


**CASOS  
SELECIONADOS DE  
ANÁLISE DE FALHAS**



**CESAR R. F. AZEVEDO**

**EPUSP  
2018**

**Cesar Roberto de Farias Azevedo**

**Casos selecionados de  
análise de falhas**

1ª edição

São Paulo

**EPUSP**

2018

"É permitida a reprodução parcial ou total desta obra, desde que citada a fonte e autoria, proibindo qualquer uso para fins comerciais."



**Este trabalho está licenciado com uma Licença *Creative Commons* - Atribuição-  
NãoComercial-SemDerivações 4.0 Internacional.**

Projeto gráfico: Prof. Cesar R. F. Azevedo

Capa: Fratura frágil por corrosão sob tensão de filtro de níquel sinterizado. C. R. F. Azevedo, D. Rodrigues e J. V. Ferrari. *Environmentally assisted fracture of sintered nickel cartridges. Engineering Failure Analysis. Volume 14, Issue 7, October 2007, Pages 1266-1279.*

**Azevedo, Cesar Roberto de Farias**  
**Casos selecionados de análise de falhas / C.R.F. Azevedo.**  
**- São Paulo : EPUSP, 2018.**  
**241 p.**

**ISBN 978-85-5338-001-5**  
**DOI: 10.11606/9788553380015**

**1. Análise de falhas 2. Componentes metálicos 3. Fratura e  
fractografia 4. Mecanismos de falha I. Universidade de São  
Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia  
Metalúrgica e de Materiais II.t.**

**CDU 620.19**

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

**Reitor:** Prof. Dr. Vahan Agopyan

ESCOLA POLITÉCNICA

**Diretora:** Profa. Dra. Liedi Legi Bariani Bernucci

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS

**Chefe:** Prof. Dr. Marcelo Breda Mourão

**Secretária:** Sra. Maria Cristina Biasoli

“O produto entre o conhecimento e o aumento do exame microscópico é uma constante”.

Princípio hiperbólico da microscopia.

Prof. Dr. Tibério Cescon.

# SUMÁRIO

---

	<b>Prefácio</b>	
<b>1.</b>	<b>Introdução</b>	1
<b>2.</b>	<b>Casos Selecionados de Análise de Falhas</b>	8
<b>2.1.</b>	<b>Publicações do Setor de Transportes</b>	8
2.1.1.	Análise de falha de trem de pouso de avião Fokker 100	8
2.1.2.	Análise de falha de trem de pouso de avião Fokker 100 rompido no aeroporto Santos Dumont	24
2.1.3.	Análise de falha dos pantógrafos do metrô	36
2.1.4.	Estudo microscópico de roda ferroviária fraturada	52
<b>2.2.</b>	<b>Publicações do Setor de Saúde</b>	67
2.2.1.	Análise de falha de implante buco-maxilar de titânio puro	67
2.2.2.	Estudo microscópico de implantes buco-maxilares de titânio após ensaios de fadiga em sêrum	81
2.2.3.	Análise da comercialização de implantes ortopédicos metálicos no Brasil	100
<b>2.3.</b>	<b>Publicações do Setor de Energia</b>	111
2.3.1.	Análise de falha de cabo subcondutor de linha aérea de transmissão de energia elétrica	111
2.3.2.	Estudo microscópico de cabos subcondutores após ensaios de fadiga	138
2.3.3.	Análise de falha de palhetas de turbina de usina termelétrica	165
2.3.4.	Análise de falha de oleoduto	194
<b>3.</b>	<b>Comentários Finais</b>	223
<b>4.</b>	<b>Referências Bibliográficas</b>	226
<b>5.</b>	<b>Sobre o Autor</b>	241

## AGRADECIMENTOS

---

Ao meu companheiro, Dr.-Ing. Achim Henrik Feller. Aos meus queridos pais, Ilza de Farias Azevedo (Manaus, AM) e Aryovaldo de Castro Azevedo<sup>†</sup> (Tietê, SP). Aos meus queridos avós, Estella Neves de Farias<sup>†</sup> (Fonte Boa, AM), Manoel Moura de Farias<sup>†</sup> (Belém, PA), Maria Augusta Galvão de Azevedo<sup>†</sup> (Tatuí, SP) e Luiz de Castro Azevedo<sup>†</sup> (Tietê, SP).

Aos amigos e irmãos, Aldo Benjamin de Macedo Jr., Ana Cecília Pontes Rodrigues, André Hidalgo, Anunciata Ramos, Prof. Dr. Aryovaldo de Castro Azevedo Junior, Dr. Araripe Garboggini, Cláudio Oscar, David Palmer, David Pollak, Dr. Eduardo Hippert Jr., Eng. Henrique B. Pereira, Dra. Luciana Paolucci, Eng. Marcelo M. Ferreira, Marcello Queiroz, Maria Augusta de Farias Azevedo, Maria Cristina Rocha, Maria Aparecida Laet, Dra. Maria Paula Magalhães Tavares de Oliveira, Maurício Bariani<sup>†</sup>, Rita Parise, Sarah Snell e Tony Hoolaghan, dentre outros.

Aos colegas do IPT, Prof. Dr. Tibério Cescon<sup>†</sup>, Dr. Eduardo Albertin, Prof. Dr. Eduardo O. C. Pinto, Sra. Emília P. da Silva, Dr. Alberto Pereira de Castro, Prof. Dr. Marcos Giulietti<sup>†</sup>, Prof. Dr. Francisco Nigro, Sr. Gustavo Spera, Sr. Antônio de Paula, Dr. Hamilton L. Ito, Sr. José Belotti, Quim. Tomoe Tsubaki, Dr. João Batista Ferreira Neto, Dr. Mário Boccalini, Dr. Ricardo Fuoco, Dra. Zehbour Panossian e Dr. Daniel Rodrigues.

Aos colegas da Escola Politécnica, Prof. Dr. Amilton Sinátori, Profa. Dra. Neuza Allonso-Falleiros, Prof. Dr. Ivan S. Falleiros, Profa. Dra. Wang Hui, Dr. Mohammad Masoumi, Dr. Duberney Hincapie Ladino, Dr. José Wilmar Calderón Hernández, Prof. Dr. Hélio Goldenstein, Prof. Dr. Flávio Beneduce Neto, Prof. Dr. Fernando Landgraf, Prof. Dr. Angelo F. Padilha, Prof. Dr. Stephan Wolynech, Prof. Dr. André P. Tschiptschin, Prof. Dr. Ferdinando Cavallante, Prof. Dr. Guilherme F. B. L. Silva, Profa. Dra. Ticiane S. Valera, Prof. Dr. Hélio Wiebeck, Prof. Dr. Cyro Takano, Prof. Dr. Marcelo B. Mourão, Prof. Dr. Sérgio D. Brandi, Sr. Gilberto Martins, Sra. Clélia Meguerditchian, Sr. Rafael Maia, Sra. Patrícia dos Santos, Sra. Suellen Alves, Sr. Lívio Nunes, Sra. Vera Santos, Sra. Regina Pereira, Sra. Maria Cristina Biasoli, Prof. Dr. Jean Ferrari e Sr. Ivo Macedo.

Aos colegas da *Engineering Failure Analysis*, em especial Prof. David Jones (*Cambridge University*), Dr. Richard Clegg e Mrs. Laney Z. Pristley (*Elsevier*).

Aos alunos do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.

## PREFÁCIO

---

Em 2004, quando eu era Diretor da Divisão de Metalurgia do IPT o autor do presente trabalho chefiava o Laboratório de Metalografia e Análise de Falhas – razão pela qual até hoje o Cesar Azevedo me cumprimenta com um simpático “oi chefe! ”. Na ocasião, editou, em conjunto com o Dr. Tibério Cescon, o livro “Metalografia e Análise de Falhas – Casos selecionados (1933-2003) ”. Nesse trabalho, uma cuidadosa seleção de 41 casos ilustrou a evolução tecnológica do País em paralelo com a evolução dos métodos e recursos utilizados na análise de falhas. Para os interessados no tema, leitura altamente instrutiva e inspiradora.

No presente trabalho, agora em empreitada individual, o Cesar apresenta uma seleção de casos de análise de falhas com outro enfoque. Não apenas seleciona novos casos, também instrutivos e inspiradores, mas acrescenta a abordagem de “revisão crítica”, bem como uma visão social da questão da “análise de falhas”. Na revisão dos casos, todos relacionados com áreas com grande potencial de impacto social, como transporte público, energia e saúde, o autor descobre e discute eventuais omissões, dúvidas e possibilidades de interpretações de resultados. E sugere em cada caso como a sociedade poderia beneficiar-se mais dos resultados apresentados se as empresas e órgãos reguladores dessem mais consequências às recomendações decorrentes das análises.

No conjunto, as publicações produzidas pelo Cesar Azevedo, agora Professor Associado do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EPUSP, reforçam a tradição altamente relevante em análise de falha do IPT, contribuindo para uma sociedade mais eficiente e mais segura.

**Dr. Eduardo Albertin**, Centro de Tecnologia em Metalurgia e Materiais, Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo S.A. Em março de 2018.

# 1 INTRODUÇÃO

---

O autor deste livro publicou 28 artigos no periódico *Engineering Failure Analysis* entre 2002 e 2015 (vide **Tabela 1**) e onze destes artigos foram selecionados para compor a primeira edição do livro (vide **Tabela 2**). Os onze artigos apresentam índice-h igual a dez, com 325 citações e 38.628 leituras [1] e foram selecionados com base tanto no número total de citações como também no setor produtivo em que eles se enquadram, priorizando-se, deste modo, as publicações relacionadas aos setores de Transportes, Saúde e Energia. Sete dos onze artigos selecionados estão posicionados entre os 10% dos artigos mais citados do periódico *Engineering Failure Analysis* desde 1994 [4]. Este periódico foi lançado em março de 1994 pelo Dr. David R. H. Jones (Universidade de Cambridge), sendo atualmente o principal jornal internacional da área multidisciplinar de análise de falhas em termos de número de publicações e citações (vide **Figura 1**) [5-6].

O novo escopo do periódico [7], em fase de revisão, comunica aos autores que: “*O jornal publica trabalhos de pesquisa que descrevem as análises de falhas de engenharia com base em estudos de caso ou em métodos numéricos e de caracterização; ou ainda em procedimentos usados para a análise sistemática da falha de componentes metálicos, poliméricos, cerâmicos, materiais naturais e compósitos durante o uso. O periódico visa fornecer referência essencial para a análise e a prevenção de falhas de engenharia; com ênfase na análise da causa raiz da falha de componentes.*”.

**Tabela 1** - Dados gerais sobre as publicações do Prof. C.R.F. Azevedo no periódico *Engineering Failure Analysis* em junho de 2017 [1-3].

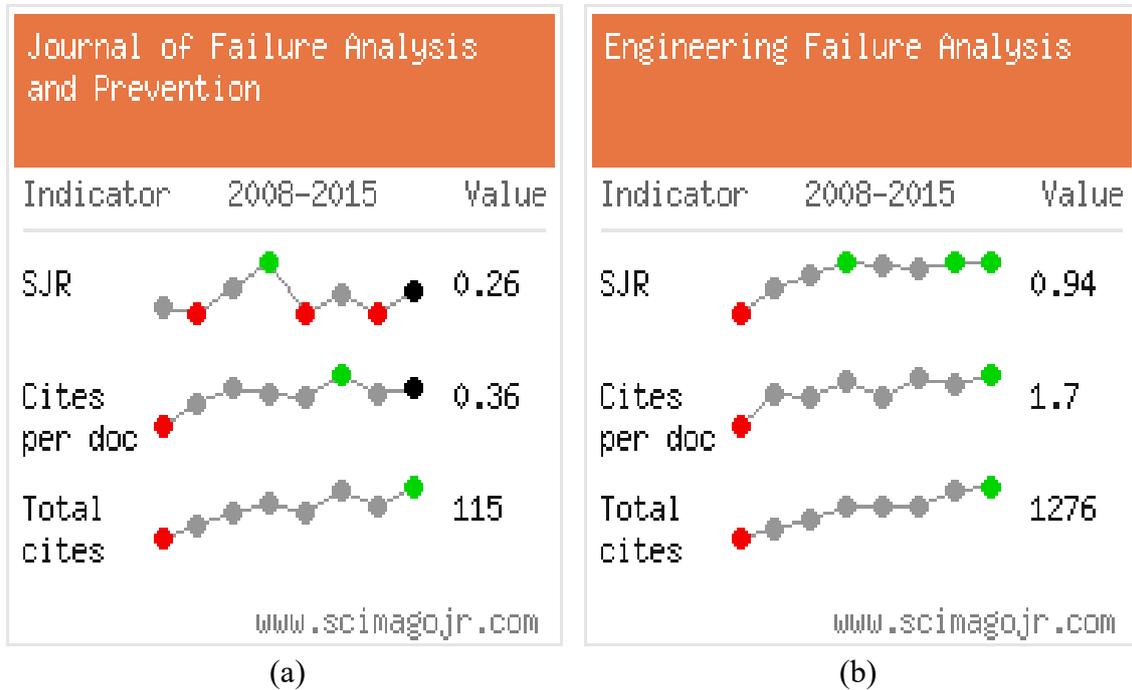
<b>Parâmetro bibliométrico</b>	<b>Valor</b>
Número de total de publicações no periódico <i>Engineering Failure Analysis</i>	31
Número de total de autores	79
Número médio de autores por publicação	2,5
Número de citações dos 28 artigos em junho de 2017	494
Índice-h dos 28 artigos	13
Número de citações das onze publicações	325
Índice-h das 11 publicações (excluindo as autocitações)	10

**Tabela 2** – Títulos dos onze artigos selecionados [1-4].

<b>Título do artigo</b>	<b>Ano</b>	<b>Citações [1]</b>	<b>Leituras [3]</b>
Aircraft landing gear failure: fracture of the outer cylinder lug	2002	11	3.057
Fracture of an aircraft's landing gear	2002	14	2.737
Failure analysis of a copper railway contact strip	2004	59	2.536
Failure analysis of a cast steel railway wheel	2004	15	3.209
Failure analysis of commercially pure titanium plate for osteosynthesis	2003	36	2.153
Environmental effects during fatigue testing: fractographic observation of commercially pure titanium plate for cranio-facial fixation	2003	10	1.356
Failure analysis of surgical implants in Brazil	2002	33	2.282
Failure analysis of aluminium cable steel reinforced (ACSR) conductor of the transmission line crossing the Paraná River	2002	41	3.516
Fretting fatigue of grosbeak overhead conductor: <i>Rig design and failure analysis of a Grosbeak ACSR conductor</i>	2009	23	3.600
Erosion-fatigue of steam turbine blades	2009	22	4.666
Failure analysis of a crude oil pipeline	2007	62	9.514
<b>Total</b>		<b>325</b>	<b>38.628</b>

A **Tabela 3** mostra a evolução da classificação do periódico *Engineering Failure Analysis* desde 2002 em diversas áreas do conhecimento em acordo com diferentes bibliometrias. As ferramentas *InCities* da *Thomson Reuters* [8] e *Scimago Journal & Country Rank* da *Scopus* [5], por exemplo, classificam os periódicos por quartis em várias áreas do conhecimento usando métricas que incluem o número de citações recebida pelo periódico por fontes indexadas em determinado espaço de tempo e a qualidade destas fontes indexadas. A ferramenta *InCities* usa dados do *Journal Citation Reports (JCR)*, enquanto a ferramenta *Scimago* usa dados do *Scimago Journal Ranking (SJR)* [5,8]. Observa-se que a classificação do periódico *Engineering Failure Analysis* evoluiu significativamente nos últimos 20 anos, atingindo a classificação Q1 em diversas áreas

do conhecimento (Q1 é composto dos jornais indexados de maior prestígio na área, enquanto o quartil Q4 é composto dos jornais indexados de menor prestígio) e mostrando a relevância do tema da análise de falhas para diversas áreas de engenharia [5,8].



**Figura 1** – Comparação do fator de impacto (SJR), número de citações por documento e total de citações de duas publicações em análise de falhas: (a) *Journal of Failure Analysis and Prevention* (Springer); (b) *Engineering Failure Analysis* (Elsevier) [5-6].

A ferramenta Qualis-Periódicos da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) usa um critério indireto de reclassificação bibliométrica de periódicos, sendo que A1 é a melhor classificação, seguida de A2, B1, B2, B3, B4, B5 e C [9]. Esta reclassificação é realizada pelos comitês de consultores de cada área de avaliação, seguindo “critérios previamente definidos pela área e aprovados pelo Conselho Técnico-Científico da Educação Superior”, que procuram “refletir a importância relativa dos diferentes periódicos por área de conhecimento”. Os periódicos nacionais (geralmente publicando artigos em inglês e contendo corpo editorial endógeno) são bastante beneficiados pela reclassificação do Qualis. Por exemplo, o periódico nacional Polímeros é classificado pelo Qualis [9] como A2 na área de Engenharias II da CAPES (Engenharia Química, Nuclear, de Materiais, Metalúrgica e de Minas), mas, este mesmo periódico apresenta classificação Q3 em Engenharia Química e Q4 em Química Orgânica, segundo a ferramenta *Scimago* [10].

Apenas recentemente o periódico *Engineering Failure Analysis* passou a ser considerado como parte do conteúdo da área de Engenharias 2 da CAPES ((Engenharia Química, Nuclear, de Materiais, Metalúrgica e de Minas), possibilitando a evolução de sua classificação Qualis de B2 para A2 no ano de 2015 [9]. Segundo a ferramenta *CiteScore Rank* [11], o periódico *Engineering Failure Analysis* está classificado no 85º percentil em engenharia (38º lugar de um total de 262 periódicos). A **Tabela 4** mostra o número total de publicações por países no periódico *Engineering Failure Analysis* até maio de 2017: China (19%), Índia (8%), Estados Unidos (7%), Espanha (7% e Reino Unido (7%) são responsáveis por 48% das publicações [4], enquanto o Brasil ocupa a nona posição, com um total de 4% das publicações [1,4].

**Tabela 3** – Classificação do *Engineering Failure Analysis* por área do conhecimento [5, 8-9].

Área do conhecimento	2003	2005	2007	2009	2011	2013	2015	Fonte
Ciência dos Materiais e Caracterização	Q4	Q3	Q2	Q1	Q2	Q1	Q2	[8]
Engenharia Aeroespacial	Q2	Q1	Q1	Q1	Q1	Q1	Q1	[5]
Engenharia Automotiva	Q2	Q1	Q1	Q1	Q1	Q1	Q1	[5]
Engenharia Industrial e Manufatura	Q2	Q1	Q1	Q1	Q1	Q1	Q1	[5]
Engenharia Mecânica	Q2	Q1	Q1	Q1	Q1	Q1	Q1	[5]
Mecânica dos Materiais	Q3	Q2	Q2	Q2	Q1	Q1	Q1	[5]
Materiais	-	-	-	-	-	B1	A2	[9]
Engenharia Civil	-	-	-	-	A2	A2	A1	[9]
Eng. Química, Nuclear, de Materiais, Metalúrgica e de Minas	-	-	-	-	B2	B2	A2	[9]
Eng. Mecânica, de Produção, Aeroespacial e Naval e Oceânica	-	-	-	-	-	A2	B1	[9]

Apenas seis autores são responsáveis por 62 publicações de um total 116 publicações brasileiras neste periódico [4]: Prof. Cesar R. F. Azevedo (Universidade de São Paulo) com 31 publicações, Prof. Sérgio Souto Maior Tavares (Universidade Federal

Fluminense) com 20 publicações, Prof. Juan Manuel Pardal (Universidade Federal Fluminense) com 15 publicações, Prof. Sando Griza (Universidade de Sergipe) e Prof. Afonso Reguly (Universidade Federal do Rio Grande do Sul) com 14 publicações e Prof. Telmo Roberto Strohaecker† (Universidade Federal do Rio Grande do Sul) com 12 publicações.

**Tabela 4** - Publicações por países, *Engineering Failure Analysis* desde 1994 [4].

País	Número de publicações	Porcentagem
China	588	19%
Índia	250	8%
Estados Unidos	224	7%
Reino Unido	202	7%
Espanha	199	7%
Austrália	131	4%
Irã	131	4%
Itália	125	4%
Brasil	116	4%
Coréia do Sul	116	4%
Turquia	98	3%
Polônia	80	3%
Alemanha	68	2%
França	64	2%
Outros	813	28%

A **Tabela 5** mostra a classificação das instituições brasileiras em relação ao número de publicações neste periódico [4]. A Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, a Universidade Federal Fluminense e o Instituto de Pesquisas Tecnológicas são as instituições que mais divulgam os seus trabalhos de análise de falhas, sendo responsáveis por mais de 65% dos artigos publicados pelo país. Acredita-se que outras pessoas jurídicas e físicas, que atuam intensamente na área de análise de falhas, não publicam os seus resultados por questões de confidencialidade. Outra causa é a baixa qualidade técnica de alguns dos trabalhos brasileiros submetidos ao periódico *Engineering Failure Analysis*, pois aproximadamente 50% das submissões nacionais foram rejeitadas nos últimos 5 anos [12-16]. Lastima-se o pequeno número de publicações de outras instituições de referência em análise de falhas.

A **Tabela 6** mostra o número total de leituras (*downloads*) por países. O Brasil aparece em quinto lugar, ou seja, o consumo de informações sobre análise de falhas é maior do que a nossa produção acadêmica (vide **Tabela 4**). A boa classificação do periódico no Qualis-Periódicos (vide **Tabela 3**) deve servir como força motriz para que professores e pesquisadores brasileiros, atuando em análise de falhas, compartilhem seus resultados com a comunidade internacional.

**Tabela 5** – Publicações de instituições brasileiras no *Engineering Failure Analysis* [4].

<b>Instituição dos autores</b>	<b>Publicações</b>	<b>Porcentagem</b>
Universidade de São Paulo	24	21%
Universidade Federal Fluminense	22	19%
Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo	17	15%
Universidade Federal do Rio Grande do Sul	12	10%
Universidade Federal de Sergipe	8	7%
Petrobras	7	6%
Instituto Nacional de Tecnologia, Rio de Janeiro	7	6%
Universidade Federal do Rio de Janeiro	6	5%
Universidade de Brasília	6	5%
Outras Instituições	24	30%

**Tabela 6** – Principais leitores do periódico *Engineering Failure Analysis* em 2016 [16].

<b>País</b>	<b>Número de leituras</b>	<b>Porcentagem</b>
China	143.710	30%
Estados Unidos	40.535	9%
Índia	39.736	8%
Reino Unido	27.582	6%
Brasil	17.042	4%
Outros Países	205.696	43%
Total	474.301	

Grande parte dos casos selecionados para este livro foi investigada no Laboratório de Metalografia e de Análise de Falhas do Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo (IPT). De acordo com o ilustríssimo Dr. Alberto Pereira de Castro [18], ex-superintendente do IPT, “inicialmente as solicitações de análise de falha da nossa indústria ao IPT estavam ligadas a falhas ocorridas em materiais importados, como trilhos e eixos ferroviários”. Com o crescimento da indústria paulista, as causas mais comuns de falhas passaram a ser “pela má seleção dos materiais ou por falhas no processamento de produtos metalúrgicos”.

As falhas de componentes de engenharia geralmente ocasionam prejuízos financeiros muito superiores ao custo unitário da peça (*itself*), além de colocar em risco o meio ambiente e as vidas humanas. Estima-se que as falhas de componentes causem perdas de aproximadamente 4% do valor do PIB, sendo que os fatores mais comuns para a falha de componentes de engenharia são a presença de defeitos de fabricação, a utilização de materiais inadequados, a falha de projeto e os erros de montagem, manutenção e uso. Na maior parte dos casos, é possível identificar as causas da falha de desempenho ou da ruptura e prevenir ocorrências futuras [19].

Deste modo, a análise de falhas permite, em princípio, aprimorar os níveis de exigência e de segurança dos componentes de engenharia, desde que as empresas e agências reguladoras discutam os resultados e as recomendações produzidas pelas investigações e adotem medidas corretivas [19].

A análise de um conjunto de casos de falhas também fornece subsídios para entender o modo de organização das atividades científicas e comerciais de setores produtivos, sendo uma ferramenta útil para diagnosticar a evolução da natureza e complexidade das falhas da indústria, além de permitir a elaboração de análises setoriais [18-19].

A publicação de casos de falhas, no entanto, ainda é bastante inibida em nosso país, algumas vezes por cláusulas de confidencialidade, competindo às instituições e aos consultores de análise de falhas uma atitude mais proativa para garantir a publicação dos seus resultados sem prejudicar o interesse de terceiros [18].

## 2 CASOS SELECIONADOS DE ANÁLISE DE FALHAS

---

### 2.1. PUBLICAÇÕES DO SETOR DE TRANSPORTES

Foram analisados os conteúdos de duas análises de falhas realizados para uma empresa de transporte aéreo, uma análise de um componente do Metrô e um estudo microscópico de uma roda ferroviária rompida.

#### 2.1.1 Análise de falha de trem de pouso de avião Fokker 100

Foram selecionadas duas publicações abordando dois casos distintos de falhas em trem de pouso de duas aeronaves Fokker 100 ocorridas no ano de 1999 [20-21]. Os dois trens de pouso foram fabricados pelo forjamento de liga de alumínio com composição química em acordo com a especificação britânica DID 5104A (Al-5,7Zn-2,7Mg-0,5Mn-0,5Cu) [22].

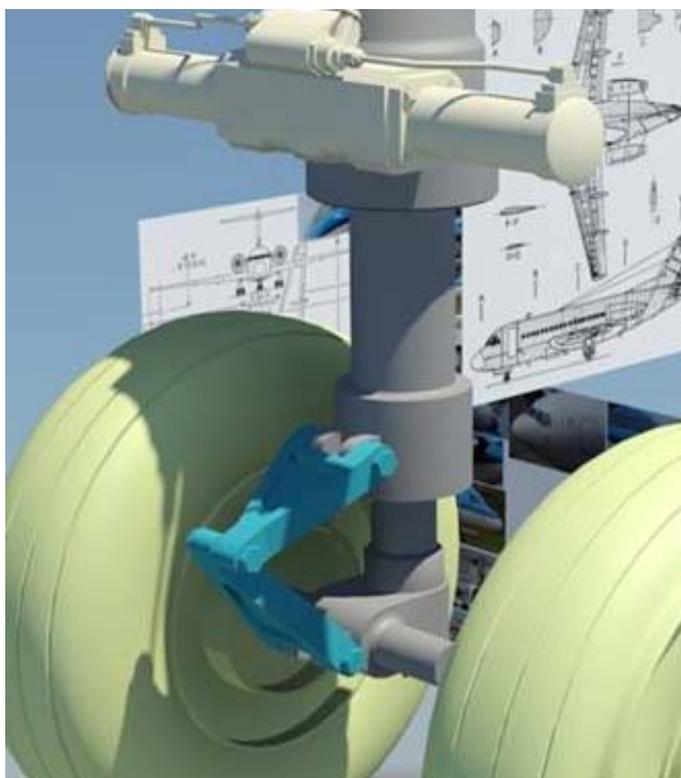
A peças forjadas da liga DID 5104A foram solubilizadas a  $460\pm 10$  °C, temperadas em água fervente e sofreram tratamento térmico de envelhecimento em duas etapas: 12 horas a  $135\pm 5$  °C e 14 a  $150\pm 5$  °C, objetivando a melhoria da resistência à corrosão sob tensão [22].

As pernas do trem de pouso são unidades hidráulicas estanques, compostas de dois cilindros (externo e interno) com extremidades fechadas e contendo uma combinação de gás nitrogênio e de fluido hidráulico de modo a absorver e dissipar o impacto durante a aterrissagem da aeronave. A conexão entre os cilindros externo e interno do trem de pouso é feita pelos componentes “upper tork link” e “lower tork link”, vide **Figuras 2-a a 2-c** [20, 23].

O artigo de Azevedo et al. [20] refere-se à investigação da fratura da aba de fixação do cilindro externo do trem de pouso principal de aeronave *Fokker F-100* ocorrida em 1999 (vide **Figuras 2-a a 2-c** e **Figuras 3-a a 3-c**). Este caso aparentemente não foi reportado à Agência Nacional de Aviação Civil (ANAC) e os detalhes deste acidente não foram fornecidos pela companhia aérea nem encontrados no sítio da agência reguladora [23].

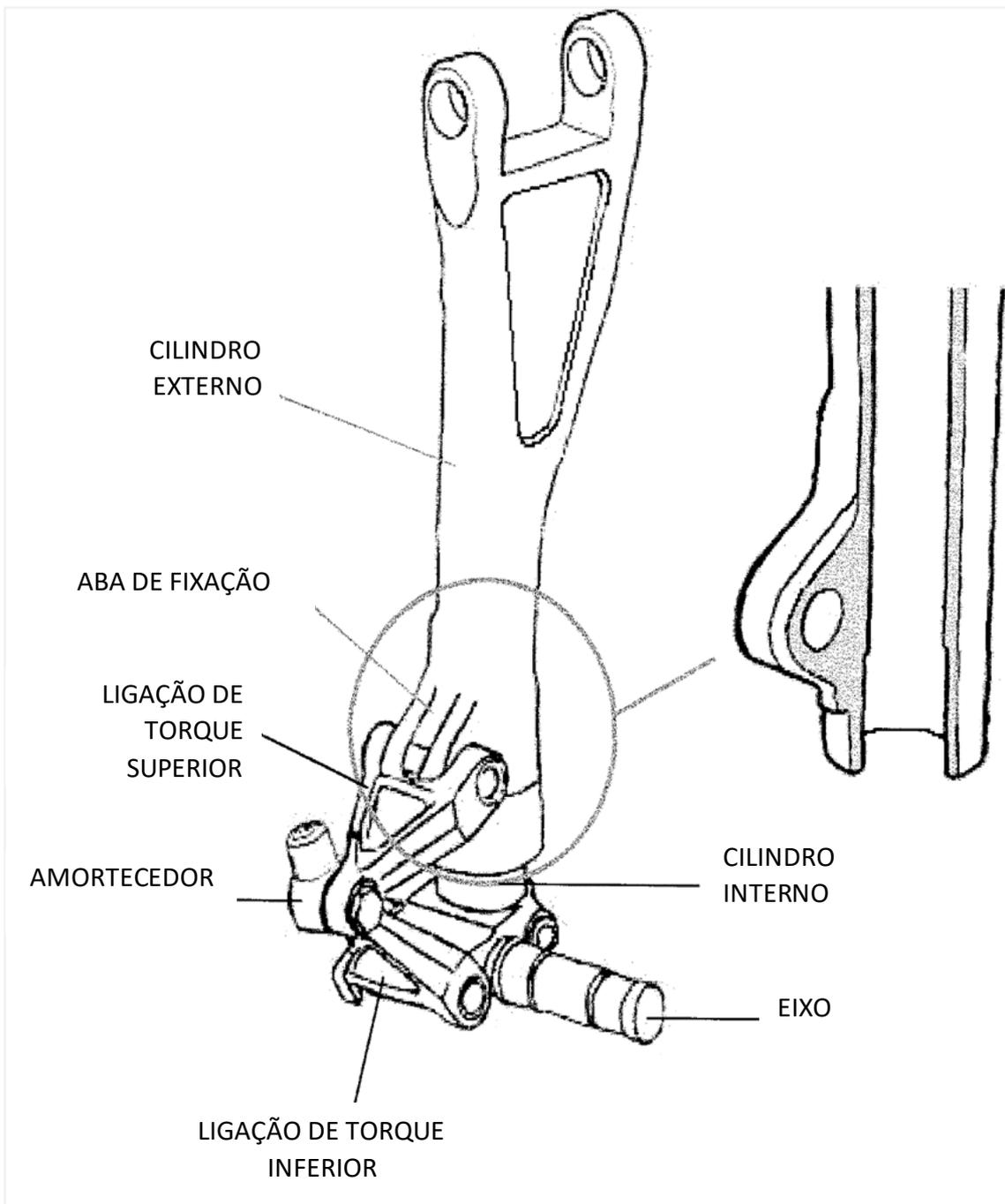


(a)



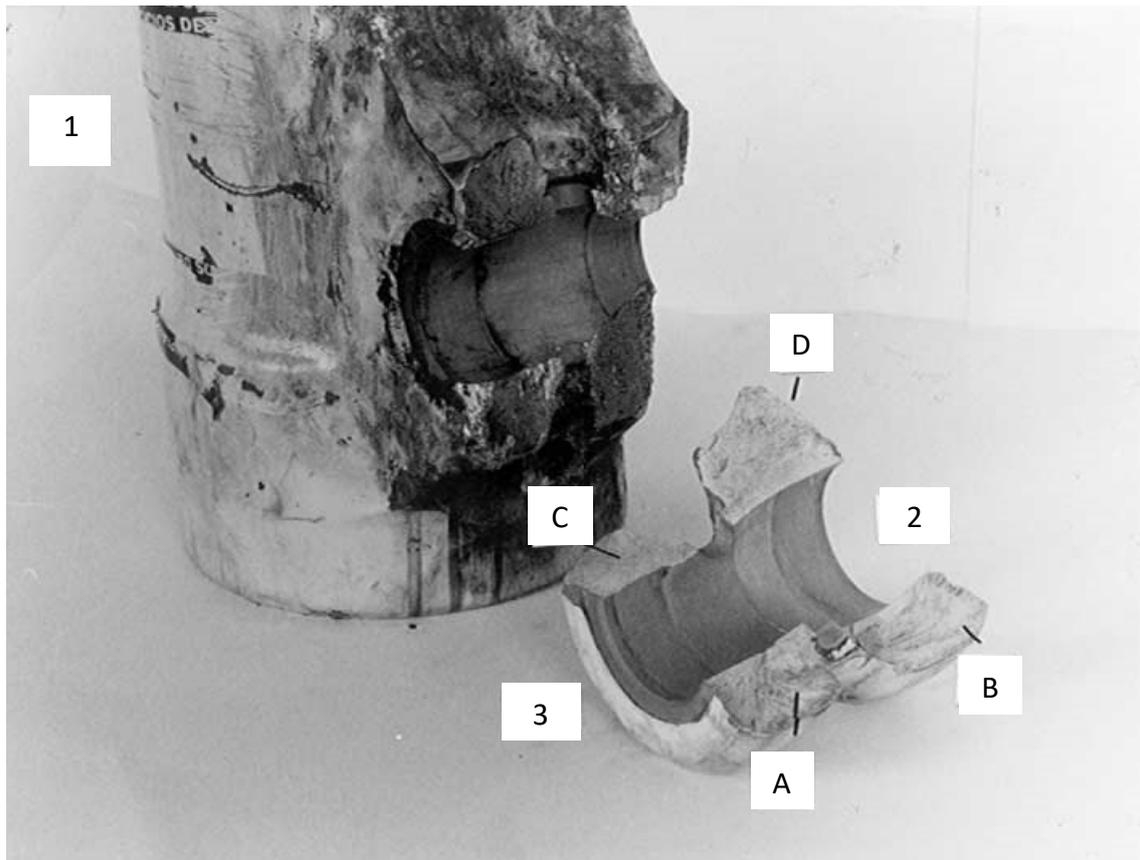
(b)

**Figura 2** – Trem de pouso principal do avião Fokker 100; (a) Vista geral do trem de pouso; (b) Esquema da conexão entre o cilindro interno e externo [20].

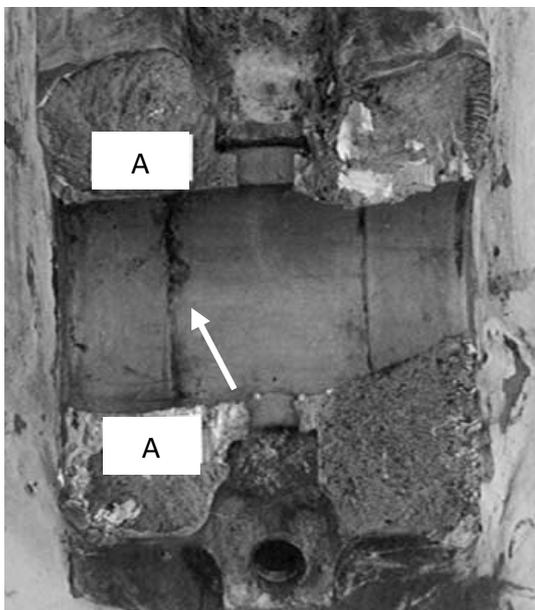


(c)

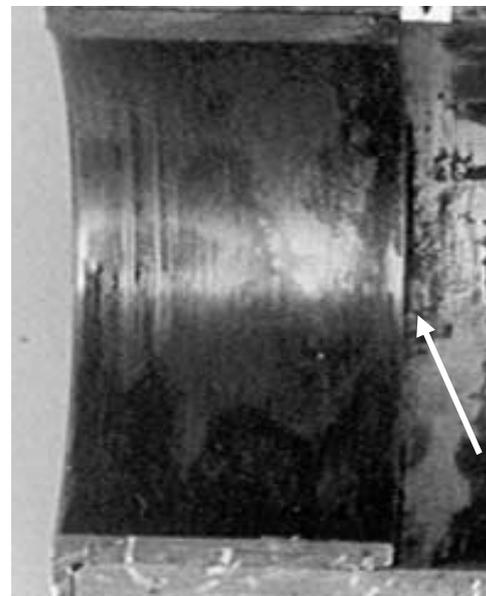
**Figura 2 (continuação)** – Trem de pouso principal do avião Fokker 100; (c) Esquema mostrando a posição da aba de fixação (*attachment lug*) do cilindro externo, que contém dois furos para a fixação com o *upper torque link* [20].



(a)



(b)



(c)

**Figura 3** – Detalhe da aba de fixação do cilindro externo após ruptura: (a) Vista geral dos três fragmentos da fratura do componente; (b) Presença de duas linhas escuras ao longo do perímetro do furo de fixação com o “upper tork link” (seja segmento ligando as setas A); (c) A posição da linha perimetral escura no furo de fixação coincide com a localização da extremidade da bucha de aço (instalada por interferência), corrosão por fresta [20].

A composição química e as propriedades mecânicas de tração do material estavam em acordo com a especificação DID 5104A (Al-5,7Zn-2,7Mg-0,5Mn-0,5Cu).

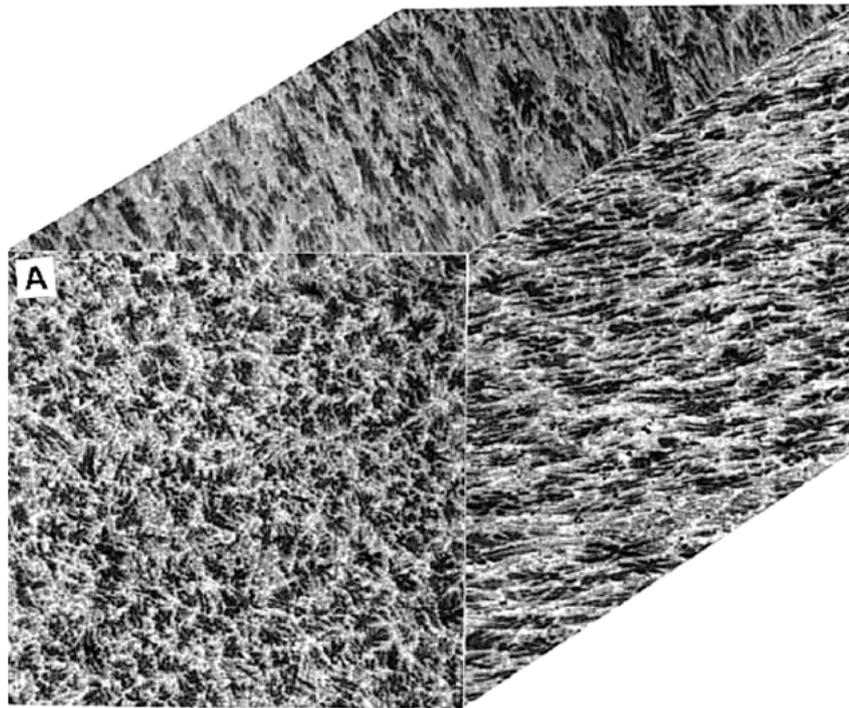
O exame metalográfico realizado na região próxima ao início da nucleação da fratura (mostrada pelo segmento A-A na Figura 3-b) revelou microestrutura bandada e parcialmente recristalizada, orientada perpendicularmente à superfície livre da aba de fixação, sendo composta de zonas recristalizadas (bandas claras) e zonas não-recristalizadas (bandas escuras) (vide **Figuras 4-a e 4-b**).

A zona recristalizada apresentou grãos de fase Al ( $\alpha$ ) com diâmetro de aproximadamente 10  $\mu\text{m}$  e intensa precipitação intergranular, além de precipitados primários grosseiros, vide **Figuras 5-a e 5-b**.

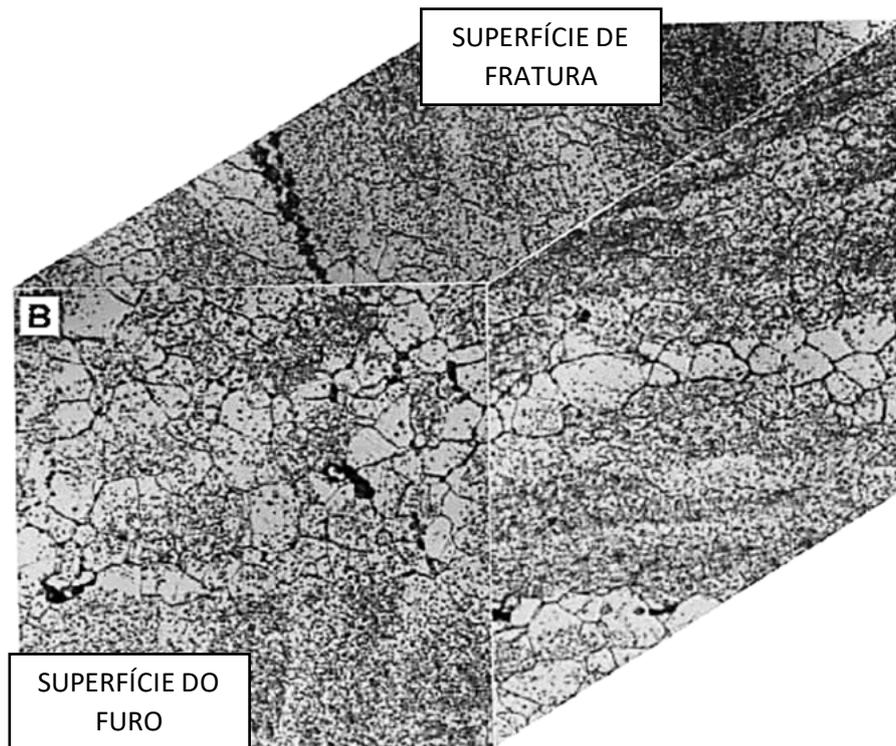
Microanálise química EDS (*energy dispersive spectroscopy*) indicou que a estequiometria dos precipitados primários claros é próxima da fase  $(\text{Fe, Mn})_3\text{Al}_{12}$  e dos precipitados primários escuros é próxima da fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$  (vide setas 1 e 2 na **Figura 5-a**). A microanálise química revelou ainda que as plaquetas de precipitados intergranulares presentes ao longo dos contornos dos grãos recristalizados eram ricas em Zn e Mg (vide **Figura 5-b**). A estequiometria das partículas intragranulares não foi determinada devido ao pequeno tamanho destes precipitados ( $< 1 \mu\text{m}$ ).

Ataque localizado de corrosão por fresta com profundidade de aproximadamente 1,3 mm foi encontrado ao longo da linha perimetral da superfície do furo de fixação, na região adjacente à presença da bucha de aço montada por interferência (vide **Figuras 3-b e 3-c**) e sob a influência de tensões residuais de tração.

Este ataque localizado e preferencial da região recristalizada (vide **Figuras 5-a, 6-a a 6-c**) evoluiu para corrosão intergranular na ponta da “trinca”. A corrosão localizada e a corrosão intergranular consumiram preferencialmente as bandas recristalizadas da microestrutura (vide **Figuras 4-b, 5-a, 6-b e 6-c**).

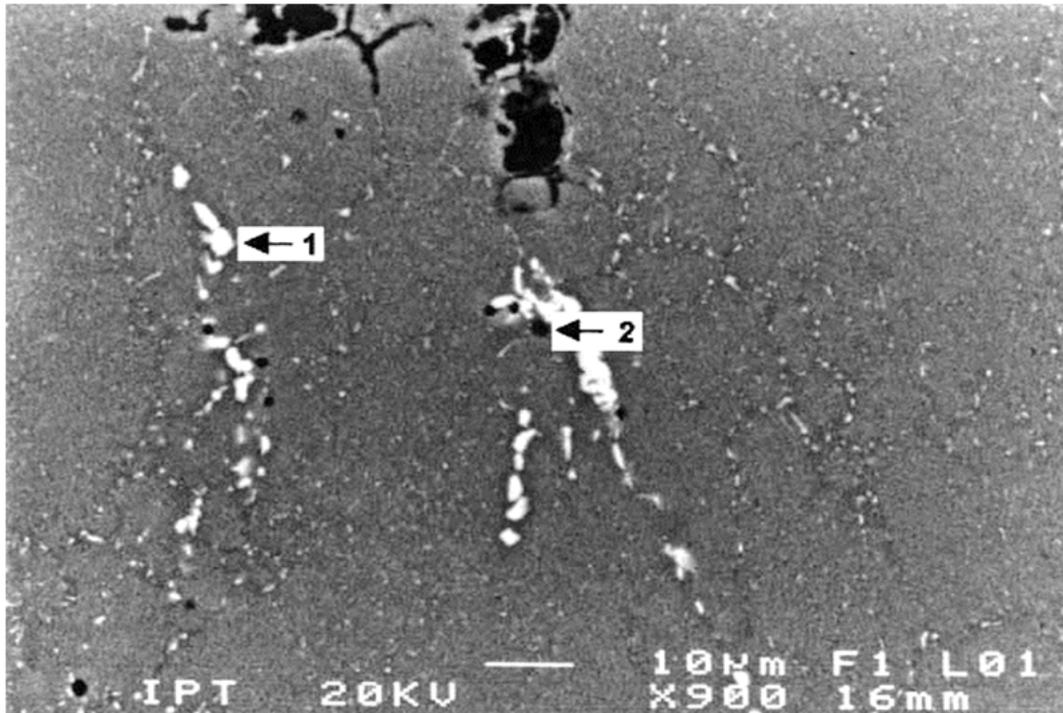


(a)

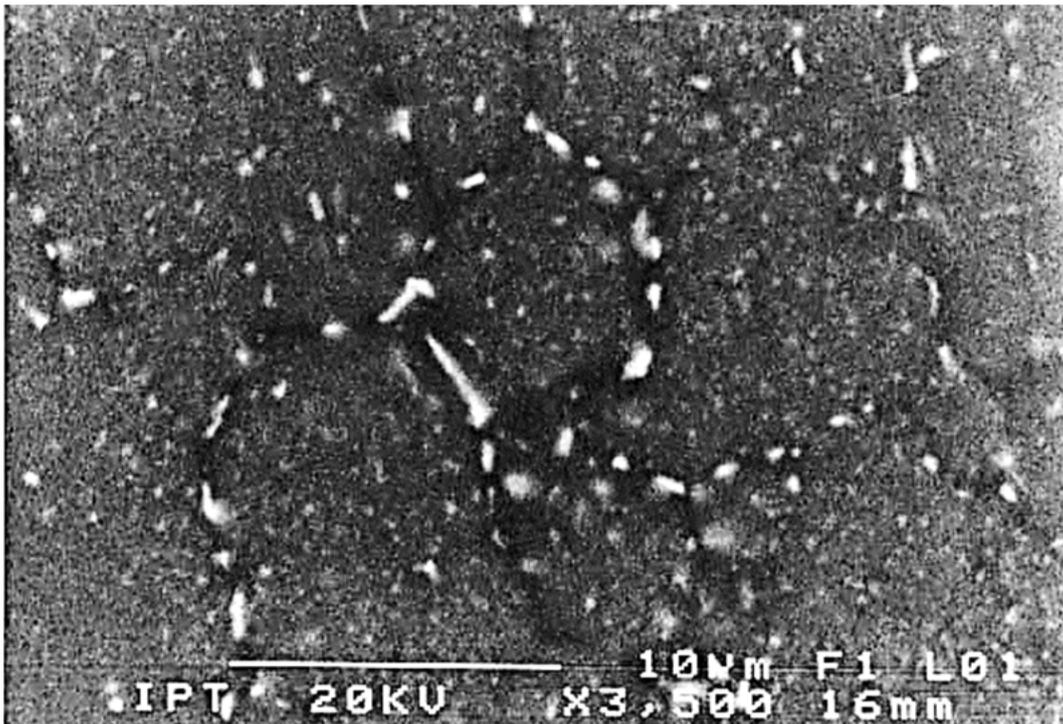


(b)

**Figura 4** –Vista tridimensional da microestrutura: (a) e b) Microestrutura orientada e composta de grãos recristalizados (região clara) com diâmetro médio de grão de 10  $\mu\text{m}$ ; e de regiões não-recristalizadas (regiões escuras). A microestrutura é orientada perpendicularmente à superfície livre do furo de fixação. Aumentos de 26X e 400X. Ataque: sol. aq. 10%  $\text{H}_3\text{PO}_4$  a 60°C. MO (Microscopia óptica) [20].

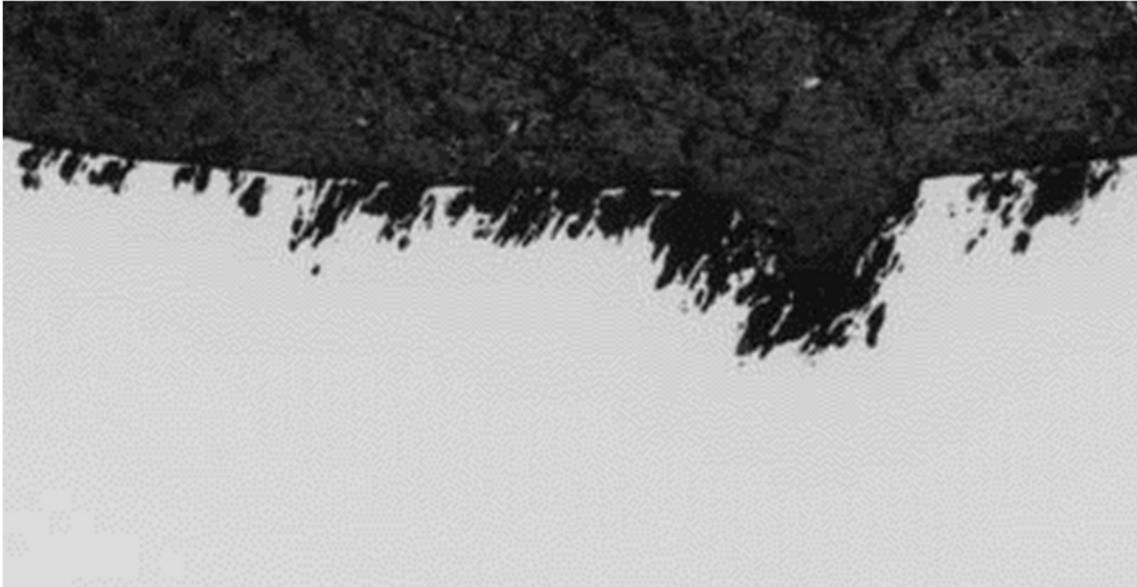


(a)

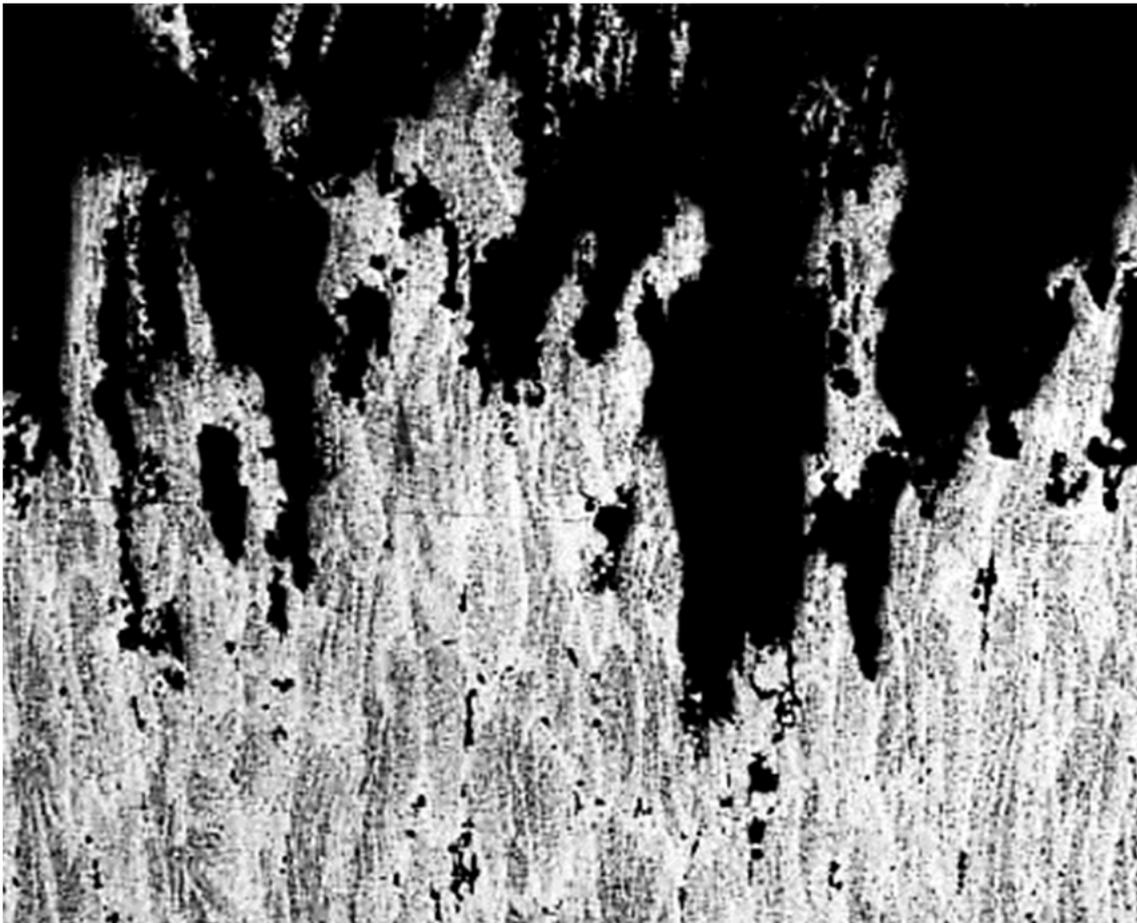


(b)

**Figura 5** - Microestrutura do fragmento 1 (corte na seção A-A mostrada na **Figura 3-b**): (a) Presença de precipitados primários e grosseiros. Seta 1, precipitado claro, é a fase  $(\text{Fe, Mn})_3\text{Al}_{12}$  e a seta 2, precipitado escuro, é a fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$ . Ambas estão associadas à corrosão preferencial e intergranular; (b) Detalhe da região recristalizada, mostrando precipitação intergranular de fase rica em Mg e Zn. Amostra sem ataque. MEV. IES (imagem de elétrons secundários) e microanálise química EDS [20].

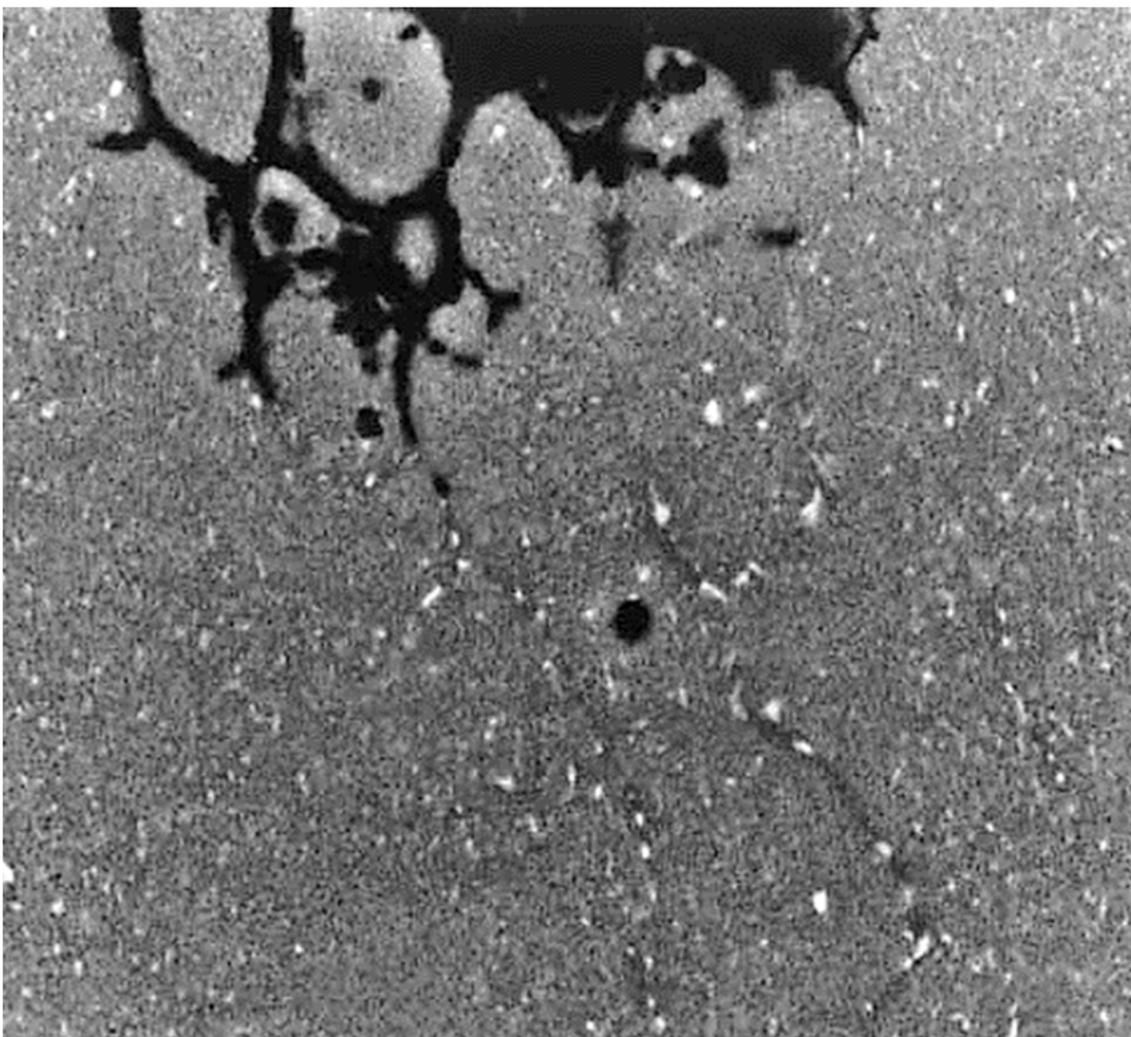


(a)



(b)

**Figura 6** – Microestrutura do fragmento 1 (corte na seção A-A mostrada na **Figura 3-b**): (a) Intensa corrosão localizada (corrosão por fresta) ao longo do perímetro do furo. Aumento de 23X; (b) Vista geral da corrosão seletiva das regiões recristalizadas e seguindo a orientação bandeada da microestrutura do forjado. Aumento de 500x, ataque: Keller, MO [20].



(c)

**Figura 6 (continuação)** – Microestrutura do fragmento 1 (corte na seção A-A mostrada na **Figura 3-b**): (c) Detalhe da corrosão intergranular, que ocorre preferencialmente nas regiões recristalizadas, ao longo dos precipitados ricos em Zn e Mg. Aumento de 1.500X, MEV-IER [20].

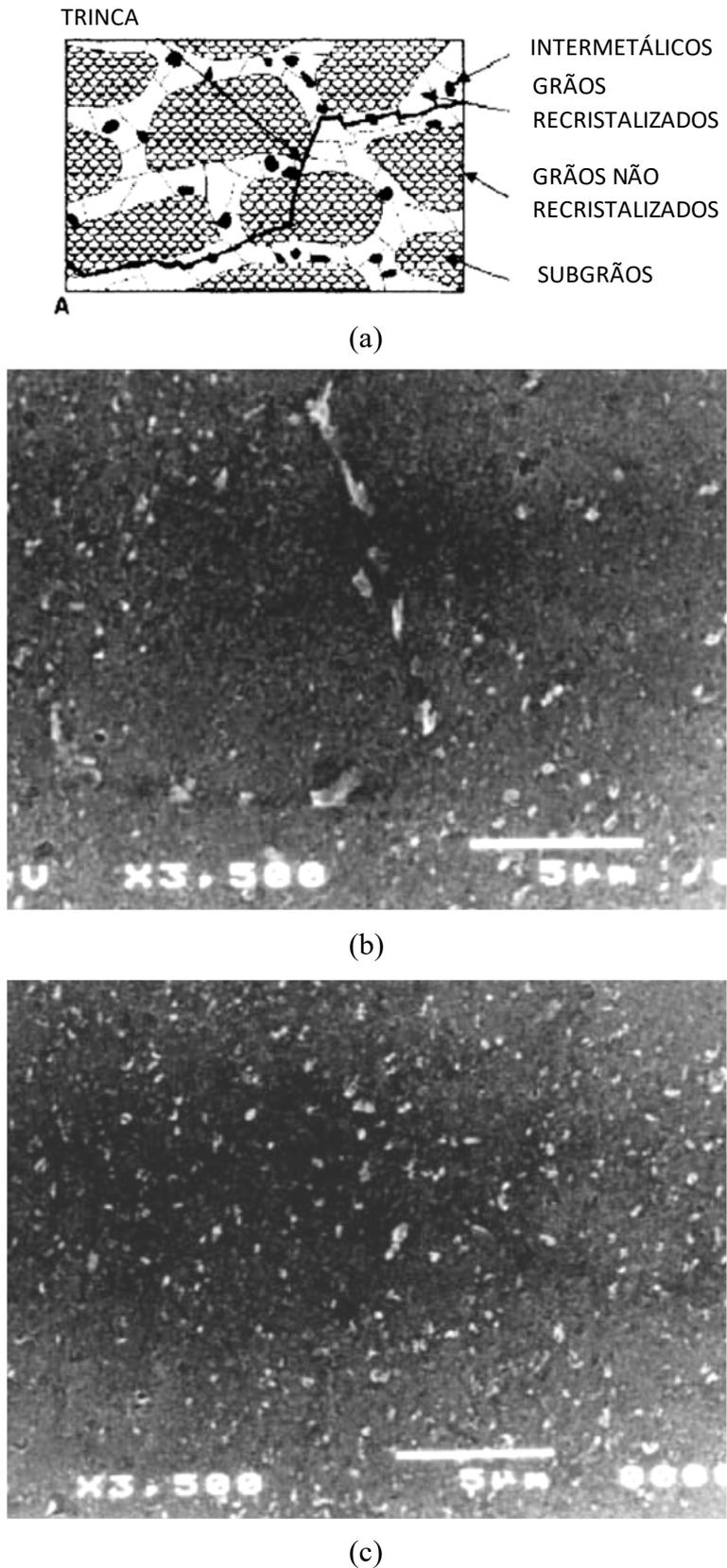
Zhang et al [24] observaram que a corrosão da liga Al 7050 (Al-6Zn-2Cu-2Mg) ocorria pela formação de pites de corrosão, seguida pela corrosão intergranular. Os pites eram formados nos pontos fracos da película protetora, como os contornos de grão, indicando que a corrosão por pite e a propagação intergranular da trinca eram sensíveis à orientação da microestrutura.

Garrido et al. [25] estudaram a corrosão de ligas de Al do sistema Al-Zn-Mg tratadas termicamente e mostraram que os precipitados grosseiros e primários de fase  $MgZn_2$  sofriam o ataque corrosivo seletivo, promovendo a formação de pites de corrosão [20]. As ligas de Al do sistema Al-Zn-Mg-X formam a base da série 7000 e suas microestruturas mostram uma grande variedade de tamanhos e tipos de precipitados intermetálicos: partículas grosseiras (2-50  $\mu m$ ) da fase  $Mg_2Si$ ; partículas finas (10-500 nm) das fases  $Al_3Zr$  e  $AlMn_6$ ; e precipitados finos (1-50 nm) das fases  $\eta$  e  $\eta'$  ( $MgZn_2$ ) [26-29].

A propagação instável das trincas primárias ocorreu a partir de pontos de concentração de tensão (pré-trincas de corrosão de 1,3 mm de comprimento) e progrediu preferencialmente de modo intergranular ao longo das regiões recristalizadas da microestrutura e de modo transgranular ao longo das regiões não-recristalizadas (vide **Figuras 7-a a 7-e**) [20].

O exame fractográfico revelou nas regiões recristalizadas a presença majoritária de fratura com aspecto intergranular dúctil (vide **Figura 8-a**) e de algumas regiões com fratura intergranular frágil (vide **Figura 8-b**). A região não-recristalizada apresentou, via de regra, fratura dúctil transgranular com alvéolos (vide **Figura 8-c**) [20]. Esta observação experimental confirma os resultados da literatura, que indicam que a fratura das ligas de Al do sistema Al-Zn-Mg-X é geralmente associada com fratura intergranular dúctil [26-29].

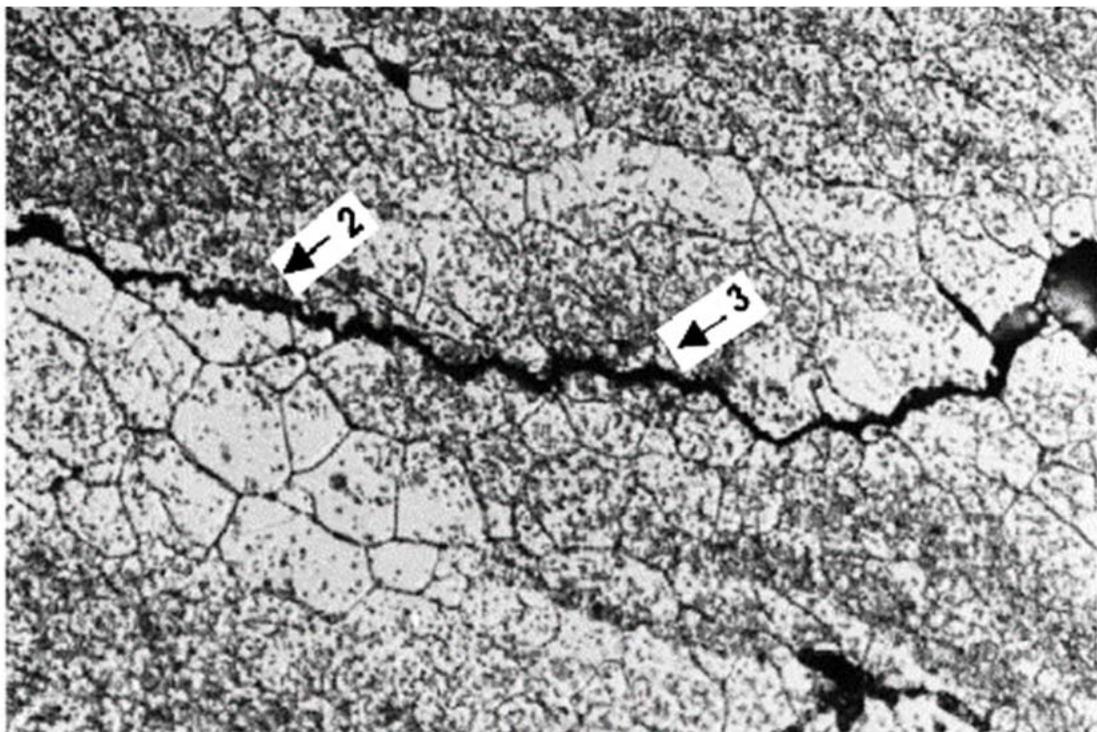
Os resultados indicaram que tanto a formação de ataque localizado causado por corrosão por fresta quanto a progressão instável das trincas foram favorecidas pela orientação da microestrutura da peça forjada, que era perpendicular à superfície livre do furo. As cargas absorvidas pelo cilindro exterior durante o procedimento de aterrisagem associadas à presença pré-trincas de corrosão (com 1,3 mm de profundidade) e de microestrutura bandeada e orientada perpendicularmente à superfície do furo foram responsáveis pela fratura prematura do trem de pouso [20].



**Figura 7** – Propagação instável da trinca, setor B do fragmento 2 (vide **Figura 3-b**): (a) Esquema da propagação instável de trinca em microestrutura parcialmente recrystalizada [26]; (b) Detalhe da região recrystalizada com precipitação intergranular; (c) Detalhe da região não-recrystalizada com precipitação mais homogênea. MEV. IER [20].

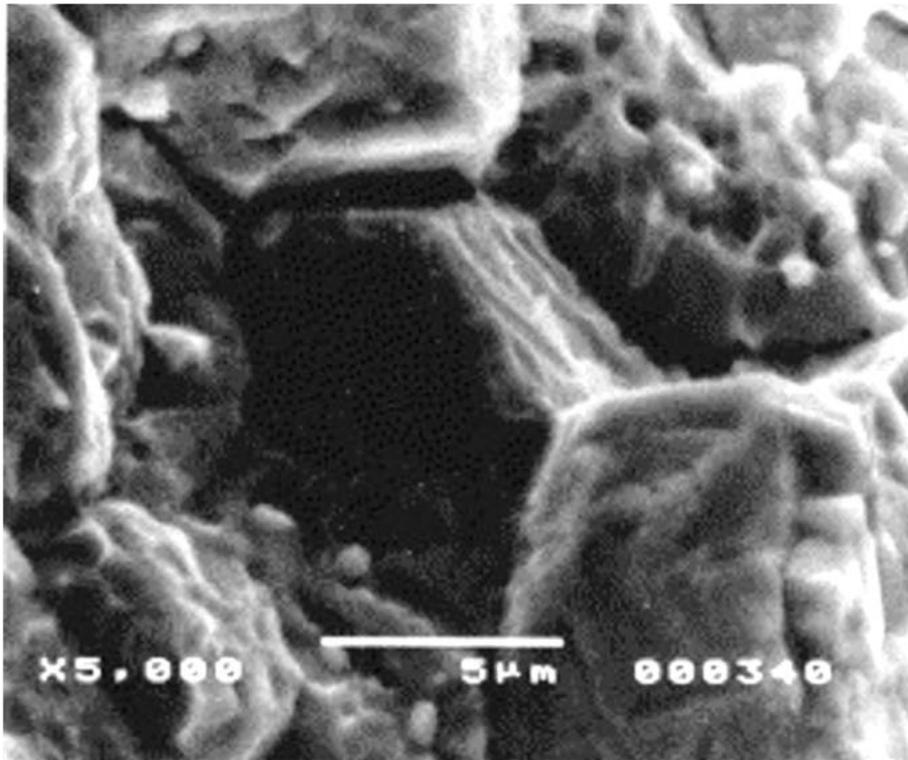


(d)

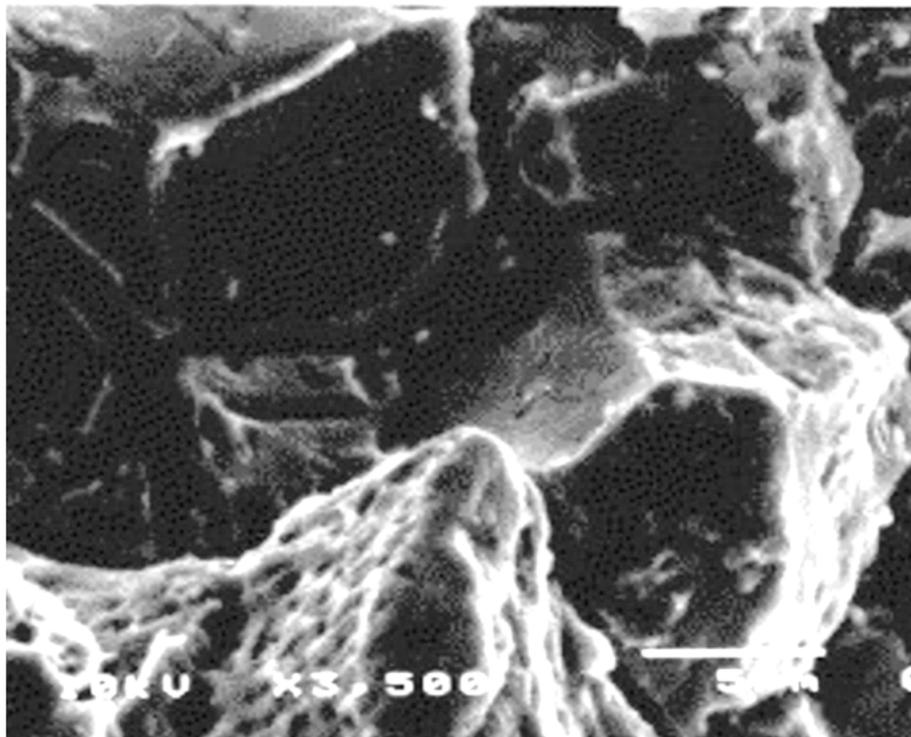


(e)

**Figura 7 (continuação)** – Propagação instável da trinca, setor B do fragmento 2 (vide **Figura 3-b**): (d) Propagação instável e intergranular da trinca seguindo os contornos de grão da região recristalizada (vide seta 1). Aumento de 400x, ataque: Keller, MO; (d) Propagação instável e intergranular da trinca ao longo da fronteira entre as regiões recristalizada e não-recristalizada (vide seta 2) e da propagação transgranular na região não-recristalizada (vide seta 3). Aumento de 600x, ataque: Keller, MO [20].

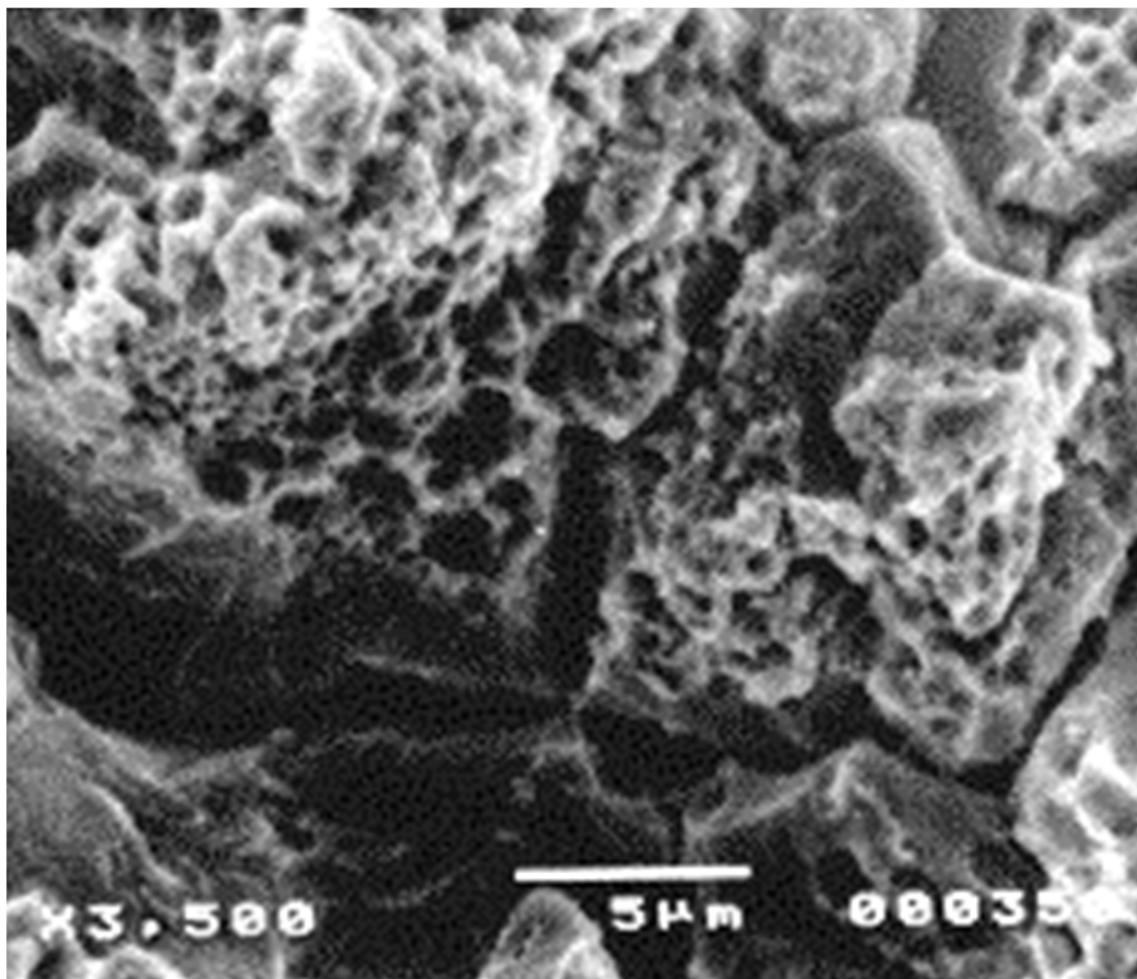


(a)



(b)

**Figura 8** – Exame microfractográfico: (a) Fragmento 3, setor A, superfície de fratura próxima da origem da trinca instável, mostrando fratura intergranular dúctil na região recristalizada; (b) Fragmento 3, setor A, superfície de fratura próximo da origem da trinca instável, mostrando fratura por decoesão intergranular na região recristalizada. MEV. IES [20].



(c)

**Figura 8 (continuação)** – Exame microfractográfico: (c) Fragmento 2, setor B, superfície de fratura longe da origem da trinca, mostrando fratura dúctil transgranular com alvéolos na região não-recristalizada. MEV. IES [20].

Azevedo et al. [20], contudo, não discutiram se a ruptura poderia ter sido provocada por falha do piloto durante o respectivo procedimento de aterrisagem. Seria interessante, deste modo, quantificar o efeito da presença trinca no valor da tensão crítica de fratura e comparar este valor com a tensão máxima do projeto para a ocorrência de sobrecarga do trem de pouso usando mecânica de fratura linear elástica. A condição para validade do uso da mecânica da fratura linear-elástica para o cilindro do trem de pouso foi verificada através da relação:

$$B \geq 2,5 (K_{IC}/\sigma_y)^2; \text{ onde:}$$

- $\sigma_y = 450$  MPa (limite de escoamento do material, valor experimental);
- $K_{IC} = 13,2$  MPa.m<sup>1/2</sup> (valor experimental de tenacidade à fratura da liga de Al forjada obtido experimentalmente [21] para propagação de trinca paralela ao bandejamento da microestrutura);
- B: espessura do cilindro do trem de pouso ~20 mm;

A extrapolação do valor da tensão crítica de fratura, considerando a presença da pré-trinca, pôde ser obtida através da **Equação 1**, que relaciona o tamanho efetivo crítico da trinca ( $a_c$ ) com os valores de tenacidade à fratura do material ( $K_{IC}$ ) e de tensão de fratura ( $\sigma_f$ ) para estado plano de deformação. Para esta extrapolação foram usados os valores de tenacidade à fratura de  $K_{IC} = 13,2$  MPa.m<sup>1/2</sup> e concentração de tensões (Y) igual a 1,12. O valor estimado da tensão crítica de fratura foi de 38 MPa.

Este resultado indicou como a presença de pré-trinca em material com baixa tenacidade à fratura reduz significativamente o valor da tensão crítica de fratura do componente (a norma DTD 5104A indica que o valor mínimo do limite de resistência mínimo da liga de Al forjada seja igual a 460 MPa).

$$K_{IC} = Y \cdot \sigma_f (\pi \cdot a_c)^{1/2} \quad \text{Equação 1}$$

Onde: Y= fator de concentração de tensão geométrico;  $\sigma_f$  = tensão crítica de fratura; e  $a_c$  = tamanho efetivo da trinca.

Como comparar este valor extrapolado de tensão crítica de fratura com o valor nominal de tensão crítica de fratura de projeto? Há uma afirmação atribuída ao fabricante do trem de pouso [20] que indica que:

*“If the primary crack becomes unstable at a length of less than 10 mm the overloading was an important factor in the failure”.*

Neste sentido, foram usados os valores nominais de tamanho crítico de trinca ( $a_c=10$  mm) e de tenacidade à fratura de liga de alumínio AA7010 T7451 (faixa de  $K_{IC}$  entre 25,0 a 35,0 MPa.m<sup>1/2</sup>) para estimar a tensão crítica de fratura de projeto que caracterizaria a falha por sobrecarga do trem de pouso. O valor da tensão de projeto foi estimado em 140 MPa.

Os resultados sugerem que a fratura do trem de pouso do acidente 1 [20] foi decorrente da presença de pré-trincas de corrosão de 1,3 mm de comprimento (o valor da tensão crítica de fratura de 38 MPa é menor do que o valor da tensão nominal de projeto de 140 MPa para falha por sobrecarga) e não pela sobrecarga na aterrissagem da aeronave.

Neste artigo [20] foi bastante enfatizado que o projeto microestrutural de componentes estruturais críticos deveria evitar microestruturas bandeadas e orientadas perpendicularmente às superfícies. A interseção das fibras da microestrutura bandeada com a superfície externa do componente é um ponto preferencial de início de fratura e corrosão (entalhe microestrutural). A deformação plástica superficial nas superfícies do furo durante processo de fabricação poderia reorientar a microestrutura forjada, como acontece com as roscas roladas de parafusos, de modo a prevenir um ataque corrosivo preferencial ao longo das bandas recristalizadas e dos precipitados primários.

### 2.1.2 Análise de falha de trem de pouso de avião Fokker 100 rompido no aeroporto Santos Dumont

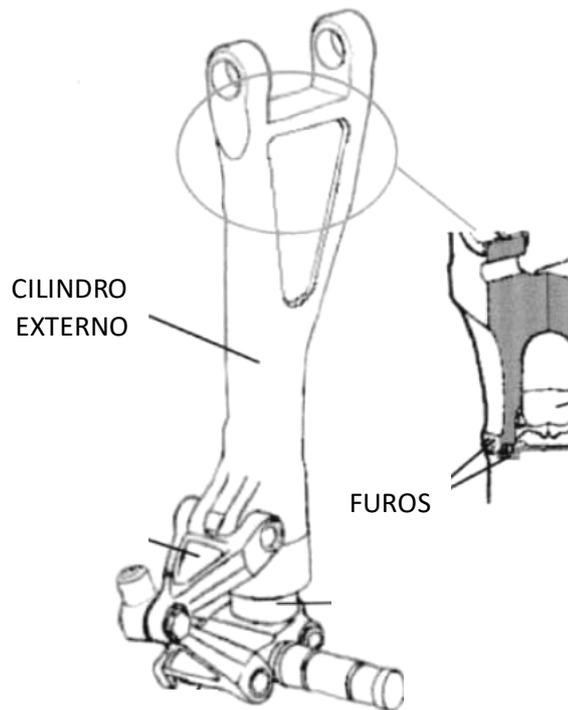
O artigo de Azevedo e Hippert [21] refere-se ao estudo da falha no trem de pouso esquerdo de aeronave *Fokker* F-100 PT-MQL que ocorreu no dia 11/11/1999 às 8h44 durante a aterrissagem na pista 20 L do aeroporto Santos Dumont, Rio de Janeiro.

Segundo a ANAC “a aeronave tocou com os trens-de-pouso principais na rampa existente antes da cabeceira da pista, fraturando o trem esquerdo” e “ a aeronave subiu um pouco e, no segundo toque na pista após alguns metros, o trem-de-pouso esquerdo soltou-se, seguindo-se o toque da asa esquerda no solo e o desvio da aeronave para a lateral esquerda da pista, parando na área gramada. A evacuação dos passageiros ocorreu sem problemas pela porta dianteira, permanecendo todos os passageiros e tripulantes ilesos. A aeronave sofreu danos graves”.

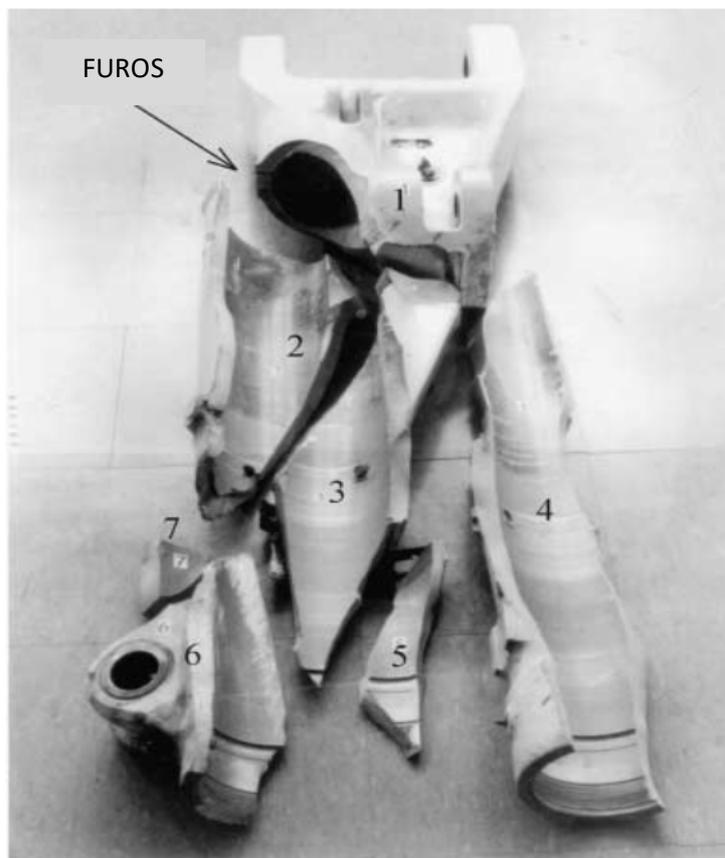
Os resultados de análise química e de ensaio de tração indicaram que o material do cilindro externo do trem de pouso estava de acordo com a especificação da norma DTD5104A [22]: o valor medido do limite de escoamento foi de 450 MPa e do limite de resistência de 500 MPa. A microestrutura do material era similar à descrita anteriormente [20] (vide **Figuras 4-a, 4-b, 7-a, 7-b e 7-c**).

O cilindro externo do trem de pouso (vide **Figuras 9-a e 9-b**) rompeu em sete pedaços e todas as superfícies de fratura foram examinadas. A presença de marcas radiais convergentes nas superfícies de fratura indicou que a falha do cilindro externo foi nucleada nos fragmentos 1 e 2 (furos A e B) e se propagou ao longo do eixo principal do cilindro externo do trem de pouso, como mostrado esquematicamente na **Figura 9-c**.

O exame das superfícies de fratura não mostrou aspecto de deformação plástica macroscópica, mas revelou fratura do tipo plana com pequena proporção de lábios de cisalhamento (com espessura entre 1,0 e 1,5 mm) ao longo das bordas com as superfícies externas e internas do cilindro. Marcas radiais presentes nos fragmentos 1 e 2 indicaram que a fratura foi nucleada nos furos rosqueados A e B, junto aos rebaixos presentes na superfície dos furos (vide **Figura 9-d**).

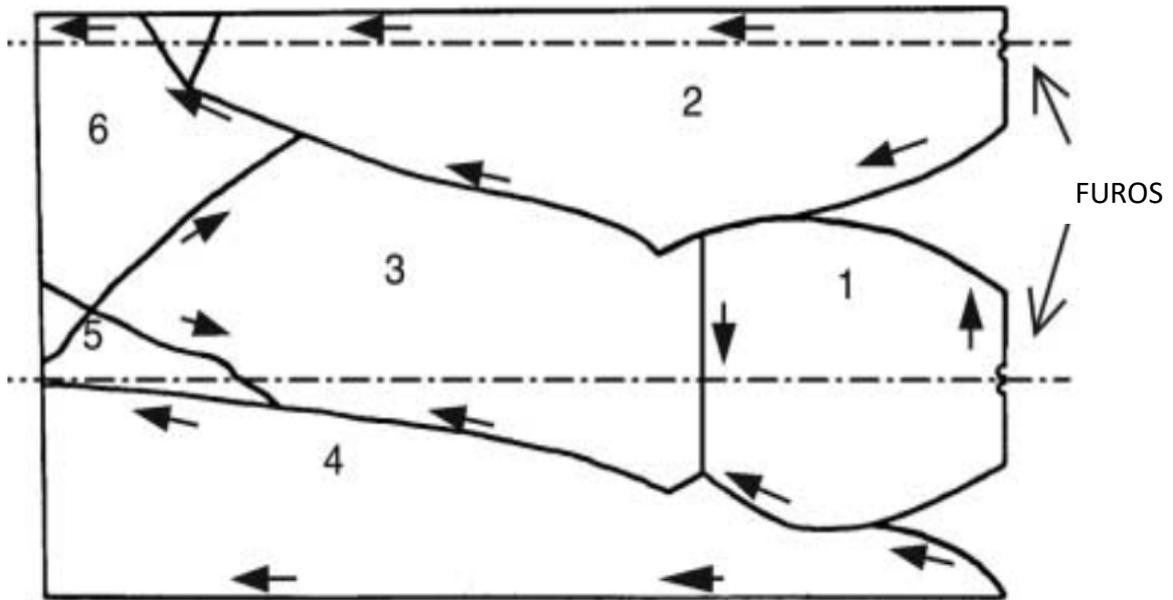


(a)

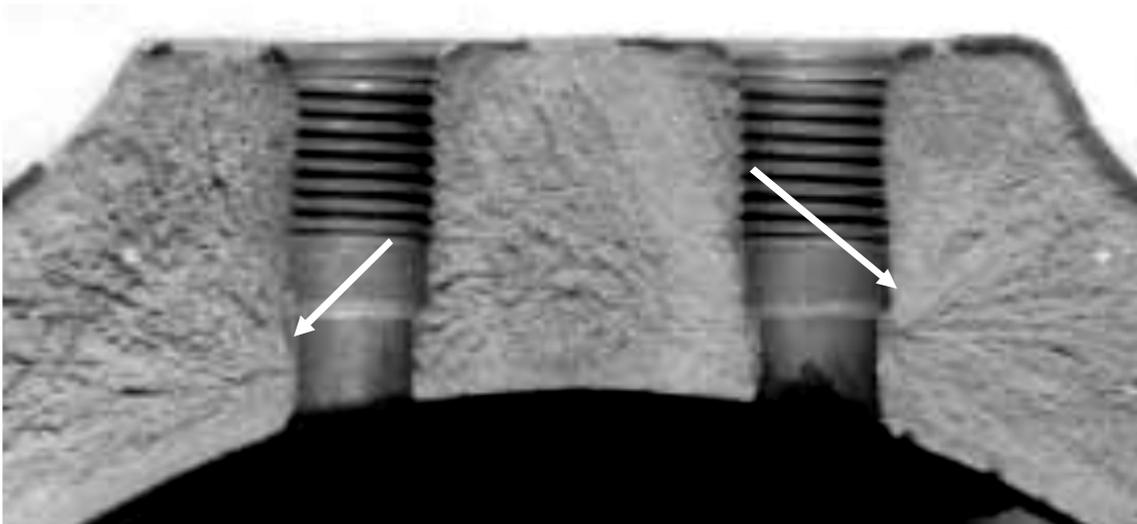


(b)

**Figura 9** – (a) Esquema do cilindro externo do trem de pouso da *Fokker 100* mostrando a posição dos dois furos na parte superior do cilindro; (b) Cilindro exterior do trem de pouso quebrado em setes fragmentos na condição como recebida [21].



(c)



(d)

**Figura 9 (continuação)** – (c) Esquema da propagação instável de trincas após inspeção macrofractográfica, mostrando que a fratura é originada nos furos A e B; (d) Presença de marcas radiais, indicando os dois pontos de origem da fratura (vide setas) como sendo na superfície lisa, junto a rebaixo geométrico. O furo direito rosqueado do cilindro externo (identificado como furo B) foi identificado em mais detalhe [21].

A análise microfractográfica da região de início de fratura do cilindro externo (área adjacente à superfície interna do furo B, vide **Figuras 10-a a 10-c**) revelou três topografias de superfície de fratura:

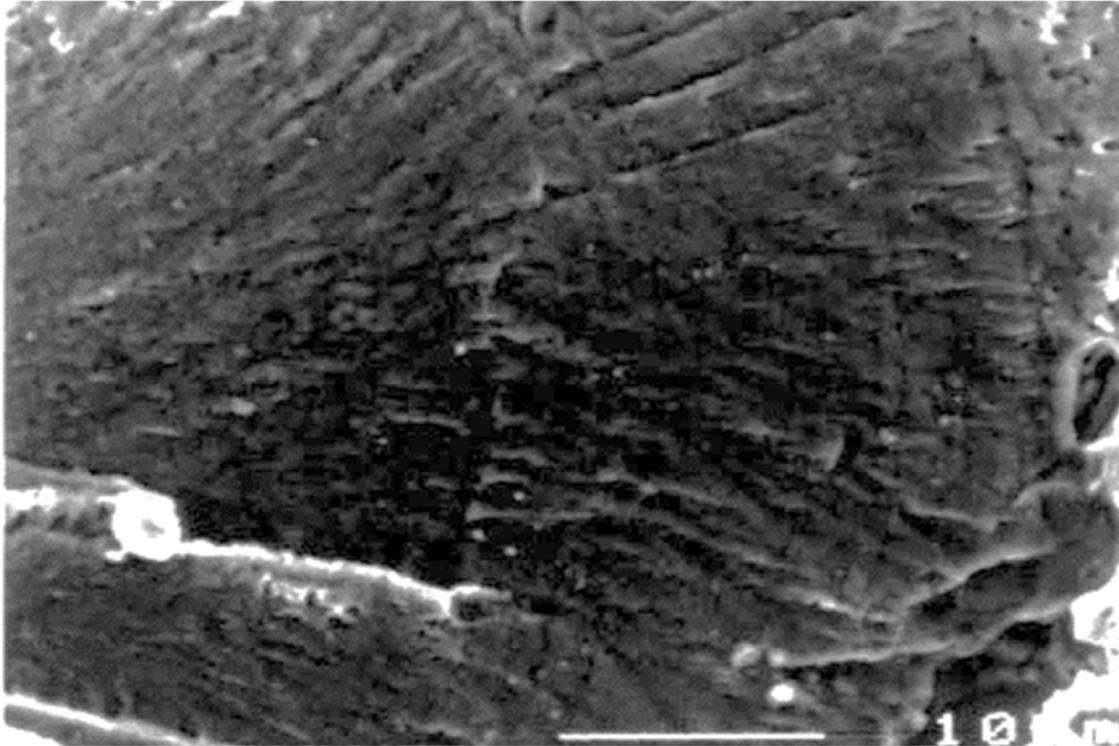
- Região 1: superfície de fratura plana com forma semielíptica junto à superfície do furo B. O comprimento desta região é de aproximadamente 0,6 mm. O exame fractográfico revelou marcas “conchoidais” originadas na superfície interna do furo B, assemelhando-se a estrias de fadiga com espaçamento de aproximadamente 1  $\mu\text{m}$  (vide **Figura 10-a**);
- Região 2: superfície rugosa com fratura intergranular dúctil (vide **Figura 10-b**) e intenso trincamento secundário do tipo intergranular;
- Região 3: superfície rugosa com fratura transgranular dúctil com alvéolos (vide **Figura 10-c**).

Os resultados do exame microfractográfico indicaram que a fratura instável foi nucleada a partir de uma pré-trinca de fadiga de tamanho crítico igual a 0,6 mm. A propagação instável da trinca ocorreu de modo intergranular dúctil, como observado anteriormente [20]. A microestrutura bandeada do material forjado na região de origem da fratura não estava orientada perpendicularmente à superfície livre dos furos A e B.

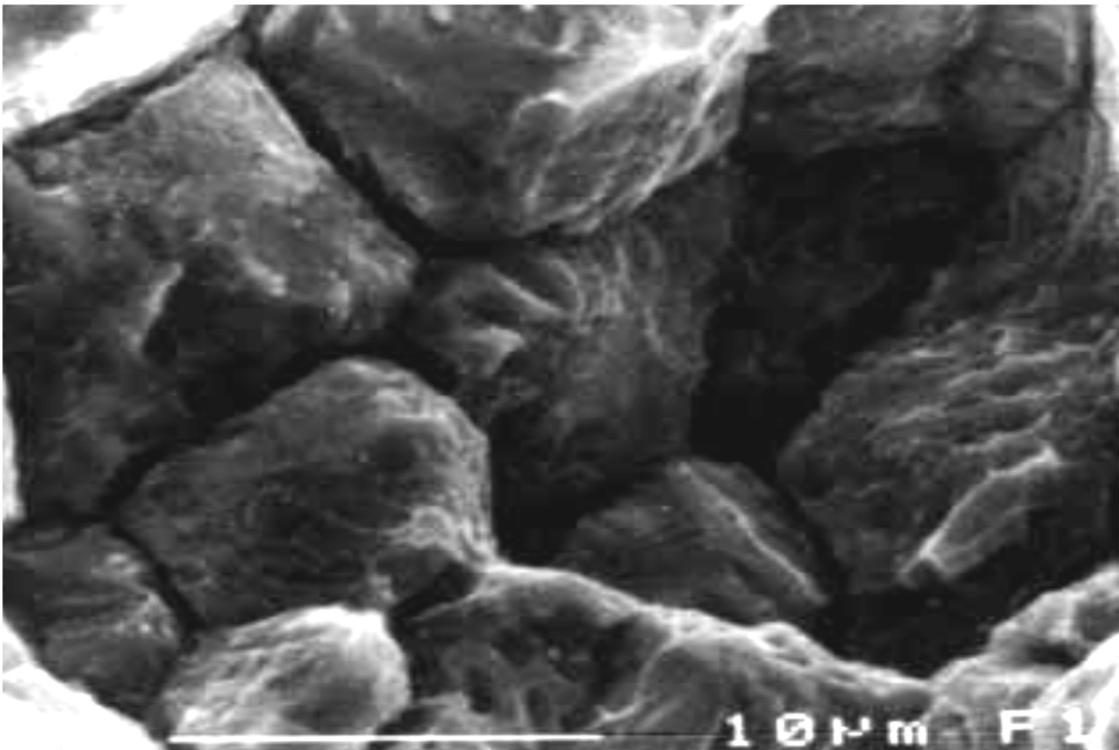
Foram realizados testes de tenacidade à fratura ( $K_{IC}$ ) em duas orientações distintas (vide **Figuras 11-a e 11-b**) para estudar a anisotropia da tenacidade à fratura do material forjado. Os resultados maiores valores de  $K_{IC}$  (valor médio igual a 21,4  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ) para a orientação LT do que para a orientação TL (valor médio igual 13,2  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ) [21].

Para a orientação TL (com valor médio de  $K_{IC}$  igual 13,2  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ), a propagação instável da trinca também ocorreu na fronteira entre as regiões recristalizada e não-recristalizada (vide **Figura 11-c**). A propagação instável da trinca para a orientação LT (com valor médio de  $K_{IC}$  igual 21,4  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ) atravessou as regiões não-recristalizadas [21].

Estes resultados confirmaram a existência de anisotropia da tenacidade à fratura e explicam porque a propagação instável das trincas dos dois acidentes investigados ocorreu preferencialmente ao longo da orientação bandeada da microestrutura.

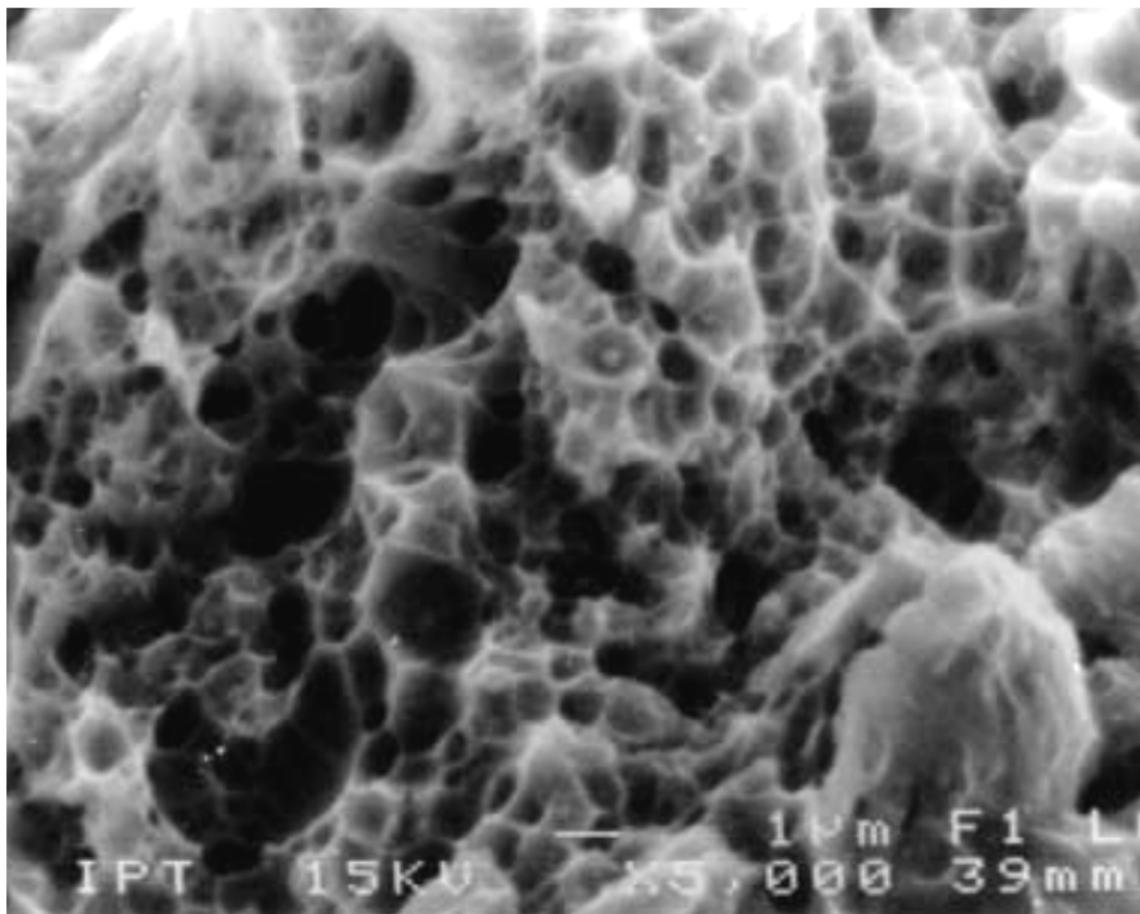


(a)



(b)

**Figura 10** – Exame microfractográfico: (a) Detalhe da área de superfície plana localizada junto ao furo B (vide **Figura 9-d**). Observa-se a área com formato elíptico sendo irradiada do ponto de início de fratura e contendo estrias de fadiga com espaçamento de aproximadamente 1 μm; (b) Detalhe na região rugosa da fratura junto à região de início de fratura mostrando fratura dúctil intergranular. MEV-IES [21].

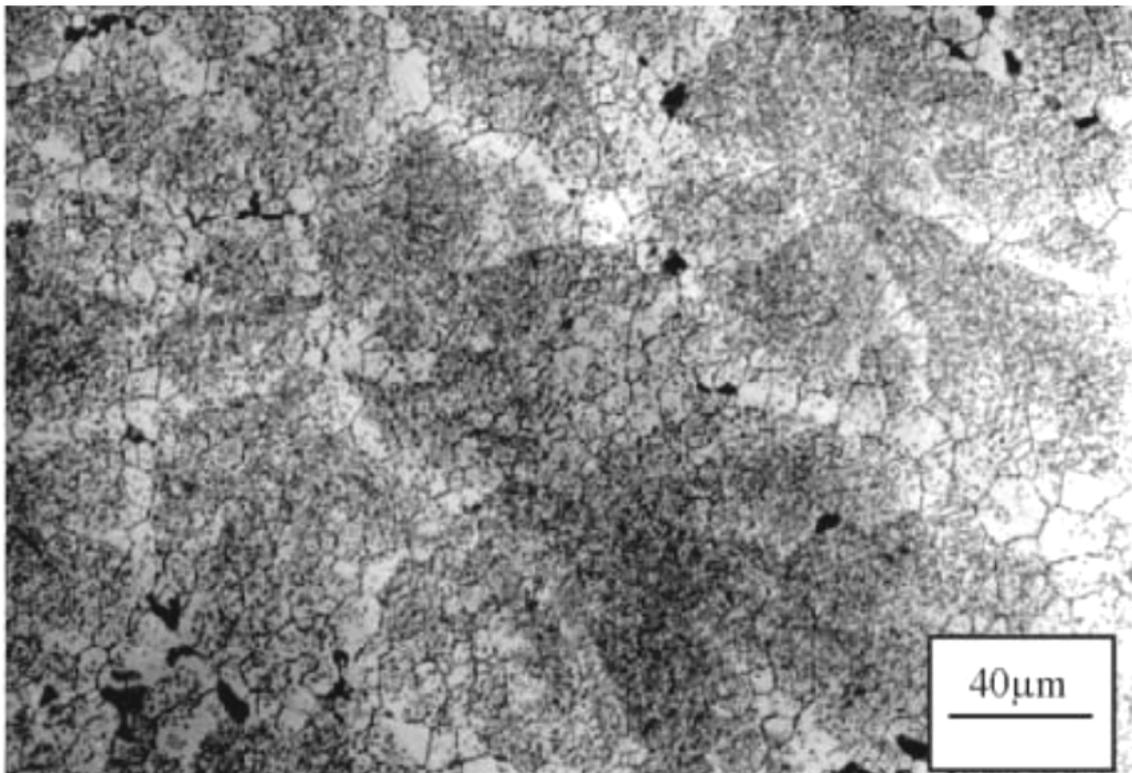


(c)

**Figura 10 (continuação)** – Exame microfractográfico: (c) Detalhe na região rugosa da fratura junto à região de início mostrando fratura transgranular dúctil. MEV-IES [21].

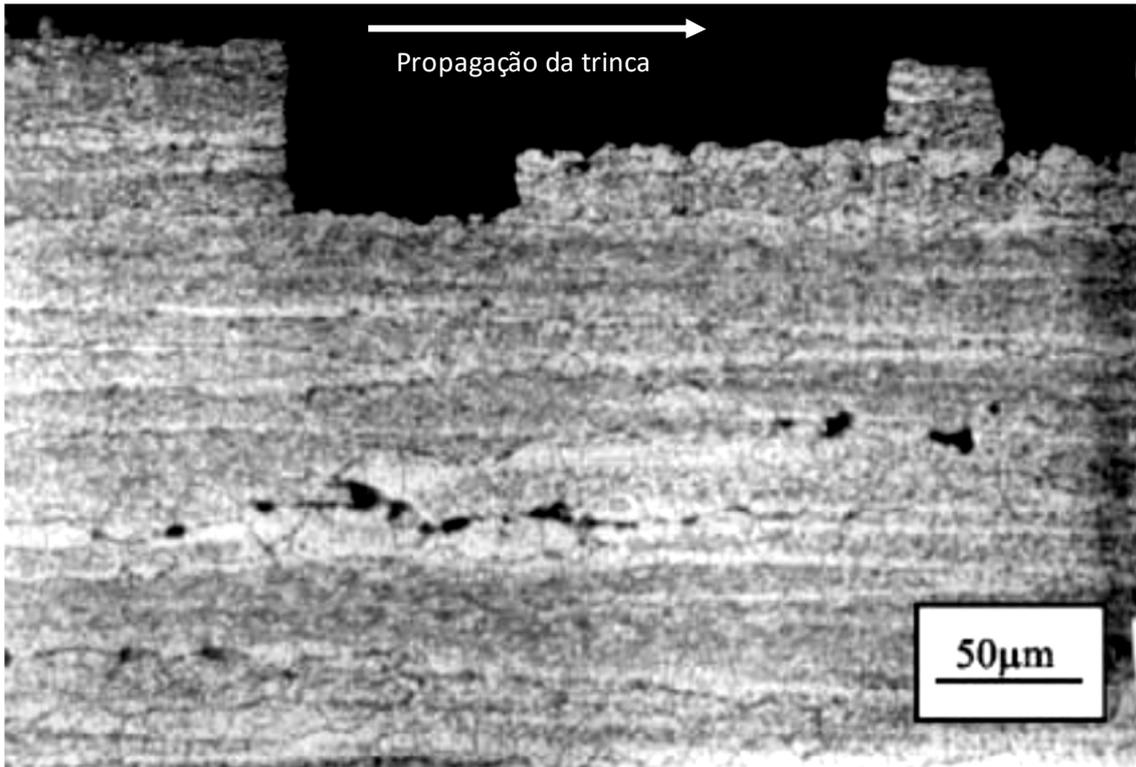


(a)

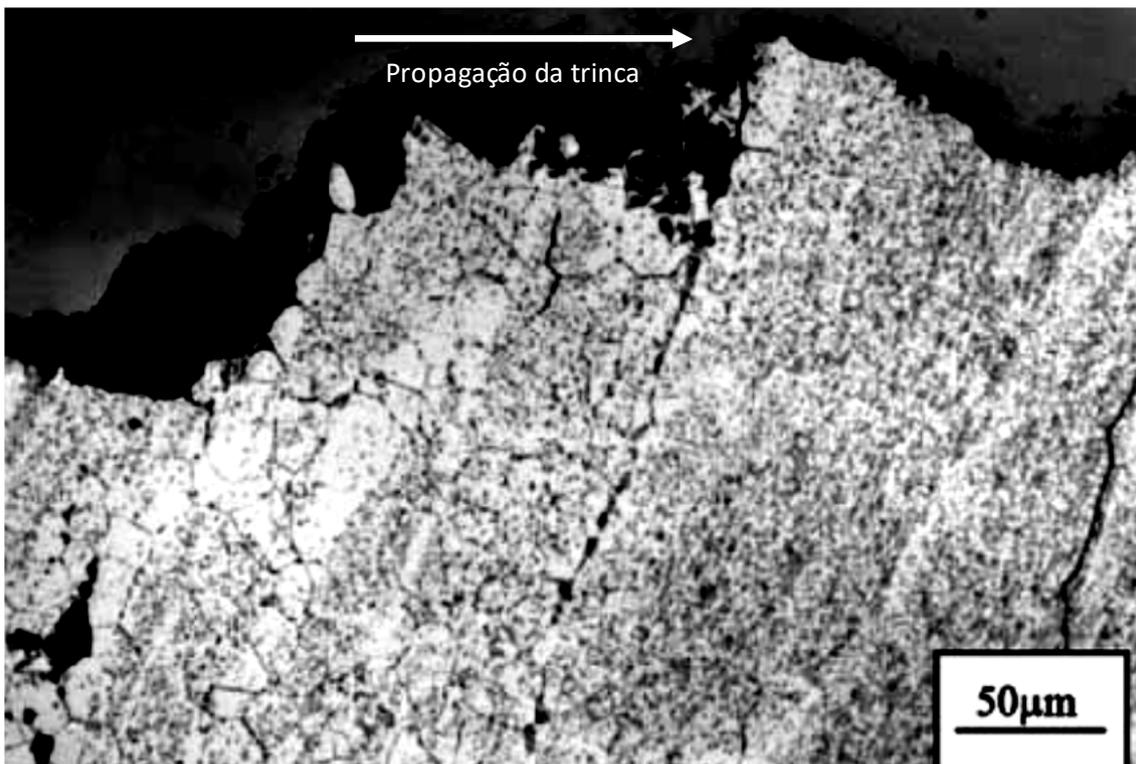


(b)

**Figura 11** – Caracterização microestrutural dos corpos de prova de tenacidade à fratura: (a) Microestrutura orientada ao longo do caminho de propagação da trinca (orientação TL); (b) Microestrutura orientada perpendicularmente ao caminho de propagação da trinca (orientação LT). MO [21].



(c)



(d)

**Figura 11 (continuação)** – Caracterização microestrutural dos corpos de prova de tenacidade à fratura: (c) Propagação da trinca (seta) em forma de degraus (orientação TL), seguindo preferencialmente a orientação da microestrutura; (d) Propagação da trinca, atravessando as regiões não-recristalizadas (orientação LT). Ataque: Keller. MO [21].

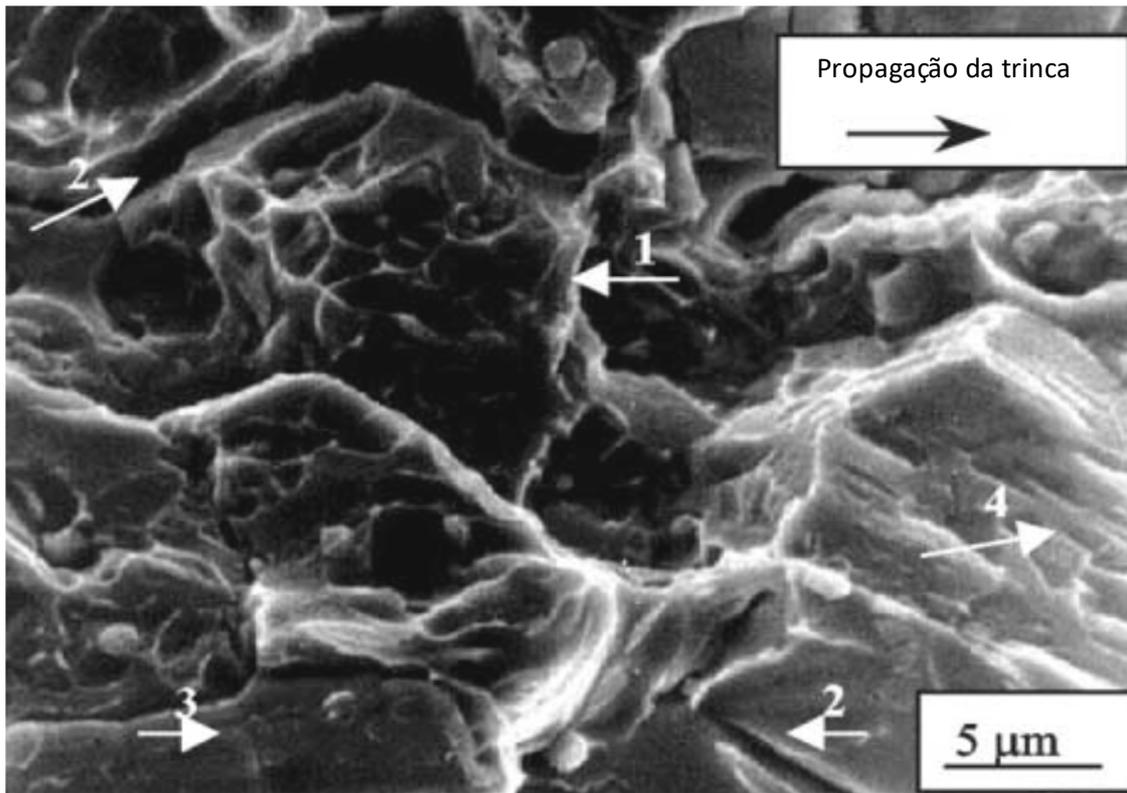
O exame microfractográfico das amostras de tenacidade à fratura indicou que a orientação LT ( $K_{IC} \sim 21,4 \text{ MPa.m}^{1/2}$ ) apresentou maior proporção de fratura intergranular dúctil quando comparada à orientação TL ( $K_{IC} \sim 13,2 \text{ MPa.m}^{1/2}$ ), vide **Figuras 12-a a 12-d**. A orientação de maior tenacidade à fratura (LT) apresentou maior densidade de alvéolos dúcteis, enquanto a orientação TL apresentou fratura dúctil intergranular com alvéolos maiores e mais rasos (vide setas 1), algumas regiões de decoesão intergranular (vide setas 2), precipitados primários clivados (seta 3), decoesão entre precipitado e matriz (seta 4). A comparação das fraturas transgranulares dúcteis confirmou que os alvéolos na orientação TL são qualitativamente maiores e mais rasos.

Adicionalmente, a fratura na orientação TL apresentou partículas alongadas (tamanho de 2 por  $0,3 \mu\text{m}$ ) ao longo do sentido da propagação da trinca (vide seta 5). A morfologia alongada de precipitados primários e secundários alinhados perpendicularmente à direção de carregamento mecânico também foi responsável pelo menor valor de tenacidade à fratura ( $K_{IC} \sim 13,2 \text{ MPa.m}^{1/2}$ ) observado para a orientação TL [21].

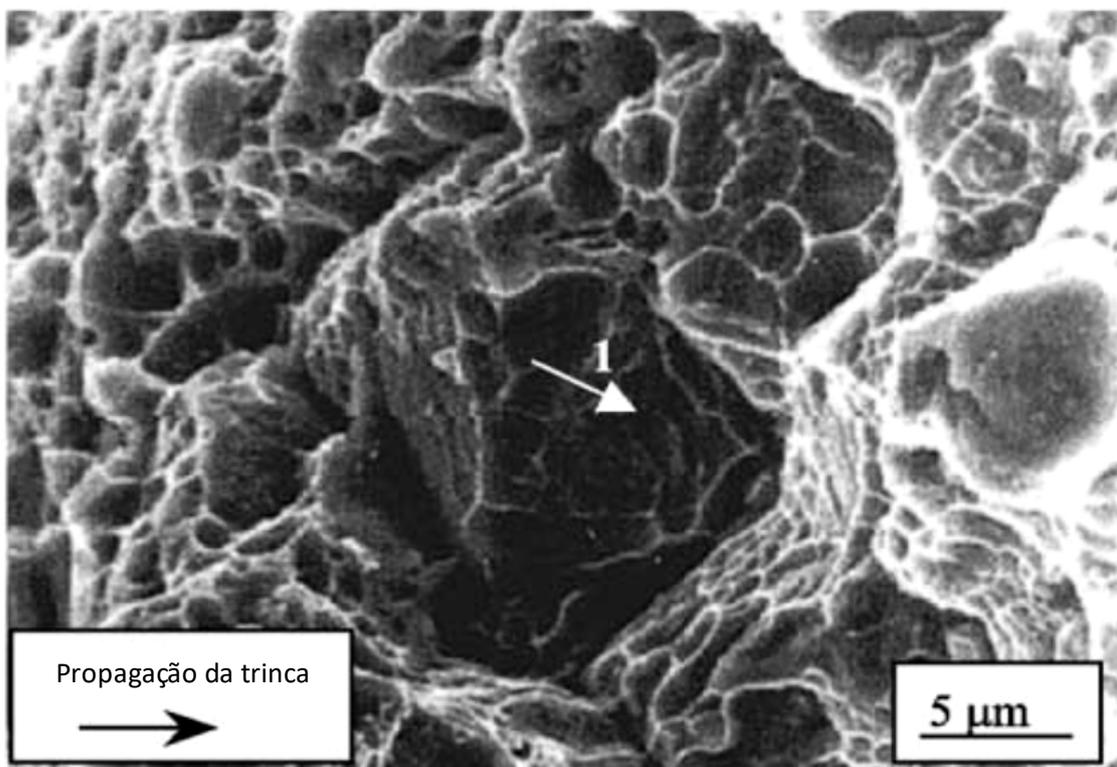
Os valores de tenacidade à fratura observados experimentalmente para as duas orientações são surpreendentemente baixos para um componente de alta responsabilidade. As ligas 7010 (Al-6Zn-2Mg-2Cu), por exemplo, apresentam valores típicos de tenacidade à fratura entre 25 e  $35 \text{ MPa.m}^{1/2}$  [41] e os valores experimentais (média de três corpos de prova) obtidos para o material do trem de pouso para a orientação TL ( $13,2 \text{ MPa.m}^{1/2}$ ) e orientação LT ( $21,4 \text{ MPa.m}^{1/2}$ ) estão abaixo destes valores típicos, principalmente para a orientação TL, que foi a orientação preferencial de propagação instável das trincas nos dois acidentes [20-21].

As cargas anormais absorvidas pelo cilindro exterior durante o procedimento de aterrisagem associadas à presença de pré-trincas de fadiga de 0,60 mm de profundidade causaram a falha em serviço do trem de pouso do segundo acidente [21].

Neste artigo [21], a nucleação e a propagação estável da trinca de fadiga não aconteceram ao longo da microestrutura bandeada do forjado, apenas a propagação instável da trinca ocorreu preferencialmente ao longo da microestrutura bandeada. Azevedo e Hippert [21], contudo, não discutiram se a ruptura do trem de pouso poderia ter sido provocada por falha do piloto durante o procedimento de aterrisagem.

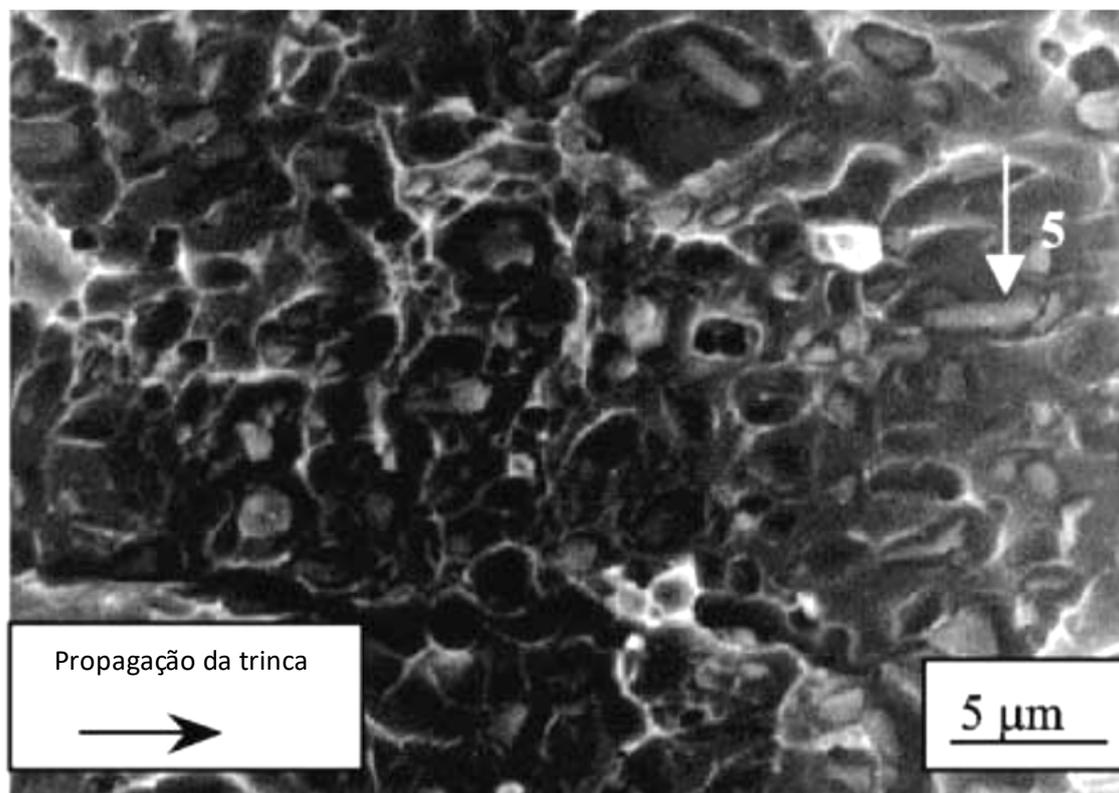


(a)

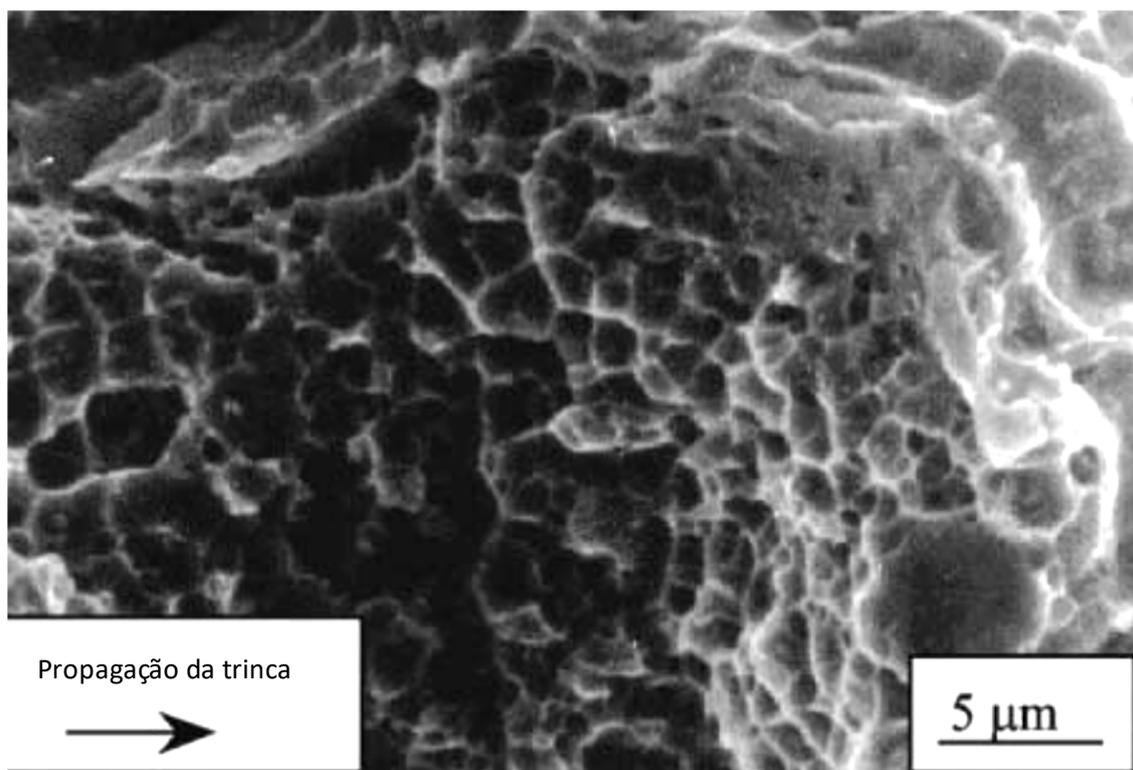


(b)

**Figura 12** – Exame microfractográfico dos corpos de prova de tenacidade à fratura: (a) Orientação TL ( $13,2 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ) e (b) Orientação LT ( $21,4 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ): fratura intergranular dúctil na região recristalizada; MEV-ISE [21]



(c)



(d)

**Figura 12 (continuação)** – Exame microfractográfico dos corpos de prova de tenacidade à fratura: (c) Orientação TL ( $13,2 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ) e (d) Orientação LT ( $21,4 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ): fratura transgranular dúctil na região não-recristalizada. MEV-ISE [21].

O efeito da presença da pré-trinca no valor da tensão crítica de fratura foi estimado e comparado com o valor extrapolado da tensão máxima do projeto para a falha por sobrecarga do trem de pouso, estimado em 140 MPa. A extrapolação do valor da tensão crítica de fratura foi obtida através da **Equação 1**, usando o valor experimental de tenacidade à fratura de 21,4 MPa.m<sup>1/2</sup> (para a pré-trinca de fadiga de 0,6 mm sendo propagada perpendicularmente à microestrutura bandeada) e concentração de tensões (Y) igual a 1,12. O valor estimado da tensão crítica de fratura foi de 144 MPa.

É difícil obter conclusões contundentes sobre as falhas dos trens de pouso sem o apoio da empresa de manutenção do avião (*Fokker Services*), do fabricante dos trens de pouso (*Messier-Dowty*) e sem o uso de técnicas de simulação e de cálculo por elementos finitos (mecânica da fratura em condições de carregamento multiaxial), mas os resultados exploratórios sugerem que a fratura do trem de pouso do acidente 2 [21] foi decorrente da sobrecarga sofrida pelo trem de pouso durante a aterrisagem da aeronave (tensão crítica de fratura de 144 MPa é igual à tensão nominal de projeto de 140 MPa para falha por sobrecarga).

Em 2001, o órgão *U.S. National Transportation Safety Board* recomendou inspeções não destrutivas em todos os trens de pouso da *Messier-Dowty* das aeronaves *Fokker 110* após a análise da ruptura do trem de pouso principal de uma aeronave ocorrida em 23 de maio de 2001 no aeroporto de Dallas [43]. Esta análise associou a ruptura do trem de pouso à presença de um defeito decorrente do processo de forjamento [43-44]. A *Fokker Services* e a *Messier-Dowty* lançaram dois documentos, alertando sobre a possível os defeitos de forjamento e recomendando o uso da técnica não destrutiva de correntes parasitas para detectar defeitos nos trens de pouso do *Fokker 100* [43-44]. Esta técnica tem limite de detecção em chapas de alumínio de trincas de até 1,0 mm de comprimento em profundidade de 0,75 mm e de falhas superficiais de até 0,01 mm [46].

A empresa holandesa *Fokker* faliu em 1997 e a empresa aérea *China Eastern Airlines* vendeu dez aviões usados (modelo *Fokker 100*) para uma empresa brasileira de transportes aéreos em 1998. Esta empresa chegou a possuir 50 aeronaves *Fokker 100* em sua frota, o que fez dela a segunda maior frota de aeronaves *Fokker 100* do mundo, atrás apenas da *American Airlines*. Em outubro de 2016, ainda existiam 165 aeronaves *Fokker 100* operacionais no mundo, de um total de 283 unidades produzidas entre os anos de 1986 e 1997 [49-51].

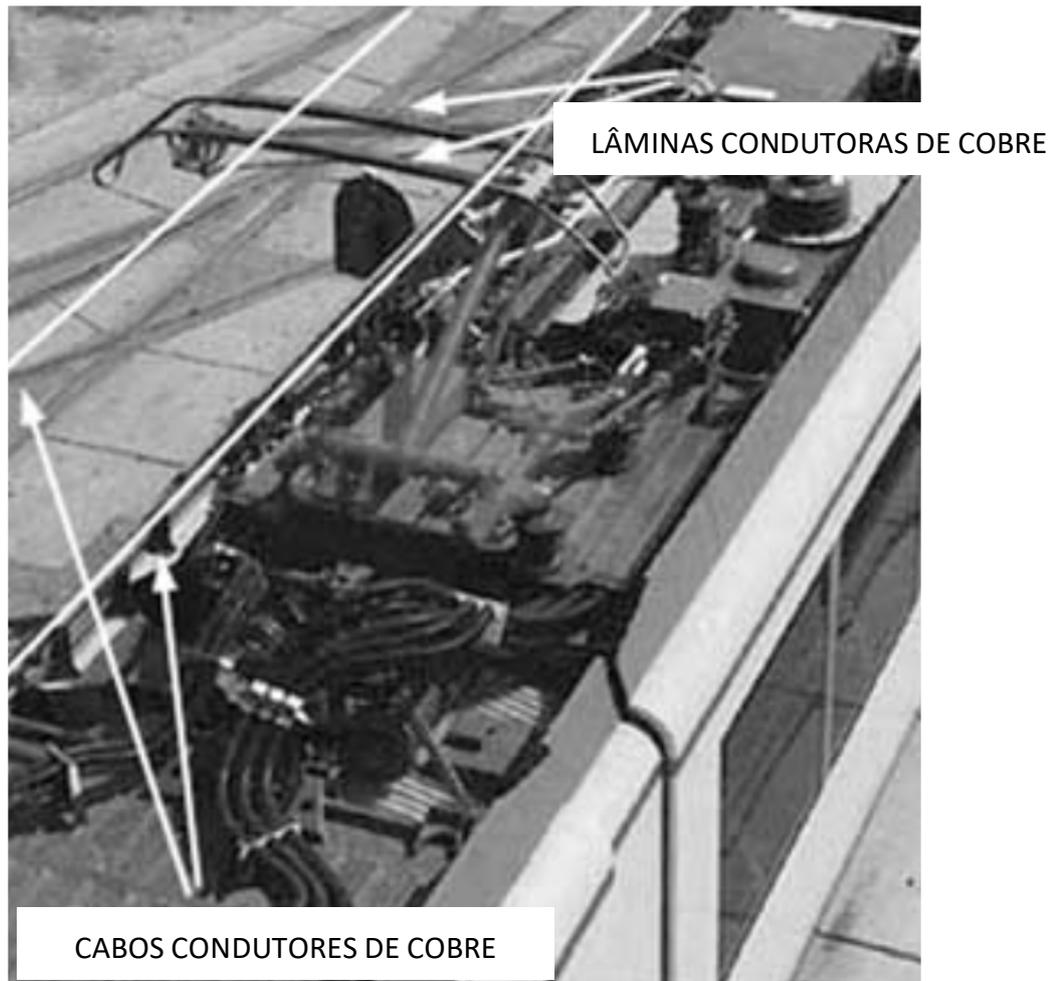
### 2.1.3 Análise de falha dos pantógrafos do metrô

O artigo de Azevedo e Sinátora [52] investigou as causas do desgaste prematuro das lâminas de contato de cobre dos pantógrafos de linha do metrô. Estas lâminas de contato são montadas nos pantógrafos localizados sobre os trens, recebendo a energia elétrica (1.500 Vcc) de dois cabos de cobre (vide **Figuras 13-a e 13-b**). A força nominal estática entre o pantógrafo e o cabo de cobre é de 70 N e a velocidade nominal de operação do trem é de 80 km/h. A corrente elétrica que passa na interface entre o cabo de contato de cobre e as lâminas condutoras é de 1.120 A. As condições ambientais de operação do componente são: exposição ao tempo, temperatura nominal entre 0 e 40 °C e umidade relativa do ar entre 15 a 95%.

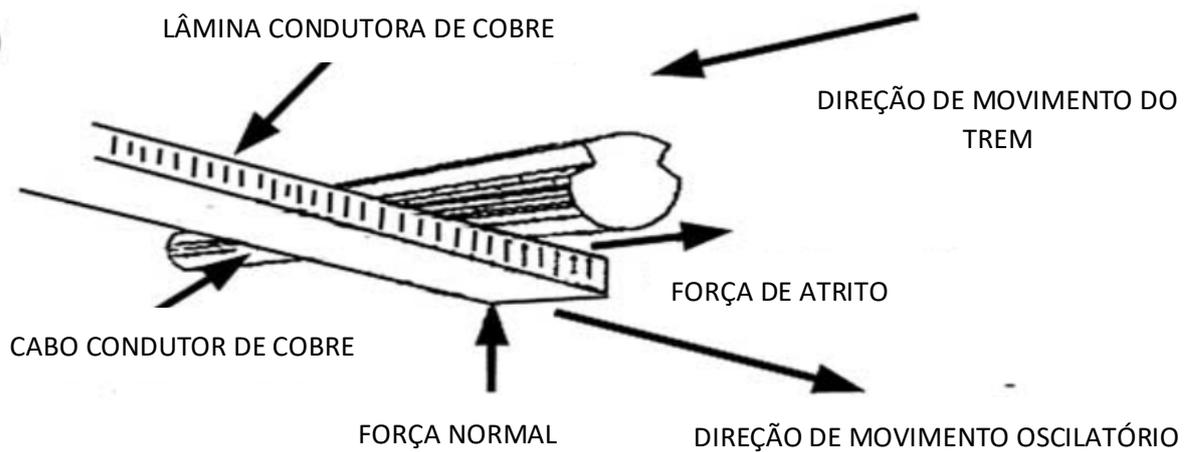
Foram examinados dois segmentos de cabos de cobre sem uso (comprimento de 30 cm e diâmetro de 1,5 cm), três lâminas condutoras usadas (comprimento de aproximadamente 1 m, largura de 6 cm e espessura da região sem desgaste aparente de 5 mm) e amostra de cavacos (debris de desgaste) (vide **Figuras 14-a e 14-b**) [52]. As lâminas de cobre estavam de acordo com as especificações de composição química da classe UNS C12500 da norma ASTM B 216-89 (*Standard specification for tough-pitch fire-refined copper for wrought products and alloys - refined shapes*). Foram investigadas três regiões das lâminas de cobre, representando as regiões de desgaste “severo”, desgaste “moderado e “sem desgaste aparente”, indicadas na **Figura 14-b**.

O exame da região sem desgaste aparente da lâmina (vide **Figura 15-a**) mostrou camada lubrificante de grafite (microdureza de 9 HV<sub>0,01</sub>) de 100 µm de espessura sobre a lâmina condutora de cobre (vide **Figura 15-b**). Observou-se ainda uma trinca subsuperficial na camada deformada plasticamente (espessura de 30 µm e microdureza de 93 HV<sub>0,01</sub>) junto à tribosuperfície da lâmina de cobre sem desgaste aparente (vide **Figura 15-b**). A trinca é orientada ao longo do movimento de oscilação entre os cabos de cobre e as lâminas de cobre (vide **Figura 15-a**).

A microestrutura da região mais interna da lâmina de cobre (vide **Figura 15-b**) não apresentou deformação plástica, revelando grãos equiaxiais de Cu ( $\alpha$ ) com diâmetro de aproximadamente 30 µm e inclusões alongadas de Cu<sub>2</sub>O. Os resultados indicam que as interfaces entre a matriz de Cu ( $\alpha$ ) e as inclusões de Cu<sub>2</sub>O localizadas dentro da camada deformada plasticamente são pontos preferenciais de nucleação de trincas subsuperficiais.

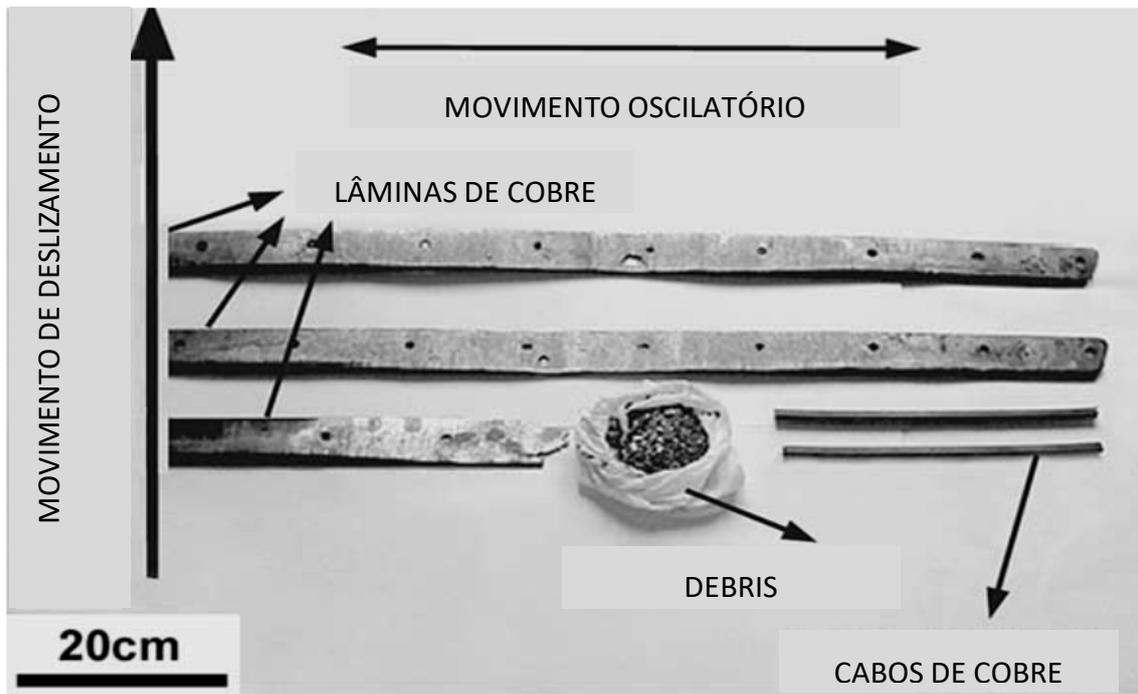


(a)

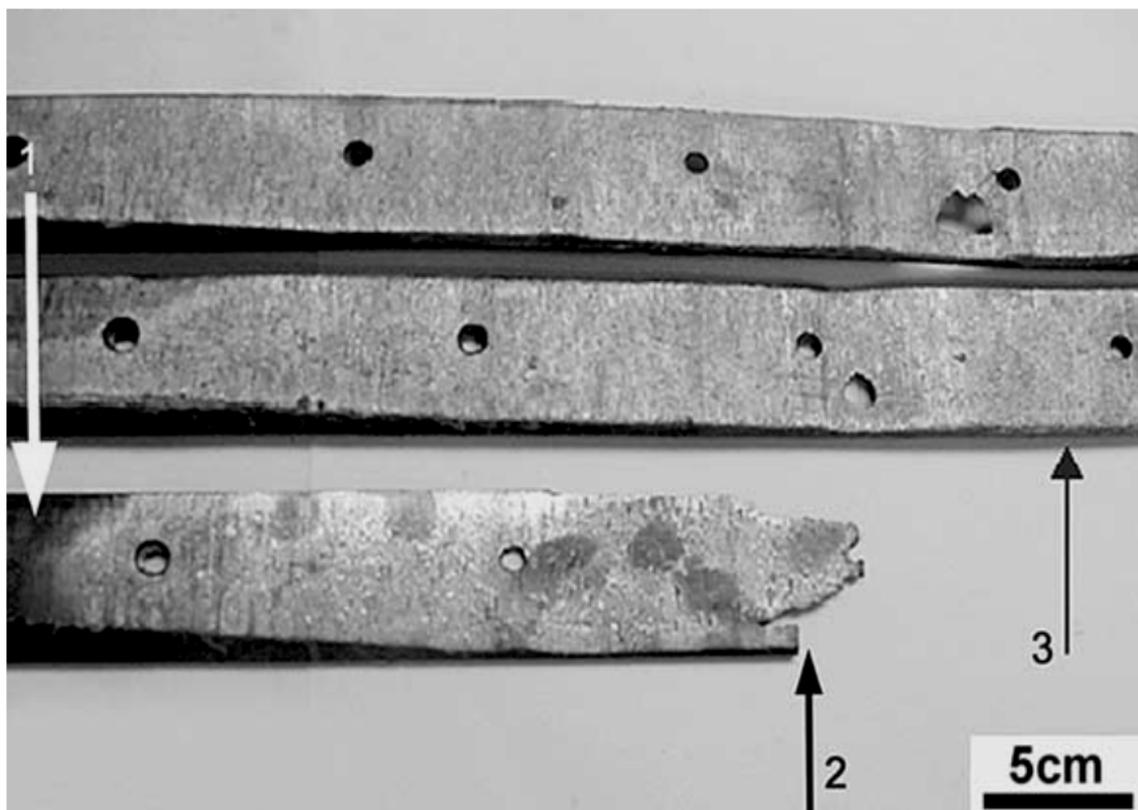


(b)

**Figura 13** – Pantógrafo do trem de superfície da linha 5 do Metrô da cidade de São Paulo: (a) Vista geral do sistema de coleta de energia elétrica do trem, indicando a posição dos cabos de cobre (*Cu wire*) e das lâminas de cobre (*Cu strips*); (b) Detalhe do sistema de coleta de energia elétrica do trem mostrando a direção de deslizamento (movimento do trem), dos movimentos oscilatórios e das forças atuantes (normal e de atrito) no sistema tribológico cabo-lâmina [52].

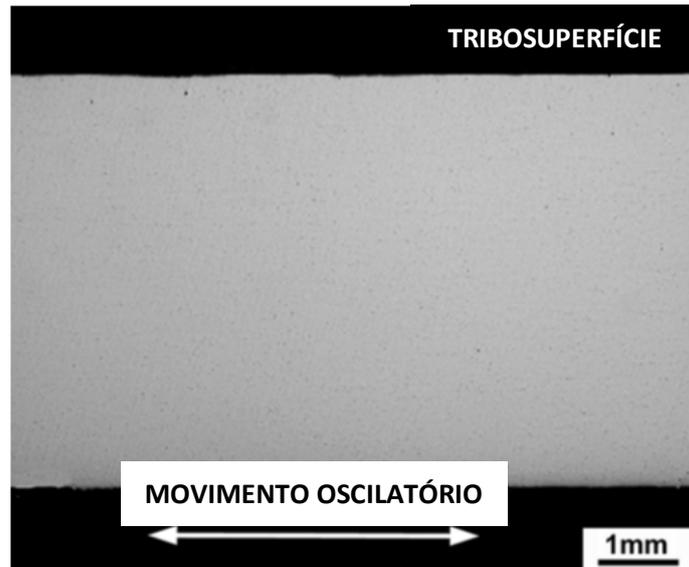


(a)

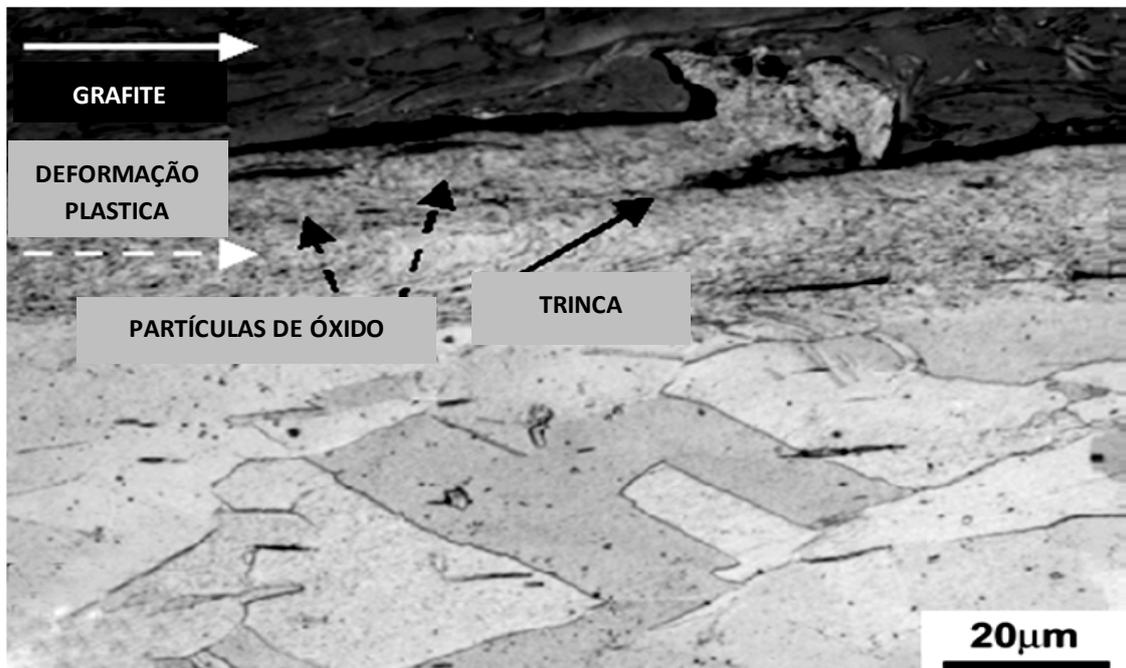


(b)

**Figura 14** – Inspeção visual: (a) Vista geral dos três segmentos das lâminas de contato desgastadas, dois segmentos de cabos de cobre novos e de saco plástico contendo debris de desgaste; (b) Amostragem das lâminas: a seta 1 indica a região da lâmina sem desgaste aparente; a seta 2 indica a região com desgaste “severo”; a seta 3 indica a região com desgaste moderado” [52].



(a)



(b)

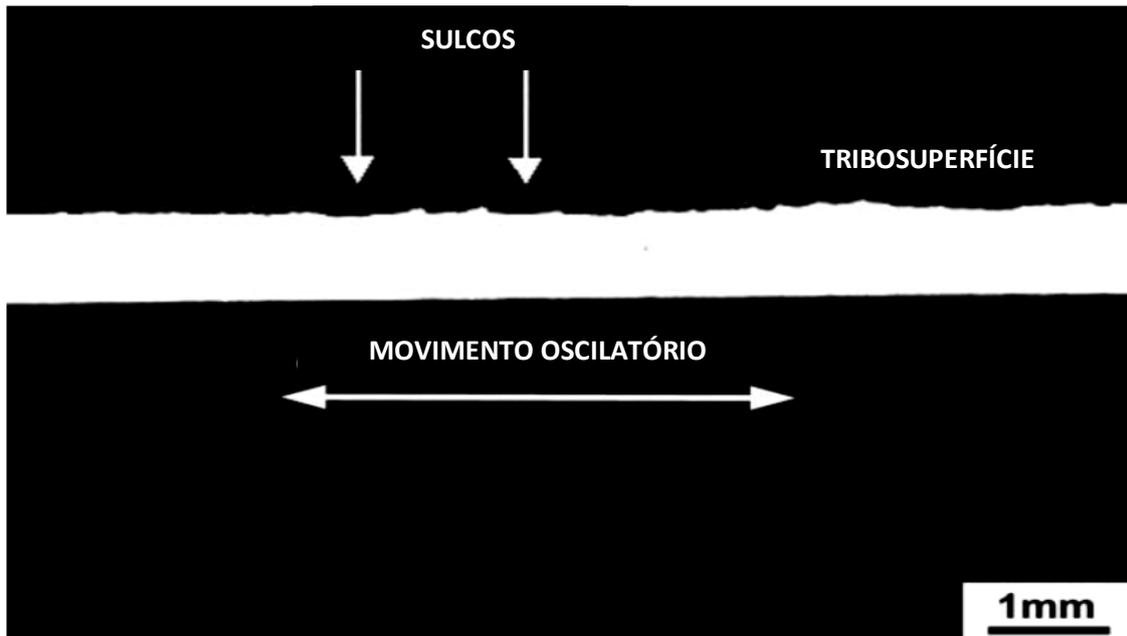
**Figura 15** – Microestrutura da lâmina de cobre em região sem desgaste aparente. A direção deslizante) é ortogonal à página: (a) Ausência de sulcos de desgaste na tribosuperfície da lâmina; (b) Detalhe da tribosuperfície mostrando camada de grafite (vide seta branca), com espessura de 100  $\mu\text{m}$  e microdureza de 9  $\text{HV}_{0,01}$ , e camada deformada plasticamente (seta branca pontilhada), com espessura de 30  $\mu\text{m}$  e microdureza de 93  $\text{HV}_{0,01}$ , orientada ao longo da direção do movimento de oscilação. A camada deformada plasticamente apresenta inclusões alongadas de  $\text{Cu}_2\text{O}$  com mesma morfologia do substrato não deformado. Observa-se a nucleação e propagação de trinca subsuperficial (vide seta preta sólida) ao longo da interface entre  $\text{Cu}_2\text{O}$  e matriz. Região não deformada apresenta grãos equiaxiais de aproximadamente 30  $\mu\text{m}$  e inclusões alongadas de  $\text{Cu}_2\text{O}$  (microanálise química EDS). MEV. IER (imagem de elétrons retroespalhados) [52].

O trincamento (vide **Figura 15-b**) promove o destacamento de material encruado (microdureza de 93 HV<sub>0,01</sub>) da superfície da lâmina, dando origem a debris endógenos abrasivos, que atuarão como terceiro corpo entre as tribosuperfícies dos cabos e as lâminas condutoras [52].

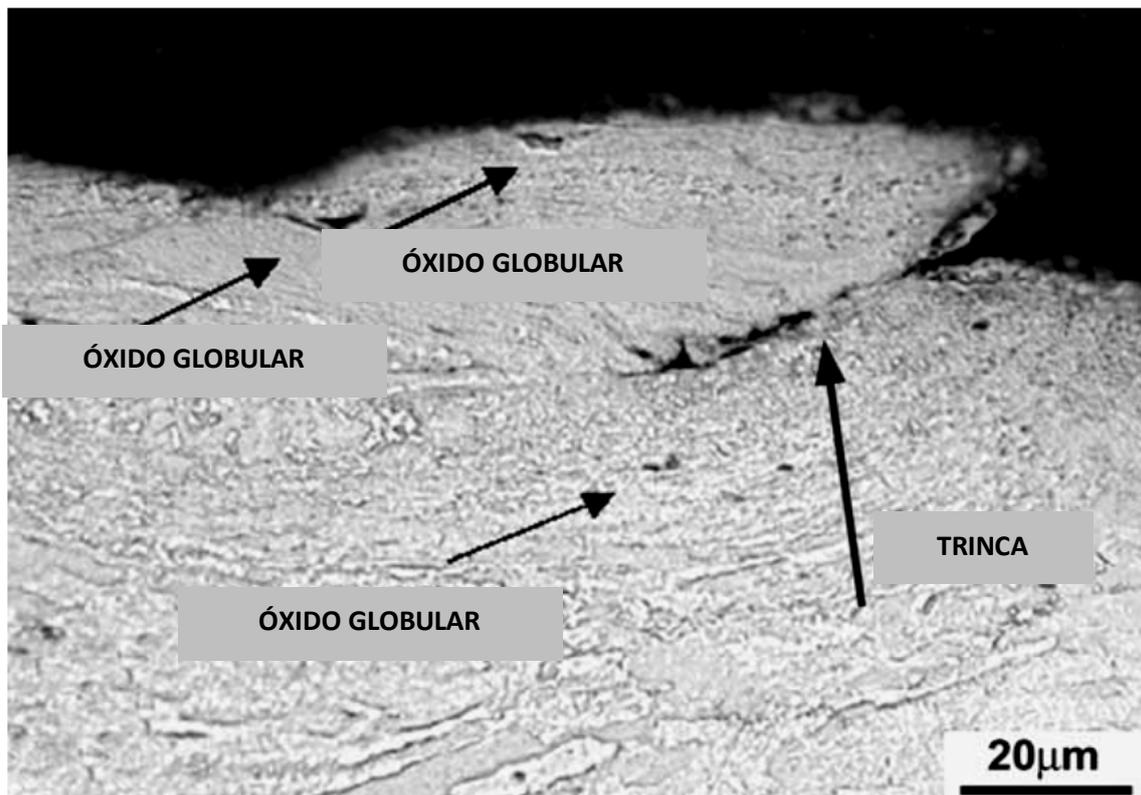
A **Figura 16-a** mostra os sulcos de desgaste presentes na tribosuperfície das lâminas de cobre, apresentando desgaste moderado (redução da espessura da lâmina de 5 mm para 1 mm) - o movimento do trem (direção deslizante) é ortogonal à página. A **Figura 16-b** mostra a microestrutura da tribosuperfície da lâmina, já sem a presença da camada lubrificante de grafite. Observa-se camada deformada plasticamente (espessura maior do que 80 µm e dureza de 120 HV<sub>0,01</sub>), trinca orientada ao longo da direção do movimento de oscilação entre os cabos e a lâmina de cobre; e inclusões de Cu<sub>2</sub>O com morfologia globular. Estas observações sugerem a ocorrência de fusão incipiente na tribosuperfície da lâmina condutora, decorrente de descargas elétricas (desgaste induzido por eletricidade) [52].

A **Figura 17-a** mostra a microestrutura de debris parcialmente encruado na superfície (microdureza de 106 HV<sub>0,01</sub>), enquanto a **Figura 17-b** mostra debris com microestrutura dendrítica (microdureza de 59 HV<sub>0,01</sub>) e inclusões globulares de Cu<sub>2</sub>O, ambos originados na tribosuperfície da lâmina condutora. O outro debris de cobre deformado plasticamente (com valor de microdureza de 120 HV<sub>0,01</sub>) não apresentou inclusões de Cu<sub>2</sub>O, indicando que ele foi gerado na tribosuperfície do cabo de cobre, que apresenta 13 ppm de oxigênio enquanto a lâmina de cobre apresenta 232 ppm de oxigênio (vide **Figura 17-c**).

A energia térmica gerada pelo atrito pode causar a fusão incipiente de asperezas superficiais. Adicionalmente, durante o contato deslizante as asperezas do material mais duro cortam ou deformam plasticamente a superfície do material mais macio, produzindo a formação de debris abrasivo (terceiro corpo), o desgaste (adesivo ou abrasivo) e a formação de sulcos de desgaste (ao longo da direção do movimento do trem). Quando o contato físico entre o cabo e a lâmina condutora é perdido, ocorre a geração de arco elétrico. Quanto maior for a rugosidade superficial da tribosuperfície, maior será a intensidade deste arco e da fusão incipiente das tribosuperfícies (desgaste induzido por eletricidade). A presença de terceiro corpo reduz localmente a condutibilidade elétrica e promove a geração de descargas elétricas, causando o aumento localizado da temperatura (até 550 °C) e a fusão incipiente (desgaste induzido por eletricidade) [53-54].

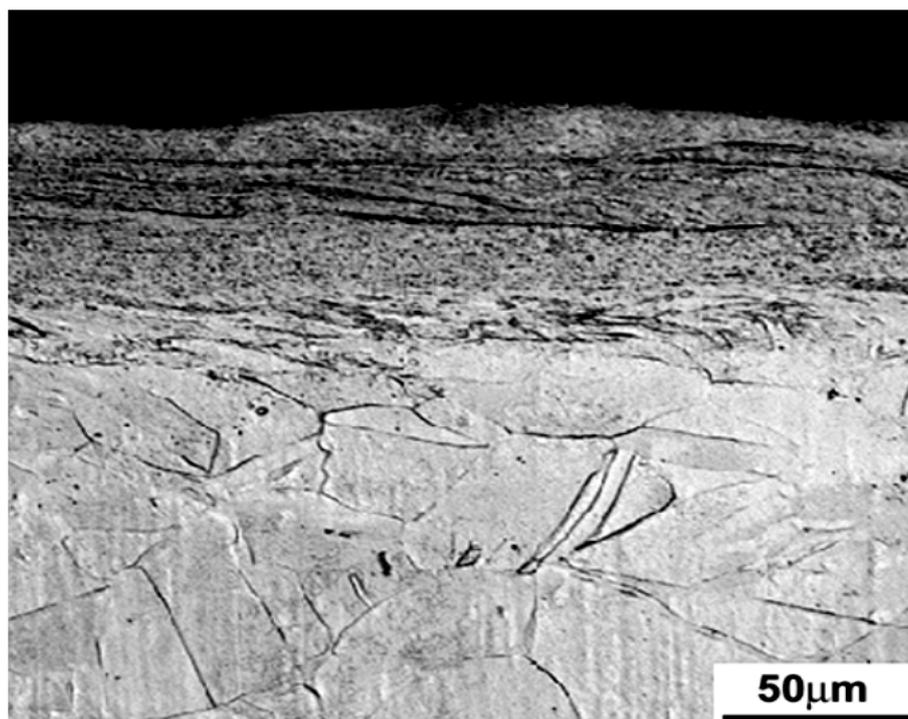


(a)

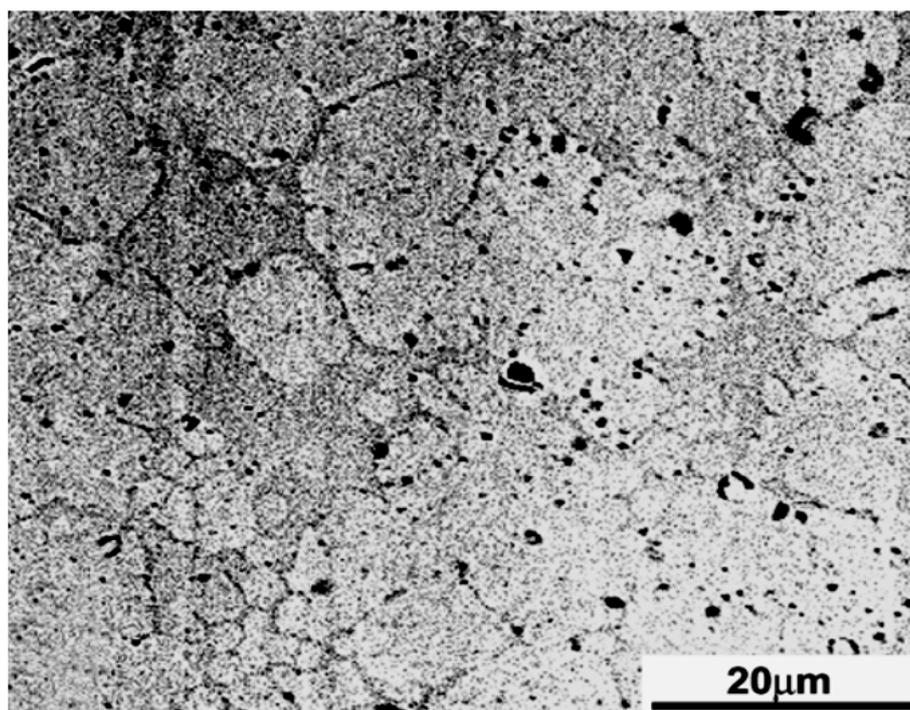


(b)

**Figura 16** – Microestrutura da lâmina em região com desgaste moderado. O movimento do trem é ortogonal à página: (a) Presença de sulcos de desgaste na tribosuperfície da lâmina; (b) Microestrutural da tribosuperfície da lâmina sem camada de grafite e com presença de camada deformada plasticamente (espessura ~ 80 µm e microdureza de 120 HV<sub>0,01</sub>). As inclusões de Cu<sub>2</sub>O apresentam morfologia esférica, indicando que ocorreu fusão incipiente na tribosuperfície da lâmina. Observa-se trinca orientada ao longo da direção do movimento de oscilação. MEV., IER [52].

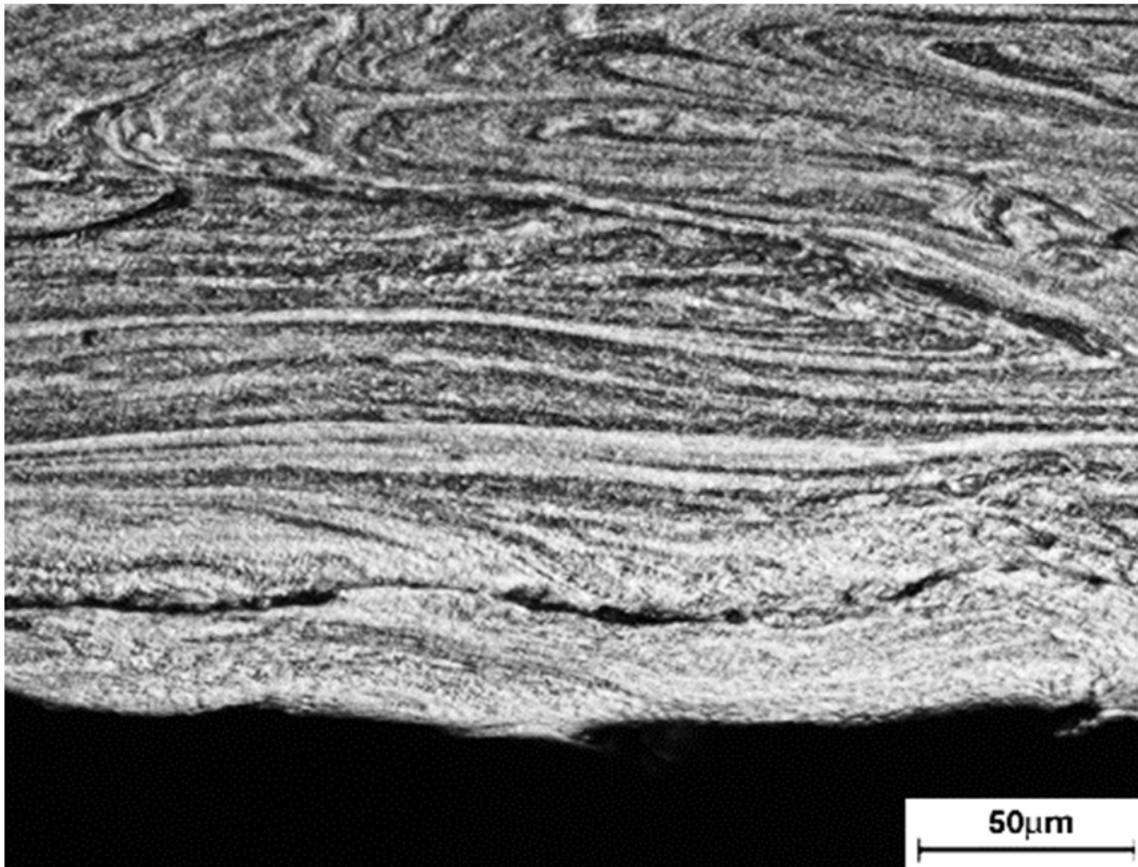


(a)



(b)

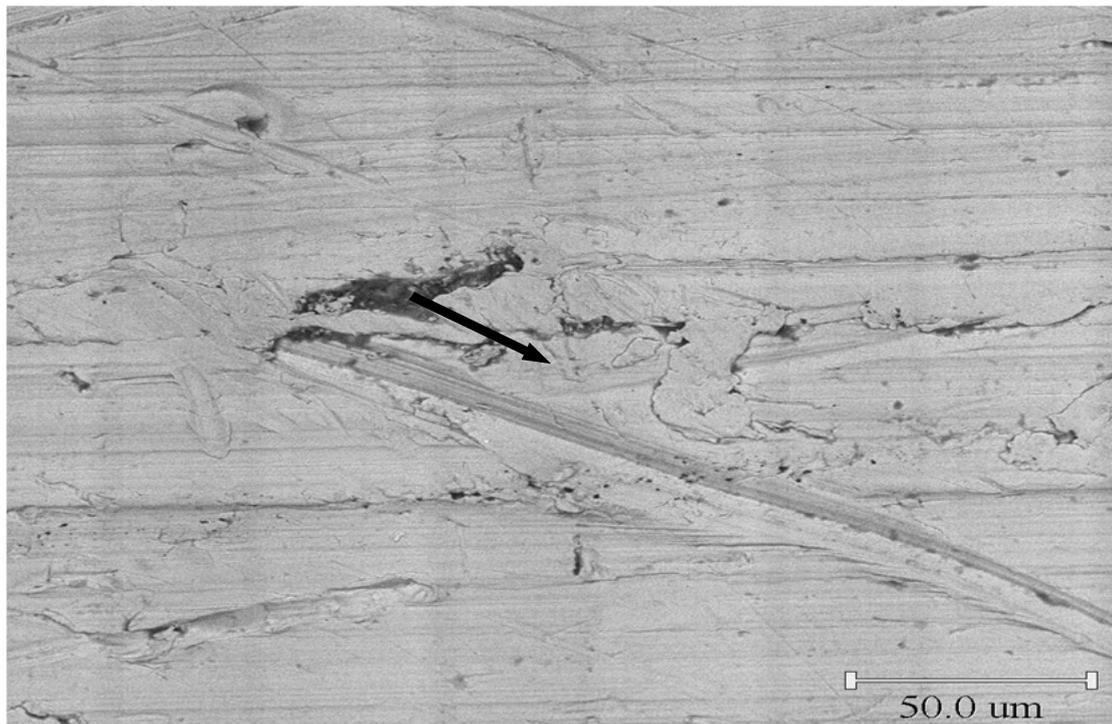
**Figura 17** – Microestrutura dos debris de desgaste: (a) Detalhe microestrutural de debris com morfologia semelhante a uma panqueca, que é composto por material plasticamente deformado na superfície (microdureza de 106HV<sub>0,01</sub>) e contendo trincas subsuperficiais; (b) Microestrutura de debris com morfologia de gota de chuva, mostrando microestrutura dendrítica (microdureza de 59 HV<sub>0,01</sub>) e inclusões globulares de CuO<sub>2</sub>. A presença de óxido indica que estes debris foram originados pela fusão da camada superficial da lâmina de cobre. MEV. IES e IER [52].



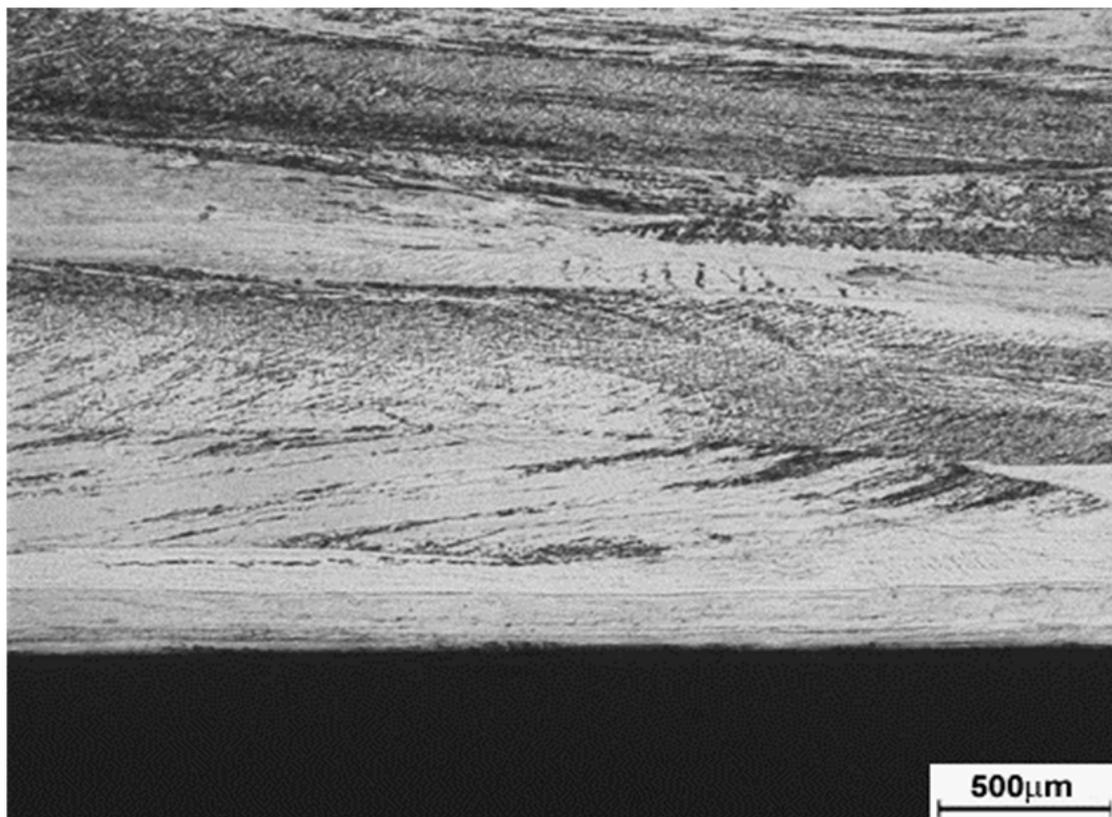
(c)

**Figura 17** (continuação – Microestrutura dos debris de desgaste: (c) Detalhe de debris completamente deformado plasticamente (microdureza de 120 HV<sub>0,01</sub>), provavelmente originado nos cabos de cobre (ausência de inclusões de CuO<sub>2</sub>). MEV. IES e IER [52].

O exame topográfico de cabos condutores mostrou, adicionalmente, a presença de partículas abrasivas exógenas de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, com dureza nominal de 2000 HV [55-56], incrustadas nas tribosuperfícies dos cabos (vide **Figura 18-a**). A caracterização metalográfica dos cabos condutores revelou grãos alongados de Cu ( $\alpha$ ) com microdureza de 96 HV<sub>0,05</sub>, típicos da condição encruada (vide **Figura 18-b**). A presença de inclusões de Cu<sub>2</sub>O não foi observada nos cabos.



(a)



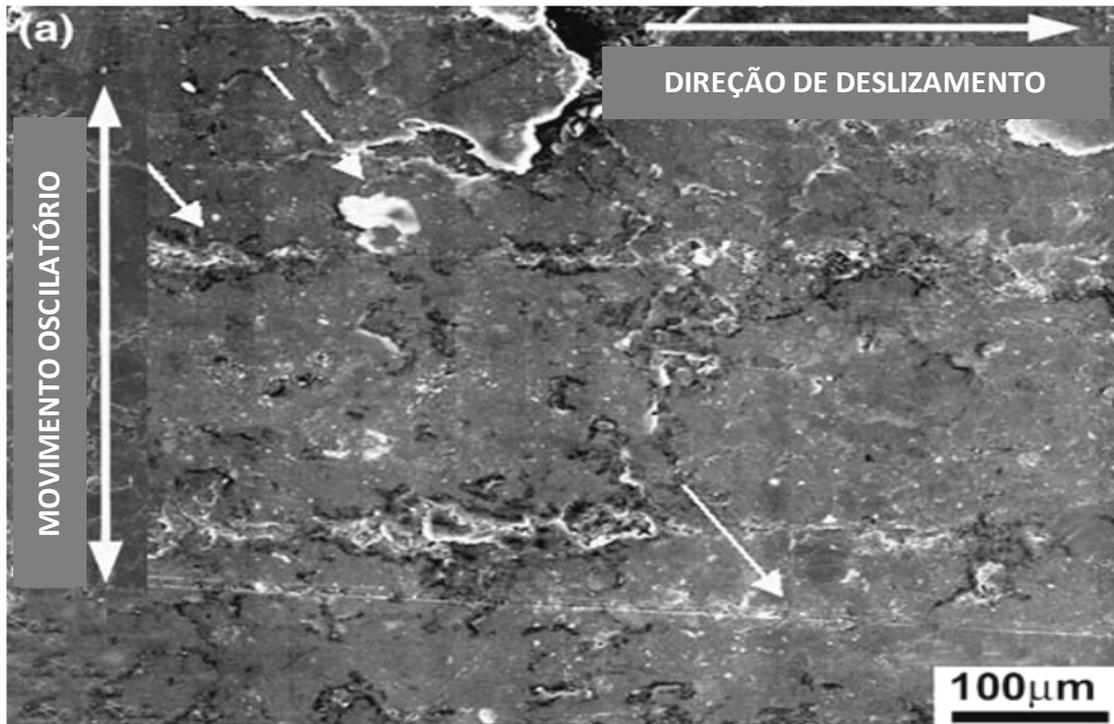
(b)

**Figura 18** – Cabo de cobre sem uso: (a) Topografia do cabo mostrando partícula incrustada de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (vide seta). MEV. IES, microanálise EDS; (b) Microestrutura orientada do cabo de cobre, típica de material deformado plasticamente a frio (microdureza de 96 HV<sub>0,01</sub>). MEV. IER [52].

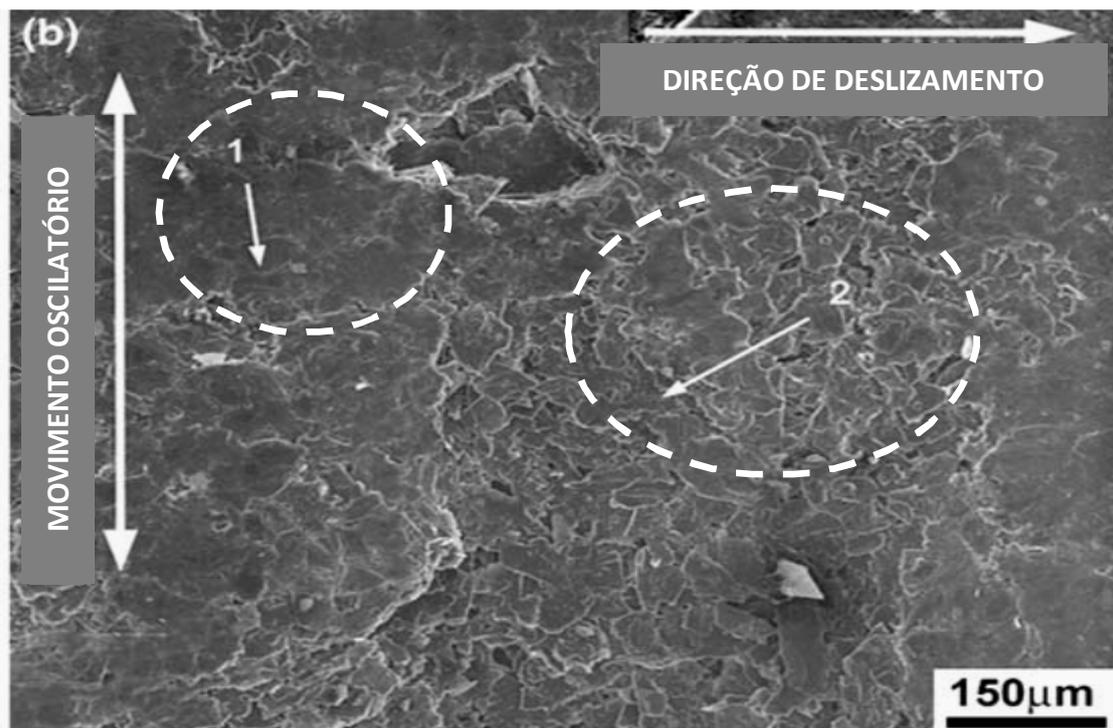
O mecanismo de desgaste da lâmina de cobre foi dividido em três estágios distintos:

- No primeiro estágio ocorreram o regime de desgaste misto da camada lubrificante de grafite (desgaste adesivo e desgaste abrasivo com presença de terceiro corpo) e o regime de desgaste adesivo com lubrificação da lâmina de cobre, com presença de deformação plástica e de trincamento no sentido do movimento de oscilação (vide **Figura 19-a**). O destacamento da camada lubrificante de grafite foi mostrado na **Figura 19-b**, enquanto a **Figura 19-c** mostra as marcas de desgaste abrasivo da camada de grafite e o trincamento da camada de grafite [52].
- Depois do desgaste parcial da camada de grafite, iniciou-se o segundo estágio, com a ação do desgaste abrasivo das lâminas de cobre (vide **Figuras 20-a a 20-b**), que apresentou marcas de desgaste orientadas em dois sentidos de movimento relativo entre os cabos e as lâminas: oscilação e deslizamento. Observou-se a presença de partículas exógenas e abrasivas de  $\text{SiO}_2$  nas tribosuperfícies das lâminas (contaminação do meio) [52].
- Após o desgaste completo da camada de grafite, o terceiro estágio evoluiu mais rapidamente e as marcas de desgaste estavam orientadas preferencialmente ao longo da direção de deslizamento do trem (vide **Figuras 21-a a 21-d**). Nesta etapa ocorreu o regime de desgaste misto entre as tribosuperfícies das lâminas de cobre e dos cabos condutores, com ação simultânea de desgaste adesivo sem lubrificação (entre cabo e lâmina), de desgaste abrasivo com presença de terceiro corpo (debris de Cu encruado, partículas de  $\text{Cu}_2\text{O}$ ,  $\text{SiO}_2$  e  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) e do desgaste induzido por eletricidade (fusão localizada) [52].

A presença dominante de debris com morfologia de “panqueca” indicou que o principal mecanismo de desgaste das lâminas condutoras de cobre foi abrasivo [57]. Sugeriu-se, deste modo, a seleção de material compósito Cu-grafite [58] para a fabricação das lâminas condutoras, de modo a evitar a transição para os estágios de maior desgaste.

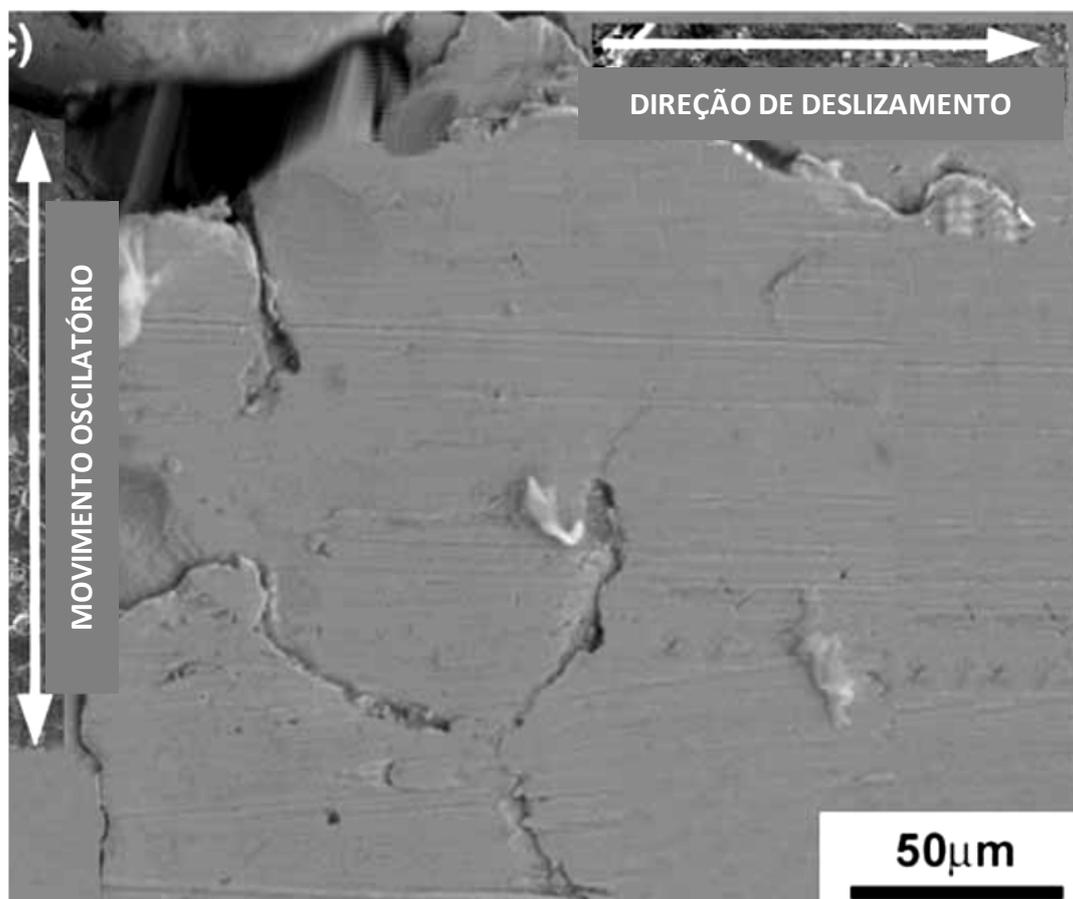


(a)



(b)

**Figura 19** – Exame topográfico da tribosuperfície da lâmina na região sem desgaste (com camada de grafite): (a) A seta branca pontilhada mostra debris de Cu encruado, enquanto as setas brancas sólidas apontam para as marcas de desgaste abrasivo na camada de grafite no sentido da movimentação do trem; (b) Algumas áreas (vide seta 1) mostram a camada de grafite deformada plasticamente e trincada, enquanto outras áreas (vide seta 2) indicam o destacamento da camada de grafite. MEV. IES [52].

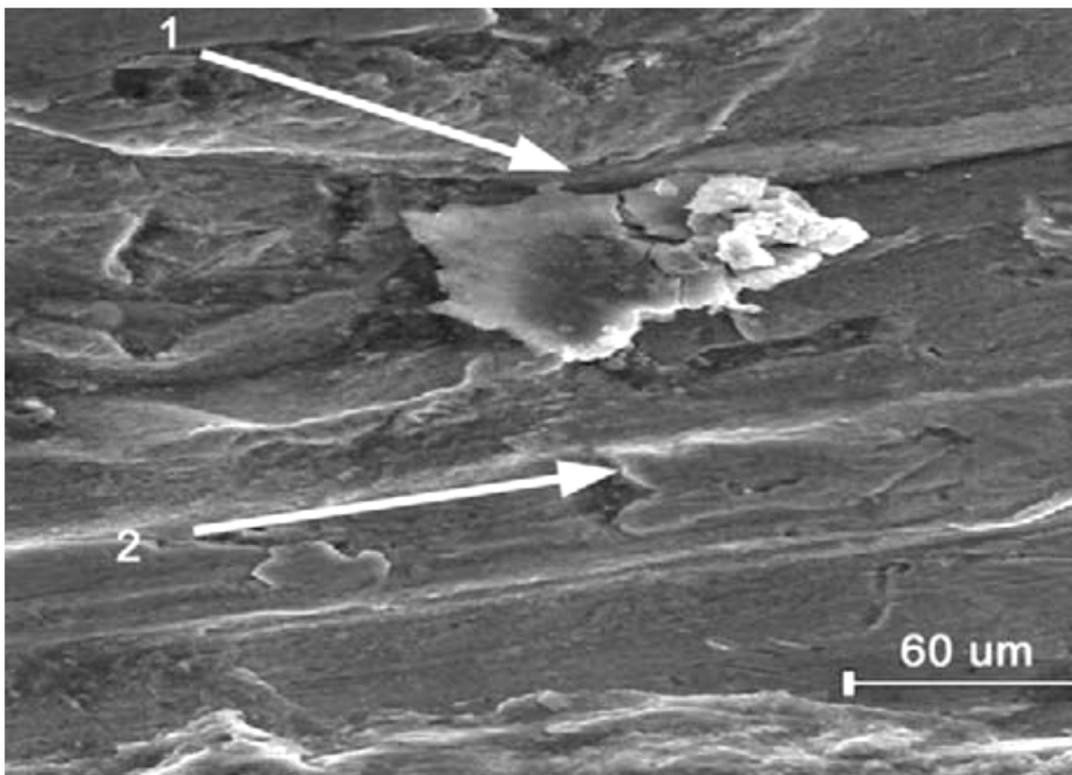


(c)

**Figura 19** (continuação) – Exame topográfico da tribosuperfície da lâmina na região sem desgaste aparente (com camada de grafite): (c) Detalhe mostrando marcas de desgaste abrasivo e de trincas na camada de grafite. MEV. IES [52].



(a)

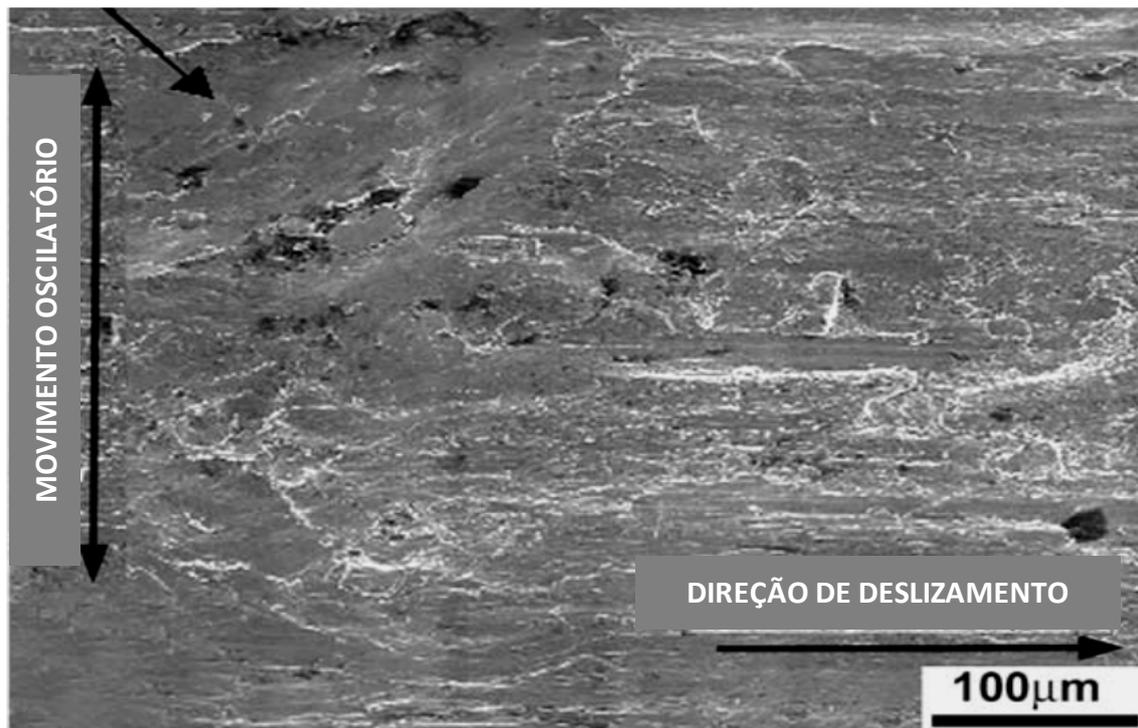


(b)

**Figura 20** – Exame topográfico da tribosuperfície da lâmina de cobre na região com desgaste “moderado”: (a) Partículas pretas são resíduos de grafite e as regiões cinza escura revelam fina camada de grafite. Observam-se marcas de desgaste abrasivo (setas pretas) ao longo de duas direções (movimentos de deslizamento e oscilatório); (b) Detalhe mostrando presença de terceiro corpo (vide seta 1) associado com marcas de desgaste abrasivo (vide seta 2) no sentido do movimento oscilatório entre cabo e lâmina. MEV. IER e IES [52].

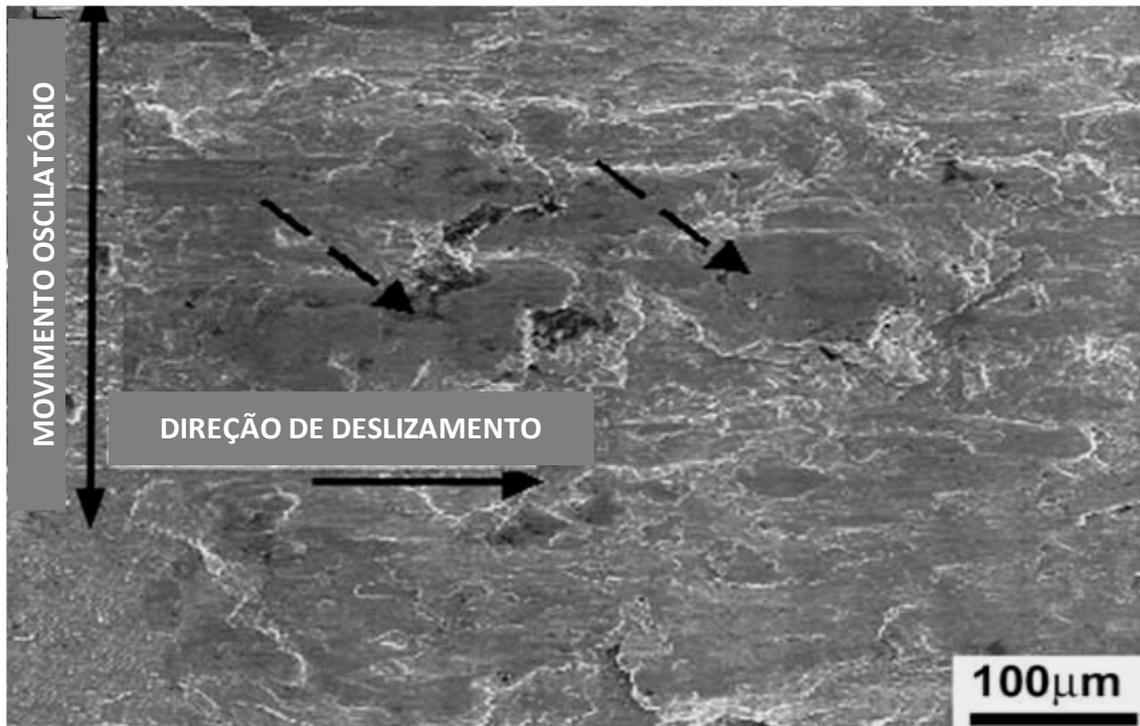


(a)



(b)

**Figura 21** – Exame topográfico da tribosuperfície da lâmina na região com desgaste “severo”: (a) As setas pretas mostram marcas de desgaste abrasivo alinhadas ao longo da direção de deslizamento. As partículas pretas são resíduos de grafite; (b) A seta preta indica região de intensa deformação plástica da lâmina. MEV. IES [52].



(c)



(d)

**Figura 21 (continuação)** – Exame topográfico da tribosuperfície da lâmina na região com desgaste “severo”: (c) As setas pretas pontilhadas mostram marcas de desgaste abrasivo alinhadas ao longo da direção de deslizamento. As setas pontilhadas apontam para regiões com intensa deformação plástica; (d) As regiões mais escuras contêm grafite residual, as regiões acinzentadas estão cobertas com óxido de cobre e as regiões mais claras são compostas de cobre metálico. MEV. IES, IER, microanálise EDS [52].

Os resultados de Azevedo e Sinátora [52] foram consistentes e apontaram para a necessidade de seleção de material mais apropriado para a confecção de lâminas condutoras. Hoje em dia a caracterização do tribofilme e das tribosuperfícies poderia ser executado com o exame microestrutural do corte transversal de regiões críticas usando microscopia de feixe de íons focalizados [59-60]. Com relação à seleção de um novo material para a fabricação das lâminas condutoras de cobre, não se sabe se as sugestões propostas foram aceitas pelo metrô.

Esta linha de metrô está em expansão e após o término das obras, previsto para dezembro de 2018, a linha 5 terá 17 estações e 20 km de extensão [61-62]. Em 2015, o jornal O Estado de São Paulo indicou que o custo total estimado da construção de 11 estações e 11,5 km desta linha havia subido de R\$ 1 bilhão para R\$ 5,1 bilhões [63]. A situação de armazenamento dos novos trens levou os promotores públicos a apresentarem ação civil pública por improbidade administrativa. Segundo um promotor do Ministério Público, os dirigentes erraram ao comprar mais trens, pois eles sabiam que as obras de extensão estavam paralisadas e que estes novos carros não seriam usados [64-65].

A expansão do Metrô da cidade de São Paulo, por exemplo, é fundamental para grande parte da população: São Paulo aparece em 51ª posição em extensão da malha metroviária no mundo, mas a cidade é classificada na 12ª posição em número de passageiros transportados no mundo, pouco atrás dos metrôs de Londres e de Paris [66-67], o que demonstra a demanda reprimida pela lenta e tardia expansão nesse modal de transporte público e aponta para a necessidade premente de investir os escassos recursos públicos alocados em transportes coletivos de modo racional e transparente, mantendo o interesse coletivo acima de interesses comerciais e políticos.

#### 2.1.4 Estudo microscópico de roda ferroviária fraturada

Um trem com 200 vagões carregados com minério de ferro descarrilou em 02/06/2003 e, como consequência, 46 vagões tombaram. O artigo de Fuoco et al. [68] investigou uma roda ferroviária quebrada (fabricada com aço fundido de aço, vide **Figura 22**), que hipoteticamente causou o descarrilamento de trem.

Os resultados foram comparados com as características microfractográficas de corpos de prova de tenacidade à fratura nas regiões de propagação estável (fadiga) e instável (sobrecarga) da trinca e de corpos de provas após ensaios de propagação de trinca (da/dN versus  $\Delta K$ ). Duas hipóteses foram formuladas para explicar a fratura da roda ferroviária [68]:

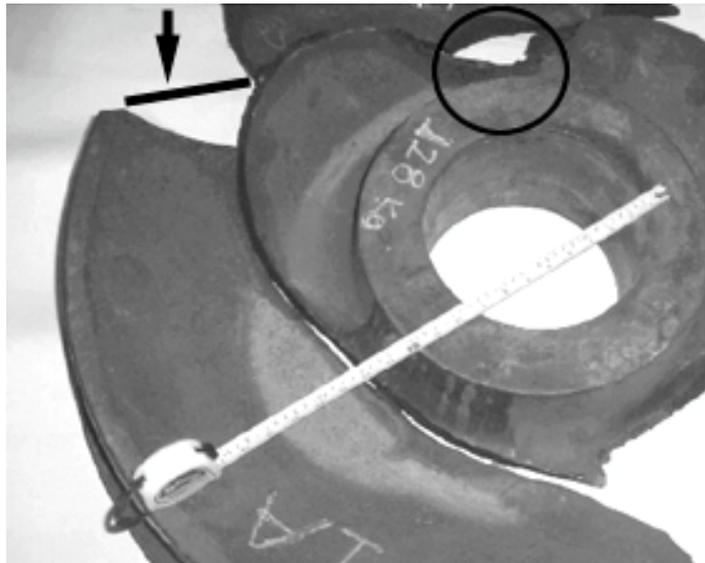
- A roda quebrou prematuramente por mecanismo de fratura por fadiga, causando o acidente do trem;
- A roda quebrou por sobrecarga como consequência do acidente do trem.

A ocorrência da hipótese 1 seria comprovada pela existência de região de propagação estável de trinca (fratura por fadiga) nas superfícies de fratura da roda de aço fundido. A hipótese 2 seria confirmada pela ausência de região de propagação estável da trinca.

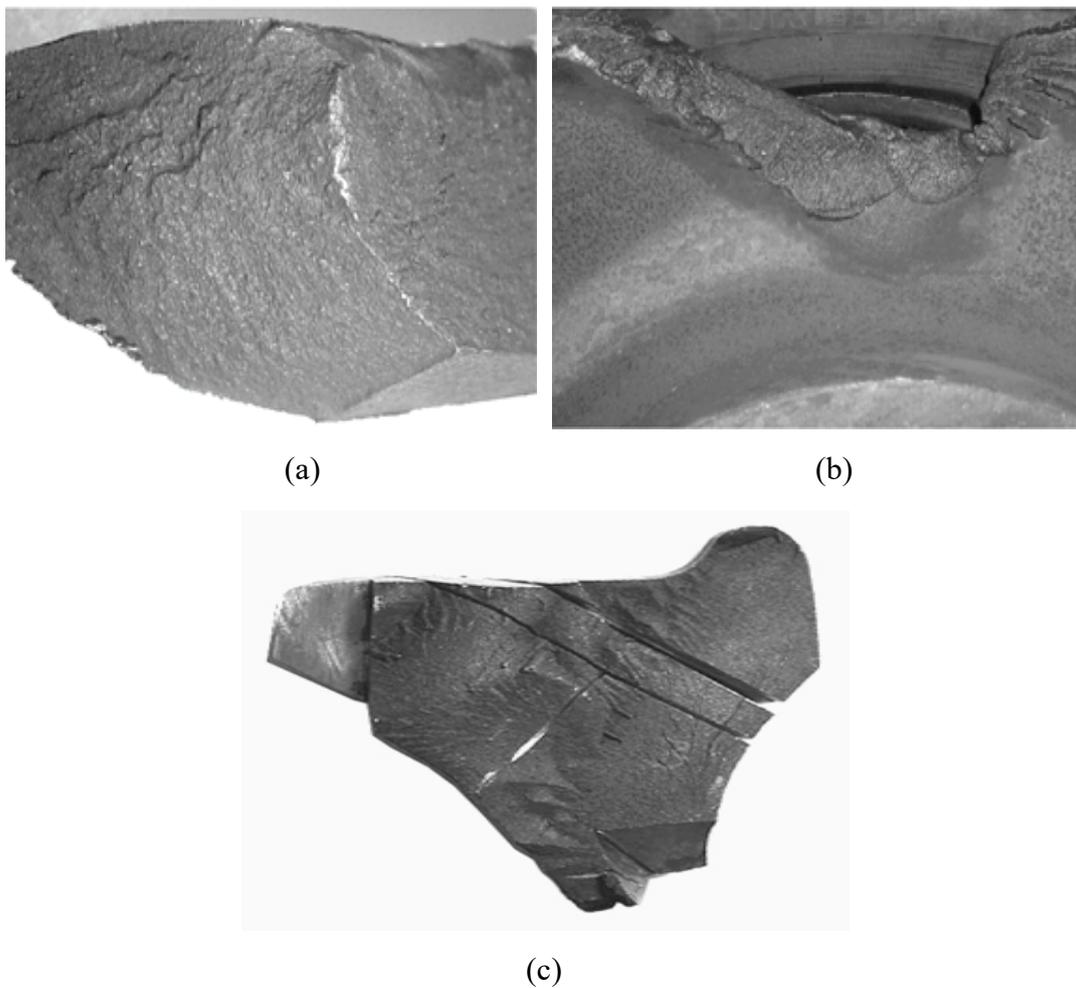
A inspeção visual das amostras A, B e C não mostrou evidências de "marcas de praia", que são normalmente observadas nas superfícies de fratura por fadiga. A amostra C mostrou marcas de sargento, típicas de fratura frágil (vide **Figuras 23-a a 23-c**) [68].

As **Figuras 24 e 25** mostram as características microfractográficas das regiões de fratura estável e instável de corpos de prova de tenacidade à fratura ( $K_{IC}$ ) extraídos da roda. A região de crescimento estável da trinca por fadiga (vide **Figura 24**) apresentou estrias de fadiga típicas de microestrutura perlítica, com algumas regiões mostrando intenso trincamento secundário da interface entre as fases cementita e a ferrita. A interpretação de fratura por fadiga de microestruturas perlíticas, contudo, não é tão simples como a de microestruturas ferríticas e austeníticas [68].

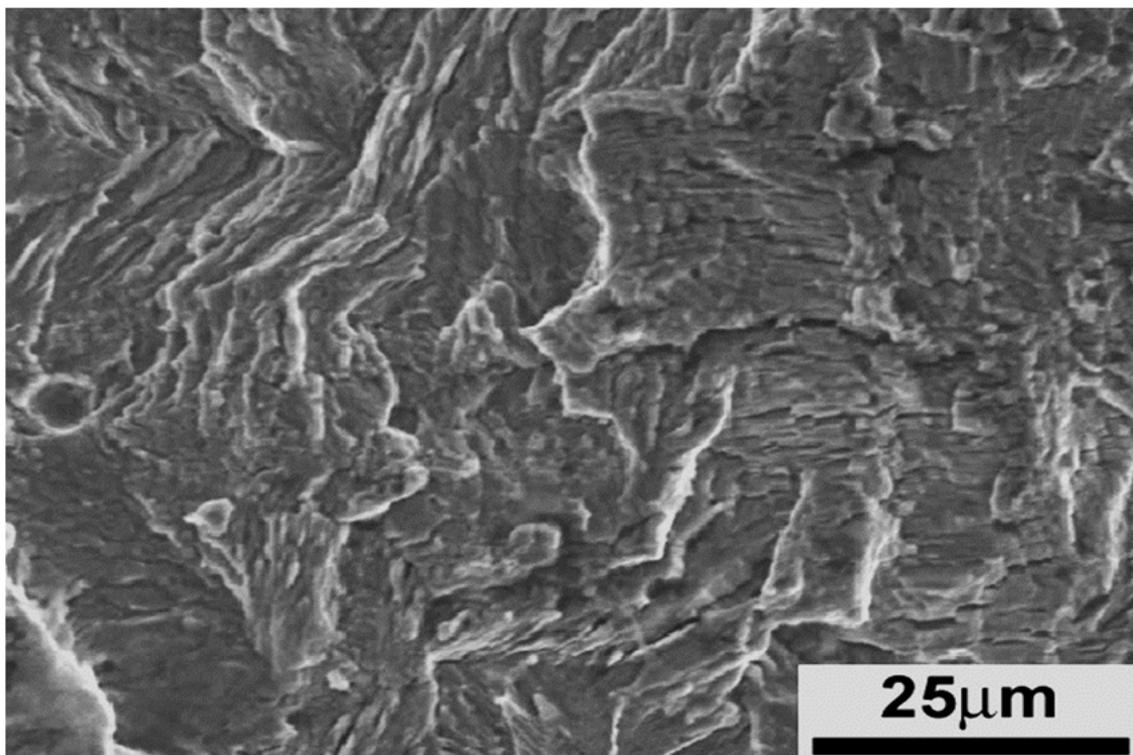
O exame microfractográfico da região de crescimento instável da trinca apresentou aspecto típico de clivagem transgranular, que é comparativamente mais facetado e sem trincamento secundário das interfaces entre as fases ferrita e cementita (vide **Figura 25**) [68].



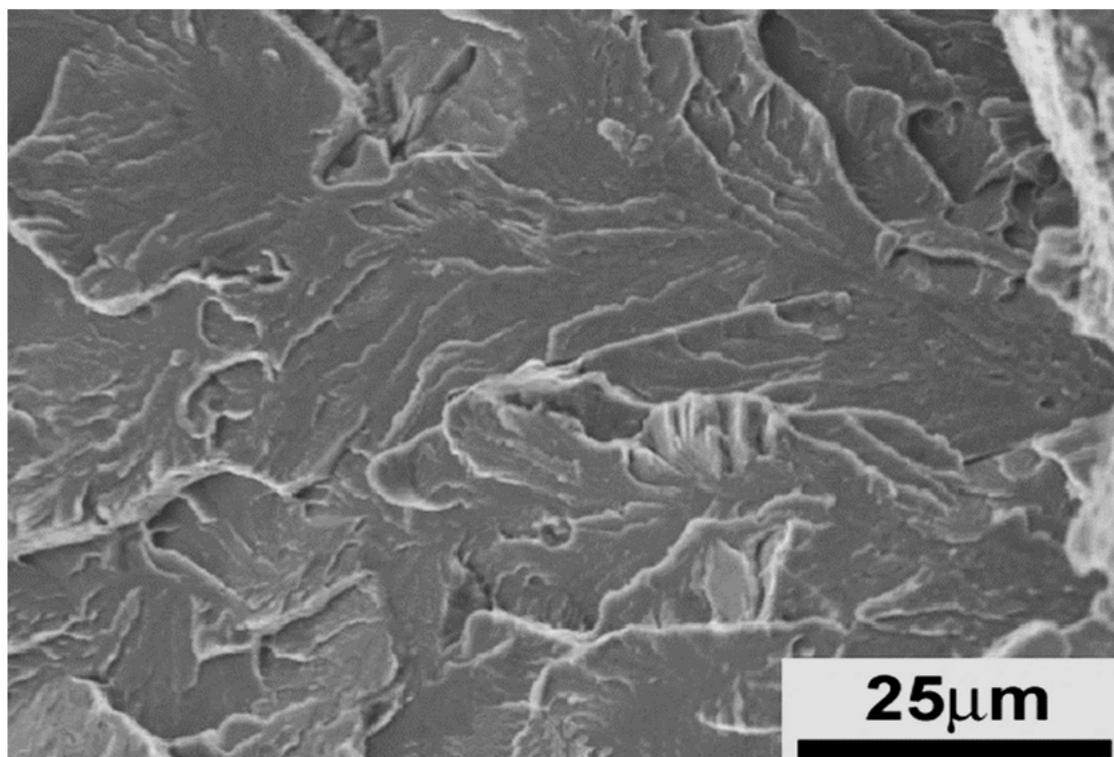
**Figura 22** – Vista geral da roda ferroviária rompida. Foram examinadas as regiões A e B (círculo) e C (seta) [68].



**Figura 23** - Detalhe das superfícies de fratura das regiões A (a), B (b) e C (c). A superfície de fratura é rugosa e apresenta linhas radiais [68].



**Figura 24** – Exame microfractográfico da região de propagação estável da trinca da fadiga da amostra de tenacidade à fratura, exibindo "estriamento" em diferentes orientações, amostra após limpeza ultrassônica com acetona. MEV. IES [68].



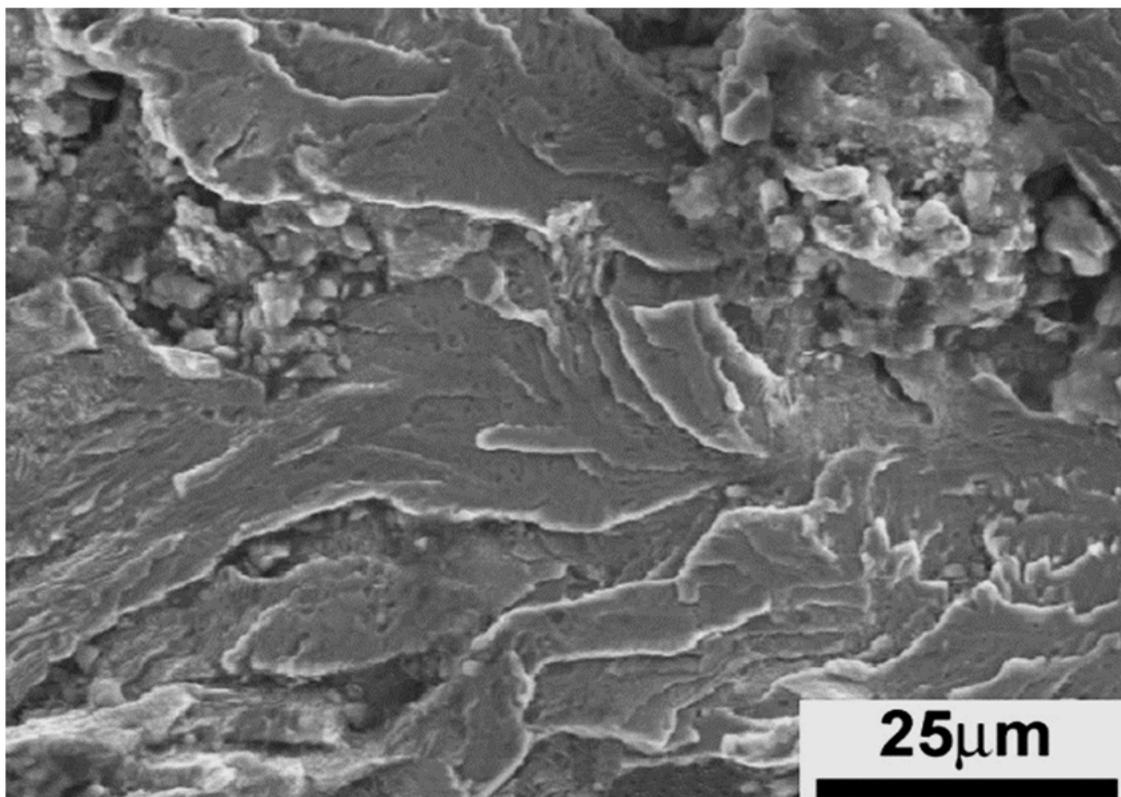
**Figura 25** - Exame microfractográfico da região de propagação instável da trinca da amostra de tenacidade à fratura, exibindo fratura clivagem transgranular, amostra após limpeza ultrassônica com acetona. MEV. IES [68].

As **Figuras 26-a a 26-c** apresentam os aspectos microfractográficos das superfícies de fratura das amostras A, B e C da roda ferroviária. As superfícies de fratura são constituídas essencialmente por clivagem transgranular, sem qualquer evidência da presença de marcas de estrias de fadiga ou de intenso trincamento secundário da interface entre as fases ferrita e cementita (comparar com a **Figura 24**). Os resultados microfractográficos da fratura da roda não mostraram nenhuma evidência da ocorrência de fratura por fadiga (**Figuras 26-a a 26-c.**), mas apenas topografias típicas fratura por clivagem transgranular, típicas de fratura por sobrecarga [69-70].

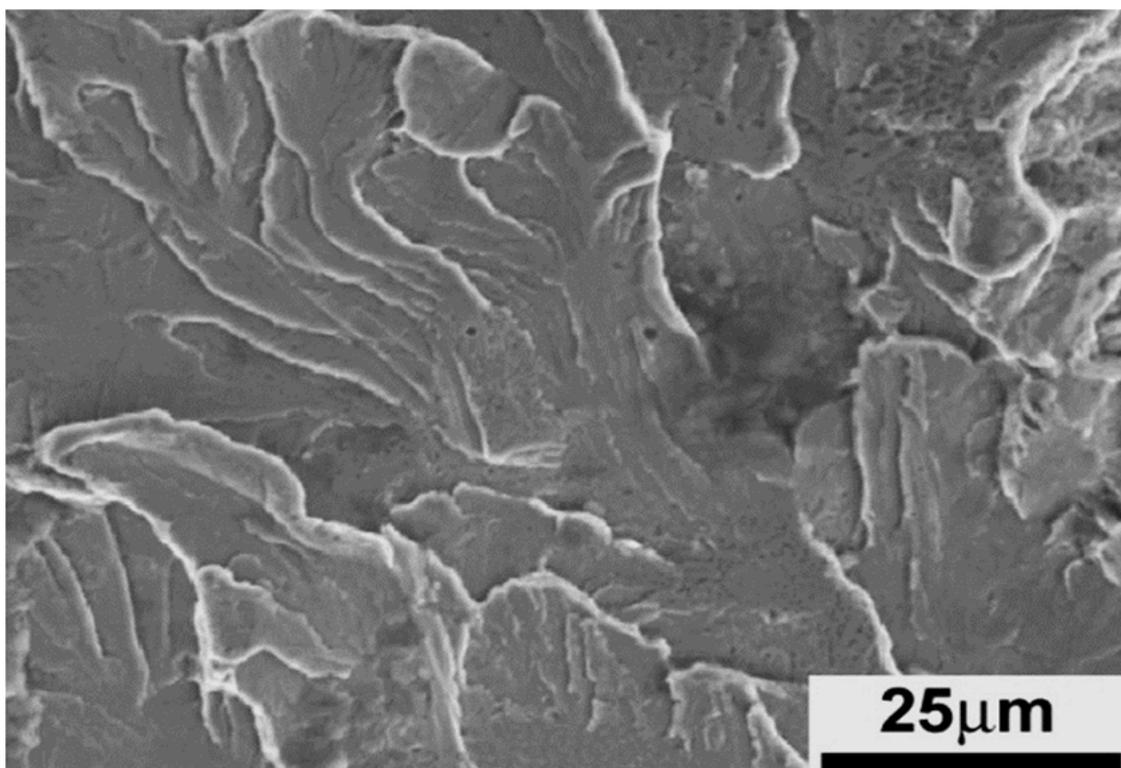
O exame microfractográfico da superfície de fratura de aços perlíticos rompidos por fadiga mostra uma grande diversidade de topografias de “estrias de fadiga” para cada colônia de perlita, dependendo da orientação do eutetóide lamelar em relação à tensão cíclica de cisalhamento [72-73]. Trabalho prévio [71] mostrou que a propagação estável da trinca de fadiga pode ser paralela ou perpendicular à orientação do carboneto do eutetóide lamelar.

Deste modo, uma característica microfractográfica típica da fratura por fadiga em microestruturas perlíticas é a presença de topografia de fratura escalonada, com intenso trincamento secundário da interface entre as fases ferrita e cementita em algumas colônias de perlita. A observação microfractográfica da superfície de fratura de aço perlítico rompido por sobrecarga e exposta ao meio pode, no entanto, revelar no exame microfractográfico em “grandes aumentos” a quantidade de regiões planas contendo “marcas paralelas”, semelhantes às estrias de fadiga, devido ao ataque ou à oxidação diferencial da microestrutura lamelar da perlita [71].

A **Figura 27-a** apresenta o aspecto microfractográfico de superfície “virgem” de fratura de aço fundido perlítico na região de propagação instável da trinca do corpo de prova de tenacidade à fratura, mostrando um aspecto típico de clivagem transgranular, enquanto a **Figura 27-b** mostra outro detalhe da mesma região de propagação instável da trinca após o ataque com 3% de Nital, simulando a exposição desta superfície de fratura ao meio antes de seu exame microfractográfico. A “estrutura lamelar” da microfractografia mostrada na **Figura 27-b** poderia ser erroneamente interpretada como “estrias de fadiga”. Observa-se, no entanto, a ausência de intenso trincamento secundário das interfaces entre as fases ferrita e cementita, que é uma das características típicas da fratura por fadiga de colônias de perlítica com estrutura lamelar alinhada perpendicularmente à direção de propagação estável da trinca [68].

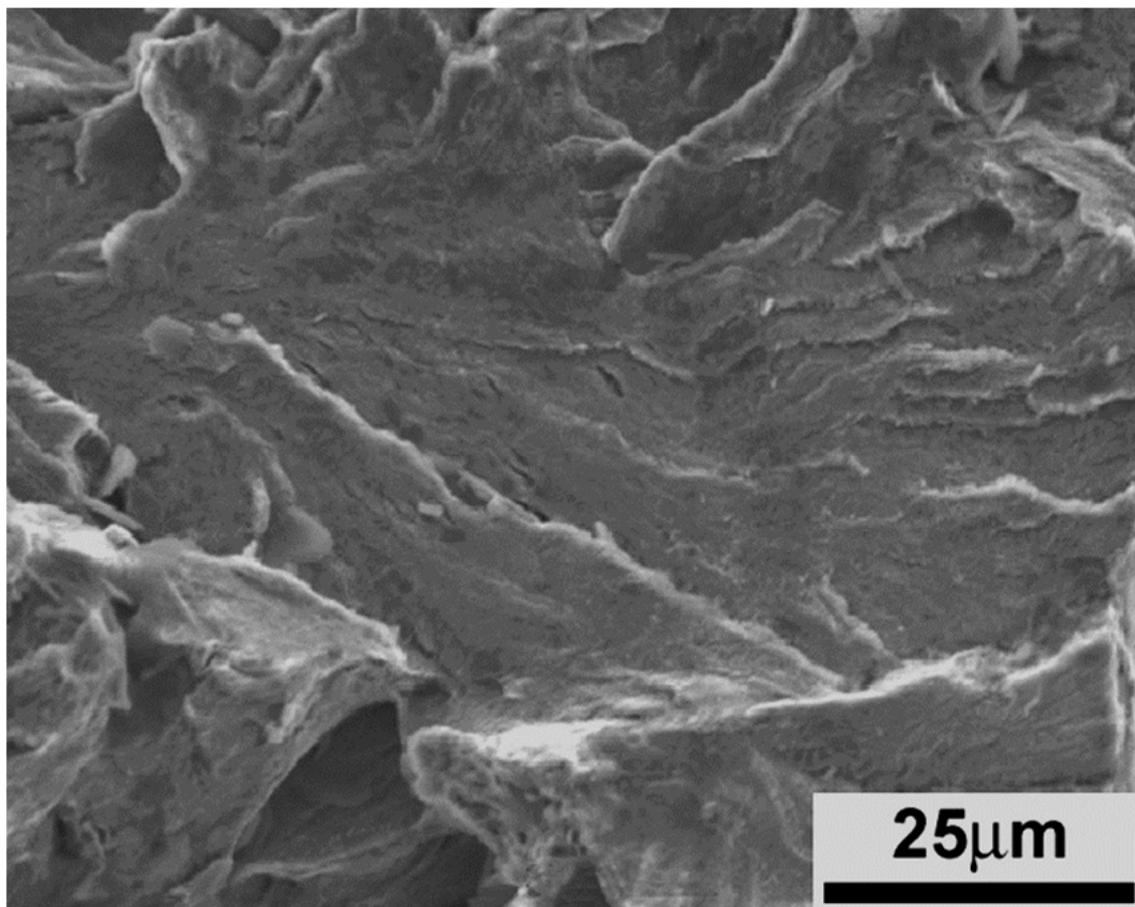


(a)



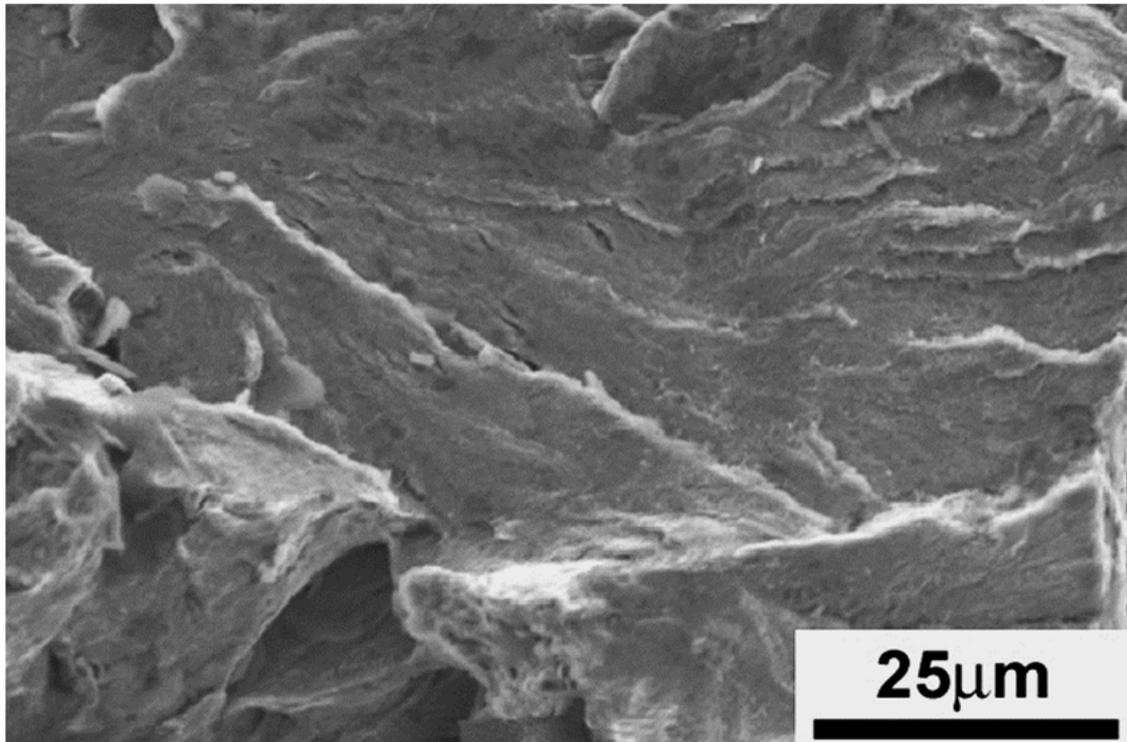
(b)

**Figura 26** – Exame microfractográfico da roda de aço fundido: (a) Fratura da amostra A após limpeza ultrassônica com acetona; (b) Fratura da amostra B após limpeza ultrassônica com acetona. MEV. IES [68].

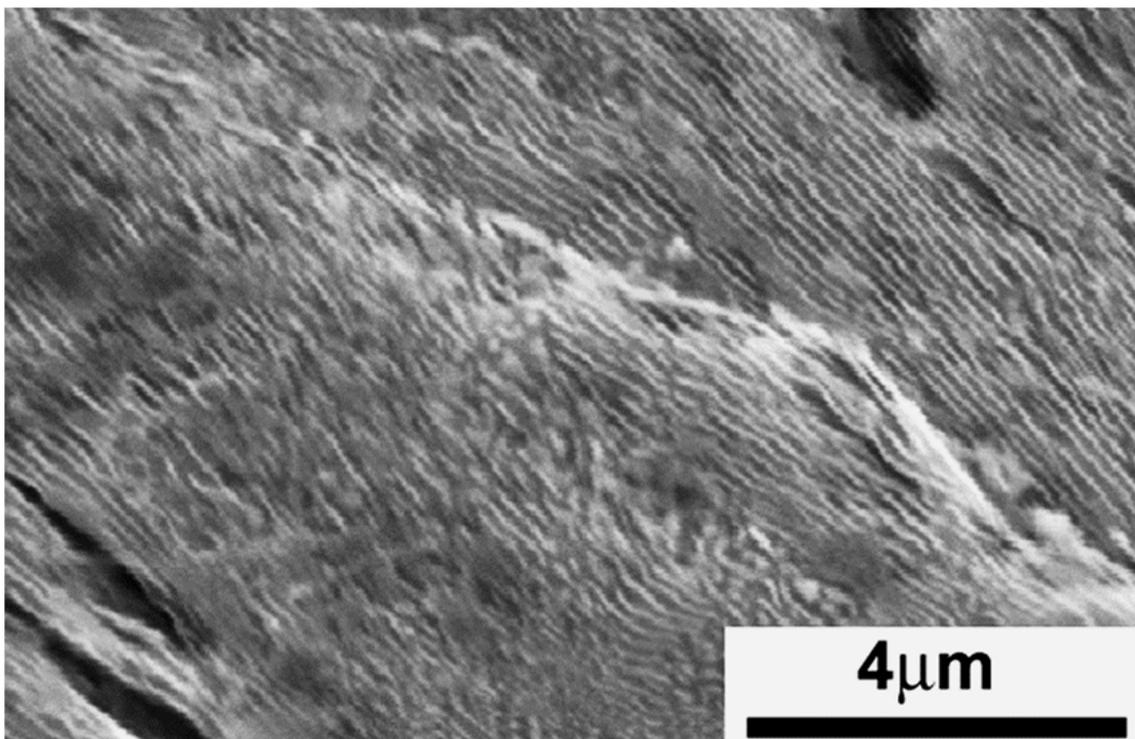


(c)

**Figura 26 (continuação)** – Exame microfractográfico da roda de aço fundido: (c) Fratura da amostra C após limpeza ultrassônica com ácido ortofosfórico. Clivagem transgranular e ausência de fratura por fadiga. MEV. IES [68].



(a)



(b)

**Figura 27** – Amostra de tenacidade à fratura, região de fratura instável. (a) Exame microfractográfico de fratura mostrando clivagem transgranular; (b) Exame microfractográfico de fratura por clivagem transgranular após ataque com solução de Nital 3%, relevando a microestrutura lamelar da perlita sem trincamento secundários nas interfaces entre as fases ferrita e cementita. MEV. IES [68].

Os resultados microfractográficos das superfícies de fratura das regiões A, B e C da roda de aço fundido (**Figuras 26-a a 26-c.**) mostraram que a sua fratura da roda fundida de aço ocorreu por mecanismo de clivagem transgranular, típica de fratura instável em material de baixa ductilidade, indicando que a roda fundida quebrou por sobrecarga, como consequência do descarrilamento do trem [68].

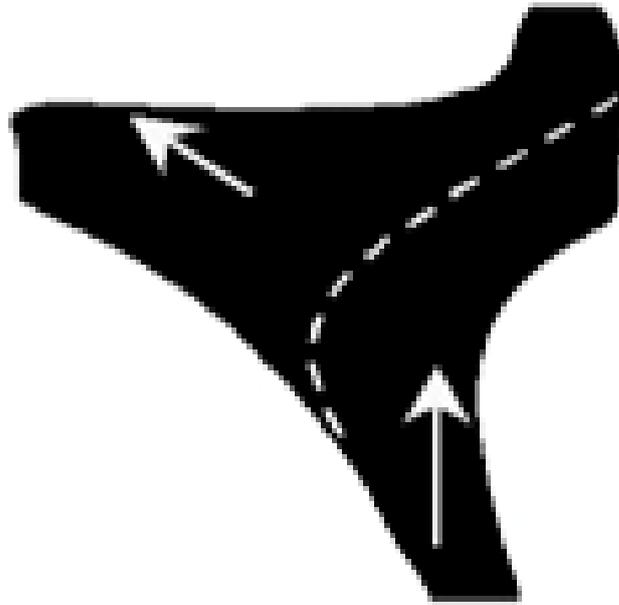
Observou-se que a presença de duas orientações de propagação diferentes na superfície da fratura da amostra C (vide **Figura 23-c**), sugerindo que a fratura da roda ocorreu por sobrecarga e em dois estágios [68], conforme ilustrado na **Figura 28**:

- Estágio 1: propagação instável da trinca por sobrecarga da região do disco da roda, que tem dureza entre 250 e 270 HB, para a região da pista de rolamento, onde a trinca encontrou uma seção mais espessa, que ancorou a sua propagação [68];
- Estágio 2: ruptura final por sobrecarga da região da pista de rolamento da roda, que tem dureza entre 300 e 320 HB (devido ao tratamento térmico com maior taxa de resfriamento superficial para produzir localmente perlita mais fina e com maior resistência mecânica). Esta direção de propagação final da trinca está orientada a quase 90 ° da orientação da ruptura do estágio inicial (vide setas), sugerindo que um segundo impacto mecânico, em direção diferente do original, promoveu a ruptura final da roda ferroviária [68].

Um outro relatório [74] indicou que esta roda fundida rompeu por mecanismo de fadiga, incentivado pela presença de extensos microrrechupes de fundição localizados na região de início da falha (disco da roda).

Relatórios complementares [75-76], usando o exame microfractográfico de corpos de prova de tenacidade à fratura e o cálculo de tensões estáticas na roda por elementos finitos, indicaram que a falha “em extensa região da alma da roda fundida” havia sido causada por fadiga.

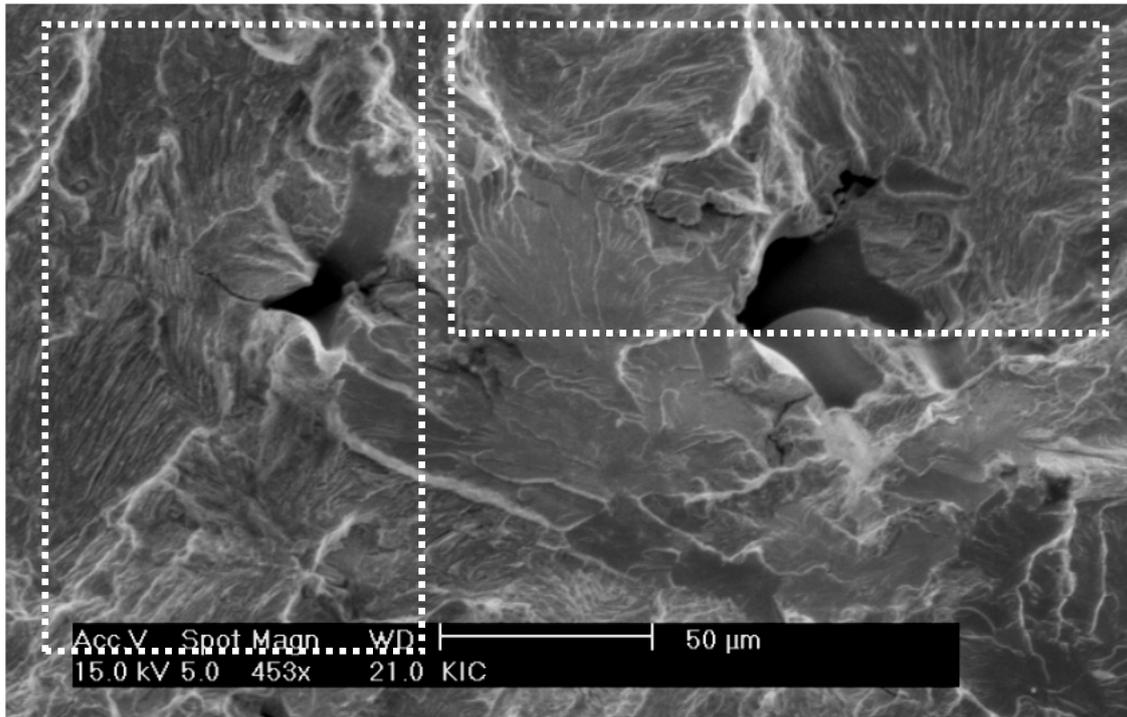
Estes relatórios [75-76] afirmaram que a presença de facetas de clivagem na superfície de fratura de microestruturas perlíticas não caracteriza somente a região de fratura instável, podendo também ser observada em regiões de crescimento estável de trinca por fadiga fora do regime da Paris (altos valores de carregamento mecânico).



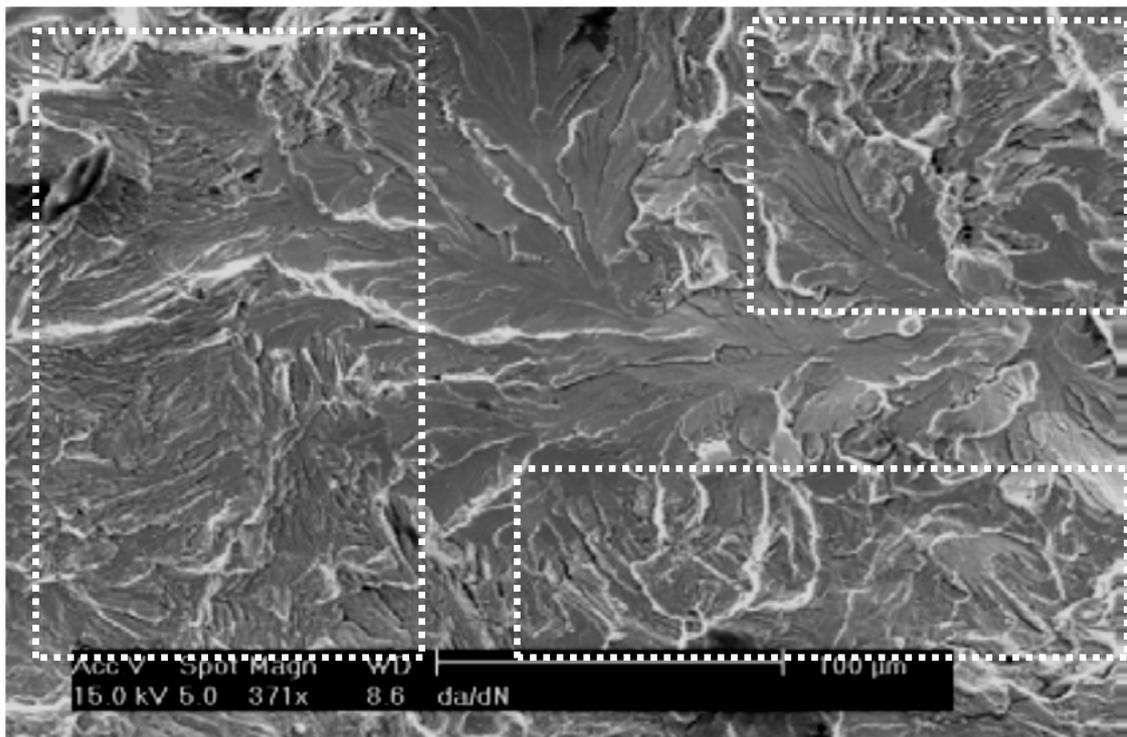
**Figura 28** - Esquema ilustrando a secção transversal da roda entre a disco e a pista de rolamento na região C. As setas ilustram as direções de propagação da trinca [68].

Um dos relatórios [76] mostrou duas microfractografias contendo “facetas de clivagem” (vide **Figuras 29-a e 29-b**) em regiões de propagação estável da trinca de fadiga: uma localizada na região de fratura estável de corpo de prova de tenacidade à fratura (vide **Figura 29-a**) e outra localizada na região de fratura estável do corpo de prova produzido no ensaio de propagação de trinca ( $da/dN$  versus  $\Delta K$ ) (vide **Figura 29-b**). Contudo, é possível observar nestas duas figuras (vide áreas delimitadas com linhas brancas) que elas não apresentam “facetas de clivagem” lisas, mas superfícies típicas de fratura por fadiga em microestrutura perlítica, com presença de estrias de fadiga e intenso trincamento interlamelar das interfaces entre as fases ferrita e cementita (vide **Figuras 24 e 25**).

Lewandowski et al. [72] estudaram o efeito do coeficiente de carregamento  $R$  e da temperatura na fratura por fadiga de aço eutetóide e determinaram as curvas de propagação da trinca -  $da/dN$  versus  $\Delta K$ . Eles identificaram as posições de três regiões distintas da curva: a região de início de propagação da trinca de fadiga;; e a região de início de fratura por sobrecarga. Lewandowski et al. [72] mostraram que existe uma proporção significativa de regiões contendo estrias de fadiga nas regiões de propagação estável da trinca (regime da lei de Paris-Erdogan) e que esta proporção é gradualmente reduzida com o aumento do  $\Delta K$  (vide **Figuras 30-a e 30-b**).

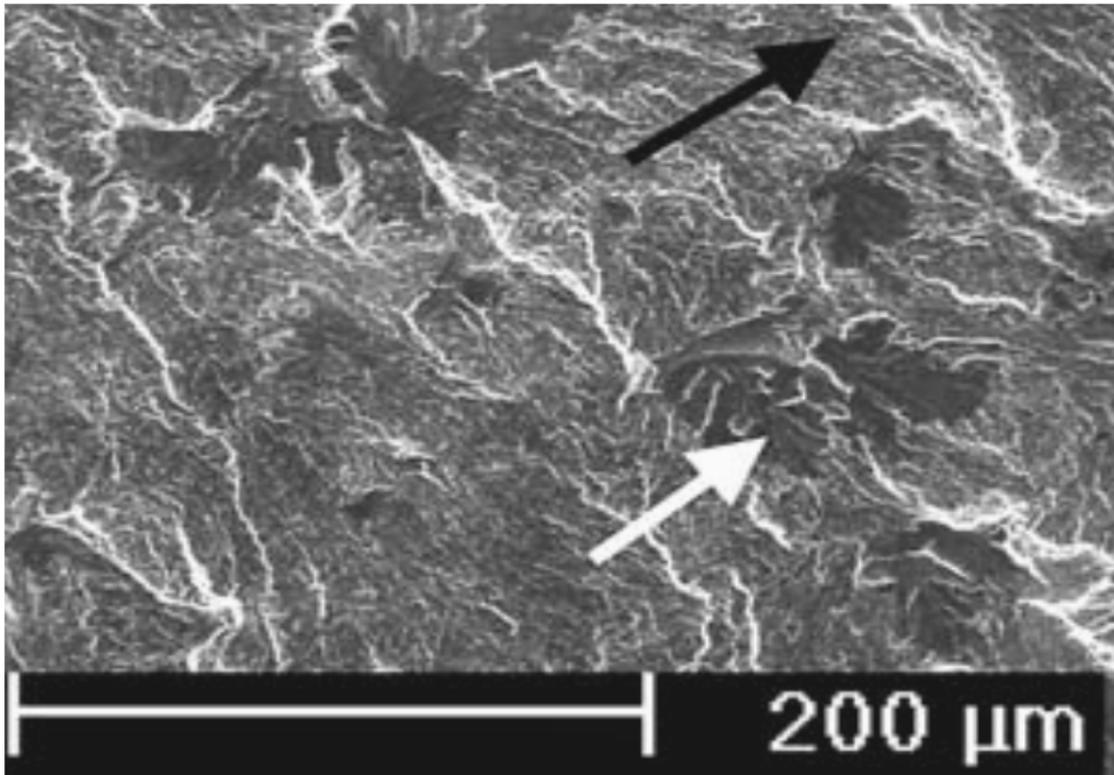


(a)

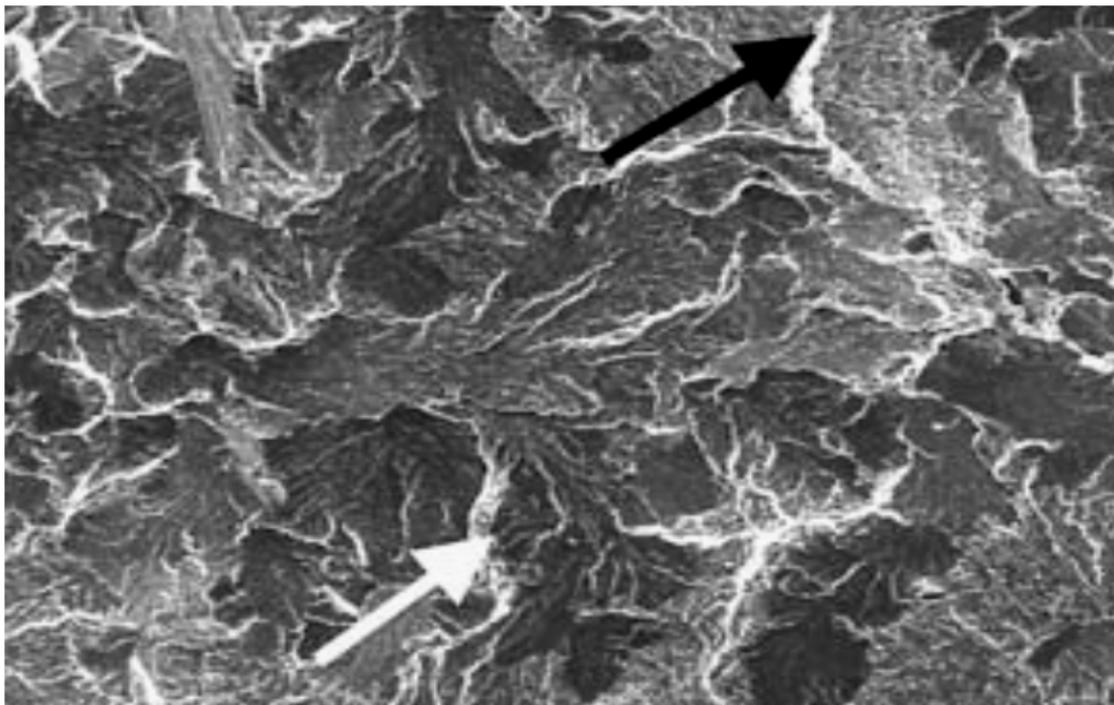


(b)

**Figura 29** – Exame microfractográfico de regiões fraturadas por fadiga: (a) Superfície de fratura observada na região de pré-trinca de fadiga de corpo de prova de tenacidade à fratura.; (b) Superfície de fratura observada em uma “certa região” de fratura por fadiga de corpo de prova após ensaio de propagação da trinca,  $da/dN \times \Delta K$ . Ambas apresentam trincamento acentuada nas interfaces entre as fases Fe ( $\alpha$ ) e Fe<sub>3</sub>C, vide áreas demarcadas pelas linhas pontilhadas brancas. MEV. IES [76].



(a)



(b)

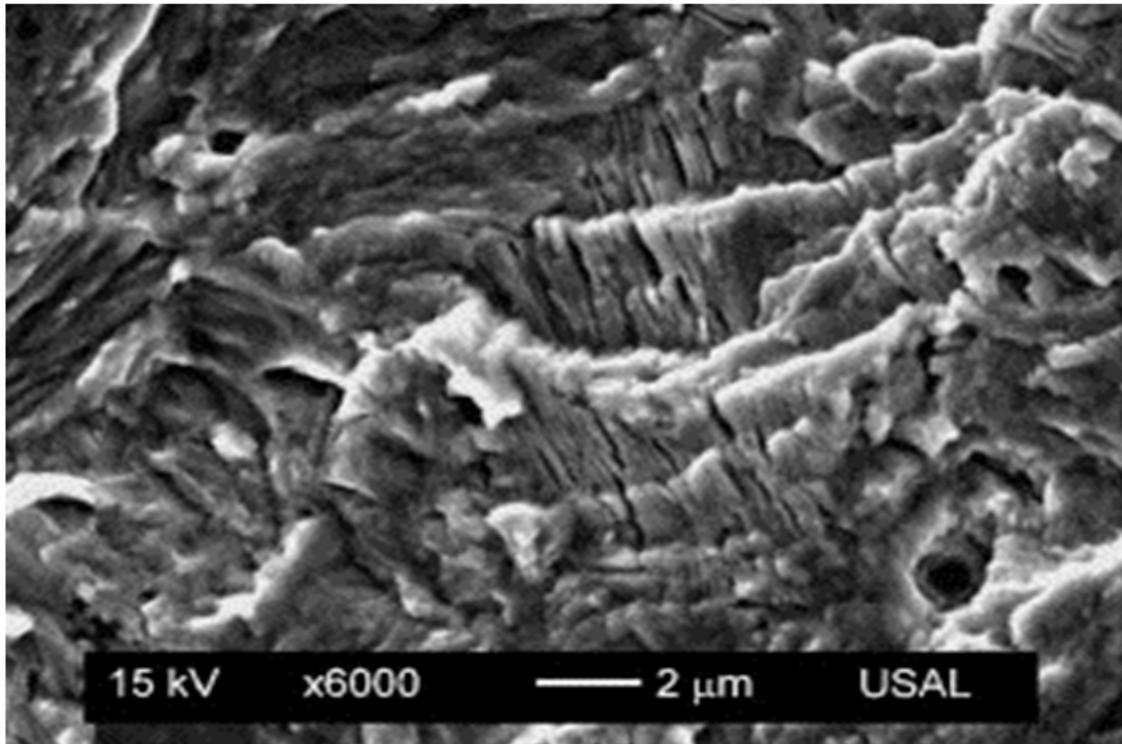
**Figura 30** – Exame microfractográfico de corpos de prova de fadiga de aços perlíticos testados a  $-125\text{ }^{\circ}\text{C}$ . As setas brancas indicam as regiões de fratura por clivagem transgranular, enquanto as setas pretas indicam as regiões contendo estrias de fadiga: (a) Região de início de propagação da trinca ( $R = 0.4$  e  $\Delta K = 12\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ); (b) Região dentro do regime da lei de Paris-Erdogan, mesmo aumento no MEV. ( $R = 0,4$  e  $\Delta K = 20\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ) [72].

Toribio et al. [73] investigaram microfractograficamente a fratura por fadiga em arames trefilados e barra de aços perlíticos. Eles mostraram superfícies de fratura contendo trincamento secundário nas interfaces entre ferrita e cementita. A propagação estável da trinca de fadiga não foi uniforme, mas sujeita a deflexões, bifurcações e trincamento secundário, produzindo uma variedade de microfractografias, dependendo dos valores do coeficiente R e de  $\Delta K$ . Finalmente, os autores [73] não mostraram nenhuma região de fratura por fadiga com características típicas de clivagem transgranular (vide **Figuras 31-a a 31-d**).

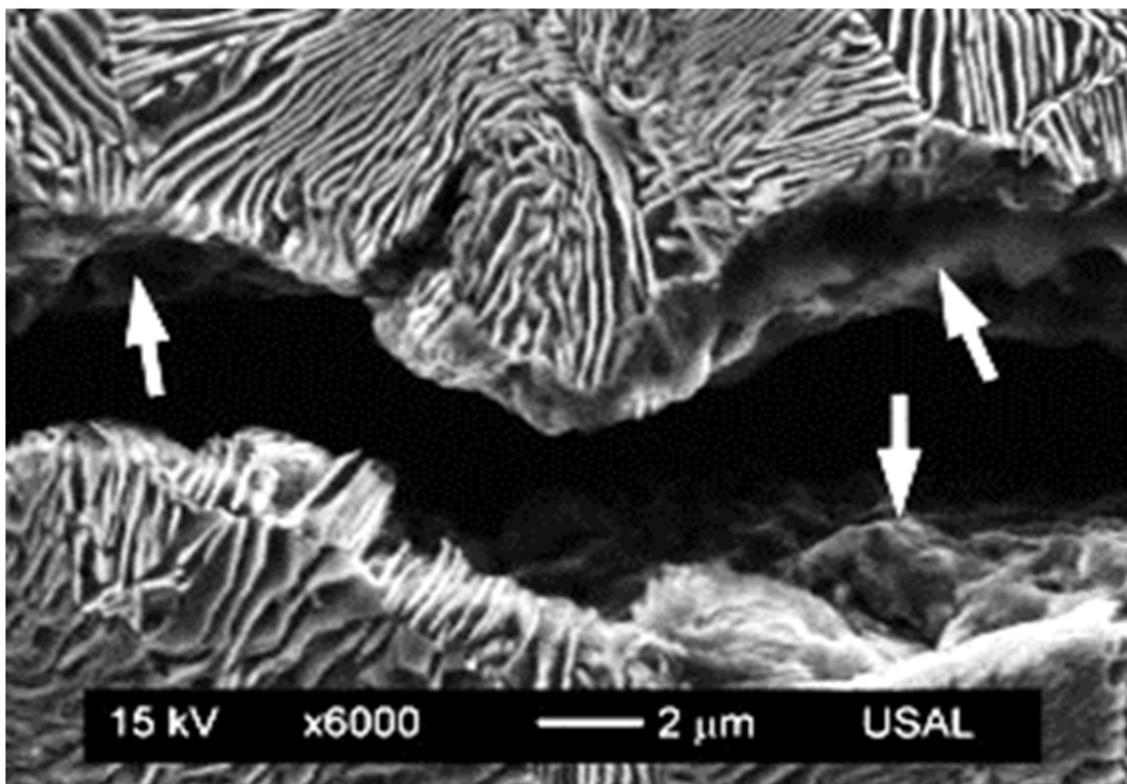
Os relatórios [74-77] mostraram a vulnerabilidade de interpretação dos resultados de caracterização microfractográfica. Esta subjetividade pode criar narrativas distintas e atrapalhar a identificação inequívoca dos mecanismos de falha atuantes na fratura e, conseqüentemente, interferir na solução de conflitos comerciais. A deficiência na infraestrutura da malha de transportes terrestres no Brasil, no entanto, é um problema bem mais grave e menos subjetivo do que a interpretação microfractográfica.

De acordo com Massara [78], a nossa infraestrutura de transporte apresenta 1.580.809 km de estradas, sendo que apenas 212.618 km são pavimentados. A nossa malha ferroviária tem extensão de 28.857 km, que é a 11ª maior do mundo, ficando atrás de países com menor tamanho (extensão territorial e PIB) como a África do Sul (com 31.000 km) e a Argentina (35.897 km). A maior parte da nossa malha ferroviária (28.066 km) já é privada, sendo que o processo de privatização e de concessões foi iniciado em 1990. No final de 2009 o Brasil contava com estrutura de 92.890 vagões e 2.876 locomotivas, mas parte significativa desta infraestrutura era usada apenas para a movimentação de minério de ferro. Mesmo com o evidente interesse comercial, a nossa malha ferroviária ainda é muito pequena e sua infraestrutura sofre pela baixa qualidade de manutenção e investimentos [78].

Estache et al. [79] estudaram a privatização e a reforma regulatória das estradas de ferro no Brasil usadas para o transporte de carga. O tamanho da malha ferroviária no Brasil para o escoamento da produção de café do Sudeste era de 26.000 km em 1914. Em 1939 a extensão da malha ferroviária já era de 34.200 km, mas com a expansão do transporte de cargas por rodovias, o setor ferroviário sofreu sucateamento a partir da década de 1950. A falta de investimentos fez com que a malha ferroviária do Brasil fosse reduzida para cerca de 29 mil quilômetros entre a década de 1960 e o início do processo de privatização do governo do presidente Fernando Henrique Cardoso.

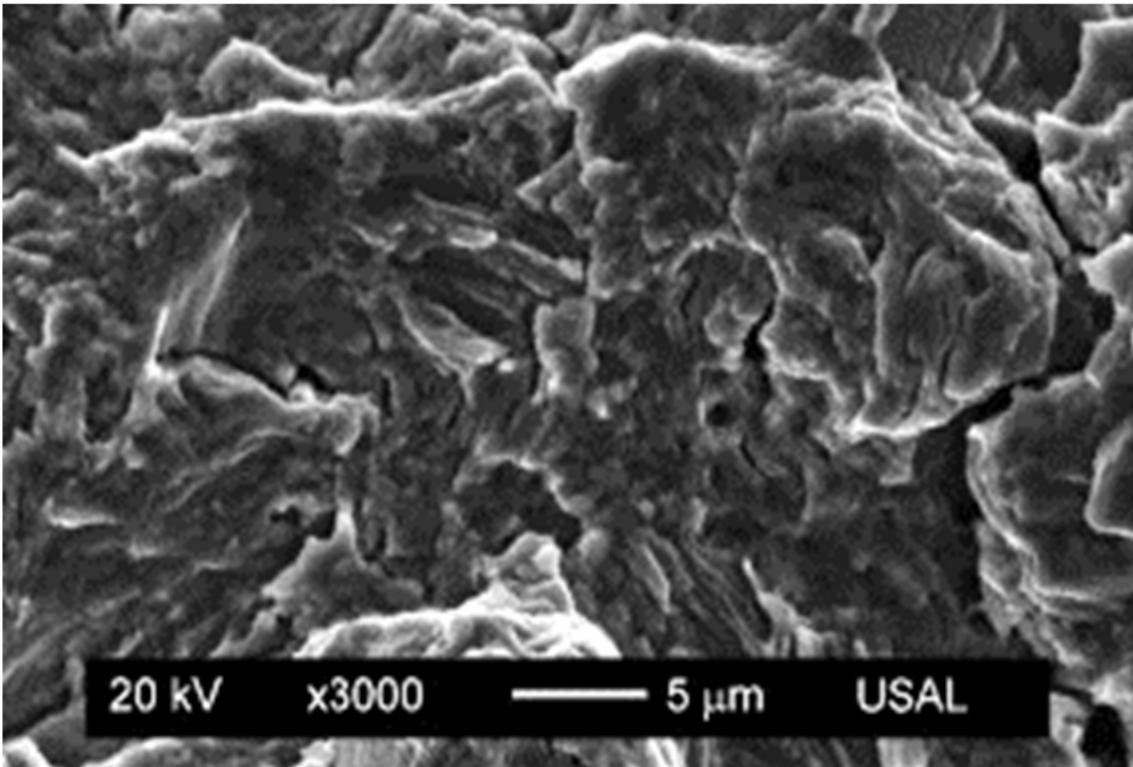


(a)

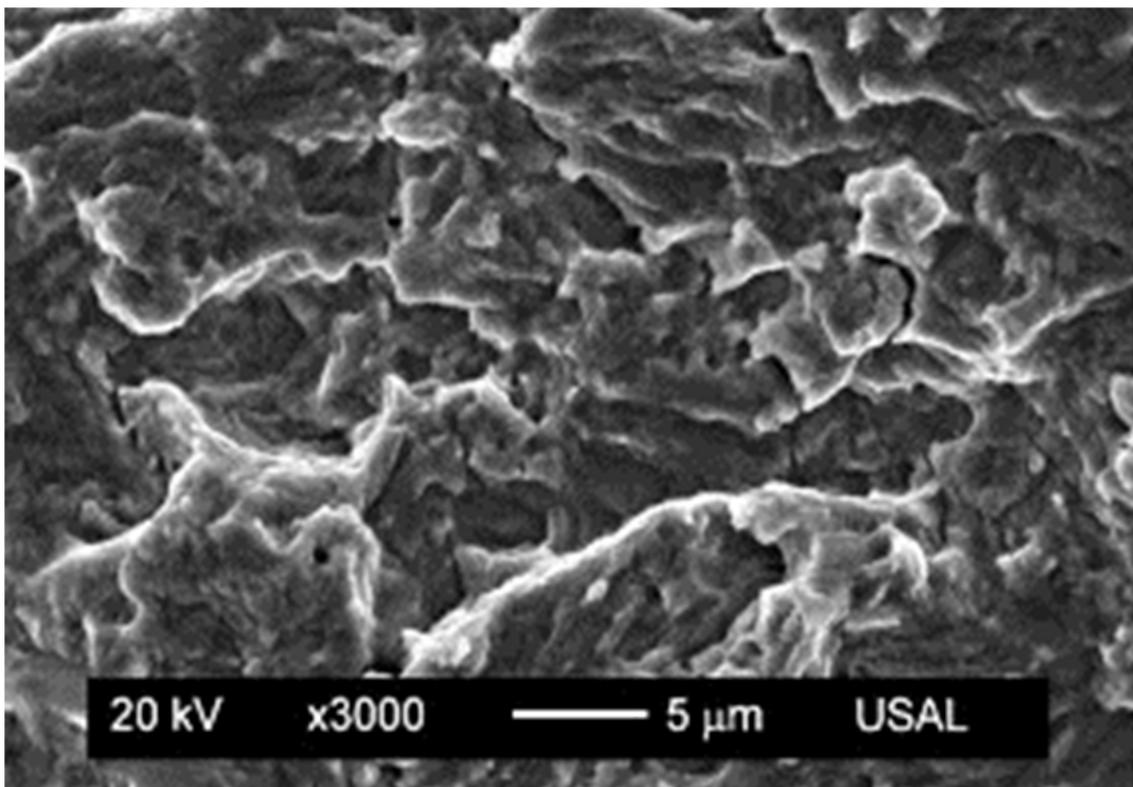


(b)

**Figura 31** – (a) Exame microfractográfico de corpos de prova de fadiga com microestrutura perlítica com presença de estrias de fadiga e trincamento da estrutura lamelar; (b) Exame metalográfico mostrando a propagação da trinca em material perlítico por mecanismo de microrrasgamento (setas) da estrutura lamelar da perlita [73].



(c)



(d)

**Figura 31 (continuação)** – (c) Exame microfractográfico da região de propagação da trinca por fadiga com trincamento da estrutura lamelar ( $R=0$  and  $\Delta K \sim 42 \text{ MPa.m}^{1/2}$ ; (d) Exame microfractográfico da fratura estável com trincamento da estrutura lamelar ( $R=0.5$  and  $\Delta K \sim 21 \text{ MPa.m}^{1/2}$  [73].

Após as reformas no sistema de concessão ocorridas na década de 1990, a produtividade de transporte de cargas aumentou de 38,7 milhões em 1996 para 46,3 milhões em 1999. No entanto, as estradas de ferro ainda transportam apenas 21% de toda a carga no Brasil (metade da média internacional desejável) [79]. Três das quatro ferrovias que dependem fortemente do transporte de minério de ferro, carvão, e outros minerais apresentaram bom ganho de receitas.

Em contrapartida, nenhuma das quatro ferrovias que dependem do tráfego a granel agrícola e misto conseguiu cobrir suas despesas totais [79]. O emprego no setor ferroviário diminuiu de 32.187 em 1996 para cerca de 12.000 em 1999, aparentemente em decorrência do aumento da produtividade causado pelas concessões. Os autores [79], no entanto, consideram que a “privatização do sistema ferroviário brasileiro foi benéfica, mas que ainda existem sérios problemas para serem resolvidos”.

Pesquisa da Confederação Nacional do Transporte (CNT) [80] em 2011 indicou que concessionárias investiram na aquisição de material rodante e equipamentos para atender “ao crescimento da demanda por transporte ferroviário de carga”. Aparentemente, o surgimento dessa demanda “revitalizou a indústria ferroviária nacional com relação à fabricação de vagões e seus componentes”. Apontou-se, por fim, a necessidade de melhorar a infraestrutura do transporte ferroviário. Para sanar estes gargalos e investir na construção, duplicação e recuperação das ferrovias, e em projetos ferroviários urbanos, o montante de investimentos sugerido foi da ordem de R\$ 150 bilhões.

Segundo a Associação Nacional dos Transportadores Ferroviários (ANTF) “entre 1996 e 2015, as ferrovias reduziram em mais de 80% o índice de acidentes, alcançando padrões internacionais de segurança” [81]. A Agência Nacional de Transportes Terrestres (ANTT) tem por finalidade “regular, supervisionar e fiscalizar as atividades de prestação de serviços e de exploração da infraestrutura de transportes, exercidas por terceiros, visando garantir a movimentação de pessoas e bens...”. Não foi possível encontrar qualquer informação em junho de 2017 sobre o acidente investigado neste capítulo [68] junto à ANTF, ANTT e concessionária. O Diário Oficial da União publicou em 01/03/2016 um comunicado da superintendência da ANTF confirmando o “aprimoramento dos procedimentos referentes à notificação de acidentes ferroviários graves” [82].

## 2.2 PUBLICAÇÕES DO SETOR DE SAÚDE

Foram analisados três artigos de análise de falhas de implantes ortopédicos metálicos comercializados no Brasil. Dois dos artigos são relativos à análise de falha de implante ortopédico de titânio puro e à investigação microscópica de implantes de titânio puro após ensaios de fadiga. O terceiro artigo é uma análise setorial do setor de implantes ortopédicos metálicos comercializados no Brasil.

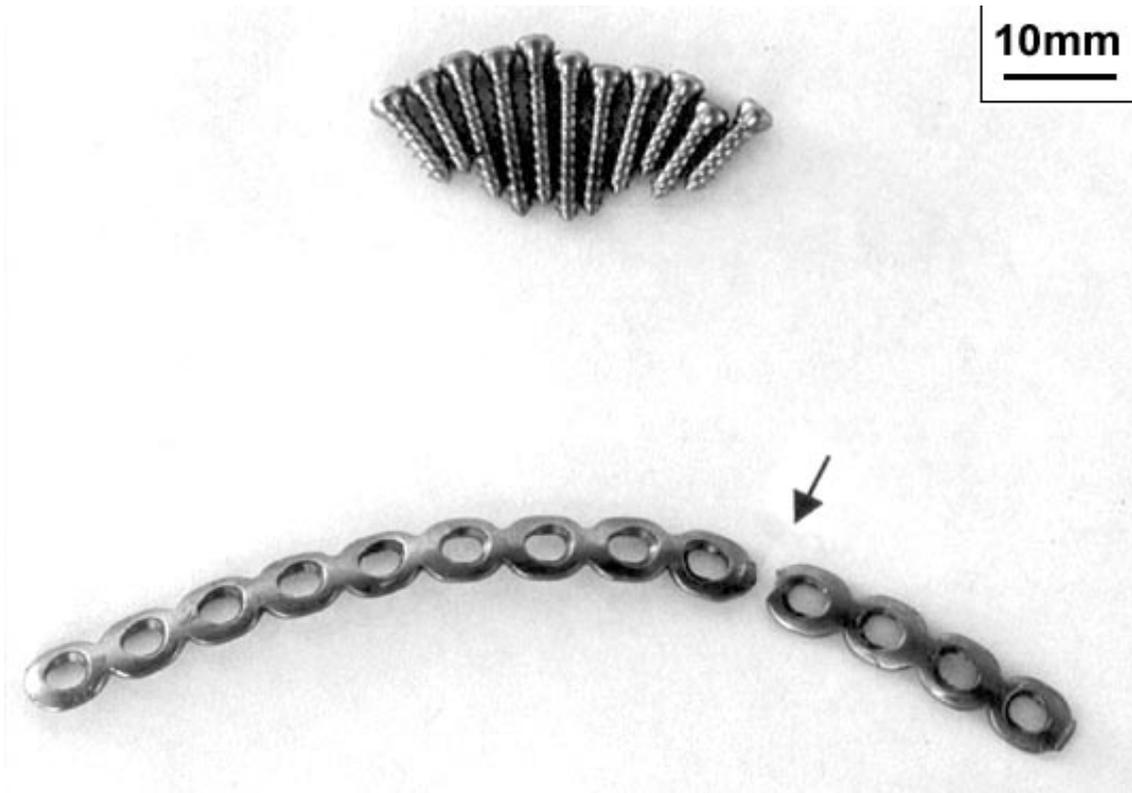
### 2.2.1 Análise de falha de implante buco-maxilar de titânio puro

Foram selecionadas duas publicações no periódico *Engineering Failure Analysis* abordando casos distintos de falhas em implantes ortopédicos metálicos de titânio comercialmente puro [83-84]. O artigo de Azevedo [83] investigou a falha de uma placa maleável para fixação óssea na região buco-maxilar. Esta placa foi cedida pelo Instituto de Ortopedia e Traumatologia da Faculdade de Medicina da Universidade de São Paulo após cirurgia de revisão. Nenhuma informação (tipo de fratura óssea, data de operação, hospital, nome do médico, data da reoperação e documentação radiográfica) foi disponibilizada para a investigação do caso.

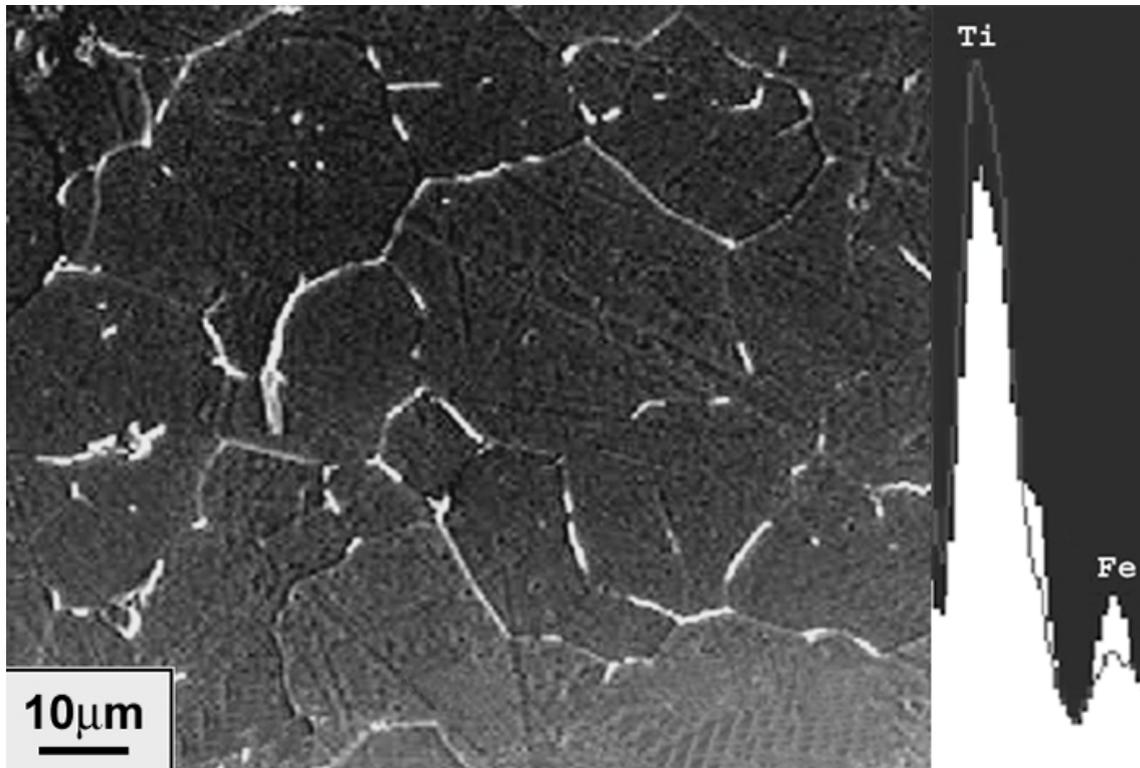
A **Figura 32** mostra a placa de titânio puro contendo treze furos de fixação. A geometria da placa apresenta reentrâncias laterais entre os furos para facilitar a torção e o dobramento da placa durante a instalação do implante, de modo a ajustar a geometria da placa ao contorno da fratura do paciente. A fratura prematura da placa ocorreu durante o uso, sendo localizada ao longo de uma das reentrâncias laterais da placa.

A microestrutura da placa de titânio puro (vide **Figura 33**) é formada por grãos equiaxiais de fase Ti ( $\alpha$ ), fase hexagonal compacta, típica de material recozido e com tamanho de grão ASTM igual a 8. O tamanho de grão está em acordo a norma ABNT NBR ISO 5832-2:2011, que especifica que o tamanho do grão da fase Ti ( $\alpha$ ) não deve ser maior do que o tamanho do grão ASTM igual a 5.

Adicionalmente, a microestrutura da placa apresentou precipitados intergranulares enriquecidos em ferro (microanálise EDS), elemento estabilizador da fase Ti ( $\beta$ ), fase cúbica de corpo centrado, com teor de ferro aproximadamente três vezes maior do que o teor da matriz.



**Figura 32** - Placa com 13 furos com ruptura (ver seta) e 11 parafusos de fixação [83].



**Figura 33** – Detalhe da microestrutura da placa mostrando grãos equiaxiais de fase Ti ( $\alpha$ ) e precipitação intergranular de fase enriquecida em ferro, Ti ( $\beta$ ). MEV. IER e microanálise EDS [83].

O fabricante da placa não pôde ser identificado durante a inspeção visual da placa, fato que contraria a norma ABNT NBR 15165:2017 (Implantes para cirurgia - Requisitos para marcação, embalagem e rotulagem), que exige que o nome do fabricante e o código de rastreabilidade do implante sejam marcados no implante. A placa tem comprimento de 110 mm, largura de 7 mm, espessura de 1,5 mm, diâmetro do furo de 3,0 mm e espaçamento entre furos de 8 mm. A seção transversal da placa apresenta geometria curva, de modo que a superfície côncava fica em contato com o osso. Os parafusos não foram examinados em detalhe, visto que a fratura do implante não ocorreu ao longo de um dos furos de fixação da placa.

Os resultados de análise química de nitrogênio, carbono, oxigênio, ferro, alumínio oxigênio e titânio indicaram que a composição química da placa estava de acordo com os requisitos de titânio puro grau I da norma ABNT NBR ISO 5832-2:2001 (Implantes para cirurgia - Materiais metálicos - Parte 2: Titânio puro), vide **Tabela 7**. As propriedades mecânicas do Ti puro grau I indicam valores mínimos para o limite de escoamento igual a 170 MPa e alongamento igual a 24%. A microanálise química semi-quantitativa por EDS dos parafusos indicou que os eles foram fabricados em liga Ti-6Al-4V [83].

**Tabela 7** - Composição química (o balanço é titânio) [83].

Material	Fe	%O	%N	%C	%H
Placa de Ti	0,04 ± 0,2	0,09 ± 0,01	0,006 ± 0,001	< 0,1	0,003 ± 0,001
Ti grau I (ISO 5832-2)	0,15 máx.	0,18 máx.	0,03 máx.	0,1 máx.	0,013 máx.

Resultados de difratometria de raios-X (radiação de Cr  $K\alpha$ , usando tensão de 40 kV, varredura em modo passo, passo de  $0,0020^\circ$ , tempo em cada passo de 40s) confirmaram que a matriz é composta de fase  $Ti(\alpha)$ , pela presença de 5 picos relativos aos planos  $(100)_\alpha$ ,  $(002)_\alpha$ ,  $(101)_\alpha$  e  $(102)_\alpha$ , e mostraram um pico extra coincidente com o plano  $(200)_\beta$ , correspondente à fase  $Ti(\beta)$ , cúbica de corpo centrado [85].

A presença do precipitado intergranular rico em Fe não pôde ser explicada diante da conformidade do material em relação à composição química mostrada na **Tabela 7**, podendo indicar algum erro no procedimento de análise química [83].

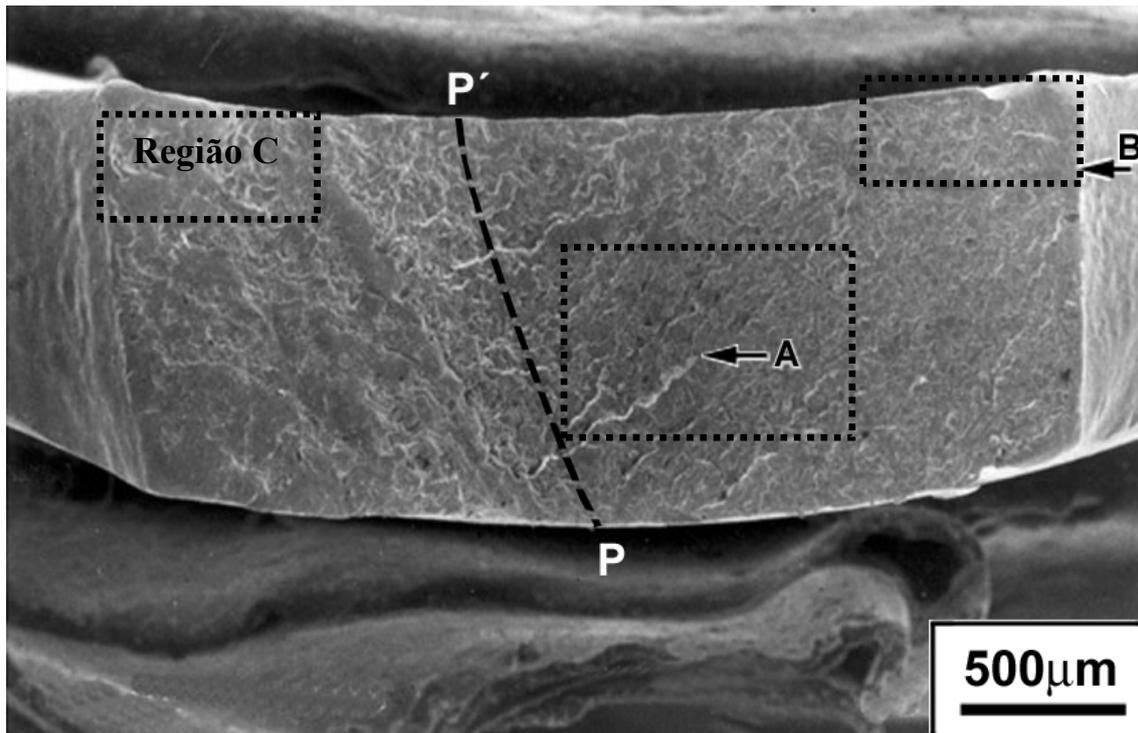
O exame macrofractográfico da superfície de fratura (vide **Figura 34-a**) mostrou linhas radiais próximas do segmento P-P' (vide seta A) a partir de uma das origens da fratura (vide seta B). A superfície de fratura localizada no lado esquerdo do segmento P-P' estava deformada plasticamente (amassada). Este amassamento pode ter ocorrido logo após a fratura do componente, ainda dentro do paciente, ou durante a cirurgia de revisão e retirada do implante.

A **Figura 34-b** mostra em detalhe a superfície de fratura em uma das regiões de início da ruptura (vide seta B na **Figura 34-a**). Observou-se uma trinca secundária localizada (vide seta) na superfície da reentrância da curva da placa junto à face da placa em contato com o osso, confirmando que esta é uma das regiões de início de fratura [83].

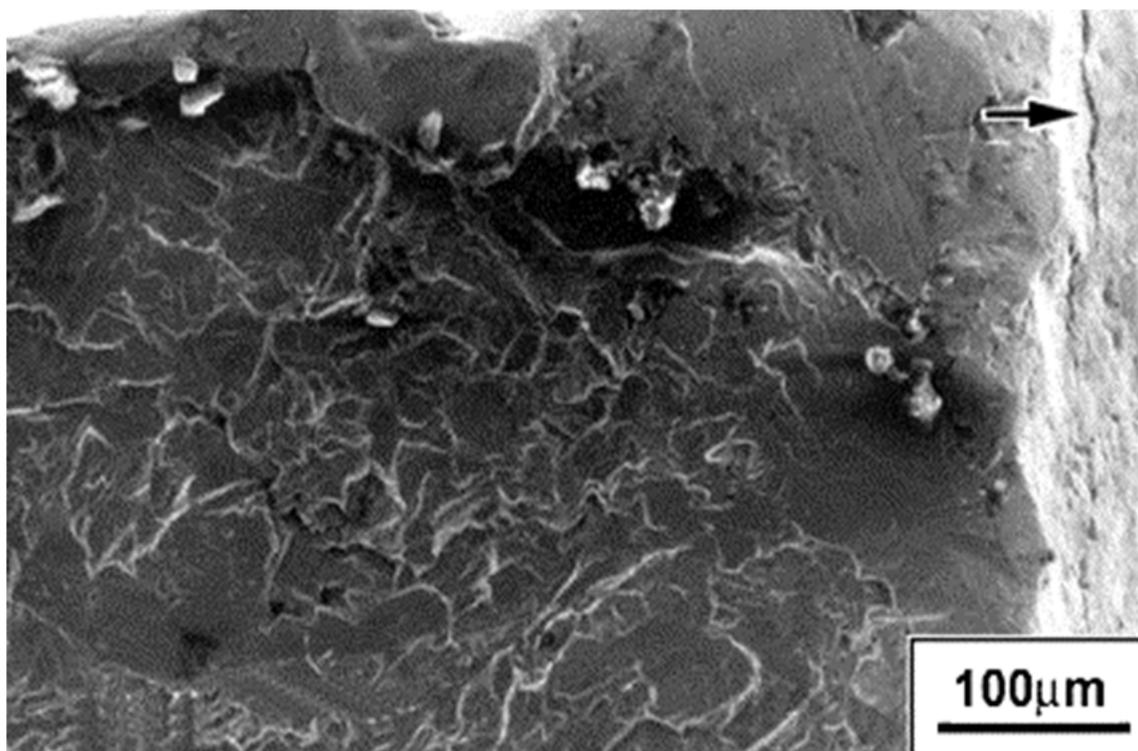
A inspeção das duas superfícies da placa (côncava e convexa) junto à superfície de fratura da placa não indicou a ocorrência de deformação plástica ou de lábios de cisalhamento, sugerindo que a fratura da placa tem aspecto macroscópico do tipo “frágil” (vide **Figuras 35-a e 35-b**).

A superfície de fratura apresentou a forma de “V”, com ângulo de aproximadamente  $75^\circ$  em relação ao eixo principal da placa, sugerindo a atuação de duas frentes de propagação de trinca, que se encontram na região central da placa, que apresentou aspecto microfractográfico mais rugoso (vide **Figura 34-a**). As superfícies mostraram marcas de deformação plástica causadas pelo manuseio do implante durante o seu implante ou explante. Fraturas ósseas com presença de intensa fragmentação associada à instabilidade mecânica do implante promovem carregamentos mecânicos complexos nas placas de fixação (implantes), com componentes de flexão e torção bidirecionais, que defletem a direção da propagação de trinca de corrosão-fadiga para outros planos, não necessariamente localizados a  $90^\circ$  do eixo principal da placa [96-97].

Foi realizado exame microfractográfico, mostrado nas **Figuras 36-a a 36-c**, nas áreas junto à seta B e região C (pontos de início de fratura) e ao segmento P-P' (região de fratura por sobrecarga, vide **Figura 34-a**). As regiões de início de fratura (seta B e área C, vide **Figuras 36-a e 36-b**) apresentaram as mesmas características microfractográficas: ausência de alvéolos de deformação plástica, fratura com topografia irregular, trincamento secundário e “estrias paralelas” – com e sem trincamento secundário - em diferentes orientações. A **Figura 36-c** apresentou alvéolos de fratura dúctil (fratura por sobrecarga) - segmento P-P' e seta A.

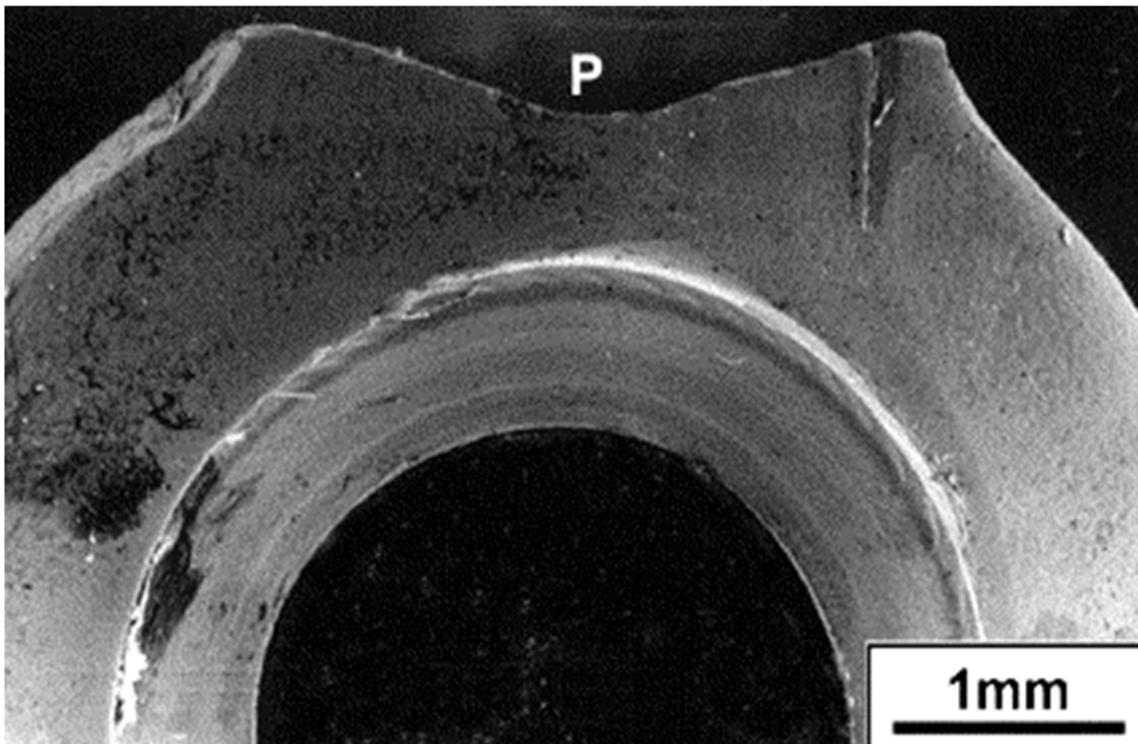


(a)

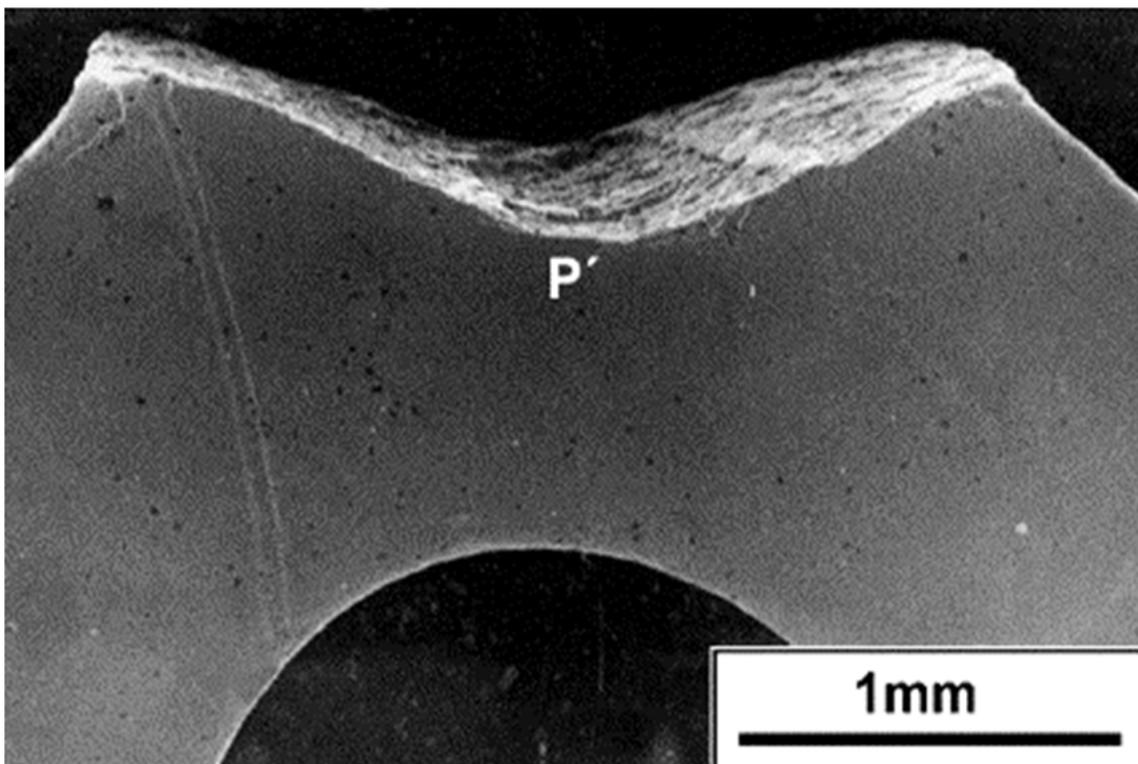


(b)

**Figura 34** – Exame microfractográfico: (a) Vista geral da superfície da fratura mostrando linhas radiais na região central da fratura (vide seta A) divergindo das duas regiões de origem da fratura (vide seta B e área C); (b) Detalhe da região de uma das origens da fratura (seta B). Observa-se amassamento da superfície de fratura junto à região de início de fratura, que apresenta trinca secundária localizada na superfície da reentrância curva da placa (vide seta). MEV. IES [83].

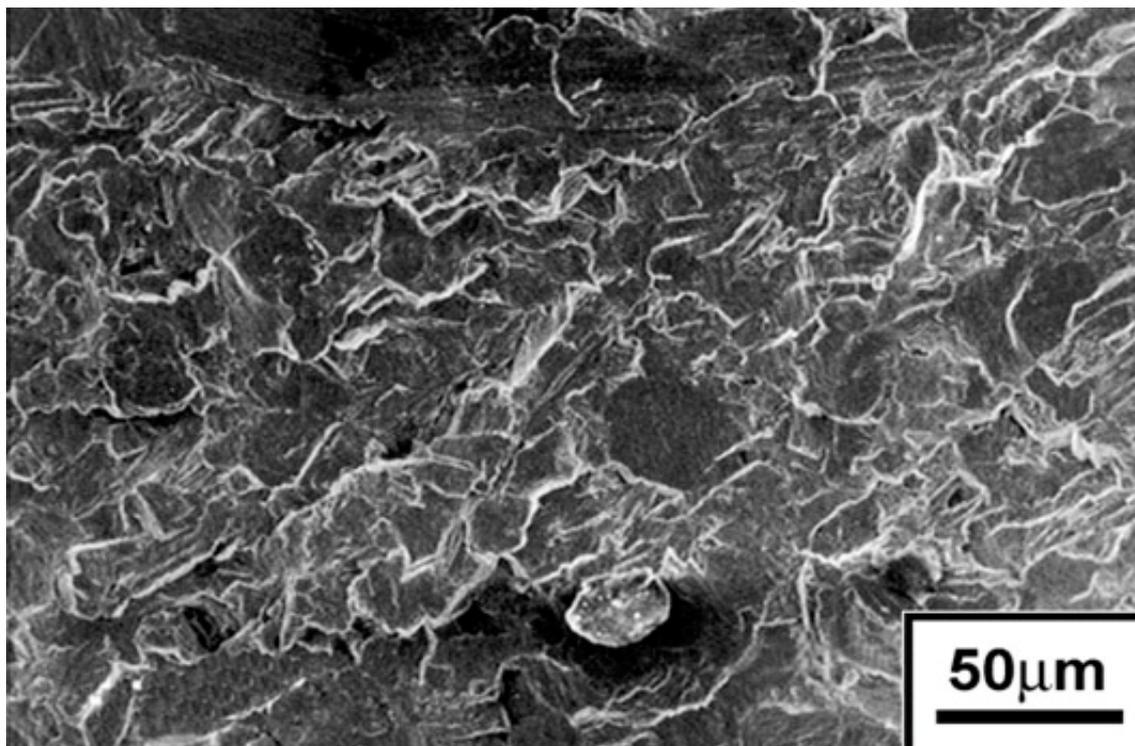


(a)

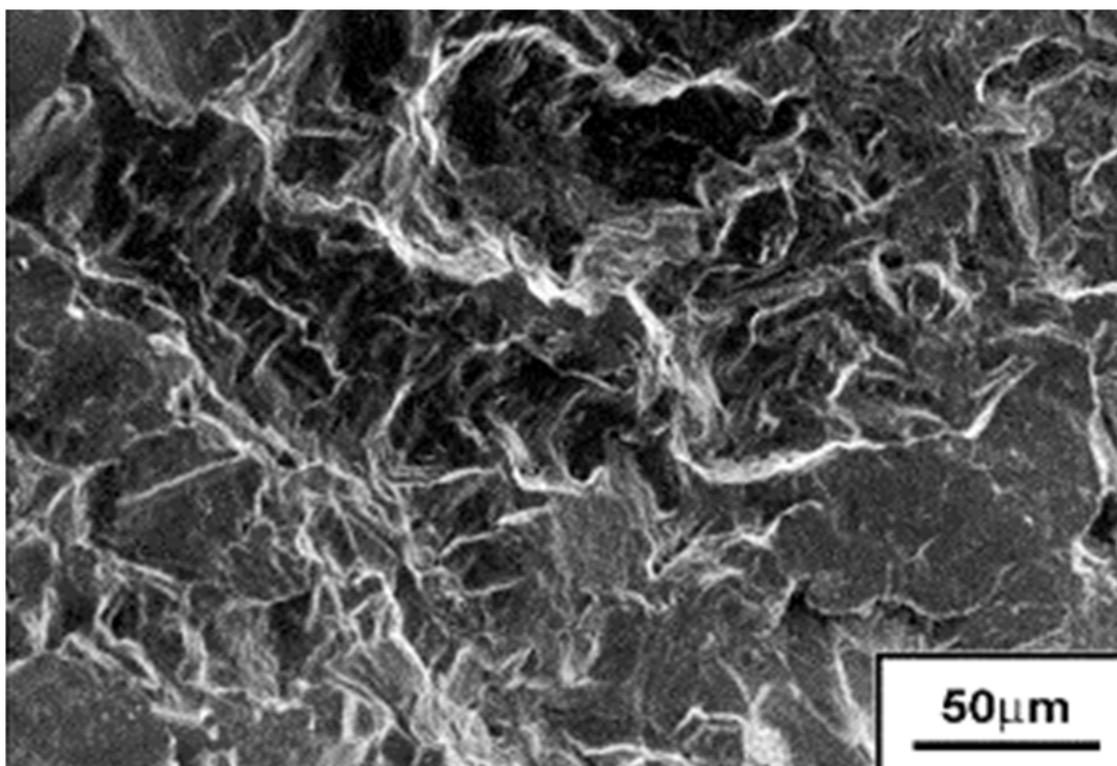


(b)

**Figura 35** - Detalhe das superfícies da placa junto à superfície de fratura: (a) Superfície frontal; (b) Superfície em contato com o osso. A superfície de fratura tem forma de “V”, com ângulo de aproximadamente  $75^\circ$  com o eixo principal da placa e ausência de lábios de cisalhamento. Os resultados indicam a ação de duas frentes de propagação de trinca iniciadas em posições opostas – vide seta B e região C da figura anterior. MEV. IES [83].

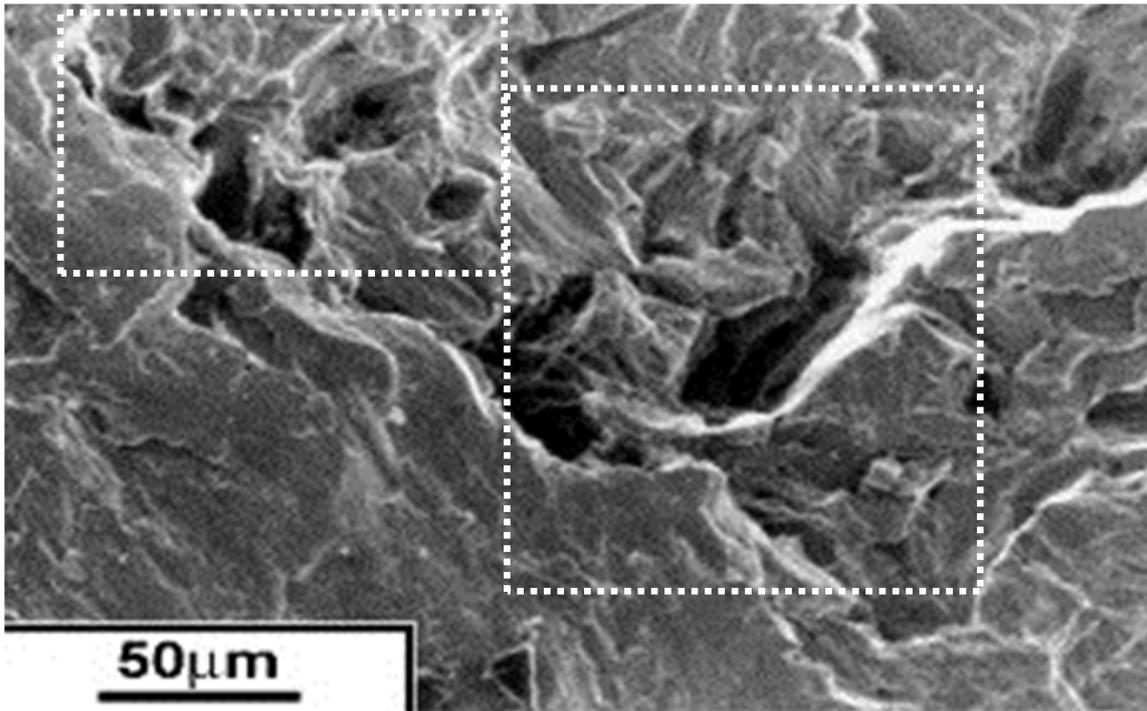


(a)



(b)

**Figura 36** – Exame microfractográfico: (a) Região de início de fratura indicada pela área C (com amassamento) e (b) Região de início de fratura indicada pela seta B (vide **Figura 34-a**). Superfície de fratura irregular, com trincamento secundário e “estrias paralelas” em diferentes orientações. MEV. IES [83].

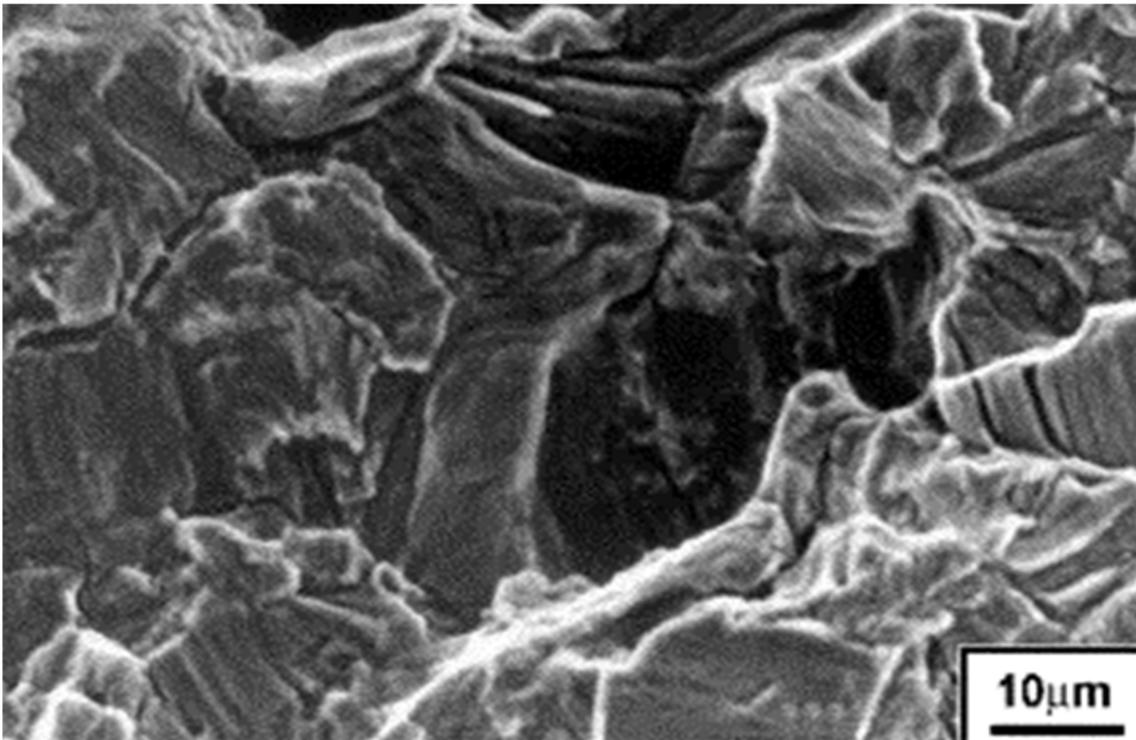


(c)

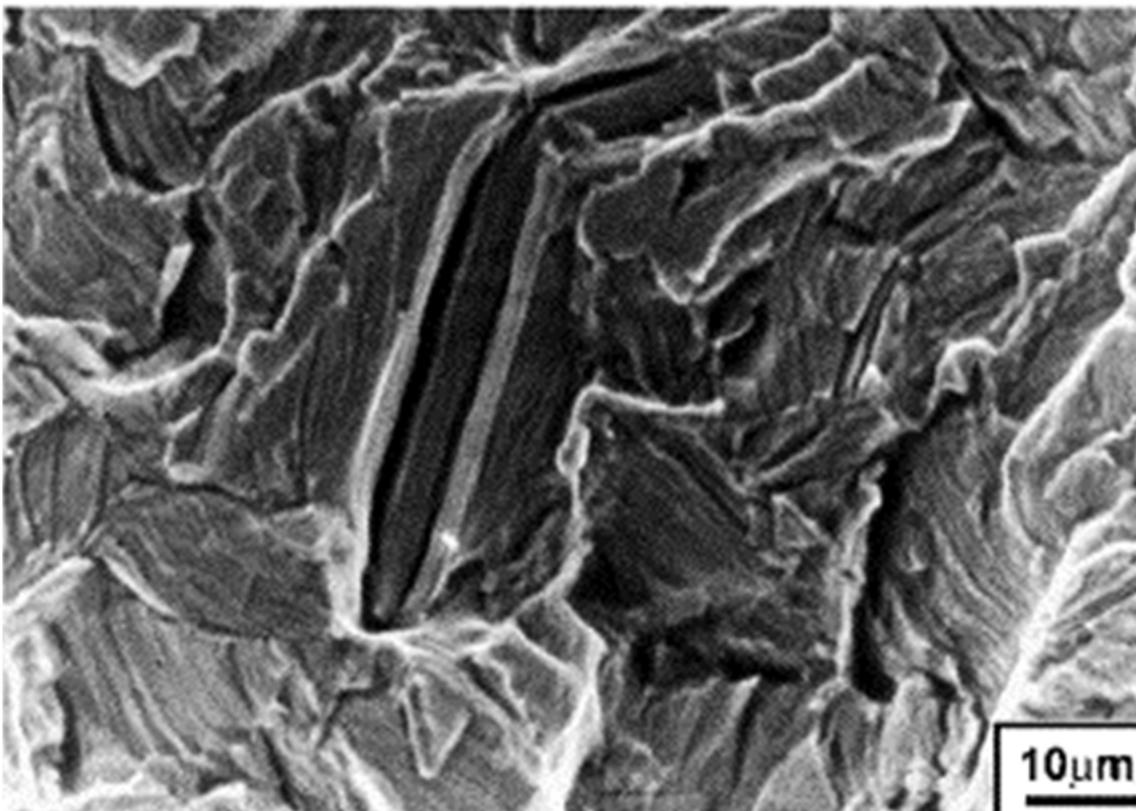
**Figura 36 (continuação)** – Exame microfractográfico: (c) Região de fratura por sobrecarga (seta A e segmentos P-P), vide **Figura 34-a**. Possível presença de alvéolos de fratura dúctil nas áreas demarcadas por linhas pontilhadas brancas. MEV. IES [83].

A região central da superfície de fratura (vide **Figura 36-b**) apresentou topografia de fratura mais grosseira e com trincamento secundário mais intenso, além da presença de uma pequena região com alvéolos de fratura dúctil, confirmando que a porção central foi a última a romper e a atuação de duas frentes de propagação estável de trinca.

A **Figura 37-a** e **37-b** mostram a diversidade de características microfractográficas observadas nas regiões de início de fratura: topografia irregular com trincas secundárias transgranulares e intergranulares, estrias paralelas associadas com trincas secundárias e estrias paralelas convencionais. Estas características são tipicamente observadas após a fratura por fadiga em titânio puro [86-91].



(a)



(b)

**Figura 37** – Exame microfractográfico: (a) Região de início de fratura mostrando topografia rugosa contendo estrias paralelas em diferentes orientações e intenso trincamento secundário e; (b) Detalhe de intersecção de maclas de deformação plástica com a superfície de fratura. Presença de trincas secundárias. MEV. IES [83].

Os metais hexagonais geralmente apresentam um número reduzido de sistemas compactos de escorregamento (3 sistemas), quando comparados aos metais de estrutura cristalina do tipo CFC (12 sistemas). Os sistemas preferenciais dos metais hexagonais dependem da relação  $c/a$  da célula unitária, sendo que o sistema de escorregamento mais típico para os metais hexagonais é definido pelo plano compacto basal  $\{0001\}$  e pelas três direções compactas do tipo  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  [ 86-91].

O escorregamento do titânio puro ocorre preferencialmente nos planos prismáticos  $\{10\bar{1}0\}$ , que não é um plano compacto, ao longo das três direções compactas do tipo  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ , também conhecida como direção  $\langle a \rangle$ . Outros sistemas de escorregamento secundários podem ser ativados no titânio, dependendo da temperatura e do valor da tensão de cisalhamento projetada, tais como o escorregamento no plano compacto basal  $\{0001\}$  com vetor de Burgers do tipo  $\langle a \rangle$  e o escorregamento dos planos não compactos piramidais,  $\{10\bar{1}1\}$  e  $\{11\bar{2}1\}$ , com vetor de Burgers do tipo  $\langle a+c \rangle$  - direção não compacta do cristal [ 86-91].

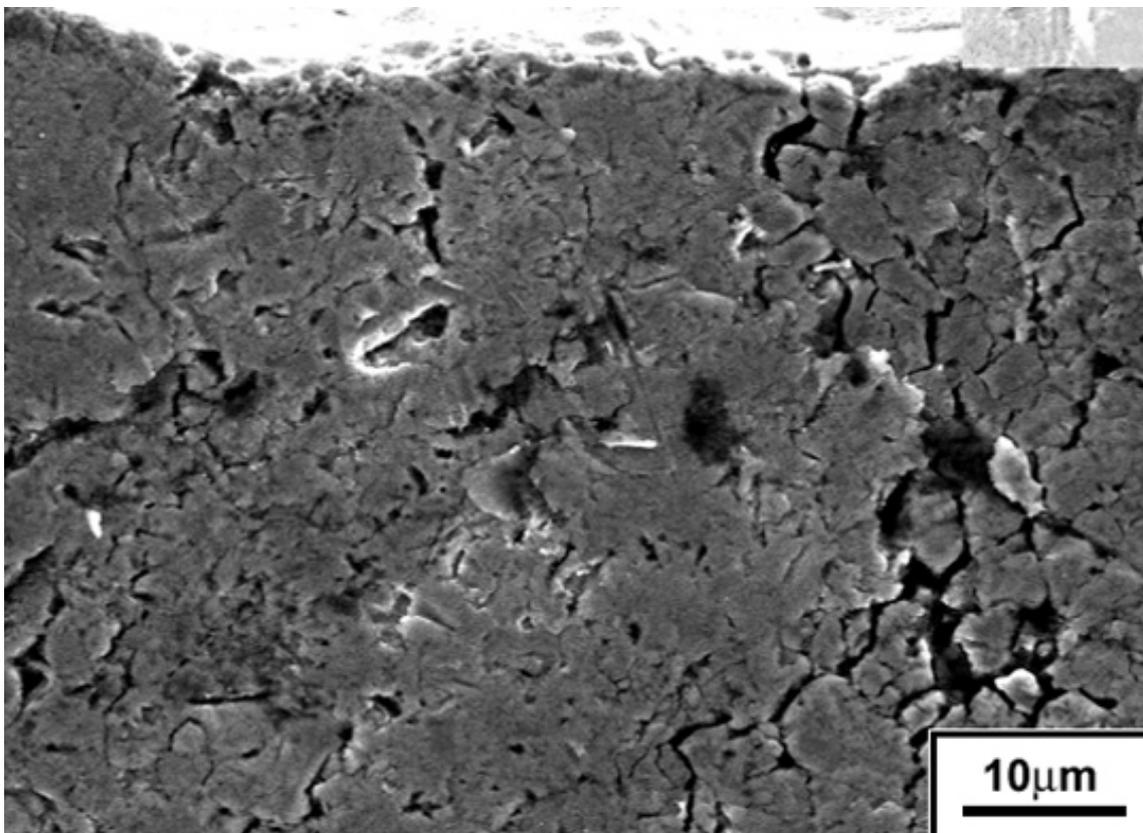
O pequeno número de sistemas de escorregamento em titânio puro policristalino (igual a três) favorece a ativação da deformação plástica por maclação mecânica, visto que o critério de von Mises estabelece que o número mínimo de sistemas de escorregamento e maclação ativos e independentes em cada grão do policristal seja igual a cinco para evitar a decoesão intergranular durante a deformação plástica. Ou seja, sem a ativação da maclação mecânica, não seria possível deformar plasticamente o Ti puro policristalino na temperatura ambiente [ 86-91].

O Ti puro pode apresenta até seis sistemas ativos de maclação, sendo os sistemas  $\langle 10\bar{1}\bar{1} \rangle \{10\bar{1}2\}$  (em tração);  $\langle \bar{1}\bar{1}23 \rangle \{11\bar{2}2\}$  (em compressão) os mais comumente ativados. Adicionalmente, os sistemas  $\langle 11\bar{2}6 \rangle \{11\bar{2}1\}$  (em tração);  $\langle \bar{1}01\bar{2} \rangle \{10\bar{1}1\}$  (em compressão),  $\langle \bar{1}\bar{1}23 \rangle \{11\bar{2}2\}$  (em compressão),  $\langle \bar{2}\bar{2}43 \rangle \{11\bar{2}4\}$  (em compressão),  $\langle 10\bar{1}\bar{1} \rangle \{11\bar{2}3\}$  (em compressão) podem ser ativados, dependendo da temperatura e da taxa de deformação plástica [ 86-91].

A possibilidade de ativação simultânea dos mecanismos de deformação plástica por escorregamento e por maclação mecânica no titânio favorece tanto a deformação plástica quanto o aumento da taxa de encruamento. As características microfractográficas diferenciadas de policristais de titânio puro (vide **Figuras 37-a e 37-b**), principalmente

decorrente de esforços cíclicos, é, portanto, resultante da complexa cooperação e competição entre estes dois mecanismos de deformação plástica [86-91].

Finalmente a **Figura 38** mostra o detalhe da superfície da “reentrância curva” da placa, relevando a ação de mecanismo de corrosão intergranular (promovida pelos fluidos corpóreos, contendo íons  $\text{Na}^+$ ,  $\text{Cl}^-$  e  $\text{HCO}_3^-$ ) [92-96]. A corrosão intergranular (vide **Figura 38**) consumiu os precipitados intergranulares e promoveu a formação de pontos de concentração de tensões (pré-trincas com profundidade de aproximadamente  $15\ \mu\text{m}$ ). Estes pontos de corrosão localizada atuaram como sítios preferenciais de nucleação de trincas de corrosão-fatiga durante a vida em serviço do implante.



**Figura 38** – Detalhe da superfície da reentrância arredondada da placa junto à superfície de fratura, mostrando ataque corrosivo do tipo intergranular com profundidade de até  $15\ \mu\text{m}$ . MEV. IES [83].

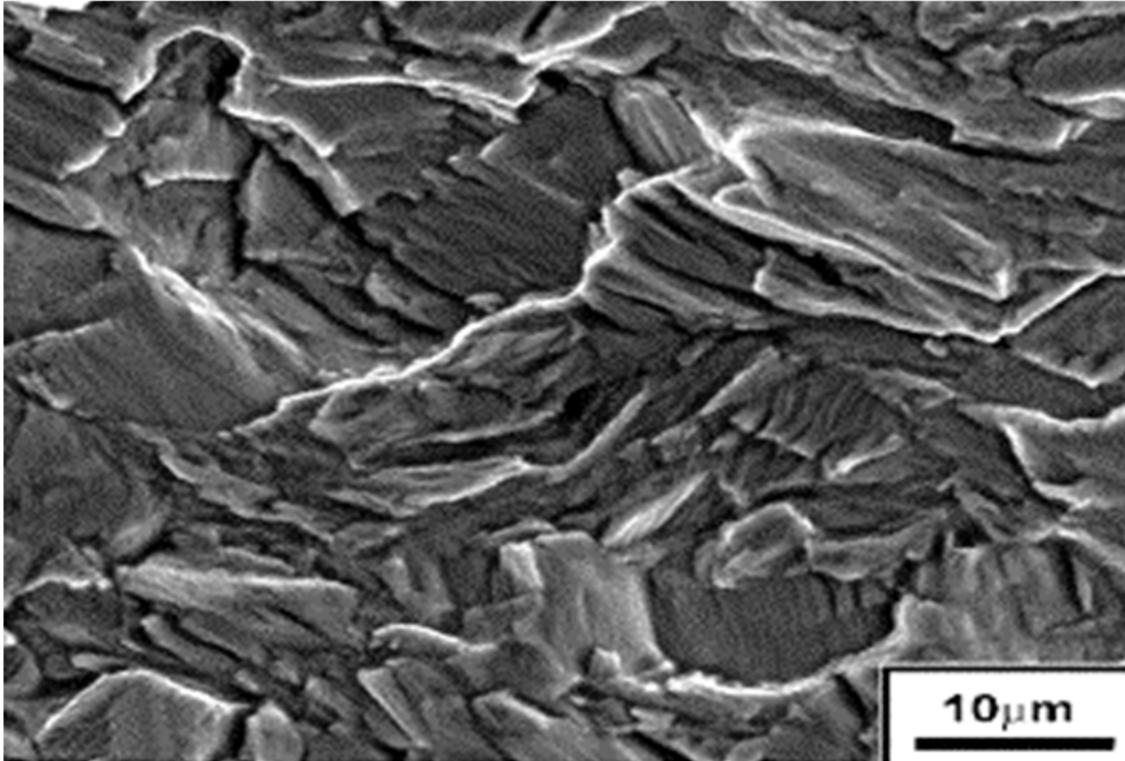
A qualidade e a espessura de camada passivada e protetora de óxido de titânio (obtida pelo tratamento de anodização) deste implante deve ser prejudicada pela presença de precipitados intergranulares, reduzindo localmente a resistência à corrosão intergranular (vide **Figuras 33 e 38**).

O carregamento mecânico cíclico na placa foi promovido por instabilidades mecânicas, causadas, por exemplo, pela instalação inadequada do implante ou falha de reparação do osso junto aos parafusos de fixação ou uso inadequado pelo paciente [96-97]. É impossível identificar a causa raiz da presença de carregamento cíclico sem a análise da documentação prevista pelas normas de remoção e de análise de implantes cirúrgicos.

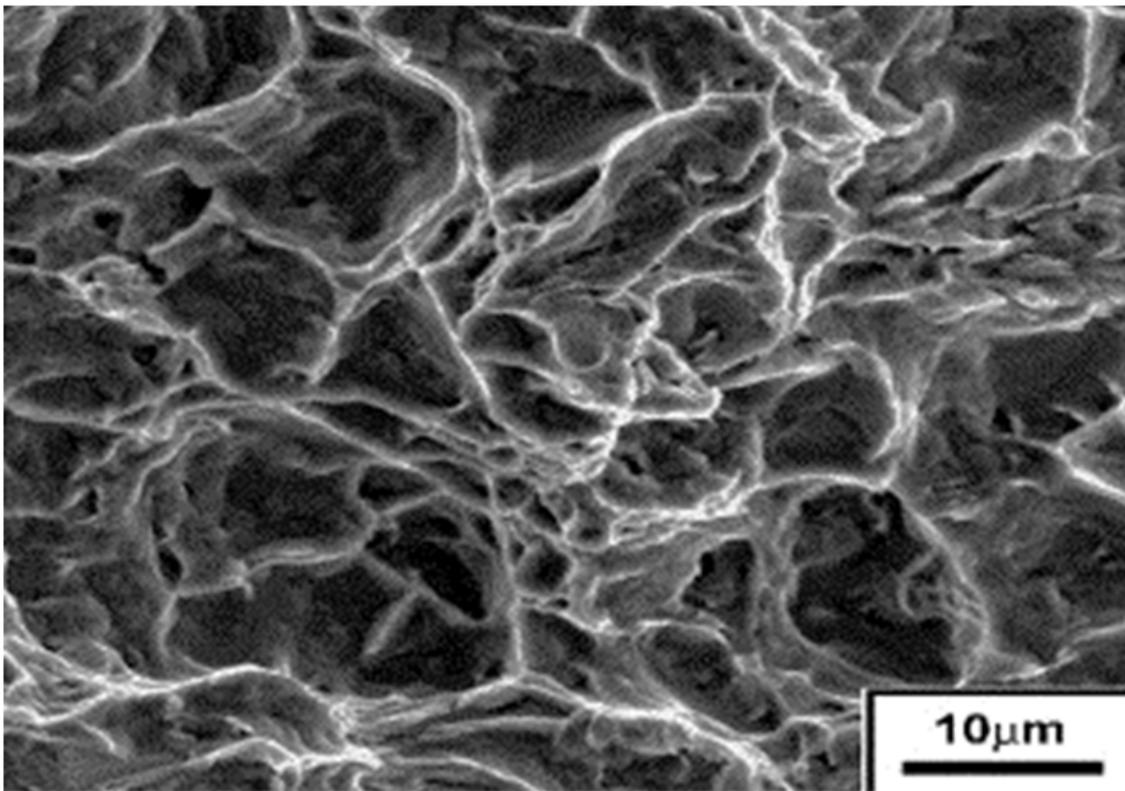
As cirurgias de revisão de implantes no Brasil ainda não seguem os procedimentos estabelecidos pelas normas, como a ASTM F 561 (*Standard Practice for Analysis of Retrieved Metallic Implants*) e a ABNT NBR ISO 12891-1:2016 (Implantes para cirurgia – Remoção e análise de implantes cirúrgicos – Parte 1: Remoção e manuseio). Estas normas especificam a metodologia para a remoção e o manuseio de implantes cirúrgicos removidos de pacientes; e de amostragem do tecido perimplantar e dos fluidos adjacentes. As normas também especificam as várias etapas para obtenção do histórico clínico, dos exames pré-explante, dos procedimentos de rotulagem, limpeza, descontaminação, documentação, embalagem e transporte do implante rompido.

A investigação de implantes recuperados e dos tecidos adjacentes aos implantes são úteis na avaliação de complicações clínicas associadas ao uso do implante, expandindo o conhecimento sobre o desempenho clínico dos implantes e das interações entre os implantes e os tecidos adjacentes (por exemplo: investigação de presença de partículas metálicas nos tecidos e avaliação histológica da resposta celular ao implante). De acordo com as normas de remoção de implantes, a análise destrutiva de implante rompido em serviço deve ser feita de modo a não destruir quaisquer características que possam ser objeto de litígio.

As **Figuras 39-a** e **39-b** mostram os resultados microfractográficos de implantes de Ti puro (placas retas fornecidas pela Instituto de Ortopedia e Traumatologia da Faculdade de Medicina da Universidade de São Paulo) após ensaios de fadiga ao ar (tensão máxima de 150 MPa, R=0, N= 10<sup>5</sup> ciclos e frequência de 10 Hz). O exame microfractográfico da região de propagação estável da trinca confirmou todos os aspectos observados na região de propagação estável da trinca de corrosão-fadiga do implante investigado (vide **Figuras 37-a** e **37-b**) e, adicionalmente, mostrou que a região de fratura por sobrecarga apresenta aspecto de fratura dúctil transgranular com alvéolos [83].



(a)



(b)

**Figura 39** – Exame microfractográfico de placa de Ti puro após ensaio de fadiga ao ar: (a) Região de fratura por fadiga mostrando topografia rugosa, com estrias paralelas em diferentes orientações e intenso trincamento secundário e; (b) Região de fratura por sobrecarga, mostrando fratura transgranular dúctil com alvéolos. MEV. IES [83].

A concentração de esforços mecânicos complexos em pontos específicos do implante associada à ação de corrosão intergranular do implante promoveu a nucleação e a propagação estável de trincas por corrosão-fadiga.

A presença de corrosão intergranular está intimamente ligada à precipitação intergranular e à qualidade de filme passivo protetor, que é obtido na etapa de anodização do implante de titânio (vide **Figuras 33 e 38**). Neste sentido, a manipulação excessiva do implante (com deformação plástica) antes do procedimento de instalação pode promover o trincamento do filme protetor junto aos precipitados e favorecer a ação do mecanismo de corrosão intergranular.

A presença de precipitado intergranular enriquecido em Fe, provavelmente fase Ti ( $\beta$ ), não é compatível com a análise química apresentada na **Tabela 7**, indicando não apenas a importância de ensaios com certificação de qualidade, como a necessidade de aquisição de padrões de calibração para análise química de Ti e suas ligas e da participação em programas interlaboratoriais na gestão do sistema de qualidade. No cotidiano de análise de falhas em nosso país, no entanto, ainda existem inúmeros consultores que usam a microanálise química EDS (de caráter semi-quantitativo) para verificar a adequação da composição química do componente às especificações das normas técnicas.

Um aspecto positivo do artigo de Azevedo [83] foi a correta identificação do mecanismo de fratura de fadiga, apesar das características microfractográficas “atípicas” deste tipo de fratura em Ti( $\alpha$ ) devido à atuação simultânea de mecanismos de deformação plástica por escorregamento e maclação mecânica.

### 2.2.2 Estudo microscópico de implantes de titânio puro após ensaios de fadiga em sêrum

O artigo de Azevedo e Santos [84] estudou o efeito do meio sobre a fratura por fadiga de implantes anodizados de titânio comercialmente puro (placa reta com cinco furos, comprimento de 37 mm, largura de 6 mm, espessura de 0,85 mm, diâmetro do furo de 2, 1 mm, com espaçamento entre furos de 8 mm, gentilmente cedidas pela empresa Baumer, vide **Figura 40**).

Ensaio exploratório de fadiga não-padronizados em sêrum foram realizados em máquina MTS ( $\sigma = 150$  MPa;  $R = 0$  e frequência de 10 Hz, vide **Figura 41**). Os corpos-de-prova foram montados com parafusos de Ti-6Al-4V, sofrendo, adicionalmente, esforços cíclicos de flexão. Quadro condições foram investigadas:

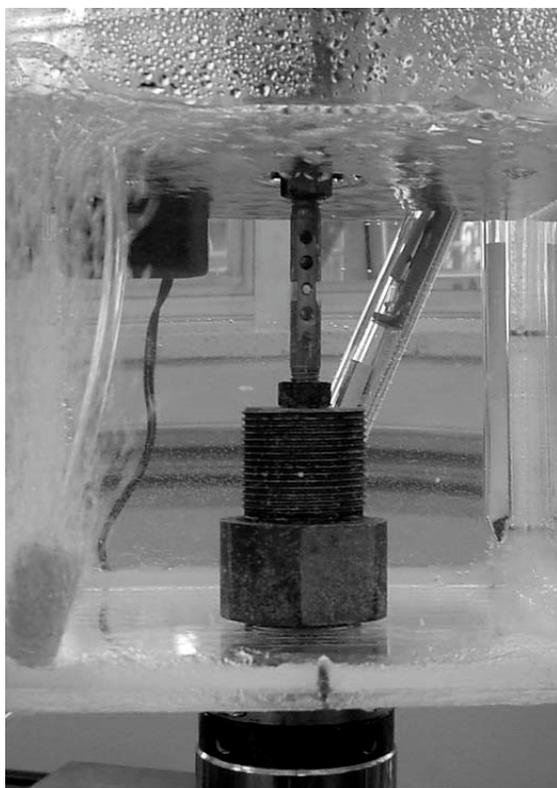
- Condição I: ensaios de placas anodizadas ao ar e temperatura ambiente;
- Condição II: ensaio de placas anodizadas em solução aquosa de potássio de sódio (sêrum) a 37 °C;
- Condição III: ensaio de placas sem anodização em solução aquosa de potássio de sódio (sêrum) a 37 °C. A remoção da camada anodizada foi conseguida pela imersão das placas em solução de ácido sulfúrico a 30% a 65 °C, em acordo com norma ABNT NBR ISO 14233:1998 (*Implants for surgery - Metallic materials - Descaling and cleaning titanium and titanium alloy surfaces*);
- Condição IV: ensaios de placas anodizadas em solução aquosa de potássio de sódio (sêrum) a 37 °C, usando parafusos de aço carbono na fixação das placas na tentativa de promover a formação de H<sub>2</sub> e possível adsorção de hidrogênio pelo Ti.

Os resultados de ensaios exploratórios de fadiga são mostrados na **Tabela 8**, sugerindo que meio agressivo e a falta de anodização reduziram a vida por fadiga das placas de titânio puro em relação à fadiga ao ar [84].

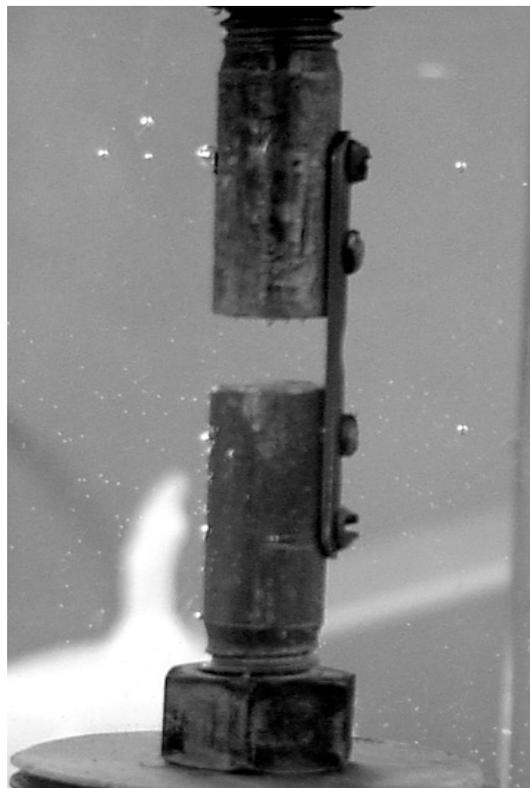
Os resultados de análise química analítica de nitrogênio, carbono, oxigênio, ferro, alumínio oxigênio e titânio indicaram que a composição química da placa estava de acordo com os requisitos de titânio grau I da norma ABNT NBR ISO 5832-2:2001 (*Implantes para cirurgia - Materiais metálicos - Parte 2: Titânio puro*).



**Figura 40-** Vista geral da microplaca de titânio cedida pela Baumer [84].



(a)



(b)

**Figura 41-** Montagem experimental do ensaio de fadiga em solução aquosa a 37 °C: (a) Vista geral; (b) Detalhe mostrando fixação da placa nas garras da máquina [84].

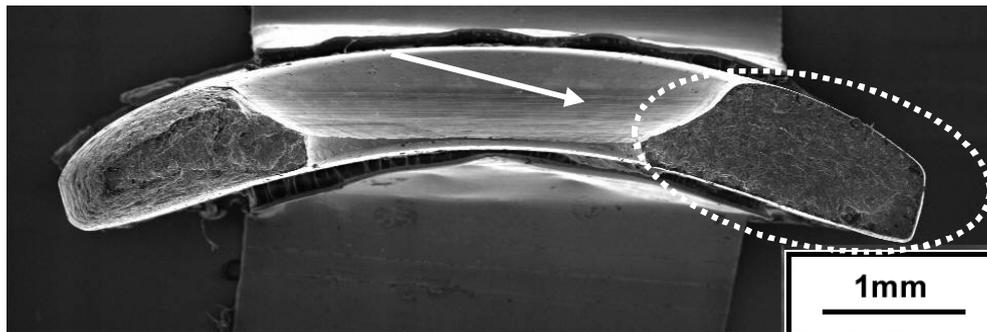
**Tabela 8** - Resultados dos ensaios não padronizados de fadiga, tensão de 150 MPa [84].

Condição	Número de ciclos
I- Ensaio ao ar	183.000
II- Ensaio em sêrum de placas anodizadas	145.000
III - Ensaio em sêrum de placas não anodizadas	95.000
IV - Ensaio em sêrum de placas anodizadas e com presença de H <sub>2</sub> .	102.000

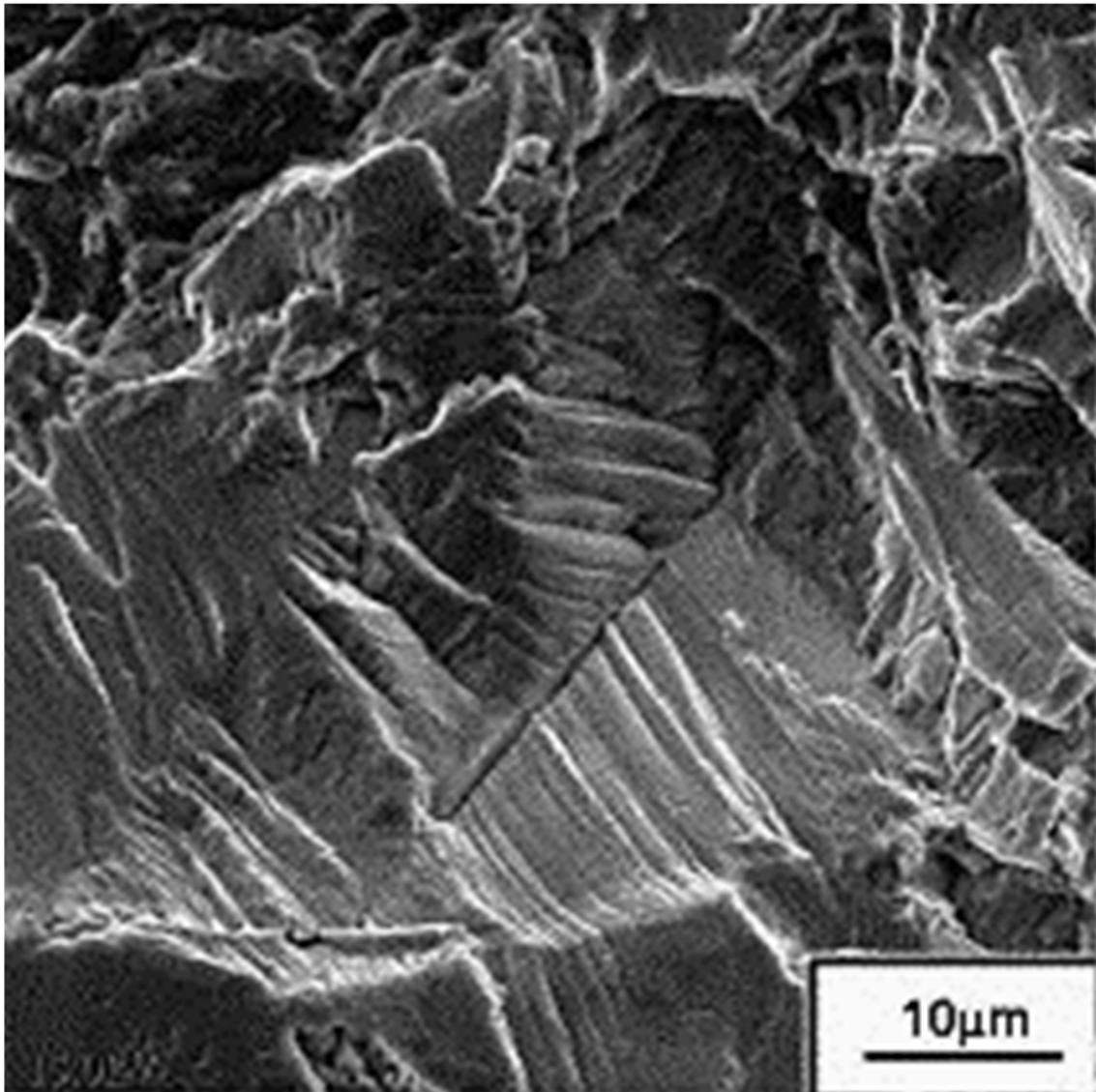
Para todas as condições investigadas, a fratura por fadiga começou na superfície côncava da placa (que ficaria em contato com o osso) junto aos furos de fixação (vide Figuras 42-a a 45-a). As Figuras 42 a 45 mostram as características microfractográficas das placas para cada uma das condições de ensaio. Uma grande variedade de características microfractográficas foi observada nas superfícies das amostras após os ensaios de fadiga e de corrosão-fadiga, dependendo da orientação cristalográfica de cada grão do policristal de titânio puro em relação à orientação do carregamento mecânico. As principais características observadas na região de propagação estável da trinca foram as estrias paralelas; as estrias paralelas com intenso trincamento secundário e a presença de degraus.

As amostras testadas em sêrum apresentaram, comparativamente, maior quantidade de áreas contendo estrias de fadiga com trincamento secundário mais intenso (vide Figuras 42-b, 43-b, 43-c, 44-b, 45-b e 45-d). As regiões de fratura por sobrecarga mostraram fratura transgranular com formação de alvéolos, sendo que os alvéolos das amostras testadas na solução de sêrum sem anodização apresentaram, comparativamente, menor densidade de alvéolos, que também eram mais rasos (vide Figuras 42-c e 44-c).

A amostra não anodizada apresentou fratura por fadiga com estrias contendo trincamento secundário mais intenso do que o observado na condição anodizada (vide Figuras 43-b, 43-b e 44-b). Estas observações indicam que o meio salino (solução de sêrum) e a remoção da camada anodizada “fragilizaram” o material e, conseqüentemente, a vida por fadiga dos implantes. Um dos mecanismos de fragilização sugerido pela literatura relaciona-se à presença de hidrogênio atômico na região à frente da trinca, levando à formação de filme frágil de TiH<sub>2</sub> [84-95].

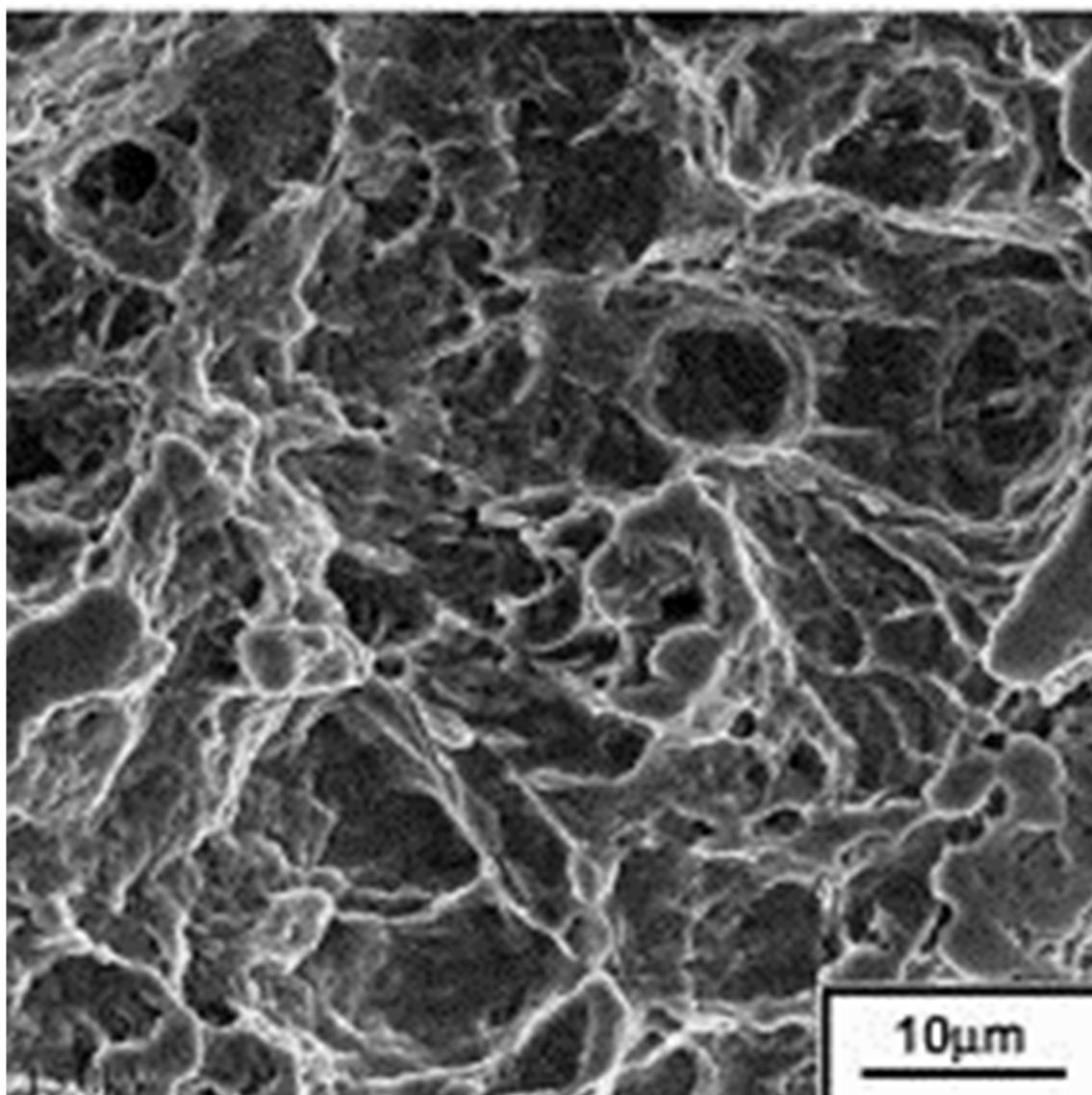


(a)



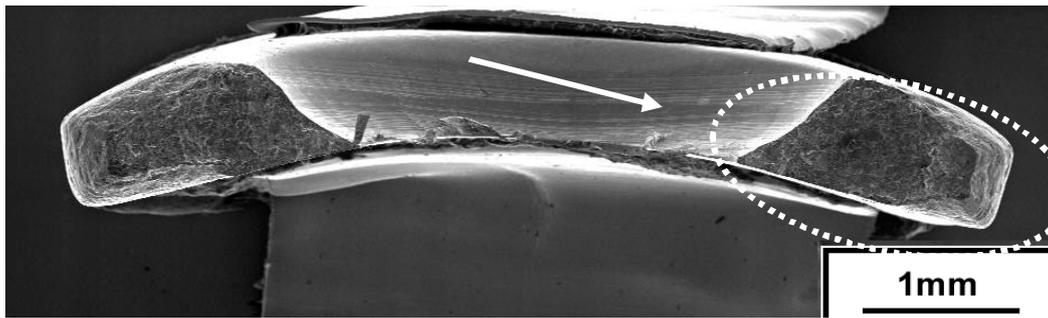
(b)

**Figura 42** - Exame microfractográfico. Condição 1, ensaio ao ar: (a) Vista geral, mostrando que a fratura é iniciada na região do furo junto à superfície côncava da placa à direita do furo, que apresenta marcas de contato (seta). Região à esquerda do furo apresentou fratura por sobrecarga; (b) Detalhe da região de fratura por fadiga, mostrando de estrias paralelas com diferentes orientações em cada grão, formação de degraus e trincamento secundário. MEV. IES [84].

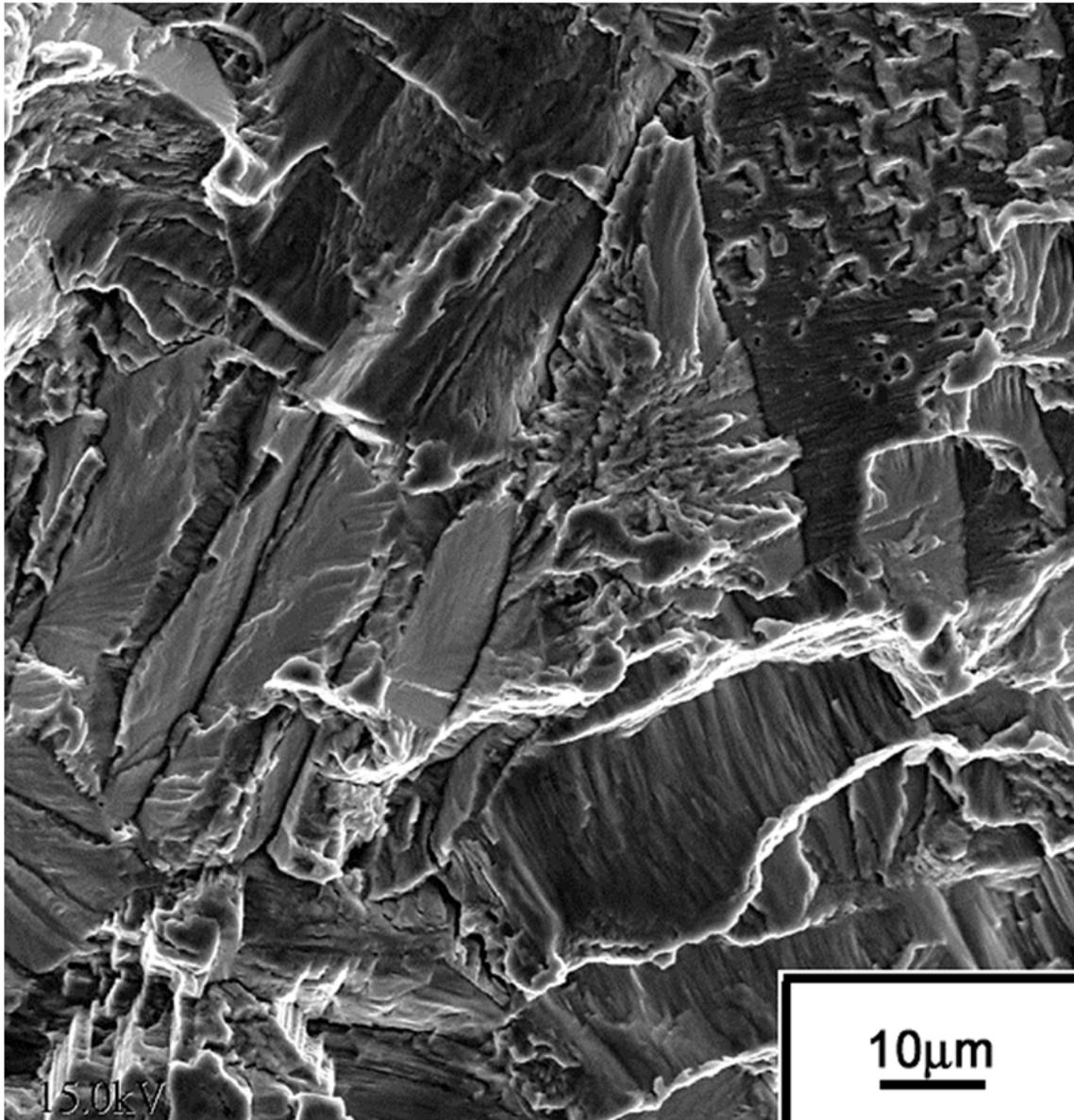


(c)

**Figura 42 (continuação)** - Exame microfractográfico. Condição 1, ensaio ao ar: (c) Detalhe da região de fratura por sobrecarga, mostrando fratura dúctil transgranular com alvéolos. MEV. IES [84].

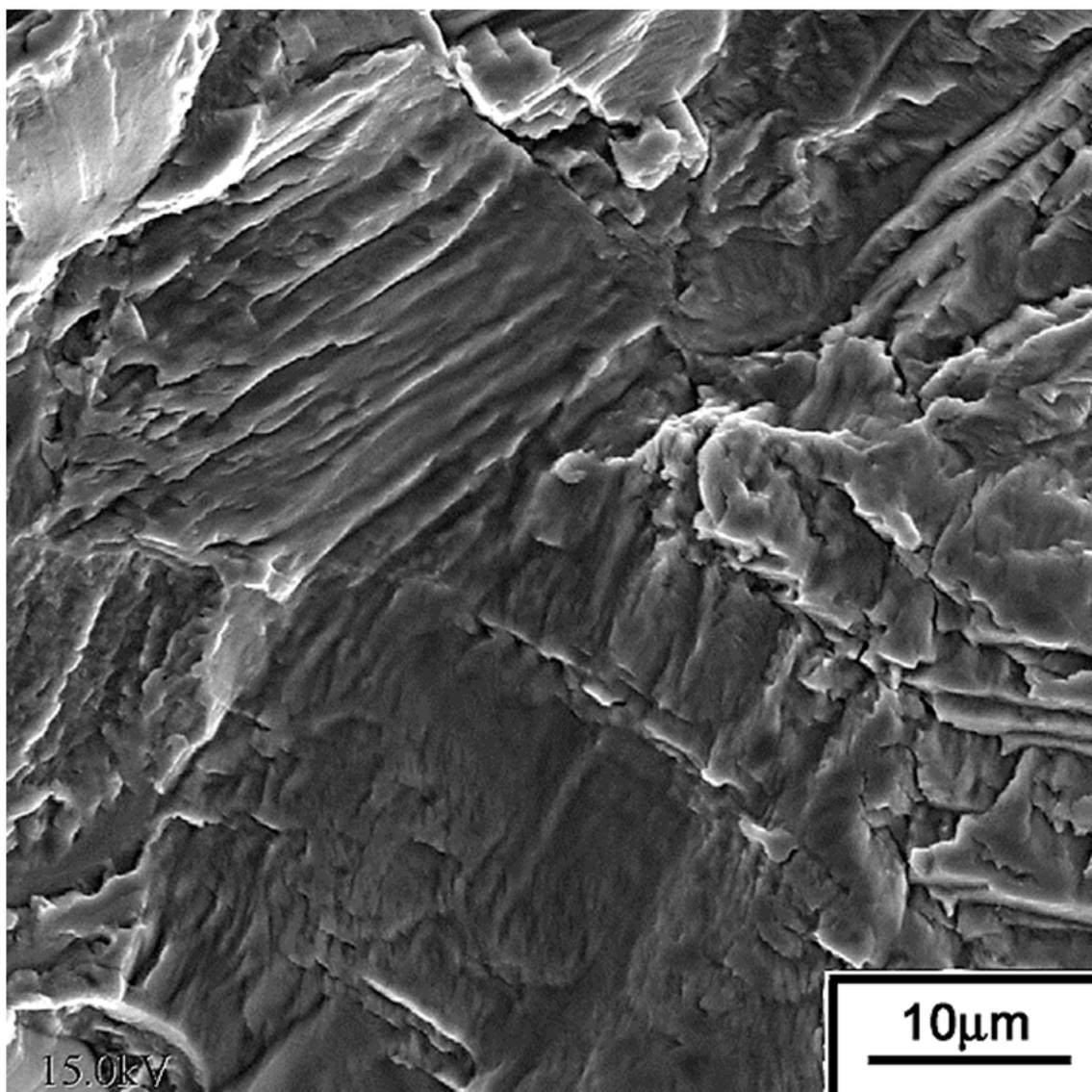


(a)



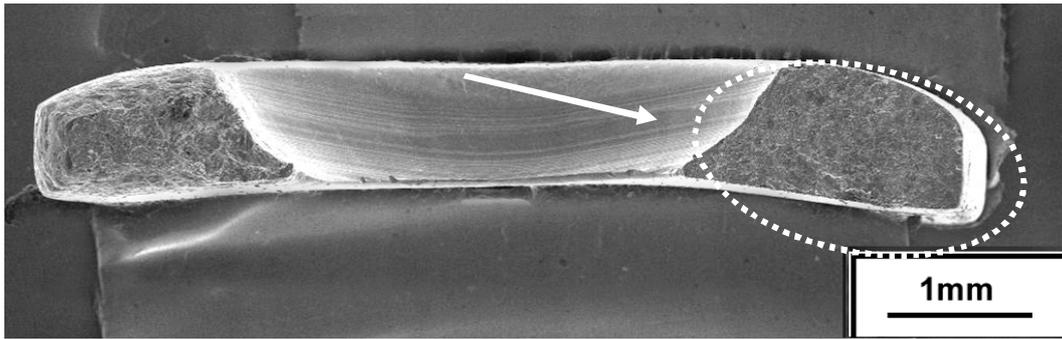
(b)

**Figura 43** - Exame microfractográfico. Condição 2, ensaio em s rum a 37  de placas anodizadas: (a) Vista geral, mostrando que a fratura é iniciada na região do furo, junto à superfície côncava da placa   direita do furo, que apresentou marcas do contato com parafuso (seta); (b) Detalhe da região de fratura por fadiga, mostrando estrias paralelas associadas ao intenso trincamento secundário e forma o de degraus. MEV. IES [84].

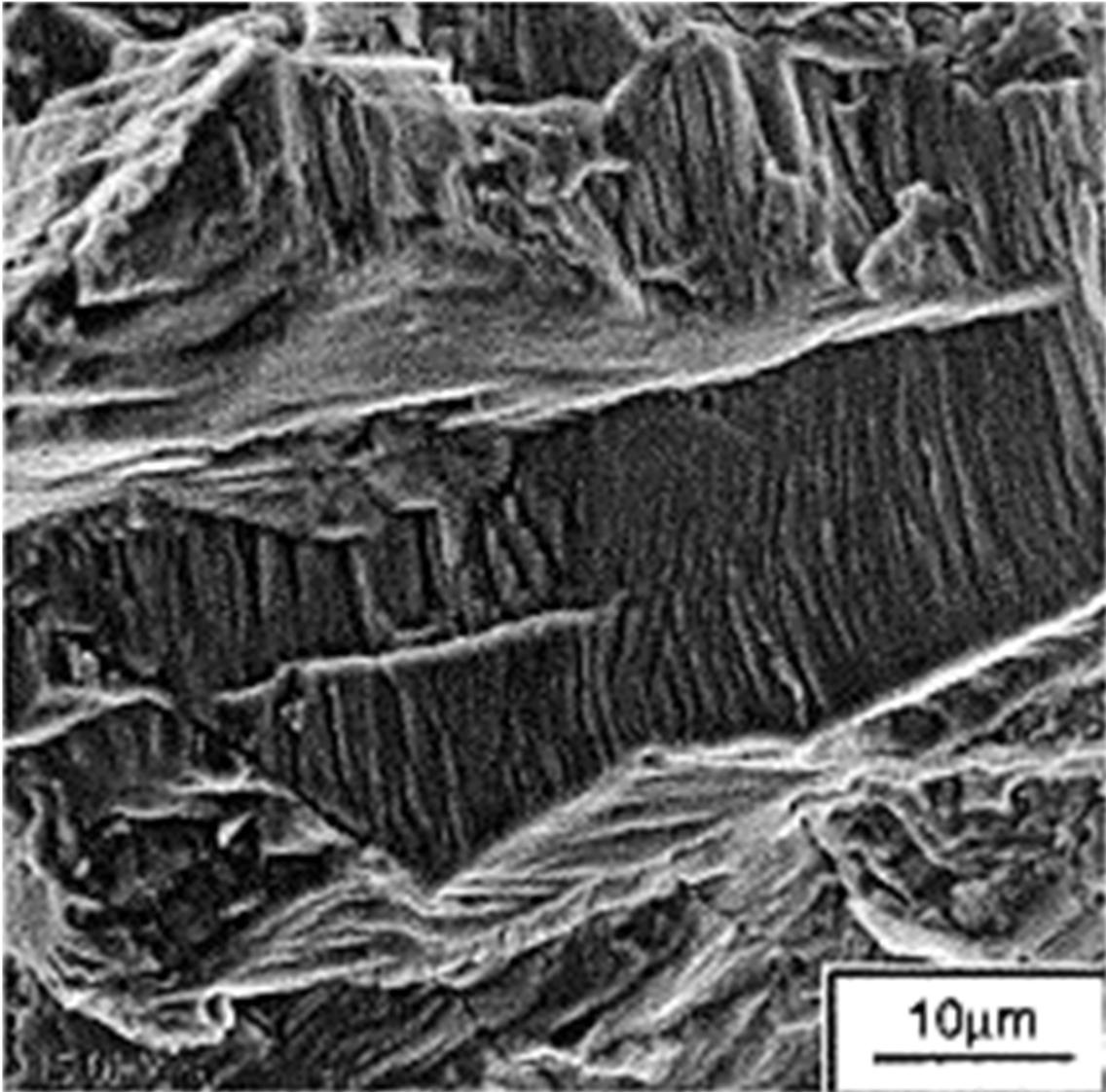


(c)

**Figura 43 (continuação)** - Exame microfractográfico. Condição 2, ensaio em sérum a 37° de placas anodizadas: (c) Detalhe da região de fratura por fadiga, mostrando estrias paralelas associadas ao intenso trincamento secundário e formação de degraus. MEV. IES [84].

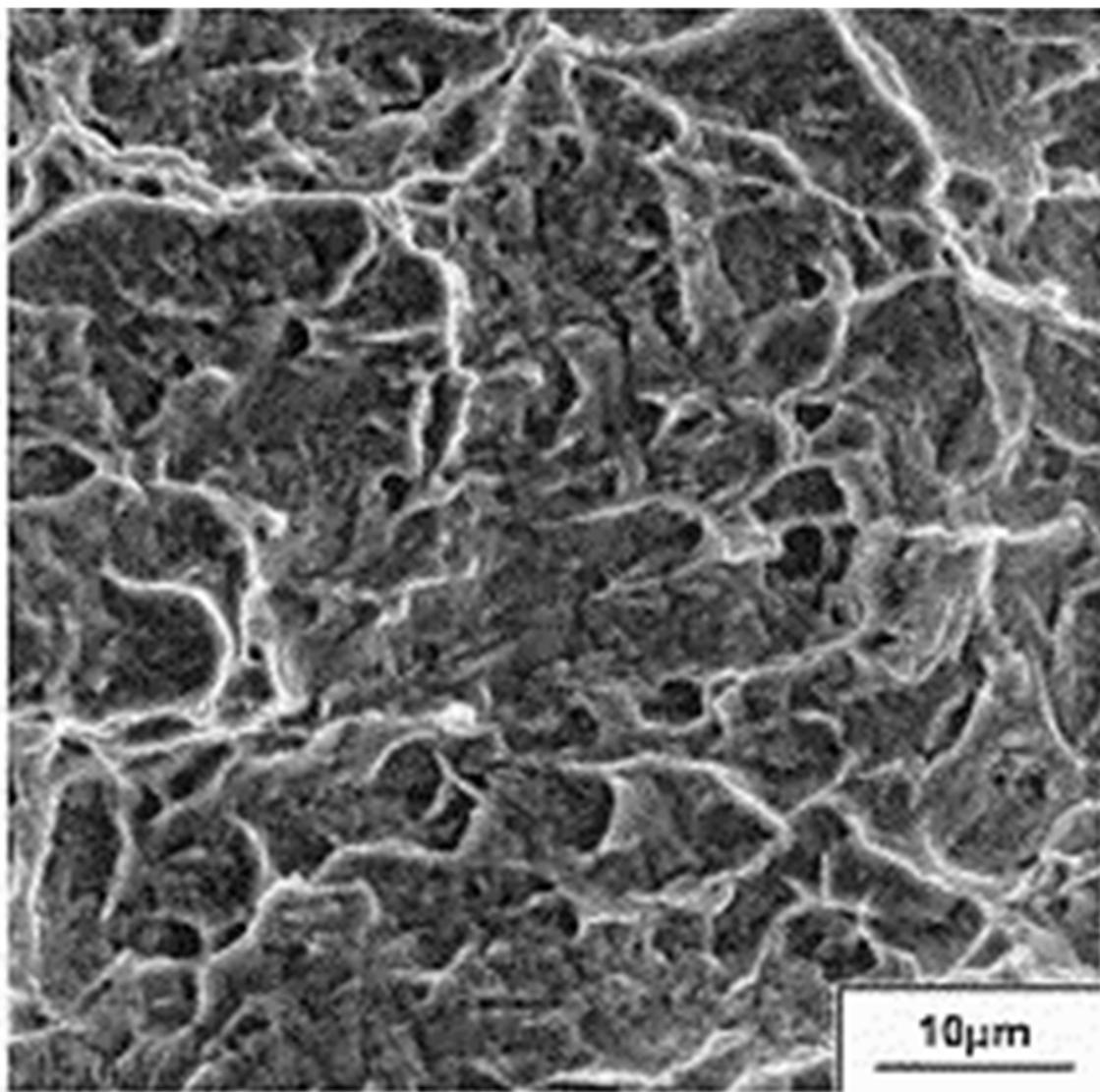


(a)



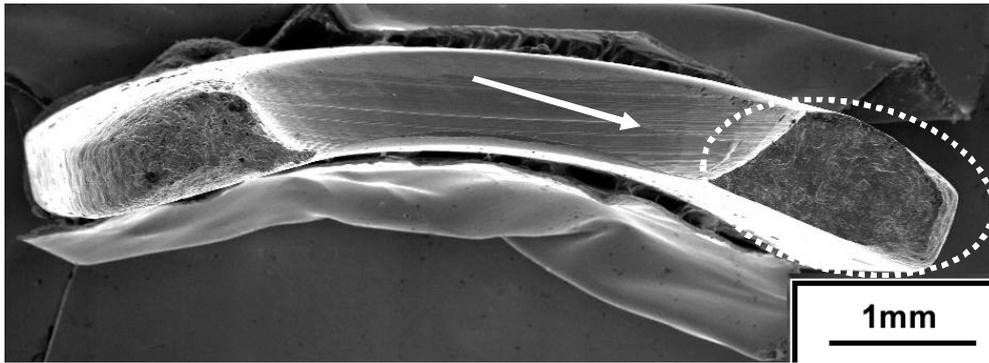
(b)

**Figura 44** - Exame microfractográfico. Condição 4, ensaio em s rum a 37  de placas não-anodizadas: (a) Vista geral, mostrando que a fratura é iniciada na região do furo, junto à superfície côncava da placa   direita do furo; (b) Detalhe da região de fratura por fadiga, mostrando estrias paralelas associadas ao trincamento secundário, mais intenso do que observado nas condi es anteriores, e forma o de degraus. MEV. IES [84].

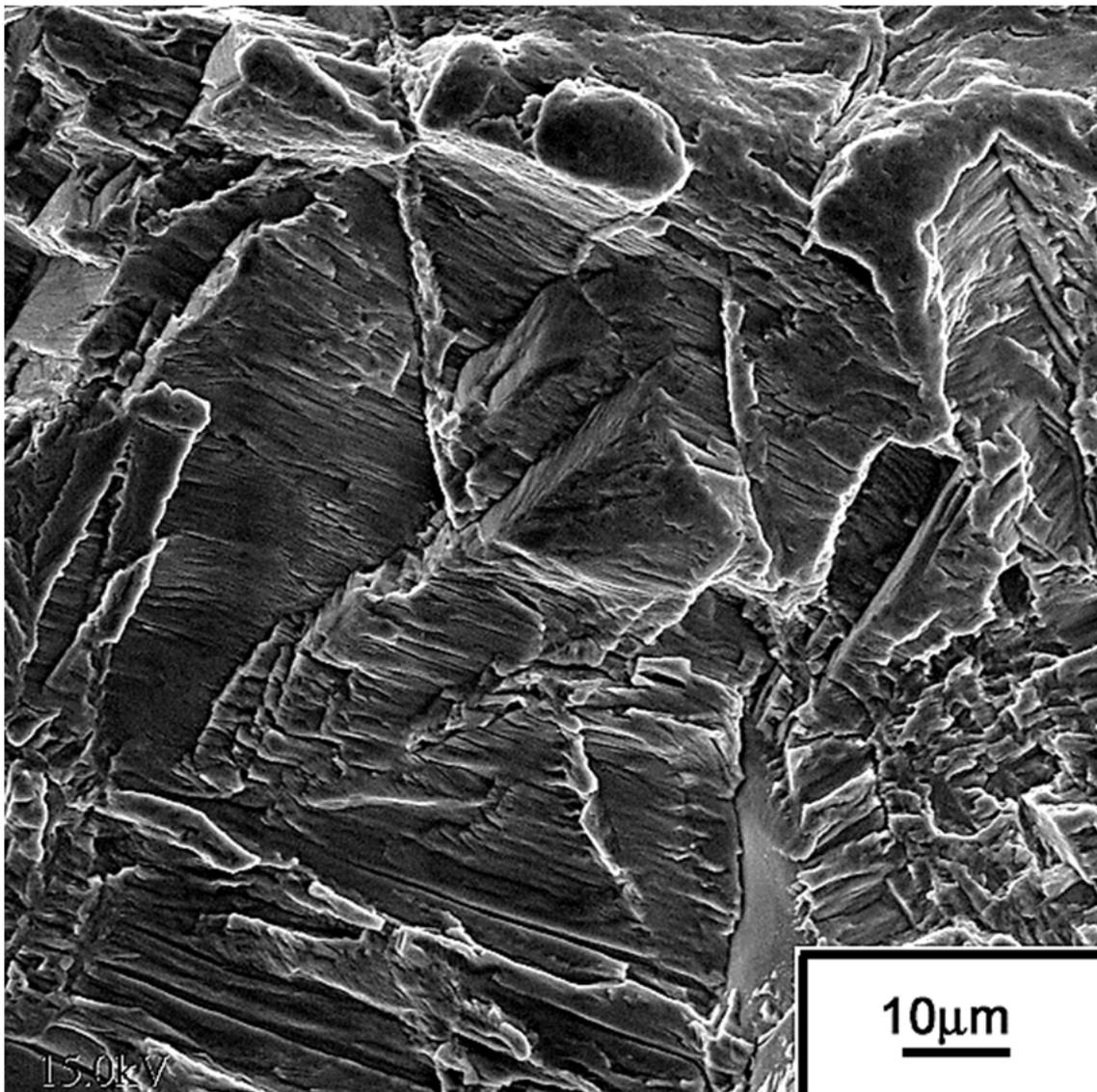


(c)

**Figura 44 (continuação)** - Exame microfractográfico. Condição 4, ensaio em sérum a 37° de placas não-anodizadas: (c) Detalhe da região de fratura por sobrecarga, mostrando fratura dúctil transgranular com alvéolos, aparentemente mais rasos no que na condição testada ao ar. MEV. IES [84].

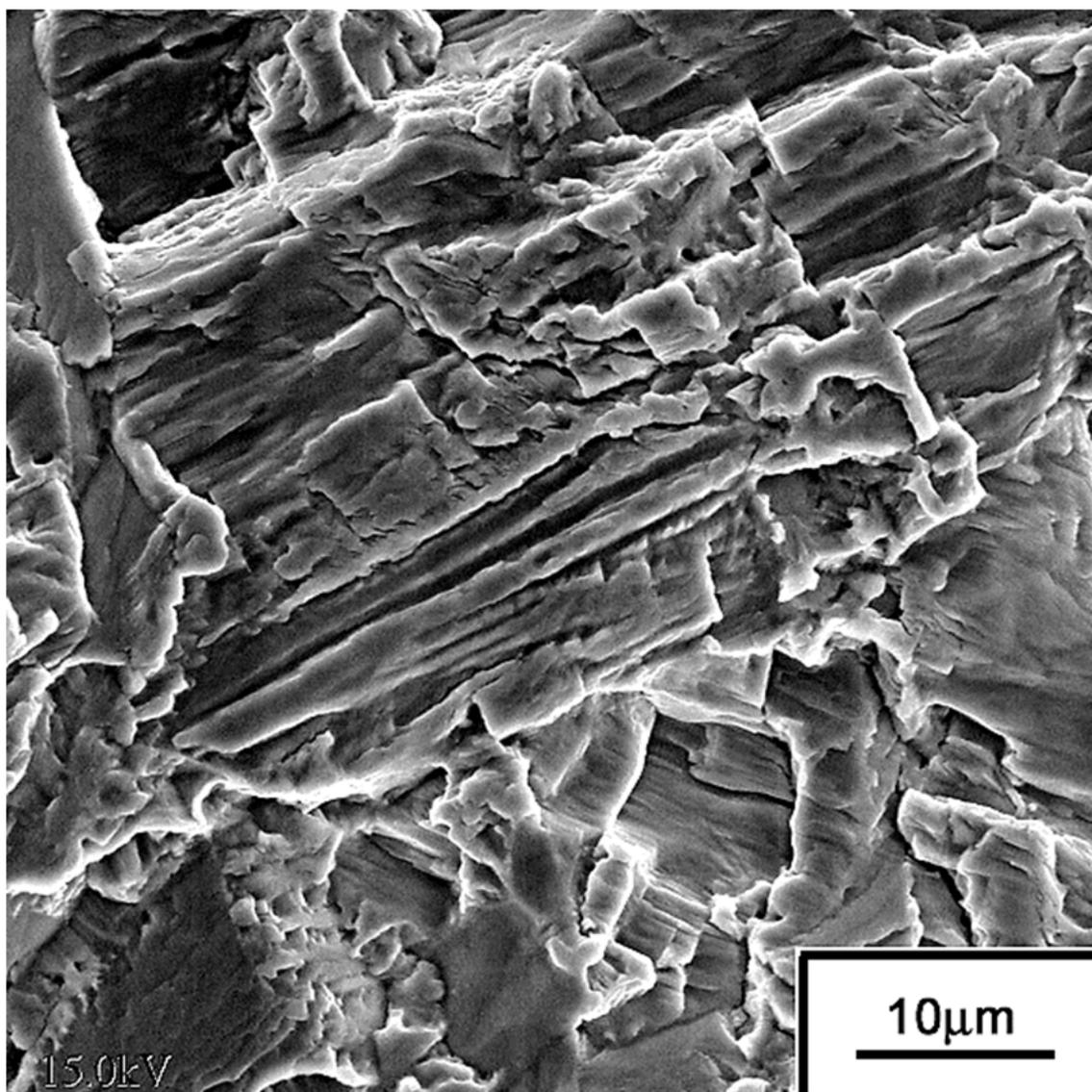


(a)



(b)

**Figura 45** - Exame microfractográfico. Condição 4, ensaio em s rum a 37  de placas anodizadas com presença de H<sub>2</sub>: (a) Vista geral, mostrando que a fratura é iniciada na região do furo, junto à superfície côncava da placa   direita do furo (seta); (b) Detalhe da região de fratura por fadiga, mostrando estrias paralelas associadas ao intenso trincamento secundário. MEV. IES [84].



(c)

**Figura 45 (continuação)** - Exame microfractográfico. Condição 4, ensaio em sérum a 37° de placas anodizadas com presença de H<sub>2</sub>: (c) Detalhe da região de fratura por fadiga, mostrando estrias paralelas associadas ao intenso trincamento secundário. MEV. IES [84].

As **Figuras 46 e 47** mostram as microestruturas das placas longe da superfície de fratura e nas áreas próximas às superfícies de fratura (tanto junto à fratura por fadiga, quanto junto à região de fratura por sobrecarga) após ensaios de fadiga. A microestrutura das amostras longe da superfície de fratura (vide **Figuras 46-a e 47-a**) consiste de grãos equiaxiais da fase Ti ( $\alpha$ ) (com tamanho de grão ASTM igual a 6) com algumas maclas. O tamanho de grão está em acordo a norma ABNT NBR ISO 5832-2:2011 (Implantes para cirurgia - Materiais metálicos - Parte 2: Titânio puro).

As microestruturas das regiões próximas às regiões de fratura por fadiga (vide **Figuras 46-b e 47-b**) apresentam grãos equiaxiais da fase Ti ( $\alpha$ ) com maior densidade de maclas mecânicas (principalmente para a amostra testada ao ar, que apresentou maior vida por fadiga). Nas regiões próximas às fraturas por sobrecarga (vide **Figuras 46-c e 47-c**), observaram-se grãos alongados da fase Ti ( $\alpha$ ) com concentração ainda maior de maclas mecânicas, principalmente para a amostra ensaiada ao ar.

A observação mais detalhada da microestrutura junto à superfície de fratura mostrou como a ativação do mecanismo de deformação plástica por maclação afetou a topografia da fratura por fadiga pela criação de estrias paralelas (vide **Figura 48-a**). A placa não-anodizada mostrou uma trinca secundária transgranular de fadiga sendo formada na superfície lateral da placa (vide **Figura 48-b**).

Os resultados do segundo artigo [84] complementaram as observações do artigo anterior [83] e confirmaram os resultados de literatura [86-91]. Não foi observada, desta vez, a precipitação intergranular, descartando a hipótese de precipitação de hidreto de titânio durante a propagação da trinca de corrosão-fadiga [83]. A análise microfractográfica e microestrutural apresentadas no artigo [84] estavam incompletas com relação à comparação dos resultados das diversas condições de ensaio de fadiga e foram complementadas no texto de análise crítica, mostrando como a fratura por fadiga tem caráter mais frágil na amostra não-anodizada ensaiada em sêrum (vide **Figura 44-b**) e na amostra anodizada ensaiada em sêrum e presença de H<sub>2</sub> (vide **Figuras 45-b e 45-c**).

Estas duas condições apresentaram comportamento aparentemente mais frágil (vide **Figuras 46-b, 46-c, 47-b e 47-c**). O artigo de Azevedo e Santos [84] foi importante por propiciar uma mudança de paradigma sobre a interpretação microfractográfica de fraturas por fadiga de metais suscetíveis à maclação mecânica.

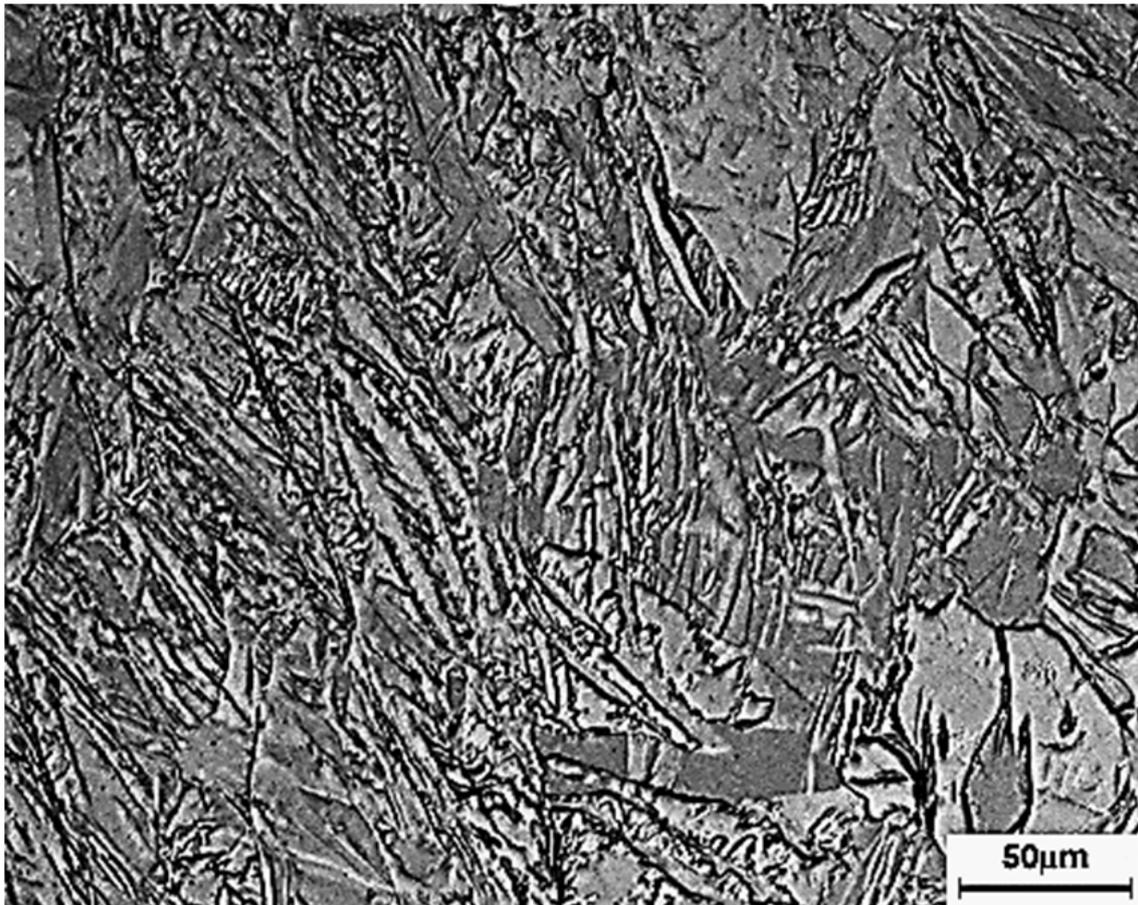


(a)



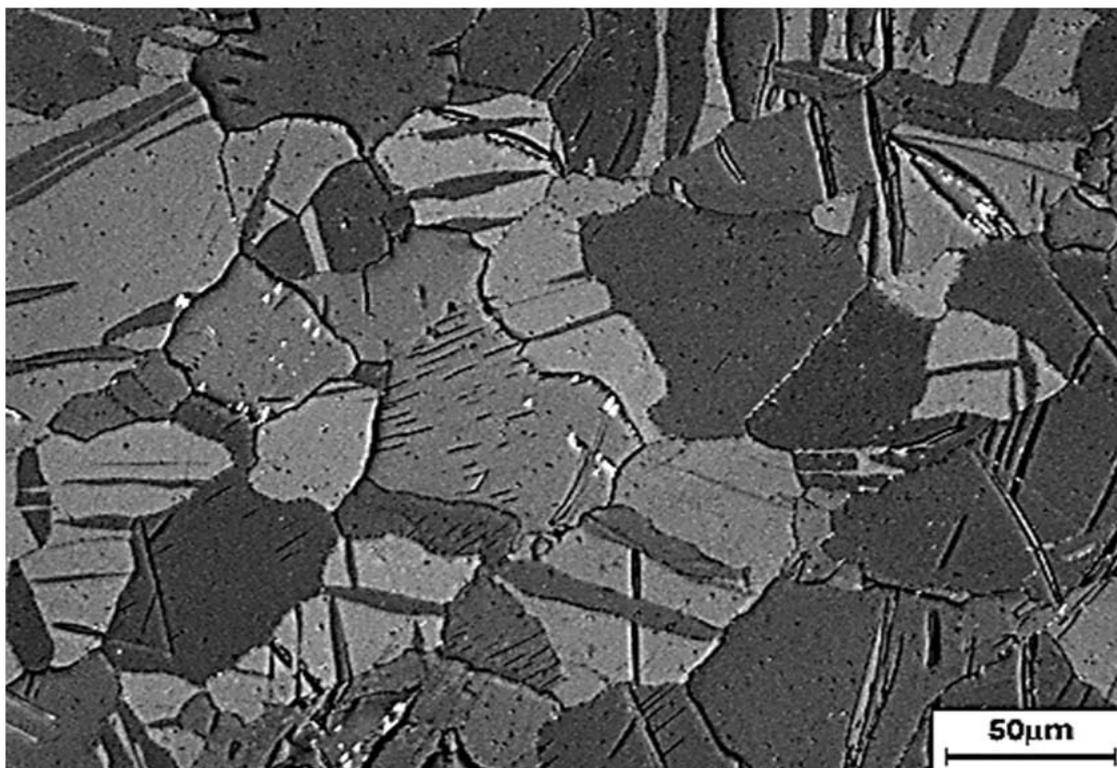
(b)

**Figura 46** - Exame metalográfico. Condição 1, ensaio de fadiga ao ar: (a) Detalhe da região longe da fratura mostrando grãos equiaxiais de fase Ti ( $\alpha$ ) com presença de maclas de deformação plástica; (b) Detalhe da região próxima à superfície de fratura por fadiga, mostrando maior concentração de maclas mecânicas. Ataque: Kroll, MO [84].



(c)

**Figura 46 (continuação)** - Exame metalográfico. Condição 1, ensaio de fadiga ao ar: (c) Detalhe da região de fratura por sobrecarga, mostrando deformação plástica da microestrutura, com intensa concentração de maclas mecânicas dos grãos da fase Ti ( $\alpha$ ). Ataque: Kroll, MO [84].

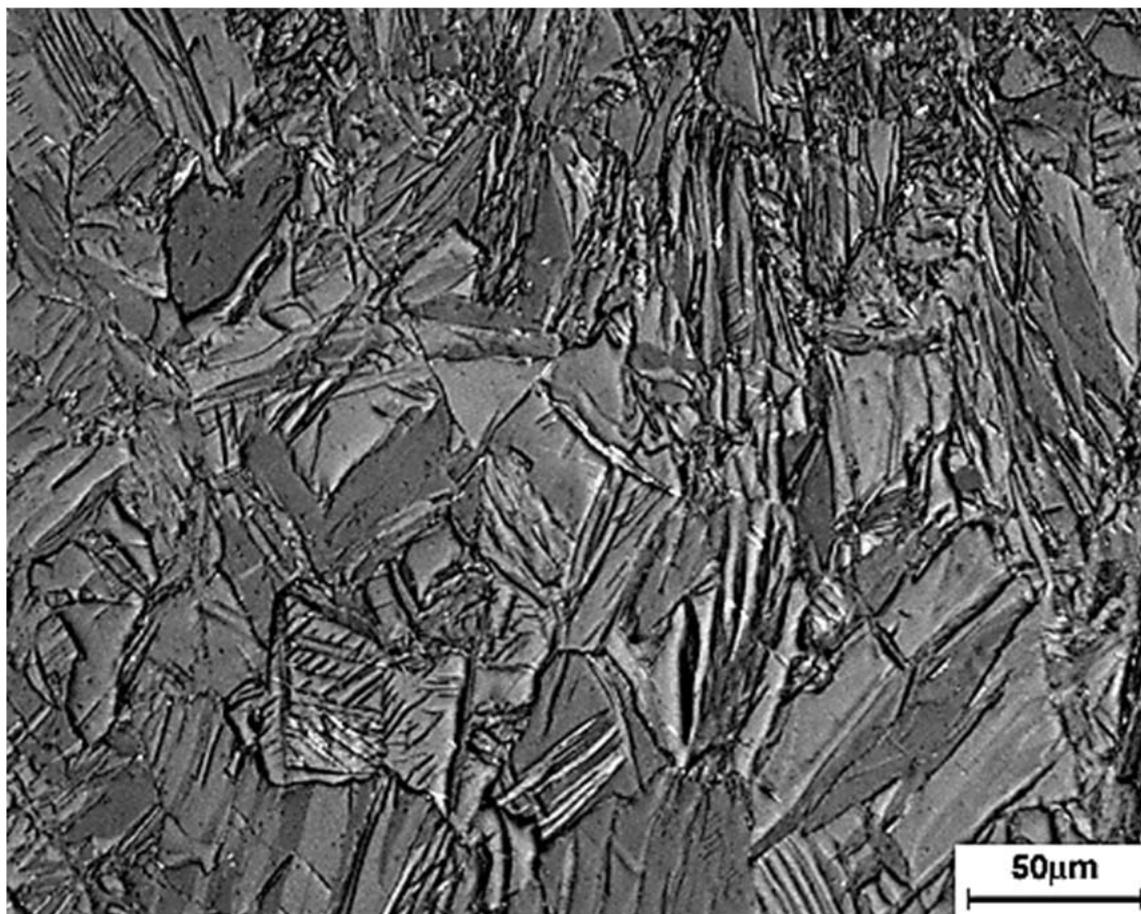


(a)



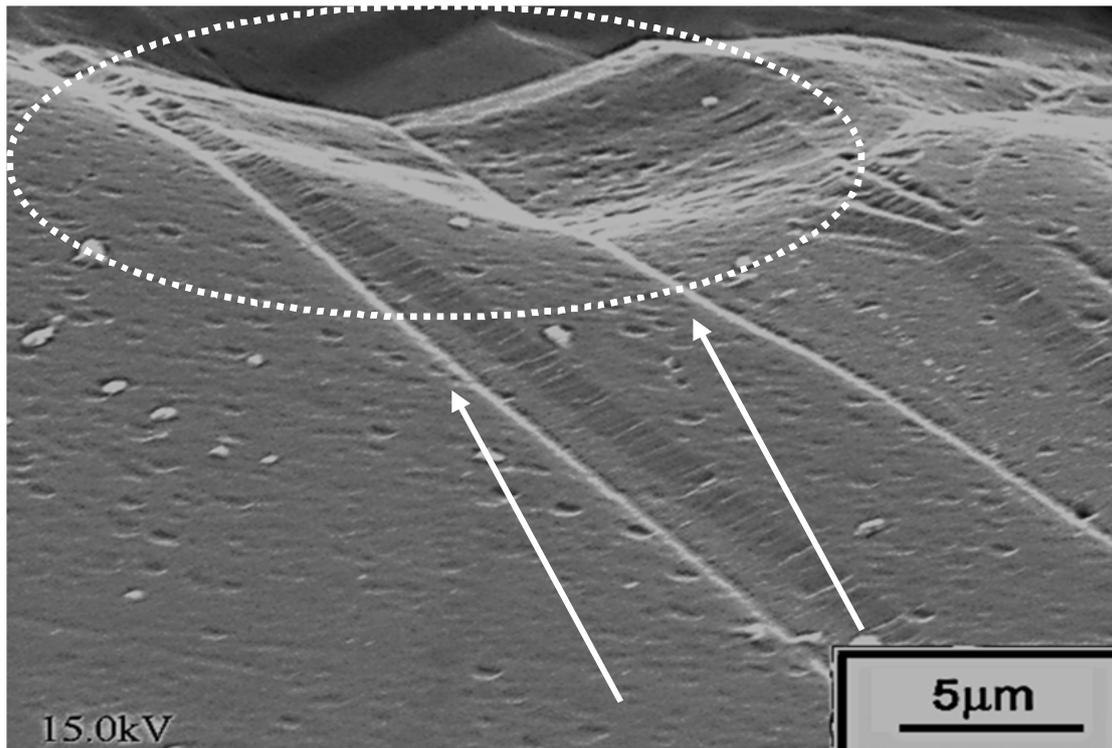
(b)

**Figura 47** - Exame metalográfico. Condição 3, ensaio em sêrum de amostra não-anodizada: (a) Detalhe da região longe da fratura mostrando grãos equiaxiais de fase Ti ( $\alpha$ ) com presença de maclas de deformação plástica; (b) Detalhe da região próxima à superfície de fratura por fadiga, mostrando maior concentração de maclas mecânicas. Ataque: Kroll, MO [84].

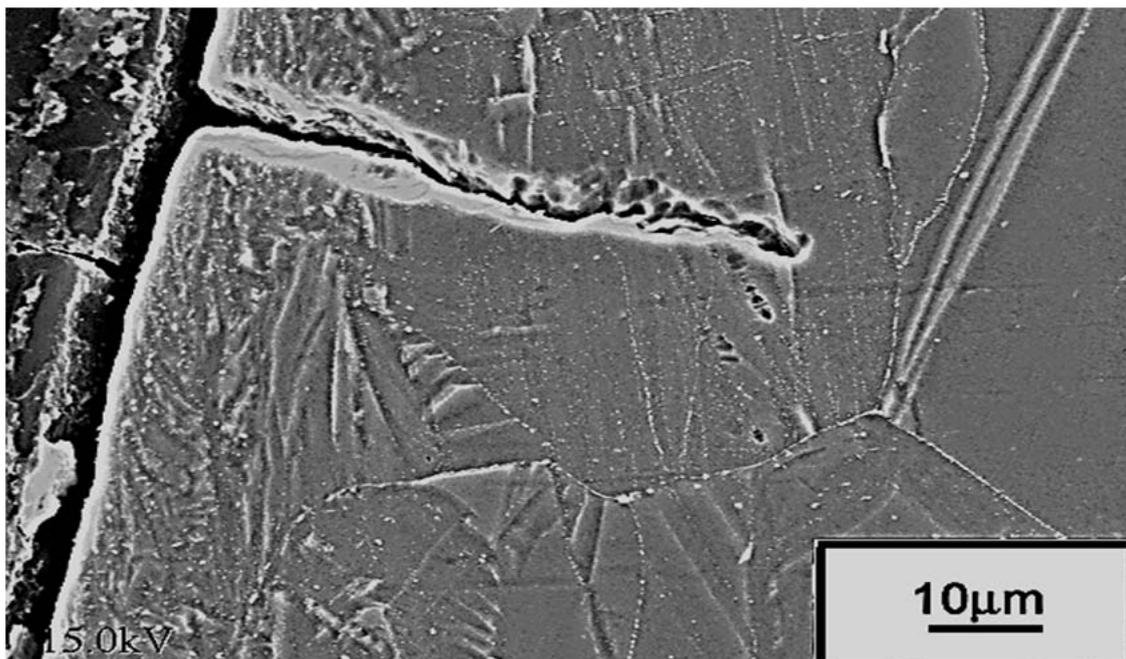


(c)

**Figura 47 (continuação)** - Exame metalográfico. Condição 3, ensaio em sérum de amostra não-anodizada: (c) Detalhe da região de fratura por sobrecarga, mostrando deformação plástica da microestrutura, com intensa concentração de maclas mecânicas dos grãos da fase Ti ( $\alpha$ ). Ataque: Kroll, MO [84].



(a)



(b)

**Figura 48** - Exame metalográfico: (a) Região de fratura estável da condição 2 (ensaio de fadiga em sérum de amostra anodizada), mostrando como a ativação do mecanismo de maclação mecânica (seta) causa a formação de relevo com estrias na superfície da fratura (área); (b) Região de início de fratura por fadiga junto à superfície lateral da placa da condição 3 (ensaio de fadiga em sérum de amostra anodizada), mostrando trinca secundária transgranular associada à presença de maclas de deformação plástica. MEV. IES [84].

O uso de titânio e suas ligas para a fabricação de implantes ortopédicos vem crescendo bastante desde a década de 50. Estas ligas foram originalmente desenvolvidas para a indústria aeronáutica por apresentarem ótima relação entre resistência mecânica e densidade. Posteriormente, as ligas do tipo Ti ( $\alpha$ ) e Ti ( $\alpha+\beta$ ) se tornaram atraentes para aplicações biomédicas, devido à elevada biocompatibilidade associada à alta resistência à corrosão de componentes anodizados (formação de camada passivada) e ao baixo valor do módulo de elasticidade ( $\sim 100$  GPa para as ligas de titânio versus  $\sim 200$  GPa para os aços inoxidáveis austeníticos).

A alta resistência à corrosão do titânio é decorrente da formação de uma densa barreira de óxido de  $\text{TiO}_2$  na parte mais interna da camada protetora, enquanto que a excelente osseointegração é explicada pela formação de uma barreira de óxido mais porosa na parte mais externa da camada protetora [98-102].

Os implantes metálicos trabalham sob a ação de complexos carregamentos mecânicos e em meio salino, exigindo dos biomateriais uma boa combinação de propriedades mecânicas estáticas e cíclicas, de resistência à corrosão e de biocompatibilidade. O pH dos líquidos corpóreos é levemente básico (em torno de 7,2 a 7,4), mas em regiões machucadas e com presença de hematomas, adjacentes ao implante, o líquido pode tornar-se ácido. Os mecanismos de corrosão e de desgaste promovem a falha prematura dos implantes metálicos, além de liberar debris ou íons metálicos no corpo humano, que podem induzir reações adversas no tecido perimplantar. A metalose, por exemplo, promove o processo inflamatório e de necrose dos tecidos, levando à perda do implante metálico [96-97].

Adicionalmente, a diferença no valor do módulo de elasticidade entre o implante metálico e o osso pode causar um efeito de “blindagem de tensão”, que reduz ou elimina por completo a tensão aplicada no osso, reduzindo, como consequência, a densidade óssea e causando problemas de osteointegração [98-102]. Com o recente desenvolvimento de ligas de Ti ( $\beta$ ) para implantes ortopédicos [98-102], foi possível reduzir o módulo de elasticidade dos implantes metálicos de ligas de Ti para valores próximos de 36 GPa, como observado para a liga  $\text{Ti}_{33}\text{Nb}_{4}\text{Sn}$  [102]. Estas novas ligas utilizam a adição de elementos biocompatíveis e estabilizadores da fase  $\beta$ , como Ta, Sn, Zr e Nb, de modo a obter valores de módulos de elasticidade muito mais próximos ao do osso ( $\sim 20 - 30$  GPa), evitando a “blindagem de tensão” [98-102].

Uma parceria do Instituto de Pesquisas Tecnológicas (IPT) com a Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração (CBMM) e a Associação de Assistência à Criança Deficiente (AACD) conseguiu investimentos de R\$ 8,2 milhões para desenvolver próteses ortopédicas e novas ligas de Ti ( $\beta$ ) dos sistemas Ti-Nb e Ti-Nb-Zr. As próteses serão processadas por fusão seletiva a laser de pós metálicos, usando a técnica de impressão 3D. As próteses de quadril serão caracterizadas por ensaios de corrosão, citotoxicidade e fadiga em líquido sinovial [103]. Será bastante interessante estudar tanto o efeito das porosidades sobre a vida em fadiga destes implantes quanto a viabilidade econômica das nova ligas e processo de produção.

### 2.2.3 Análise da comercialização de implantes ortopédicos metálicos no Brasil

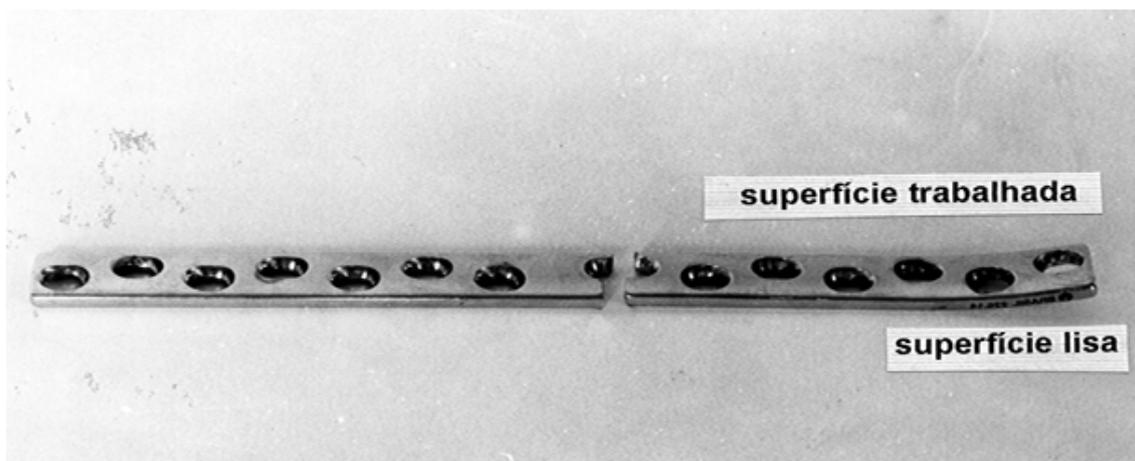
O artigo de Azevedo e Hippert [104] apresentou e investigou a comercialização de implantes ortopédicos no Brasil a partir de investigação de alguns casos de análise de falhas de implantes metálicos em aço inoxidável (placas de compressão e de fêmur) e de arames ortodônticos em Nitinol investigados pelo IPT entre 1997 e 2001 [105-110]. Adicionalmente, uma versão em português deste artigo foi publicada no periódico Cadernos de Saúde Pública da Fundação Oswaldo Cruz [111].

As placas de compressão investigadas apresentaram fratura ao longo dos furos de fixação (**Figuras 49-a**). O exame microfractográfico apresentou estrias de fadiga com intenso trincamento secundário (vide **Figura 49-b**). A falha da placa de compressão ocorreu por mecanismo de corrosão-fadiga, com trincas nucleadas nos pontos de contato adesivo entre a placa e os parafusos. A trinca de corrosão-fadiga se propagou por esforço de flexão unidirecional sob a ação de baixas tensões nominais, produzindo maior proporção de fratura por fadiga em comparação com fratura por sobrecarga. A composição química de duas placas de compressão investigadas (vide **Tabela 9**) não atendia aos requisitos da norma ABNT NBR ISSO 5832-1:2008 (Implantes cirúrgicos - Materiais metálicos - Parte 1: Aço inoxidável conformado), principalmente em relação ao parâmetro definido como número equivalente de resistência ao pite ( $PREN = 3,3\%Mo + \%Cr$ ), que fornece a resistência à corrosão por pite do aço inoxidável.

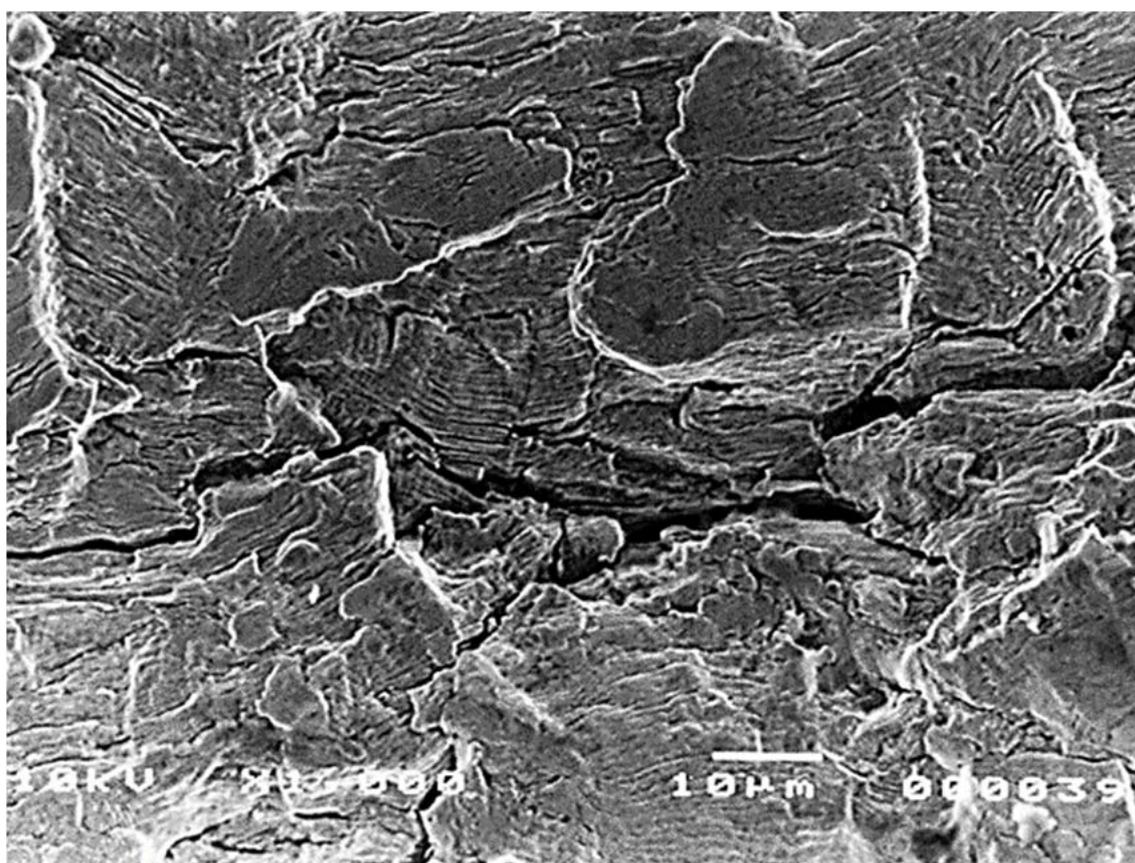
**Tabela 9-** Composição química dos implantes de aço inoxidável [104]\*.

Implante	%Cr	%Ni	%S	%P	%Mo	3,3%Mo + %Cr
Placa compressão 1	<b>16,8</b>	<b>12,7</b>	0,003	0,020	2,5	<b>25,1</b>
Placa compressão 2	17,8	13,9	0,004	0,020	<b>2,1</b>	<b>24,7</b>
Parafuso da placa	17,2	11,9	0,004	<b>0,030</b>	<b>2,1</b>	<b>23,5</b>
Placa-lâmina	17,5	13,3	< 0,002	0,02	2,11	<b>24,5</b>
ISO 5832-1 tipo D	17,0 - 19,0	13,0 - 15,0	0,010 max.	0,025 max.	2,25-3,5	26,0 min.

\* Valores em negrito não atendem à especificação da norma.



(a)



(b)

**Figura 49** – Placa de compressão em aço inoxidável: (a) Vista geral, exemplo da fratura encontrada na placa de compressão; (b) Exame microfractográfico mostrando estrias de fadiga e intenso trincamento secundário. MEV. IES [104].

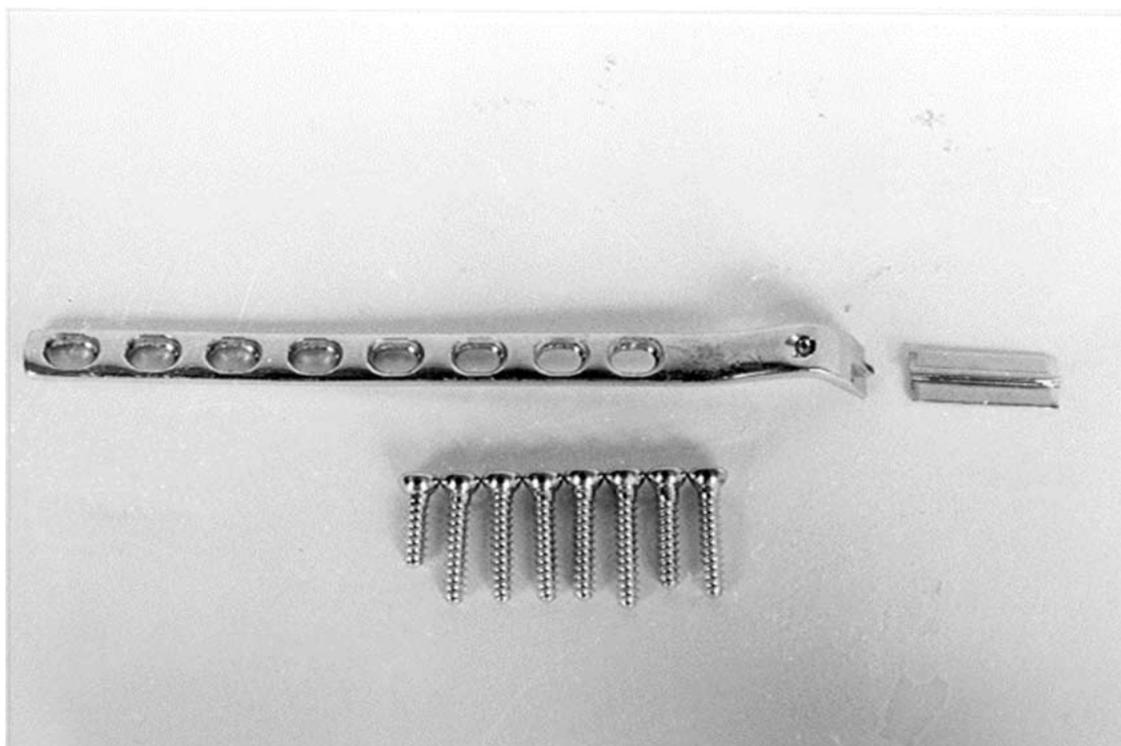
As placas investigadas também não apresentavam nem o nome do fabricante nem o número do produto, contrariando a norma ABNT NBR 15165:2017 (Implantes para cirurgia - Requisitos para marcação, embalagem e rotulagem).

Outro caso mostrado [104] foi o de falha prematura de uma placa-lâmina para fêmur com seção transversal em T (com ângulo de 130°). Neste caso, a ruptura ocorreu na região do implante que apresentava redução de espessura da chapa (vide **Figuras 50-a a 50-d**). Foi possível observar nesta região a presença de defeitos de manufatura do implante junto à seção em T, como cantos vivos e marcas de usinagem, que atuaram como pontos preferenciais de nucleação das trincas de corrosão-fadiga (vide **Figura 50-b**).

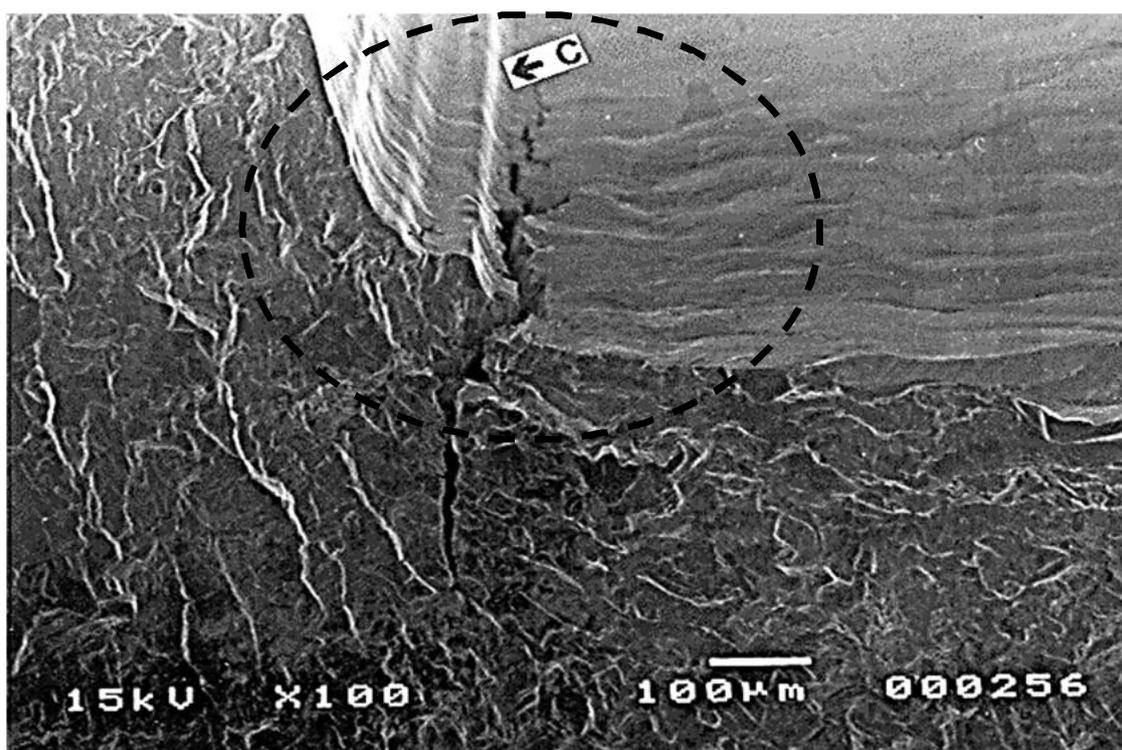
A análise da superfície de fratura revelou duas áreas opostas com presença de estrias de fadiga, além de uma pequena área central de fratura transgranular dúctil com alvéolos (vide **Figura 50-d**). Os resultados indicaram que a fratura ocorreu por corrosão-fadiga sob ação de baixas tensões nominais com esforço de flexão reversa.

A composição química do material da lâmina (vide **Tabela 9**) também não atendia aos requisitos mínimos exigidos pela norma ABNT NBR ISO 5832-1:2008. A placa investigada também não apresentava nem o nome do fabricante nem o número do produto, contrariando a norma ABNT NBR 15165:2017 (Implantes para cirurgia - Requisitos para marcação, embalagem e rotulagem).

A literatura indica que as falhas por fadiga em implantes metálicos do tipo placa-pino ou placa-lâmina são invariavelmente atribuídas às instabilidades mecânicas na região de redução da fratura, podendo decorrer de erros na instalação ou de falha na osseointegração [96-97, 112]. As dificuldades de estabilização biomecânica do conjunto osso-implante aumentam à medida que as cirurgias se tornam mais complexas [96-97]. As falhas de implantes temporários são mais frequentes em tratamentos de fratura do que de implantes permanentes usados em cirurgias corretivas [96-97].

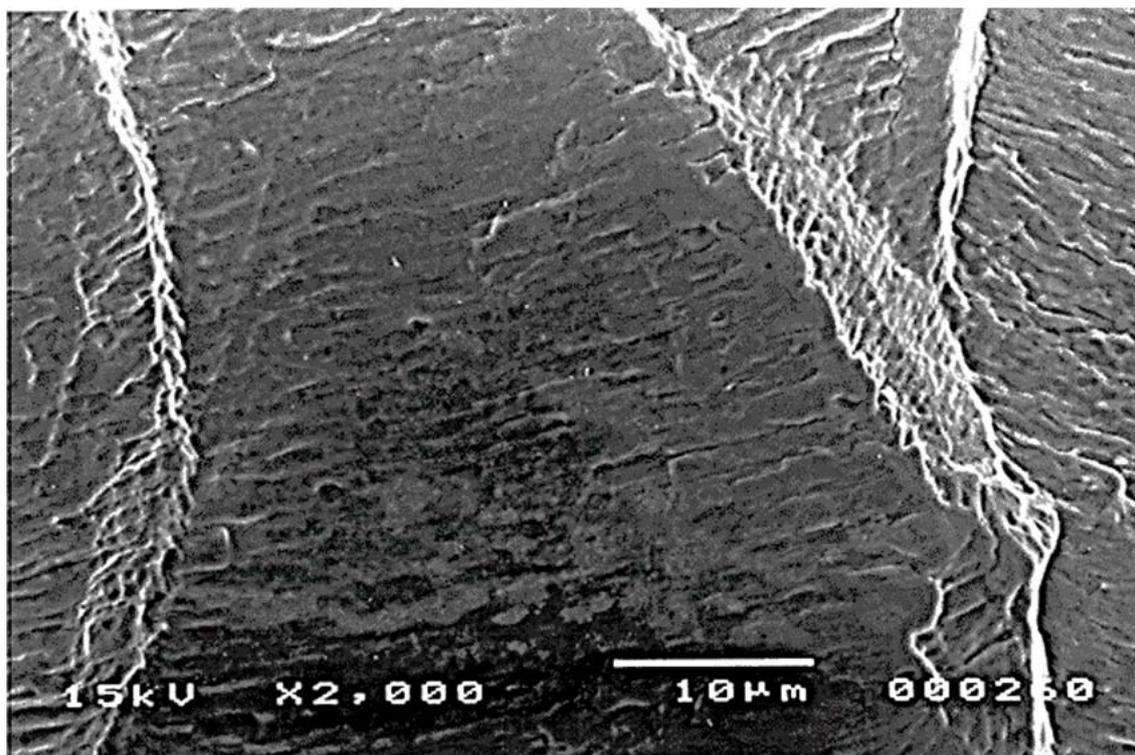


(a)

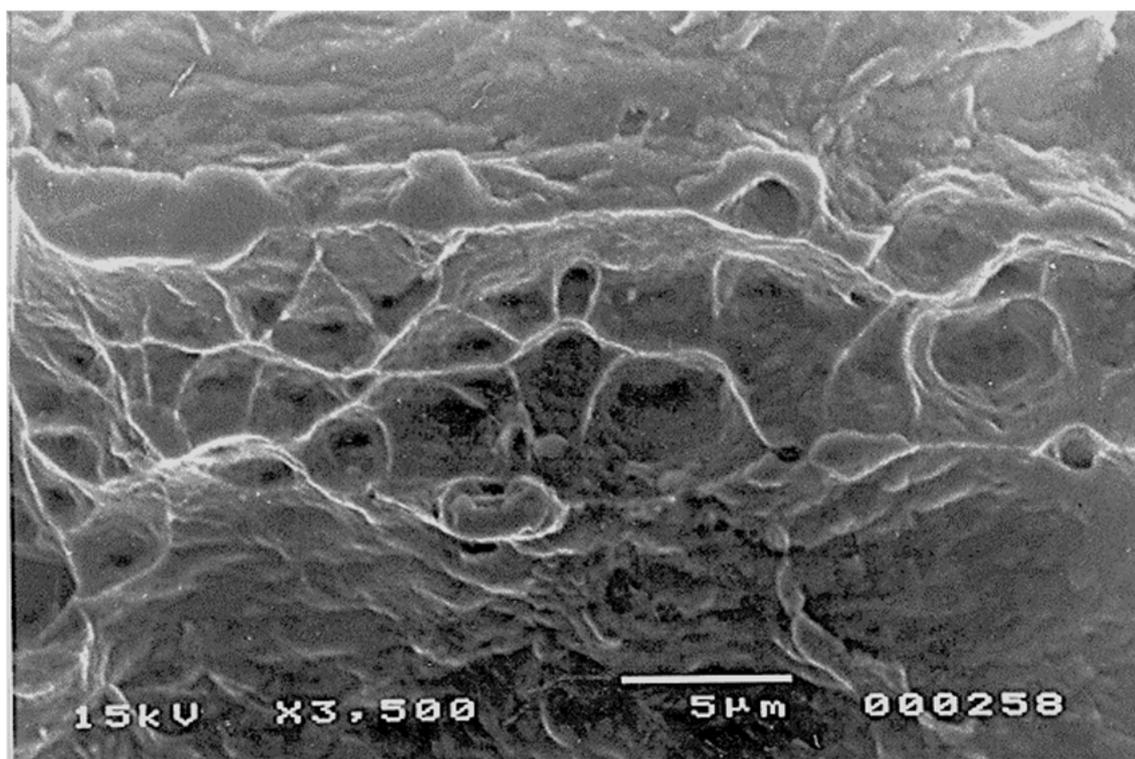


(b)

**Figura 50** – Falha de placa-lâmina para fêmur fabricada em aço inoxidável: (a) Vista geral do implante e parafusos; (b) Exame microfractográfico mostrando defeitos de fabricação, como cantos vivos e marcas de usinagem (vide seta C), associados com trinca secundária (área). MEV. IES [104].



(c)



(d)

**Figura 50 (continuação)** – Falha de placa-lâmina para fêmur fabricada em aço inoxidável: (c) Exame microfractográfico mostrando estrias de fadiga; (d) Exame microfractográfico mostrando fratura dúctil transgranular por alvéolos, MEV. IES [104].

O artigo [104] também investigou a falha prematura de um conjunto de arames de Nitinol (liga Ni-Ti) usados em ortodontia. Os resultados indicaram a ocorrência de fratura transgranular dúctil associada à presença de áreas intensamente corroídas nas superfícies dos arames, causando a falha dos arames por sobrecarga em serviço (vide **Figuras 51-a a 51-d**).

O mecanismo de corrosão foi associado à intensa presença de defeitos superficiais decorrente de má prática de fabricação dos arames, que dificultaram a formação de filme passivo (camada protetora de óxido) [113-116]. Adicionalmente, a composição química dos arames de Nitinol não atendia aos requisitos de composição química (vide **Tabela 10**) definidos pela norma ASTM F2063-00 (*Standard Specification for Wrought Nickel-Titanium Shape Memory Alloys for Medical Devices and Surgical Implants*.) e ABNT NBR 15796-4:2013 (Implantes para cirurgia - Materiais metálicos - Liga com memória de forma de níquel-titânio - Parte 4: Especificações para ligas conformadas).

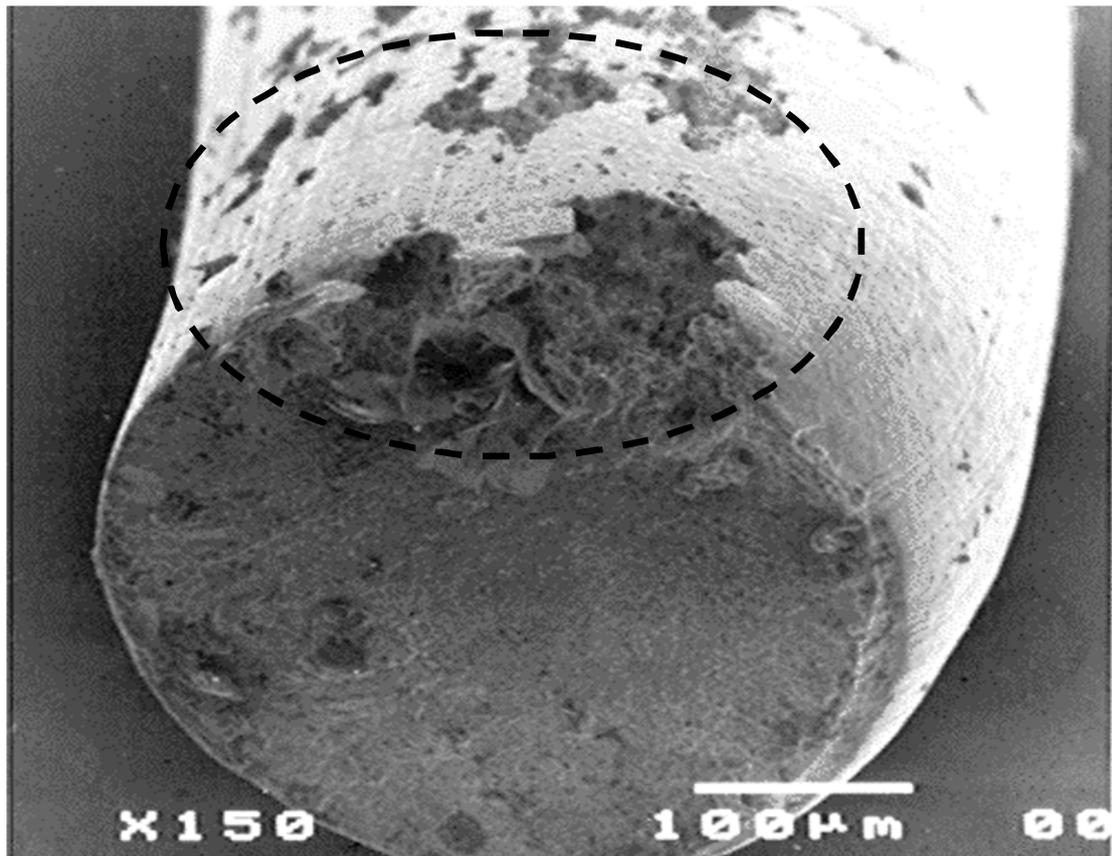
**Tabela 10** - Composição química de implantes de ligas de Ni-Ti (arames de Nitinol) \*

Dispositivo	%O	%C	%Ni	Ti
Arames	0,04	<b>0,05</b>	55,4	balanço
Norma ASTM F2063-00	0,05 max.	0,02 max.	54,5 - 57,0	balanço

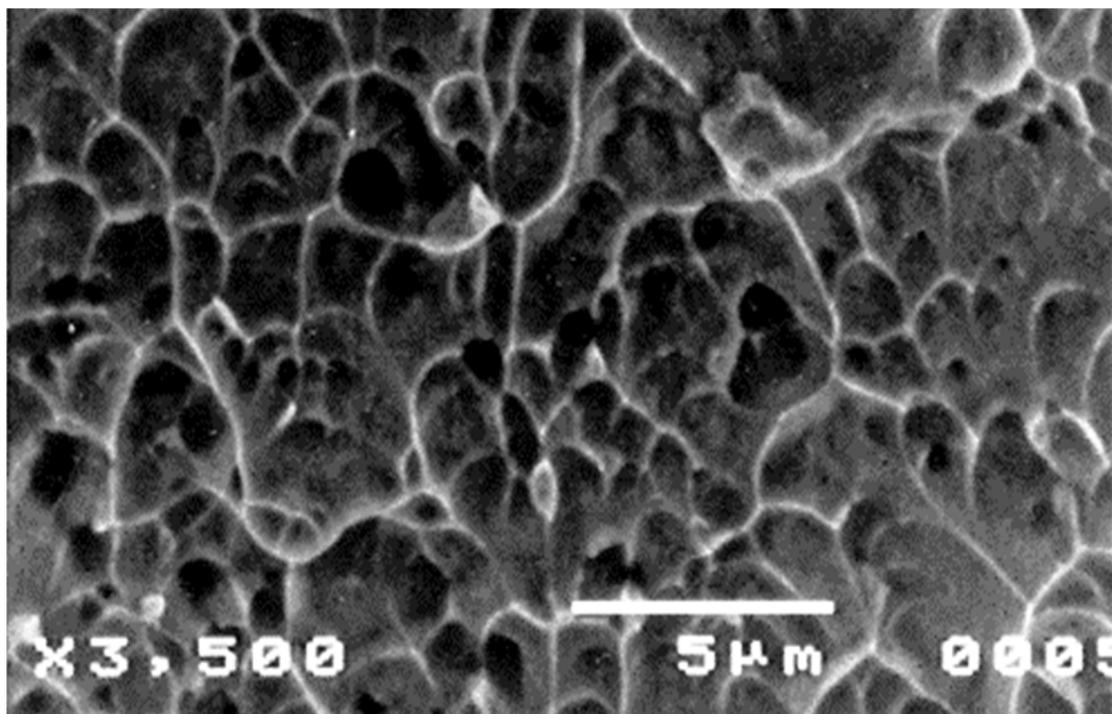
\*: Valores em negrito não atendem à especificação da norma.

Um dos pontos positivos decorrente da publicação dos artigos de análise setorial da comercialização de implantes ortopédicos metálicos no país [104, 111] foi, segundo a *Villares Metals*, o aumento imediato das vendas de aços inoxidáveis grau cirúrgico (ABNT NBR ISSO 5832-1, Implantes para cirurgia - Materiais metálicos - Parte 1: Aço inoxidável conformado), que passaram de 50 toneladas em 2002 para 150 toneladas em 2004 [117-118], mostrando o descaso do setor em relação às especificações mais básicas das normas técnicas.

O fato das investigações dos implantes de aço inoxidável terem sido solicitadas pelos pacientes é um fato bastante inusitado, pois indica a ausência de mecanismo de notificação da falha por parte dos médicos e hospitais para a agência reguladora do setor, a Agência Nacional de Vigilância Sanitária (ANVISA) [104, 111]. Nos países mais organizados, os casos de falha de implantes ortopédicos devem ser notificados às respectivas agências reguladoras, antes mesmo da realização da cirurgia de revisão, sendo que a investigação multidisciplinar da falha é mandatória [119-126].

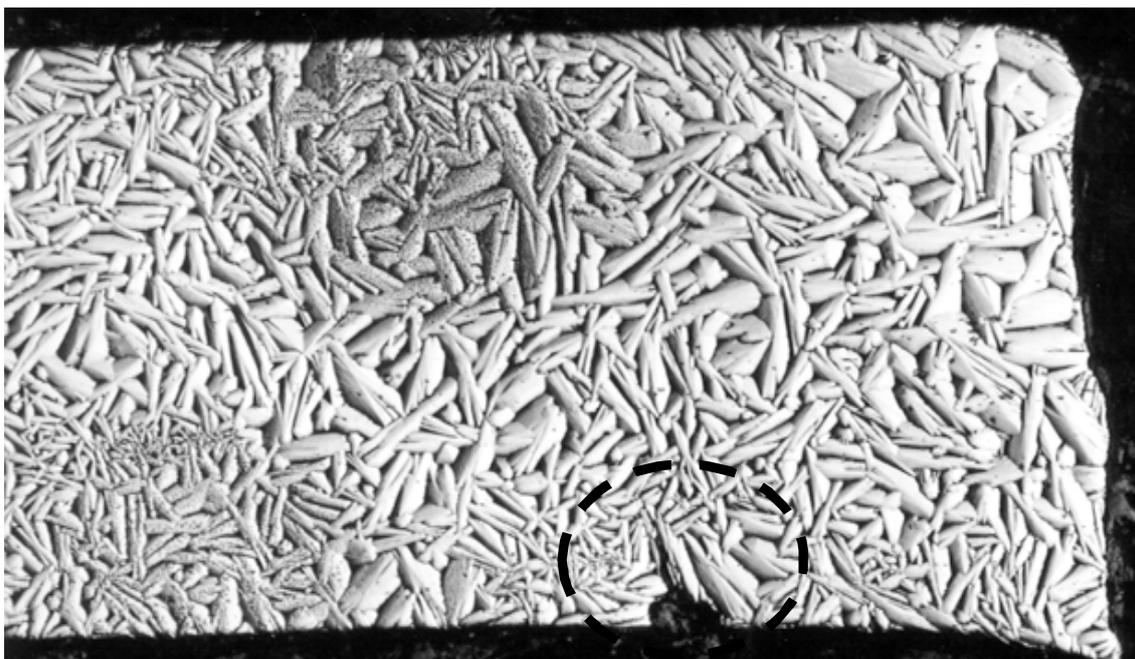


(a)

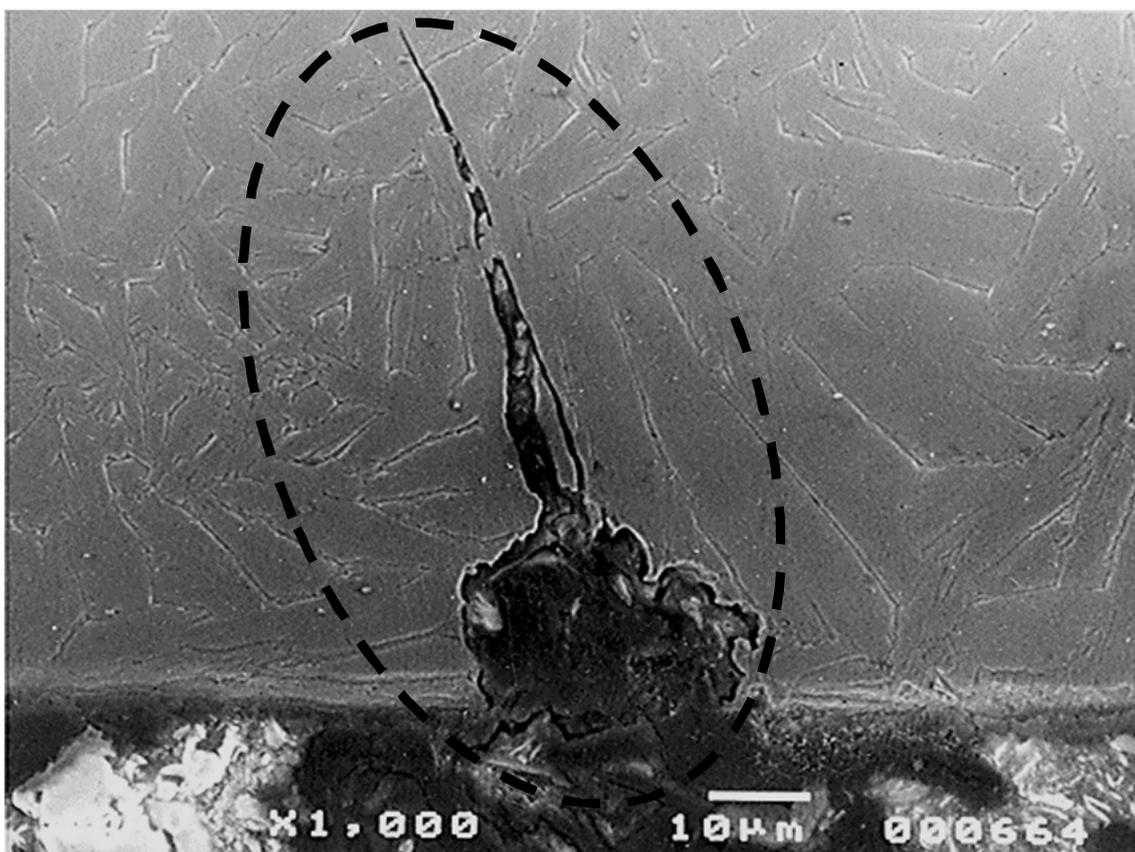


(b)

**Figura 51-** Arames de Nitinol: (a) Exame microfractográfico mostrando defeitos superficiais e intensa corrosão superficial (área) na superfície do arame; (b) Exame microfractográfico mostrando fratura transgranular dúctil com alvéolos. MEV. IES [104].



(c)



(d)

**Figura 51 (continuação)** - Arames de Nitinol: (c) Detalhe de microestrutura acicular do arame e de trinca associada com defeito superficial (área); (d) Propagação de trinca secundária a partir de ponto de corrosão localizada (área). MEV. IES [104].

Apesar da resistência de alguns médicos e entidades de classe no Brasil, que ainda insistem que os índices de falhas em implantes cirúrgicos no Brasil “são pequenos”, a notificação compulsória das falhas de implantes à ANVISA proporcionaria a obtenção de dados estatísticos de falhas para cada modelo de implante ortopédico comercializado no Brasil. Infelizmente esta prática, sugerida em 2002 [104, 111] e mencionada em Resolução do Conselho Regional de Medicina de 2006 [127], ainda não foi colocada em prática pela ANVISA, nem mesmo nos “hospitais de sentinela” [128].

A ANVISA foi criada em 1999 para atuar como uma entidade administrativa independente e com a finalidade de “promover a proteção da saúde da população por intermédio do controle sanitário da produção e da comercialização de produtos e serviços submetidos à vigilância sanitária”. Dentre as atribuições da ANVISA, destacam-se o “planejamento e a execução de programas de controle de qualidade e de certificação de produtos correlatos” [128-130]. O bom trabalho de tradução das normas técnicas para implantes ortopédicos da ISO (*International Organization for Standardization*) realizado pelo Comitê Brasileiro Odonto-Médico-Hospitalar (CB26) da ABNT é peça fundamental, mas não suficiente, para a melhoria da qualidade dos implantes comercializados no país.

Por exemplo, em 1997 os pesquisadores do Instituto Nacional de Tecnologia já afirmavam que a certificação compulsória de implantes ortopédicos seria benéfica para o país [131]. A certificação de implantes ortopédicos pela ANVISA ocorre sem a realização de ensaios básicos de conformidade às normas da ABNT: no manual para registro de implantes ortopédicos, que foi publicado pela ANVISA em 2010 [130], a palavra ABNT foi citada apenas quatro vezes ao longo das 121 páginas do documento.

Em outro caso, um edital realizado por hospital municipal em Campinas de 2014 para a aquisição de órteses e próteses de ortopedia requisitava que “os implantes metálicos deverão ser fornecidos em aço inoxidável (fabricados em 316L e devem obedecer às normas da ABNT) ou de titânio, com gravação e embalagem segundo NBR 10581, com identificação de logotipo, nome ou marca do fabricante”. Esta descrição é imprecisa e o edital não exige a apresentação de certificados de comercialização de produtos e do Certificado de Boas Práticas da empresa.

O Sistema Único de Saúde (SUS) do Ministério da Saúde, que compra mais de 80% dos implantes cirúrgicos metálicos comercializados no Brasil, tem a obrigação de promover a adoção das normas da ABNT na descrição técnica dos implantes em seus processos de licitação [104, 111, 129, 132].

A certificação de implantes ortopédicos pela ANVISA dependerá, em algum momento, da infraestrutura dos laboratórios existentes no país e habilitados na Rede Brasileira de Laboratórios Analíticas de Saúde (REBLAS-ANVISA), uma rede metrológica que foi criada pela Secretaria de Vigilância Sanitária em 1998 [134].

A Rede Multicêntrica de Avaliação de Implantes Ortopédicos (REMATO) foi criada em 2010 pelo Ministério da Saúde [135] justamente para “promover ações voltadas à qualidade e segurança dos implantes ortopédicos, de forma a evitar a exposição da população a produtos sem evidência de segurança e eficácia em seu consumo; fomentar a adequação e modernização dos laboratórios que venham a prestar serviços e contribuir com a qualificação do complexo industrial da saúde na área de implantes ortopédicos; propor a organização de eventos de interesse na área com vista à capacitação dos profissionais para avaliação de implantes ortopédicos; contribuir para a difusão do conhecimento sobre implantes ortopédicos; apoiar os laboratórios da rede nas ações voltadas a serviços tecnológicos”.

Em 2005 o Ministério da Ciência e Tecnologia, o Ministério da Saúde e a Financiadora de Estudos e Projetos (FINEP) publicaram uma chamada pública intitulada “Seleção pública de propostas de capacitação de instituições científicas e tecnológicas para integração na Rede Multicêntrica de Avaliação de Implantes Ortopédicos – REMATO” [136], com recursos para investimentos de R\$ 7.200.000,00 em duas áreas temáticas:

Um projeto do IPT foi aprovado e recebeu recursos da ordem de R\$ 1 milhão em 2006 para: aquisição de uma máquina axial-torcional de ensaios de fadiga de implantes ortopédicos em meio salino; modernização de máquinas servo-hidráulicas de ensaios de tração, de compressão e de fadiga ao ar; e compra de um analisador dos elementos O e N (cruciais para a caracterização química de implantes de titânio e suas ligas). A contrapartida do IPT prometia a certificação de ensaios de fadiga no sistema de Qualidade do IPT e a acreditação de vários ensaios de fadiga e de caracterização de implantes ortopédicos na Rede Brasileira de Laboratórios Analíticos de Saúde (REBLAS-ANVISA).

A conclusão do projeto IPT/REMATO-FINEP ocorreu em dezembro de 2010, com investimentos totais da ordem de R\$ 1,5 milhão [138], sendo que US\$ 205.318,00 foram gastos na aquisição da máquina de ensaios de fadiga em implantes (*MTS Model*

858 *Bionix Biomechanical Test System for Multi-Axis Testing*, conforme cotação de 18/08/2006); sendo que nenhuma das contrapartidas foi implantada até junho de 2017.

O projeto do IPT foi aprovado juntamente com os projetos de outras nove instituições: Instituto Nacional de Tecnologia do Rio de Janeiro (INT), o Instituto Tecnológico da Pontifícia Universidade do Rio de Janeiro (ITUC/PUC-Rio), o Laboratório de Metalurgia Física da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (LAMEF/UFRGS), o Centro de Caracterização e Desenvolvimento de Materiais da Universidade Federal de São Carlos (CCDM/UFSCar), o Laboratório de Biomateriais e Biomecânica da Universidade de Campinas (Labiomec/UNICAMP), o SENAI da Bahia (SENAI/CIMATEC), o Instituto Nacional de Metrologia, Qualidade e Tecnologia do Rio de Janeiro (INMETRO), a Faculdade de Medicina da Universidade de São Paulo - campus de Ribeirão Preto e a Fundação CERTI da Universidade Federal de Santa Catarina [137].

Outras instituições beneficiadas pelos recursos da chamada REMATO-FINEP [136] conseguiram acreditação e habilitação de ensaios na REBLAS-ANVISA. O grupo de Engenharia Biomédica do LAMEF/UFRGS LAMEF [139], por exemplo, é credenciado pela REBLAS-ANVISA desde 2009 e possui habilitação para realização de aproximadamente 55 ensaios mecânicos em implantes ortopédicos [140], além de atuar na divulgação de casos de análise de falhas de implantes [141-148]. O INT foi reabilitado na REBLAS-ANVISA em 2015, mas possui apenas seis ensaios mecânicos em materiais metálicos e um ensaio metalográfico no escopo de sua habilitação [149]. O INT, contudo, tem participado intensamente nas atividades de divulgação científica de casos de análise de falhas e de caracterização de implantes metálicos [150-160].

Estes exemplos ilustram como o investimento em infraestrutura laboratorial da [136] não resolveu eficientemente a questão de credenciamento e habilitação de laboratórios pela REBLAS-ANVISA [134]. Questiona-se se há demanda efetiva de ensaios de caracterização de implantes ortopédicos para certificação de produtos na ANVISA [130] que compense o “esforço” de habilitação de ensaios junto à REBLAS-ANVISA [134]; e se existe vontade política dos dirigentes de instituições em participar da rede de laboratórios da REBLAS-ANVISA. Espera-se que o “setor de implantes ortopédicos” e a ANVISA consigam, finalmente, adotar os procedimentos básicos de notificação de falhas e de adequada certificação de produtos - através de ensaios laboratoriais em rede credenciada pelo Instituto Nacional de Metrologia, Qualidade e Tecnologia (INMETRO) - para garantir a proteção da saúde da população.

## 2.3 PUBLICAÇÕES DO SETOR DE ENERGIA

Foram selecionados dois artigos abordando a fratura de cabos subcondutores de alumínio com alma de aço de linhas de transmissão de energia elétrica, um artigo de falha em palhetas de turbina e um artigo de falha em oleoduto para compor um perfil do setor de energia.

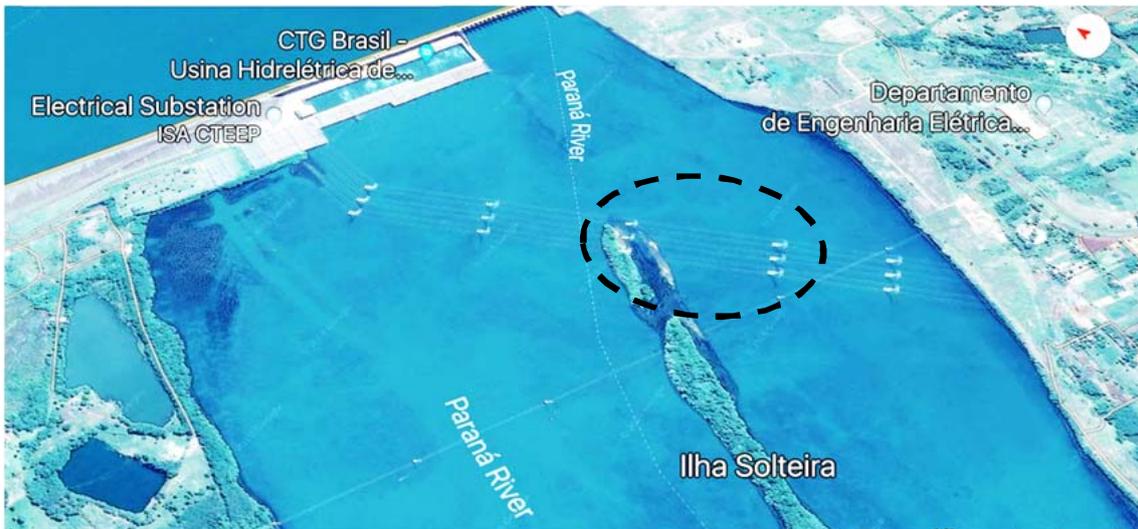
### 2.3.1 Análise de falha de cabo subcondutor de linha aérea de transmissão de energia elétrica

O primeiro artigo de fratura de cabos subcondutores de alumínio com alma de aço (ACSR) de linhas de transmissão de energia elétrica refere-se a uma falha em serviço [161] e o outro artigo é um estudo microscópico de ruptura de cabos subcondutores Grosbeak após ensaios de fadiga [162].

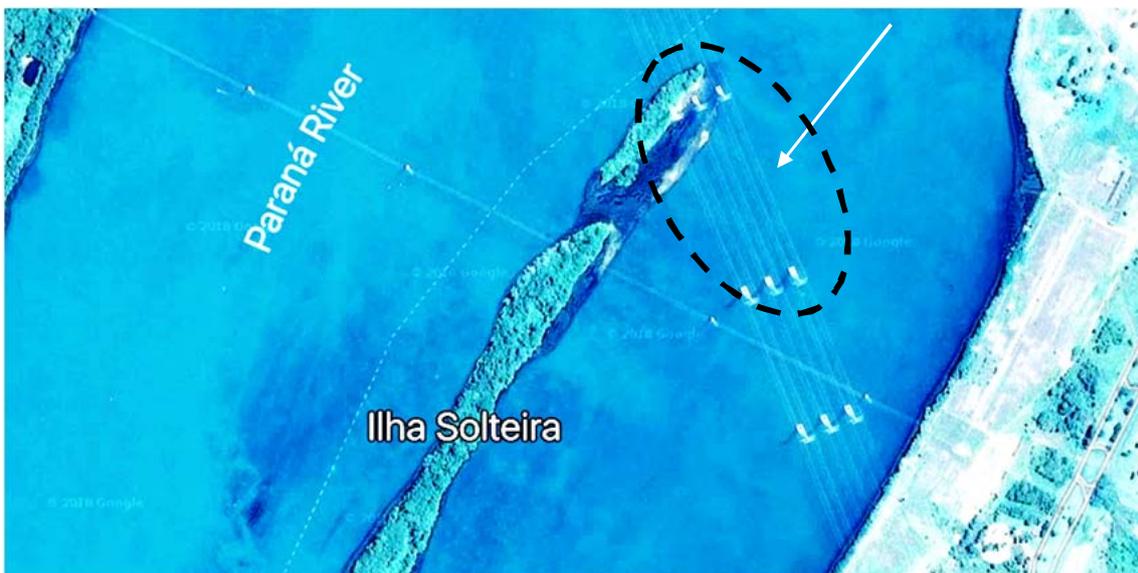
O artigo de Azevedo e Cescon [161] investigou a falha de um cabo subcondutor ACSR do tipo Grosbeak ocorrida no dia 21/01/2002. Este cabo era parte de uma linha aérea de transmissão de energia elétrica de 440 kV, em operação desde 1973 e pertencente uma empresa concessionária criada a partir do programa de privatização do Governo do Estado de São Paulo. A rede de transmissão de energia elétrica no Estado de São Paulo possuía na época 18.000 km de extensão com 29.000 torres, 250.000 espaçadores e 2.000.000 de parafusos.

O rompimento do cabo subcondutor ocorreu às 13h34min junto ao espaçador quádruplo 3, que fica entre as torres 3A e 4A do trecho que liga Ilha Solteira à subestação de Araraquara (vide **Figuras 52-a a 52-c**) cruzando o Rio Paraná [161].

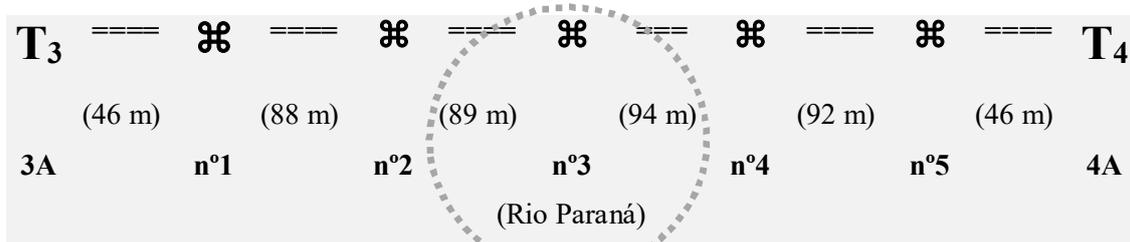
Como decorrência da ruptura deste cabo (vide **Figuras 53-a a 54-c**) e de falhas tanto no sistema de segurança da rede de transmissão de energia elétrica do concessionário quanto do Sistema Interligado Nacional (SNI), houve um blecaute em 10 estados brasileiros e mais o Distrito Federal, deixando aproximadamente 67 milhões de brasileiros sem energia elétrica por um período máximo de 5 horas em algumas cidades do Estado de São Paulo. O acidente ainda provocou o desligamento de 13 das 17 turbinas da hidrelétrica de Itaipu às 14h13min, que era responsável por 30% do fornecimento de energia elétrica do país [161].



(a)



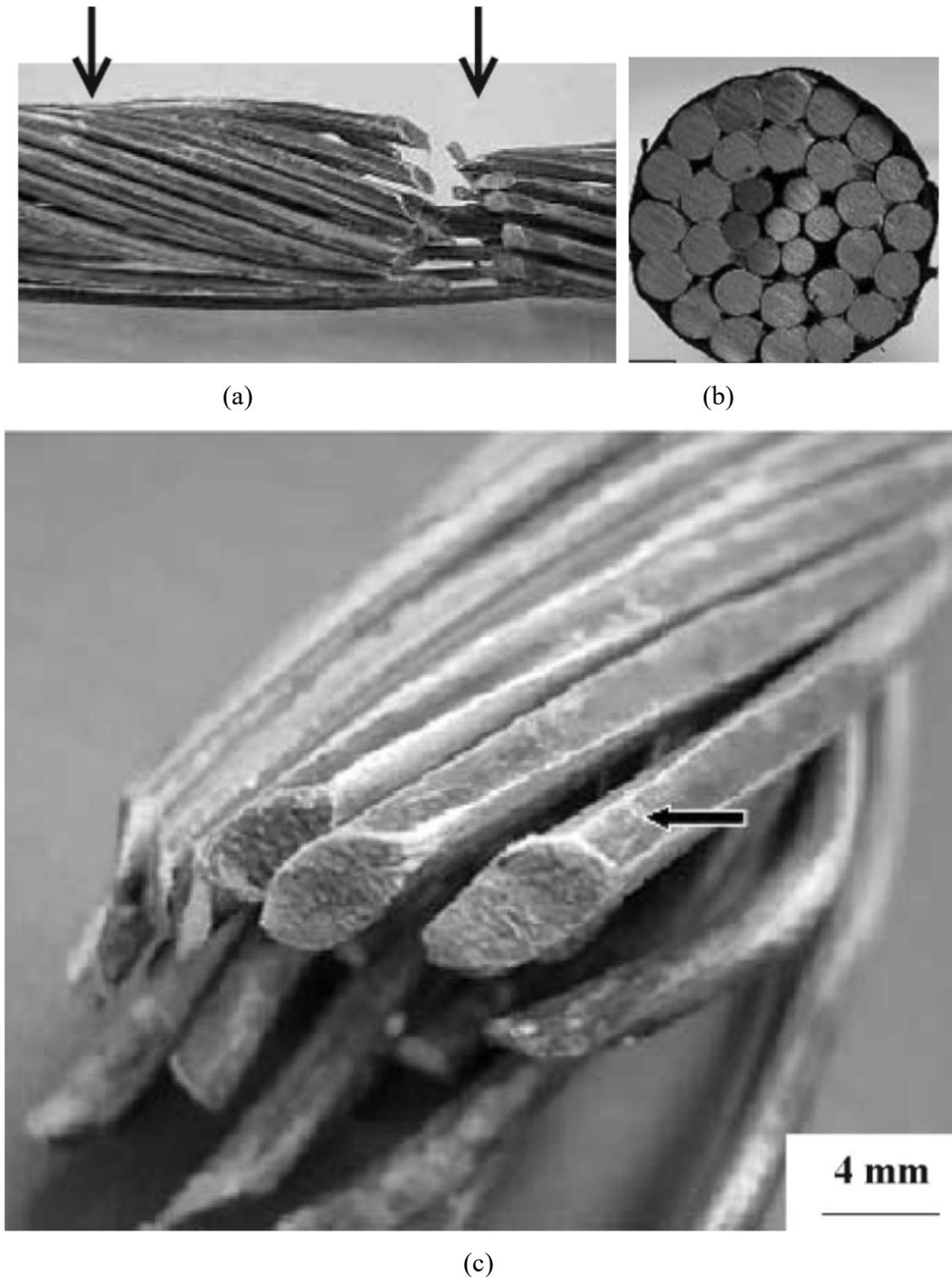
(b)



**T** : torre; ==== : cabos subcondutores; ⌘ = espaçador quádruplo (amortecedor de vibração)

(c)

**Figura 52-** (a) e (b) Mapa mostrando a localização do trecho onde ocorreu o rompimento (vide setas e áreas), *Google Maps*: entre as torres 3A e 4A; (c) Esquema mostrando a posição do cabo subcondutor rompido, junto ao espaçador n°3 (área) localizado entre as torres 3A e 4A do trecho Ilha Solteira ⇒ subestação de Araraquara, cruzando o rio Paraná, após a usina hidrelétrica.



**Figura 53** - Inspeção visual do cabo subcondutor rompido: (a) Vista geral do condutor ACSR em posição adjacente à garra nº4 do espaçador nº 3. A ruptura ocorreu ao final da região de aperto da garra (lado direito, vide seta); (b) Seção transversal do subcondutor ACSR mostrando 26 fios de Al distribuídos nas duas camadas mais externas do cabo e 7 fios de aço na porção central do cabo; (c) Detalhe mostrando deformação plástica superficial (vide seta) dos fios externos de Al na região de aperto do cabo, localizada dentro da garra do espaçador [161].

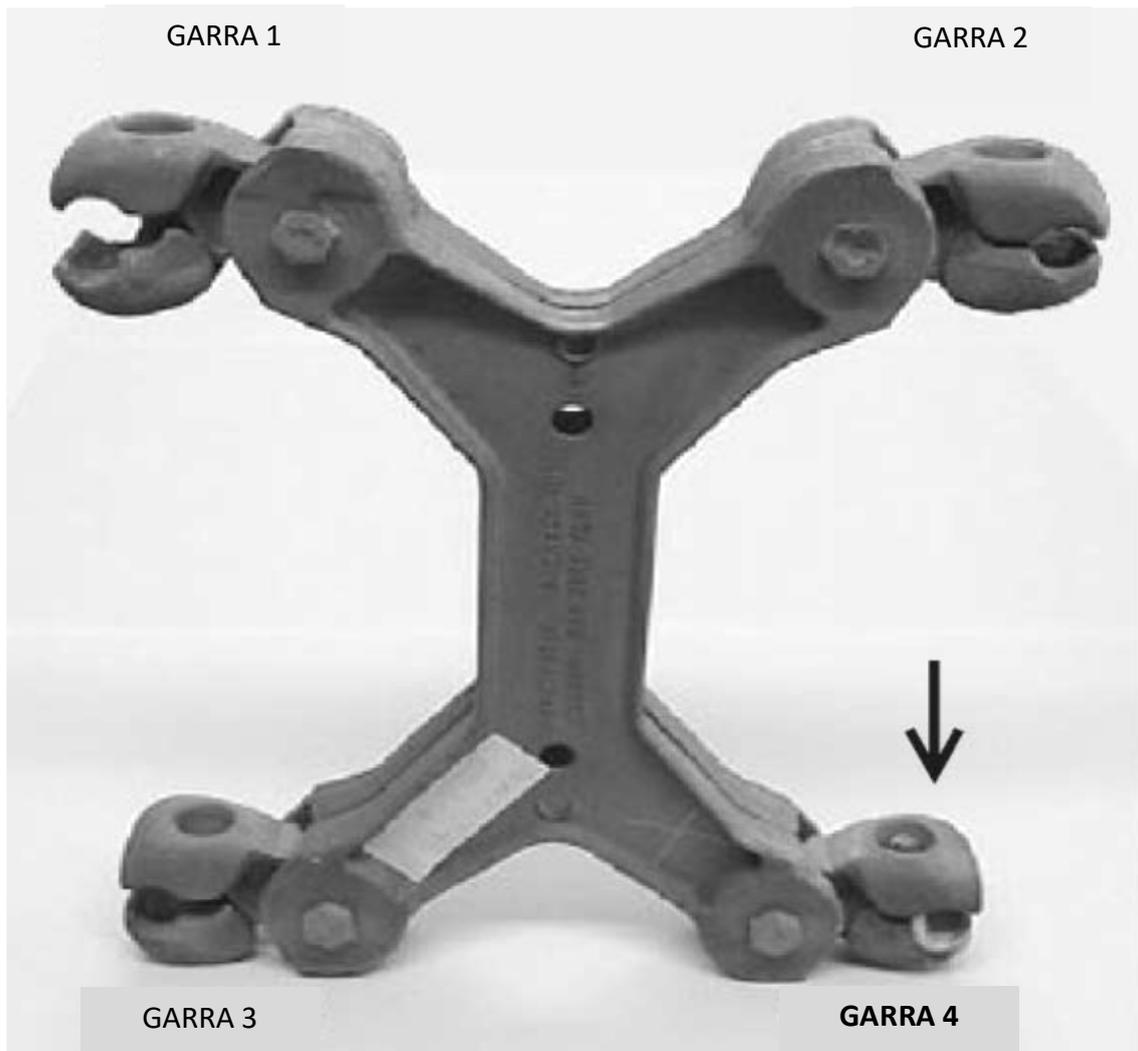
O cabo subcondutor rompido (vide **Figuras 53-a a 55-c**) era constituído de 26 fios de Al grau H19 (limite de resistência de 160 MPa, cada fio com diâmetro de 3,97 mm) e 7 fios de aço (limite de resistência de 1340 MPa, cada fio com diâmetro de 3,09 mm).

O valor do módulo de elasticidade do cabo é de 74 GPa e sua resistência mecânica nominal de 11870 N (em acordo com a norma ABNT-NBR 7270:1999, Cabos de alumínio nus com alma de aço zincado para linhas aéreas). A área total resistente dos 26 fios de Al é igual a 321,84 mm<sup>2</sup> e dos 7 fios de aço é igual a 52,49 mm<sup>2</sup>. A temperatura de serviço do cabo em condições normais de operação é estimada em torno de 75 °C, sua resistência elétrica a 20 °C é de 0,09Ω/km e sua capacidade de corrente é de 775 A, equivalente a 29,8 A por fio de Al [161].

Além do cabo rompido, foram investigados os cinco espaçadores quádruplos (amortecedores de vibração que fixam os quatro cabos subcondutores) localizados entre as torres de transmissão (vide **Figuras 52-c e 54-a**) e as garras tipo quebra nozes para fixação dos cabos subcondutores (vide **Figuras 54-a a 54-c**).

A fixação dos cabos subcondutores nas garras dos amortecedores de vibração foi realizada pelo aperto de parafusos de aço (M16x60 com torque de 5,5 kg.m) contra a rosca usinada nas garras de fixação inferiores, sem utilização de porcas de fixação.

As garras de fixação foram fundidas em liga Alcan 160 (Al-Si) e usadas na condição bruta de fusão. Os parafusos de fixação da garra foram fabricados em aço carbono zincado grau SAE 1035 [161].



(a)



(b)



(c)

**Figura 54** - Inspeção visual do espaçador quádruplo n° 3 (amortecedor de vibrações): (a) Vista geral do espaçador, a seta indica a posição do cabo subcondutor rompido (garra de fixação n° 4); (b) Detalhe da superfície interna da garra n° 4, mostrando desgaste de suas superfícies de contato com o cabo; (c) O desgaste na garra n°4 foi tão intenso que atingiu o parafuso de fixação (vide seta) [161].

As **Figuras 53-a e 53-b** mostram o aspecto geral do cabo subcondutor Grosbeak após a falha, indicando que a ruptura dos fios de Al ocorreu adjacente à região de aperto da garra de fixação nº 4 do espaçador nº 3. A superfície externa do cabo apresentou danos superficiais, que foram identificados como marcas de deformação plástica nos fios externos de Al, causadas pelo aperto da garra de fixação, vide **Figura 53-c**.

O espaçador quádruplo nº 3 (adjacente à falha do cabo condutor) é mostrado na **Figura 54-a**. As garras de fixação eram do tipo quebra-nozes, consistindo de dois meio-cilindros pivotais. As superfícies internas da garra nº 4 (posição coincidente e adjacente ao cabo subcondutor fraturado) mostraram marcas de intenso desgaste abrasivo. A perda de material da garra junto ao cabo rompido foi tão intensa que o desgaste abrasivo atingiu o parafuso de fixação (vide **Figuras 54-b e 54-c**) [161].

Os amortecedores de vibração (espaçadores) são uniformemente posicionados ao longo da linha de transmissão para minimizar os danos causados pelos ventos, que são mais críticos em cruzamento de rios. As tensões que atuam nos cabos subcondutores, junto às regiões de fixação, são divididas em tensões estáticas e dinâmicas [161]:

As tensões estáticas nos fios do cabo são compostas pela soma das cargas axiais exercidas pelo peso do cabo, tracionamento do cabo, tensão de flexão do cabo (devido à mudança de curvatura do cabo junto às garras de fixação), tensão residual de torção dos fios e tensão de compressão exercida pelo aperto da garra. Quando o cabo é tracionado, surge um torque interno induzido pelos fios helicoidais [163-181].

As tensões dinâmicas são induzidas pela interação dos cabos com os ventos (a vibração eólica é induzida pela ação de ventos fracos e induz vibração no cabo com frequência entre 10 e 40 Hz, enquanto a vibração de oscilação é causada por instabilidades dos ventos e induz vibração no cabo com frequência de 1 Hz). A vibração do cabo cria esforços cíclicos de flexão reversa nos fios do cabo, que apresentam valores mais críticos de tensão junto às garras de fixação. Esta vibração promove o micromovimento relativo das superfícies de contato junto às regiões de fixação dos cabos, como os contatos entre o cabo e as garras de fixação e entre os fios do cabo. Este micromovimento relativo entre os fios do cabo associado à ciclagem mecânica induz nos pontos de contato tanto o desgaste por fretagem como a fadiga por fretagem. O mecanismo de degradação dominante em cada ponto de contato dependerá da sua posição relativa em relação ao ponto de fixação e à linha neutra do cabo [163-181].

A fretagem é decorrente do contato de duas superfícies sólidas submetidas a forças tangenciais oscilatórias, promovendo a formação do terceiro corpo no sistema tribológico e a degradação superficial das tribosuperfícies. Existem três regimes distintos de fretagem em cabos subcondutores, dependendo da posição do cabo em relação à garra [161, 163-181]:

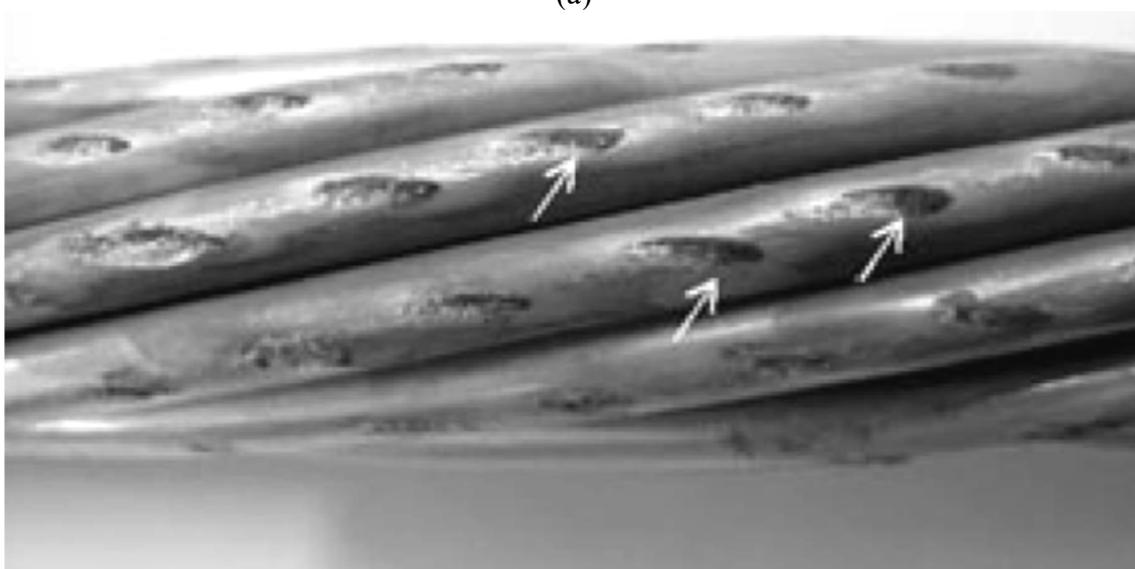
- A região de escorregamento parcial (*sticking*) ocorre na região de aperto da garra, que apresenta predominância de força compressiva e de desgaste adesivo;
- A região de regime misto (*slipping*) ocorre na última região de contato entre a garra e o cabo, que apresenta redução da força compressiva e aumento relativo das forças axiais. Esta região apresenta, comparativamente à situação anterior, maior amplitude de micromovimento relativo nos pontos de contato dos fios, sendo mais suscetível à fadiga por fretagem;
- A região de escorregamento total (*sliding*) é localizada “mais distante” dos pontos de fixação do cabo e apresenta predominância das forças axiais. Esta região apresenta, comparativamente à situação anterior, maior amplitude de micromovimento relativo nos pontos de contato dos fios, sendo mais suscetível ao desgaste abrasivo.

As extensões relativas de cada uma das três zonas de fretagem dependem das relações entre os valores das tensões compressivas, tangenciais e axiais em cada área de contato; da interação com o meio e de diversas propriedades mecânicas dos pares tribológico e do terceiro corpo. O dano superficial causado pela fretagem é associado ao complexo carregamento mecânico cíclico promove a nucleação de trincas de fadiga por fretagem nas áreas de contatos entre os fios de Al dentro do regime misto de fretagem [163-181].

O cabo subcondutor é composto de camadas alternadas de fios helicoidais de Al, sendo que uma camada dos fios de Al é torcionada para esquerda e a camada seguinte para a direita, de modo que cada fio apresenta um formato helicoidal (**Figuras 55-a e 55-b**). A inspeção visual do subcondutor rompido (que corresponde à posição da garra de fixação nº 4) junto ao espaçador quádruplo nº 2 (longe da posição de fratura do cabo) mostrou que as áreas de contato entre os fios de diferentes camadas contêm marcas de deformação plástica elípticas, enquanto que as áreas de contato entre os fios adjacentes e da mesma camada e entre os fios externos e as garras de fixação contêm marcas de deformação plástica retangulares [161].



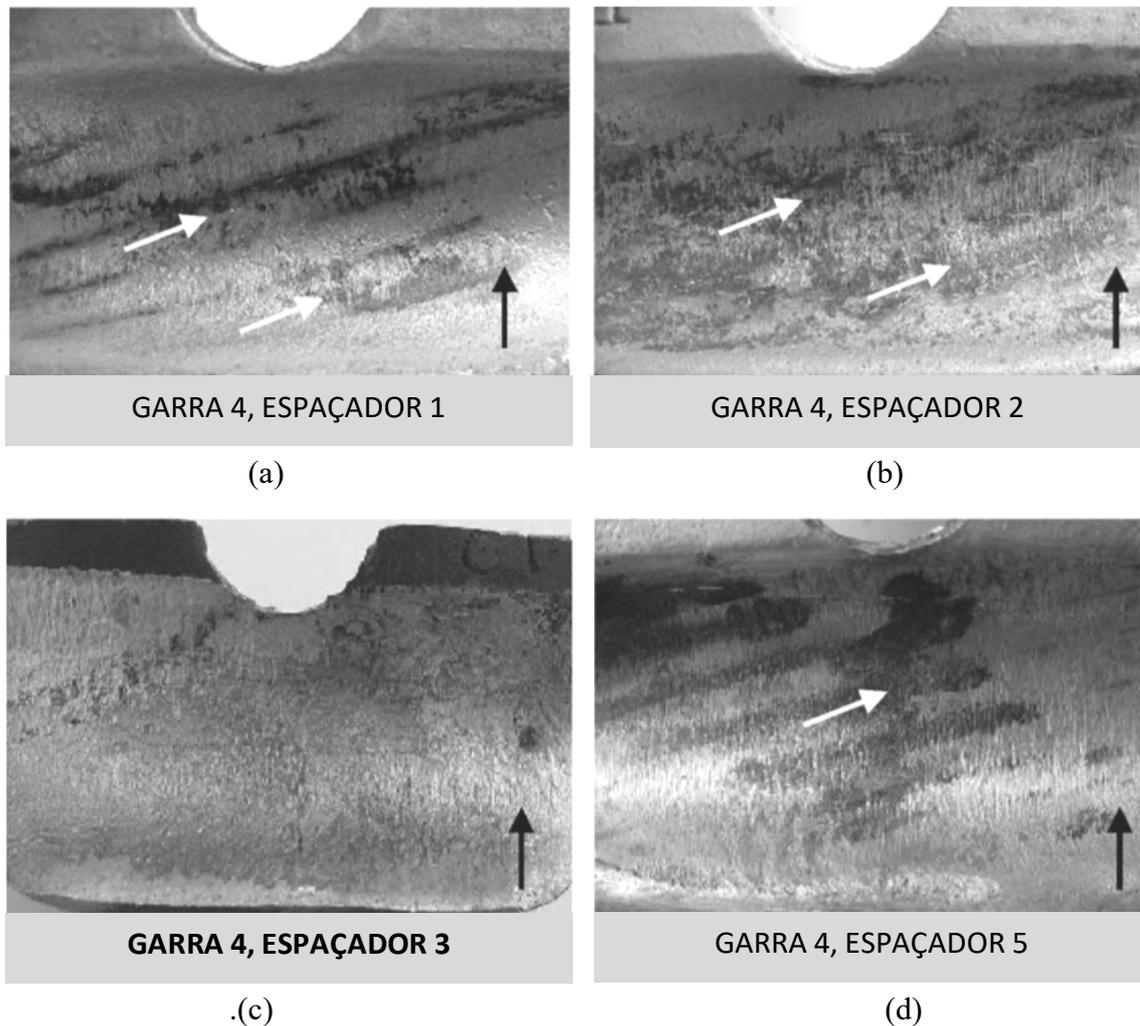
(a)



(b)

**Figura 55** - Inspeção visual do cabo subcondutor longe da ruptura (garra n° 4 junto ao espaçador n° 2): (a) Vista geral, mostrando intensa deformação plástica (marcas retangulares) associada à oxidação superficial dos fios de Al da camada externa na região de aperto da garra; (b) Vista geral da camada interna de fios de Al, mostrando marcas elípticas de deformação plástica e fretagem na região de aperto da garra (vide setas) [161].

A inspeção visual das superfícies internas dos grampos de fixação nº 4 (garras de fixação do cabo rompido) dos espaçadores de nº 1 ao 5 (vide **Figura 52**) revelou diferentes estágios de desgaste abrasivo nas superfícies das garras (vide **Figura 56-a a Figura 56-d**). Algumas garras mostraram marcas diagonais e oxidadas causadas pela fretagem em regime de escorregamento parcial além de marcas circunferenciais de desgaste abrasivo. Por exemplo, o grampo de fixação nº4 do espaçador nº 3 (garra adjacente à ruptura do cabo) mostrou o estágio mais avançado de desgaste abrasivo, onde as marcas de fretagem (ou as marcas estáticas) já não são visíveis, vide **Figura 56-d**.



**Figura 56** - Inspeção visual das garras na posição nº 4 em diferentes amortecedores de vibração: (a) até (d). Vista geral das superfícies internas das garras da posição nº 4 de diferentes espaçadores. As regiões mais escuras das garras (vide setas claras) são marcas de fretagem em regime de escorregamento parcial formadas pelo contato compressivo da superfície da garra com os fios de Al posicionados na camada externa do cabo subcondutor. As marcas circunferenciais de desgaste abrasivo (setas escuras) indicam a direção do movimento relativo entre a garra e o cabo subcondutor pela perda de aperto da garra. As superfícies internas das garras mostram diferentes regimes de desgaste abrasivo, sendo que o desgaste da garra nº4 junto ao cabo rompido (c) é muito mais intenso [161].

Estes resultados (vide **Figuras 56-a a 56-d**) indicam o afrouxamento gradual do aperto da garra causado pelo desgaste abrasivo circunferencial, que aumentou o diâmetro interno da garra de fixação e reduziu a pressão de aperto, promovendo o aumento de amplitude de micromovimento relativo nos pontos de contato (cabo/garra e fio/fio) e a ação do desgaste abrasivo (efeito sinérgico) [161].

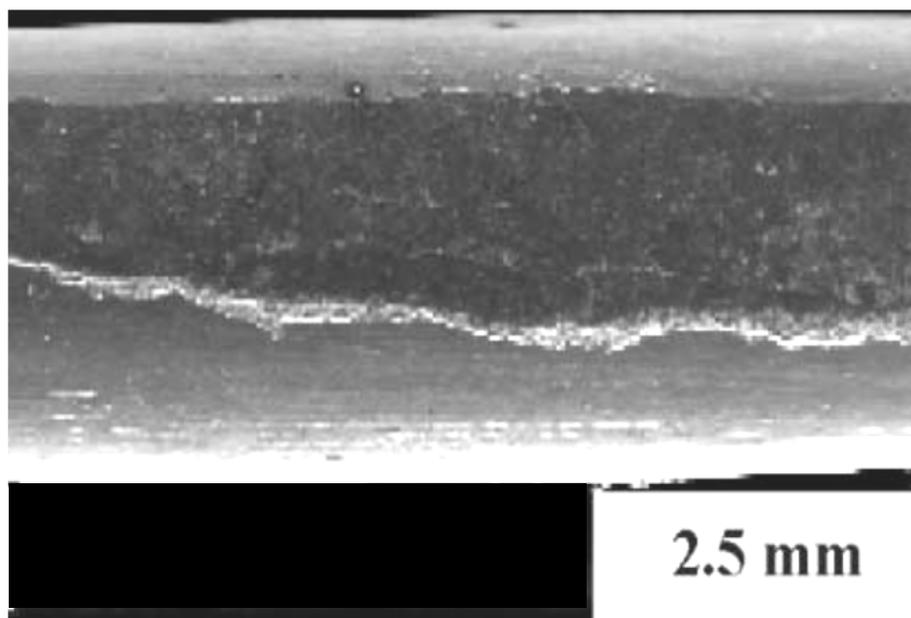
Os fios de Al estavam em acordo com os requisitos de composição química e de propriedades mecânicas das normas da ABNT NBR 7103:1998 (Vergalhão de alumínio 1350 para fins elétricos - especificação - grau H19) e ABNT NBR 5118:1999 (Fios de alumínio nus de seção circular para fins elétricos). Os valores do limite de resistência dos fios de Al estavam acima de 160 MPa e de alongamento acima de 1,5%. A investigação metalográfica destes fios revelou microestrutura composta de grãos alongados de Al ( $\alpha$ ) e inclusões de  $FeAl_3$  (dureza 45 HV<sub>100</sub>, típica de alumínio encruado).

O exame microtopográfico das superfícies de contato dos fios de Al na região de aperto da garra mostrou deformação plástica superficial dos fios associada à presença de terceiro corpo de  $Al_2O_3$ , tanto para os fios de Al da mesma camada (vide **Figuras 57-a e 57-b**) quanto para os fios externos Al em contato com a garra de fixação (vide **Figuras 57-c e 57-d**). Este exame também revelou a presença de terceiro corpo de  $SiO_2$  incrustado na superfície de contato dos fios externos com a garra de fixação (vide **Figuras 58-a e 58-b**). O exame dos contatos entre os fios de Al de camadas diferentes e localizados na região de aperto da garra revelou marcas de fretagem elípticas com presença de terceiro corpo de  $Al_2O_3$  (vide **Figuras 59-a e 59-b**) [161].

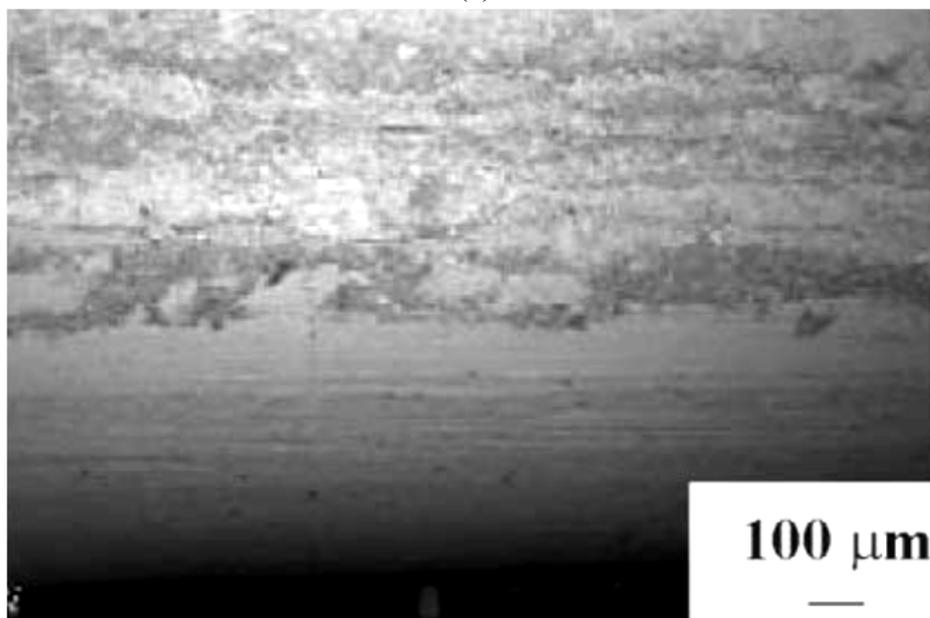
A inspeção macrofractográfica dos fios de Al rompidos permitiu identificar duas topografias distintas de fratura: a fratura a 45° (vide **Figuras 60-a e 60-b**) e a fratura plana (vide **Figura 60-c**). A fratura da maioria dos fios externos e internos de Al foi do tipo “fratura a 45°” (vide **Tabela 11**).

**Tabela 11** – Distribuição do tipo de fratura dos fios de Al por camada [161].

Camada	Tipo de fratura e quantidade de fios
Camada externa (16 fios)	Fratura a 45°: 16 fios
Camada interna (10 fios)	Fratura a 45°: 6 fios Fratura plana: 4 fios

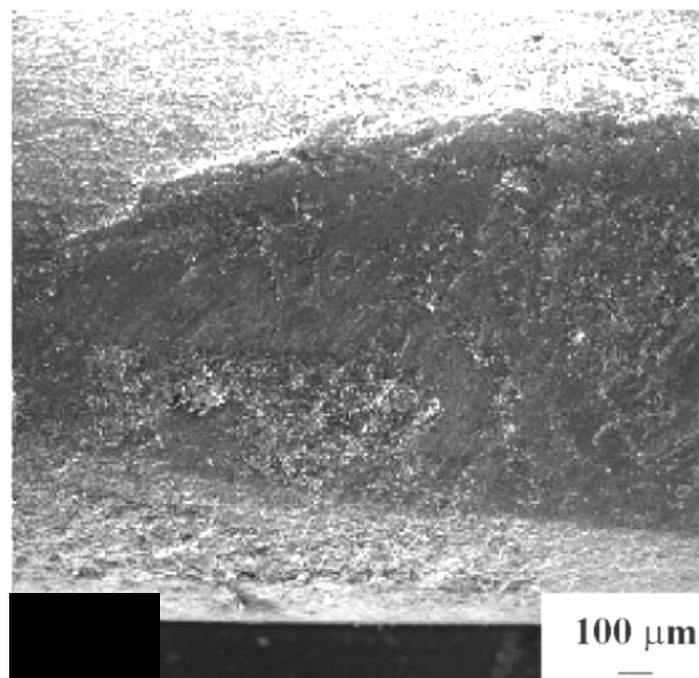


(a)

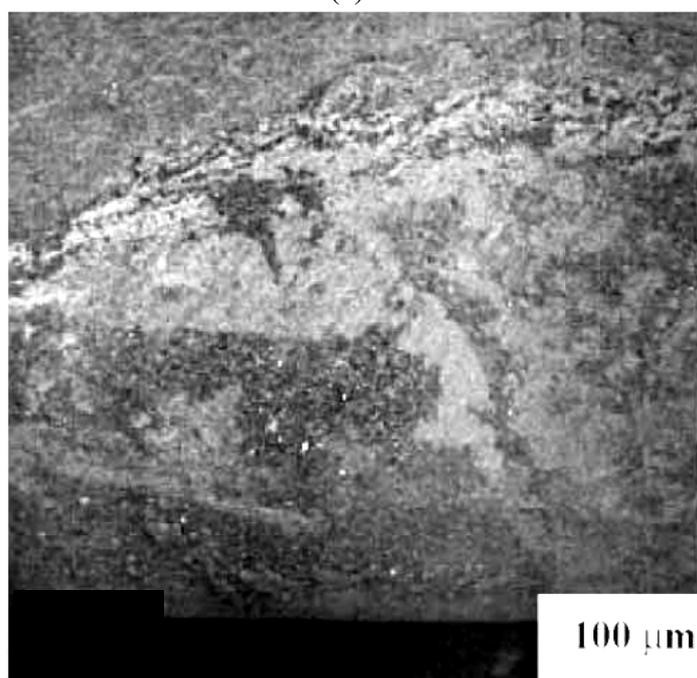


(b)

**Figura 57** - Exame microscópico das superfícies de contato dos fios externos de Al dentro da garra de fixação: (a) Contato lateral entre os fios de Al da camada externa, mostrando deformação plástica superficial do fio (marcas retangulares); (b) Contato lateral entre os fios de Al da camada externa, mostrando formação de terceiro corpo de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (região cinza escuro). MEV. IES, IER e microanálise EDS [161].

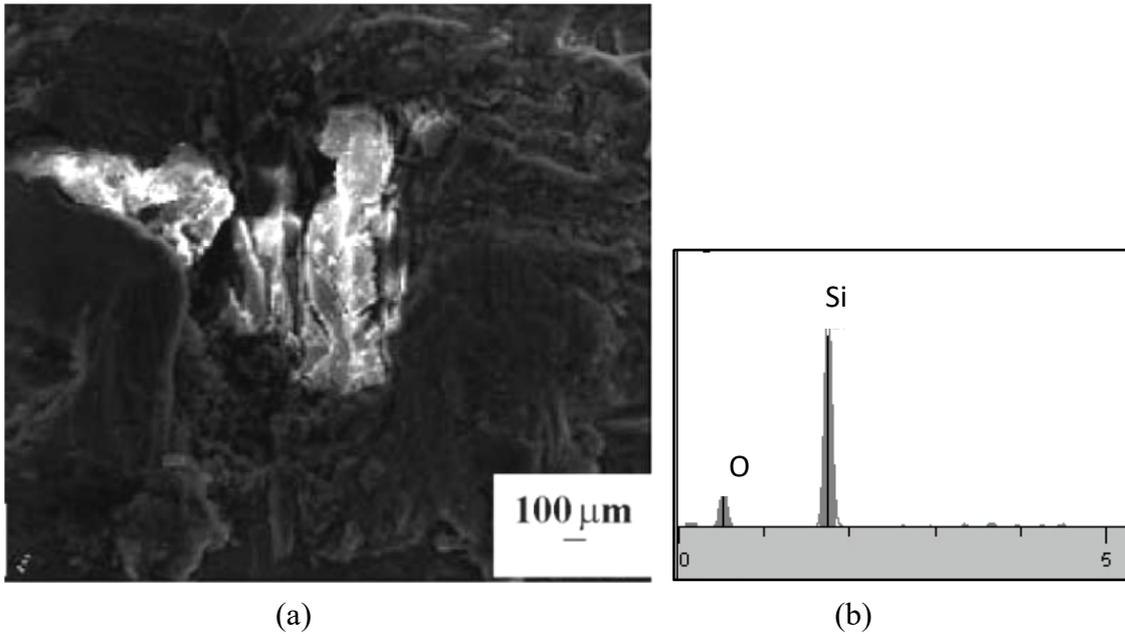


(c)

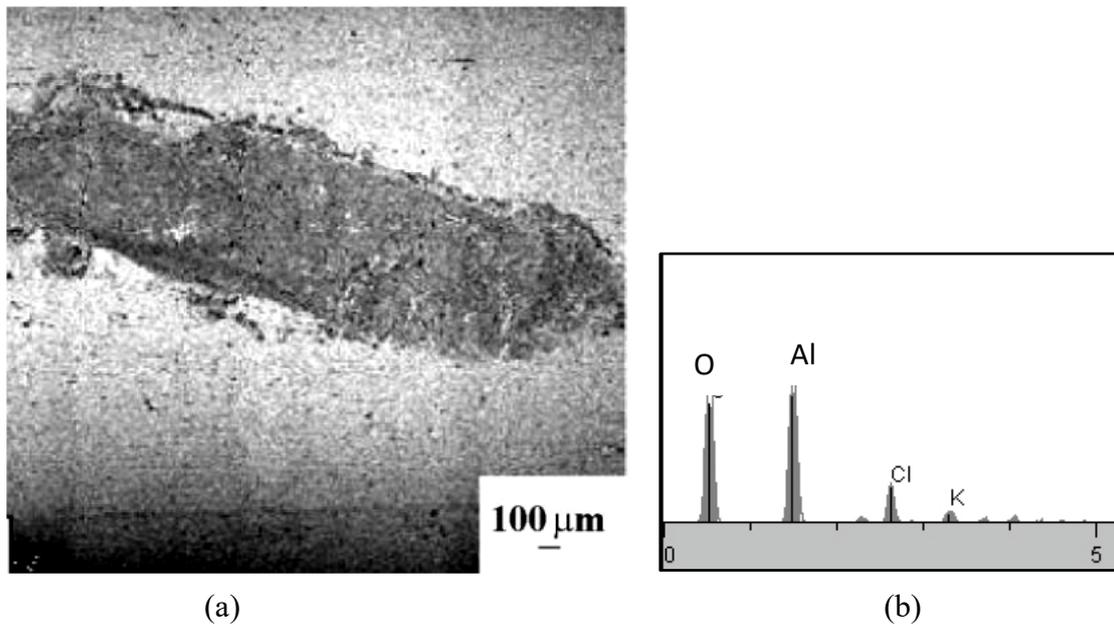


(d)

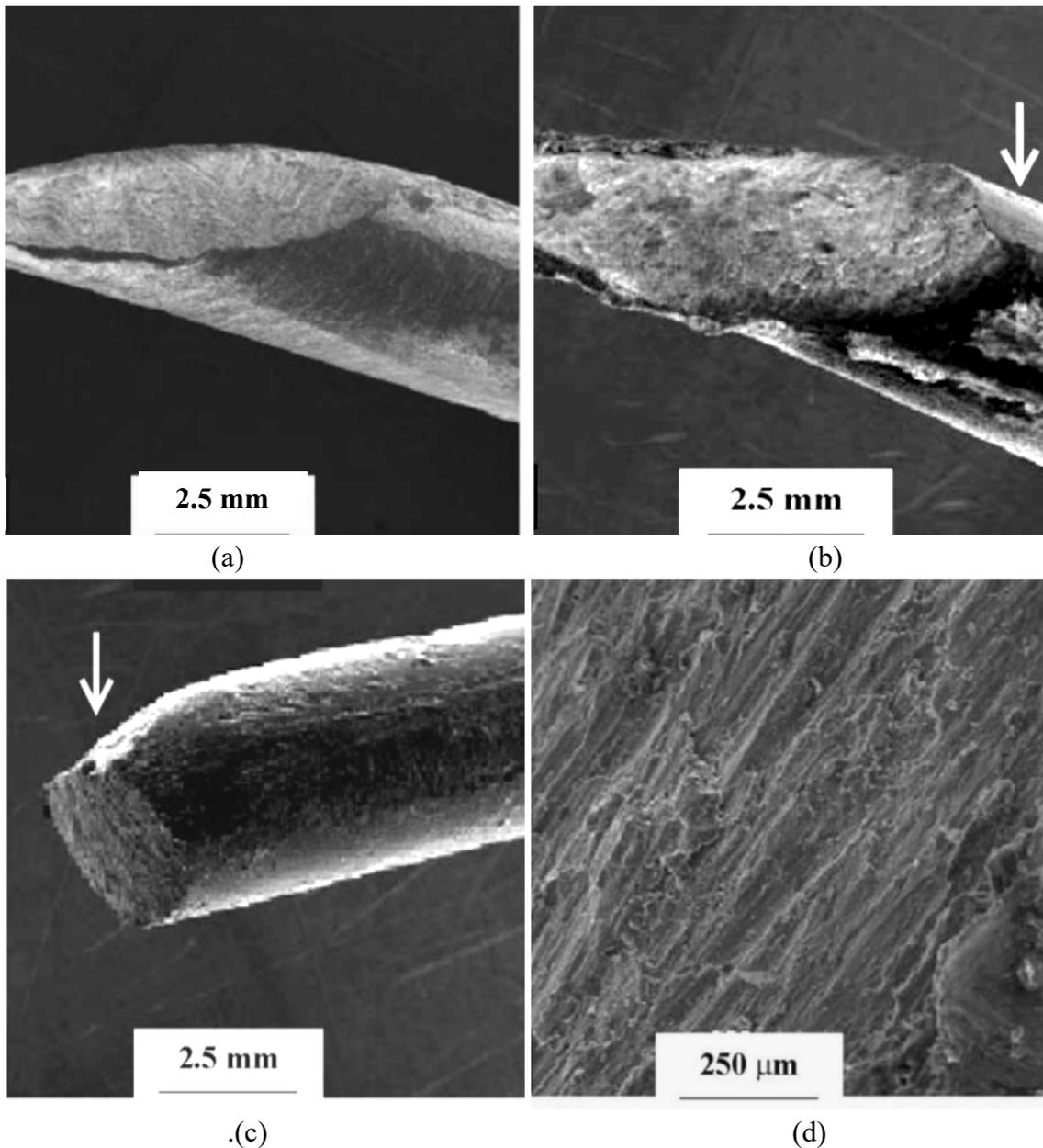
**Figura 57 (continuação)** - Exame microscópico das superfícies de contato dos fios externos de Al dentro da garra de fixação: (c) Contato entre os fios de Al da camada externa e a garra, mostrando deformação plástica superficial (marcas retangulares); (d) Contato entre os fios de Al da camada externa e a garra, mostrando formação de terceiro corpo de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (região cinza escuro). MEV. IES, IER e microanálise EDS [161].



**Figura 58-** Exame microscópico das superfícies de contato dos fios externos dentro da garra: (a) e (b) Presença de terceiro corpo de  $\text{SiO}_2$  na superfície externa dos fios de Al. MEV. IES e microanálise EDS [161].



**Figura 59-** Exame microscópico das superfícies de contato dos fios externos com fios internos dentro da garra: (a) Marca de fretagem elíptica observada na superfície dos fios internos de Al; (b) Microanálise da região mais escura da figura (a) mostrando terceiro corpo de  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . MEV. IER e microanálise EDS [161].



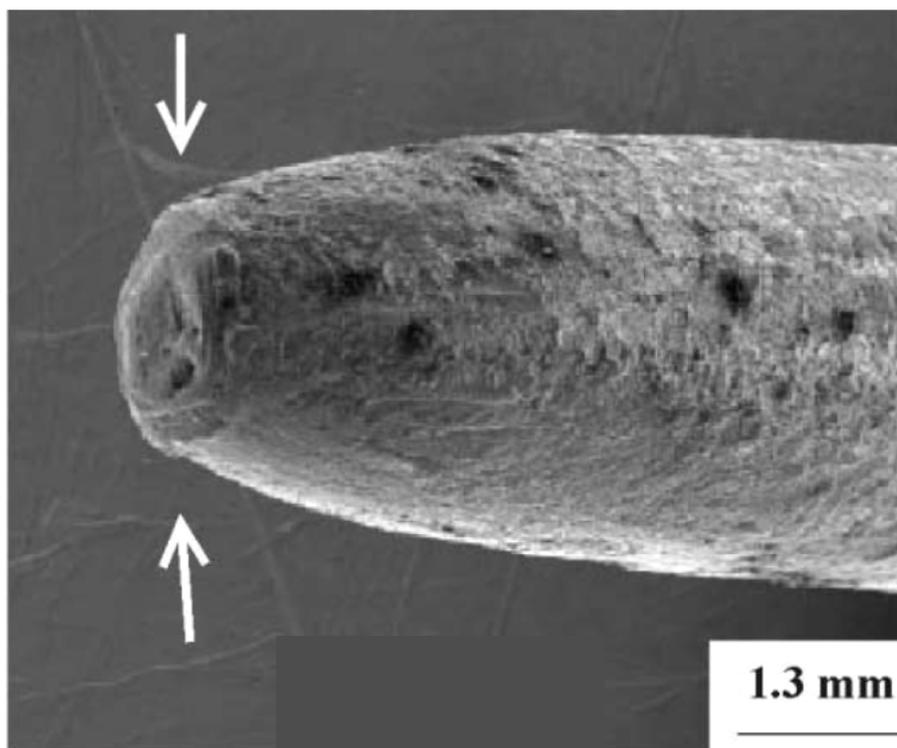
**Figura 60** - Tipos de superfícies de fratura dos fios de Al: (a) Fio externo, superfície de fratura a 45 ° associada com deformação plástica superficial; (b) Fio interno, superfície de fratura de 45 ° associada com deformação plástica superficial (dano elíptico e dano retangular); (c) Fio interno, superfície de fratura plana associada com intensa deformação plástica superficial (dano elíptico), vide seta; (d) Exame da superfície de fratura plana mostrando marcas de desgaste, impossibilitando a possível identificação de estrias de fadiga. MEV. IES [161].

Os dois tipos de fratura (vide **Figuras 60-a a 60-d**) estavam associados com marcas de deformação plástica superficial. O exame fractográfico destas fraturas foi inconclusivo, não sendo observados nem alvéolos de fratura nem de estrias de fadiga. O detalhe microfractográfico da fratura plana mostrou marcas típicas de desgaste devido ao atrito das superfícies de fratura do fio em condições de serviço do cabo (vide **Figura 60-d**) [161].

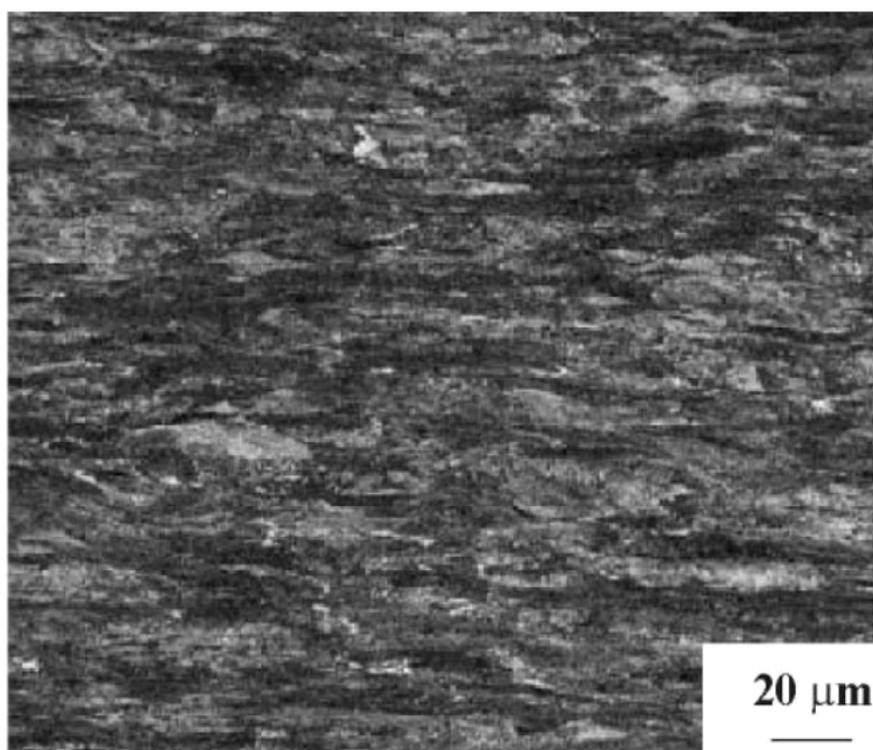
Os fios de aço da alma do cabo apresentaram composição química e propriedades mecânicas em acordo com os requisitos da norma ABNT NBR 6756 (Fios de aço zincado para alma de cabos de alumínio e alumínio liga), com valores de limite de resistência acima de 1340 MPa e de alongamento acima de 3%. A inspeção visual dos fios rompidos indicou que a fratura ocorreu por mecanismo de fratura dúctil com intensa redução de área (vide **Figura 61-a**).

O exame metalográfico dos fios de aço longe da fratura revelou microestrutura perlítica orientada e refinada, com dureza de 450 HV<sub>100</sub> (vide **Figura 61-b**) e recobrimento superficial de zinco, com espessura de aproximadamente 80 µm. A microestrutura do fio de aço próxima da superfície de fratura mostrou esferoidização da perlita e dureza de 370 HV<sub>100</sub> (vide **Figura 61-c**). Adicionalmente, foi observada uma região de fusão incipiente, com dureza de 870 HV<sub>100</sub>, indicando o superaquecimento dos fios de aço (vide **Figura 61-d**).

Os resultados de fratura dos fios de aço sugerem que a ruptura de um “número significativo” de fios de Al poderia ter ocorrido “há algum tempo”, acarretando em aumento localizado da corrente elétrica (com possível formação de arcos) e da temperatura de serviço, causando a esferoidização da perlita e a ruptura dúctil dos fios de aço. Segundo informações, este trecho da linha havia sido inspecionado por equipe de manutenção preventiva (sensores infravermelho) 4 meses antes da ruptura do cabo para verificar a ocorrência de regiões aquecidas devido à ruptura de fios de Al [161].

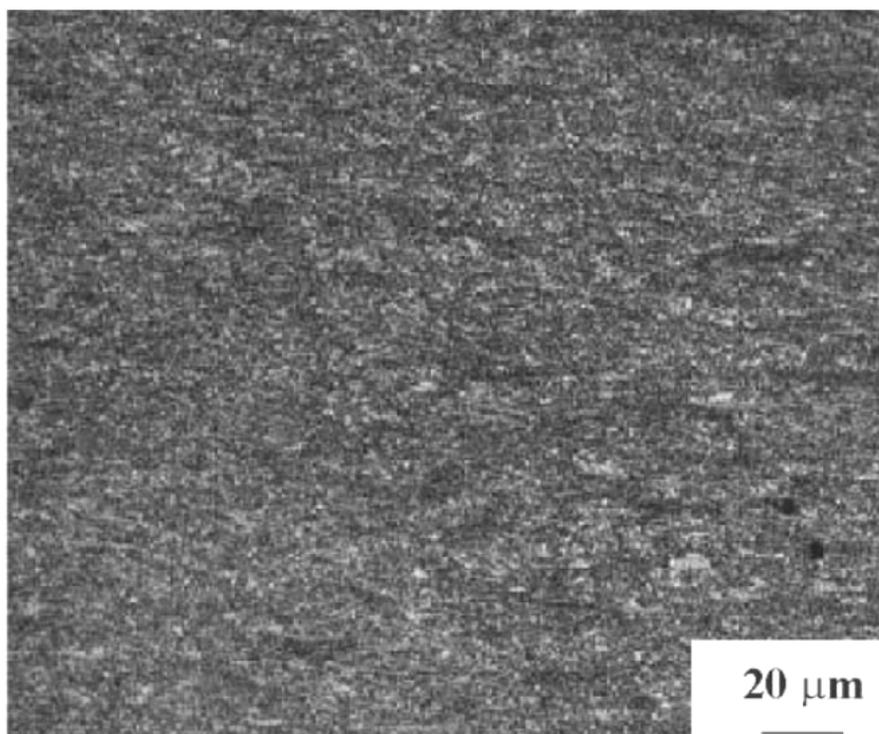


(a)

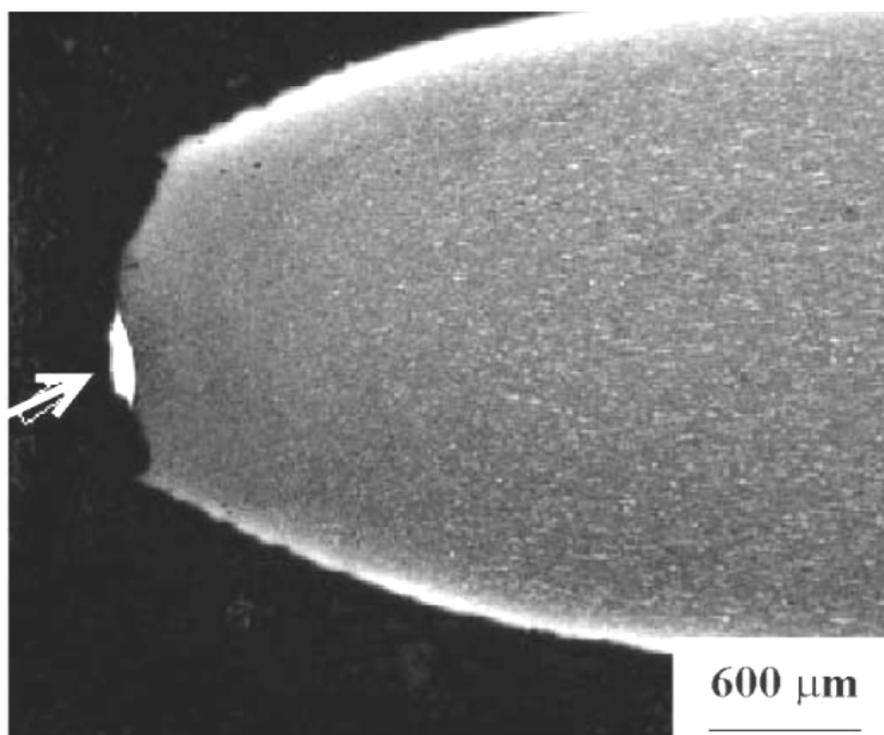


(b)

**Figura 61** - Fio de aço: (a) Fratura dúctil, mostrando intensa deformação plástica (vide seta); (b) Região longe da ruptura, mostrando microestrutura perlítica bandeada com dureza de 450 HV<sub>100</sub>. Ataque: Nital, MEV. IES e IER [161].



(c)



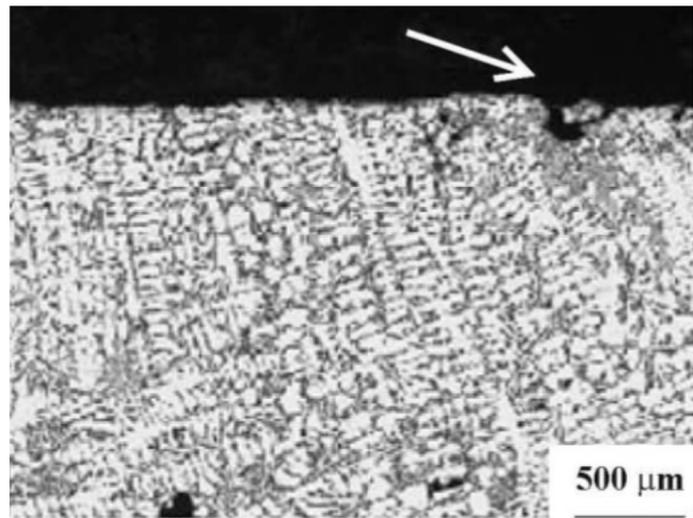
(d)

**Figura 61** - Fio de aço: (c) Microestrutura próxima da superfície de fratura, mostrando perlita esferoidizada com dureza de 370 HV<sub>100</sub>; (d) Fratura dúctil, mostrando região de fusão incipiente (vide seta branca) com dureza de 870 HV<sub>100</sub>. Ataque: Nital, MEV. IES e IER [161].

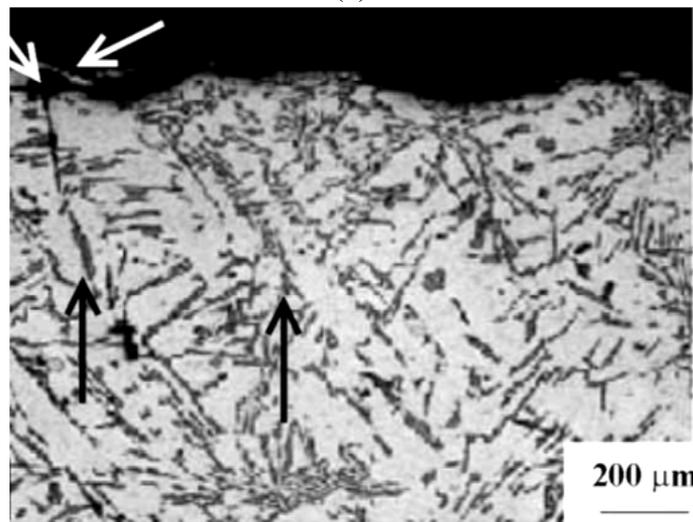
Os resultados de análise química do material da garra não estavam de acordo com os requisitos da liga Alcan 160 (Al-10%Si), pois o teor de Zn estava acima do valor máximo especificado. O exame metalográfico junto à tribosuperfície da garra do espaçador nº 3 (adjacente à falha do cabo subcondutor) revelou microestrutura típica de liga Al-Si fundida (dureza de 63 HV) com matriz de Al ( $\alpha$ ) e partículas eutéticas grosseiras de fase Si precipitadas interdendriticamente (vide **Figuras 62-a e 62-b**). O desgaste do material na tribosuperfície da garra ocorreu preferencialmente por trincamento e destacamento de regiões interdendríticas, fato que explica a presença de terceiro corpo de SiO<sub>2</sub> incrustado na superfície dos fios da camada externa do subcondutor (vide **Figuras 58-a e 58-b**). A parte inferior do grampo de fixação apresentou rosca usinada com deformação plástica localizada junto à superfície da rosca (vide **Figura 62-c**) [161].

A composição química do parafuso de aço apresentou teor de carbono igual a 0,08%, indicando que o parafuso não estava de acordo com as especificações de composição química da norma SAE 1035 (teor de carbono de 0,35%). O exame metalográfico do parafuso de fixação revelou microestrutura perlítico-ferrítica com dureza de 153 HV (classe de resistência 3.6 da norma DIN EN ISO 898-1) e filetes do parafuso do tipo rolado (vide **Figuras 63-a e 63-b**).

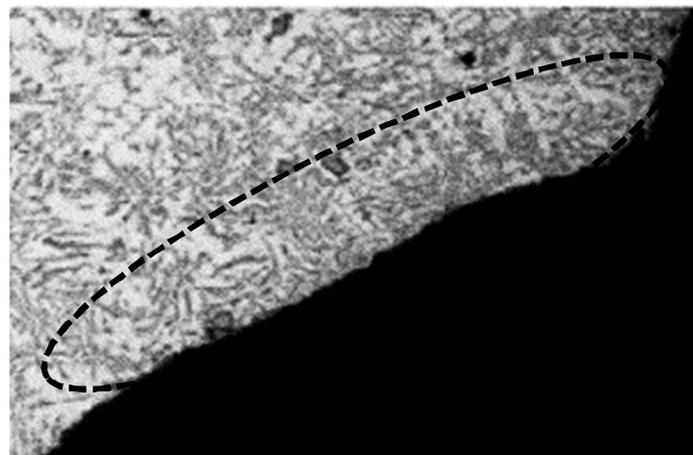
De acordo com Azevedo e Cescon [161], a observação microfractográfica dos fios de Al sugeriu que a fratura do cabo subcondutor começou pela ruptura de quatro fios de Al da camada interna do cabo por mecanismo de fadiga por fretagem (fios com fratura plana) (vide **Figura 60-c**) e continuou pela fratura por sobrecarga dos fios de Al remanescentes (fios com fratura a 45°). Em todos os fios de Al rompidos, a fratura estava associada com marcas superficiais de fretagem. A investigação [161] indicou, de modo genérico, que a ruptura dos fios remanescentes de Al ocorreu em regime de escorregamento total (desgaste abrasivo) devido à perda do aperto da garra (vide **Figuras 54-c e 56-a a 56-d**).



(a)

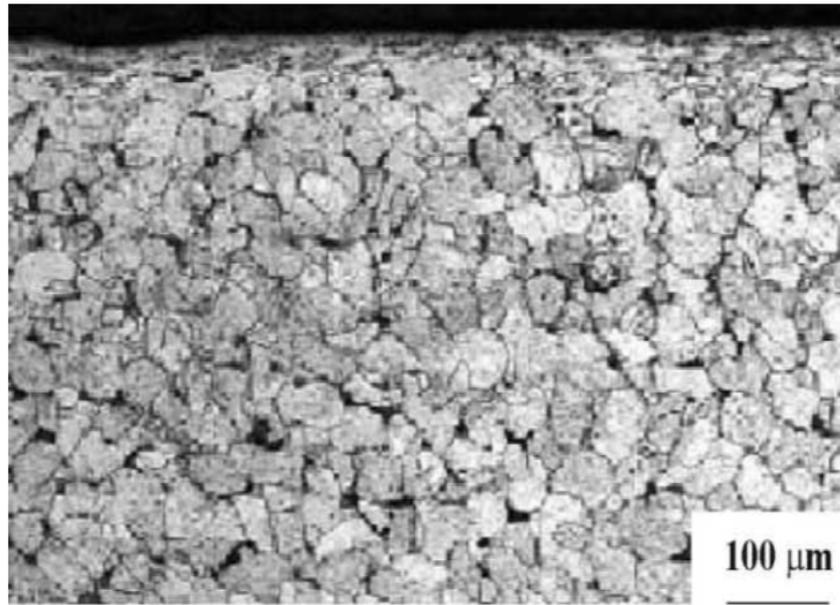


(b)

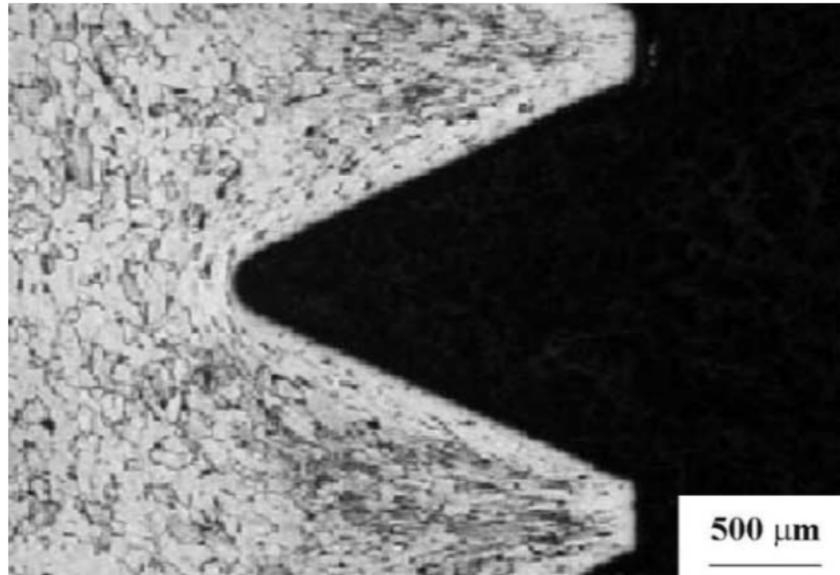


(c)

**Figura 62** – Microestrutura da garra fundida (garra número n° 4, seção longitudinal): (a) e (b) Microestrutura fundida (dureza de 63 HV) com dendritas de fase Al ( $\alpha$ ) e partículas eutéticas de silício (vide setas pretas) precipitadas interdendriticamente. Observa-se o destacamento preferencial de material da região interdendrítica junto à tribosuperfície com o cabo; (c) Superfície do filete da rosca usinada, mostrando deformação plástica superficial (área) na interface de contato com o parafuso de aço. MO [161].



(a)



(b)

**Figura 63** - (a) Microestrutura do parafuso de fixação em aço (espaçador nº 3, garra nº 4), indicando microestrutura ferrítico-perlítica com dureza de 153 HV; (b) Microestrutura mostrando rosca rolada. Ataque Nital, MEV. IES [161].

O artigo [161] não trouxe evidências microfractográficas de que a fratura do tipo plana era decorrente da propagação da trinca por fadiga (estrias de fadiga) e de que a fratura a 45° era decorrente da sobrecarga mecânica dos fios (alvéolos).

Um cálculo foi realizado para estimar o valor da tensão máxima axial (tensão estática mais tensão dinâmica) nos fios de Al e avaliar o efeito da quebra de quatro fios de Al por fadiga por fretagem (fratura plana) sobre o valor da tensão axial dos fios remanescentes de Al. Este cálculo permitirá discutir a hipótese [161] de que os 22 fios de Al com fratura do tipo a 45° romperam por sobrecarga (vide **Tabela 11**).

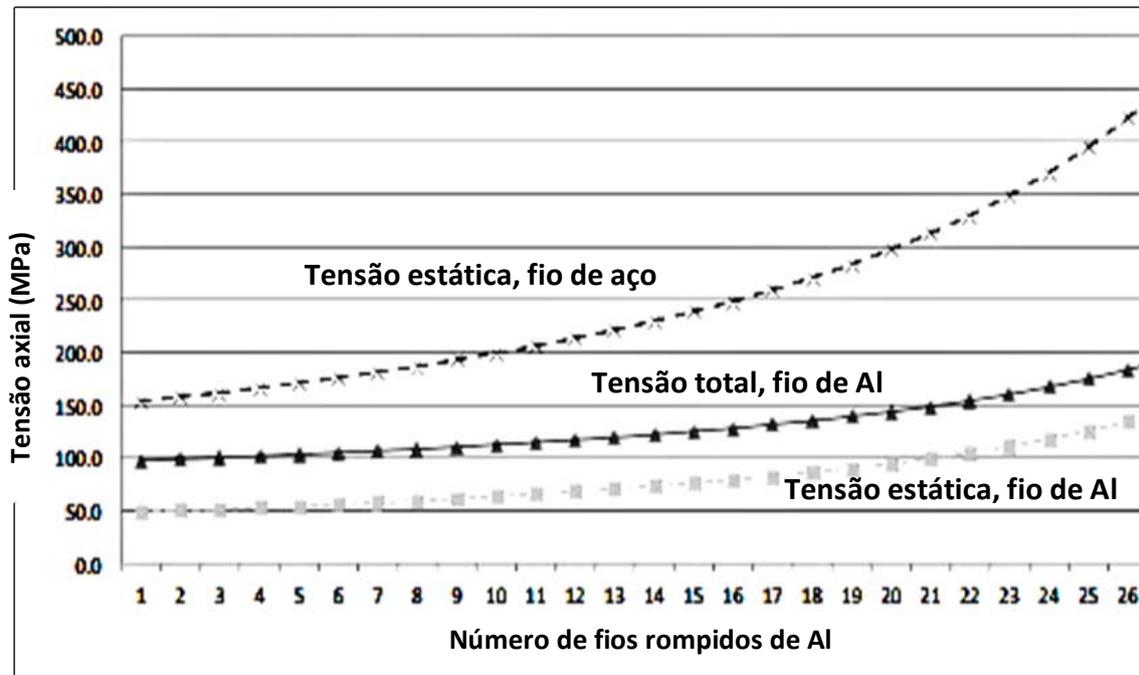
Foram assumidos para este cálculo que: a força axial de tração no cabo subcondutor era igual 19 % do valor de sua resistência mecânica nominal (valor de 21280 N), o valor do módulo de elasticidade do alumínio H19 era igual a 70 GPa [41] e do aço igual a 220 GPa [41]; a área total resistente dos 26 fios de Al H19 era de 321,84 mm<sup>2</sup> e dos 7 fios de aço de 52,49 mm<sup>2</sup>; as deformações elásticas nos fios de Al e de aço eram iguais; o valor da amplitude da tensão axial cíclica era igual a 49 MPa (para amplitude de flexão de 1,4 mm [162]).

Os resultados (vide **Figura 63-c**) mostraram que o valor de tensão axial estática inicial nos fios de Al era igual a 49 MPa e nos fios de aço igual 155 MPa. Deste modo, o valor calculado da tensão axial (estática mais dinâmica) máxima inicial nos fios de Al foi de 98 MPa.

O valor calculado da tensão axial estática nos fios de aço após a ruptura de todos os 26 fios de Al foi igual a 454 MPa (**Figura 63-c**). Este valor é bem inferior ao valor nominal do limite de resistência do aço na temperatura ambiente, que é igual a 1340 MPa (norma ABNT NBR 6756, Fios de aço zincado para alma de cabos de alumínio e alumínio liga). Somente o aumento da temperatura de serviço dos fios de aço por efeito Joule e formação de arco elétrico associado à degradação microestrutural do aço (esferoidização da perlita) poderia explicar a ruptura dos fios de aço (vide **Figuras 61-a a 61-d**), confirmando as observações dos autores [161].

A ruptura de quatro fios de Al por fadiga (fratura do tipo plana, vide **Tabela 11 e Figura 63-c**) elevaria o valor da tensão axial máxima nos fios de Al de 98 para 104 MPa (~6%). Este valor está bem abaixo dos valores típicos de limite de resistência de fios de Al (faixa entre 131 e 145 MPa [41]), indicando que a fratura por sobrecarga dos 22 fios remanescentes de Al não seria possível, como sugerido pelos autores [161]. Ou seja, nem todos os fios de Al com fratura do tipo a 45° romperam por sobrecarga.

Adicionalmente, a falha por sobrecarga dos fios de Al à temperatura de 25 °C não ocorreria nem mesmo após a ruptura de 50% dos fios de Al por mecanismo de fadiga por fretagem (**Figura 63-c**). Este cálculo não considera o efeito do aquecimento dos fios remanescentes no valor do limite de resistência do Al, mas ele indica que nem sempre a fadiga por fretagem dos fios de Al é do tipo plana (vide **Tabela 11**).



(c)

**Figura 63 (continuação)** - (c) Gráfico de tensão axial nos fios de Al (estática e total) e de aço (estática) após a ruptura de fios de Al do cabo subcondutor Grosbeak.

Estudos [174-179] confirmam que existem três tipos de topografia de fratura de fadiga por fretagem em fios de Al de subcondutores: 45°, plana e mista. As fraturas de fadiga por fretagem do tipo plana são geralmente observadas na camada mais externa do cabo subcondutor e em condições de baixa amplitude de flexão, enquanto as fraturas de fadiga por fretagem a 45° são principalmente observadas nos fios de Al da camada interna e em condições de alta amplitude de flexão. O carregamento mecânico estático e dinâmico e os mecanismos de degradação dos cabos subcondutores e de seus fios helicoidais são bastante complexos, existindo uma competição localizada (dentro da garra, adjacente à garra e longe da garra) entre os mecanismos de fretagem, fadiga por fretagem e desgaste abrasivo.

Poderia ser sugerido que os primeiros fios de Al da camada interna romperam por mecanismo de fadiga por fretagem (fratura plana), em condições de baixa amplitude de flexão. O afrouxamento progressivo do aperto da garra (vide **Figura 56**) aumentou a amplitude de flexão e promoveu a ruptura dos fios de Al por fadiga por fretagem (fratura a 45°). Os fios remanescentes de Al romperam por desgaste abrasivo (promovido pelo afrouxamento do aperto da garra) seguido de fratura por sobrecarga (45°). Após a ruptura de todos os fios de Al, ocorreu a ruptura por sobrecarga dos fios de aço. Vale lembrar que

a ruptura gradual dos fios de Al eleva a corrente e a temperatura de serviço, reduzindo a resistência mecânica dos fios remanescentes.

Azevedo e Cescon [161] mostraram que havia bastante espaço para a otimização tanto do projeto de fixação do cabo no amortecedor de vibrações quanto do sistema de inspeção da linha:

- O uso de uma barreira de elastômero entre a garra de fixação e o cabo subcondutor (em regiões críticas da linha de transmissão) reduziria a tensão de compressão nos fios externos, a deformação plástica das superfícies de contato e o desgaste por fretagem, evitando a perda de aperto do conjunto [161, 167, 179-181].
- A utilização de cabos subcondutores lubrificados em regiões críticas da linha (lubrificante sólido ou graxas) evitaria o contato direto dos fios de Al ao ar, retardando a oxidação e a formação de debris abrasivos e aumentando significativamente a vida útil do cabo [161, 167, 179-181].
- O sistema de fixação da garra deveria de ser melhorado para evitar a perda da pressão de aperto em serviço.
- Deveria ser adotado um sistema de monitoramento preventivo das linhas de transmissão mais efetivo (medição de ruído do efeito corona) do que a inspeção termográfica em trechos críticos da linha [161, 163, 164, 185].

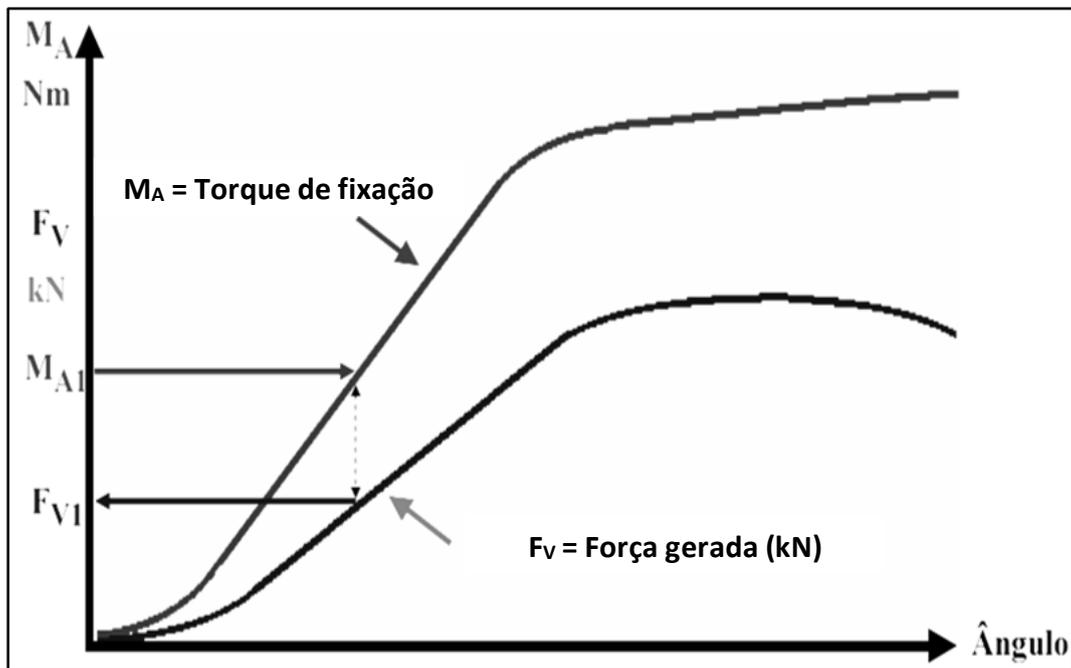
O projeto do sistema de fixação das garras merece atenção especial em casos de falha de cabos subcondutores onde fica evidente a perda do aperto da garra durante o serviço (vide **Figuras 56-a a 56-d**). Houve uma grande evolução no estudo de uniões aparafusadas desde a publicação da norma da *Verein Deutscher Ingenieure (VI 2230 Systematische Berechnung hochbeanspruchter Schraubenverbindungen)* na década de 1970. Com relação à análise do sistema de fixação dos cabos subcondutores, apontado como uma das causas raízes da falha do cabo condutor, observou-se que:

- O material do parafuso não estava em acordo com a especificação fornecida pela concessionária (foi usado parafuso de aço SAE 1008 ao invés de SAE 1035). O aço SAE 1008 apresentava dureza de 81 HBR (152 HB) e limite de escoamento estimado entre 172 e 315 MPa. O aço SAE 1035 apresenta valor nominal de limite de escoamento superior ao aço SAE 1008, entre 315 e 390 MPa [41]. Para o mesmo valor de torque (~ 5,5 kg.m), o valor do aperto inicial seria o mesmo, mas a tendência ao relaxamento plástico do parafuso de aço 1008 seria maior, de modo que o uso do

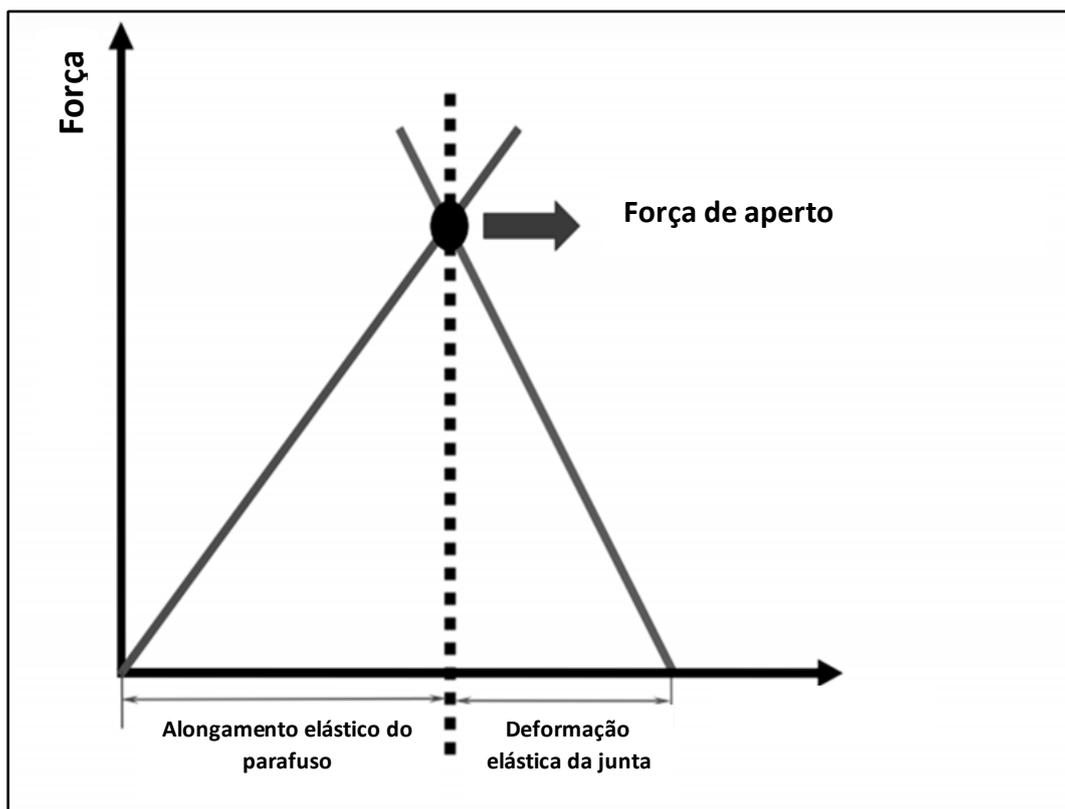
material do parafuso “fora da especificação” aumentaria a tendência à perda do aperto das garras [186-187].

- A fixação do parafuso foi feita diretamente na garra inferior com furo rosqueado. O exame metalográfico mostrou deformação plástica de material junto à rosca (vide **Figura 62-c**), que colaborou para a perda da eficiência do torque. Parte do trabalho realizado durante o aperto é perdido pela deformação plástica das roscas da garra inferior e pela força de atrito atuando nas tribosuperfícies das roscas, acarretando em redução da força de aperto da garra (vide **Figura 63-d**) [188].
- A seleção de um novo material para a garra fundida, apresentando maiores valores de limite de escoamento e de módulo de elasticidade, permitiria o uso de um maior valor de torque nominal e a obtenção de maior valor de força de aperto da garra (vide **Figura 63-e**) [188].
- Além do aumento do torque de projeto, existiria a necessidade do uso de equipamentos de aperto mais modernos, para garantir a precisão de aplicação da carga prevista em projeto [186].

O tipo de regime de fretagem entre os fios de Al depende da amplitude de micromovimento nos pontos de contato e da força de aperto da fixação. Em geral, para uma determinada amplitude de flexão, a transição do regime de fretagem escorregamento parcial para o regime de fretagem misto (mais crítico para a fadiga por fretagem dos fios de Al) e, finalmente, para o regime de escorregamento total (mais crítico para o desgaste abrasivo dos fios de Al) é promovida pela diminuição da pressão de contato de aperto. O projeto do sistema de fixação é um tema bastante relevante tanto para a manutenção do aperto quanto para minimizar os efeitos das flexões induzidas por vibrações eólicas [161-162].



(d)



(e)

**Figura 63 (continuação)** - (d) Gráfico de torque ( $M_A$ ) versus ângulo, indicando a força de aperto ( $F_V$ ); (e) Diagrama de junta aparafusada quando submetida à força tensora, mostrando a deformação elástica no parafuso e no contra corpo [188].

A lei das Concessões (Lei nº 8.987/1995) tornou obrigatória a licitação das concessões de geração, transmissão e distribuição de energia. As empresas do Grupo Eletrobrás entraram no Programa Nacional de Desestatização (PND) por meio do Decreto nº 1.503, de maio de 1995) [189].

O início das privatizações aconteceu antes mesmo da publicação da Lei nº 9.427, de dezembro de 1996, que instituiu a Agência Nacional de Energia Elétrica (ANEEL) e estipulou a forma de concorrência ou leilão para licitação da exploração dos potenciais hidráulicos [189]. ANEEL nasceu com a missão de “proporcionar condições favoráveis para que o mercado de energia elétrica se desenvolva com equilíbrio entre os agentes e em benefício da sociedade”. Entre suas atribuições estão: regular a transmissão de energia elétrica; fiscalizar as concessões e os serviços de energia elétrica [189].

Como decorrência do acidente descrito neste capítulo, a ANEEL multou a concessionária em R\$ 4,5 milhões em maio de 2002 (correspondente a apenas 1% da receita da concessionária), pois concluiu que esta empresa falhou na manutenção da linha de transmissão [189]. A concessionária recorreu da multa e em janeiro de 2003 o diretor da ANEEL reduziu seu valor para R\$ 2,7 milhões.

*“ DESPACHO DO DIRETOR, em janeiro de 2003. Nº1. O DIRETOR DA AGÊNCIA NACIONAL DE ENERGIA ELÉTRICA - ANEEL, no uso de suas atribuições regimentais e em conformidade com a Resolução ANEEL nº 318, de 6 de outubro de 1998, tendo em vista o que consta no processo nº 48500.002057/02- 65 e considerando a Defesa apresentada pela Companhia de Transmissão de Energia Elétrica Paulista - CTEEP, ao Auto de Infração nº 005/2002-SFE, emitido em 07 de maio de 2002, resolve acolher parcialmente o pedido da concessionária, reduzindo o valor da multa para R\$ 2.707.512,28 (dois milhões, setecentos e sete mil, quinhentos e doze reais e vinte e oito centavos), correspondente a 0,6% (zero vírgula seis por cento) do faturamento relativo a doze meses, referente ao período disponível de Março/2001 a Fevereiro/2002. Eduardo Henrique Ellery Filho. (Of. E1. Nº 5A) ”. (\*\*)*

(\*\*) Diário Oficial da União, nº6, quarta-feira, 8 de janeiro de 2003, seção 1, 151.

A multa foi depositada em juízo pela empresa, mas o recurso só foi liberado em julho de 2010, 7 anos após o blecaute [189]. O valor da multa não é compatível com uma estimativa de prejuízos e lucros cessantes baseada no PIB de 2002 de R\$ 1,3 trilhão, considerando a interrupção de atividades produtivas do país por cerca de 2 horas, que implicaria em um valor da ordem de R\$ 300 milhões.

Vale lembrar que é papel da ANEEL “assegurar o bom funcionamento dos agentes, para que não venham a comprometer o serviço ao consumidor, e principalmente a qualidade de fornecimento dos serviços de energia elétrica. A fiscalização pode fazer exigências, impor multas e, em última instância, recomendar à Diretoria Colegiada da ANEEL o fim do contrato de concessão”. É fundamental que as punições às concessionárias sejam compatíveis com os prejuízos causados à população, daí a importância de uma atuação competente e neutra da agência reguladora para defender os interesses da população.

A ANEEL segue as determinações da Lei de Acesso à Informação (LAI), desde a sua entrada em vigor em maio de 2012. Deste modo, as informações detalhadas sobre o trâmite do processo de fiscalização deste acidente de 2002 não foram encontradas no sítio da agência.

A nomeação dos cinco diretores da ANEEL ainda é política e feita pelo Presidente da República, após aprovação do Senado Federal. Segundo o contador Romeu Donizete Rufino (diretor-geral da ANEEL em 2014) “*a autonomia decisória é característica essencial do regulador, pois permite que possa tomar suas decisões em bases técnicas. Neste sentido, a Aneel possui diretoria colegiada, com mandatos alternados dos diretores e quarentena após seus mandatos. Critérios formais para a indicação e a nomeação dos diretores da Aneel são disciplinados na Lei nº 9.986/2000, que trata da gestão de recursos humanos das agências reguladoras. Entretanto, tais critérios ainda não são suficientemente objetivos de modo a evitar indicações em dissonância com o caráter técnico do cargo*”. (\*\*)

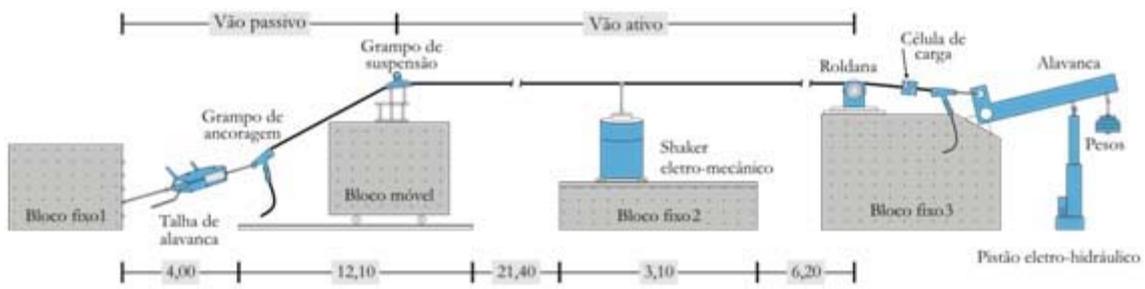
(\*\*) Chefe da Aneel defende critérios objetivos para escolha de diretores, Romeu Donizete Rufino pede mais autonomia para as autarquias. <http://riscosegurobrasil.com/materia/chefe-da-aneel-defende-criterios-objetivos-para-diretores/>. Acesso em janeiro de 2017.

### 2.3.2 Estudo microscópico de cabos subcondutores após ensaios de fadiga

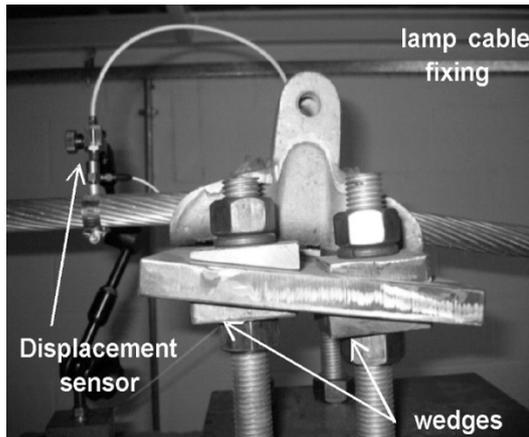
No artigo de Azevedo et al. [162] foram executados e analisados ensaios exploratórios de fadiga em cabos subcondutores do tipo Grosbeak (sem corrente elétrica) para levantar as curvas do tipo S-N para diferentes valores de amplitude de flexão do cabo (onde S é a amplitude de tensão alternada, calculada a partir da amplitude de flexão do cabo, e N é o número de ciclos até a falha por fadiga de fios de Al do cabo). A análise de falha dos primeiros fios de Al rompidos do cabo e a caracterização microestrutural dos demais componentes (garras superiores e inferiores, parafusos e porcas) foram realizados, tendo como principal objetivo a padronização dos ensaios e a redução do número de variáveis microestruturais, de modo a aumentar a reprodutibilidade dos ensaios de fadiga.

Os ensaios de fadiga nos cabos subcondutores Grosbeak foram realizados no Laboratório de Fadiga e Integridade Estrutural de Cabos Condutores de Energia da Universidade de Brasília [190-192]. O laboratório dispõe de duas bancadas de ensaios de fadiga (vide **Figuras 64-a a 64-e**), que permitem a realização de ensaios em cabos condutores de até 50 m comprimento, com controle e monitoramento em tempo real das condições de ensaio, como a pré-tensão no cabo subcondutor, a força de aperto dos parafusos de fixação dos cabos nas garras, a amplitude da flexão do cabo, a frequência de excitação do cabo e a temperatura do ensaio. O momento da fratura dos primeiros fios de Al é detectado por meio de sensores a laser [162, 190-192], visto que a quebra dos fios promove a rotação do cabo [162, 192-193].

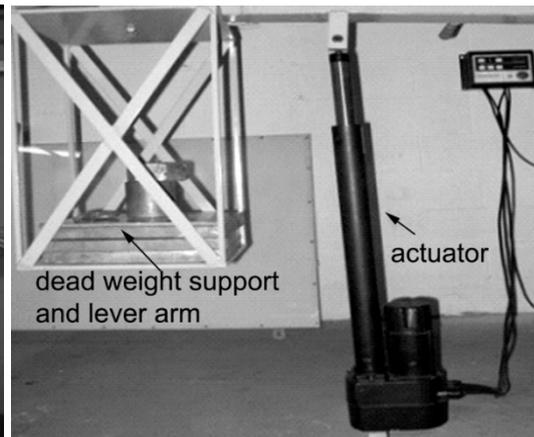
A garra de fixação do cabo usada nos ensaios era composta de duas peças (corpo e tampa) fabricadas em liga de alumínio fundida (sem especificação). O aperto do cabo na garra de fixação foi controlado pela aplicação de torque de 60 N.m aos parafusos do sistema de fixação (4 pontos de fixação). Foram usados parafusos de aço carbono (sem especificação) do tipo U e contrapinos de aço (sem especificação) (vide **Figuras 65-a a 65-b**).



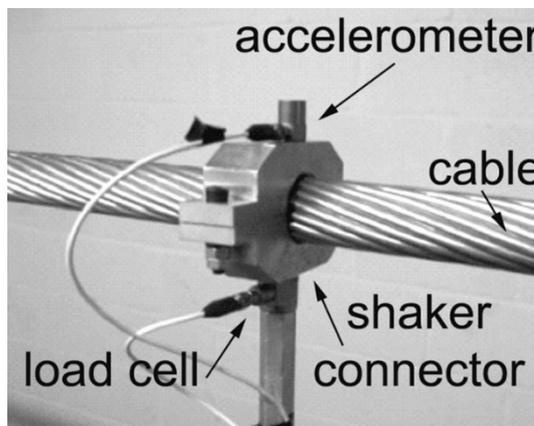
(a)



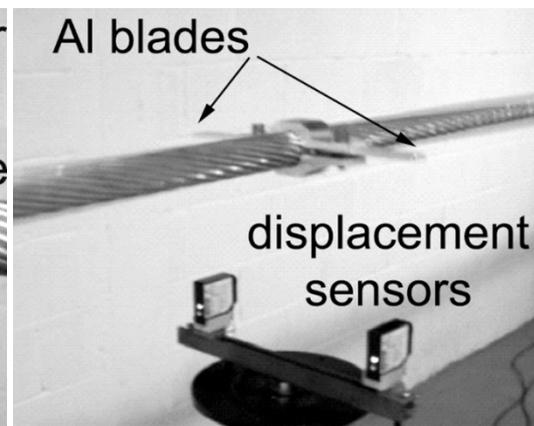
(b)



(c)

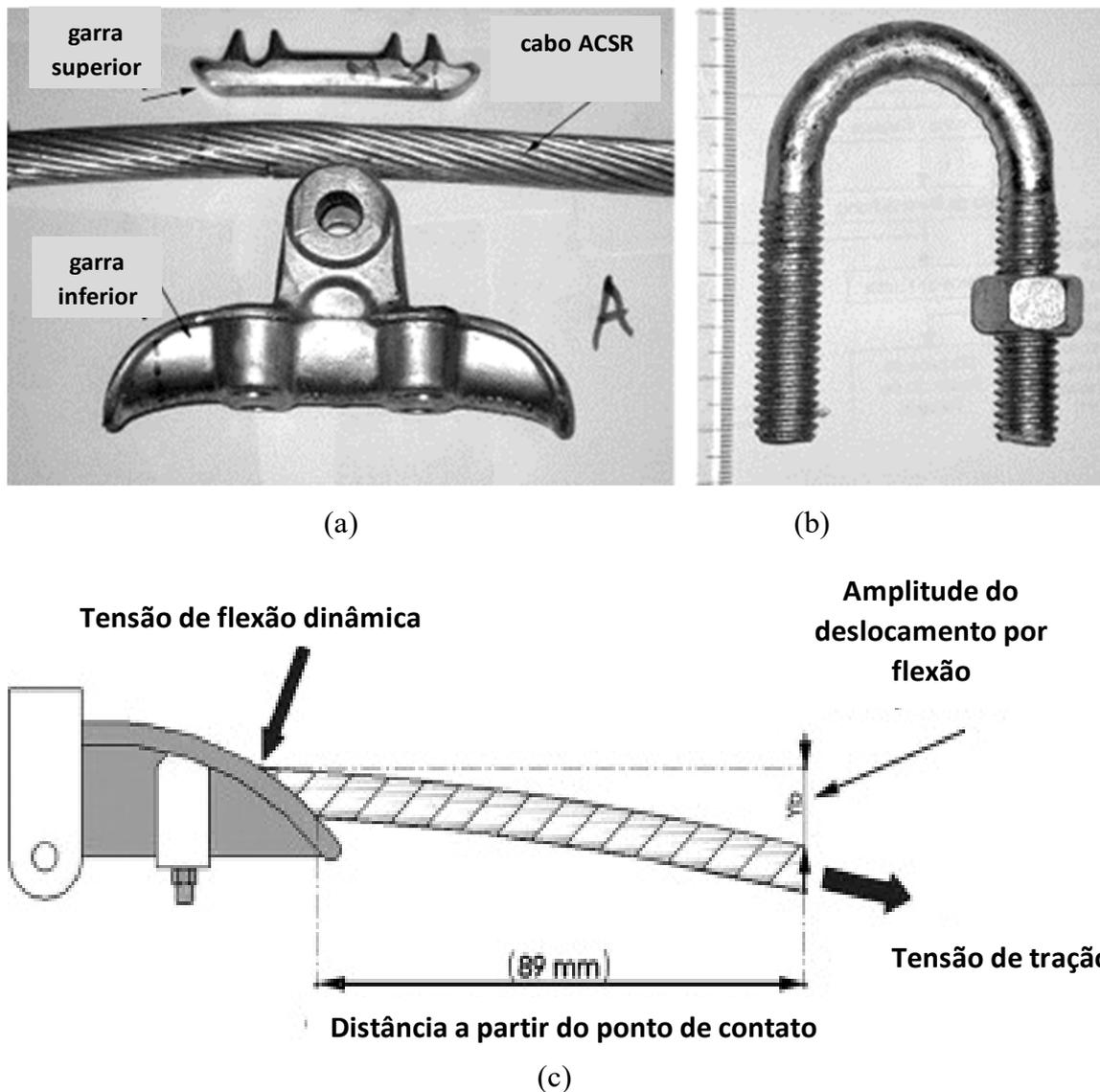


(d)



(e)

**Figura 64** – Esquema mostrando a plataforma para ensaios de fadiga em cabos subcondutores: (a) Vista geral; (b) Montagem da suspensão para o sistema de cabo / garra; (c) Braço de alavanca com atuador; (d) Agitador com dispositivo de conexão e sensores; (e) Sistema de detecção de falhas, composto por lâminas e sensores [162].



**Figura 65** – (a) Cabo condutor e grampos de fixação superior e inferior; (b) Parafuso de fixação em U e porca de fixação; (c) Esquema da fixação entre o cabo e a garra, mostrando a localização do ponto de medição do deslocamento vertical do cabo [162].

Uma frequência de vibração entre 13,5 e 14,5 Hz, típica de vibração eólica, foi aplicada no cabo Grosbeak, juntamente com tracionamento axial de 22400 N (equivalente a 20% do limite de resistência do cabo) e a amplitude de flexão do cabo (pico a pico) foi variada de 0,9 a 1,5 mm.

O cálculo ou medição das tensões nos fios do cabo junto aos pontos de fixação é importante tanto para o projeto de linhas aéreas de transmissão quanto para a manutenção preventiva dos cabos contra a fadiga por fretagem. No caso dos cabos subcondutores aéreos, a medição direta das tensões nos fios de Al não é possível e o cálculo destas tensões não é simples devido às complexidades envolvidas na mecânica dos fios helicoidais dos cabos durante carregamento cíclico [162, 191-192, 194-196].

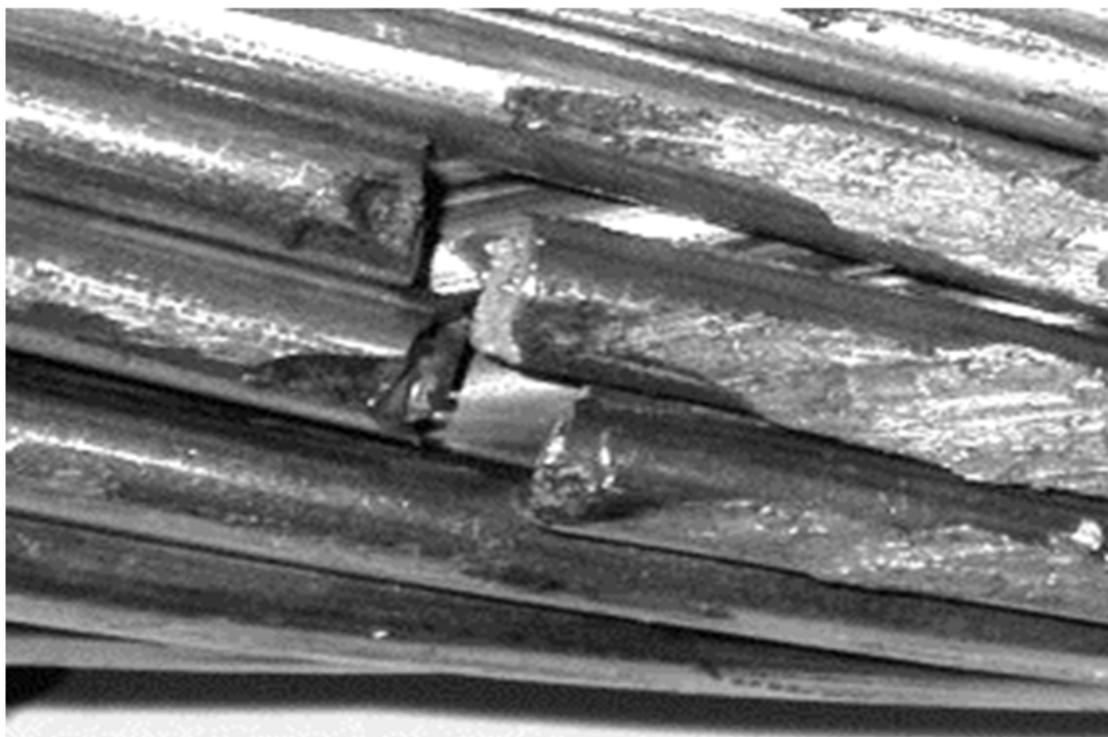
As tensões nos fios dentro da região crítica são calculadas com fórmulas semi-empíricas, que fornecem os valores para a amplitude da tensão cíclica axial. Este valor é associado com os valores experimentais de vida por fadiga dos cabos subcondutores, produzindo curvas S-N. A fórmula empírica de Poffenberger-Swart (P-S) [197] é bastante utilizada para relacionar a amplitude da flexão com a amplitude de tensão cíclica de flexão no fio de Al. Nesta abordagem, o cabo é considerado como um feixe de fios individuais, de modo que cada fio é livre para se mover em relação aos demais [162, 192], ou seja, esta abordagem não considera as forças de atrito entre os fios.

Os valores de amplitude da tensão de flexão ( $\sigma_a$ ) nos fios da camada externa do cabo para diversos valores de amplitude de flexão e os resultados de vida por fadiga dos ensaios de fadiga dos cabos subcondutores são mostrados na **Tabela 12**. O aumento da amplitude de flexão aumentou o valor da amplitude da tensão de flexão no fio externo de Al e reduziu a vida por fadiga do cabo subcondutor ( $N_f$ ).

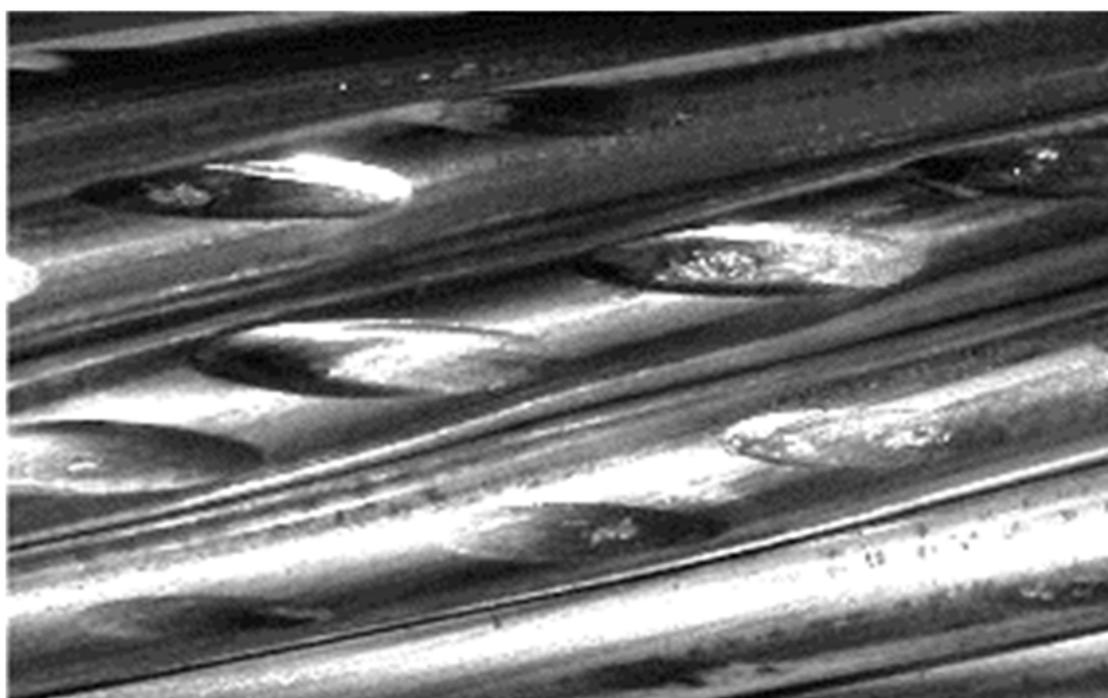
**Tabela 12-** Resultados dos ensaios de fadiga [162].

Parâmetros	Identificação do ensaio					
	1	2	3	4	5	6
Amplitude de flexão, $Y_b$ (mm)	0,9	1,0	1,1	1,1	1,3	1,4
Amplitude da tensão de flexão calculada, $\sigma_a$ (MPa)	31,2	34,7	38,1	38,1	45,1	48,5
Vida, $N_f$ ( $\times 10^6$ ciclos)	6,4	4,1	2,17	1,0	1,1	0,6

As **Figuras 66 e 67** mostram o aspecto geral dos primeiros fios rompidos dos cabos após os ensaios de fadiga em diferentes amplitudes de flexão (0,9 mm e 1,3 mm). As rupturas ocorreram na região adjacente ao ponto de fixação do cabo no grampo. A inspeção visual dos fios de Al rompidos identificou três tipos de topografia de fratura: fratura em V, fratura a 45 ° e fratura plana. A **Tabela 13** mostra a distribuição de cada tipo de fratura de acordo com a posição do fio rompido e com o valor da amplitude de flexão. No ensaio de menor amplitude de flexão a fratura plana foi predominante e ocorreu nos fios da camada externa (0,9 mm), enquanto que no ensaio de amplitude de flexão igual a 1,3 mm, por exemplo, a fratura a 45° foi predominante nas camadas externas e internas de fios de Al. Adicionalmente, a superfície de fratura em V foi observada no ensaio com amplitude de flexão igual a 1,3 mm.

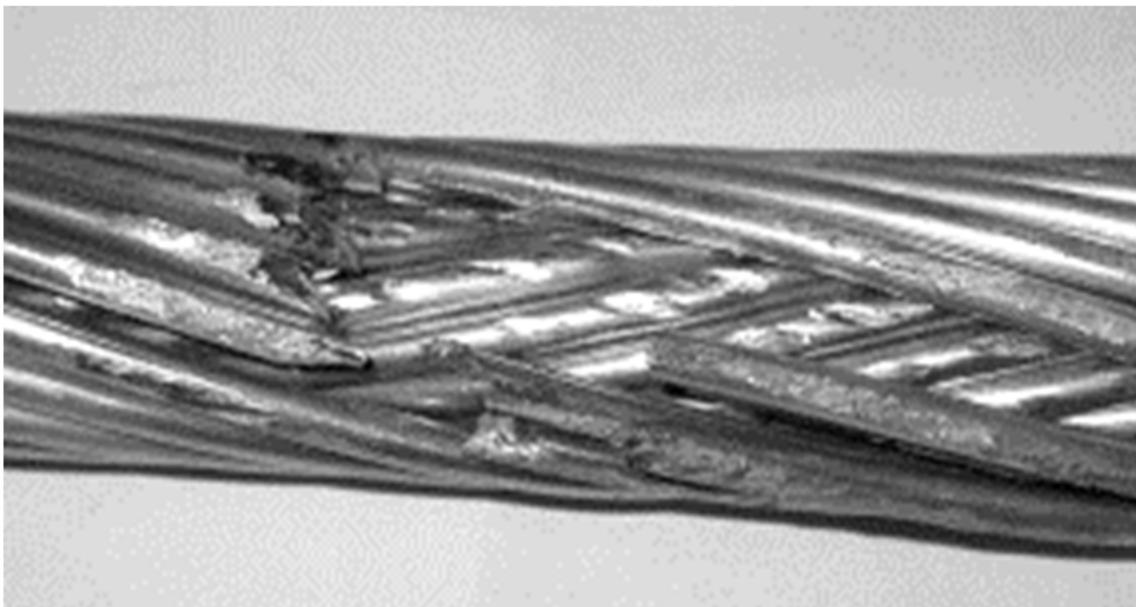


(a)

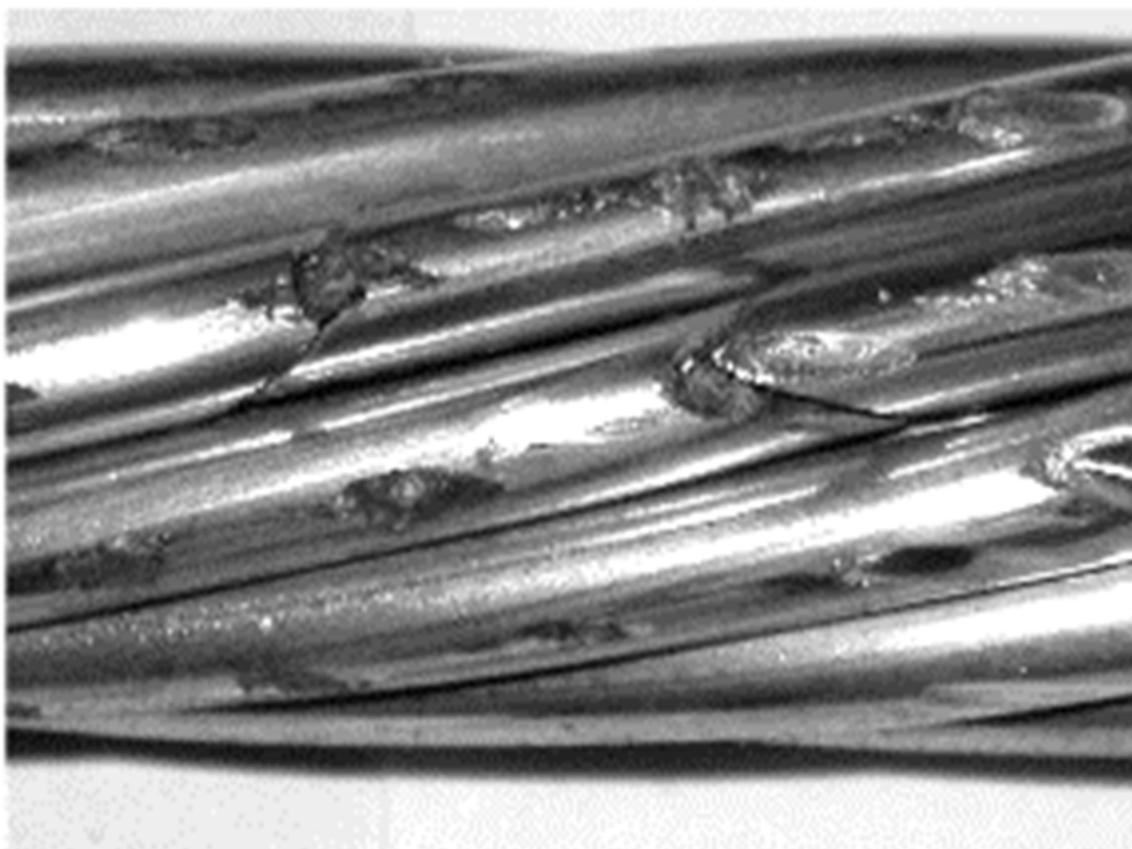


(b)

**Figura 66** - Vista geral do cabo após ensaio de fadiga com amplitude de 0,9 mm e tensão nominal no fio externo de 31,2 MPa (vida por fadiga de  $6,4 \times 10^6$  ciclos): (a) Detalhe do dano retangular na camada externa do cabo em contato com a garra e dos dois fios rompidos (fratura plana); (b) Detalhe do dano elíptico na camada interna do cabo sem nenhuma ruptura de fio [162].



(a)



(b)

**Figura 67** - Vista geral do cabo após ensaio de fadiga com amplitude de 1,3 mm e tensão nominal no fio externo de 48,5 MPa (vida por fadiga de  $1,1 \times 10^6$  ciclos): (a) Detalhe do dano retangular na camada externa do cabo em contato com a garra e dos 5 fios rompidos; (b) Detalhe do dano elíptico na camada interna do cabo com ruptura de fios a  $45^\circ$  [162].

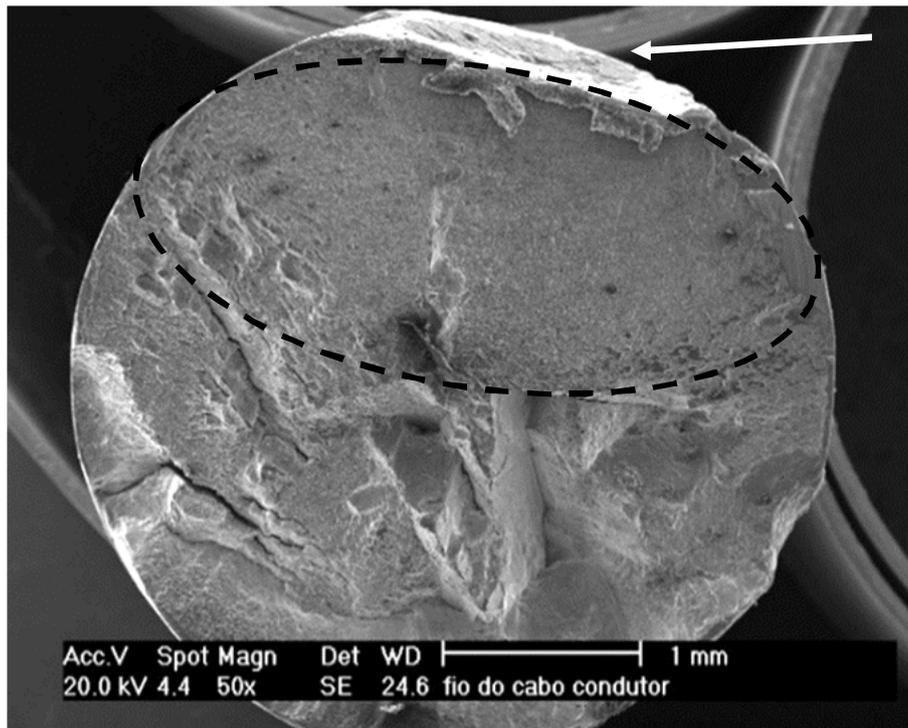
**Tabela 13** – Observação macrofractográfica dos primeiros de Al fios rompidos após os ensaios de fadiga [162].

Amplitude	Vida por fadiga	Posição dos fios rompidos	Nº de fios rompidos	Tipo de fratura
0,9 mm	$6.4 \times 10^6$ ciclos	Camada externa	2	100% - plana
1,3 mm	$1.1 \times 10^6$ ciclos	Camada externa	5	(3 fios) 60% - a 45°
				(2 fios) 40% - em V
		Camada interna	4	(3 fios) 75% - a 45°
				(1 fio) 25% - em V

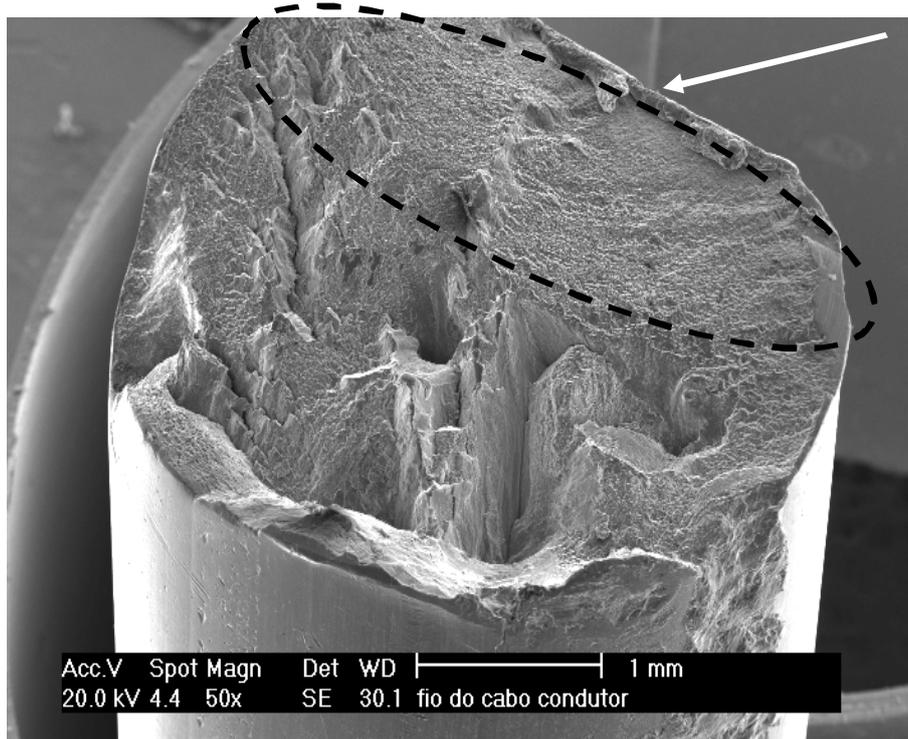
O exame microfractográfico investigou os três tipos de superfície de fratura dos fios. O exame da fratura plana (vide **Figuras 68-a a 68-c**) indicou grande proporção de superfície de fratura lisa e plana, nucleada em marca de fretagem elíptica. Esta superfície de fratura é lisa até atingir a profundidade de aproximadamente 1,5 mm, quando ela passa a ter topografia mais rugosa, com trincamento secundário (delaminação no sentido de orientação microestrutural dos fios encruados).

O exame em detalhe da região plana (vide **Figura 68-c**) não mostrou estrias de fadiga típicas, mas foi observado intenso trincamento secundário associado com “estrias fantasmas”. Esta microfractografia é típica de fratura por fadiga em material de baixa ductilidade (o alumínio H19 apresenta valor nominal de ductilidade de 3%) [198-199]. Não foi possível observar alvéolos de fratura dúctil na região rugosa, mas os autores [162] sugeriram que a região rugosa (com presença de delaminação) havia rompido por sobrecarga.

A **Figura 69-a** mostra o caminho de propagação da trinca de fadiga por fretagem a partir de trinca subsuperficial localizada na região de dano elíptico. O ângulo inicial de propagação da trinca é de  $\sim 30^\circ$  com o plano normal à tensão axial até a profundidade de trinca de 100  $\mu\text{m}$ , havendo, a seguir, a mudança do ângulo de propagação para  $\sim 10^\circ$ . A **Figura 69-b** mostra em detalhe como o mecanismo de dano por fretagem causou a deformação plástica e o trincamento subsuperficial do fio de Al. Observou-se, ainda, o destacamento de material, cominuição e oxidação, com formação de terceiro corpo abrasivo de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  junto ao dano por fretagem.

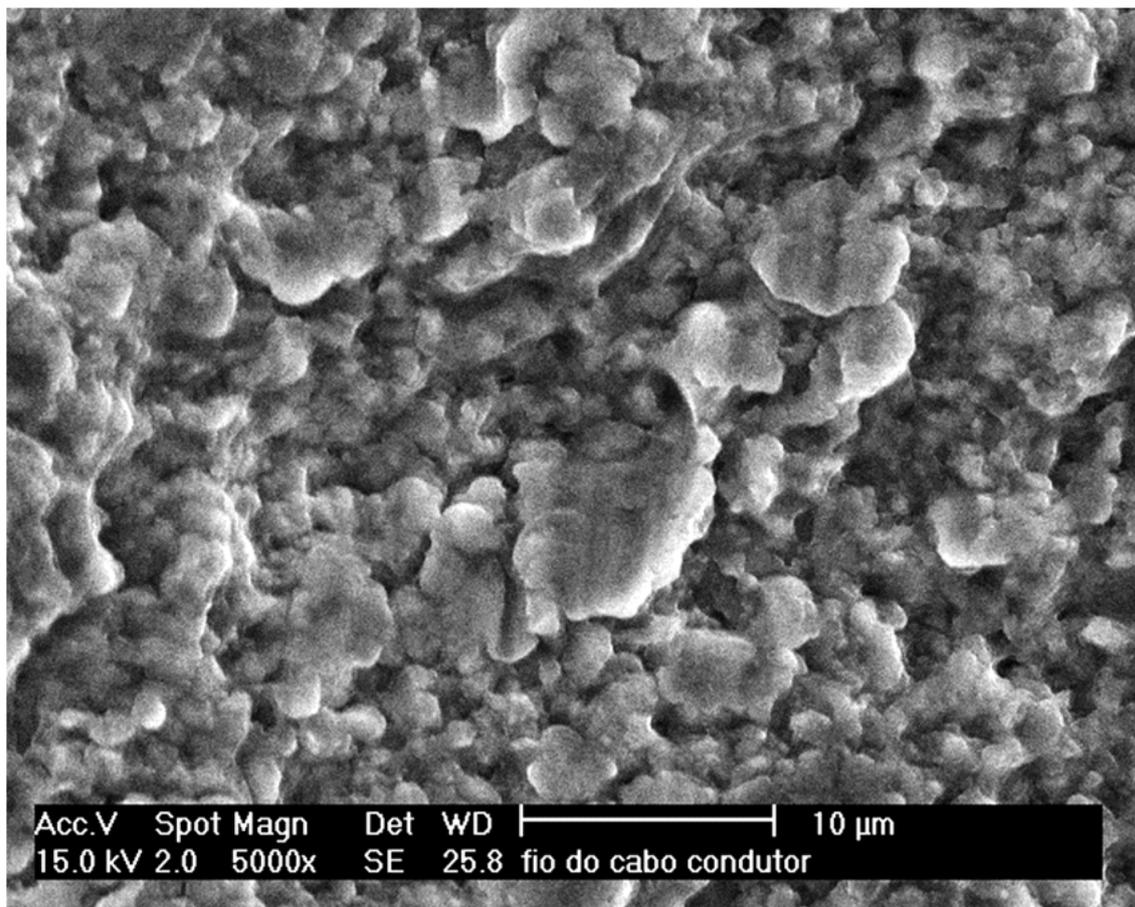


(a)



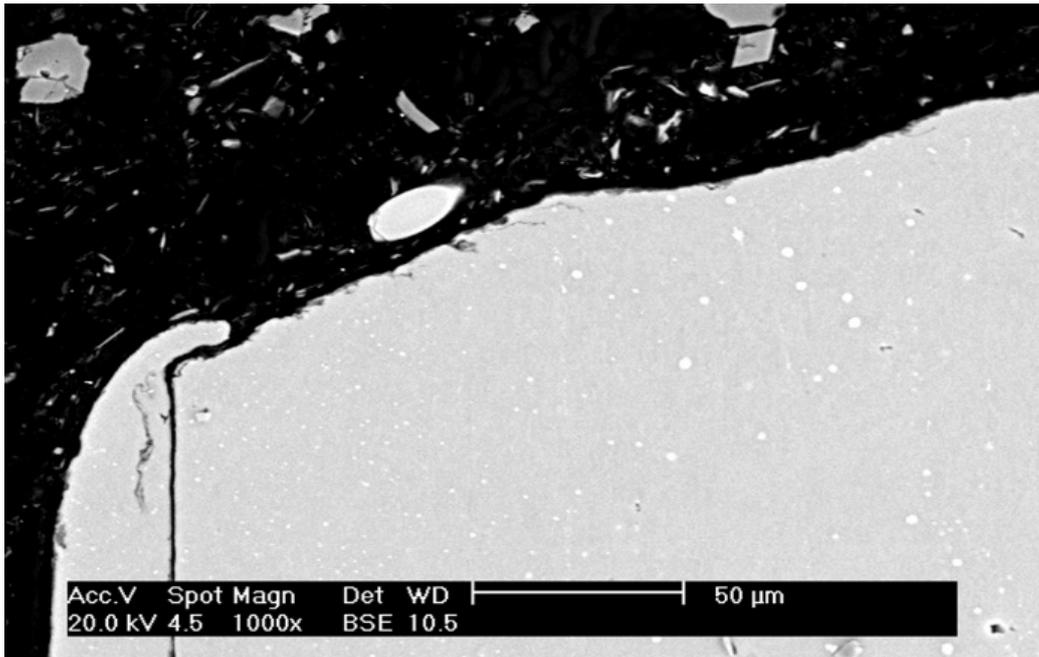
(b)

**Figura 68** – Fratura plana do fio externo para condição com amplitude de 0,9 mm e tensão nominal do fio externo de 31,2 MPa: (a) e (b) Exame microfractográfico mostrando região plana (40% da área de fratura, vide áreas pontilhadas) e região de topografia mais irregular, com intensa delaminação (60% da área de fratura). A fratura por fadiga por fretagem foi nucleada em marca elíptica (vide setas). MEV. IES [162].

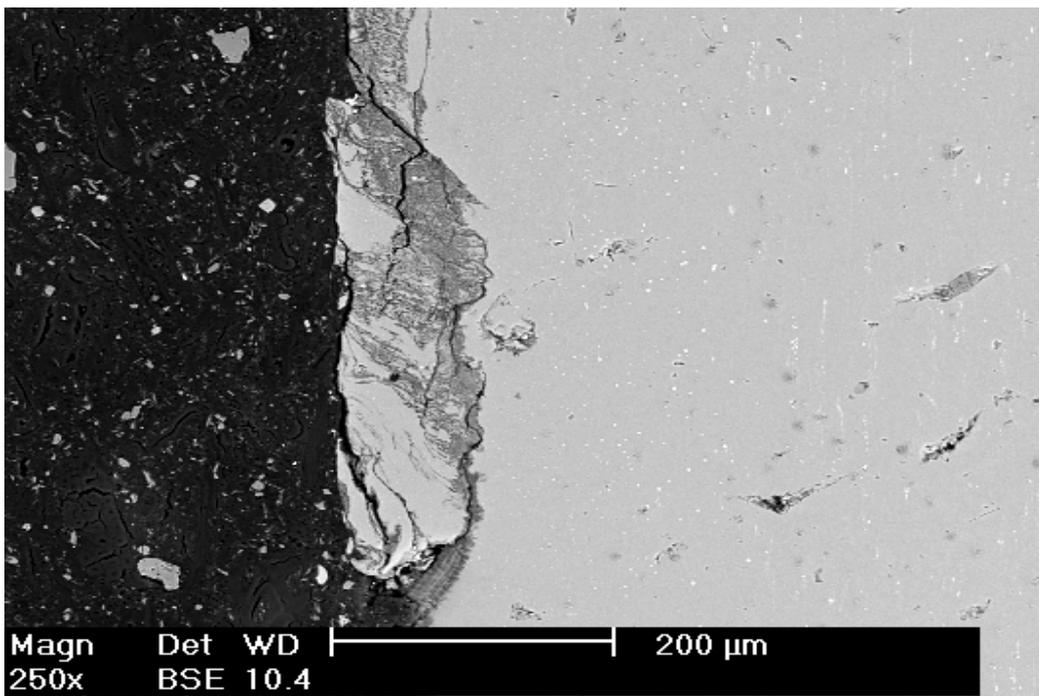


(c)

**Figura 68 (continuação)** – Fratura plana do fio externo para condição com amplitude de 0,9 mm e tensão nominal do fio externo de 31,2 MPa: (c) Exame microfractográfico do detalhe da região de fratura plana, mostrando intenso trincamento secundário e ausência de estrias típicas de fadiga (mas há estriamento tênue, típico de fadiga em material com baixa ductilidade). MEV. IES [162].



(a)



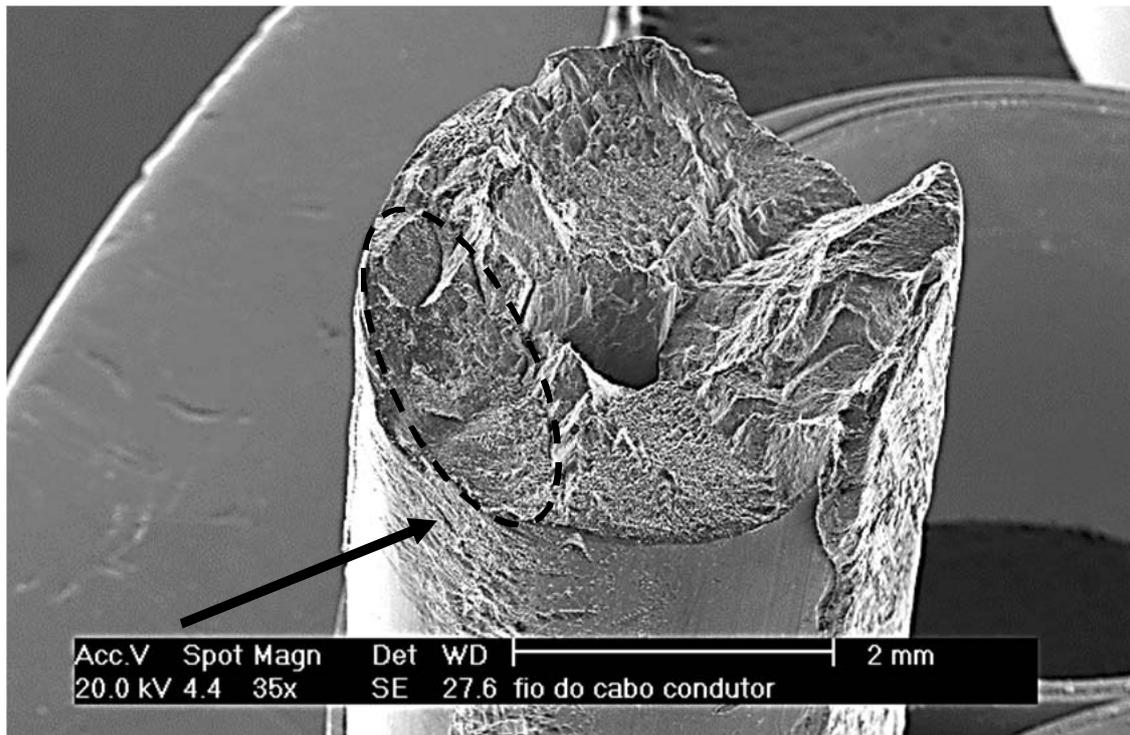
(b)

**Figura 69** - (a) Caminho de propagação estável da trinca na “região plana” de fratura do fio externo do cabo ensaiado com amplitude de 0,9 mm, corte longitudinal junto à superfície de fratura. O ângulo inicial de propagação da trinca é de aproximadamente 30° com o plano normal à tensão axial até uma profundidade de trinca de 100 μm; (b) Detalhe da região de dano elíptico por fretagem, mostrando formação de trincamento subsuperficial, destacamento de material e formação de debris de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. MEV. IER [162].

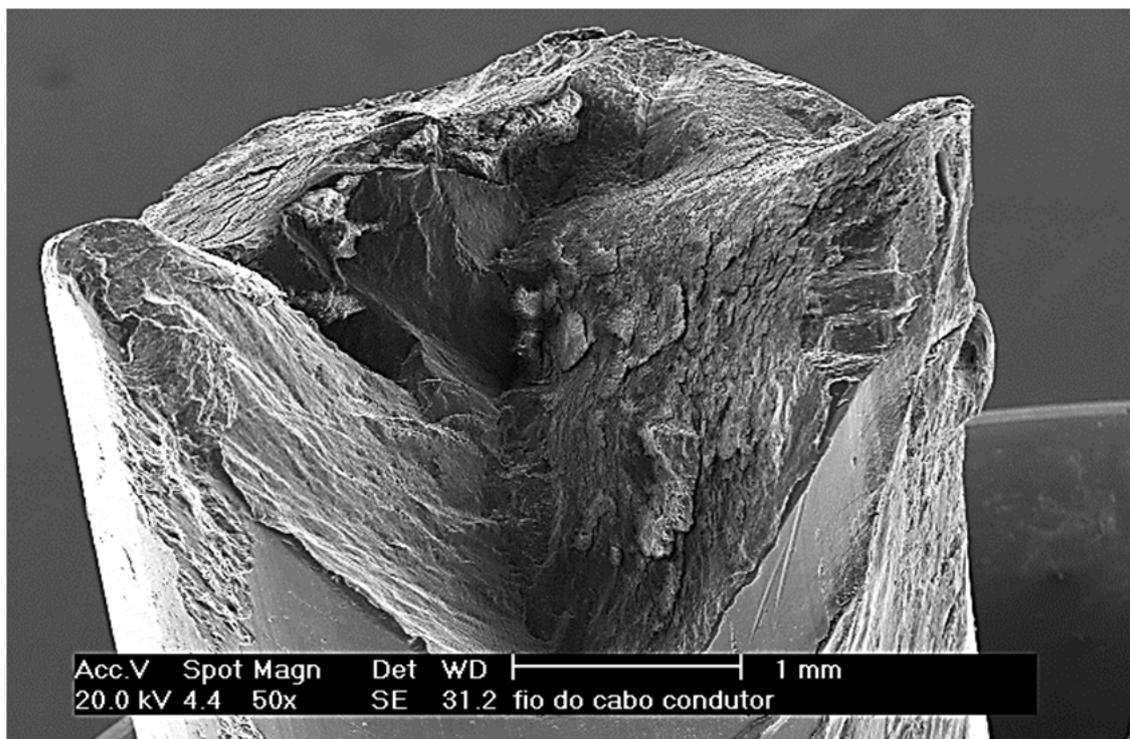
As **Figuras 70-a e 70-b** mostram a microfractografia da fratura em V de fios de Al após ensaio de fadiga com amplitude de flexão de 1,3 mm. Existe uma proporção de superfície plana e lisa, com formato semi-elíptico, formada a partir de uma marca de elíptica. Esta superfície de fratura plana ocorre até profundidade de aproximadamente 1 mm da superfície do fio. A partir deste ponto, a superfície de fratura é composta de duas superfícies inclinadas a  $45^\circ$  do plano normal à tensão axial, típicas de fratura por cisalhamento. O exame mais detalhado das duas regiões (fratura plana e a  $45^\circ$ ) não mostrou a presença nem estrias típicas de fadiga nem alvéolos de fratura dúctil, mas os autores [162] sugeriram que a fratura a  $45^\circ$  ocorreu por sobrecarga. A **Figura 70-c** mostra o caminho de propagação estável de trinca secundária encontrada próxima da superfície de fratura, mostrando que sua propagação estável é perpendicular à tensão axial até profundidade de  $\sim 100 \mu\text{m}$ , depois ocorre pequena deflexão ( $\sim 30^\circ$  com o plano normal à tensão axial por comprimento de  $\sim 100 \mu\text{m}$ ) e, novamente, a propagação é perpendicular à tensão axial. Os pontos de deflexão da propagação estável da trinca coincidem com presença de inclusões de  $\text{FeAl}_3$ .

As **Figuras 71-a e 71-b** mostram a topografia da fratura a  $45^\circ$  encontrada na maioria dos fios rompidos do cabo ensaiado com amplitude de flexão de 1,3 mm. Existe uma superfície lisa em ângulo de aproximadamente  $45^\circ$  com o plano normal à tensão axial e associada a marca de dano por fretagem do tipo retangular e que avança até profundidade de  $300 \mu\text{m}$  da superfície do fio. Depois desta profundidade, a superfície de fratura torna-se bastante rugosa, indicando que a ruptura final ocorreu por sobrecarga.

O exame mais detalhado das duas regiões (lisa e rugosa) não mostrou nem estrias de fadiga nem alvéolos de fratura dúctil [162], mas sugeriu-se que a superfície de fratura mais lisa foi causada pela propagação de trinca de fadiga por fretagem. A **Figura 71-c** mostra a propagação estável de trinca secundária (comprimento aproximado de  $200 \mu\text{m}$ ) encontrada próxima da superfície de fratura, mostrando sua nucleação a partir de uma trinca subsuperficial associada ao dano por fretagem. O ângulo de propagação da trinca foi de  $45^\circ$  com o plano normal à tensão axial.

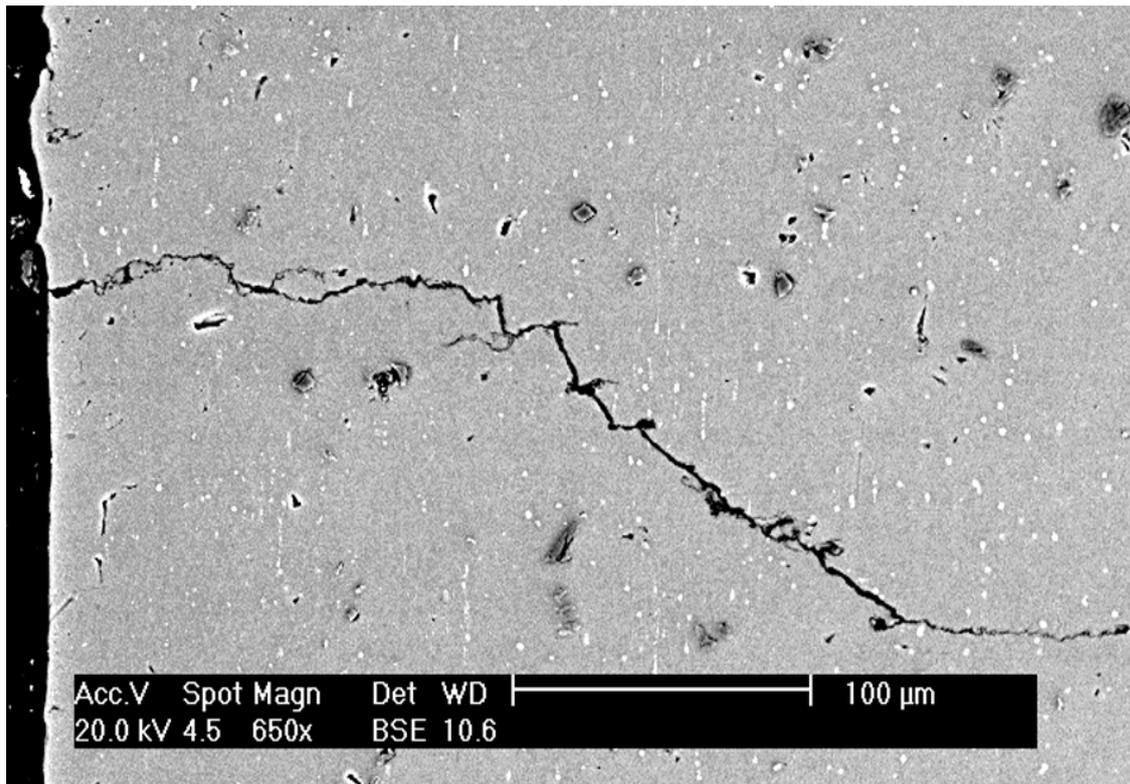


(a)



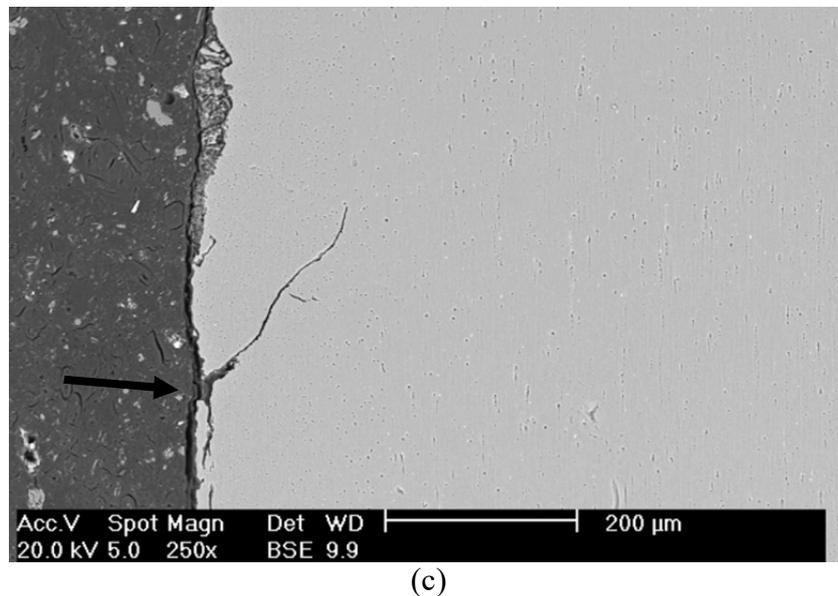
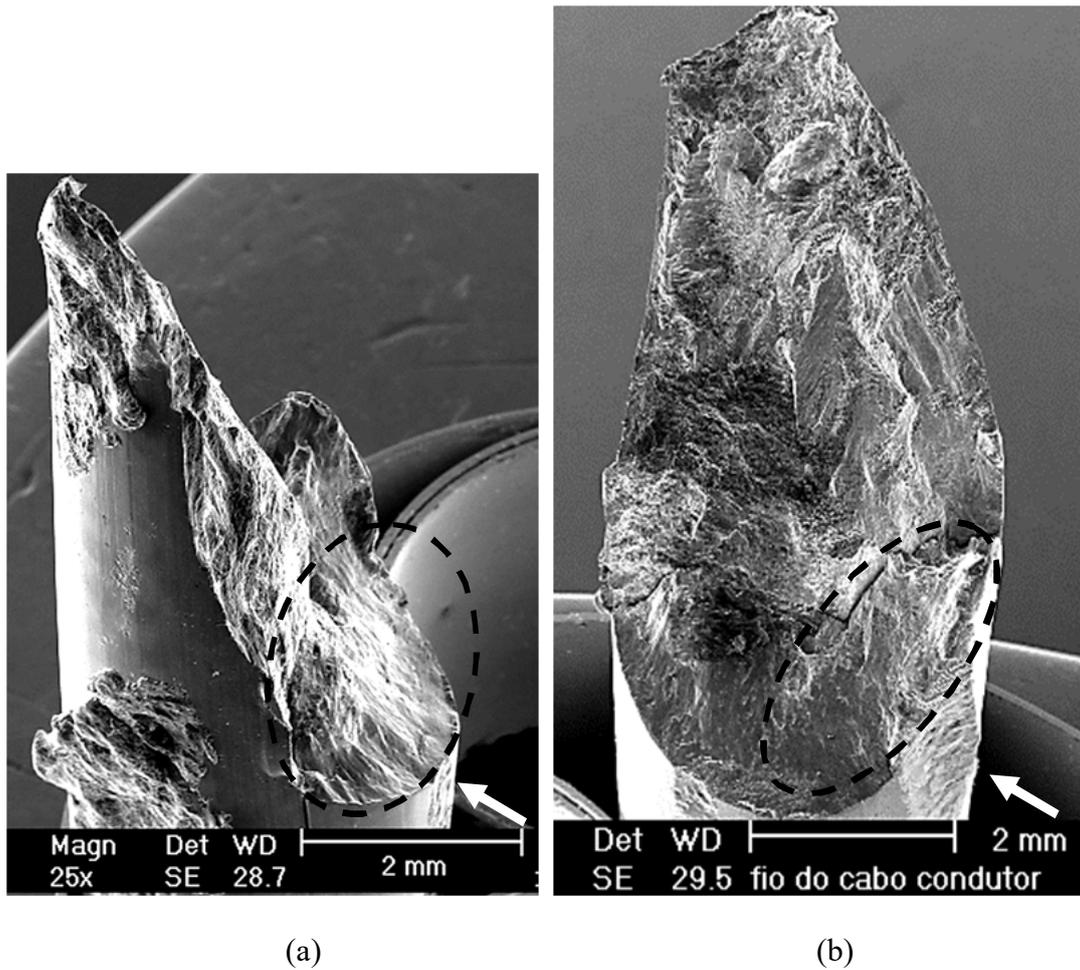
(b)

**Figura 70** - Caracterização do fio interno rompido do cabo ensaiado com amplitude de 1,3 mm: (a) e (b) Exame fractográfico de fratura em V, mostrando região de fratura plana e lisa (15% da área de fratura, vide área pontilhada) e região fibrosa com ângulo de aproximadamente 45°. A fratura por fadiga foi nucleada no dano elíptico de fretagem (seta). MEV. IES [162].



(c)

**Figura 70 (continuação)** - Caracterização do fio interno rompido do cabo ensaiado com amplitude de 1,3 mm: (c) Corte longitudinal à fratura, mostrando o caminho de propagação estável de uma trinca secundária, que é perpendicular à tensão axial até profundidade de  $\sim 100 \mu\text{m}$ , depois apresenta deflexão em  $30^\circ$  por  $\sim 100 \mu\text{m}$  e volta para a seguir caminho perpendicular à tensão axial. MEV. IES e IER [162].



**Figura 71** - Caracterização do fio interno rompido do cabo ensaiado com amplitude de 1,3 mm: (a) e (b) Exame fractográfico, fratura a 45°, mostrando região de fratura lisa (vide áreas pontilhadas) e região fibrosa. A trinca de fadiga foi nucleada no dano elíptico de fretagem (seta); (c) Corte longitudinal da fratura mostrando propagação estável de trinca secundária (fadiga por fretagem) de profundidade de ~ 200 µm em ângulo de 45° com a tensão axial. MEV. IES e IER [162].

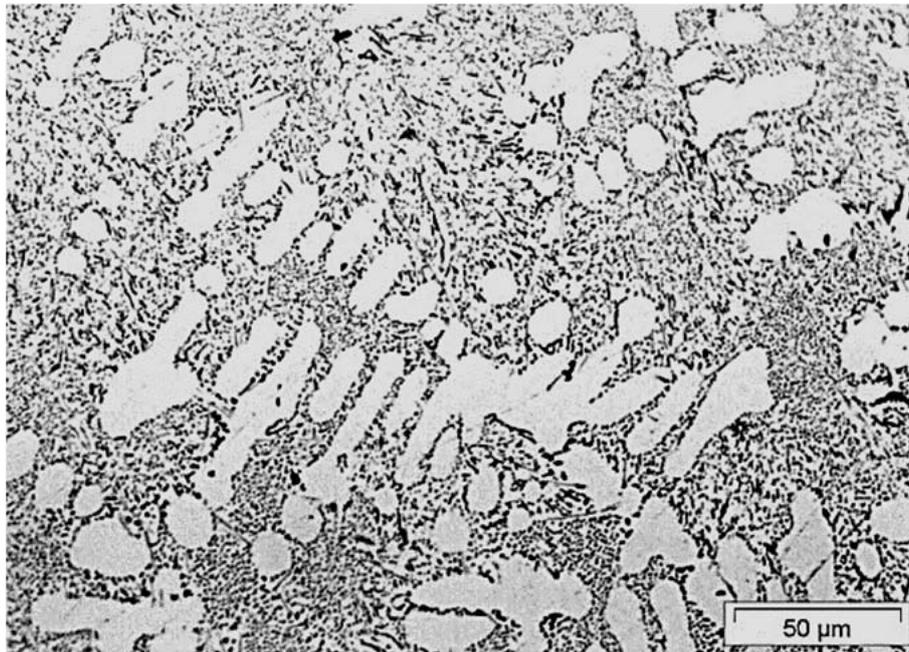
O exame microfractográfico dos fios com fratura a 45° (vide **Tabela 13** e **Figuras 71-a** a **71-c**) indica a ação de um mecanismo de fratura em duas etapas:

- Nucleação e propagação estável da trinca de fadiga por fretagem até profundidade de aproximadamente 300  $\mu\text{m}$ .
- A partir da profundidade de 300  $\mu\text{m}$ , a propagação da trinca ocorreu de modo instável (sobrecarga).

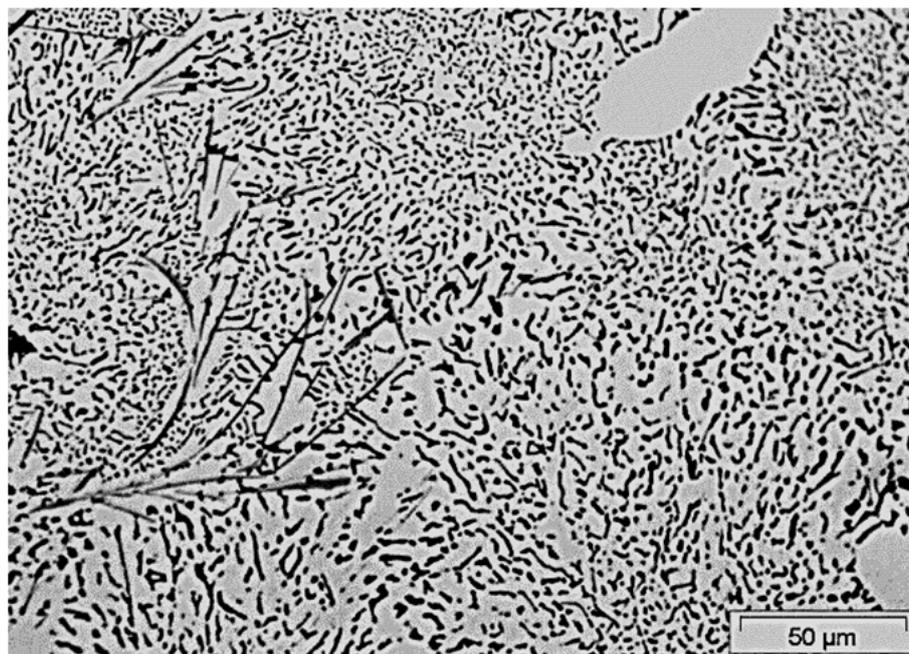
O exame microfractográfico identificou três tipos de topografia de fratura para os primeiros fios rompidos durante os ensaios de fadiga: fratura plana (vide **Figura 68**), fratura em V (vide **Figura 70**) e fratura a 45° (vide **Figura 71**). A fratura a 45° foi o tipo predominante dos fios de Al das camadas externas e internas em amplitudes de flexão mais elevadas (1,3 mm), enquanto que a fratura plana foi o tipo predominante para o menor valor de amplitude de flexão (vide **Tabela 13**).

Estes três padrões de fratura estão de acordo com resultados anteriores [173-179]. Os autores [162] relacionaram a menor proporção de fratura do tipo plana e lisa com o menor valor da amplitude de tensão axial e sugeriram que os fios apresentando fratura a 45° (que foi o tipo de fratura predominante dos fios no ensaio com maior amplitude de flexão, vide **Tabela 13**) romperam por sobrecarga. Como já foi visto na análise do artigo anterior [161] (vide **Figura 63-c**), a hipótese de fratura por sobrecarga após a ruptura por fadiga dos primeiros fios de Al não é realista, principalmente em ensaios de fadiga sem passagem de corrente elétrica.

O exame metalográfico do grampo inferior (vide **Figura 72-a**) revelou microestrutura eutética de liga Al-13% Si (dureza de 65 HV) com dendritas de Al ( $\alpha$ ) e eutético interdendrítico refinado, típico de liga modificada. O grampo superior (vide **Figura 72-b**) revelou microestrutura hipereutética de liga Al-17% Si fundida com dureza de 62 HV e sem tratamento de modificação. As tribosuperfícies dos grampos superiores e inferiores mostraram degradação superficial causada pelo mecanismo de fretagem, com presença de deformação plástica, trincamento subsuperficial, destacamento de material e formação de terceiro corpo (vide **Figuras 72-c** e **72-d**). Na liga hipereutética, o trincamento subsuperficial ocorreu preferencialmente na interface entre o silício primário e a matriz, enquanto que na liga eutética modificada foi observada a formação de tribofilme contínuo de  $\text{Al}_2\text{O}_3$ .

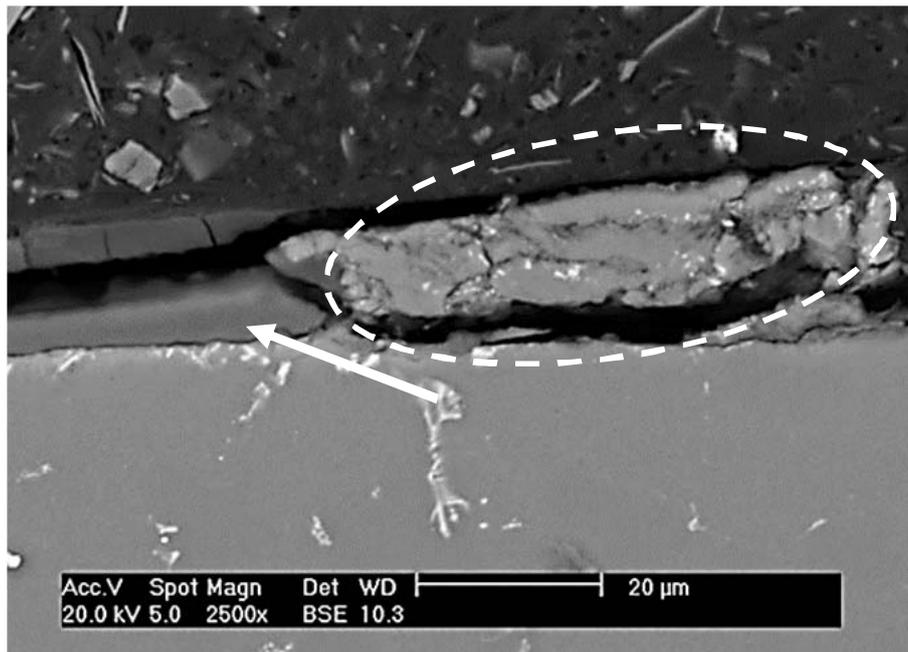


(a)

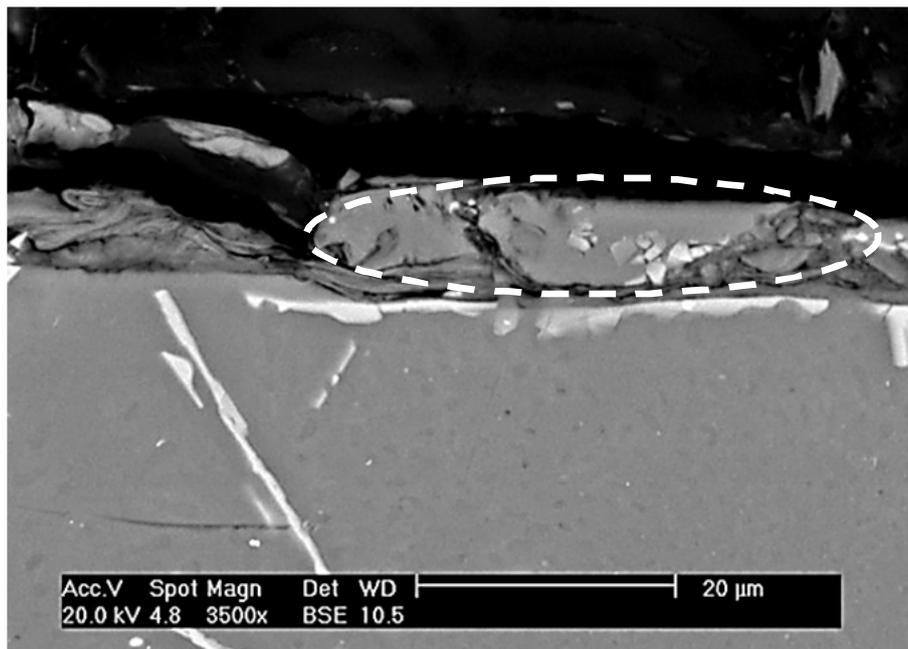


(b)

**Figura 72** - (a) Garra inferior de liga Al-13%Si, mostrando microestrutura dendrítica de fase Al ( $\alpha$ ) e eutético interdendrítico refinado (eutético modificado); (b) Garra superior de liga Al-17%Si, mostrando microestrutura dendrítica de fase Al ( $\alpha$ ) e eutético interdendrítico grosseiro (eutético não-modificado). MO.



(c)



(d)

**Figura 72** (continuação) - Corte transversal junto à tribosuperfície: (c) Garra inferior, mostrando deformação plástica superficial, seguida de destacamento de material (área pontilhada) com debris contendo  $\text{Al}_2\text{O}_3$  e  $\text{SiO}_2$ . Formação de tribofilme ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) de  $5\ \mu\text{m}$  de espessura (seta); (d) Garra superior, mostrando deformação plástica superficial, seguida de destacamento de material (vide área pontilhada) junto à interface partícula eutética e matriz, levando à formação de debris contendo  $\text{Al}_2\text{O}_3$  e  $\text{SiO}_2$ . MEV. IER e microanálise EDS [162].

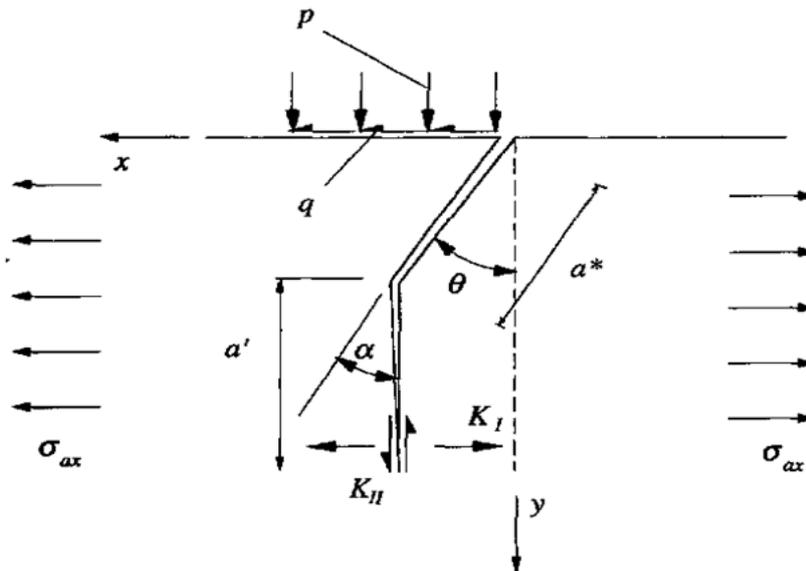
Os resultados indicam que a fratura dos fios de Al durante o ensaio de fadiga com amplitude de 1,3 mm (vide **Tabela 13**) começou com a ruptura de 3 fios externos de Al (fratura a 45° iniciada pelo mecanismo de fadiga por fretagem), seguida da ruptura de 6 fios de Al (fratura em V e fratura a 45°, ambas iniciadas por fadiga por fretagem).

A análise de falhas de cabos durante os ensaios de fadiga fornece informações sobre o tipo e o modo de fratura dos primeiros fios de Al, além de identificar as regiões críticas do cabo, que facilita o modelamento matemático por análise por elementos finitos (EF). Adicionalmente, a determinação do tipo de fratura dos primeiros fios de Al (ângulo de propagação da trinca de fadiga) durante os ensaios de fadiga ajuda na escolha dos modelos teóricos de previsão de vida por fadiga [191-192]. O valor estimado da vida do cabo serve de informação para as equipes de monitoramento de linhas aéreas de transmissão. A capacidade de previsão da vida em fadiga é fundamental tanto para a manutenção quanto para o projeto de novas linhas de transmissão [191-192].

A análise de tensões em cabos compostos por duas ou mais camadas de fios helicoidais, mesmo em condições de serviço com carregamento mecânico estático, é bastante complexa, pois os valores das tensões de tração, de flexão e de torção, de movimento relativo entre os fios; e das forças de atrito em cada um dos fios é diferente [200].

Faanes [201] estudou o ângulo de propagação de trincas de fadiga por fretagem em condições de carregamento mecânico, comparativamente, menos complexos. Segundo o autor, experiências clássicas de fadiga por fretagem mostram que a propagação da trinca geralmente se inicia com ângulo próximo a 45° (regime 1 ou modo II de carregamento). Com a mudança do campo de tensões (redução do componente de carregamento normal à área de contato e aumento relativo do componente de tensão axial), a trinca tende a se propagar de modo estável no plano perpendicular à tensão axial (regime 2 ou modo I de carregamento), como mostrado na **Figura 73**. Os resultados experimentais de fratura por fadiga por fretagem (vide **Figuras 68 a 70**) mostraram que a propagação estável de trincas nos fios helicoidais de Al não é tão simples assim.

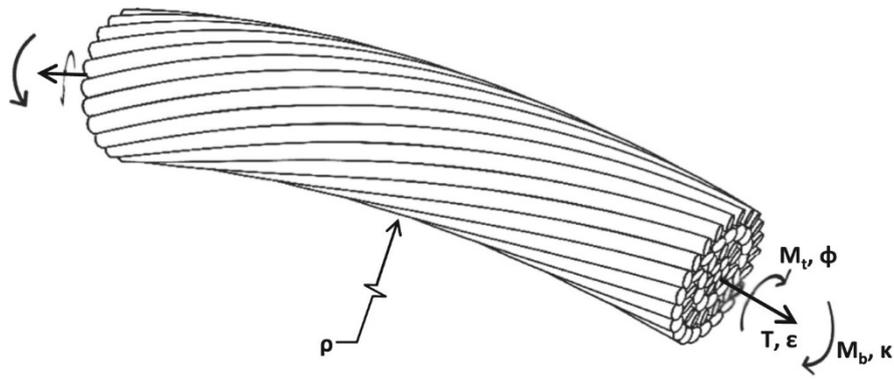
Szolwinski [202] comentou em 1996 que o dano por fretagem é uma competição sinérgica entre os mecanismos de desgaste, corrosão e fadiga. Uma vez que o processo de fretagem envolve uma miríade de fenômenos mecânicos e químicos que interagem entre si, a noção de um modelo único para explicar a nucleação da trinca de fadiga por fretagem pode ser considerada absurda.



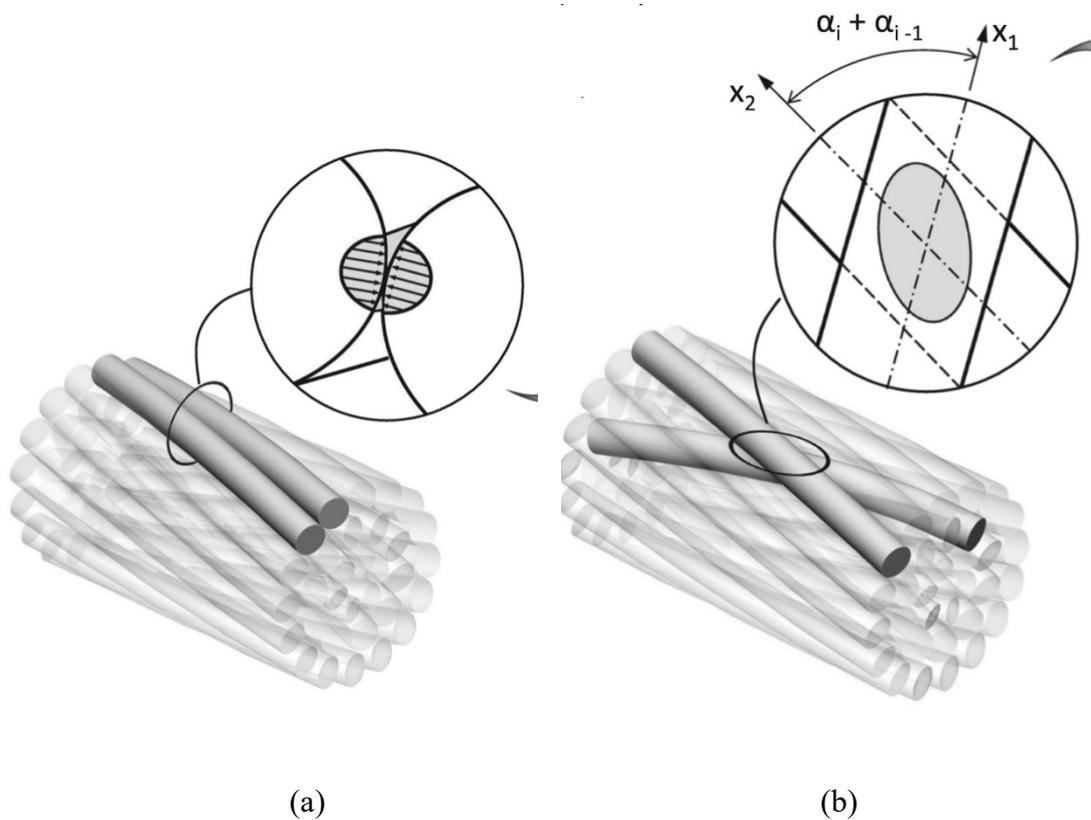
**Figura 73** - Configuração clássica da fretagem por fadiga com carregamento mecânico misto, onde:  $q$  é a força de atrito na área de contato;  $P$  é a força normal na área de contato;  $\sigma_{ax}$  é a amplitude da tensão axial;  $K_I$  é o fator de intensificação de tensão no modo I (tração);  $K_{II}$  é o fator de intensificação de tensão no modo II (cisalhamento);  $\theta$  é o ângulo inicial de propagação da trinca em modo I;  $a^*$  é a tamanho da trinca no modo I; e  $a'$  é o tamanho da trinca em modo II [201].

Em 2006, pesquisadores da Universidade de Oxford publicaram um artigo [203] sobre a evolução no entendimento do mecanismo da fadiga por fretagem. Eles frisaram que um fator fundamental para esta evolução foi a padronização dos ensaios de fadiga por fretagem e o reconhecimento da importância do monitoramento de uma ampla gama de parâmetros durante os ensaios [203]. Segundo eles, tentou-se explicar a fadiga por fretagem usando modelos de fadiga multiaxial, mas foi finalmente reconhecido que os gradientes de tensão na fadiga por fretagem são comparativamente mais elevados devido à elevada concentração de tensões junto à superfície de contato. Neste cenário, a inclusão do componente de atrito é uma peça fundamental para o melhor entendimento da fadiga por fretagem.

Em 2017 foi proposta uma estratégia [204,205] para o modelamento por elementos finitos em 3D para estimar as tensões em cada um dos fios helicoidais de cabos subcondutores junto ao ponto de fixação na garra, de modo a entender melhor o carregamento mecânico e as condições de falha por fadiga por fretagem nos diversos fios de Al (vide **Figura 74**). Estes cabos são sujeitos a cargas multiaxiais estáticas e dinâmicas, e possuem diferentes tipos de contatos entre os seus fios (vide **Figuras 75-a e 75-b**).

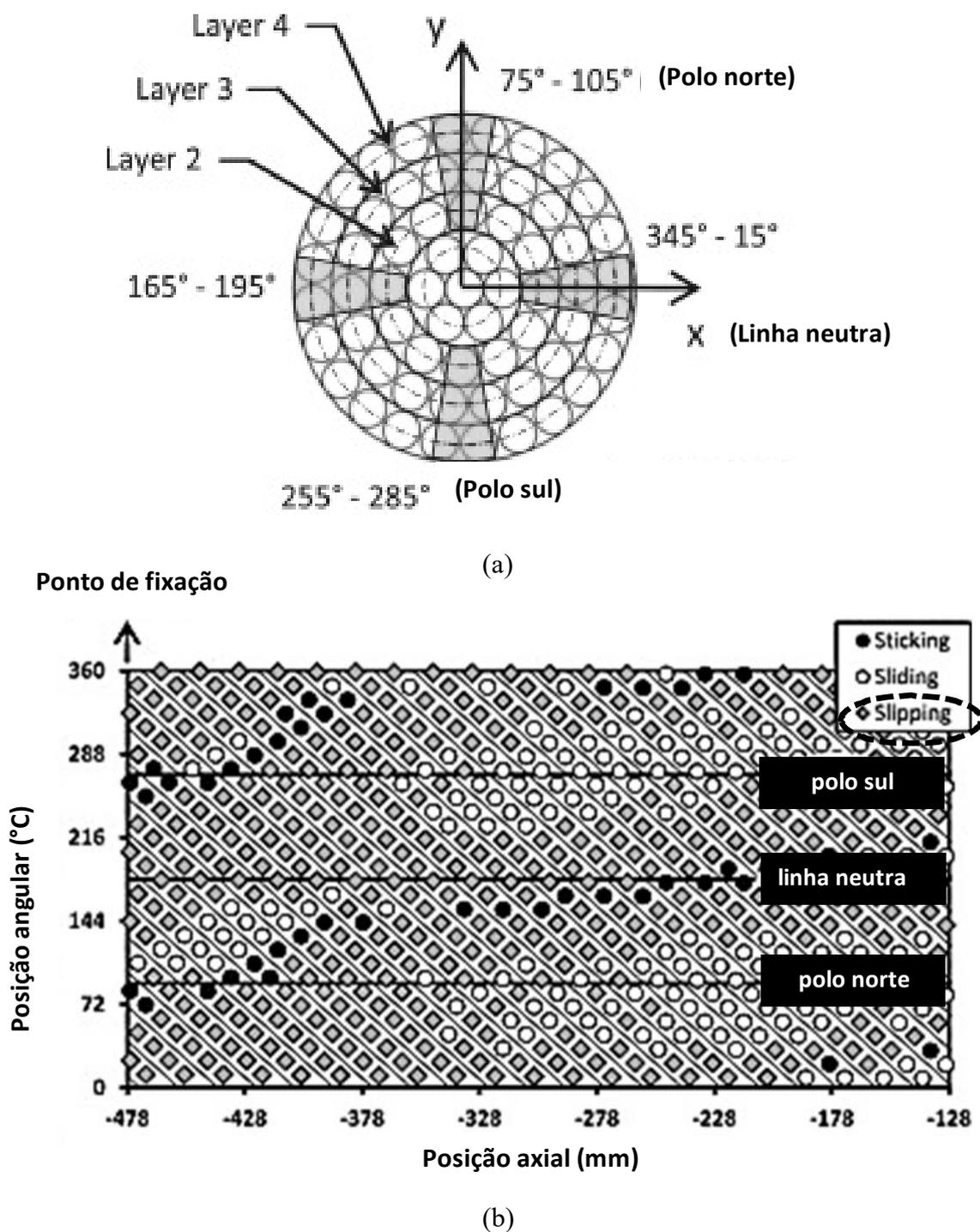


**Figura 74** - Configuração de carregamento mecânico no feixe de fios helicoidais de um cabo subcondutor [204].



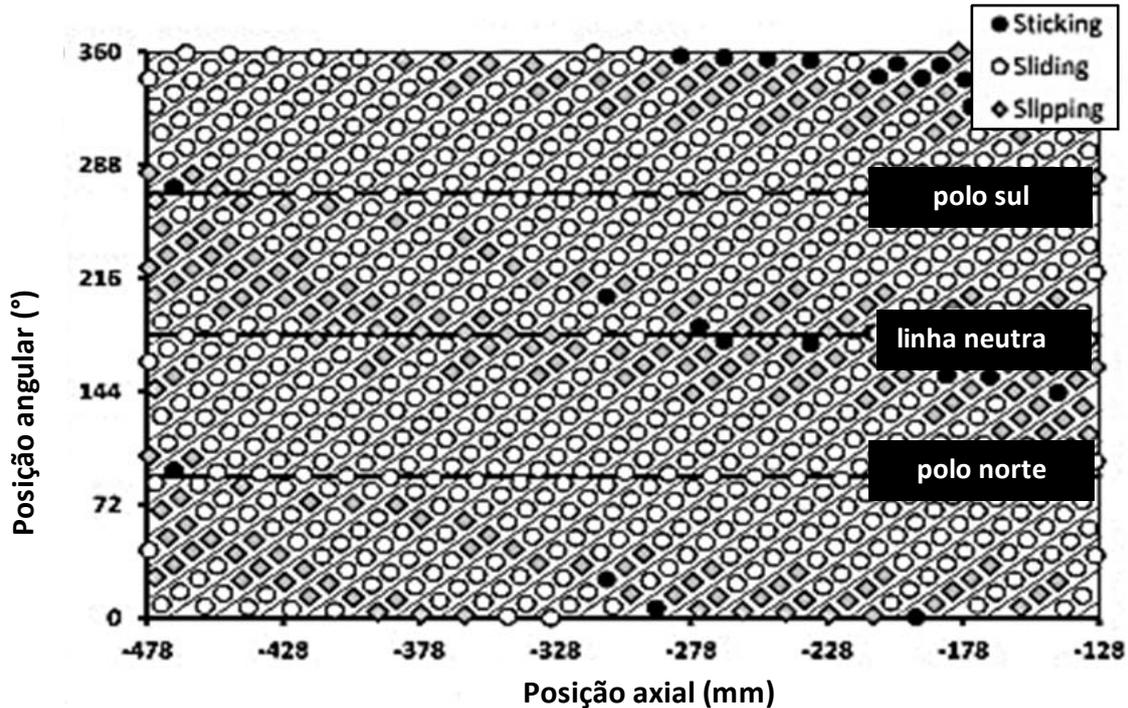
**Figura 75** – Superfície de contato entre os fios de cabos subcondutores: (a) Contato lateral entre os fios de mesma camada; (b) Contato elíptico entre os fios de camadas diferentes [204].

Os resultados indicaram que os fios do cabo sofrem diferentes regimes de fretagem junto ao elemento de fixação do cabo (regime de escorregamento parcial, regime misto e regime de escorregamento total), dependendo da distância do fio ao ponto de fixação e da posição relativa do fio dentro do cabo (vide **Figuras 76-a e 76-b**).



**Figura 76** - Resultados do modelamento de cabo Cardinal: (a) Posição dos fios em corte transversal; (b) Mapa do tipo de contato entre os fios da segunda e terceira camadas (fios mais internos), mostrando predominância de pontos de contatos elípticos com regime de fretagem do tipo misto (*slipping*), mais crítico para a nucleação da fadiga por fretagem. Os pontos de regimes de escorregamento parcial (*sticking*) e total (*sliding*) também são mostrados [204].

## Ponto de fixação

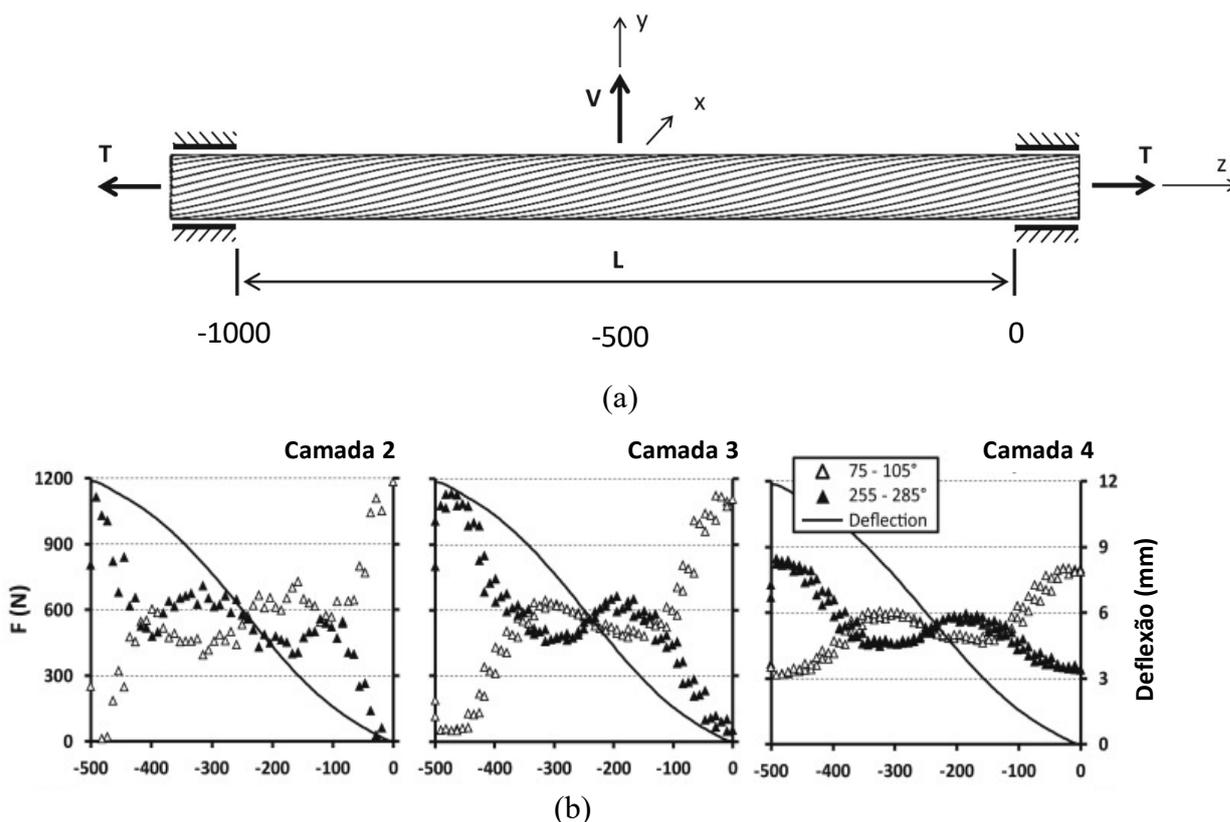


(c)

**Figura 76** (continuação) - Resultados do modelamento de cabo Cardinal: (c) Mapa do tipo de contato entre os fios da terceira e quarta camadas (fios mais externos), mostrando predominância de pontos de contatos elípticos com regime de fretagem do tipo escorregamento total (*sliding*), mais suscetível ao desgaste abrasivo. Os pontos de regimes de escorregamento parcial (*sticking*) e misto (*slipping*) também são mostrados [204].

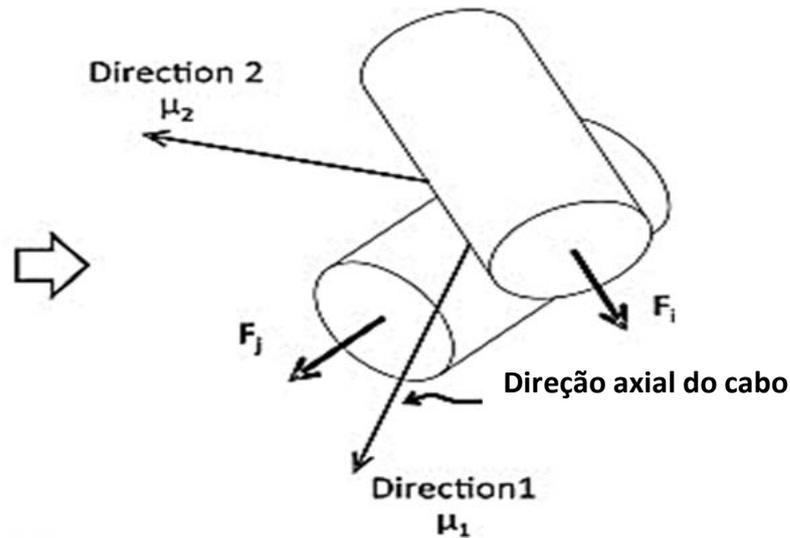
As figuras obtidas pelo modelamento matemático mostraram que os fios de Al posicionados na camada mais interna do cabo subcondutor Cardinal e mais próximos do ponto de fixação são mais suscetíveis ao regime de fretagem misto (vide **Figuras 76-b** e **76-c**), independentemente da posição angular dos fios no cabo [204,205].

O modelamento [204] também calculou a distribuição de forças em cada um dos fios de Al do cabo Cardinal submetido ao carregamento axial de 40000 kN e cíclico de 1820 N (vide **Figura 77-a**). Os fios mais próximos da fixação e situados nos polos norte e sul do cabo apresentaram os maiores valores de força axial (vide **Figura 77-b**). Os resultados mostraram ainda que os fios da segunda e terceira camadas (camadas mais internas do cabo, vide **Figura 76-a**) eram submetidos a maiores valores de força máxima axial durante a ciclagem mecânica do cabo, contrariando a ideia de que a máxima tensão axial atuaria nos fios da camada mais externa do cabo [161, 193, 197].

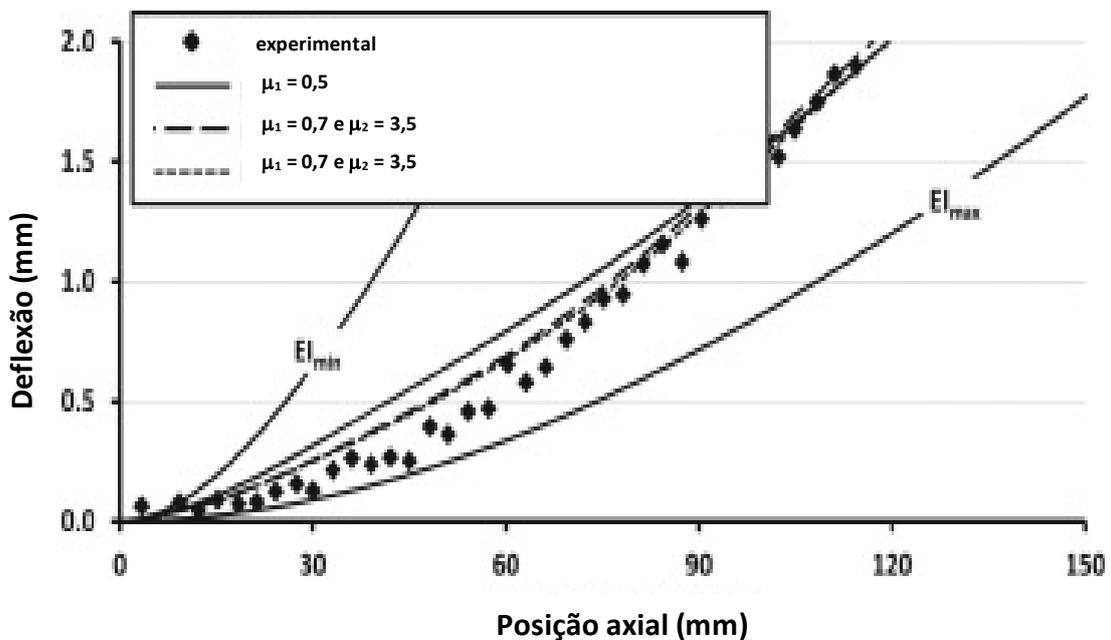


**Figura 77** – (a) Esquema do cabo usado no modelamento, com extremidades fixas nas pontas e aplicação de tração  $T$  e carregamento cíclico  $V$  (centro do cabo), comprimento do cabo de 1000 mm; (b) Distribuição de forças nos fios localizados no plano vertical do cabo Cardinal. Os pontos mais próximos da fixação do cabo (posições 0) e na parte central do cabo (posição - 500, maior amplitude de flexão) apresentaram os maiores valores de força máxima axial. Adicionalmente, os fios de Al situados nos polos norte e sul do cabo apresentaram os maiores valores de força. Finalmente, os fios da segunda e terceira camadas (camadas mais internas do cabo, vide **Figura 76-a**) apresentaram os maiores valores de força máxima axial [204].

Os autores [204] explicaram estes resultados (**Figuras 76 e 77**) pela composição do cabo: a ação da tensão axial provocaria o movimento de “aperto” nos fios helicoidais, aumentando, desta forma, a pressão de contato transmitida para os fios das camadas internas do cabo. O modelamento matemático indicou que os fios de Al mais externos do cabo nem sempre são os mais suscetíveis à falha por fadiga por fretagem. Como consequência, os autores [204] introduziram o conceito de ortogonalidade dos coeficientes de atrito nas regiões de contato entre os fios (vide **Figura 78**) para conseguir um melhor ajuste entre os resultados do modelamento matemático e os valores experimentais. A validação do modelo confirmou que as forças de atrito entre os fios controlam a rigidez do cabo à flexão (vide **Figura 79**).



**Figura 78** - Implementação do conceito de coeficiente de atrito ortogonal, sendo  $\mu_1$  paralelo à direção axial do cabo e  $\mu_2$  normal ao eixo maior eixo do contato elíptico [204].



**Figura 79** - Comparação dos resultados experimentais e dos valores do modelamento de deflexão em função da direção axial para cabo ACSR Cardinal, usando diversas combinações de coeficientes de atrito entre os fios. Os melhores ajustes foram obtidos com uso dos coeficientes de atrito ortogonais com valores  $\mu_2 = 3,5$  e  $\mu_1 = 0,7$  (vide **Figura 78**). Os valores máximos de deflexão foram obtidos para o cabo menos rígido (linha  $EI_{min}$ ) - modelo empírico de Poffenberger-Swart [193] que não considera o atrito entre os fios [204].

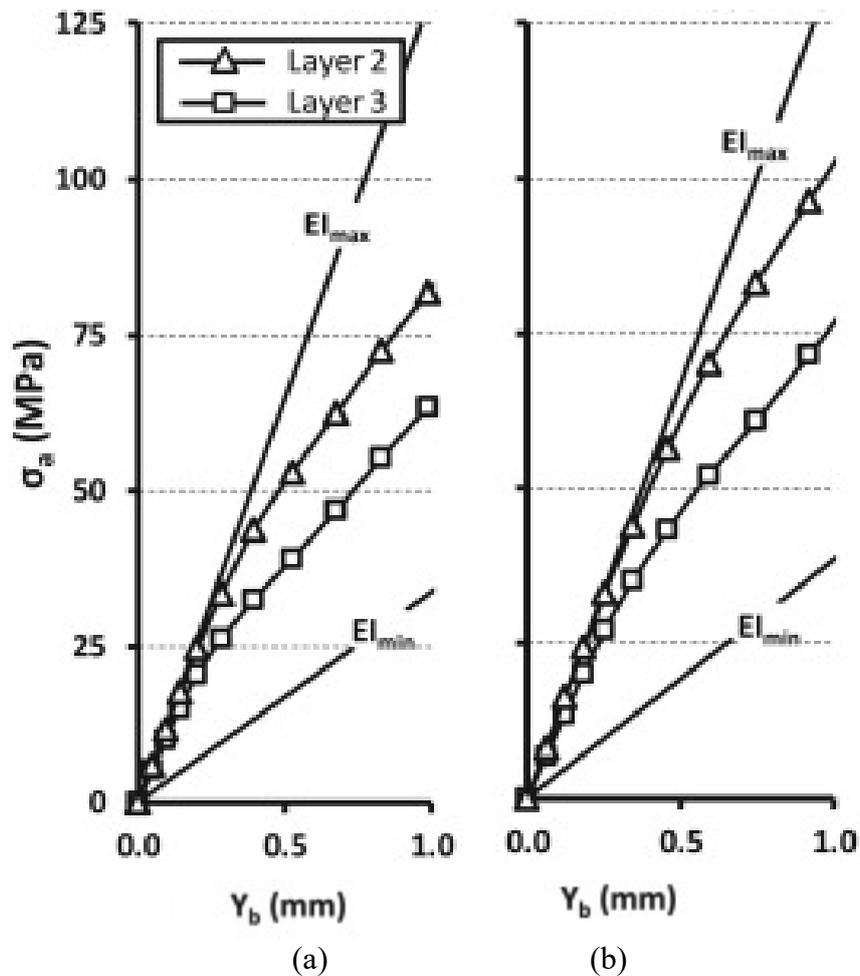
O modelo de Poffenberger-Swart [193, 162] é muito usado pela indústria de transmissão de energia elétrica para estimar o carregamento mecânico do cabo causado

pela vibração eólica, mas este modelo reduz a configuração do cabo a um feixe de vigas independentes. Como resultado desta simplificação, que não considera o atrito entre os fios, o cabo apresenta, segundo este modelo, um valor mínimo de rigidez à flexão (vide curva  $EI_{\min}$  na **Figura 79**). Adicionalmente, estima-se que os valores da amplitude da tensão de flexão ( $\sigma_a$ ) causados pela vibração eólica e calculados por este modelo estejam subestimados (vide **Tabela 13**).

As **Figuras 80-a e 80-b** mostram os valores da tensão de flexão dinâmica em cabo subcondutor Drake calculados pelo modelamento matemático para duas posições de fios e três situações de tracionamento do cabo. O valor de amplitude de tensão axial no fio mais externo estimada por Poffenberger-Swart [193] (vide curva do menor valor de rigidez do cabo à flexão, dada por  $E.I_{\min}$ ) é aproximadamente 30% do valor de tensão axial máxima calculada pelo modelamento (para valor de tração igual a 15% da resistência mecânica do cabo e amplitude de flexão de 1 mm) [204]. Estes resultados também indicaram que a tensão máxima de flexão ocorria sempre nos fios da camada mais interna do cabo, sendo aproximadamente 30% superior ao valor da tensão no fio externo (para valor de tração igual a 15% da resistência mecânica do cabo e amplitude de flexão de 1 mm), independente dos valores de tensão de tração estática.

Os resultados do modelamento matemático [204, 205] podem ser aproveitados para estimar a vida em fadiga de cabos subcondutores, usando os valores de tensão máxima nos fios ( $\sigma_a$ ) para calcular o número de ciclos até ruptura de fios ( $N_f$ ) e relacioná-lo com a amplitude de flexão ( $Y_b$ ).

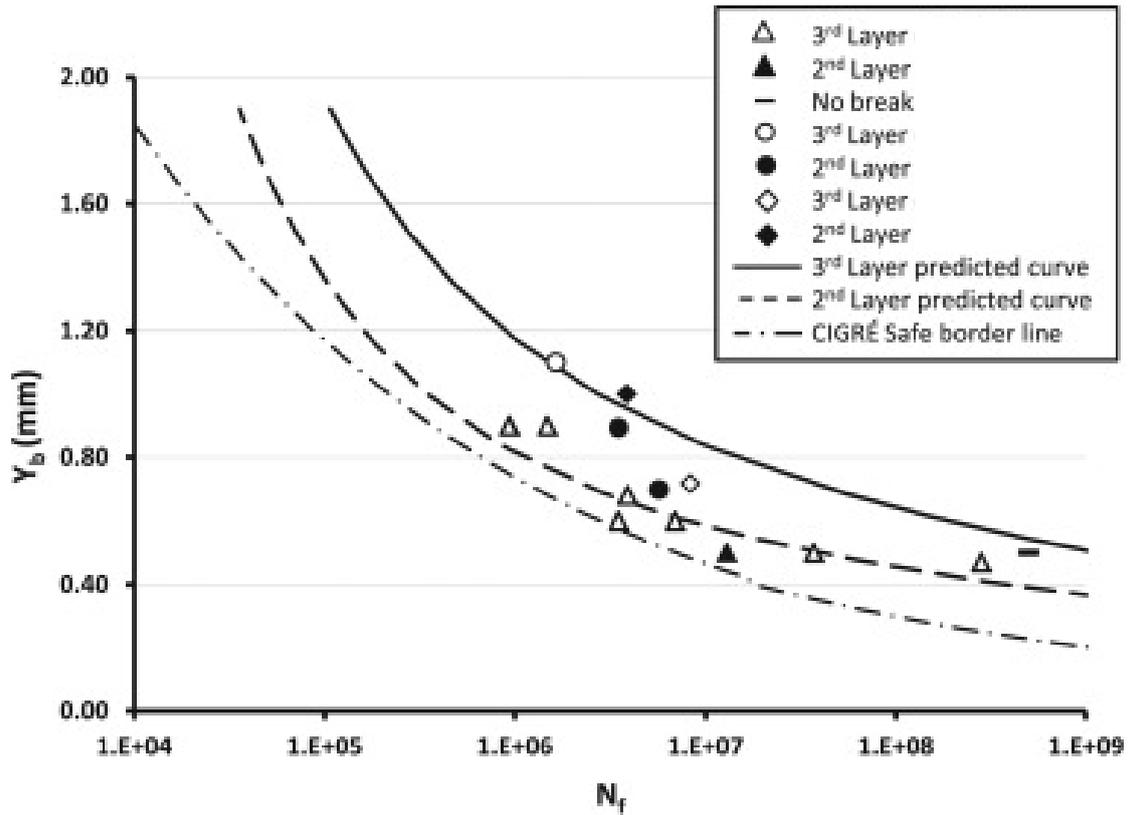
A **Figura 81** traz uma curva de amplitude de flexão ( $Y_b$ ) versus vida por fadiga ( $N_f$ ), comparando os resultados experimentais com o do modelamento de um cabo tipo Drake. A posição da linha de fronteira segura (*Safe Border Line*) de Cigre (*Council on Large Electric Systems*) também é mostrada (esta linha é calculada por equações semi-empíricas e representa um limite conservativo da vida por fadiga [206]). Esta figura indica que 50% das falhas observadas experimentalmente no cabo Duke aconteceram na camada externa (terceira camada), enquanto que o modelamento indicou que a vida deste cabo seria sempre definida pela quebra dos fios mais internos (segunda camada). Este resultado mostra que o modelamento de tensões nos fios do cabo pode ser otimizado pelo melhor entendimento dos valores usados para os coeficientes de atrito entre os fios [205].



**Figura 80** – Tensão de flexão dinâmica em um cabo ACSR do tipo Drake (16 fios de Al e 7 fios de aço): (a) Tensão axial de 15% da resistência mecânica do cabo; (b) Tensão axial de 25% da resistência mecânica do cabo. A camada 2 (*layer 2*) é interna e a camada 3 (*layer 3*) é externa [205].

O Laboratório de Fadiga e Integridade Estrutural de Cabos Condutores de Energia da UnB [190-192] tem atuado em projetos de pesquisas com empresas de transmissão de energia elétrica, na formação de pesquisadores e na publicação de resultados de ensaios de fadiga em cabos subcondutores [207-210].

O setor de transmissão de energia no Brasil tem investido em pesquisas e no aumento de infraestrutura de transmissão de energia elétrica [191]. Existe um projeto de uma linha de transmissão de 2400 km e 600kV ligando duas hidroelétricas em fase de construção no norte do Brasil (Santo Antônio e Jirau) até a subestação de Araraquara em São Paulo. Esta linha de transmissão será a maior do mundo em extensão. Este cenário aponta para a necessidade de investimentos crescentes em P&D pelas concessionárias de transmissão de energia para garantir a qualidade e a expansão das linhas de transmissão em nosso país.



**Figura 81** - Curva  $Y_b$ - $N$  do condutor Drake com valores experimentais de ruptura de fios de Al (círculos, triângulos e losangos) e com valores de vida do cabo calculados a partir da quebra dos fios de Al da segunda (interna) e da terceira (externa) camada. A curva segura de Cigré também é mostrada na figura. O modelo sugere que a ruptura dos fios de Al da camada interna (*2<sup>nd</sup> layer*) controlam a vida do cabo, enquanto que os valores experimentais indicam que a falha do cabo é geralmente controlada pela ruptura dos fios de Al da camada externa (*3<sup>rd</sup> layer*) [205].

### 2.3.3 Análise de falha de palhetas de turbina a vapor de usina termelétrica

Azevedo e Sinátora [211] investigaram a falha das palhetas do último estágio de uma turbina a vapor de termoeletrica ocorrida em 19/10/2004. A planta da termoeletrica era composta de duas instalações: a primeira possui uma turbina a gás com potência de 64 MW usando óleo diesel; e a segunda (ciclo combinado com potência total de 345 MW) possui 3 turbinas a gás da *General Electric*, com potência de 80 MW; e uma turbina a vapor da *Fuji Japan*, com potência de 120 MW.

De acordo com as informações recebidas, a turbina a vapor operava normalmente até a ruptura de 17 palhetas (sendo 16 palhetas em posições adjacentes) do último estágio, composto por um total de 65 palhetas. As palhetas forjadas foram fabricadas com aço inoxidável martensítico revenido a 600 °C.

As **Tabelas 14 e 15** mostram os resultados de análise química e dos ensaios mecânicos de tração, indicando que o material das palhetas estava em acordo com as especificações [41].

**Tabela 14** – Resultados de análise química das palhetas [211].

Elementos	Palheta 4	Palheta 31	Palheta 51
Carbono (C) - %	0,11 ± 0,01	0,11 ± 0,01	0,11 ± 0,01
Cromo (Cr) - %	11,6 ± 0,1	11,5 ± 0,1	11,5 ± 0,1
Manganês (Mn) - %	0,84 ± 0,01	0,84 ± 0,01	0,84 ± 0,01
Molibdênio (Mo) - %	1,72 ± 0,05	1,71 ± 0,02	1,70 ± 0,03
Níquel (Ni) - %	2,8 ± 0,1	2,8 ± 0,1	2,8 ± 0,1
Silício (Si) - %	0,21 ± 0,01	0,21 ± 0,01	0,21 ± 0,01
Vanádio (V) - %	0,26 ± 0,01	0,26 ± 0,01	0,26 ± 0,01
Tungstênio (W) - %	0,26 ± 0,01	0,26 ± 0,01	0,26 ± 0,01

**Tabela 15** – Resultados dos ensaios de tração [211].

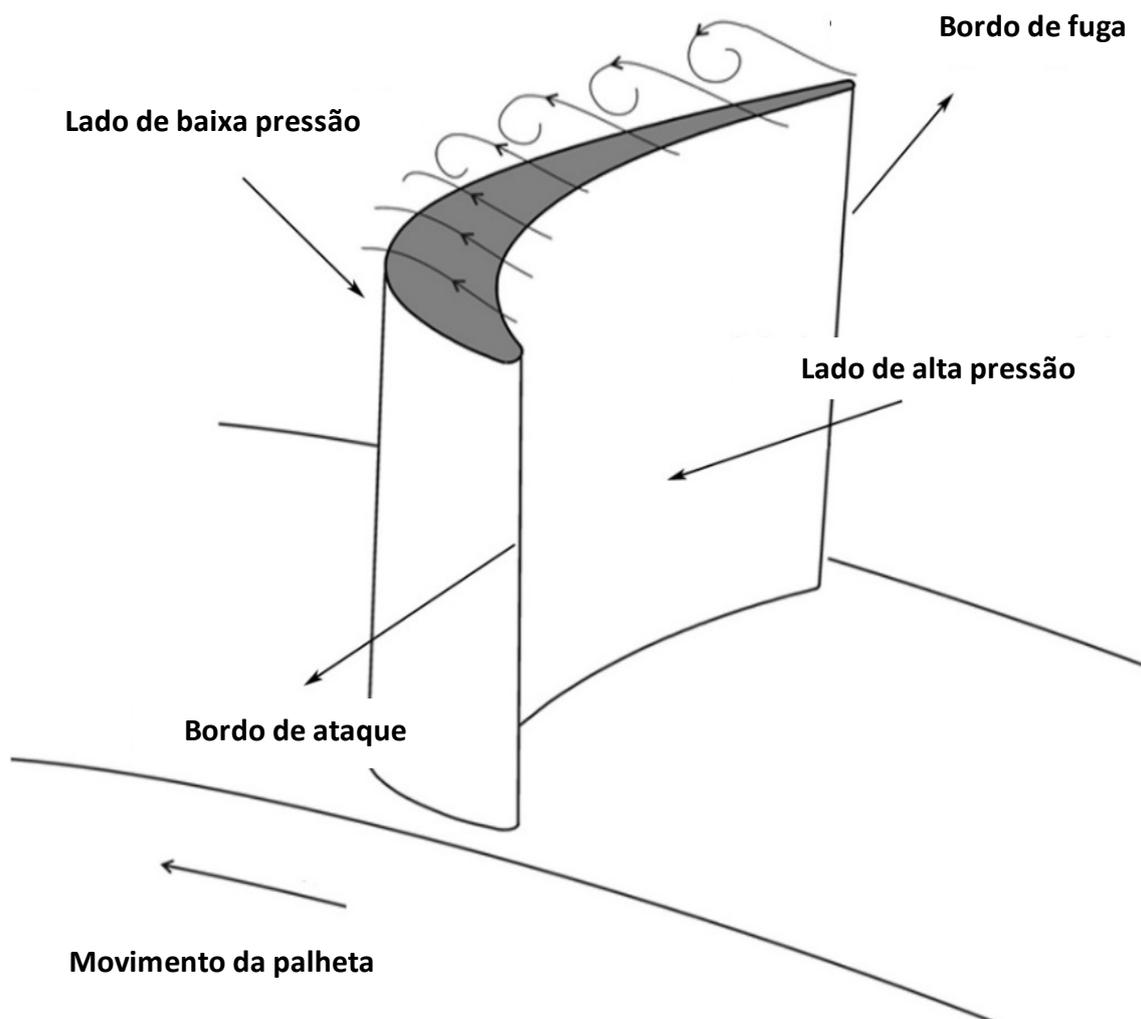
Parâmetro	Palheta 4	Palheta 31	Palheta 51
Limite de escoamento (MPa)	870 ± 4	866 ± 5	863 ± 3
Limite de ruptura (MPa)	1002 ± 4	990 ± 6	996 ± 4
Alongamento (%)	18,4 ± 0,5	19,6 ± 0,5	20,8 ± 0,5
Redução de área (%)	58 ± 1	61 ± 1	62 ± 1

A geometria básica da palheta de turbina é esquematizada na **Figura 82**, mostrando a posição dos bordos de ataque e de fuga; e dos lados de baixa e alta pressão. Foram examinadas 19 palhetas inteiras (vide **Figuras 83-a, 83-b, 84-a e 84-b**) e 16 palhetas fraturadas (vide **Figuras 85-a e 85-b**). A **Tabela 16** traz um resumo das palhetas examinadas e dos principais aspectos observados com relação à topografia de fratura e à presença de trinca. As palhetas com presença de trinca ou de fratura plana somaram 21 de um total de 65 palhetas examinadas [211].

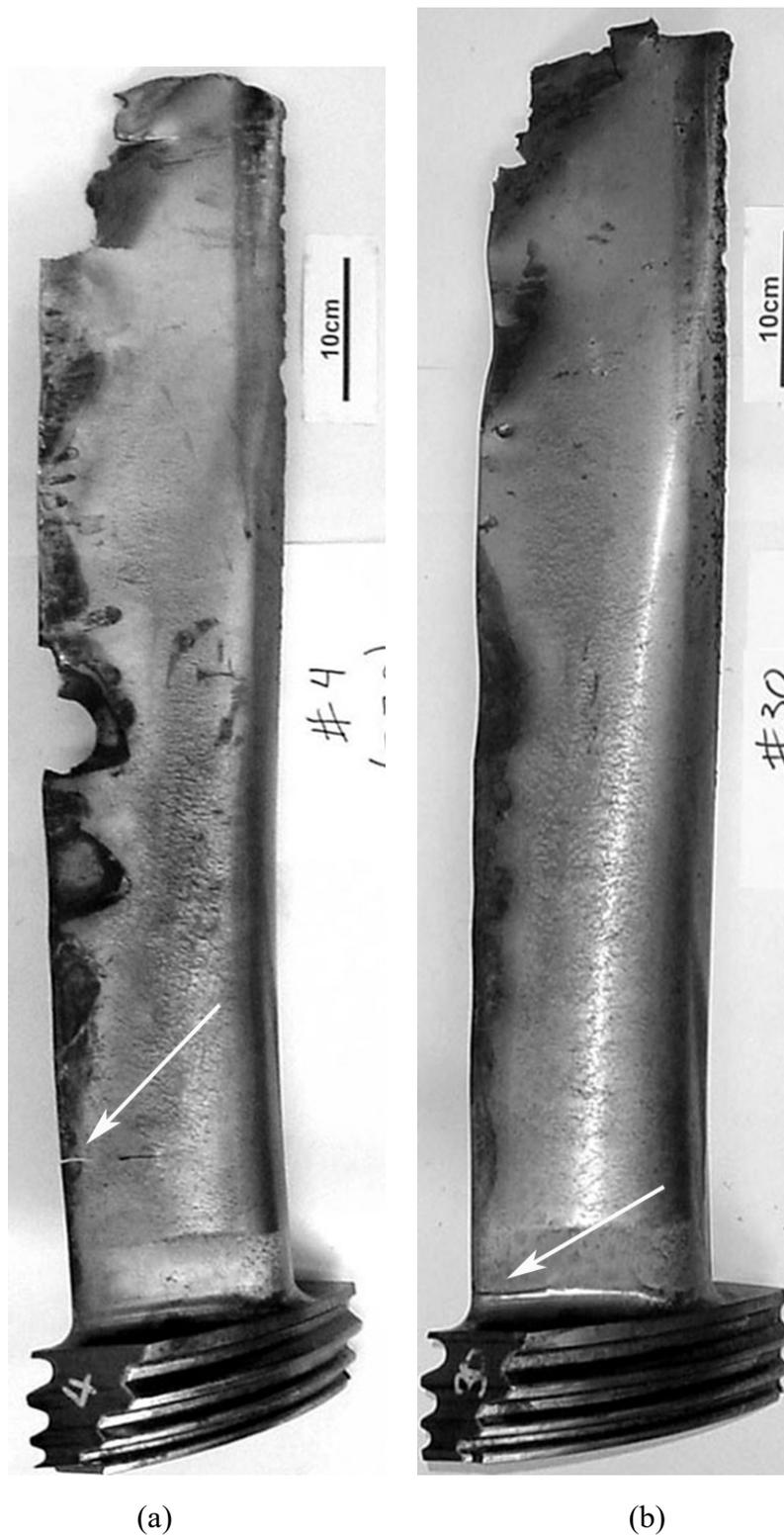
**Tabela 16** – Aspecto geral das palhetas examinadas [211].

Aspecto geral	Número de palhetas	Identificação das palhetas
Palheta fraturada, com região de fratura plana	6	5, 32, 34, 35, 36 e 37.
Palheta fraturada sem região de fratura plana	10	33, 38, 39, 40, 41, 42, 43, 44, 45 e 46.
Palheta com trincas	15	2, 4, 6, 7, 19, 20, 24, 28, 29, 30, 48, 51, 57, 62 e 63.
Palheta sem trincas	4	1, 12, 27 e 31.

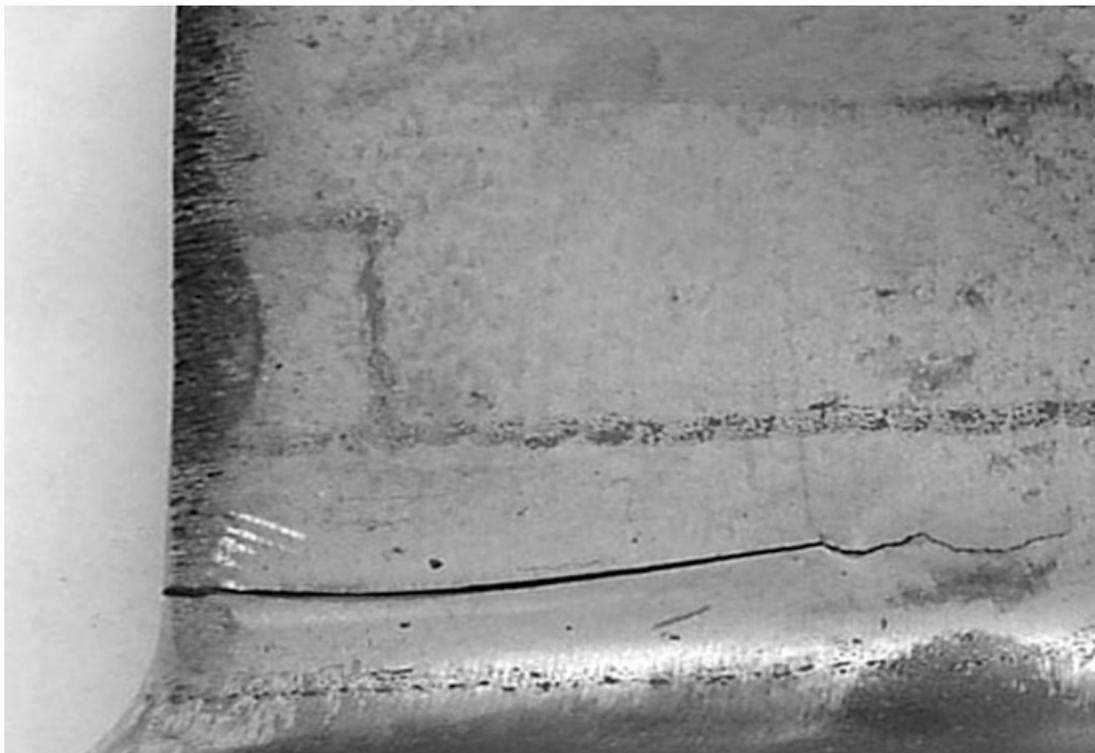
As palhetas inteiras apresentaram outros tipos de danos, como deformação plástica e perda de material (vide **Figuras 83-a e 83-b**). Seis das palhetas fraturadas apresentaram duas regiões distintas em termos de topografia de fratura (vide Tabela 1 e 4 **Figuras 85-a e 85-b**): região de fratura plana e região de fratura inclinada. A região plana foi associada à propagação estável da trinca, enquanto a região inclinada foi associada à propagação instável da trinca (fratura por sobrecarga).



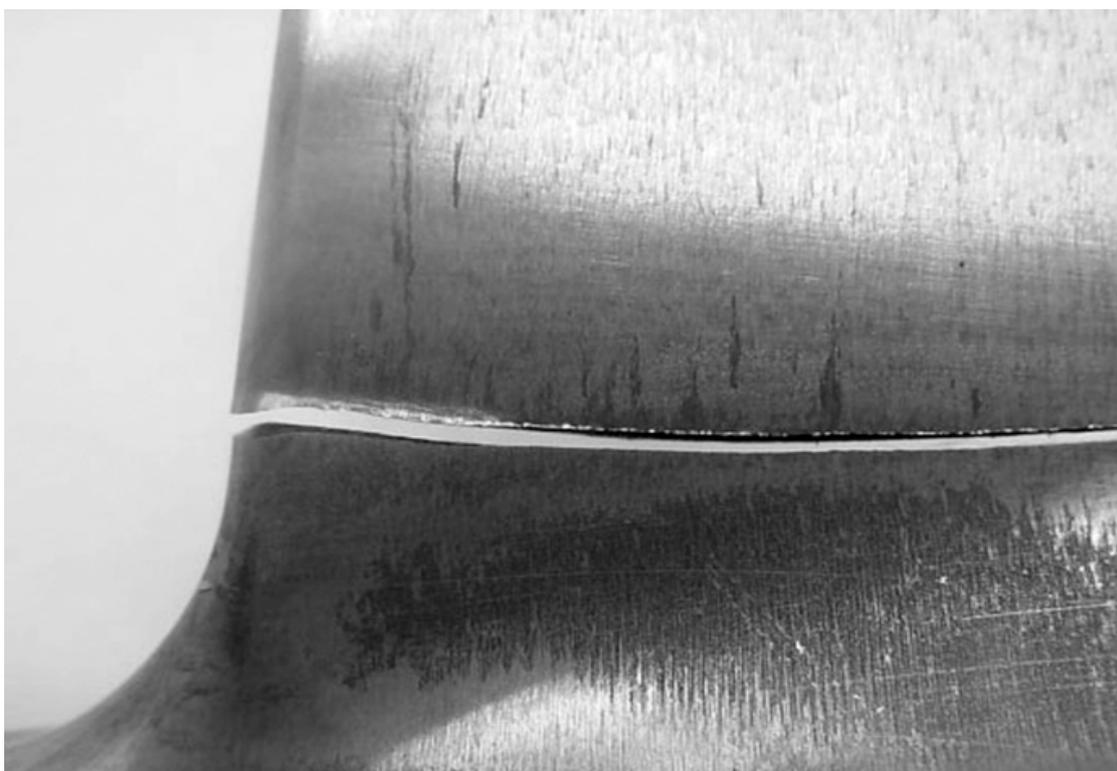
**Figura 82** - Perfil de palheta, identificando a posição do bordo de ataque (*leading edge*) e do bordo de fuga (*trailing edge*), assim como os lados de baixa pressão e de alta pressão da palheta [211].



**Figura 83** - Aspecto geral de duas palhetas trincadas (vide setas), lado de baixa pressão, revelando intensa deformação plástica e perda de material na parte superior das palhetas: (a) A palheta 4 possui altura de nucleação de trinca medida a partir da raiz de aproximadamente 107 mm e comprimento de crescimento estável de trinca de aproximadamente 85 mm; (b) A palheta 30 possui altura de nucleação de trinca de aproximadamente 19 mm e comprimento de crescimento estável de trinca de aproximadamente 47 mm [211].



(a)

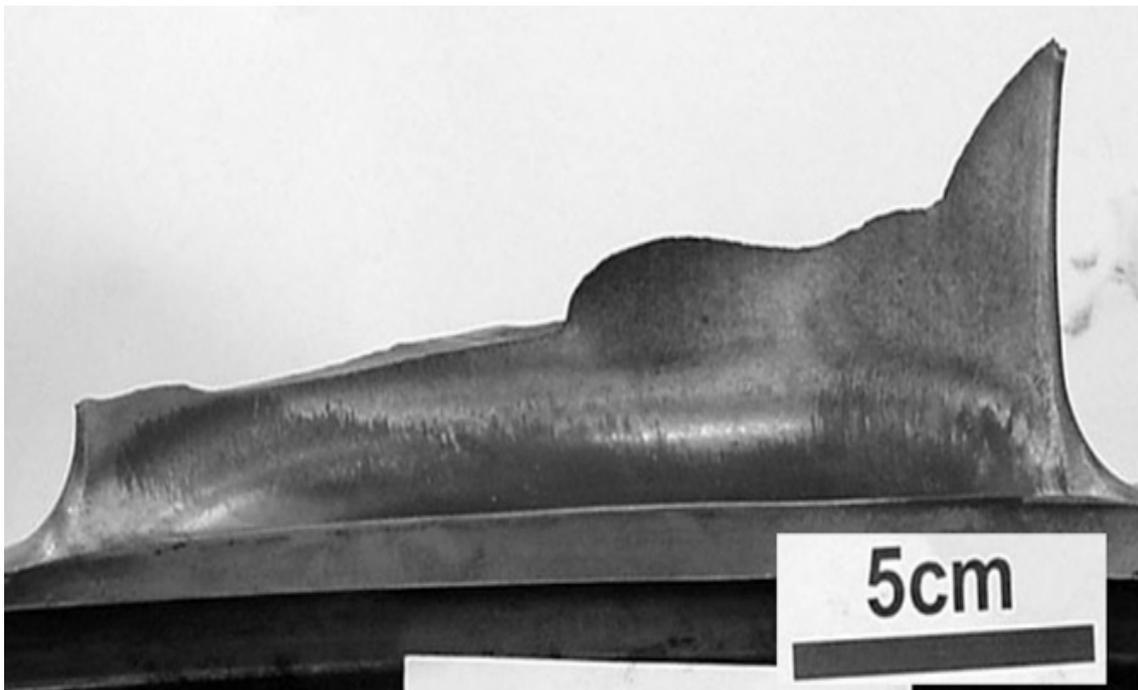


(b)

**Figura 84** - Aspecto geral de trinca formada junto ao bordo de fuga: (a) Palheta 62, lado de baixa pressão, mostrando intensa rugosidade superficial (marcas paralelas) associada à trinca (comprimento da trinca de aproximadamente 50 mm junto à raiz da palheta); (b) Palheta 62, lado de alta pressão, não apresenta rugosidade superficial associada à trinca [211].



(a)



(b)

**Figura 85** - Aspecto geral de duas palhetas quebradas (lado de alta pressão), indicando diferenças na altura e na topografia das superfícies da fratura: (a) A palheta 34 apresenta altura de nucleação da fratura de 70 mm e comprimento do crescimento plano da trinca de 68 mm; (b) A palheta 37 apresenta altura de nucleação de fratura de 18 mm e comprimento de crescimento plano da trinca de 84 mm. A fratura junto ao bordo de ataque das duas palhetas apresenta fratura a 45° causada por sobrecarga [211].

Durante a inspeção visual foram efetuadas as medições da localização e da extensão de fraturas ou trincas planas de 21 palhetas (vide **Tabela 17**). Todas as trincas começavam na parte inferior do bordo de fuga das palhetas, com alturas variando de 15 a 120 mm a partir da raiz da palheta. Estes resultados indicam que o bordo de fuga inferior é uma região crítica para a nucleação das trincas das palhetas do último estágio da turbina a vapor (vide **Figuras 85-a e 85-b**) [211].

**Tabela 17-** Comprimento da fratura plana e altura da falha em relação à raiz da palheta [211].

<b>Palheta</b>	<b>Condição</b>	<b>Comprimento da região plana (± 1 mm)</b>	<b>Altura relativa à raiz do bordo de fuga (± 1 mm)</b>
20	Trincada	1	120
28	Trincada	2	15
63	Trincada	2	280
48	Trincada	5	20
6	Trincada	6	18
7	Trincada	9	15
57	Trincada	10	68
19	Trincada	18	24
29	Trincada	18	16
51	Trincada	30	16
24	Trincada	45	22
30	Trincada	47	19
62	Trincada	50	23
2	Trincada	60	100
4	Trincada	85	107
35	Rompida	25	121
5	Rompida	67	16
32	Rompida	67	20
34	Rompida	68	70
36	Rompida	69	19
37	Rompida	84	18

A palheta 37 (vide **Figura 85-b**) apresentou o maior comprimento de fratura plana dentre as palhetas rompidas (84 mm), indicando que foi a primeira palheta a romper. A palheta 4 (vide **Figura 83-a**) apresentou maior comprimento de trinca do tipo plana (85 mm). Foram examinadas com mais detalhe todas as palhetas com presença de trinca e ou de fratura plana; e algumas palhetas contendo apenas fratura por sobrecarga.

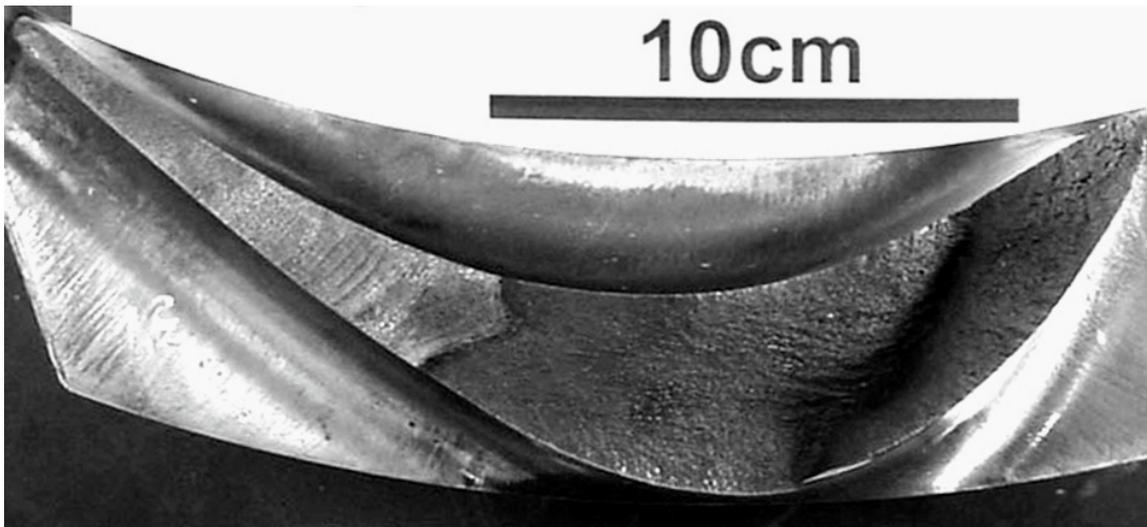
A **Figura 86-a** mostra a superfície de fratura da palheta 37, indicando a mudança de mecanismo de propagação da trinca de estável (região de fratura plana aparece mais clara) para instável (região de fratura inclinada, que aparece mais escura).

As **Figuras 86-b a 86-d** mostram os detalhes macrotopográficos da região de fratura estável, revelando marcas de praia de espaçamento crescente (do bordo de fuga em direção ao bordo de ataque). As marcas de praia são uma indicação comum da existência de variação da amplitude de tensão ao longo da propagação estável da trinca. O exame mostra a fratura estável foi nucleada junto à região de baixa pressão da palheta (vide **Figura 86-c**) [211].

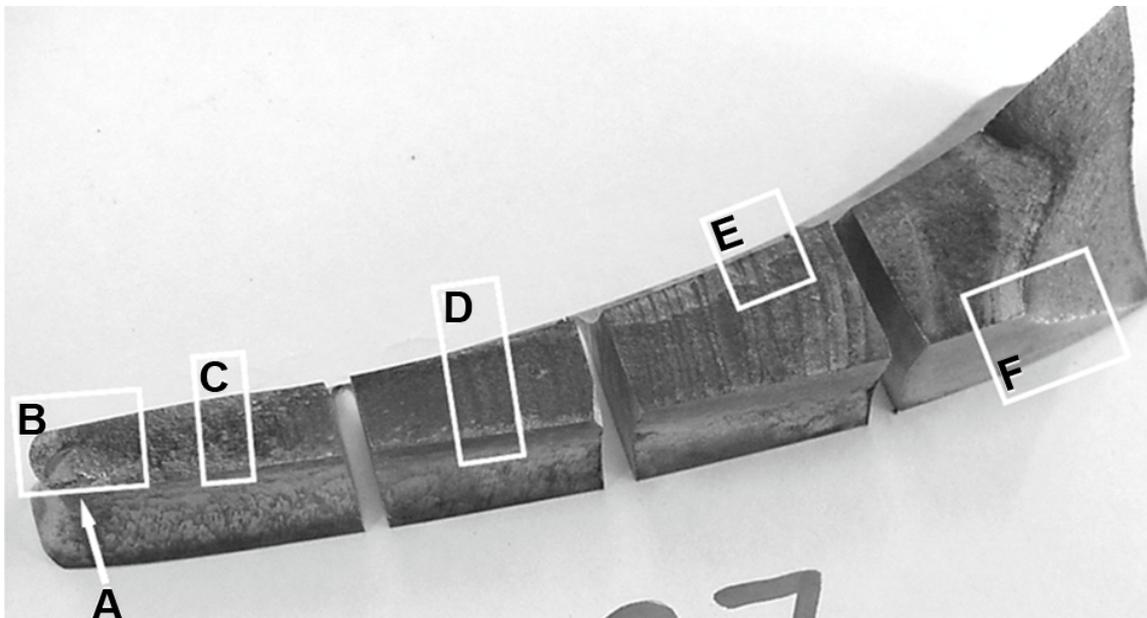
As **Figuras 87-a a 87-f** trazem informações microfractográficas da superfície de fratura da palheta 37. A **Figura 87-a** mostra a região de início de fratura, que apresentou fratura rugosa e com trincas secundárias. Observou-se na região adjacente à região de início de fratura estrias de fadiga com espaçamento crescentes (respectivamente de 0,5  $\mu\text{m}$  para 3  $\mu\text{m}$ , vide **Figuras 87-b e 87-c**).

As outras regiões da propagação estável da trinca (vide **Figuras 87-d e 87-e**) não apresentaram estrias, revelando um aspecto de fratura de quase-clivagem, típico de valores maiores do fator de intensidade de tensões (região e propagação de trinca fora do limite superior da lei de Paris-Erdogan).

O crescimento da trinca nestas regiões ocorreu com passos de 20  $\mu\text{m}$  (vide **Figura 87-d**) e 150  $\mu\text{m}$  (vide **Figura 87-e**), que são da mesma ordem de grandeza do antigo contorno de grão austenítico do material. Este tipo de mudança de topografia de fratura por fadiga - de fratura com estrias para fratura por clivagem ou fibrosa - durante o crescimento da trinca caracteriza a saída do regime de Paris-Erdogan (onde a variação da taxa de crescimento de trinca,  $da/dN$ , com a variação da intensidade da tensão,  $\log \Delta K$ , é constante) [212, 213, 214]. O exame microfractográfico da região F da **Figura 86-b** revelou alvéolos típicos de fratura transgranular dúctil por sobrecarga (vide **Figura 87-f**) [211].

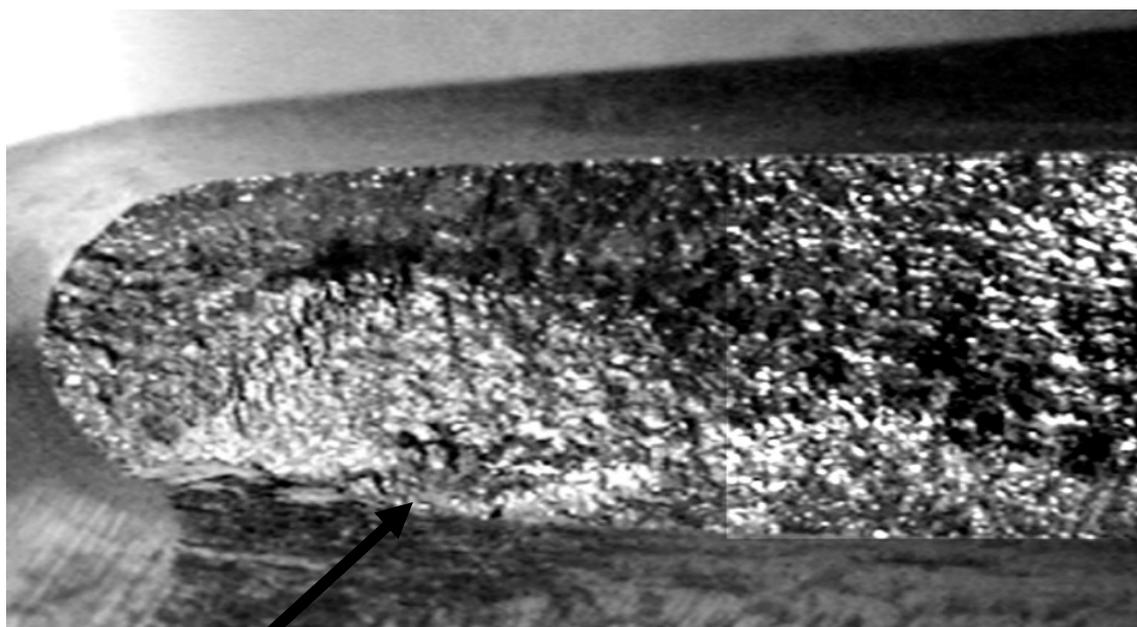


(a)

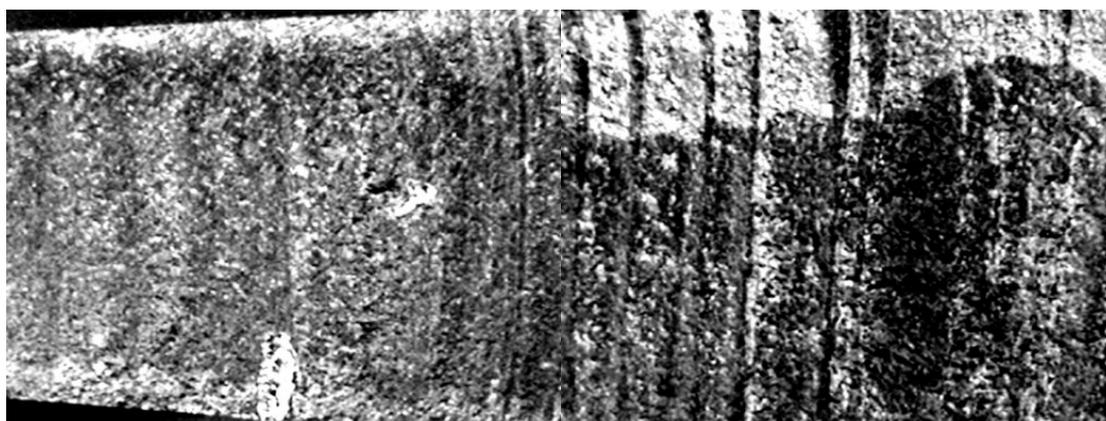


(b)

**Figura 86** - Inspeção macrofractográfica da palheta 37: (a) Aspecto geral da superfície da fratura mostrando duas regiões distintas: região de fratura plana de comprimento de 84 mm com marcas de praia (região do bordo de fuga da palheta, esquerda); e região de fratura inclinada junto ao bordo de ataque (direita). A região da fratura plana possui marcas de praia, indicando o crescimento estável da trinca por fadiga; (b) Amostragem para exame microfractográfico, note que boa parte da região de fratura por sobrecarga não aparece nesta foto. Exame em lupa estereográfica [211].

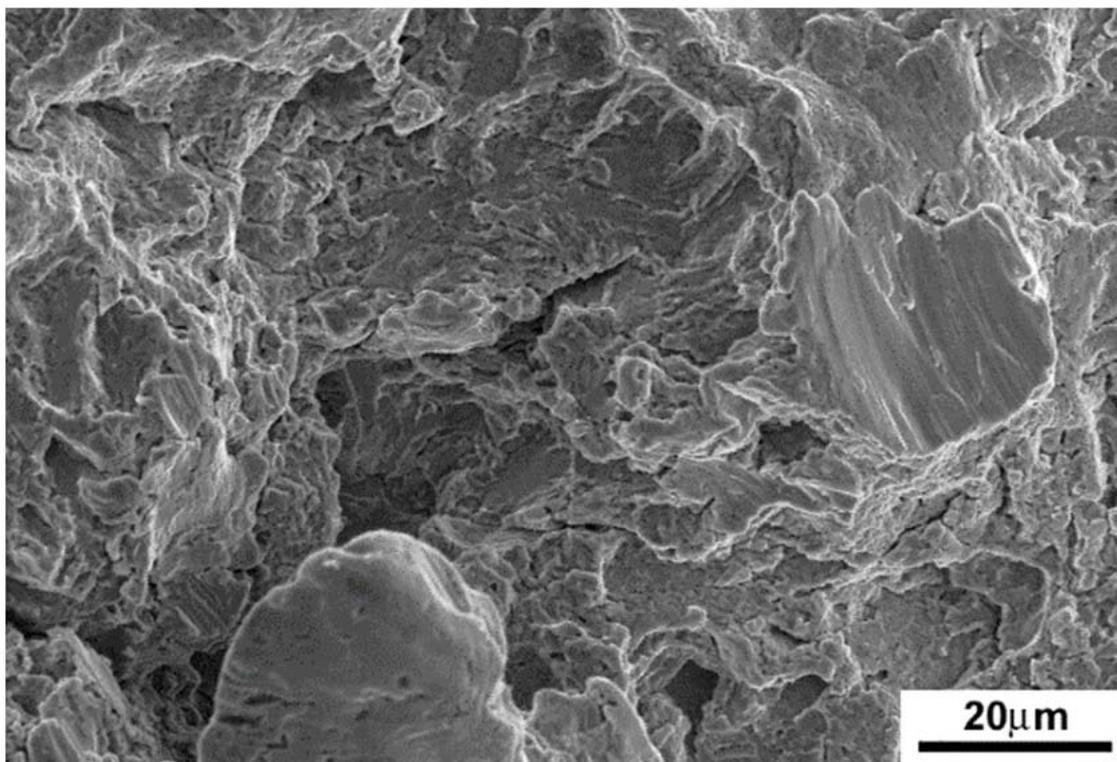


(c)

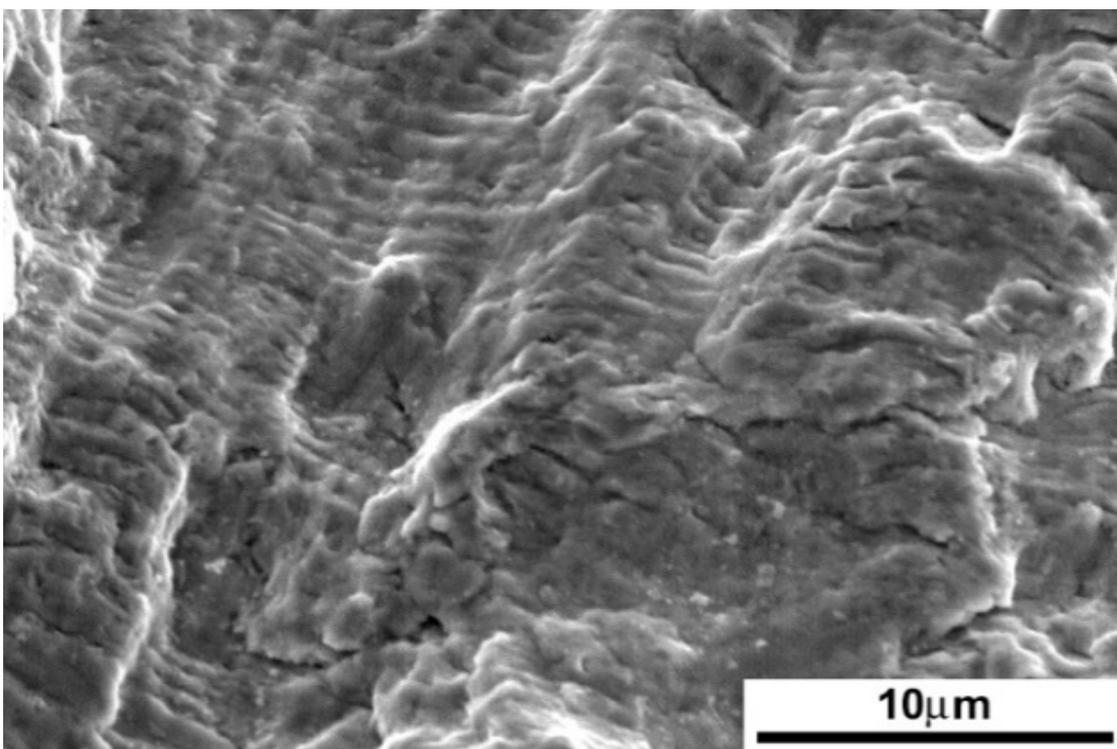


(d)

**Figura 86 (continuação)** - Inspeção macrofractográfica da palheta 37: (c) Região B, região de nucleação de fadiga, apresenta marcas concêntricas e convergentes para a região de baixa pressão da palheta, vide seta A; (D); (d) Região D, apresenta marcas de praia mais grosseiras. Exame em lupa estereográfica [211].

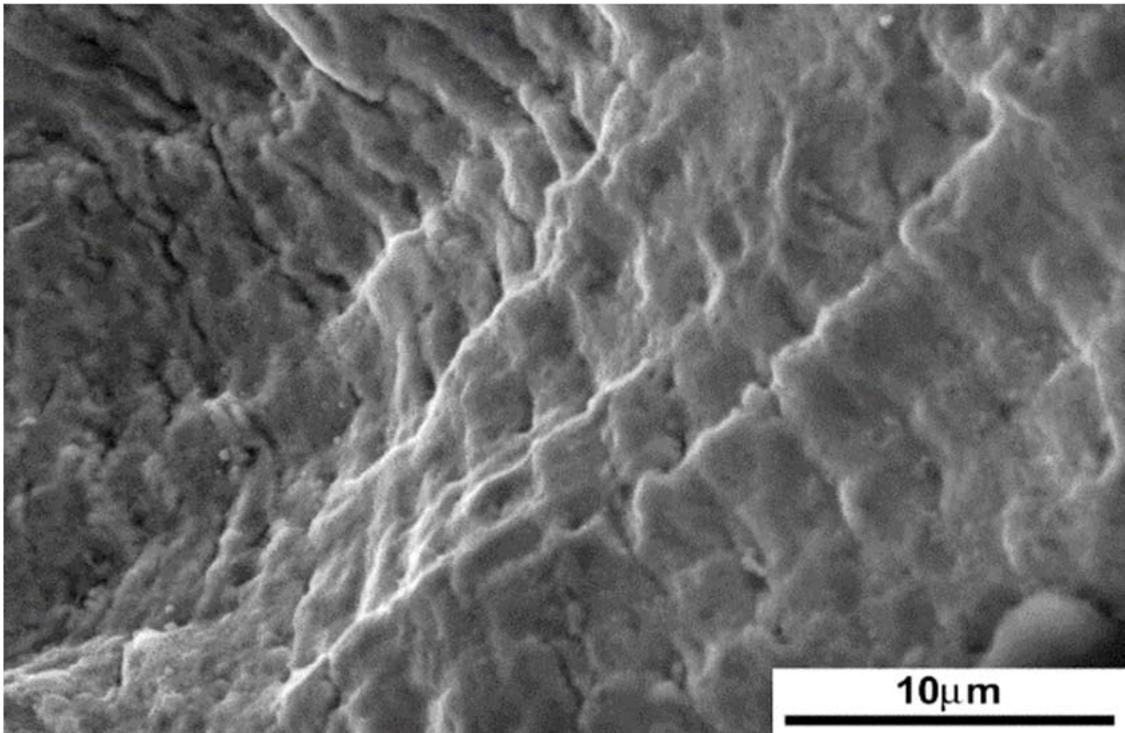


(a)

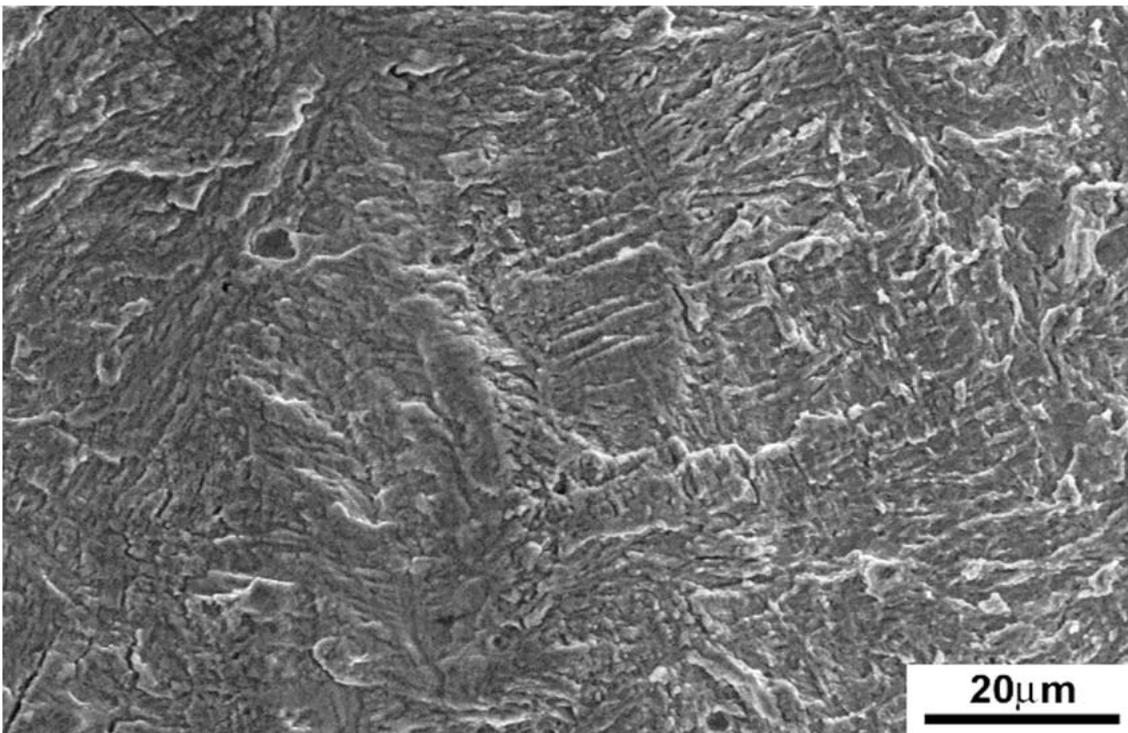


(b)

**Figura 87** – Palheta 37: (a) Exame topográfico, superfície adjacente à fratura por fadiga (vide seta A na **Figura 86-b**); (b) Exame microfractográfico, região de início de fratura, mostrando estrias de fadiga. MEV. IES [211].

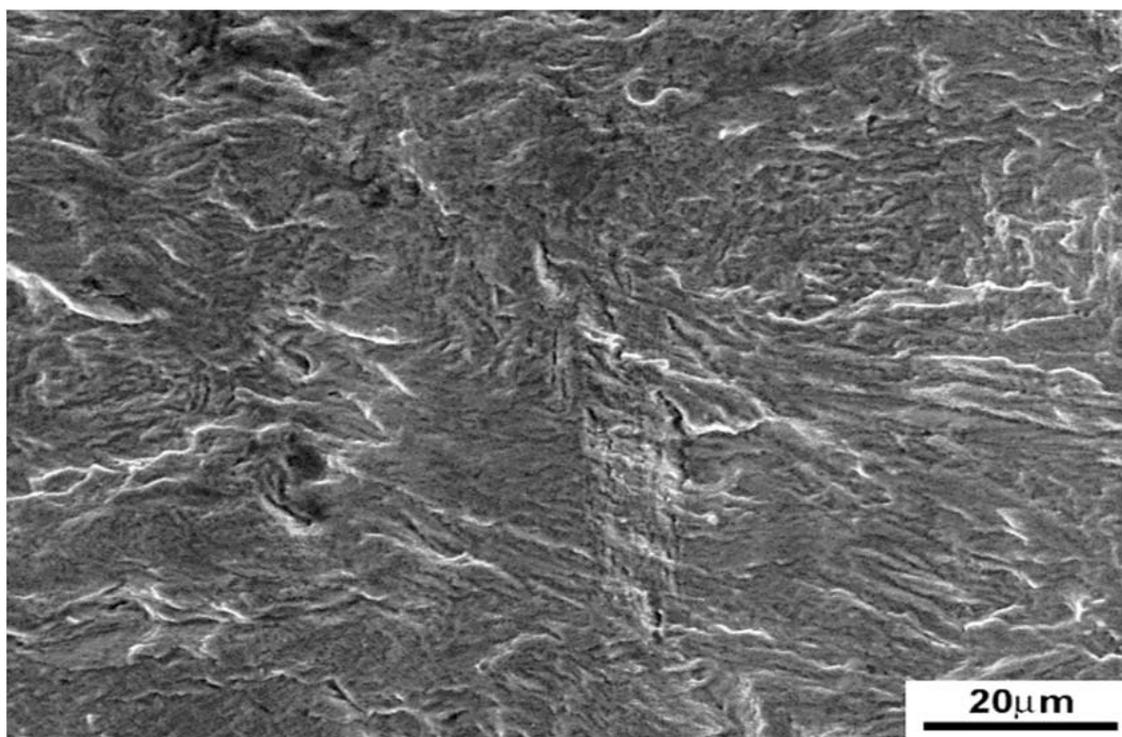


(c)

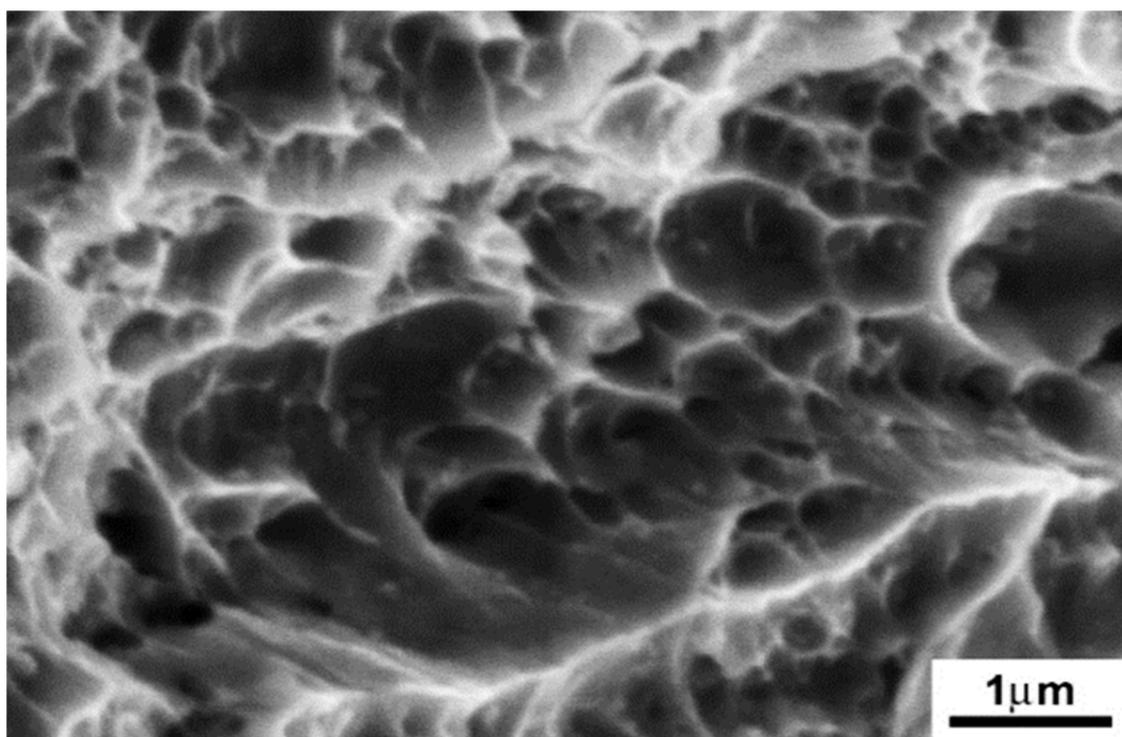


(d)

**Figura 87 (continuação)** – Palheta 37, exame microfractográfico: (c) Detalhe da superfície mostrando estrias de fadiga com espaçamento crescente (ver respectivamente a região C na **Figura 86-b**); (d) Detalhe da região de fratura por fadiga sem estrias, revelando o aspecto morfológico da microestrutura martensítica (vide região D na **Figura 86-b**). MEV. IES [211].



(e)



(f)

**Figura 87 (continuação)** – Palheta 37, exame microfractográfico: (e) Detalhe da região de fratura por fadiga sem estrias, revelando o aspecto morfológico da microestrutura martensítica (vide região E na **Figura 86-b**); (f) Região de fratura por sobrecarga mostrando alvéolos de fratura transgranular dúctil (vide região F na **Figura 86-b**). MEV. IES [211].

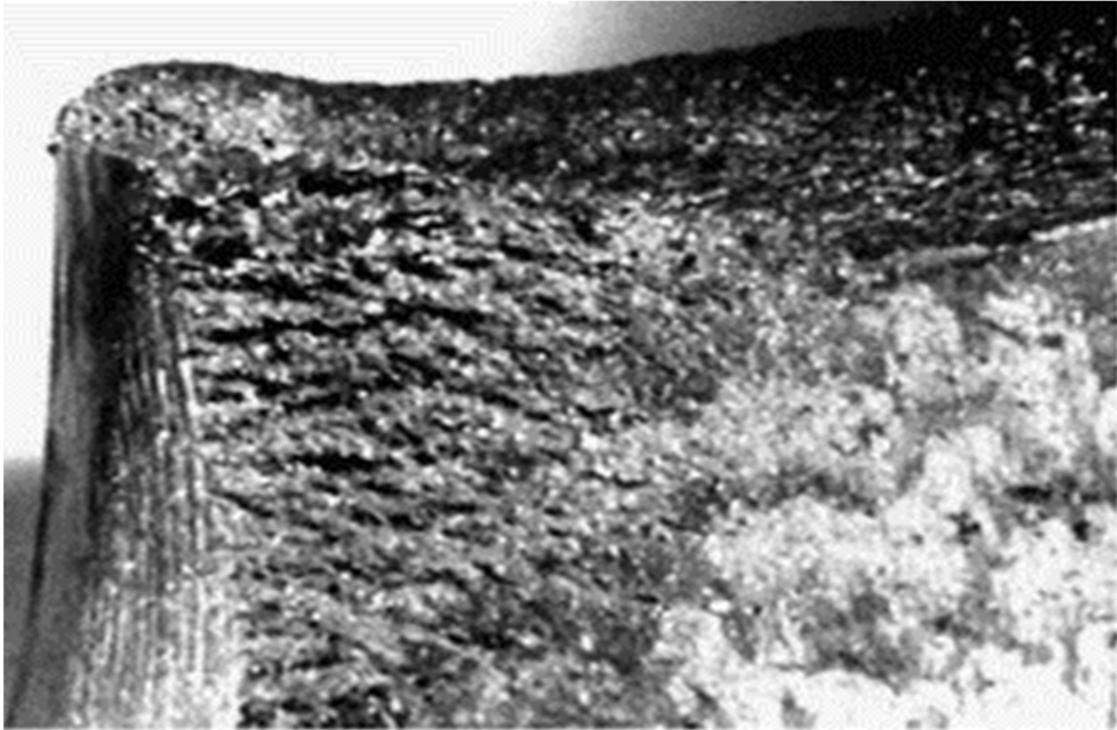
O exame topográfico da superfície de baixa pressão da palheta localizada no bordo de fuga e junto à superfície de fratura da palheta 37 mostrou região de aspecto rugoso (vide **Figuras 88-a e 88-b**) próxima da região de início da fratura por fadiga. O exame topográfico mais detalhado dentro de uma depressão desta superfície (vide **Figuras 88-b e 88-c**) mostrou deformação plástica associada ao trincamento secundário. A **Figura 88-d** revelou em maior detalhe que esta superfície tem aspecto globular, lembrando o aspecto topográfico de ataque erosivo [211].

Esta região crítica das palhetas foi investigada por caracterização microestrutural sequencial (corte paralelo ao eixo principal da palheta e junto ao bordo inferior de fuga). Foram observadas marcas de desgaste paralelas à direção de movimentação da palheta (vide **Figura 89-a**) em todas as palhetas examinadas. O exame microestrutural da palheta 31 (palheta sem presença de trincas ou de fratura, vide **Tabela 16**) revelou trincamento subsuperficial com profundidade de aproximadamente 500  $\mu\text{m}$  (vide **Figura 89-b**).

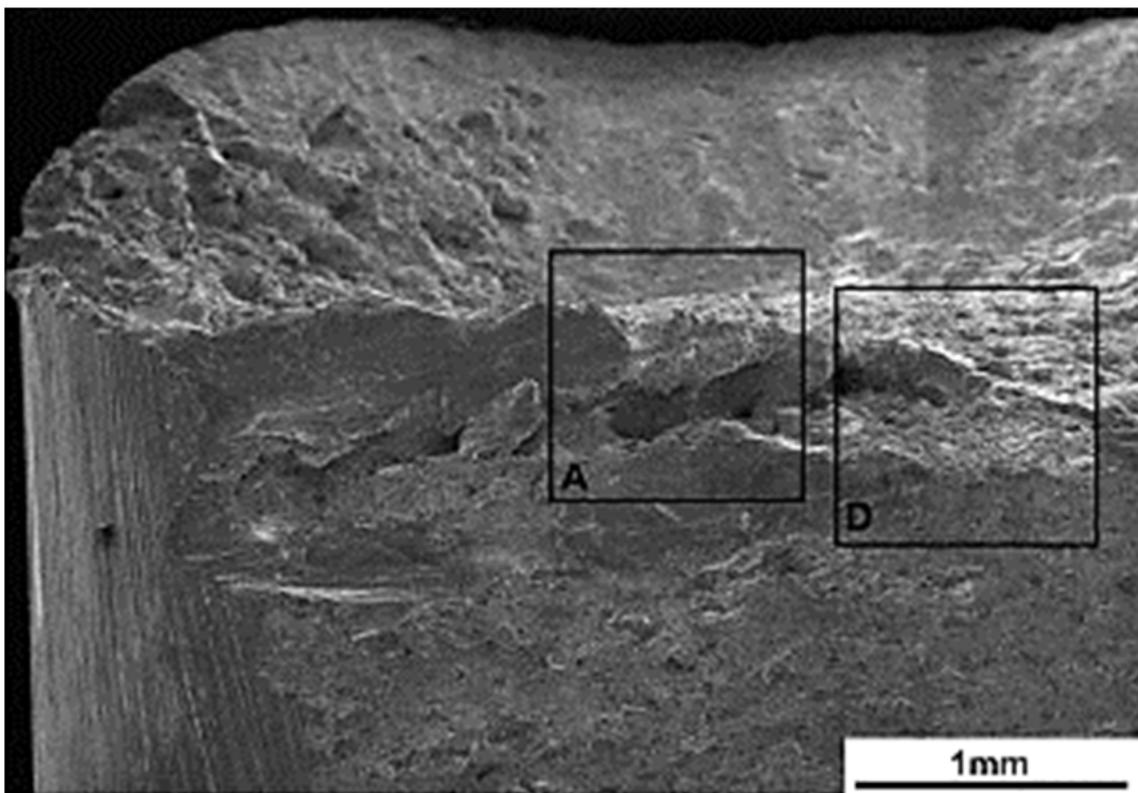
No caso da palheta 4 (com trinca de fadiga de 84 mm, vide **Tabela 17 e Figura 83-a**), o exame microestrutural revelou intensa perda de material na superfície de baixa pressão da palheta, com formação de sulcos a partir do trincamento subsuperficial do material, sugerindo a ação de mecanismo de erosão. Observou-se, ainda, a nucleação de trinca de fadiga em ponto de concentração de tensões (raiz do sulco com profundidade de aproximadamente 500  $\mu\text{m}$ ) [211].

O exame microestrutural da palheta 31 (sem trinca aparente) em corte paralelo ao eixo principal da palheta junto ao bordo de fuga é mostrado nas **Figuras 90-a a 90-c**. A microestrutura da palheta é de martensita revenida (vide **Figura 90-a**) com dureza de 300 HB. A superfície de baixa pressão da palheta (mostrada nas **Figuras 90-b e 90-c**) mostrou incrustação de debris. A sua tribosuperfície apresentou deformação plástica e trincamento subsuperficial da martensita, seguido pelo destacamento de material (vide **Figuras 90-b a 90-d**), explicando a formação dos sulcos observados nas **Figuras 89-a a 89-c**.

Todas as demais palhetas examinadas (palhetas 4, 51 e 62) mostraram estas mesmas características, indicando a ação de mecanismo de erosão por ação de partículas sólidas na superfície de baixa pressão da palheta [215-225]. A microanálise (vide **Figura 90-d**) indicou que as partículas erosivas são exógenas e apresentam apenas picos de ferro. O ataque erosivo destas partículas exógenas de Fe criou pontos de concentração de tensões junto ao bordo de fuga inferior na região de baixa pressão da turbina [211].

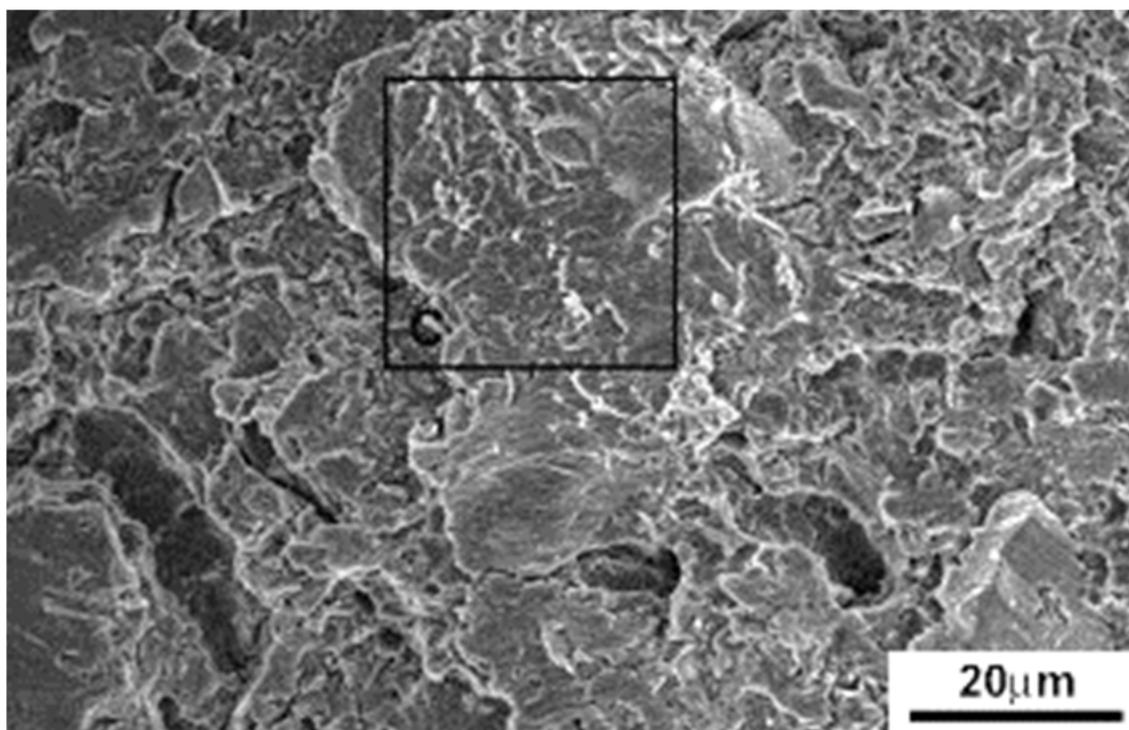


(a)

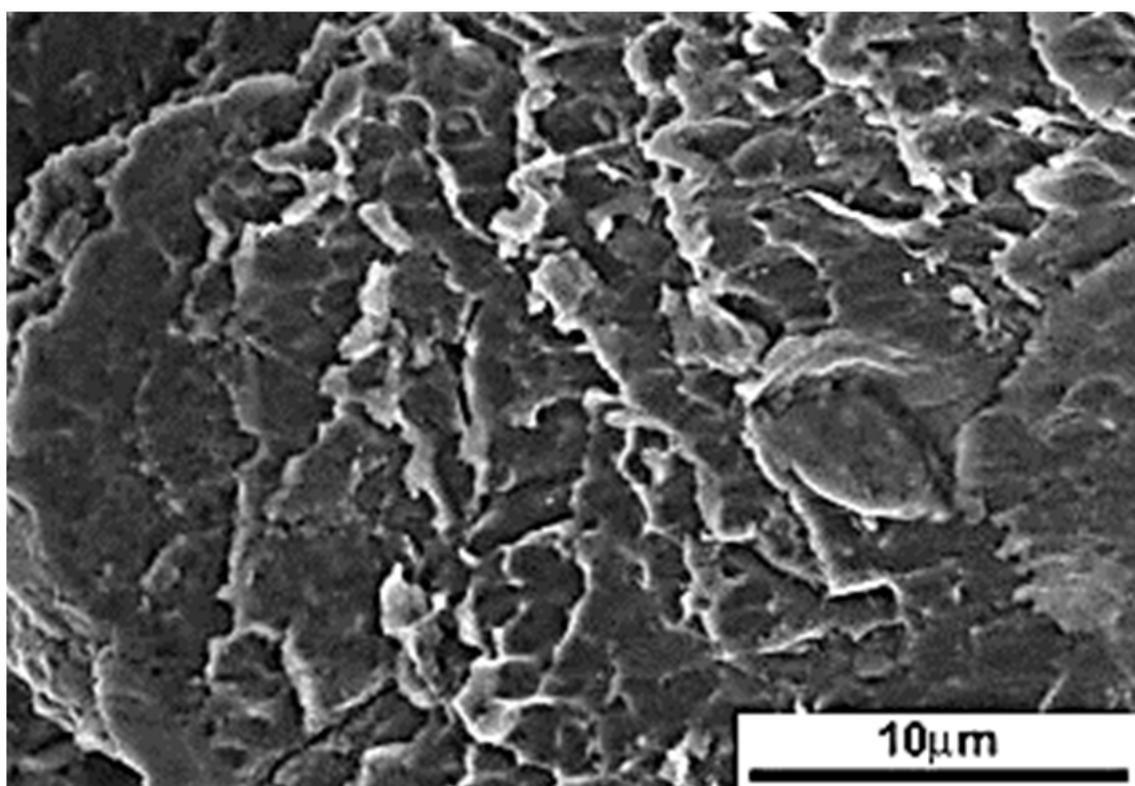


(b)

**Figura 88** – Palheta 37, aspecto dos sulcos de desgaste presentes no lado de baixa pressão junto ao bordo de fuga (região de nucleação da trinca de fadiga): (a) e (b) Detalhe microtopográfico mostrando sulcos de desgaste, que foram associados à nucleação da trinca de fadiga. MEV. IES [211].

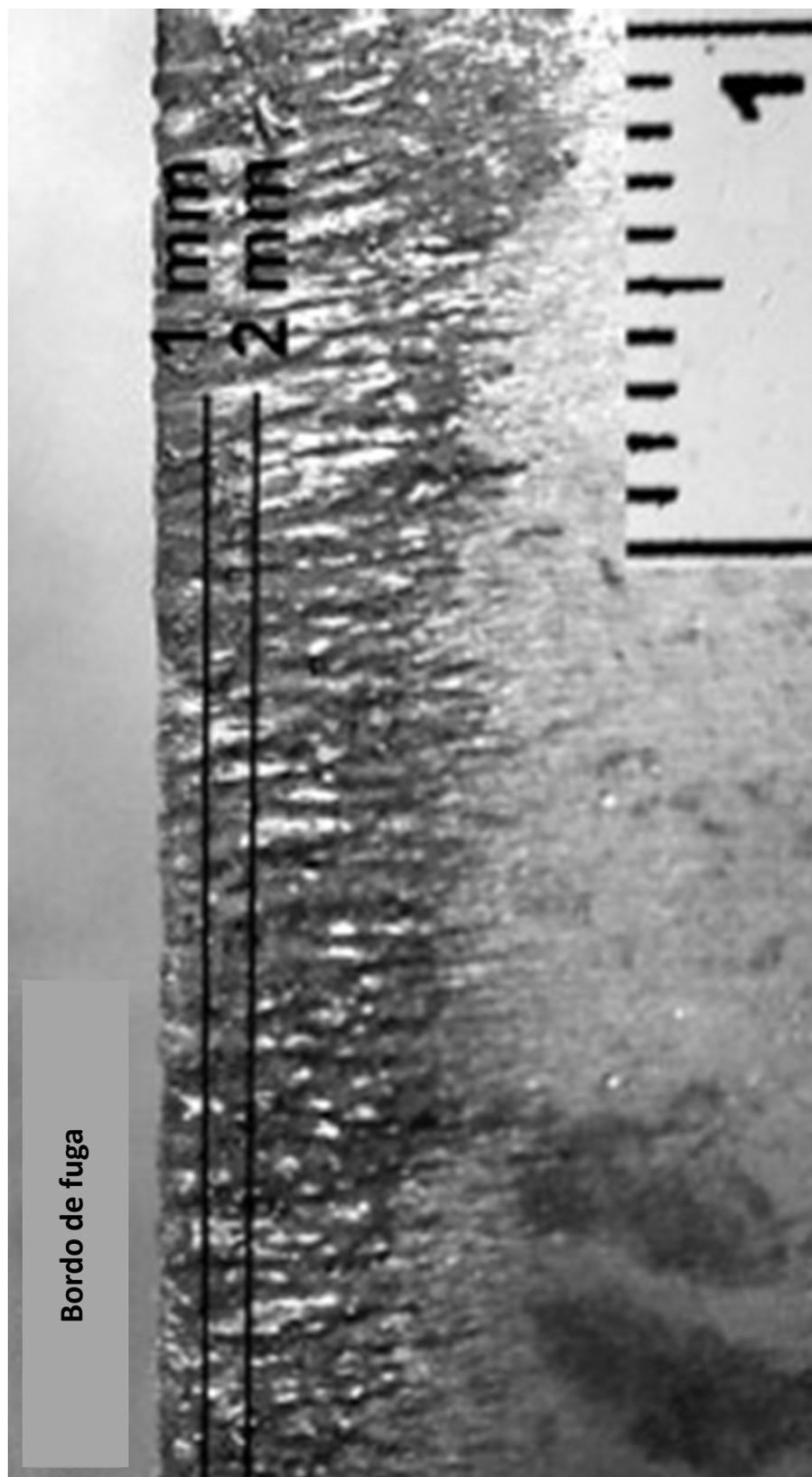


(c)



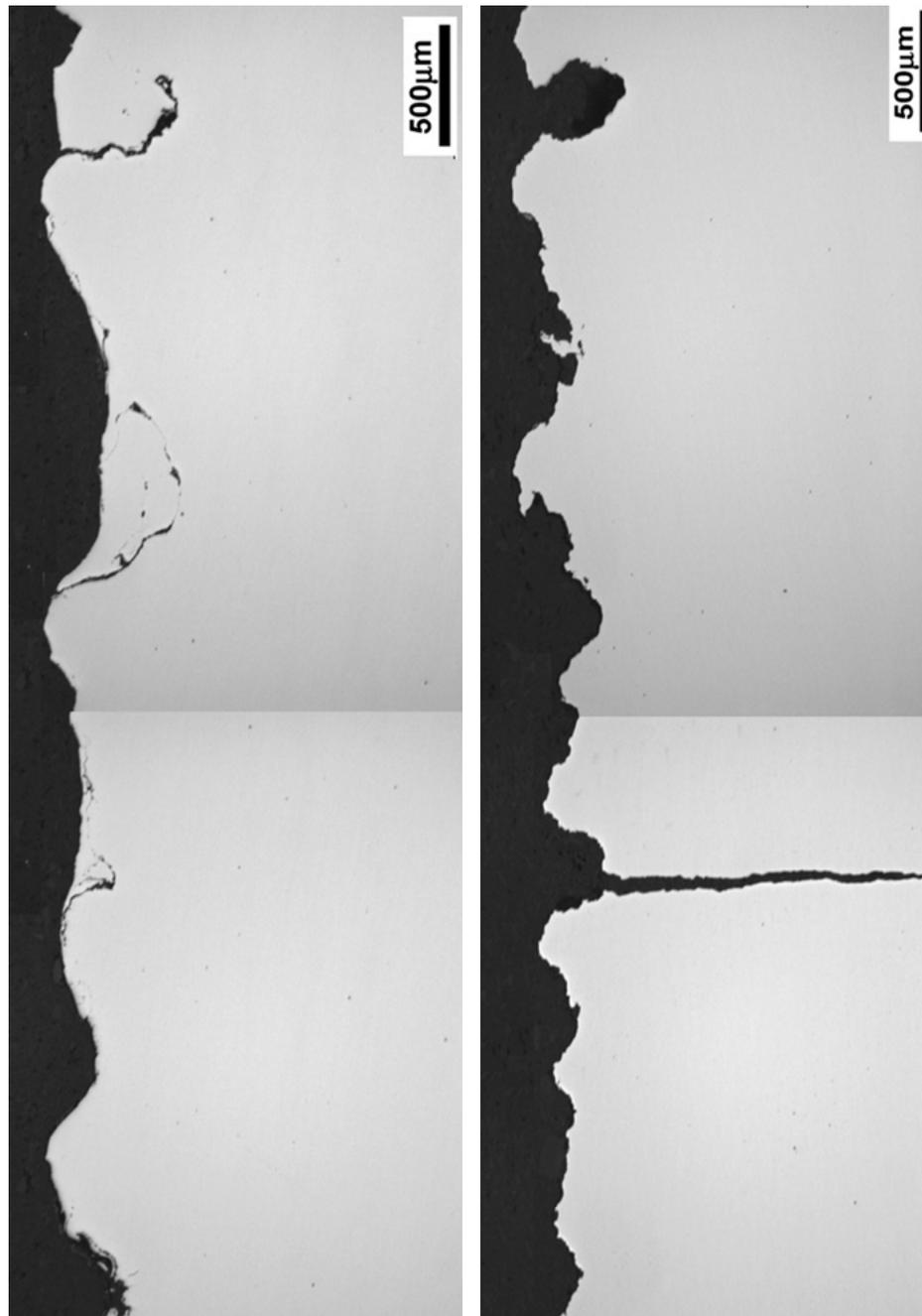
(d)

**Figura 88 (continuação)** – Palheta 37, aspecto dos sulcos de desgaste presentes no lado de baixa pressão junto ao bordo de fuga (região de nucleação da trinca de fadiga): (c) e (d) Detalhe microtopográfico de sulco profundo (região B), mostrando deformação plástica superficial. MEV. IES [211].



(a)

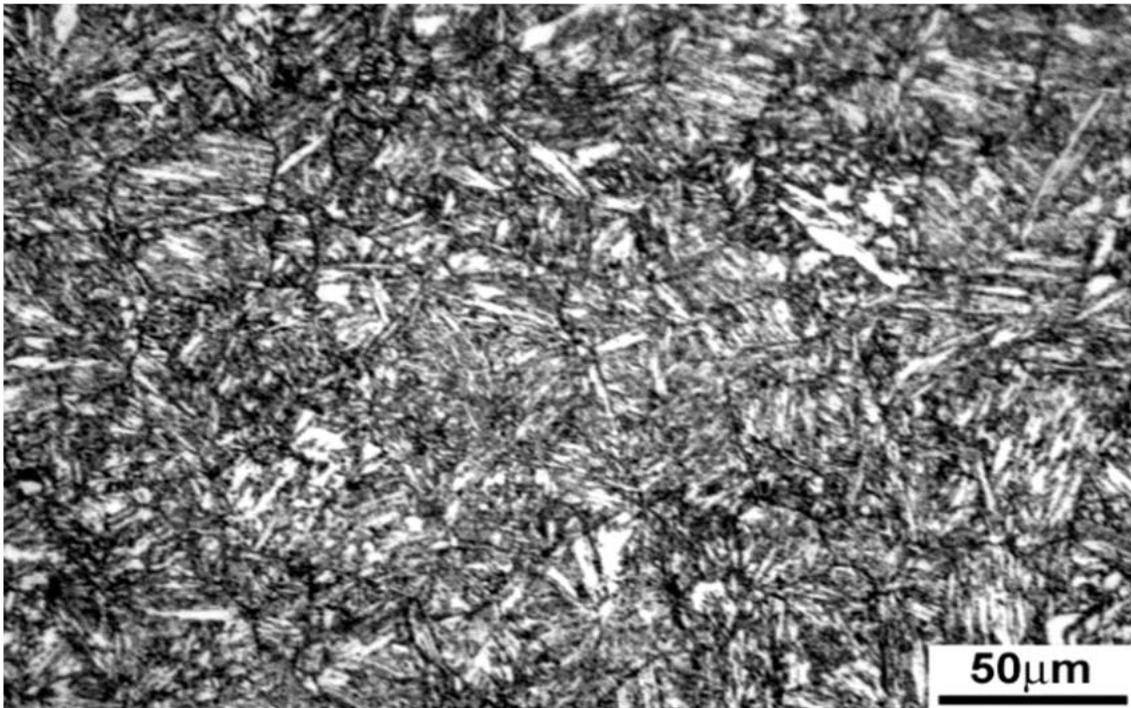
**Figura 89** - Exame macroestrutural da região com intensa rugosidade superficial (bordo de fuga inferior, lado de baixa pressão da palheta). (a) Corte paralelo ao eixo principal da palheta e amostragem [211].



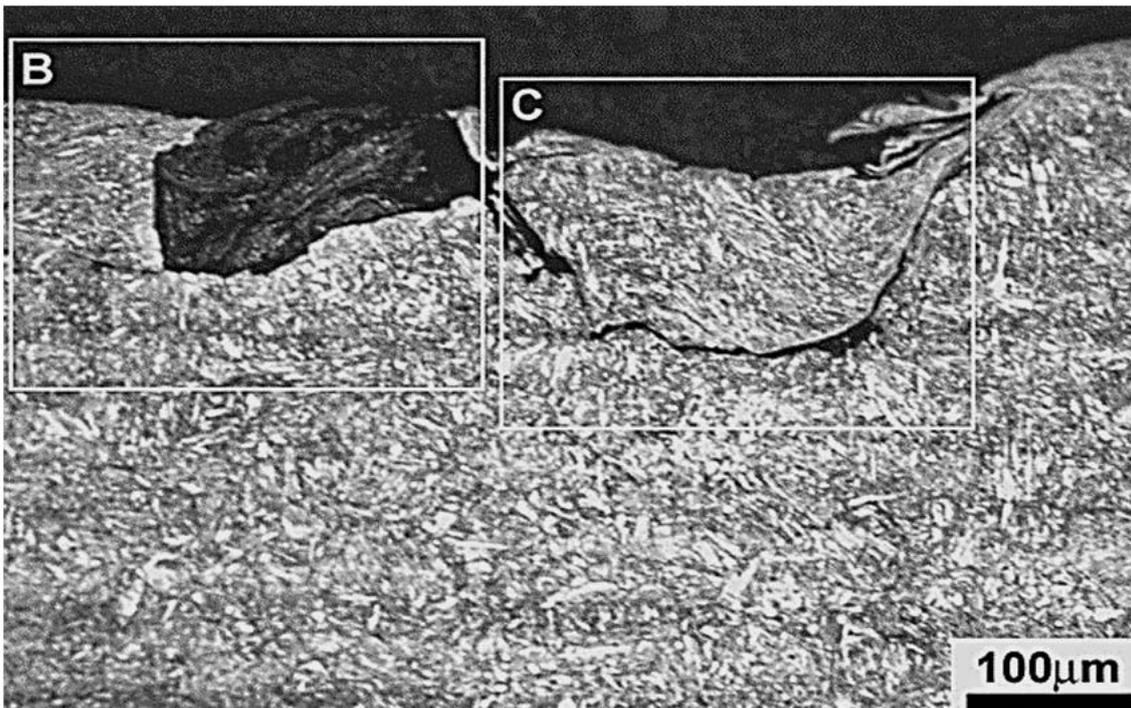
(b)

(c)

**Figura 89 (continuação)** - Exame macroestrutural da região com intensa rugosidade superficial (bordo de fuga inferior, lado de baixa pressão da palheta). Corte paralelo ao eixo principal da palheta; (b) Perfil da superfície da palheta 31 (sem trinca, início do processo de degradação) a uma distância de 1 mm do bordo de fuga, mostrando trincas subsuperficiais de 500  $\mu\text{m}$  profundidade; (c) Perfil da superfície da palheta 4 (com trinca de fadiga de 85 mm) a uma distância de 2 mm do bordo de fuga, mostrando formação de sulcos a partir do trincamento subsuperficial e nucleação de trinca fadiga secundária na raiz do sulco de 500  $\mu\text{m}$  de profundidade. MO [211].

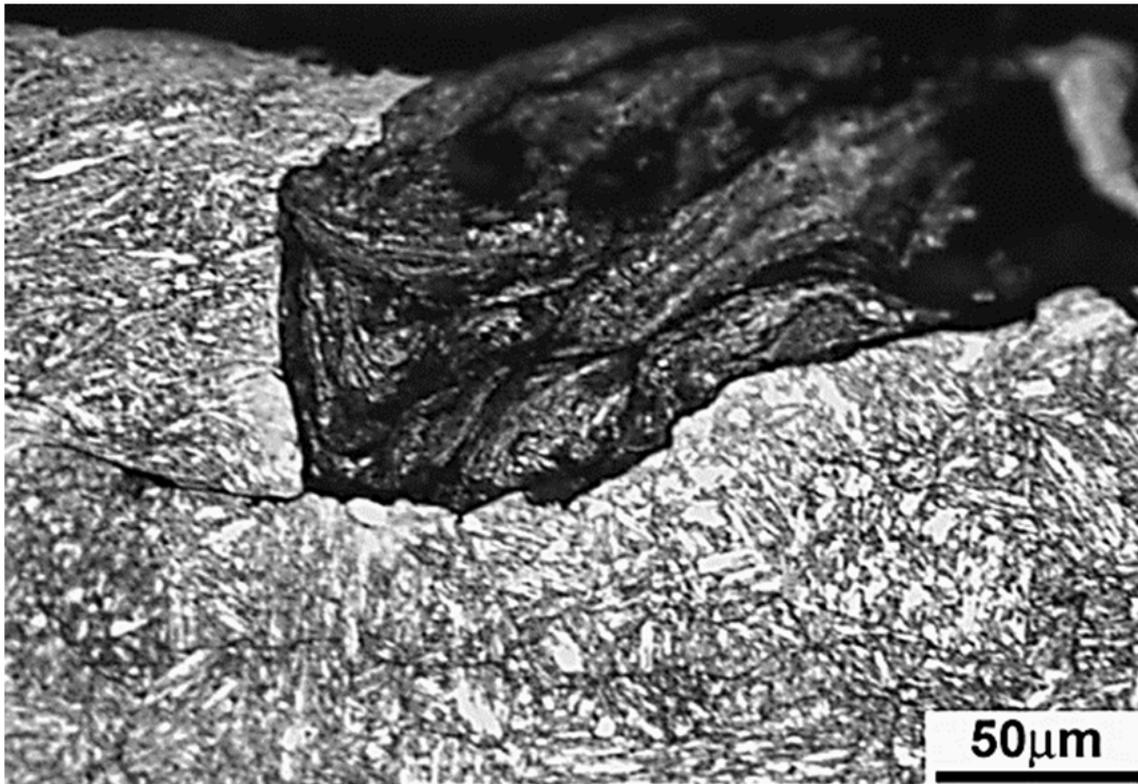


(a)

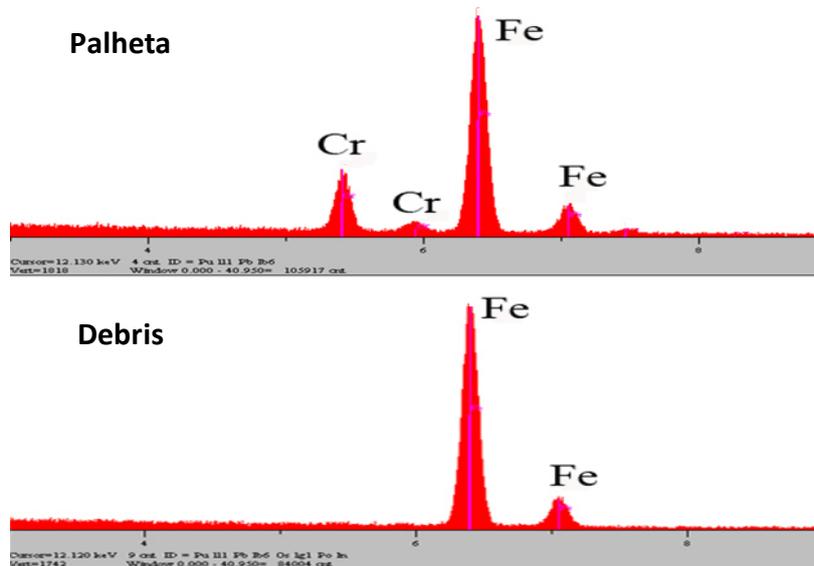


(b)

**Figura 90** - Exame microestrutural da região com intensa rugosidade superficial (bordo de fuga inferior, lado de baixa pressão da palheta). Corte paralelo ao eixo principal da palheta a uma distância do bordo de fuga. Perfil da superfície da palheta 31 (sem trinca, início do processo de degradação) a uma distância de 1 mm do bordo. A parte superior da fotografia corresponde à superfície de baixa pressão da palheta: (a) Microestrutura de martensita revenida; (b) Presença de deformação plástica superficial e trincamento subsuperficial associada à presença de debris incrustado. MEV. IES e microanálise EDS [211].



(c)



(d)

**Figura 90 (continuação)** - Exame microestrutural da região com intensa rugosidade superficial (bordo de fuga inferior, lado de baixa pressão da palheta). Corte paralelo ao eixo principal da palheta a uma distância do bordo de fuga. Perfil da superfície da palheta 31 (sem trinca, início do processo de degradação) a uma distância de 1 mm do bordo. A parte superior da fotografia corresponde à superfície de baixa pressão da palheta: (c) Detalhe do debris incrustado e deformado plasticamente, causando deformação plástica e trincamento da martensita; (d) Microanálise EDS do debris e do material da palheta, indicando que o debris apresenta apenas picos de ferro (material exógeno) e o material da palheta com picos de ferro e cromo. MEV. IES e microanálise EDS [211].

O exame microestrutural da palheta 51 (com trinca de fadiga de 30 mm de extensão) em corte transversal ao eixo principal da palheta junto ao bordo de fuga é mostrado nas **Figuras 91**. As partículas exógenas de Fe carregadas pelo fluxo de vapor colidiram contra a superfície de baixa pressão da palheta, causando intensa deformação plástica da martensita. A dinâmica do mecanismo de corte causado pelo impacto das partículas de Fe na superfície de baixa pressão da palheta é mostrada nesta figura (fluxo de deformação plástica da martensita da esquerda para a direita devido à ação de mecanismo de corte promovido pelo impacto das partículas exógenas de Fe, sugerindo, ainda, que o ataque erosivo ocorreu com pequeno ângulo de impacto).

A **Tabela 18** mostra as medidas de microdureza realizadas junto às tribosuperfícies da palheta (região deformada plasticamente) e longe desta superfície, confirmando o encruamento da martensita causado pelo ataque erosivo das partículas de Fe [211].

**Tabela 18-** Medidas de microdureza comparando a zona deformada plasticamente junto à tribosuperfície da palheta com a região longe da tribosuperfície (inicial) [211].

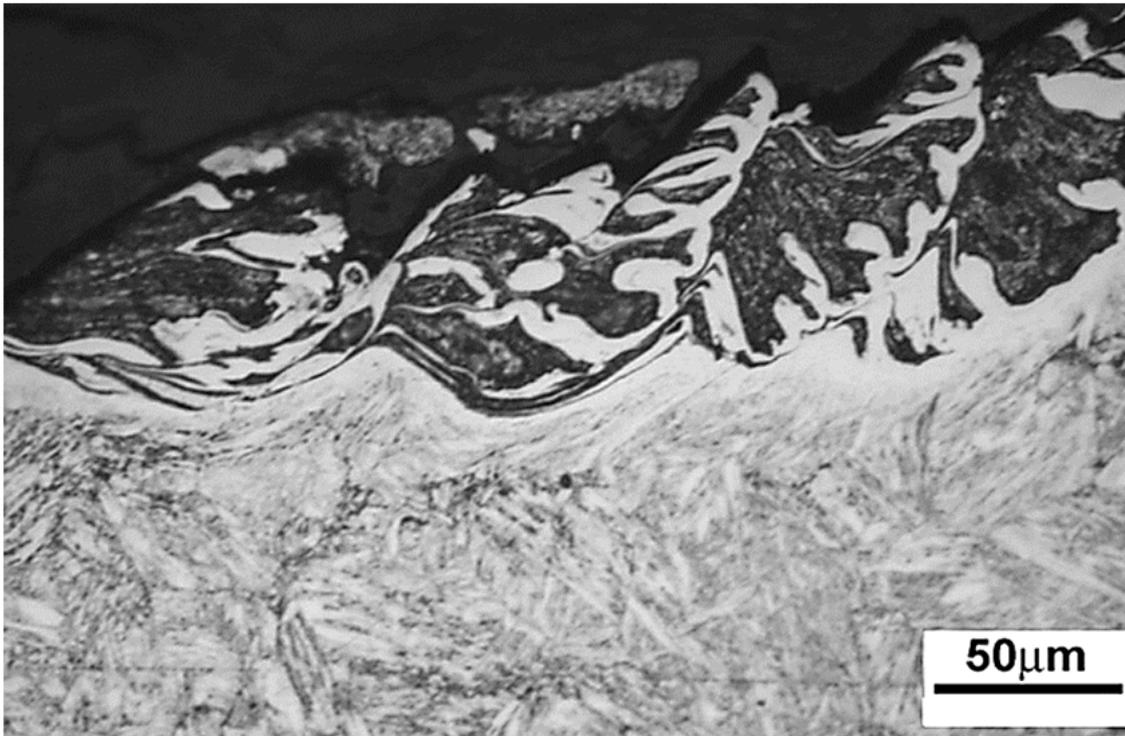
Palheta	Seção transversal (HMV)		Seção longitudinal (HMV)	
	Tribosuperfície	Inicial	Tribosuperfície	Inicial
4	389 ± 7	350 ± 5	394 ± 5	359 ± 11
51	397 ± 7	362 ± 13	395 ± 9	364 ± 13

O exame microestrutural do bordo de ataque superior junto ao lado de baixa pressão da palheta 31 (em corte paralelo ao eixo principal da palheta) é mostrado nas **Figuras 92-a a 92-d**. A superfície da palheta sofreu intenso ataque erosivo com formação de cavidades globulares (vide **Figuras 92-a e 92-b**), que causou a deformação plástica da martensita (vide **Figuras 92-c e 92-d**) e a formação de debris de martensita.

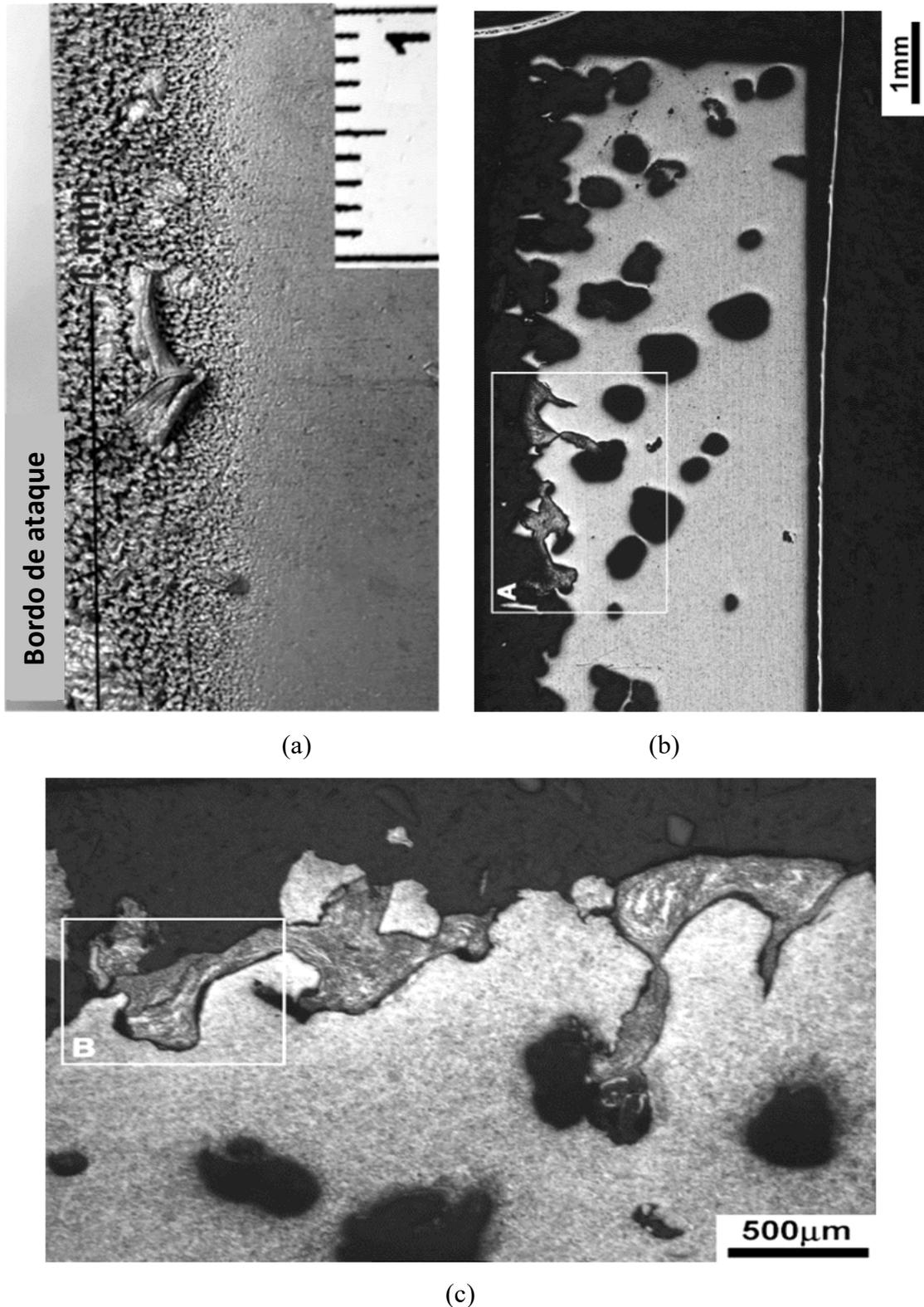
A microanálise EDS confirmou que os debris tem a mesma composição da palheta (vide **Figura 92-e**). Estes resultados indicam que o mecanismo de erosão atuante do bordo de ataque superior foi diferente do observado no bordo de fuga inferior, devendo ser associado à presença de gotas de água no vapor.

A literatura [226-231] indica que a erosão por gotículas de água é um problema recorrente nos estágios finais de uma turbina a vapor, onde as condições de serviço podem levar à precipitação de gotas de água pela condensação de vapor. Estas gotículas de água em alta velocidade se chocam contra a superfície da palheta, promovendo a erosão no bordo de ataque superior junto ao lado de baixa pressão.

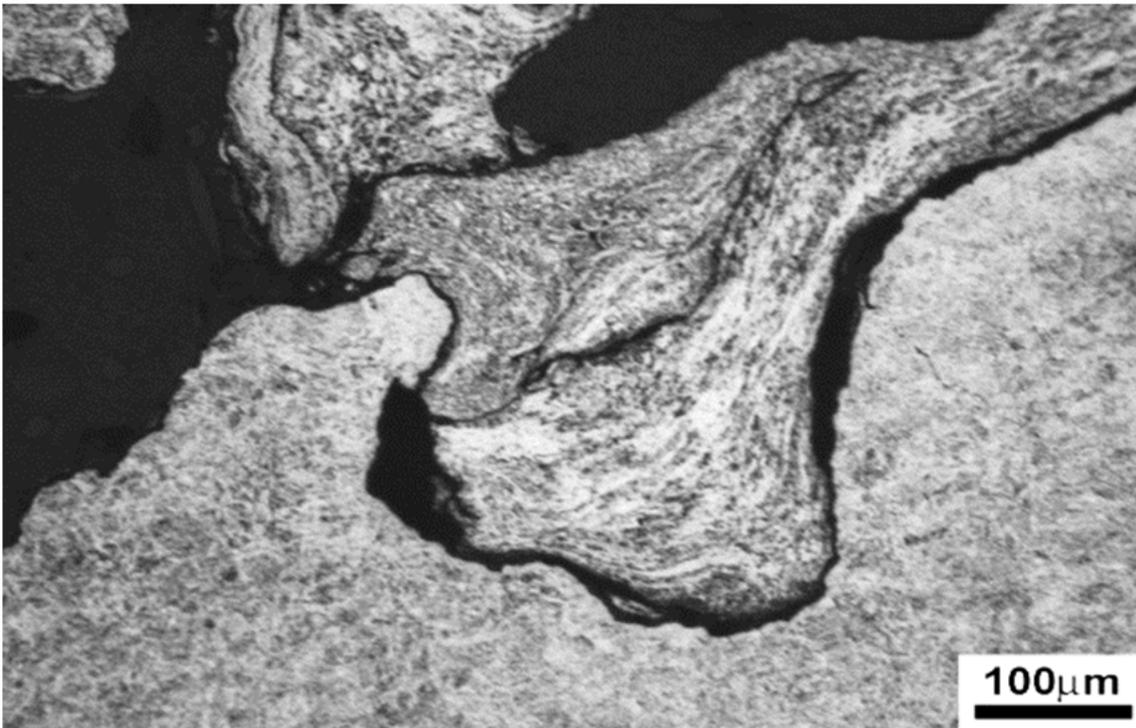
O mecanismo de erosão das pás de rotor de turbina a vapor de condensação foi investigado por Stanisa e Ivusic [231] e os resultados de erosão por impacto de gotículas de água no bordo de ataque superior das palhetas mostrou a mesma morfologia apresentada na **Figura 92** [211].



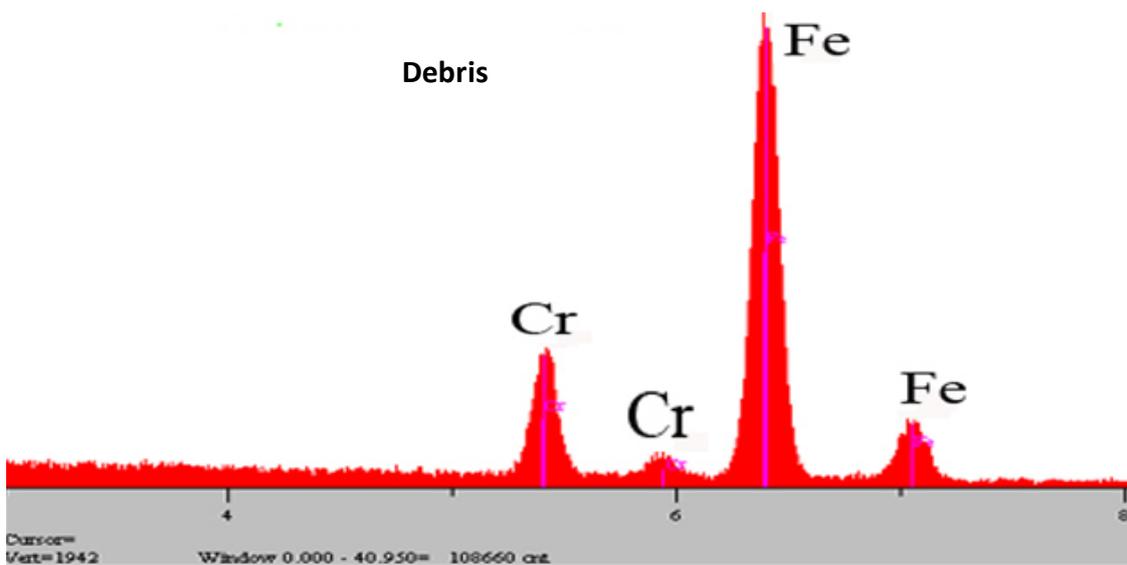
**Figura 91** - Exame microestrutural da palheta 31 (trinca de fadiga de 30 mm de comprimento). Corte transversal ao eixo principal da palheta. Detalhe da tribosuperfície da palheta mostrando intensa deformação plástica da martensita associada à ação de mecanismo de corte (da esquerda para a direita) causado pelo ataque erosivo das partículas exógenas de ferro. MO, MEV e microanálise EDS [211].



**Figura 92** - Exame microestrutural do bordo de ataque superior, lado de baixa pressão. Corte paralelo ao eixo principal da palheta. Perfil da superfície da palheta 31 (sem trinca, início do processo de degradação): (a) Esquema de amostragem e presença de marcas de desgaste com morfologia globular; (b) Vista geral mostrando ataque por erosão associado com intensa perda de material da palheta e com morfologia globular; (c) Corte a uma distância de 1 mm do bordo de ataque, mostrando a formação de debris deformados plasticamente na superfície da palheta. MO, MEV. IES e microanálise EDS [211]



(d)



(e)

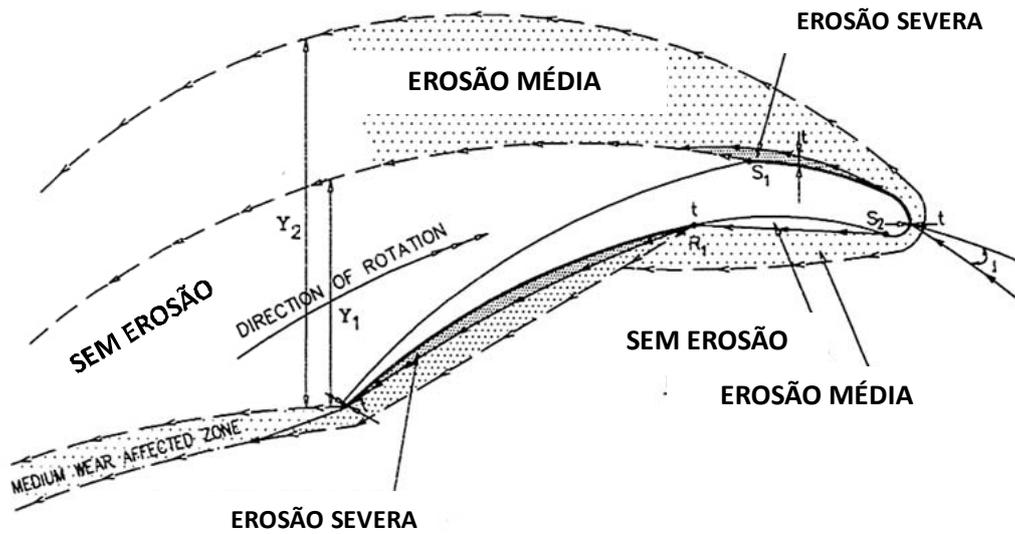
**Figura 92 (continuação)** - Exame microestrutural do bordo de ataque superior, lado de baixa pressão da palheta. Corte paralelo ao eixo principal da palheta. Perfil da superfície da palheta 31 (sem trinca, início do processo de degradação): e (d) Corte a uma distância de 1 mm do bordo de ataque, mostrando formação de debris deformados plasticamente na superfície da palheta; (e) Microanálise EDS do debris, indicando apenas picos de ferro e de cromo (material endógeno). MO, MEV. IES e microanálise EDS [211].

A técnica de metalografia sequencial revelou a ação de mecanismo de erosão causado por partículas exógenas de Fe sobre as palhetas do último estágio. O trabalho analisado [211] não conseguiu determinar a origem destas partículas exógenas. A erosão causou a deformação plástica superficial e a formação de trincas subsuperficiais, que eventualmente levaram ao destacamento de material da tribosuperfície e à formação de sulcos de desgaste. Estes sulcos atuaram como concentradores de tensão e promoveram a nucleação de trincas de fadiga no bordo de fuga inferior do lado de baixa pressão das palhetas do último estágio [211].

As turbinas a vapor operam em ambientes onde a ingestão de partículas sólidas é inevitável, principalmente devido à formação de magnetita dentro do gerador de vapor. A erosão por partículas sólidas é função de diferentes parâmetros, como tamanho de partícula, concentração volumétrica, geometria, velocidade e dureza, juntamente com o ângulo de impacto das partículas e as propriedades mecânicas do material de base. O dano causado pela erosão é crítico em áreas onde as velocidades de vapor são mais altas, como a região do último estágio da turbina a vapor [215-219].

Mann [216] investigou a erosão de palhetas de turbina a vapor causada por partículas sólidas e identificou as áreas da palheta mais propensas à erosão. Os testes de erosão foram realizados em condições de fluxo idênticas (estado estacionário), utilizando fluxo de gás contendo partículas de sílica (80 a 170  $\mu\text{m}$ ) atacando as superfícies das palhetas de aço ao Cr. Ele investigou o efeito do ângulo de impacto de partículas sólidas (de  $-23^\circ$  a  $46^\circ$ ) no padrão de desgaste das palhetas e mostrou que as áreas mais propensas à erosão por partículas sólidas eram o bordo de ataque no lado de baixa pressão e o bordo de fuga no lado de alta pressão (vide **Figuras 93-a e 93-b**). Estas observações não estão de acordo com as observações experimentais, vide **Figuras 89 a 91**, que identificou que a erosão por partículas sólidas ocorreu de modo contundente no bordo de fuga inferior do lado de baixa pressão das palhetas do último estágio.

A técnica experimental utilizada por Mann [216] desconsidera os possíveis rebotes de partículas de ordem superior e as mudanças no regime de fluxo (estado estacionário para transitório).



(a)



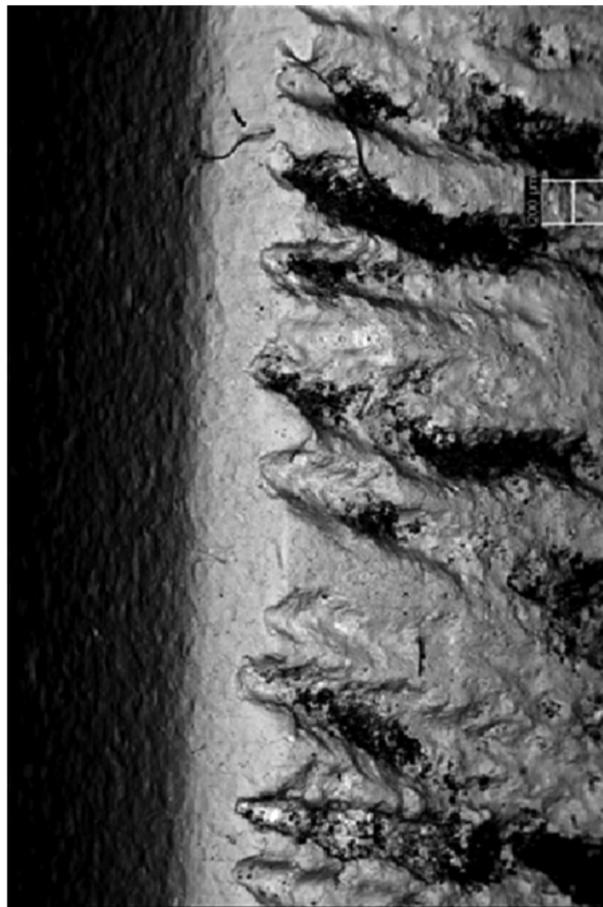
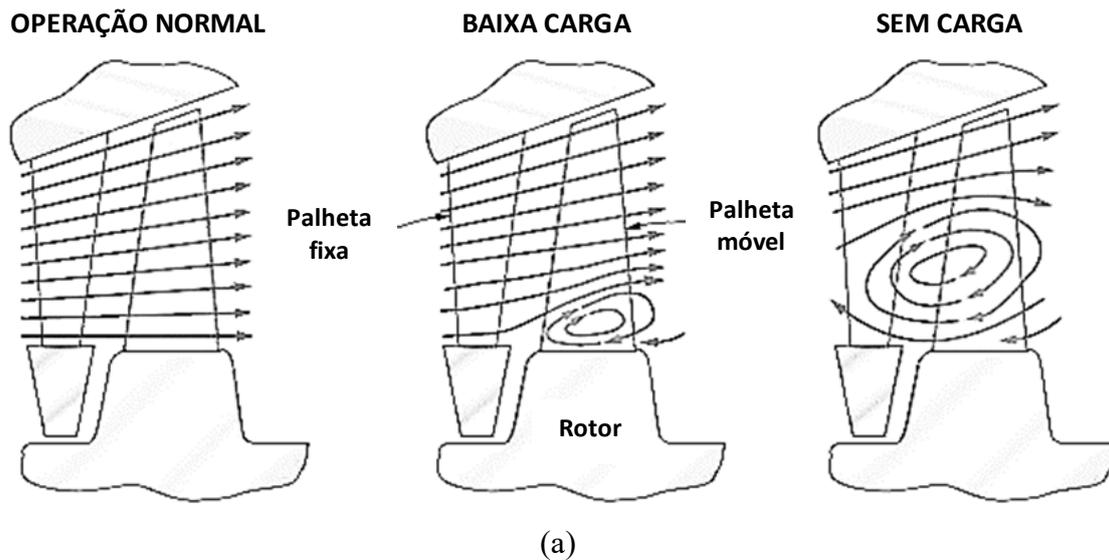
(b)

**Figura 93** - (a) Padrão de erosão de uma palheta de turbina a vapor com número de Reynolds igual a  $11,85 \times 10^6$  e ângulo de ataque de partículas de sílica igual a  $-23^\circ$ , mostrando as diversas zonas de desgaste da palheta, onde S é ponto de separação entre o fluxo de gás e a superfície da palheta e R é o ponto de encontro do fluxo de gás e a superfície da palheta; (b) Padrão de erosão da turbina a vapor com palhetas paralelas, mostrando que os bordos de ataque e de fuga na face de alta pressão das palhetas são críticos em relação à erosão por partículas sólidas [216].

Por exemplo, o regime transitório de fluxo de fluido que ocorre durante os procedimentos de início (*startup*) e desligamento (*shutdown*) da turbina aumenta a frequência de vibração das turbinas e o dano por fadiga nas palhetas. As frequências naturais de vibração das palhetas que surgem durante o aumento ou redução da velocidade do rotor são apontadas como uma das principais causas para a nucleação de trincas de fadiga. Outra possível causa para a nucleação de trincas de fadiga é a variação do fluxo de massa do fluido [220-223].

As turbinas de vapor de ciclo combinado, como a examinada neste capítulo, geralmente operam em regime de carga parcial, criando um novo problema para a última linha de palhetas da turbina a vapor: a erosão por gotículas de água nos bordos de fuga inferiores das palhetas causada por inversão de direção de fluxo do fluido na saída da turbina, vide **Figuras 94-a e 94-b** [224-225].

A operação da turbina a vapor em regime de carga parcial deve ter promovido a ingestão de partículas sólidas de Fe, que causaram a erosão no bordo de fuga da face de baixa pressão das palhetas (em associação com a erosão de gotículas de água); a formação de sulcos com 500  $\mu\text{m}$  de profundidade; e a ação de esforços cíclicos nas palhetas. Este efeito sinérgico reduziu significativamente vida útil das palhetas da turbina a vapor. A turbina a vapor investigada [211] operou por pouco mais de um ano até a ruptura das palhetas, indicando que esta ruptura ocorreu por falhas na operação da usina de ciclo combinado.



(b)

**Figura 94** – (a) Esquema simplificado de modelo de fluxo de vapor no último estágio de turbina a vapor trabalhando em ciclo combinado mostrando alteração do fluxo com as condições de operação [224].; (b) Marcas de erosão (comprimento de 10 mm) causado por gotículas de água encontradas nos bordos de fuga inferiores das palhetas do último estágio de turbina a vapor de 500 MW, pites de 80  $\mu\text{m}$  de profundidade. Mecanismo é promovido pelo retorno do fluxo de vapor (ou efeito de recirculação) [225].

O crescimento da demanda por eletricidade na década de 1990 levou ao racionamento de energia durante a estiagem de 2001, revelando a falta de investimentos em infraestrutura no fornecimento e na distribuição de energia elétrica. Como resultado, o Governo Federal lançou em 2000 o Programa Prioritário de Termelétricas (PPT), que previa a instalação de 49 usinas a gás natural no país até 2005. A introdução das termelétricas a gás natural ficou mal equacionada devido aos problemas de quebras de contratos e de suprimento da Bolívia. A malha de gasodutos no Brasil ainda é muito precária e o preço final pago pelo consumidor brasileiro por esta eletricidade ‘suja’ é mais alto do que da eletricidade ‘limpa’. O Brasil, que ainda tem uma matriz energética limpa em relação ao resto do mundo, precisou aumentar a contribuição dos combustíveis fósseis em sua matriz de energia elétrica por falta de investimentos de infraestrutura e pela sazonalidade das hidrelétricas [232-241].

A termoeletrica investigada iniciou suas operações em dezembro de 2001, gerando 74 MW de energia elétrica através da operação de uma turbina a gás. A previsão era de que em meados de 2003 a usina estivesse operando plenamente, gerando 340 MW em ciclo combinado, com três turbinas movidas a “óleo leve” e uma a turbina a vapor. O projeto original previa o uso de gás natural, que viria da bacia de Urucu no Amazonas (que é maior produtora de gás natural em terra no Brasil) por gasoduto de 522 km, mas sua construção ainda não foi iniciada. O investimento na termoeletrica de ciclo combinado foi de US\$ 220 milhões e envolveu a participação de alguns conglomerados de empresas [242-245].

A falha das palhetas da turbina a vapor ocorreu em 19/10/2004, pouco mais de um ano após o início de seu funcionamento, mas as informações sobre o acidente não constam nos sítios da Eletronorte ou e Eletrobrás. Informações da Controladoria Geral da União [246] indicam que em 2006 o Instituto de Resseguros do Brasil (IRB) [247] pagou à usina termoeletrica a quantia de R\$ 459.242,88 devido ao sinistro na turbina a vapor.

É uma pena que os diversos relatórios técnicos (elaborados a partir do mesmo banco de resultados produzidos pelo IPT e disponibilizados ao IRB em 14 de janeiro de 2005), defendendo os interesses comerciais de cada uma das partes envolvidas no sinistro, não sejam acessíveis. Seria bastante didático observar como diferentes narrativas da análise de falha puderam construídas a partir de um mesmo conjunto de resultados experimentais.

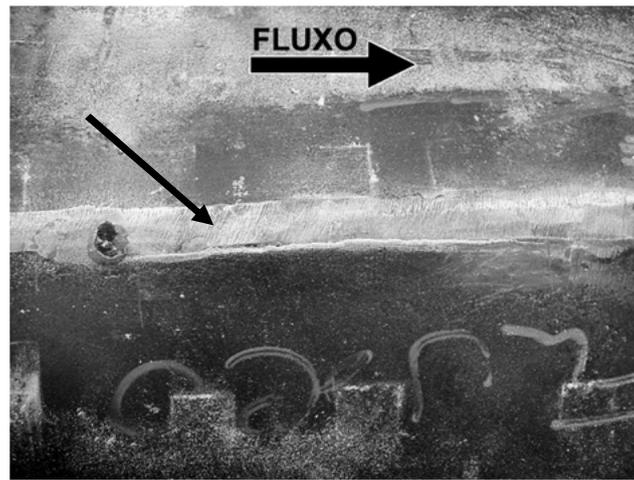
#### 2.3.4 Análise de falha de oleoduto

Em 2004 Azevedo [248] analisou a falha em um oleoduto que estava em operação desde 1969 e que causou contaminação de petróleo em um rio próximo. O petróleo bruto é uma mistura heterogênea de sólidos, líquidos e gases, que inclui sedimentos, água, sais, gases ácidos ( $H_2S$ ) e dióxido de carbono. O enxofre total no petróleo pode variar de 1% a 5%, sendo que a concentração de  $H_2S$  pode atingir 200 ppm. O projeto deste oleoduto admitiu uma concentração máxima de  $H_2S$  no petróleo bruto igual a 20 ppm.

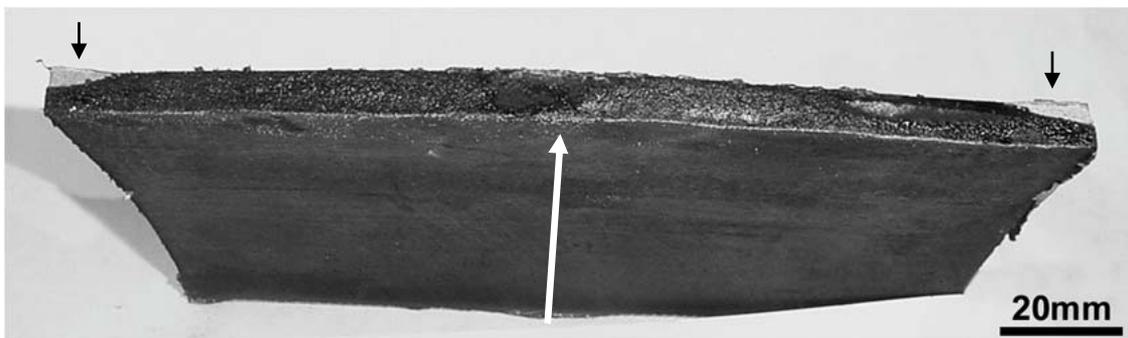
O oleoduto era construído com tubos, segundo especificação API 5L X46 classe PSL 1, com costura longitudinal, diâmetro de 24 polegadas e espessura de parede nominal 0,312 polegadas (7,9 mm). A pressão média de trabalho do oleoduto era de 55 kgf/cm<sup>2</sup>. Os resultados de análise química permitiram enquadrar o material do tubo em acordo com a especificação. O aço API 5L X 46 PSL 1 apresenta limite de escoamento mínimo de 245 MPa, limite de resistência mínimo de 435 MPa e alongamento mínimo de 28%.

O trecho que apresentou o vazamento localizava-se em um pequeno vale, a aproximadamente 200 m acima do nível do mar. Retirou-se uma seção deste tubo, que foi cortada em duas calhas (840 mm por 240 mm). A inspeção por partículas magnéticas em uma das calhas revelou uma trinca passante com 140 mm de extensão na superfície externa do tubo e 220 mm na superfície interna (vide **Figuras 95-a e 95-b**). A região da trinca passante foi isolada e as superfícies da trinca foram expostas em laboratório. Não foi observada deformação plástica macroscópica do tubo na região da trinca, nem a formação de ‘bulges’. O exame macrofractográfico da superfície exposta da trinca revelou duas regiões distintas (vide **Figuras 95-b e 95-c**) [248]:

- Região 1: Fratura plana e trinca com formato semielíptico com uma profundidade máxima de 7,1 mm. Esta superfície apresentou um depósito escuro com presença dos elementos Fe, O e S (vide **Tabela 19**). O formato semielíptico da trinca indicou que a trinca foi nucleada na superfície interna do tubo (vide seta na **Figura 95-b**).
- Região 2: Pequena proporção de fratura a 45° próxima à superfície externa do tubo (extensão de 0,5 mm, vide setas na **Figura 95-c**). Esta superfície também apresentou um depósito escuro contendo os elementos Fe, O e S, mas com menores teores de S e O (vide **Tabela 19**).



(a)



(b)



(c)

**Figura 95** - Inspeção visual: (a) Ensaio por partículas magnéticas mostrando trinca (seta) longitudinal e passante adjacente ao cordão de solda longitudinal na superfície externa do tubo com costura; (b) Superfície exposta da trinca passante mostrando: região de aspecto plano e trinca com formato semielíptico, indicado que a trinca foi nucleada na superfície interna do tubo (vide seta branca); (c) Detalhe da superfície da trinca mostrando depósito escuro e região com fratura a 45° (*shear lips*) - vide setas - junto à superfície externa do tubo [248].

**Tabela 19** - Resultados de microanálise química EDS na superfície da trinca [248].

<b>Posição</b>	<b>O</b>	<b>Fe</b>	<b>S</b>
Região 1, próxima à superfície interna do tubo	25	54	7
Região 2, próxima à superfície externa do tubo	9	81	2

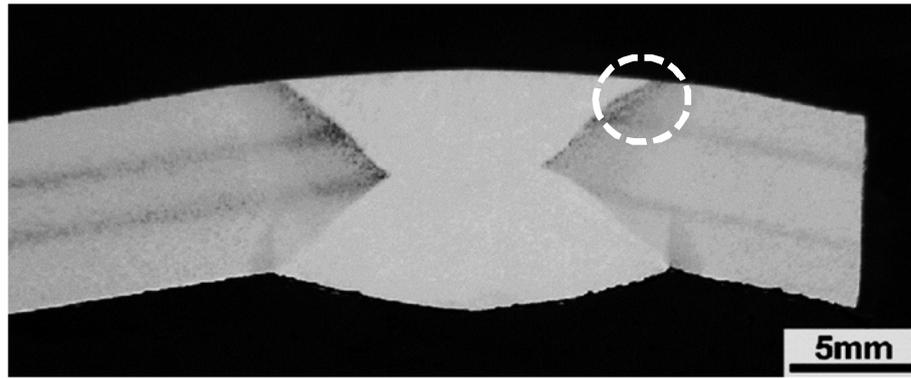
Os exames macro e microestrutural de seção transversal da junta soldada longitudinal do tubo (vide **Figuras 96-a a 96-d e 97-a a 97-d**) mostraram dois passos de solda. O cordão de solda junto à superfície externa apresentou microestrutura com ferrita alotriomórfica e de Widmanstätten, além de pequena proporção de colônias de perlita (vide **Figura 96-b**).

A zona afetada pelo calor (ZAC) apresentou gradiente microestrutural: a interface do cordão de solda com a ZAC mostrou microestrutura composta de colônias de perlita e ferrita alotriomórfica e de Widmanstätten (vide **Figura 96-c**).

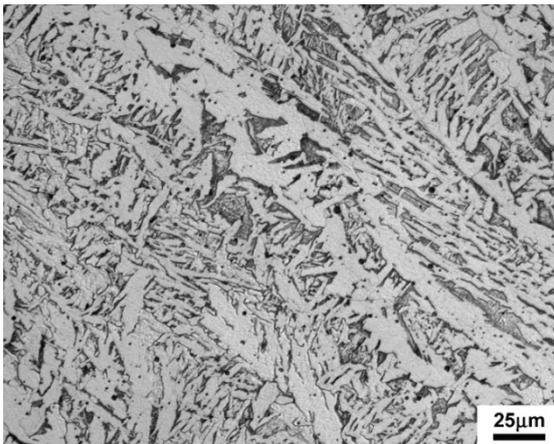
A interface entre a ZAC e o metal base (tubo) revelou microestrutura refinada, composta de grãos ferríticos e algumas colônias de perlita (vide **Figura 96-d**).

O cordão de solda longitudinal junto à superfície interna do tubo apresentou microestrutura recristalizada, composta majoritariamente por grãos ferríticos e pequena proporção de colônias de perlita (vide **Figura 97-a**), indicando que o primeiro passo de solda foi aplicado nesta superfície.

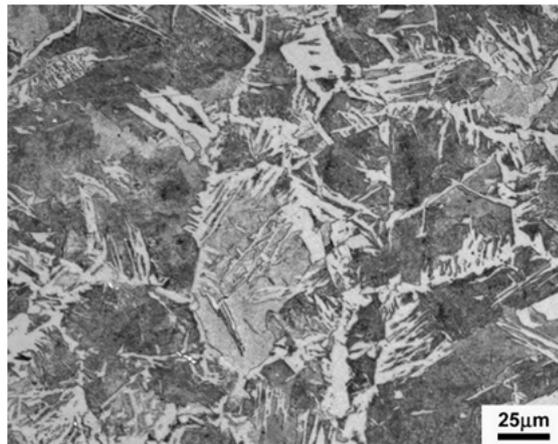
A interface entre o cordão de solda e a ZAC mostrou microestrutura recristalizada com grãos de ferrita e pequena proporção de colônias de perlita (vide **Figura 97-b**); e a interface entre a ZAC e o metal base mostrou microestrutura refinada e composta de grãos ferríticos e pequena proporção de colônias de perlita (vide **Figura 97-c**).



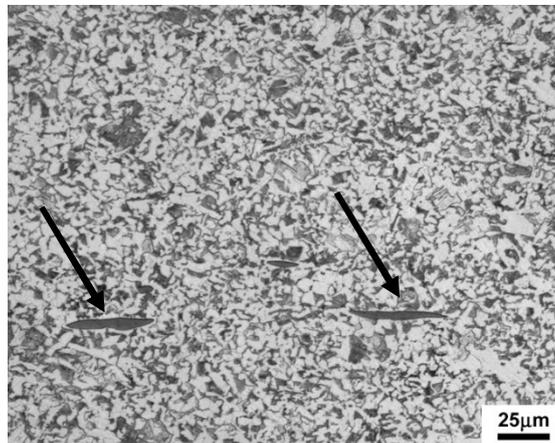
(a)



(b)

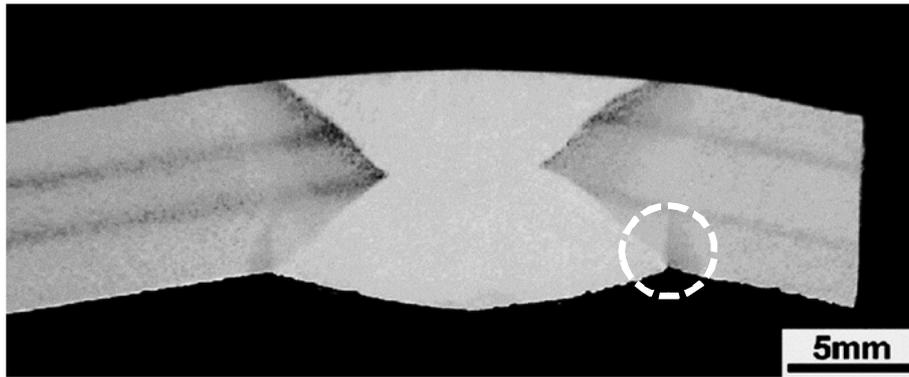


(c)

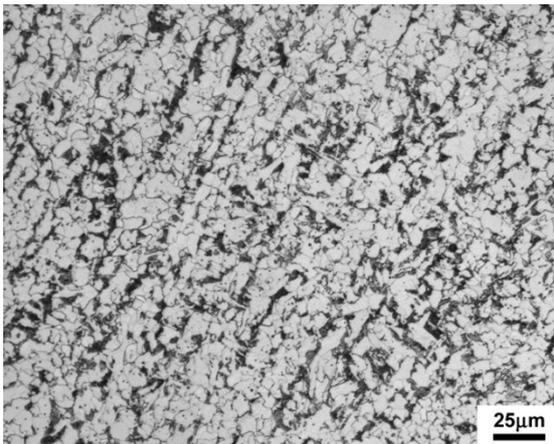


(d)

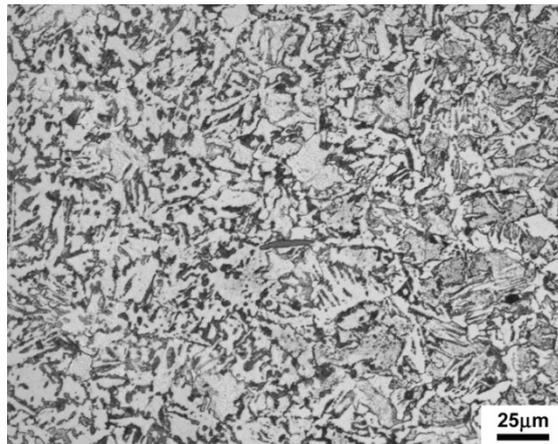
**Figura 96** - Corte transversal. Superfície externa: (a) Aspecto macroscópico da região da solda, corte transversal, longe da região da trinca passante, mostrando dois passes de solda; (b) Região do cordão de solda, exibindo microestrutura grosseira formada por grãos de ferrita e perlita; (c) Interface entre o cordão de solda e a ZAC, exibindo microestrutura composta de colônias de perlita e ferrita; (d) Interface entre a ZAC e o metal base, exibindo microestrutura refinada composta de grãos de ferrita e colônias de perlita. Observe duas inclusões planas de sulfeto em corte transversal (largura de 20 µm e comprimento de 400 µm). Ataque: Nital. MO [248].



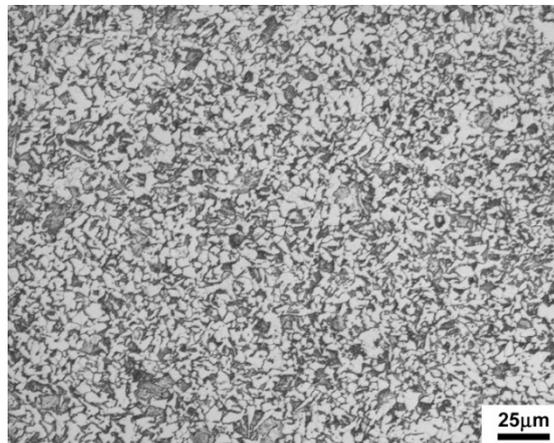
(a)



(b)



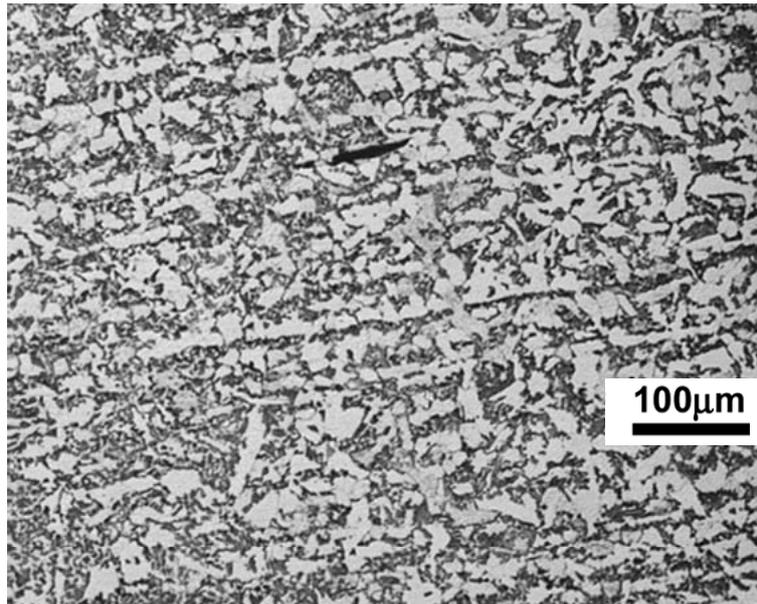
(c)



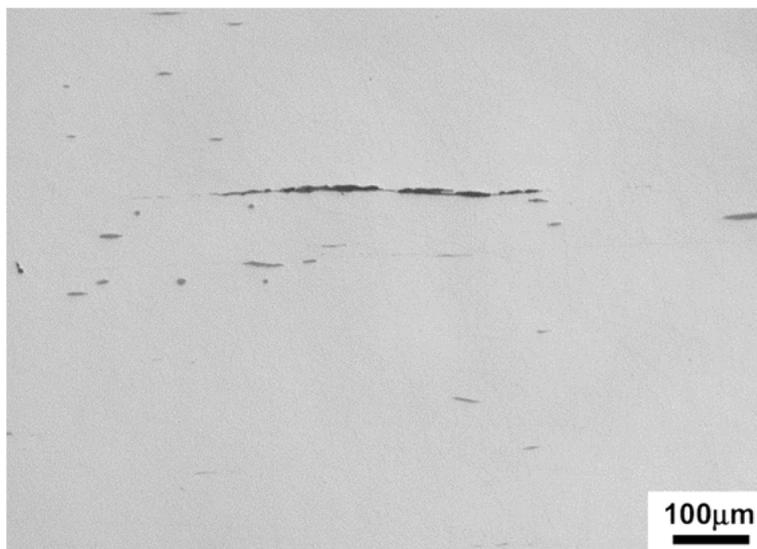
(d)

**Figura 97** - Corte transversal. Superfície interna: (a) Exame macroestrutural; (b) Região do cordão da solda com microestrutura formada por grãos de ferrita e colônias de perlita. ( $212 \pm 5$  HV<sub>500</sub>); (c) Interface entre o cordão de solda e a ZAC, exibindo microestrutura composta de grãos de ferrita e colônias de perlita ( $211 \pm 1$  HV<sub>500</sub>); (d) Interface entre a ZAC e o metal base, exibindo microestrutura refinada composta de grãos de ferrita e colônias de perlita ( $216 \pm 8$  HV<sub>500</sub>). Ataque: Nital. MO [248].

A microestrutura do material base do tubo é orientada ao longo da direção da laminação da chapa, sendo composta por grãos de ferrita e colônias de perlita, formando uma microestrutura bandeada (vide **Figura 98-a**). Inclusões de sulfeto de manganês (~ 500  $\mu\text{m}$  de comprimento, vide **Figura 98-b**) foram observadas. O nível de inclusões no tubo foi determinado como: inclusões do tipo A (sulfeto) - série grossa, nível 2; e inclusões do tipo D (óxido globular) - série fina, nível 2; mas o nível máximo de inclusões permitido neste aço produzido no final da década de 1960 não foi informado.



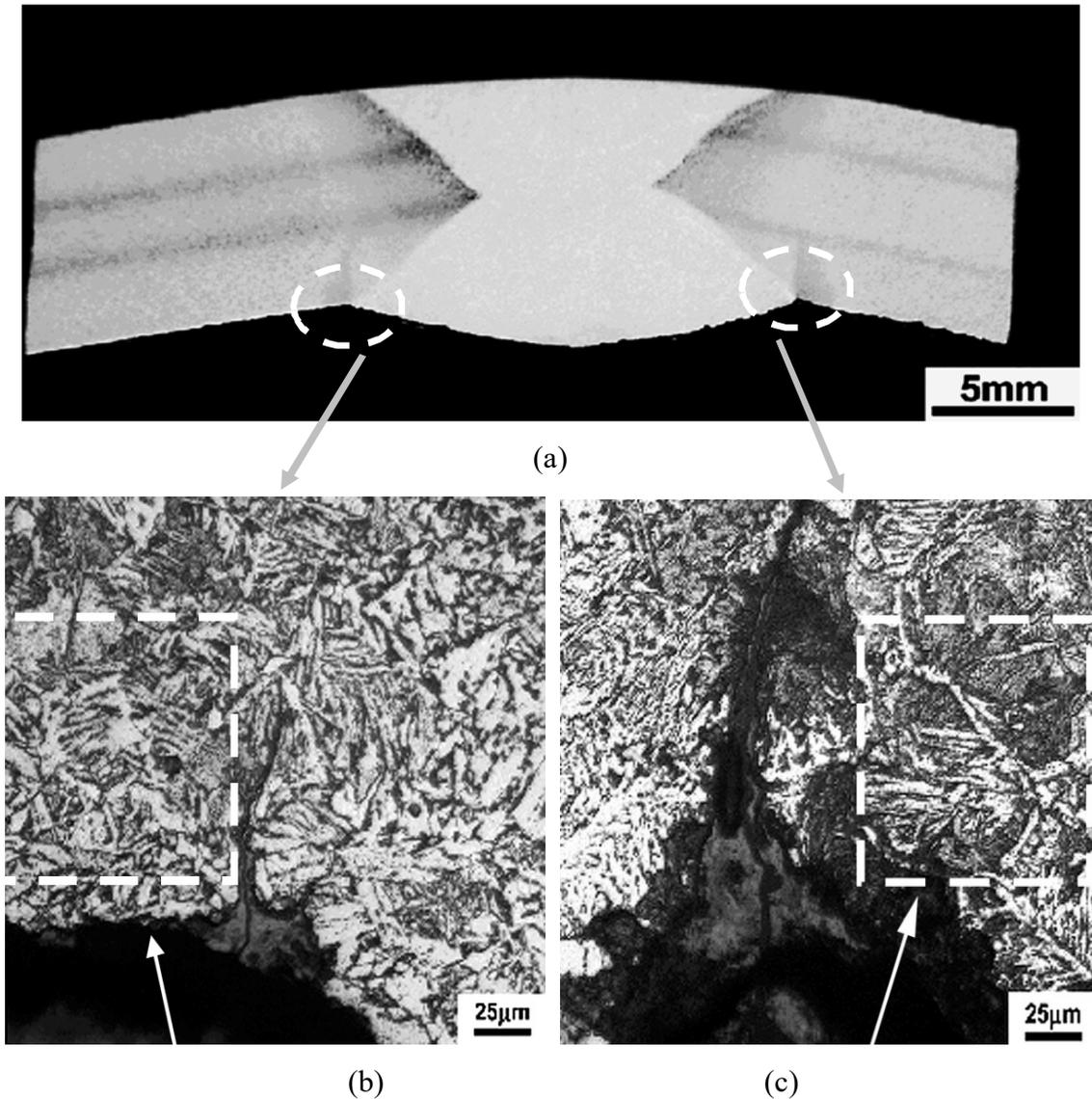
(a)



(b)

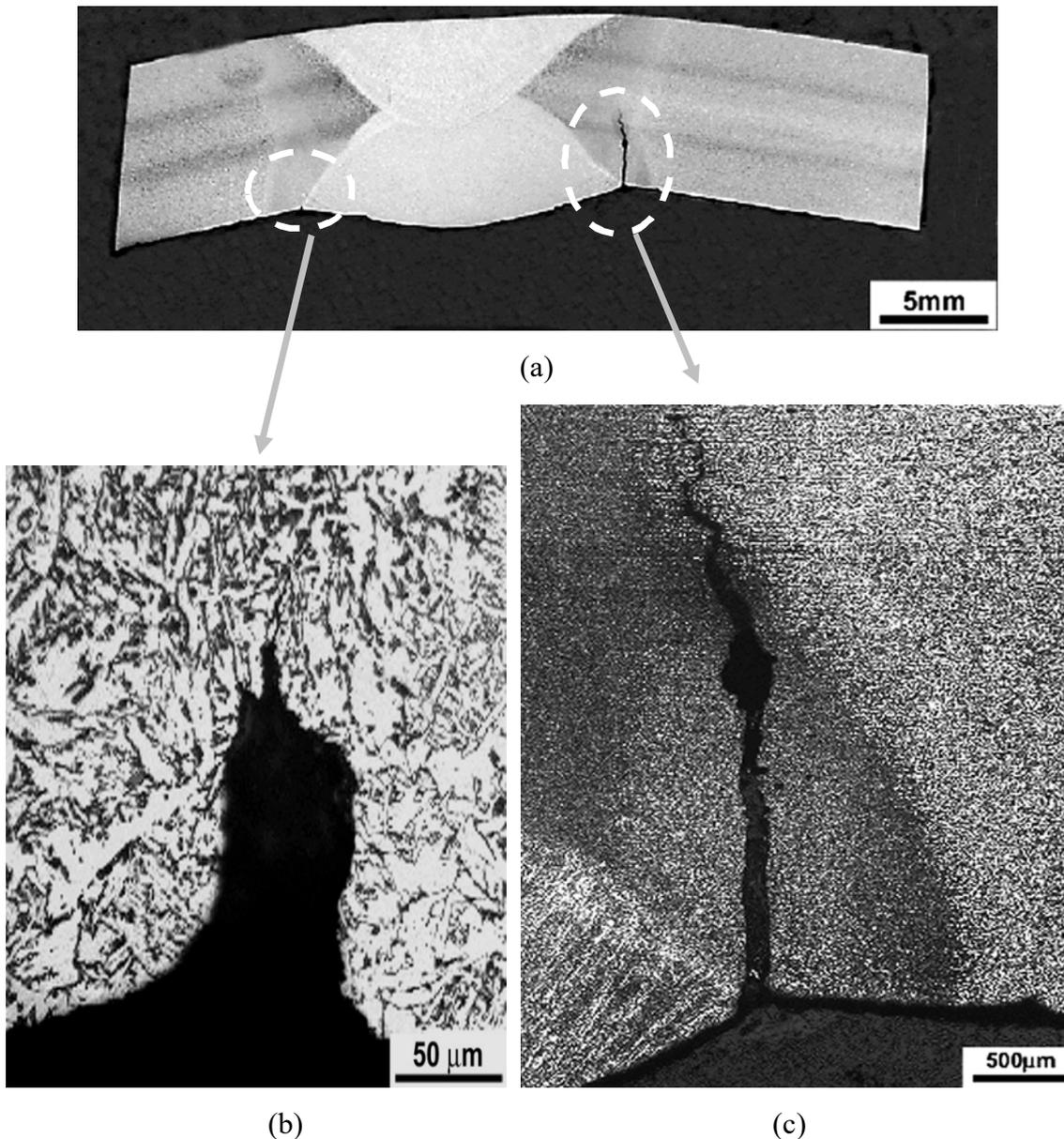
**Figura 98** - Exame metalográfico. Metal base do tubo. Corte longitudinal: (a) Microestrutura alinhada constituída por perlita e ferrita. Ataque Nital; (b) Detalhe da inclusão alongada de sulfeto de comprimento de até 400  $\mu\text{m}$ . Sem ataque. MO [248].

A superfície interna do tubo, longe da trinca passante, apresentou trincas associadas aos defeitos de soldagem e aos pontos corrosão localizada, com profundidade entre 25 e 100  $\mu\text{m}$  (vide **Figuras 99-a a 99-c**). As regiões de ZAC localizadas na mesma posição em relação ao cordão da solda apresentaram microestruturas diferentes, uma com maior proporção de ferrita e a outra com maior proporção de colônias de perlita (ver **Figuras 99-b e 99-c**), provavelmente causadas pela assimetria no fluxo de calor durante o primeiro passo de soldagem [248].



**Figura 99** - Região longe da trinca passante. Corte transversal: (a) Exame macroscópico; (b) Superfície interna do tubo. Detalhe da microestrutura na região entre a ZAC e o cordão de solda, região à esquerda do cordão de solda; (c) Superfície interna do tubo. Detalhe da microestrutura na região entre a ZAC e o cordão de solda, região à direita do cordão de solda. Observa-se que duas trincas são formadas na interface entre a ZAC e o cordão de solda, junto aos defeitos de soldagem. Regiões geometricamente simétricas da ZAC apresentam microestruturas diferentes (áreas retangulares tracejadas). Ataque: Nital. MO [248].

A **Figuras 100-a** mostra que o caminho de propagação de trinca passante não depende da macroestrutura da região da solda. A **Figura 100-b** revela uma trinca nucleada na raiz de um defeito de soldagem ( $\sim 100 \mu\text{m}$  de comprimento), enquanto a **Figura 100-c** indica que trinca foi nucleada na superfície interna do tubo (interface entre o cordão de solda e a ZAC) e cresceu perpendicularmente à superfície interna, propagando-se ao longo da ZAC e do metal base do tubo, perpendicular à tensão circunferencial do tubo [248].



**Figura 100** - Corte transversa, trinca passante: (a) Exame macroscópico; (b) Superfície interna do tubo. Detalhe da interface entre a ZAC e o cordão de solda, mostrando defeito de soldagem com  $100 \mu\text{m}$  de profundidade. Observa-se trinca sendo nucleada na raiz deste defeito. (c) Superfície interna do tubo. Trinca é nucleada na interface entre a ZAC e o cordão de solda e o caminho de propagação da trinca é independente do gradiente macro e microestrutural. Ataque Nital. MO [248].

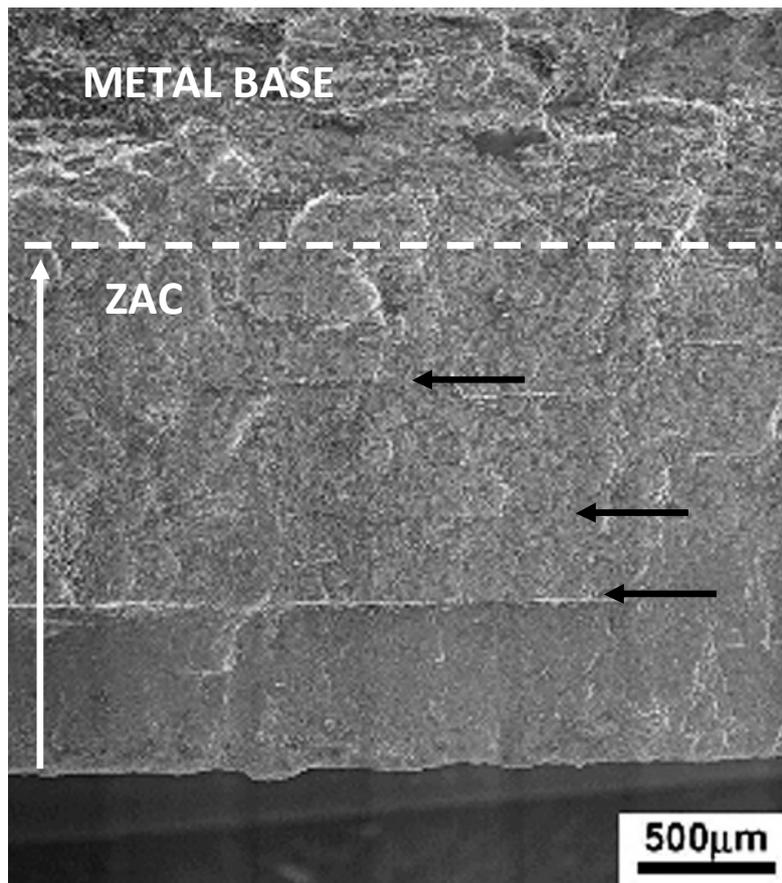
As superfícies de fratura da trinca passante foram expostas e limpas com solução de Clark para remover o depósito escuro antes do exame microfractográfico. Este exame, vide **Figuras 101-a e 101-c**, revelou duas regiões distintas:

- A região plana, localizada até uma profundidade de aproximadamente 2,0 mm a partir da superfície interna do tubo, e coincidente com a ZAC, vide **Figura 101-a e 101-b**, apresentou aspecto plano com trincas secundárias paralelas (trincas com degraus). Estas trincas secundárias estão orientadas no sentido de laminação do tubo e são perpendiculares ao plano de propagação da trinca principal;
- A região mais rugosa, com extensão de aproximadamente 5,4 mm, coincide com a posição do metal base do tubo e a ZAC do passo de solda junto à superfície externa. Esta região não apresentou trincamento em degraus, vide **Figura 101-a**;
- O exame microfractográfico indicou a presença de alvéolos tanto na região plana (vide **Figura 101-c**), entre as trincas secundárias, quanto na região rugosa. Estes alvéolos são artefatos criados pelo ataque corrosivo, cujo filme foi removido durante a limpeza com a solução de Clark, e não indicam a ação de mecanismo dúctil de rasgamento durante a propagação da trinca.

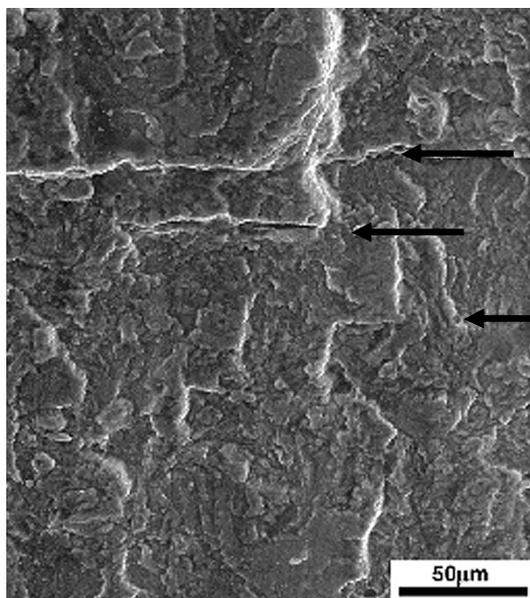
O exame microestrutural do caminho de propagação da trinca próximo à superfície interna do tubo (vide **Figuras 102-a a 102-c**) revelou depósito de corrosão com espessura variada no interior da trinca. Este depósito mostrou-se rico em Fe, O e S, indicado a ação de mecanismo de corrosão. A trinca apresentou ramificação intergranular moderada ao longo da ZAC.

O exame microestrutural do caminho de propagação da trinca na região do metal base do tubo (vide **Figuras 103-a a 103-c**) revelou propagação de caráter transgranular e, comparativamente, mais ramificada. Também foi observada uma tênue ramificação da trinca junto às interfaces entre as inclusões de sulfeto e a matriz (vide **Figura 103-b**), com formação de depósito rico em Fe, O e S devido ao ataque corrosivo.

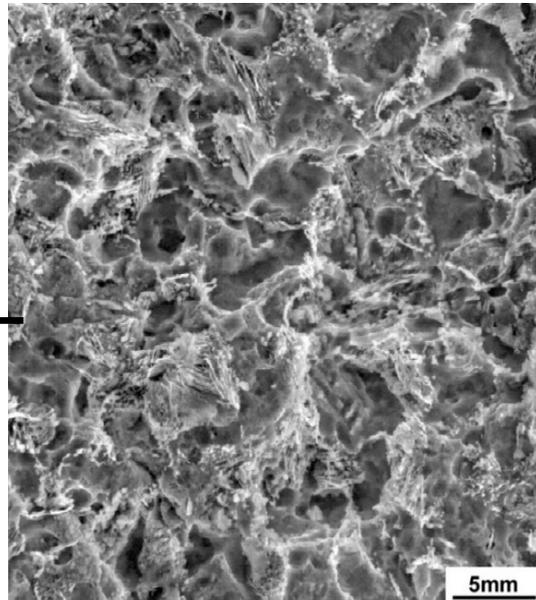
Dentro da região do tubo (metal base), a trinca apresentou ramificação transgranular mais intensa (vide **Figuras 103-c**), que está em acordo com a presença de região “mais rugosa” na microfractografia da região do tubo, vide **Figura 101-a** [248].



(a)

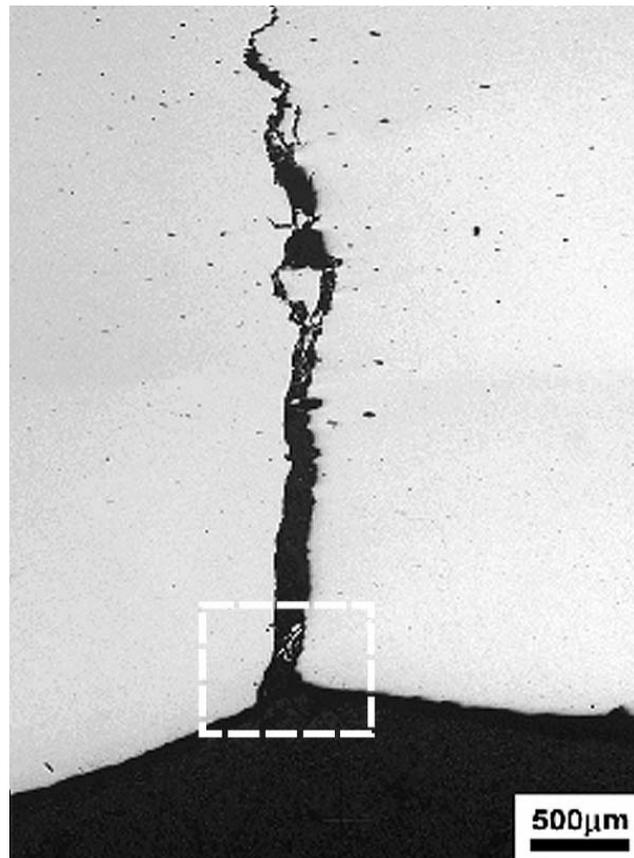


(b)

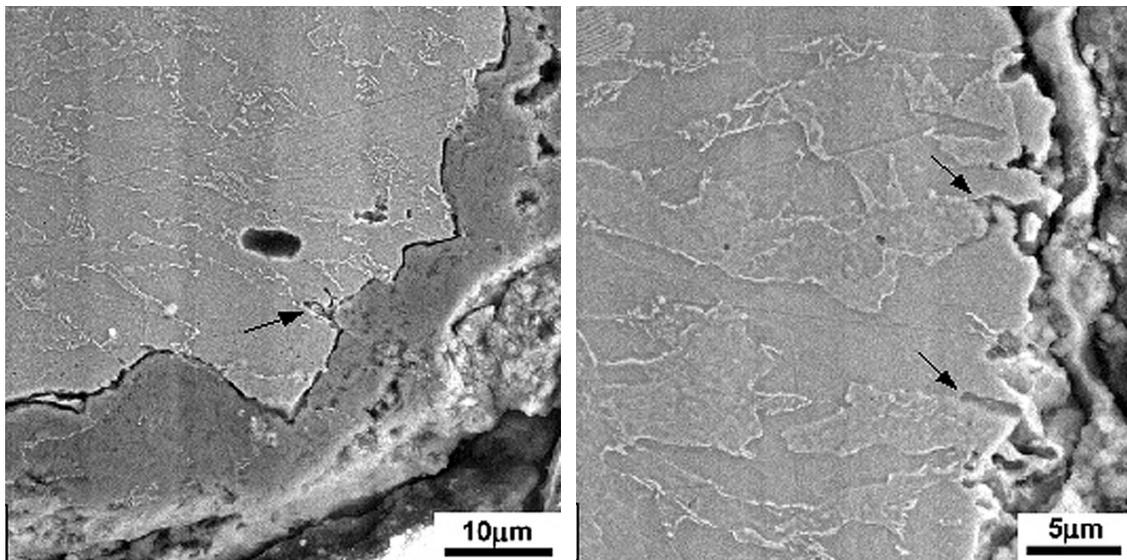


(c)

**Figura 101** - Exame microfractográfico na superfície exposta da trinca passante após a limpeza com solução de Clark: (a) Vista geral mostrando superfície plana (centro e inferior) com trincamento em degraus paralelos (vide setas pretas) próximos à superfície interna; (b) Detalhe das trincas secundárias em degraus (setas pretas) na ZAC; (c) Detalhe da região de fratura plana (localizada dentro da ZAC). MEV. IES [248].



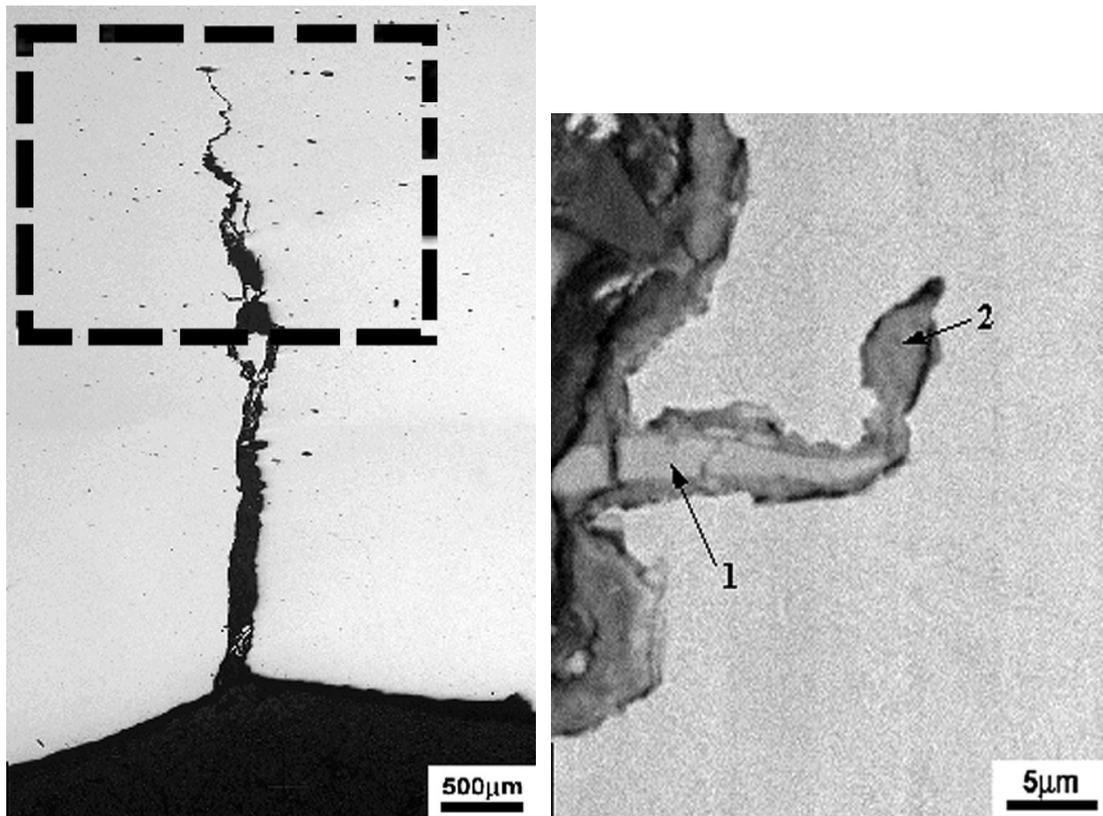
(a)



(b)

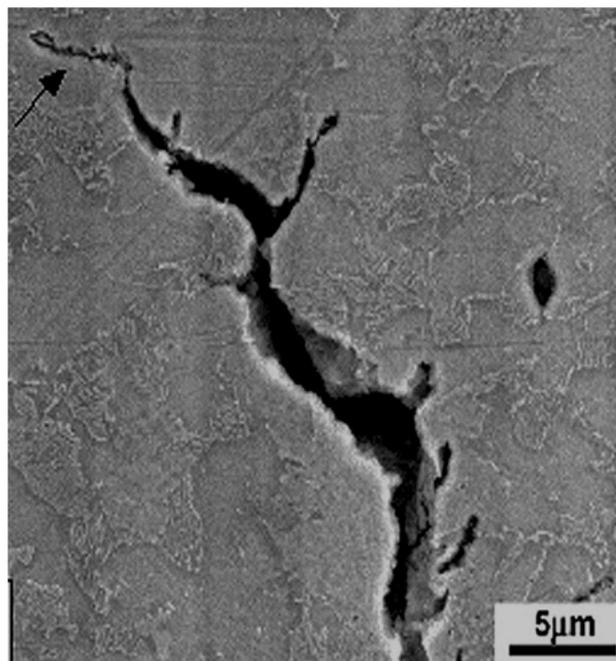
(c)

**Figura 102** - Exame microestrutural. Região de propagação da trinca. Posição longe da trinca passante. Corte transversal. Ataque com Nital: (a) Vista geral da seção; (b) Superfície interna. Detalhe próximo da região de nucleação da trinca com pequeno trincamento secundário intergranular (vide seta). Superfície da trinca apresenta Fe, O e S; (c) Superfície interna. Detalhe próximo da região de propagação da trinca dentro da ZAC, mostrando trincamento secundário intergranular (vide setas). MEV. IER, microanálise EDS [248].



(a)

(b)



(c)

**Figura 103** - Caminho de propagação da trinca no tubo, corte transversal: (a) Vista geral, indicando trincamento mais tortuoso; (b) Detalhe do trincamento secundário na interface entre a matriz e a inclusão de sulfeto (seta 1). A superfície da trinca apresentou camada Fe, O e S (seta 2) devido ao ataque corrosivo; (c) Detalhe da ponta da trinca dentro do tubo, indicando maior ramificação do tipo transgranular, aparentemente pela ferrita. MEV. IER. Microanálise EDS [248].

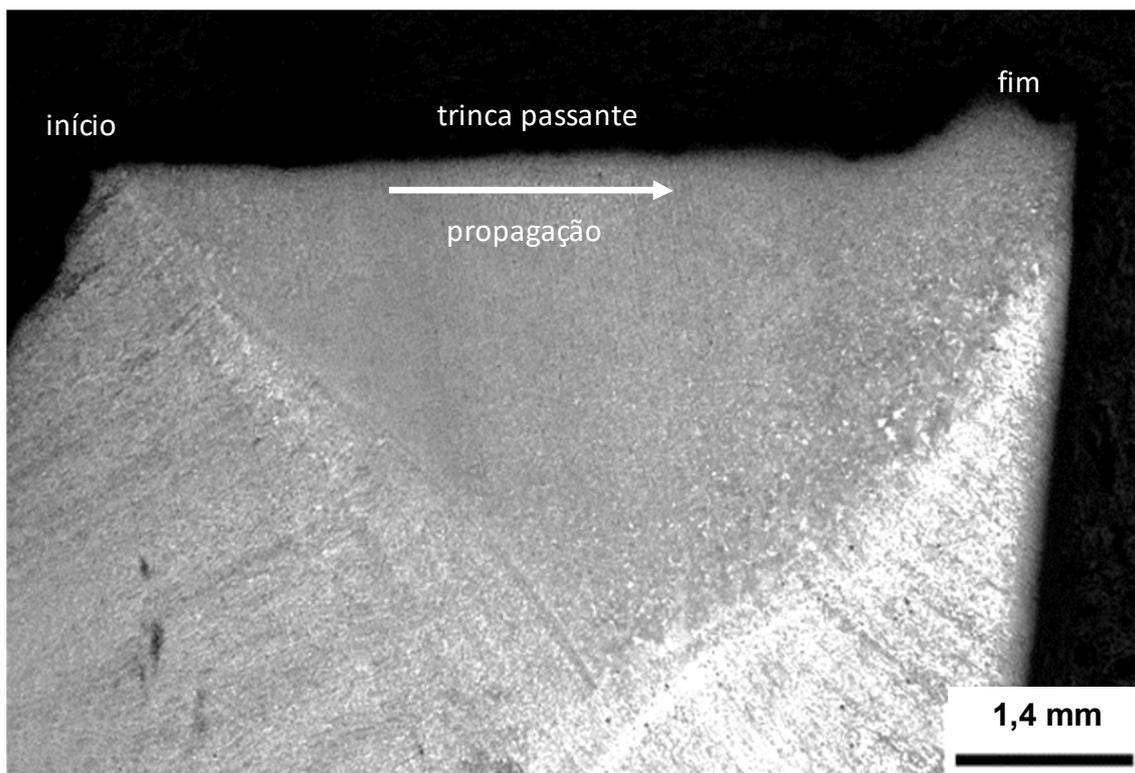
O exame microestrutural do corte transversal ao longo da espessura do tubo (vide **Figuras 104-a a 104-d**) mostrou que a trinca foi nucleada junto aos defeitos de soldagem presentes na superfície interna do tubo (com comprimento de aproximadamente 150  $\mu\text{m}$ , vide seta na **Figura 104-b**). A trinca se propagou perpendicularmente à tensão circunferencial, até profundidade de  $\sim 6,6$  mm, sendo possível observar a fratura final (shear-lip) junto à superfície externa do tubo. Não se observa, neste aumento, a presença de trincamento por degraus da trinca principal (vide **Figura 104-a**)

O trincamento por degraus observado na região da ZAC (junto à interface entre a matriz e as inclusões alongadas de sulfeto) é mostrado na **Figura 104-c**, confirmando o aspecto microfractográfico mostrado nas **Figuras 101-a e 101-b**.

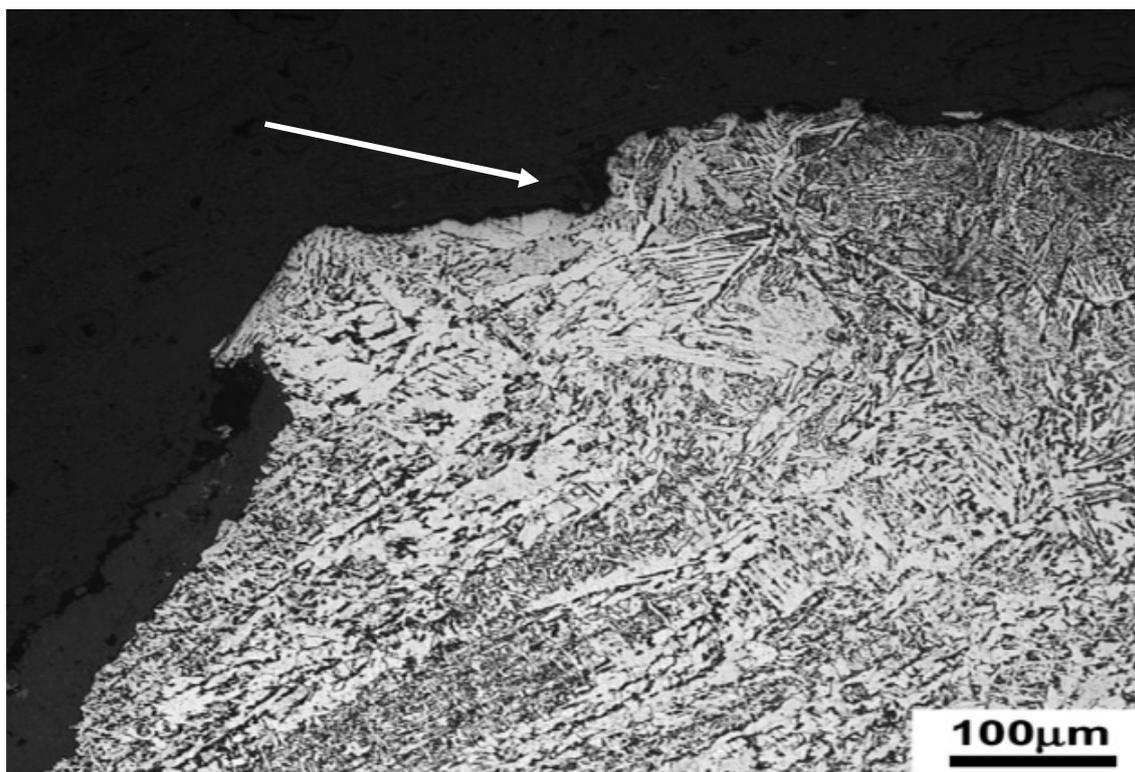
A **Figura 104-d** mostra a propagação da trinca na microestrutura bandada perlítico-ferrítica do metal base do tubo. Neste aumento não foi observado trincamento em degraus, confirmando o aspecto microfractográfico mostrado na **Figuras 101-a**.

Os resultados da difratometria de raios X de depósitos extraídos na superfície interna do tubo junto à trinca primária revelaram a presença de óxidos de ferro ( $\text{Fe}_2\text{O}_3$  e  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ) e de sulfetos de ferro (vide **Figura 105**), como pirrotita, mackinawite e pirita, confirmando a atuação de mecanismo de corrosão por  $\text{H}_2\text{S}$  no trincamento do tubo.

A formação da trinca passante ocorreu pela nucleação e crescimento estável assistido por corrosão por  $\text{H}_2\text{S}$  de trinca formada em defeitos de solda presentes na superfície interna do tubo (interface entre o cordão de solda e a ZAC) até uma profundidade de  $\sim 6,6$  mm. Após esta profundidade, a trinca propagou-se de modo instável, resultando na formação de região de lábio de cisalhamento ( $45^\circ$ ) com  $\sim 1,3$  mm de espessura.

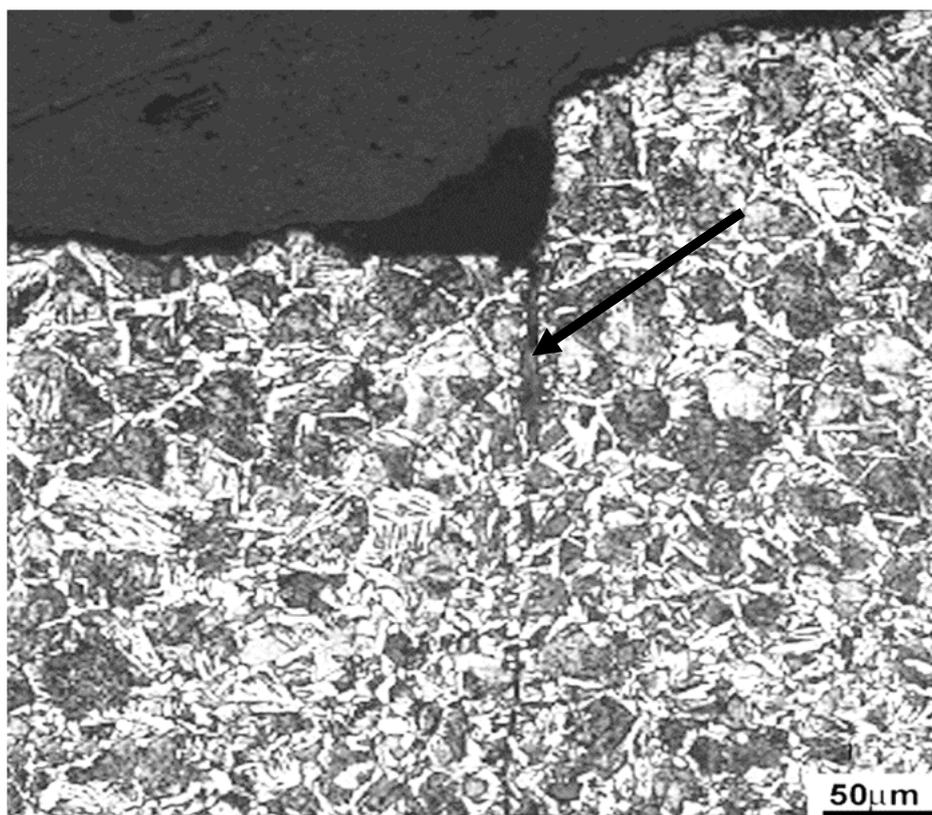


(a)

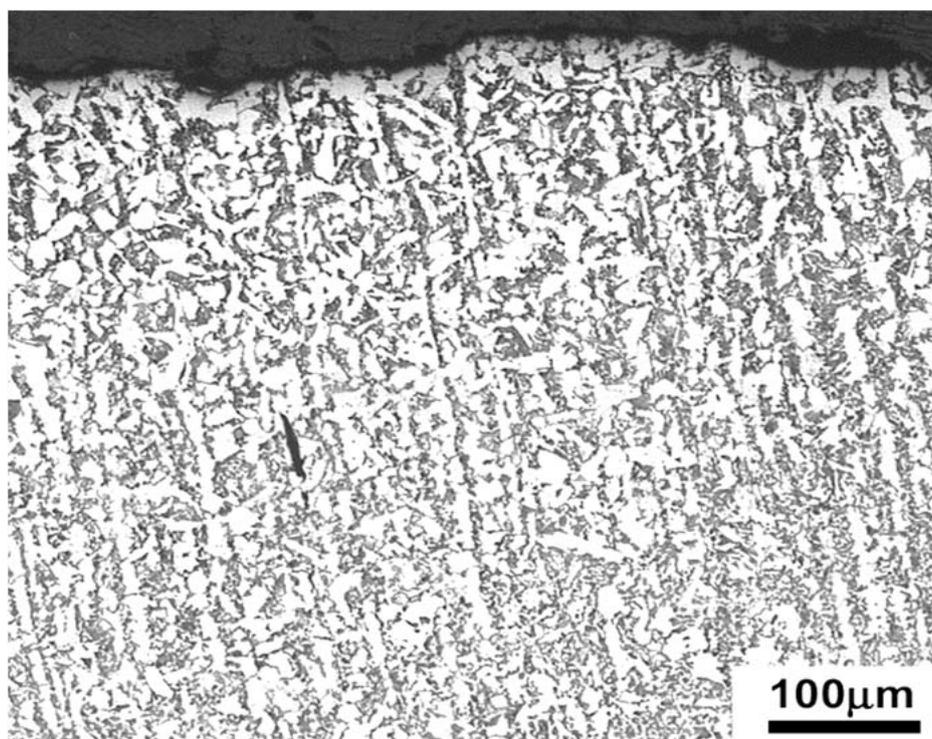


(b)

**Figura 104** - Caminho de propagação da trinca passante. Corte transversal no meio da região de fratura semielíptica: (a) Vista geral do corte; (b) Presença de defeito de soldagem com profundidade de 150 µm associado com à nucleação da trinca (vide seta). MEV. IER, IES [248].

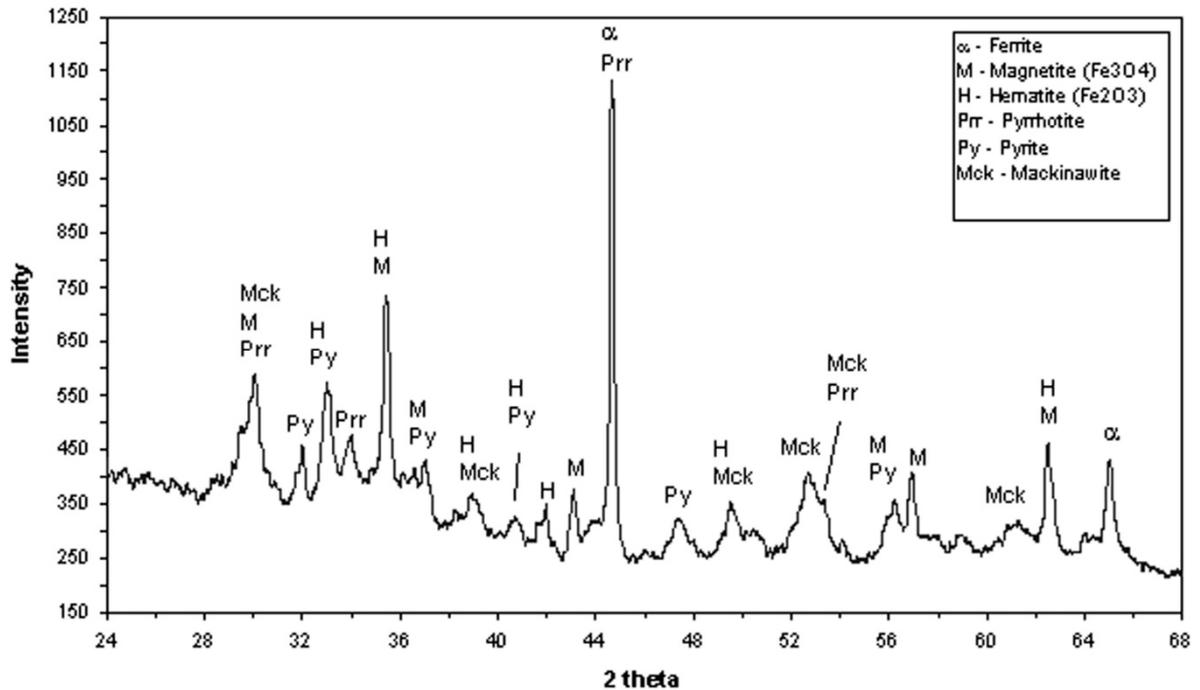


(c)



(d)

**Figura 104 (continuação)** - Caminho de propagação da trinca passante: (c) Detalhe do trincamento em degraus na interface entre matriz e inclusão de sulfeto dentro da ZAC (seta); (d) Detalhe da propagação transgranular dentro do tubo, sem trincamento em degraus ao longo da microestrutura bandeada. MEV. IER, IES [248].



**Figura 105** – Resultados da difratometria de raios X da camada presente na superfície interna do tubo junto à trinca passante [248].

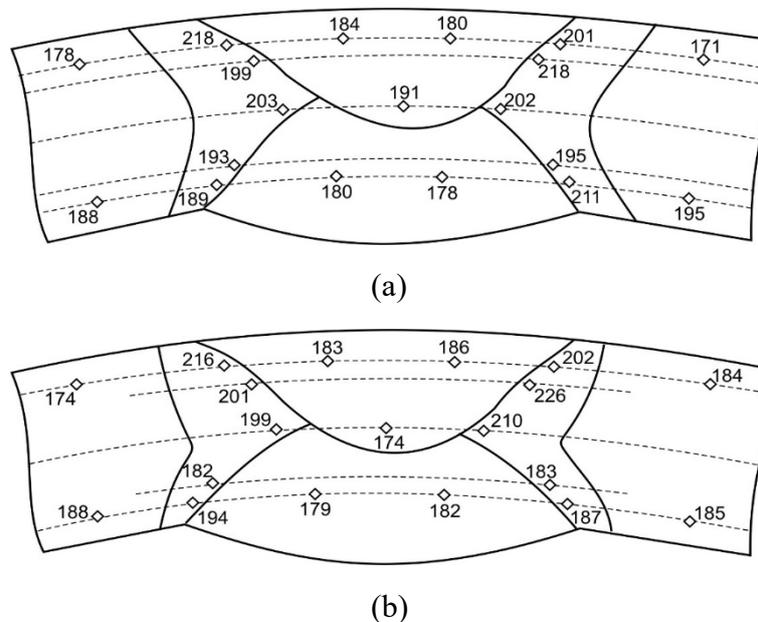
Os equipamentos fabricados em aço carbono e que trabalham sob pressão em ambientes que contem H<sub>2</sub>S e água necessitam de atenção especial no procedimento de soldagem e no controle das condições de uso para evitar a ocorrência de corrosão por H<sub>2</sub>S. Nesse sentido, a concentração máxima de H<sub>2</sub>S no petróleo bruto no oleoduto deve ser mantida sob rigoroso controle [248-252]. Um dos modelos representar as reações catódicas e anódicas que ocorrem durante a corrosão de aços por H<sub>2</sub>S é mostrado na **Tabela 20**. A corrosão de aço por H<sub>2</sub>S causa a formação de filme de sulfeto de ferro (Fe<sub>x</sub>S<sub>y</sub>) e a adsorção de hidrogênio atômico no reticulado cristalino do aço [256-257].

Em 1975, a Associação Nacional de Engenheiros de Corrosão (NACE) publicou a primeira edição de uma norma sobre as consequências de falhas súbitas de componentes metálicos (em campos de petróleo e gás) associadas à presença de H<sub>2</sub>S. Uma versão mais atualizada desta norma (ISO 15156-1:2001, *Petroleum and natural gas industries – Materials for use in H<sub>2</sub>S-containing environments in oil and gas production. Part1: General principles for selection of cracking-resistant materials*) afirma que a dureza dos cordões de solda, das ZACs e do tubo desempenham importante papel na determinação da suscetibilidade do aço à corrosão sob de tensão por H<sub>2</sub>S. Esta norma define como limite de dureza o valor de 249 HV para determinar a suscetibilidade do aço a este mecanismo.

**Tabela 20** – Reações catódicas e anódicas na corrosão do aço por H<sub>2</sub>S [256-257].

Modelo	Reações catódicas:	$H_2S \rightarrow HS^- + H^+$ $HS^- + e^- \rightarrow H^0 + S^{2-}$
	Reações anódicas:	$Fe \rightarrow Fe^{2+} + 2e^-$
Reação geral		$Fe^{2+} + HS^- \rightarrow Fe_xS_y + H^+$
Dissociação do hidrogênio molecular		$H_2 (g) \rightarrow 2 H^0$
Reações de adsorção e de associação do hidrogênio		$2 H^0 \rightarrow 2 \underline{H}$ $2 \underline{H} \rightarrow H_2 (g)$

O mapeamento de microdureza da região da solda foi realizado em acordo com a norma ISO 15156-2: 2003 (*Petroleum and natural gas industries - Materials for use in H<sub>2</sub>S-containing environments in oil and gas production - Part 2: Cracking-resistant carbon and low-alloy steels, and the use of cast irons*), usando medidas de microdureza Vickers com carga de 4,9 N em dois cortes transversais (vide **Figuras 106-a e 106-b**). Os valores de dureza próximos da região de nucleação da trinca estão bem abaixo do valor crítico de 249 HV. Os resultados do mapeamento da dureza (vide **Figuras 106-a e 106-b**) indicam, portanto, que o oleoduto investigado não é suscetível à corrosão sob de tensão por H<sub>2</sub>S.

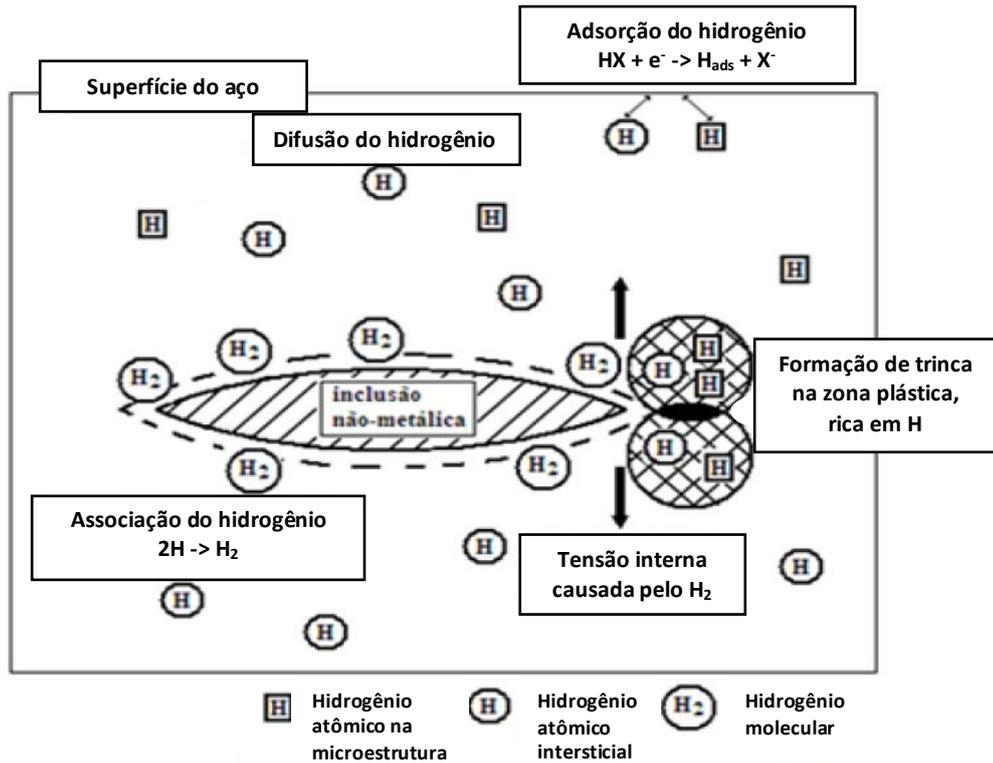
**Figura 106** - Mapa de dureza de microdureza Vickers (HV<sub>500</sub>) em duas regiões de cordão de solda do tubo. Seção transversal [248].

De acordo com Crag [258], os investigadores de corrosão criaram várias nomenclaturas para tratar de trincas promovidas pela corrosão por H<sub>2</sub>S (com ou sem aplicação de tensão), mas os danos causados pelo H<sub>2</sub>S não podem ser completamente dissociados (vide **Tabela 21**). O trincamento do aço na presença de H<sub>2</sub>S pode ocorrer, portanto, por uma combinação de mecanismos, com ou sem a aplicação de tensão.

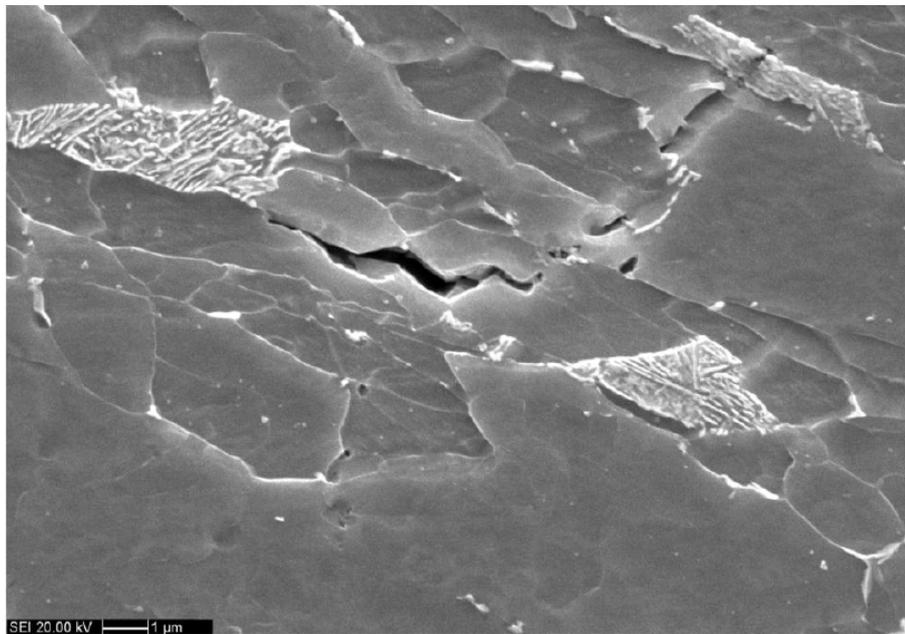
**Tabela 21** – Efeito da dureza e da tensão nos mecanismos de trincamento por H<sub>2</sub>S [248].

Mecanismo	Aço laminado		Cordão de solda		ZAC	
	Dureza	Tensão	Dureza	Tensão	Dureza	Tensão
Formação de bolhas de H <sub>2</sub>	Ocorre < 249 HV	não	Não é suscetível		Ocorre < 249 HV	não
HIC ( <i>hydrogen induced cracking</i> )	Ocorre < 249 HV	não	Não é suscetível		Ocorre < 249 HV	não
SOHIC ( <i>stress oriented hydrogen induced cracking</i> )	Ocorre < 249 HV	sim	Não é suscetível		Ocorre < 249 HV	sim
SSC ( <i>sulphide stress cracking</i> )	Ocorre > 249 HV	sim	Ocorre > 249 HV	sim	Ocorre > 249 HV	sim

Um dos principais danos causados pelo H<sub>2</sub>S em contato com aços de baixa liga é o trincamento induzido por hidrogênio (HIC), que pode ocorrer mesmo sem a presença de tensões (externas ou residuais). Este trincamento ocorre devido à adsorção, difusão, reação de associação e acúmulo de hidrogênio atômico (vide **Tabela 20**) em sítios preferencias (*traps*) na microestrutura do aço, como as inclusões não-metálicas, as regiões da microestrutura contendo segregação de impurezas e elementos de liga, e as interfaces entre a ferrita e a colônia de perlita e entre ferrita e cementita (vide **Figuras 107-a e 107-b**). Quando a concentração de hidrogênio atômico atinge um valor crítico, ocorre a reação de associação,  $2\text{H} \rightarrow \text{H}_2$  (g), com formação localizada de bolhas (*blisters*). Dependendo do valor da pressão de hidrogênio, pode ocorrer a nucleação e a propagação da trinca por HIC ao longo da direção de laminação do aço (vide **Figura 107-a**). Microestruturas bandeadas e com baixa resistência mecânica são mais suscetíveis ao trincamento por HIC [259-273].



(a)



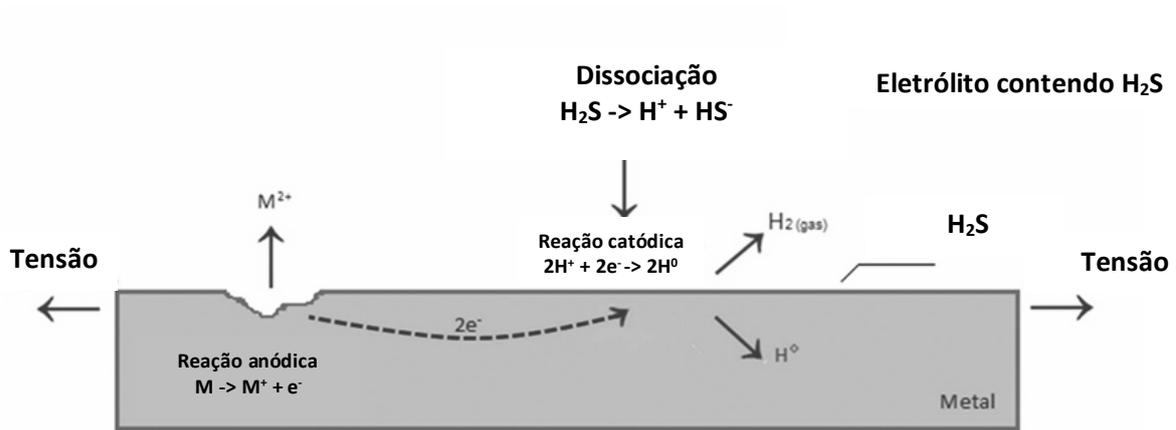
(b)

**Figura 107** – (a) Esquema de formação de trincas na interface das inclusões alongadas - a partir da reação de associação do hidrogênio – e da propagação da trinca pela presença de hidrogênio na zona plástica associada com a tensão interna de tração na ponta da trinca [270]; (b) Trinca por HIC nucleada em interface entre ferrita e cementita em aço API 5L X65 [269].

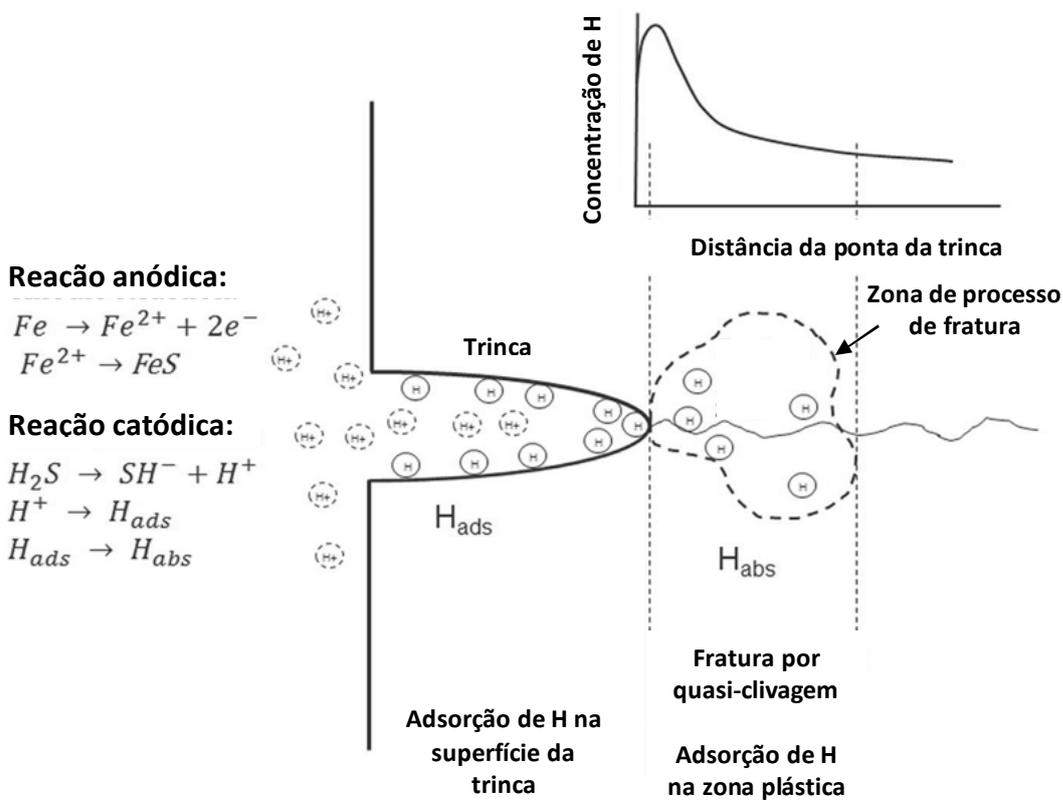
Mesmo na ausência de tensão, as trincas por HIC ao longo da direção de laminação podem ser conectadas, promovendo o trincamento em degraus ao longo da espessura do tubo. Este rasgamento da seção resistente pode ser favorecido pelos mecanismos de HEDE (*hydrogen enhanced decohesion*), AIDE (*adsorption induced dislocation emission*) e HELP (*hydrogen enhanced local plasticity*) devido à alta concentração de hidrogênio atômico na região à frente da ponta da trinca - sinergia entre a força motriz para a difusão do hidrogênio e a triaxialidade de tensões à frente da ponta da trinca, vide Figuras **108-a** e **108-b** [267, 268, 273]. A comprovação da ação destes mecanismos no rasgamento da seção resistente entre as trincas por HIC ainda é um desafio experimental.

O mecanismo de decoesão promovida por hidrogênio (HEDE) afirma, resumidamente, que os átomos de hidrogênio atômico e acumulados à frente da ponta da trinca (por HIC) atingem concentrações tão altas que diminuem significativamente a força coesiva de ligação entre os átomos de Fe do aço. A clivagem dessas ligações ocorre quando a tensão de tração local à frente da ponta da trinca é maior do que a força de coesiva, resultando em fratura frágil da seção resistente entre as trincas por HIC [268]. O mecanismo de emissão de discordâncias induzido pelo hidrogênio atômico (AIDE) propõe, por sua vez, que estes átomos de hidrogênio facilitariam a emissão (nucleação e multiplicação) de discordâncias, originando trincas em partículas de segunda fase ou em interseções de bandas de deslizamento e favorecendo o rasgamento por fratura dúctil da seção resistente entre as trincas por HIC [268]. O mecanismo de plasticidade localizada promovida por hidrogênio (HELP) propõe que a mobilidade das discordâncias à frente da trinca seja favorecida pelo acúmulo de hidrogênio atômico no reticulado cristalino, que, facilitaria a movimentação e o *cross-slip* de discordâncias, promovendo o rasgamento por fratura dúctil da seção resistente entre as trincas por HIC [267, 268].

No caso do oleoduto estudado neste capítulo, existe a presença de tensões externas (tensão axial média é de 104 MPa, tensão circunferência é de 208 MPa e a tensão de von Mises média é de 180 MPa). Neste caso, a conexão das trincas por HIC é influenciada pela presença de tensão externa, que altera a posição do plano de tensão máxima de cisalhamento na ponta da trinca [267-268]. Na presença de tensão aplicada, as trincas por HIC são conectadas por uma trinca na direção ao longo da espessura do tubo (promovida pela ação do HELP), resultando em um arranjo de trincas em forma de degraus e referida como trinca induzida por hidrogênio e orientada pela tensão (SOHIC, *stress oriented hydrogen induced cracking*), vide Figuras **109** e **110** [265, 267-268, 271-272].

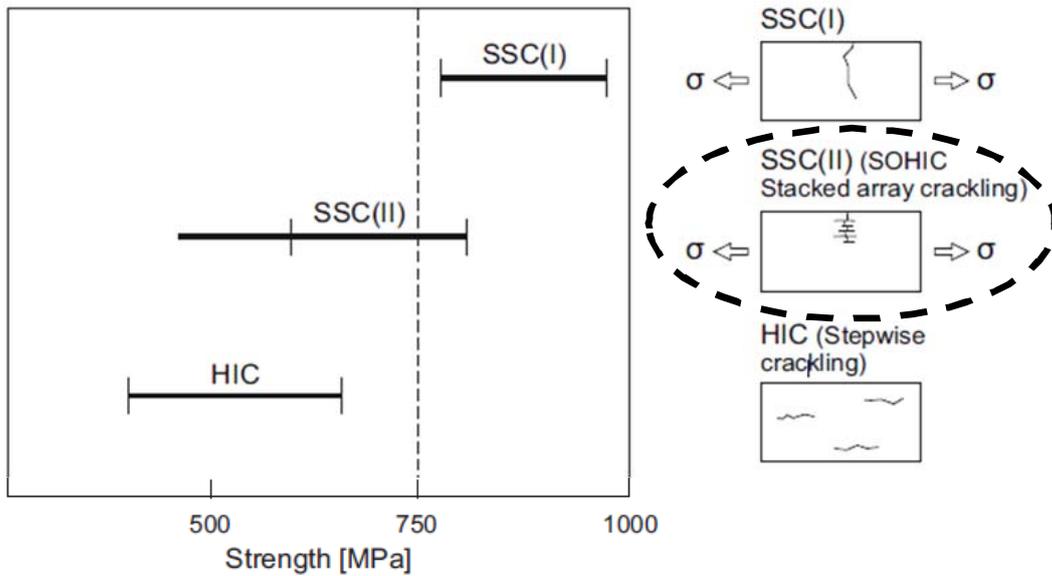


(a)

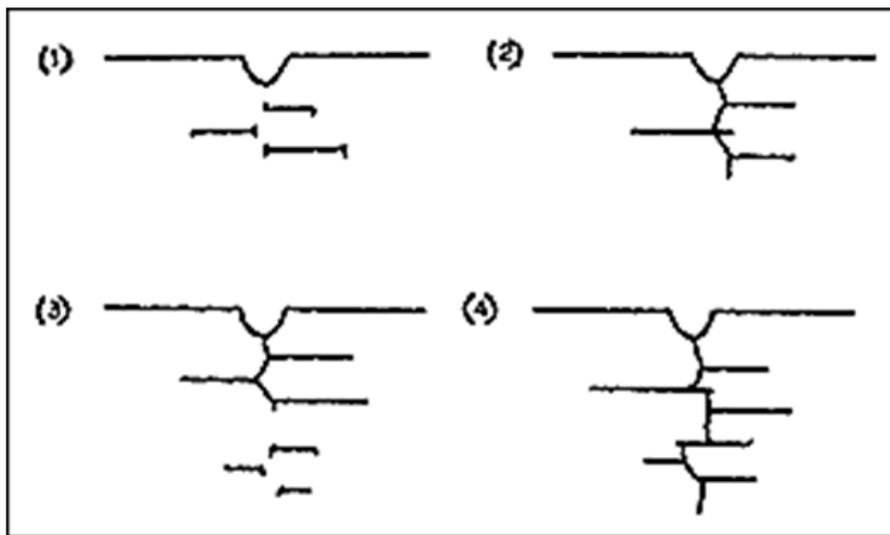


(b)

**Figura 108** – (a) Diagrama esquemático da dissociação de sulfeto de hidrogênio e processo de geração de hidrogênio atômico; (b) Ilustração esquemática dos processos de ponta de trincas envolvidos no mecanismo de fratura induzida por hidrogênio, mostrando alta concentração de hidrogênio à frente da trinca (controlado por difusão de H e triaxialidade de tensões na ponta da trinca), que leva à fragilização localizada do material na zona de processo de fratura (FPZ) [273].

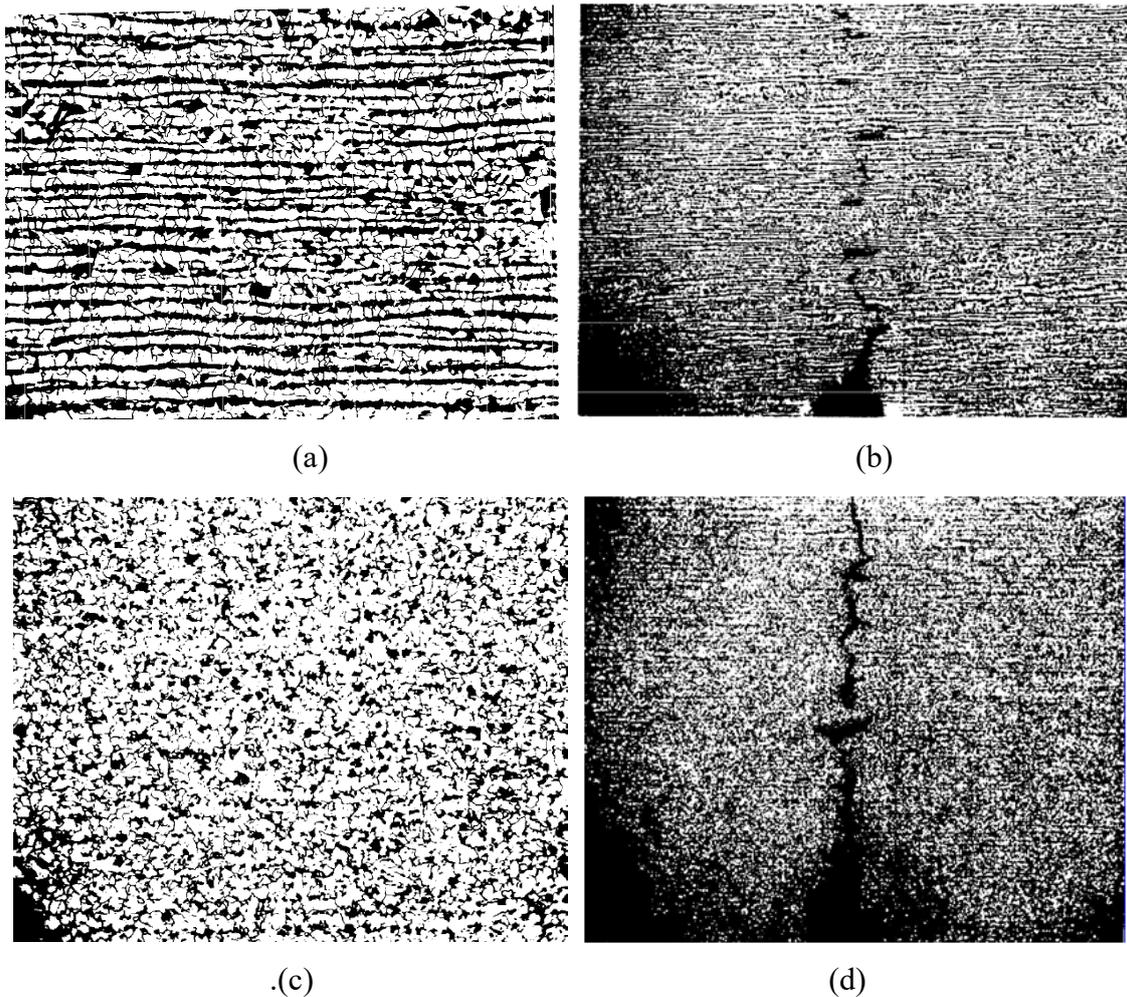


(a)



(b)

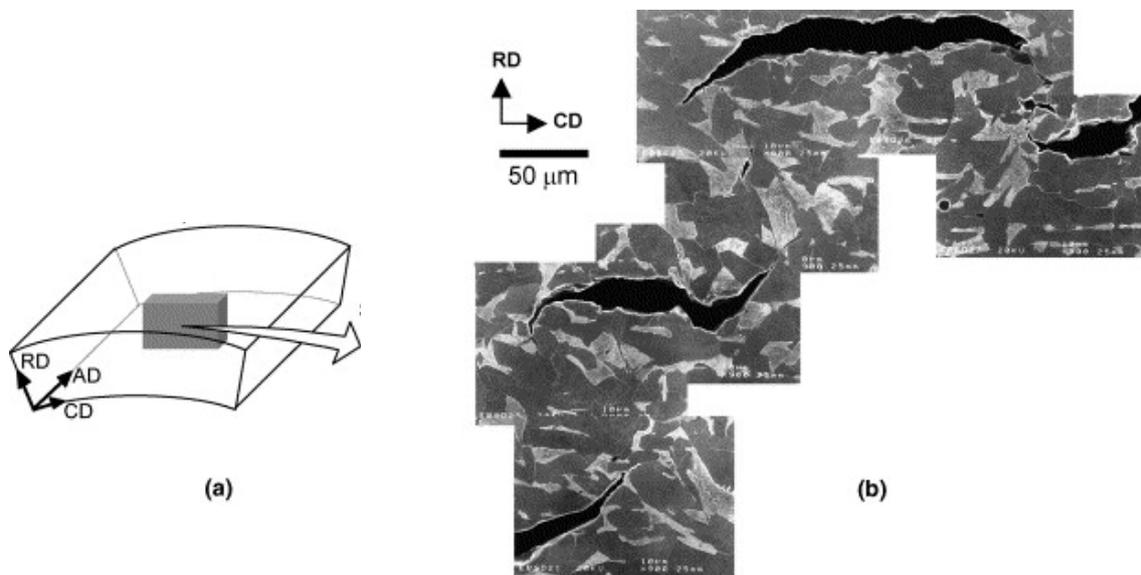
**Figura 109** – (a) Esquema de propagação de trincas por *sulphide stress cracking* (SSC), *stress-oriented hydrogen induced cracking* (SOHIC, vide área) e *hydrogen induced cracking* (HIC). A trinca do tipo I representa a falha em aços de alta resistência, enquanto a trinca do tipo II representa a falha em aços de média e baixa resistência (denominada de SOHIC) [271]; (b) Esquema mostrando possível sequência do trincamento por SOHIC: (1) formação de trincas por HIC abaixo do concentrador de tensões (defeito); (2) a trinca nucleada no concentrador de tensões cresce e conecta as trincas formadas por HIC; (3) trincas por HIC se formam à frente da trinca principal e as inclusões de MnS atuam como pontos de nucleação preferencial destas trincas; (4) trinca principal conecta as trincas por HIC e se propaga perpendicular à tensão aplicada [272].



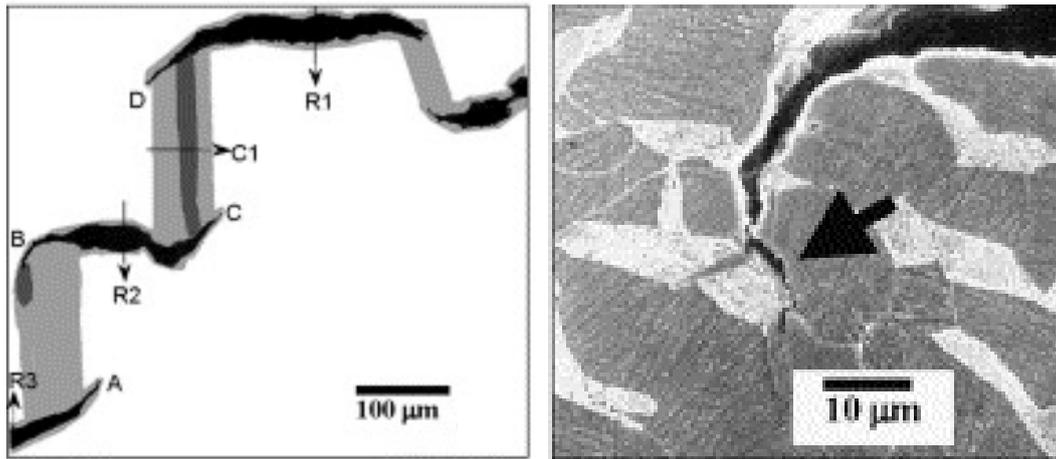
**Figura 110** – (a) Microestrutura ferrítico-perlítica bandeada do aço; (b) Falha por SOHIC deste aço; (c) Microestrutura ferrítico-perlítica não bandeada do aço (resistente ao HIC); (d) Falha por SOHIC de aço resistente ao HIC. O aço resistente ao HIC mostrou-se, aparentemente, mais suscetível ao trincamento por SOHIC [265].

A falha por SOHIC produz um arranjo de trincas alinhadas em dois sentidos de propagação: perpendicular à tensão principal (tensão circunferencial, vide **Figuras 109 e 110**) e paralela à orientação da microestrutura bandeada. O trincamento por HIC é uma etapa precursora da falha por SOHIC [265-268, 271-272]. A norma DIN EN ISO 15156-2: 2003 (*Erdöl-, petrochemische und Erdgasindustrie – Werkstoff für den Einsatz in H<sub>2</sub>S-haltiger Umgebung bei der Öl- und Gasgewinnung – Teil 2: Gegen Rissbildung beständige unlegierte und niedriglegierte Stähle und die Verwendung vom Gusseisen*) afirma que a ação do mecanismo de SOHIC deve ser sempre considerada na avaliação de falhas de chapas de aço carbono (com ou sem solda) submetidas a condições de serviço em meio ácido, contendo H<sub>2</sub>S, e sob a ação de tensão aplicada.

Pargeter [267] afirmou que a falha SOHIC pode ocorrer mesmo em materiais resistentes ao HIC (aços com baixo nível de inclusões de sulfeto e sem microestrutura bandeada). Nestes casos, acredita-se que a formação inicial de trincas por HIC no sentido de laminação do aço ocorra preferencialmente nas colônias perlíticas. Para que isto, sugeriu-se que os valores da tensão externa e/ou da concentração de hidrogênio adsorvido pelo aço sejam elevados. Estes dois fatores são, aparentemente, relacionados, ou seja, o aumento da tensão hidrostática aumenta a solubilidade de hidrogênio nos sítios críticos da microestrutura do aço. A interligação das trincas por HIC durante a falha SOHIC deve ocorrer por mecanismo de escorregamento (AIDE ou HELP) ao invés de clivagem (HEDE) ou fratura intergranular, mas o autor [267] não mostrou evidências experimentais. Venegas et al. [274] mostraram que o ângulo de rasgamento da seção resistente entre as trincas por HIC em aço X46 (amostras retiradas de oleoduto em serviço) ocorria a  $45^\circ$  (plano de tensão máxima de cisalhamento sem a presença de tensão aplicada), vide **Figuras 111-a a 111-g**. Eles [274] mostraram que o trincamento intergranular ocorria em contornos de alta energia e o trincamento transgranular por clivagem ao longo dos planos  $\{001\}$  da ferrita ou pelo escorregamento nos sistemas  $\{112\}\langle 111\rangle$  e  $\{123\}\langle 111\rangle$  da ferrita.

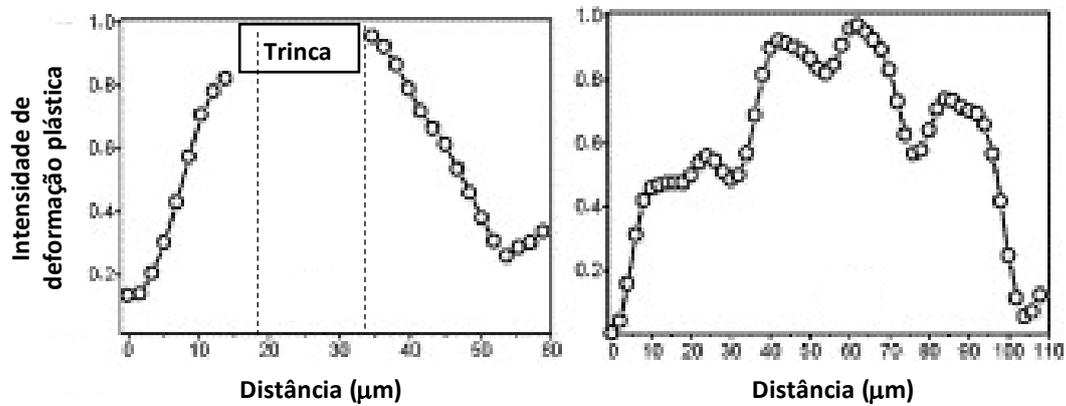


**Figura 111** - (a) Amostragem; (b) Presença de trincas por HIC no oleoduto [274].



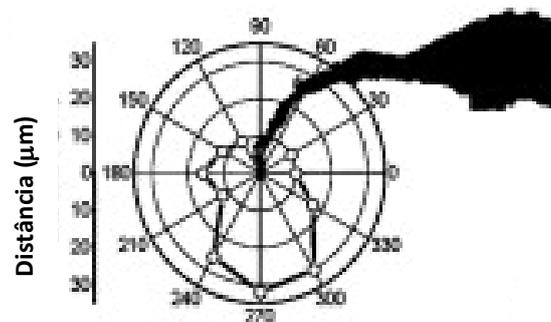
(c)

(d)



(e)

(f)



(g)

**Figura 111** (continuação) - (c) Ilustração esquemática dos campos de deformação plástica no entorno das trincas por HIC (vide setas R1, R2 e R3) e da trinca que conecta (vide seta C1) 2 trincas por HIC. A região cinza escura representa a região com deformação plástica mais intensa; (d) Caminho de propagação a 45° da trinca em B (ponta da trinca por HIC) na interface ferrita/perlita; (e) Intensidade de deformação plástica junto à trinca por HIC (seta R1 ao longo da direção da seta); (f) Intensidade de deformação plástica junto à região que conecta duas trincas por HIC (seta C1 ao longo da direção da seta); (g) Extensão do campo de deformação plástica na ponta da trinca em B [274].

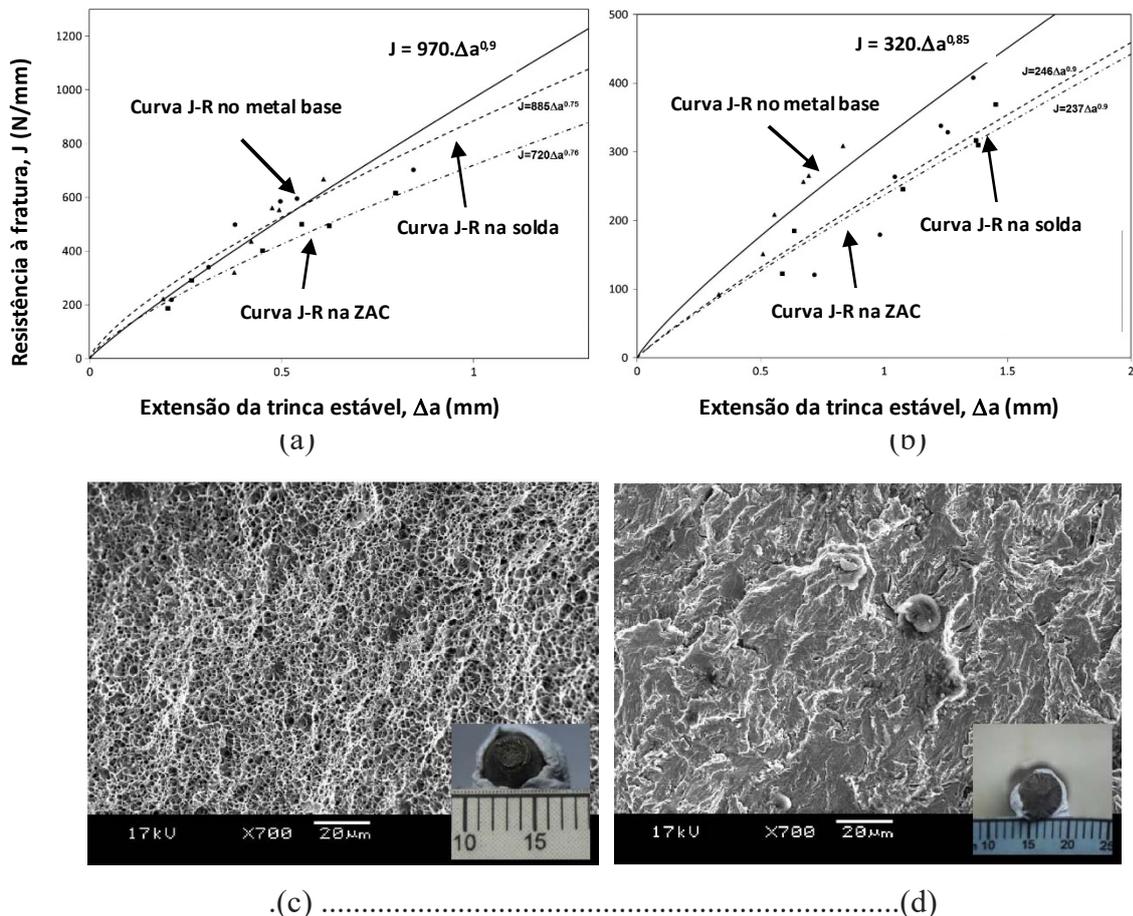
A associação de ambiente corrosivo severo com elevadas tensões de trabalho e presença de heterogeneidades microestruturais é condição necessária para a ocorrência de falha por SOHIC em aços resistentes a HIC [268]. Períodos curtos de intensa difusão de hidrogênio atômico para os sítios preferenciais da microestrutura e/ou trinca podem sensibilizar irreversivelmente o aço à falha por SOHIC. Aços com baixo nível de inclusões (resistentes ao trincamento por HIC) também estão sujeitos a esse efeito, embora sejam mais resistentes à falha por SOHIC [268].

A associação do meio agressivo com um carregamento mecânico complexo (triaxial) deve incentivar a formação de pequenas trincas HIC – mesmo em aços resistentes ao HIC - por induzir tensões de tração normais ao plano de laminação e por aumentar a solubilidade de hidrogênio na microestrutura do aço. Faltam evidências experimentais e resultados de modelamento matemático que comprovem esta hipótese para diferentes microestruturas de aços submetidas a diferentes níveis de concentração de hidrogênio e de tensão aplicada. Mesmo assim, afirma-se que a redução ou eliminação de inclusões alongadas é fundamental para evitar o mecanismo de SOHIC em aços expostos a condições de severo de “carregamento” de hidrogênio atômico [267-268].

Como explicado neste capítulo, outras heterogeneidades microestruturais, tais como as interfaces entre ferrita e perlita, particularmente em aço com microestrutura bandeada, também podem fornecer sítios preferenciais de nucleação de trinca por SOHIC, ou seja, as condições de contorno para a ativação da falha por SOHIC devem ser tratadas de modo holístico (meio, microestrutura e tensão) e com melhor embasamento teórico e comprovação experimental. Estudos mais recentes [276-278] mostram, por exemplo, a importância de controle de orientação cristalográfica da ferrita da microestrutura ferrítico-perlítica para aumentar a resistência do aço ao trincamento por HIC tanto pela redução da quantidade de contornos de grão da ferrita com alta energia quanto pela diminuição na quantidade de grãos de ferrita orientados com o plano  $\{001\}$  paralelo à direção de laminação do aço. As texturas dominantes da ferrita em  $\{111\}$ ,  $\{112\}$  e  $\{332\}$ , por exemplo, aparentemente aumentam a resistência ao trincamento por HIC. A otimização microestrutural pelo controle da textura durante o processamento termomecânico dos aços - que aumente os valores de resistência ao HIC e ao SOHIC - precisa ser investigada em mais detalhe.

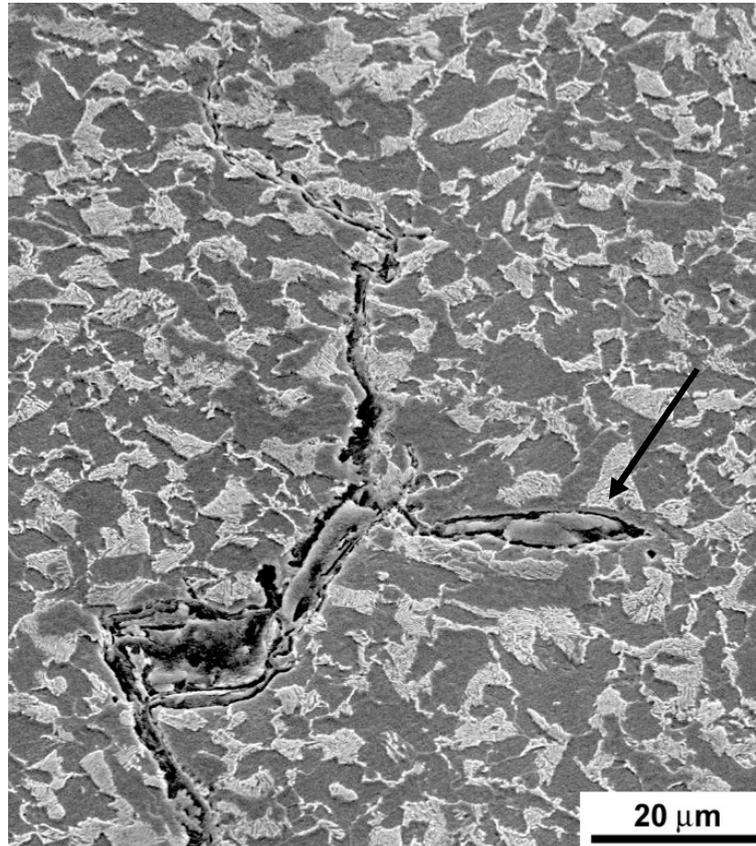
Finalmente, é importante e desafiador que os métodos de teste para o trincamento por SOHIC representem com boa precisão a combinação de carregamento mecânico

triaxial e a concentração de hidrogênio atômico no metal que ocorrem em condições de serviço [267-268]. O uso de mecânica da fratura em associação com técnicas avançadas de caracterização microscópica parece fundamental para que as diversas condições de nucleação e de propagação de trincas por SOHIC sejam melhor compreendidas. As curvas de resistência à fratura J-R (vide **Figuras 112-a e 112-b**) mostram, por exemplo, a redução em torno de 70% no valor de resistência à fratura do aço do após a sua exposição em meio contendo H<sub>2</sub>S. O exame fractográfico dos corpos de prova dos ensaios de tração e de flexão com presença de entalhe (usado para medir as propriedades de resistência à fratura) revelou uma transição de fratura dúctil por alvéolos para fratura por quase-clivagem após a exposição ao meio. Segundo os autores, estes resultados indicam a ação de um mecanismo de fragilização por hidrogênio devido à difusão de hidrogênio atômico para a região à frente da trinca [273].



**Figura 112** – (a) Curvas J-R em ar a 24 °C; (b) Curvas J-R em meio ácido a 24 °C; (c) Fratura dúctil por alvéolos no metal base; (d) Fratura frágil por pseudo-clivagem no metal base após exposição ao H<sub>2</sub>S [273].

Os resultados experimentais indicaram que a trinca passante no oleoduto com quase 40 anos de serviço foi causada pela ação de mecanismo de trinca induzido por hidrogênio (SOHIC). Ficou evidente que a trinca passante apresentou trincamento em degraus apenas na região da ZAC, mas não no metal base (vide **Figuras 101, 104 e 113**), ao contrário do resultado mostrado nas **Figuras 110-a e 110-b**.



**Figura 113** - Detalhe da formação de trinca por HIC junto à interface metal/ inclusão de sulfeto (seta) na ZAC durante a propagação da trinca por SOHIC. MEV. IER [248].

Azevedo [248] recomendou que uma extensão do oleoduto localizada perto da estação de bombeamento fosse inspecionada para verificar a presença de trincas subcríticas e, possivelmente, substituir os trechos comprometidos do ponto de vista de integridade estrutural por tubos fabricados com aço mais resistente ao SOHIC. O autor [248] também sugeriu que o controle da concentração de  $H_2S$  máximo no óleo cru (20 ppm) fosse efetivamente implementado antes do bombeamento do petróleo. Não foi comentado, no entanto, que quando um oleoduto é exposto a altos picos de concentração de  $H_2S$ , ele pode se tornar irreversivelmente suscetível ao trincamento por SOHIC [266, 267].

Estima-se que, no mundo, 40% da malha dutoviária já atingiram sua vida útil de (20 anos) e existe um esforço para estender a vida operacional dos oleodutos através da avaliação de integridade estrutural, principalmente nos casos de presença de defeitos de solda.

O acidente de um trecho de oleoduto com quase 40 anos de serviço, descrito neste capítulo, causou o vazamento de aproximadamente 270 m<sup>3</sup> de petróleo no interior de uma reserva ambiental. O petróleo vazado afetou o aquífero freático, resultando no afloramento de óleo na nascente de um rio e disseminação do poluente até atingir o mar.

Como decorrência, a companhia de controle ambiental do aplicou uma multa de quase US\$ 80.000,00 contra a empresa proprietária do oleoduto [279-280]. Em 2017, promotores ajuizaram uma ação civil pública contra a empresa pelo vazamento de petróleo, que pede o pagamento de indenização de mais de US\$ 100 milhões pelos danos ao meio ambiente [281-282].

Estes números mostram que a questão ambiental assumiu um papel importante, demonstrando a necessidade de estudos sobre a integridade estrutural de oleodutos e melhor entendimento dos mecanismos de nucleação e de trincamento de SOHIC para as diferentes combinações de meio, microestrutura e tensão aplicada. O gerenciamento, a inspeção e o monitoramento dos oleodutos mais antigos são fundamentais para a garantia de integridade, de modo a evitar acidentes ambientais.

### 3. COMENTÁRIOS FINAIS

---

Os artigos do setor de transportes [20-21, 52, 68] apresentaram pouca penetração junto aos leitores brasileiros (vide **Tabela 22**). Um dos artigos [52] apresentou números expressivos de bibliometria, apesar de seu conteúdo técnico ser simples. Este paradoxo mostra que os dados bibliométricos são uma boa medida de popularidade e não, necessariamente, da qualidade técnica de artigos científicos.

A análise dos dois artigos de ruptura em trens de pouso de avião Fokker 100 [20-21] permitiu calcular, de forma exploratória, os valores de tensão crítica de fratura para as duas pré-trincas, em acordo com a direção de propagação instável inicial da trinca em relação à microestrutura bandeada do forjado. Os resultados de mecânica da fratura indicaram que a fratura do trem de pouso do acidente 1 [20] foi causada pela presença de pré-trincas de corrosão, enquanto que a fratura do trem de pouso do acidente 2 [21] pela sobrecarga sofrida pelo trem de pouso durante a aterrissagem da aeronave.

A análise do artigo da falha por desgaste do pantógrafo do metrô [52] mostrou a necessidade de seleção de material mais apropriado para a fabricação da lâmina condutora do pantógrafo (compósito de cobre com grafite), de modo a evitar a transição de regime de desgaste adesivo para regime de desgaste abrasivo. Não foi possível, contudo, determinar se esta sugestão foi adotada pela empresa. O acompanhamento dos casos de análise de falha ainda não é uma prática comum em nosso país e alguns documentos de análise de falha servem apenas para cumprir as exigências do sistema de qualidade.

A análise do artigo de fratura da roda ferroviária fundida em aço perlítico [68] mostrou que análise microfractografia é uma técnica qualitativa e sujeita a interpretações, que podem atrapalhar a identificação inequívoca dos mecanismos atuantes na fratura de componentes metálicos. O cálculo por elementos finitos [283], quando usado com maestria, pode ser útil para complementar a interpretação dos resultados de caracterização microfractográfica e microestrutural. Foi discutida, ainda, a necessidade de notificação de acidentes ferroviários junto à agência reguladora de transportes ferroviários para criação de banco de dados dos acidentes deste setor.

Os artigos sobre falha de implantes ortopédicos metálicos [83-84 e 104] apresentaram bom alcance junto aos autores e leitores brasileiros (vide **Tabela 22**), indicando a crescente preocupação da sociedade com a qualidade de implantes ortopédicos comercializados no país. O desempenho de dois artigos em português [111 e

284] foi analisado pelo uso de ferramentas bibliométricas não convencionais [285-286], indicando a importância da publicação de artigos em português e da perda do monopólio das ferramentas bibliométricas mais conservadoras [1-2].

A análise dos artigos de fratura em implantes ortopédicos de titânio puro [83-84] mostrou que a análise fractográfica e microestrutural das rupturas por fadiga em titânio puro apresentam características únicas, definidas pela atuação concomitante dos mecanismos de deformação plástica por escorregamento e maclação mecânica. A revisão do artigo de análise setorial da comercialização de implantes metálicos no Brasil [104] mostrou que a situação deste setor não melhorou desde 2002. Ainda não existe a notificação dos casos de falhas de implantes ortopédicos para a agência reguladora (ANVISA) e o procedimento de certificação de produtos na ANVISA ainda pode ocorrer sem a realização de ensaios de conformidade. Foi discutida a necessidade do SUS incentivar o uso das normas da ABNT em seus processos de licitação. Os investimentos em infraestrutura laboratorial para a caracterização mecânica e química de implantes ortopédicos não resolveram os problemas do credenciamento de laboratórios e da habilitação de ensaios de materiais junto à REBLAS-ANVISA.

Os artigos da área de energia mostraram bom desempenho bibliométrico e boa penetração junto aos pesquisadores e leitores brasileiros (vide **Tabela 22**), com exceção do artigo de falha em palheta de turbina a vapor de termelétrica. Estes resultados estão em acordo com o tamanho e a diversidade da matriz energética brasileira e refletem a preocupação do setor com atividades de pesquisa e desenvolvimento.

A análise crítica da fratura do cabo subcondutor de transmissão de energia elétrica [161, 162] indicou que a propagação da trinca por fadiga por fretagem dos fios helicoidais de Al pode ocorrer a 45° da direção axial. Resultados recentes de modelamento por elementos finitos dos cabos subcondutores [204, 205] foram apresentados para ilustrar a complexidade do carregamento mecânico nestes fios helicoidais junto aos elementos de fixação. Foi discutida a importância de considerar a atuação da força de atrito entre os fios para o cálculo de tensões e a identificação dos fios mais suscetíveis à falha. Finalmente, foi mostrado que há bastante espaço para a otimização do projeto do sistema de fixação dos cabos subcondutores e do método de inspeção e monitoramento das linhas de transmissão de energia elétrica no Brasil.

A análise do artigo de ruptura de palhetas de turbina a vapor de usina termelétrica por erosão-fadiga [211] mostrou que a operação de turbinas a vapor em regime de carga

parcial (mais comum para instalações de ciclo combinado) pode promover a ação de erosão por partículas nas palhetas devido à inversão de direção de fluxo do fluido na saída da turbina. A análise crítica reforçou a hipótese de que a causa raiz da ruptura foi decorrente de falhas na operação da turbina. A análise crítica do artigo de falha em oleoduto [248] revelou a importância de melhor entendimento dos mecanismos de nucleação e propagação de trincas por SOHIC em função do meio, microestrutura e tensão aplicada.

A análise crítica do conjunto dos artigos mostrou a importância da publicação de casos de análise de falha e da existência de uma boa documentação microscópica, permitindo explorar novas interpretações dos resultados e discutir, em mais detalhes, os mecanismos de fratura e as ações preventivas. A publicação de casos de análise de falhas pode ajudar tanto na construção de um diálogo entre as partes envolvidas nas falhas de componentes de engenharia como na criação de ambiente mais seguro para os setores industriais do país. Acredita-se que algumas das pessoas jurídicas e físicas, que atuam intensamente na área de análise de falhas, ainda não publiquem os seus resultados por questões de confidencialidade ou pela baixa qualidade da documentação dos seus relatórios técnicos, visto que mais de 50% de artigos técnicos submetidos ao periódico *Engineering Failure Analysis* foram rejeitados nos últimos 5 anos [12-16].

**Tabela 22** - Quadro resumo da análise bibliométrica [1-3, 272].

<b>Parâmetro</b>	<b>Transportes</b>	<b>Implantes</b>	<b>Energia</b>	<b>Total</b>
Total de citações	98	79	148	325
Citações do Brasil	1 (1%)	22 (29%)	15 (10%)	38 (11%)
Citações da China	74 (76%)	14 (18%)	43 (29%)	131 (41%)
Total de leituras	11.539	5.791	21.298	38.628
Leituras do Brasil	101 (1%)	137 (2,4%)	414 (2%)	652 (1,7%)
Leituras dos EUA	2.724 (24%)	1.586 (27%)	5.937 (28%)	10.247 (27%)
Porcentagem de citações em relação ao total de leituras	0,8%	1,4%	0,7%	0,84%

## 4. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

---

- 1- *Scopus, Elsevier*. Perfil de Cesar Roberto de Farias Azevedo (*Scopus ID*: 5684584900). *Author details*. <https://www.scopus.com/authid/detail.uri?authorId=56845849000#>. Acesso em: 10/05/2017.
- 2- *Web of Science, Thomson Reuters*. CRF Azevedo (*Research ID*: E-8105-2011). Relatório de citações. [https://apps.webofknowledge.com/CitationReport.do?product=WOS&search\\_mode=CitationReport&SID=3FDlZemOVs6Ih3wo6cF&page=1&cr\\_pqid=6&viewType=summary&colName=WOS](https://apps.webofknowledge.com/CitationReport.do?product=WOS&search_mode=CitationReport&SID=3FDlZemOVs6Ih3wo6cF&page=1&cr_pqid=6&viewType=summary&colName=WOS). Acesso em: 10/05/2017.
- 3- Mendeley, Elsevier. Perfil de Cesar Roberto de Farias Azevedo. <https://www.mendeley.com/profiles/cesar-roberto-de-faria-azevedo/>. Acesso em: 10/05/2017.
- 4- *Scopus, Elsevier*. Documentos publicados no periódico *Engineering Failure Analysis*. Análise de citações. <https://www.scopus.com/results/results.uri?sort=cp-f&src=s&st1=engineering+failure+analysis&nlo=&nlr=&nls=&sid=CF15C4E3C1C157C9024345C5869CE0FB.wsnAw8kcdt7IPYLO0V48gA%3a130&sot=b&sdt=cl&cluster=scoexactsrctitle%2c%22Engineering+Failure+Analysis%22%2ct&sl=38&s=SRCTITLE%28engineering+failure+analysis%29&origin=resultslist&zone=leftSideBar&editSaveSearch=&txGid=CF15C4E3C1C157C9024345C5869CE0FB.wsnAw8kcdt7IPYLO0V48gA%3a13>. Acesso em: 10/05/2017.
- 5- *Scimago Journal & Country Rank*. Banco de dados: *Scopus. Engineering Failure Analysis*. <http://www.scimagojr.com/journalsearch.php?q=20593&tip=sid&clean=0>. Acesso em: 10/05/2017.
- 6- *Scimago Journal & Country Rank*. Banco de dados: *Scopus. Journal of Failure Analysis and Prevention*. <http://www.scimagojr.com/journalsearch.php?q=12327&tip=sid&clean=0>. Acesso em: 10/05/2017.
- 7- Klinger, C. *Researcher, Bundesanstalt für Materialforschung und Prüfung (BAM), Berlin, Germany. Member of the Editorial Advisory Board of Engineering Failure Analysis*. Comunicação Pessoal, recebida em 10/07/2016.
- 8- InCities, *Web of Science, Thomson Reuters*. Engineering Failure analysis. <https://jcr-incites-thomsonreuters.ez67.periodicos.capes.gov.br/JCRJournalProfileAction.action?pg=JRNLPROF&journalImpactFactor=1.358&year=2015&journalTitle=ENGINEERING%20FAILURE%20ANALYSIS&edition=SCIE&journal=ENG%20FAIL%20ANAL>. Acesso em: 10/05/2017.
- 9- Qualis-Periódicos, Plataforma Sucupira. Periódico Engineering Failure Analysis. <https://sucupira.capes.gov.br/sucupira/public/consultas/coleta/veiculoPublicacaoQualis/listaConsultaGeralPeriodicos.jsf>. Acesso em: 10/05/2017.
- 10- *Scimago Journal & Country Rank*. Banco de dados: *Scopus. Polímeros*. <http://www.scimagojr.com/journalsearch.php?q=5000156907&tip=sid&clean=0>. Acesso em: 10/05/2017.
- 11- CiteScoreRank, Scopus. Source Details. Engineering Failure Analysis. <https://www.scopus.com/sourceid/20593?origin=resultslist#tabs=1>. Acesso em: 10/05/2017.
- 12 - *Journal Editorial/Production Report 2012. Engineering Failure Analysis*. 18 p. Confidential.
- 13 - *Journal Editorial/Production Report 2013. Engineering Failure Analysis*. 17 p. Confidential.
- 14 - *Journal Editorial/Production Report 2014. Engineering Failure Analysis*. 15 p. Confidential.
- 15 - *Journal Editorial/Production Report 2015. Engineering Failure Analysis*. 15 p. Confidential.
- 16 - *Journal Editorial/Production Report 2017. Engineering Failure Analysis*. 78 p. Confidential.
- 17- *Engineering Failure Analysis*. <https://www.journals.elsevier.com/engineering-failure-analysis/>. Acesso em: 10/05/2017.
- 18- Castro, A.P. Prefácio. In: *Metalografia e Análise de Falhas, Casos Selecionados (1933-2003*. Editores Cesar Roberto de Farias Azevedo e Tibério Cescon. São Paulo, Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo, 411 p. 2004.
- 19- Azevedo, C.R.F.; Cescon, T. Introdução. In: *Metalografia e Análise de Falhas, Casos Selecionados (1933-2003*. Editores Cesar Roberto de Farias Azevedo e Tibério Cescon. São Paulo, Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo, 411 p. 2004.

- 20- Azevedo, C.R.F.; Hippert Jr., E; Spera, G.; Gerardi, P. *Aircraft landing gear failure: fracture of the outer cylinder lug. Engineering Failure Analysis*, v. 9, p. 1-15, 2002.
- 21- Azevedo, C.R.F.; Hippert Jr., E. *Fracture of an aircraft's landing gear. Engineering Failure Analysis*, v. 9, n. 3, p. 265-275, 2002.
- 22- Procurement Executive, Ministry of Defense. *Specification DTD 4104 A: Aerospace Material Specification. Forging stock and forgings of aluminum-zinc-magnesium-copper-manganese alloy. June 1971.*
- 23- Witherell, C. E. Aircraft landing gear fracture. In: *Handbook of Case Histories in Failure Analysis*. Metals Park: ASM International, v. 1, p. 3-8, 1992.
- 24- Zhang, Q; Wang W. Study of anodising behaviour and corrosion resistance of 7050 T7451 alloy. *Materials Science & Engineering A*, v. 280, p. 168-172, 2000.
- 25- Garrido, J.A; Cabot, P.L.; Moreira, A.H.; Rodriguez, R.M.; Sumodjo, P.T.A.; Perez, E. Voltametric study of the localised corrosion of Al-Zn-Mg alloys containing Cr and Nb in chloride solutions. *Electrochimica Acta*, v. 41, p.1933-1946, 1996
- 26- Patton, G.; Rinaldi, C.; Brechet, Y.; Lormand, G.; Fougères, R. Study of fatigue damage in 7010 aluminum alloy. *Materials Science and Engineering A*, v. 254, p. 207-218, 1998.
- 27- Deschamps, A.; Bréchet, Y. Influence of quench and heating rate on the ageing response of an Al-Zn-Mg-Zr alloy. *Materials Science and Engineering A*, v. 251, p. 200-207, 1998.
- 28- Stiller, K.; Warren, P. J.; Hansen, V.; Angenete, J.; Gjønnes, J. Investigation of precipitation in an Al-Zn-Mg alloy after two step ageing treatment at 100° and 150°C. *Materials Science and Engineering A*, v. 270, p. 55-63, 1999.
- 29- Maloney, S. K; Hono, K; Polmear, I. J.; Ringer, S. P. The chemistry of precipitates in an aged Al-2.1Zn-1.7Mg alloy. *Scripta Materialia*, v. 41, p. 1031-1038, 1999.
- 30- Lebensohn, R.; Solas, D.; Canova, G.; Brechet, Y. Modelling damage of Al-Zn-Mg alloys. *Acta Materialia*, v. 44, p. 315-325, 1996.
- 31- Vasudevan, R.; Doherty, R. D. Grain boundary ductile fracture in precipitation hardened aluminum alloys. *Acta Metallurgica*, v. 35, p. 1193-1219, 1987.
- 32- Manoharan, M.; Seow, H. P.; Oruganti, R. K. Effect of extrusion direction on the mixed-mode fracture toughness of a 2024 aluminum alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 89-90, p. 84-87, 1999.
- 33- Kawabata, T.; Izumi, O. The relationship between ductility and grain-boundary precipitates in an Al-6.0%Zn-2.6%Mg alloy. *Journal of Materials Science*, v. 11, p. 892-902, 1976.
- 34- Unwin, P. N. T.; Smith, G. C. The microstructure and mechanical properties of Al-6%Zn-3%Mg. *Journal of the Institute of Metals*, v. 97, p. 299-310, 1969.
- 35- Kawabata, T.; Izumi, O. Ductile fracture in the interior of precipitate free zone in an Al-6.0%Zn-2.6%Mg alloy. *Acta Metallurgica*, v. 24, p. 817-825, 1976.
- 36- Hornbogen, E.; Graf, M. Fracture toughness of precipitation hardened alloys containing narrow soft zones at grain boundaries. *Acta Metallurgica*, v. 25, p. 877-881, 1977.
- 37- Graf, M.; Hornbogen, E. Observation of ductile intercrystalline fracture of an Al-Zn-Mg-alloy. *Acta Metallurgica*, v. 25, p. 883-889, 1977.
- 38- Engler, O. On the influence of recrystallization pinning on growth selection of recrystallization. *Acta Materialia*, v. 46, p. 1555-1568.
- 39- Prasad, N. E. In-plane anisotropy in the fracture toughness of an Al-Li 8090 alloy plate. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 34, p. 337-346, 1986.
- 40- Space Engineering. *Structural Materials Handbook - Part 5: New advanced materials, advanced metallic materials, general design aspects and load transfer and design of joints*. European Cooperation for Space Standardization. ECSS-E-HB-32-20 Part 5A, 2011. [http://escies.org/ftp/ecss.nl/Handbooks/ECSS-E-HB-32-20\\_Part5A.pdf](http://escies.org/ftp/ecss.nl/Handbooks/ECSS-E-HB-32-20_Part5A.pdf). Acesso em: 12 de maio de 2017.
- 41- Cambridge Engineering Selector (EduPack 2017). *Wrought Aluminum 7010, Advanced Database*, Granta Design Limited. Cambridge, United Kingdom.
- 42- Roylance, D. *Introduction to Fracture Mechanics*. Department of Materials Science and Engineering. Massachusetts Institute of Technology. EUA. 17 p. <http://web.mit.edu/course/3/3.11/www/modules/frac.pdf>. Acesso em: 13 de maio de 2017

- 43- Editorial Staff. Inadequate shot peening cited in two failure of left-main landing gear on Fokker 100. Flight Safety Foundation, Aviation Mechanics Bulletin, v. 49, p. 1-7, 2001.
- 44- Landing Gear, Main Landing Gear Main Fitting, One-Time Inspection. Airworthiness Directive of The Netherlands. Directorate-General of Civil Aviation, Aeronautical Inspection Directorate. BLA nº 2001-080 (Fokker Services B.V.), 2 p., 2001.
- 45- Landing Gear, Main Landing Gear Main Fitting, Inspection. Airworthiness Directive of The Netherlands. Civil Aviation Authority Netherlands. BLA nº. 2001-141 (Fokker Services B.V.), 2 p. 2001.
- 46- Asnsley, G.; Bakanas, S.; Castruovo, M.; Grant, T.; Vichi, F. Current nondestructive inspections methods for aging aircrafts. U.S. Department of Transportation. Federal Aviation Administration. Report DOT/FAA/CT-91/5. 89 p., 1992.
- 47- Sadler, D. J.; Ahn, C. H. On-chip eddy current sensor for proximity sensing and crack detection. Sensors and Actuators A; physical, v. 91, p. 340-345, 2001.
- 48- Kim, J.; Yang, G.; Udpa, L.; Udpa, S. Classification of pulsed eddy current GMR data on aircraft structures. NDT & E International, v. 43, p. 141-144, 2010.
- 49- Bianca Alvarenga, Fokker 100 fará seu último voo comercial no Brasil nesta terça. <http://veja.abril.com.br/economia/fokker-100-fara-seu-ultimo-voo-comercial-no-brasil-nesta-terca/>. Acesso: em 10/05/2017.
- 50- China Eastern disposes of Fokker 100 fleet. <https://www.flightglobal.com/news/articles/china-eastern-disposes-of-fokker-100-fleet-44033/>. Acesso; em 10/05/2017.
- 51- Fokker 100, current operators. [https://en.wikipedia.org/wiki/Fokker\\_100#Current\\_operators](https://en.wikipedia.org/wiki/Fokker_100#Current_operators). Acesso em 10/05/2017.
- 52- Azevedo, C.R.F.; Sinátora, A. Failure analysis of a copper railway contact strip. Engineering Failure Analysis, v. 11, p. 829-841, 2004.
- 53- He, D. H.; Manory, R. R.; Grady N. Wear of railway contact wires against current collector materials. Wear, v. 215, p. 146- 155, 1998.
- 54- Kubo, S.; Kato, K. Effect of arc discharge on the wear rate and wear mode transition of a copper-impregnated metallized carbon contact strip sliding against a copper disk. Tribology International, v. 32 p. 367-378, 1999.
- 55- Classification chimique des mineraux, <http://www.chez.com/pgosse/gem/chim.htm>. Acesso em 10/05/2017.
- 56- Engineering fundamentals, Hardness conversion (Vickers versus Mohs). [http://www.efunda.com/units/hardness/convert\\_hardness.cfm](http://www.efunda.com/units/hardness/convert_hardness.cfm). Acesso em 10/05/2017.
- 57- He, D. H.; Manory, R. R.; Grady, N. A sliding wear tester for overhead wires and current collectors in light rail systems. Wear, v. 239, p. 10 – 20, 2000.
- 58- He, D. H.; Manory R. A novel electrical contact material with improved self-lubrication for railway current collectors. Wear, v. 249, p. 626-636, 2001.
- 59- Rodrigues, A.C.P.; Ribeiro, P.J.N.; Österle, W.; Azevedo, C.R.F. Failure analysis as a tool to optimize the design of a ring on disc tribotest investigating the role of surface roughness. Engineering Failure Analysis, v. 56, p. 131-141, 2015
- 60- Rodrigues, A.C.P.; Yonamine, T.; Sinátora, A.; Azevedo, C.R.F. Pin-on-Disc Tribotests with the Addition of Cu Particles as an Interfacial Media: Characterization of Disc Tribosurfaces Using SEM-FIB Techniques. Tribology International, v. 100, p. 351-359, 2016.
- 61- MP denuncia 14 executivos de empreiteiras por cartel em licitação do Metrô. [http://www.mpsp.mp.br/portal/page/portal/noticias/publicacao\\_noticias/2012/marco\\_2012/MP%20denuncia%2014%20executivos%20de%20empreiteiras%20por%20cartel%20em%20licita%C3%A7%C3%A3o%20do%20Metr%C3%B4](http://www.mpsp.mp.br/portal/page/portal/noticias/publicacao_noticias/2012/marco_2012/MP%20denuncia%2014%20executivos%20de%20empreiteiras%20por%20cartel%20em%20licita%C3%A7%C3%A3o%20do%20Metr%C3%B4). Acesso em: 15 de maio de 2017.
- 62- Contratação para Linha 5-Lilás do Metrô é reprovada pelo Tribunal de Contas do Estado de São Paulo. <https://www4.tce.sp.gov.br/6524-contratacao-para-linha-5-lilas-do-metro-e-reprovada-pelo-tcesp>. Acesso em: 15 de maio de 2017.
- 63- Leite, F. Metrô assina novo acordo para concluir obras da Linha 5-Lilás. O Estado de São Paulo, 25 de outubro de 2016. <http://sao-paulo.estadao.com.br/noticias/geral,metro-assina-novo-acordo-para-concluir-obras-da-linha-5-lilas,10000084130>. Acesso em: 15 de maio de 2017.

- 64- Oliveira, A. Caso dos 'trens-fantasma' da gestão Alckmin vai à Justiça. O que ocorre agora? El País. 12 de julho de 2016. [http://brasil.elpais.com/brasil/2016/07/12/politica/1468337035\\_778205.html](http://brasil.elpais.com/brasil/2016/07/12/politica/1468337035_778205.html). Acesso em: 16 de maio de 2017.
- 65- Oliveira, A. Os trens fantasmas do metro. El País. 29 de março de 2016. [http://brasil.elpais.com/brasil/2016/03/02/politica/1456956313\\_726844.html](http://brasil.elpais.com/brasil/2016/03/02/politica/1456956313_726844.html). Acesso em: 17 de maio de 2017.
- 66- Rossi, M. Metrô de SP tem menor oferta de linhas entre principais metrópoles do mundo. El País. 1 de março de 2016. [http://brasil.elpais.com/brasil/2016/02/24/politica/1456347938\\_610133.html](http://brasil.elpais.com/brasil/2016/02/24/politica/1456347938_610133.html). Acesso em: 17 de maio de 2017.
- 67- Wikipedia. List of metro systems. [https://en.wikipedia.org/wiki/List\\_of\\_metro\\_systems](https://en.wikipedia.org/wiki/List_of_metro_systems). Acesso em: 17 de maio de 2017.
- 68- Fuoco, R.; Moreira, M.F.; Azevedo, C.R.F. Failure analysis of a cast steel railway wheel. *Engineering Failure Analysis*, v. 11, p. 817-828, 2004.
- 69- Erscheinungsformen von Rissen und Brüchen metallischer Werkstoffe: The Appearance of Cracks and Fractures in Metallic Materials. Verlag: Stahleisen-Verlag, 176 p., 1996.
- 70- Fractography. ASM Handbook, ASM International, v.12, 517 p., 1987.
- 71- Powell, G. W.; Cheng, S.; Mobley, C.E. Pearlitic Ductile Iron. In: A Fractographic Atlas of Casting Alloys. Battelle Press, Ohio, 196 p., 1992.
- 72- El-Shabasy, A.B; Lewandowski, J.J. Effects of load ratio,  $R$ , and test temperature on fatigue crack growth of fully pearlitic eutectoid steel (fatigue crack growth of pearlitic steel). *International Journal of Fatigue*, v. 26, p. 305-309, 2004.
- 73- Toribio, J.; Matos, J.C.; Gonzáles, B. Micro- and macro-approach to the fatigue crack growth in progressively drawn pearlitic steels at different  $R$ -ratios. *International Journal of Fatigue*, v. 31, n.11-12, p. 2014-2021, 2009.
- 74- Griza, S.; Strohaecker, T.R. Análise de falha em roda ferroviária relatório. Relatório Técnico. Projeto verde-amarelo UFRGS/CVRD/FINEP. Fundação de Apoio da Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Laboratório de Metalurgia Física. 10 p., 07 de junho de 2003.
- 75- Griza, S.; Strohaecker, T.R. Análise de falha em roda ferroviária relatório. Relatório Técnico Complementar. Projeto verde-amarelo UFRGS/CVRD/FINEP. Fundação de Apoio da Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Laboratório de Metalurgia Física. 17 p., 22 de setembro de 2003.
- 76- Griza, S.; Strohaecker, T.R. Análise de falha em roda ferroviária relatório. Relatório Técnico Complementar. Projeto verde-amarelo UFRGS/CVRD/FINEP. Fundação de Apoio da Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Laboratório de Metalurgia Física. 06 p., 01 de outubro de 2003.
- 77- Fuoco, R.; Ferreira, M.M.; Azevedo, C.R.F. Análise de falha em roda ferroviária fundida fraturada em campo. Relatório técnico nº 67.263. Laboratório de Fundição, Divisão de Metalurgia, Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo. 32 p., 22 de setembro de 2003.
- 78- Massara, V.M. Brief synopsis of the Brazilian freight transport and future development. *Journal of Infrastructure Development*, v. 4, p. 77-90, 2012.
- 79- Estache, A.; Goldstein, A.; Pittman, R. Privatization and regulatory reform in Brazil: The case of freight railways. *Journal of Industry, Competition and Trade*, v.1, p. 203-235, 2001.
- 80- Pesquisa CNT de Ferrovias. Confederação Nacional do Transporte, Brasília, 2011. <http://cms.cnt.org.br/Imagens%20CNT/PDFs%20CNT/Pesquisa%20CNT%20de%20Ferrovias/Pesquisa%20CNT%20de%20Ferrovias%202011.pdf>. Acesso em: 18 de maio de 2017.
- 81- Agência Nacional dos Transportadores Ferroviários. Informações gerais. <http://www.antf.org.br/informacoes-gerais/>. Acesso em: 18 de maio de 2017.
- 82- Comunicado SUFER/ANTT Nº 1, de 26 de janeiro de 2016. Diário Oficial da União, Imprensa Nacional, seção 3, p. 126, n. 40, 1 de março de 2016. <http://pesquisa.in.gov.br/imprensa/jsp/visualiza/index.jsp?jornal=3&pagina=126&data=01/03/2016>. Acesso em: 19 de maio de 2017.

- 83- Azevedo, C.R.F. Failure analysis of a commercially pure titanium plate for osteosynthesis. *Engineering Failure Analysis*, v. 10, p. 153-164, 2003.
- 84- Azevedo, C.R.F.; Silva, A.P. Environmental effects during fatigue testing: fractographic observation of commercially pure titanium plate for cranio-facial fixation. *Engineering Failure Analysis*, v. 10, p. 431-442, 2003.
- 85- Nishigaki M, Tanabe A, Ito Y, Moriguchi Y. Effect of hydride orientation on the hydrogen embrittlement of commercially pure titanium. In: *Proceedings of the International Conference on Titanium*, AIME, p. 1663–1670, 1980.
- 86- Ward-Close, C. M.; Beevers, C. J. The influence of grain orientation on the mode and rate of fatigue crack growth in  $\alpha$ -titanium. *Metallurgical Transactions*, v. 11A, p. 1007-1017, 1980.
- 87- Haicheng, G.; Huifang, G.; Shufen, C.; Laird, C. Orientation dependence of cyclic deformation in high purity titanium single crystals. *Materials Science and Engineering*, v. A118, p. 23-36, 1994.
- 88- Takao, K.; Kusakawa, K. Low-cycle fatigue behavior of commercially titanium. *Materials Science and Engineering*, v. A 213, p. 81- 85, 1996.
- 89- Tan, X.; Gu, H.; Munroe, D. H. Cyclic deformation behavior of high-purity titanium single crystals: Part 1. Orientation dependence of stress-strain response. *Metallurgical and Materials Transactions*, v. 29A, p. 507-512, 1998.
- 90- Tan, X; Guo, H; Gu, H.; Laird, C.; Munroe, N. D. H. Cyclic deformation behavior of high-purity titanium single crystals: Part 2. Microstructure and mechanism. *Metallurgical and Materials Transactions*, v. 29A, p. 513-518, 1998.
- 91- Zhang, Z. F.; Gu, H. C.; Tan, X. L. Low-cycle fatigue behaviors of commercially-purity titanium. *Materials Science and Engineering*, v. A 252, p. 85-92, 1998.
- 92- Biezma, M.V. The role of hydrogen in microbiologically influenced corrosion and stress corrosion cracking. *International Journal of Hydrogen Energy*, v. 26, p. 515–20, 2001.
- 93- Cai, Z.; Nakajima, H.; Woldu, M.; Berglund, A.; Bergman, M.; Okabe T. In vitro corrosion resistance of titanium made using different fabrication methods. *Biomaterials*, v. 20, p. 183–190, 1999.
- 94- Jorgenson, D.S.; Centeno, J.A.; Mayer; M.H.; Topper, M.J.; Nossov, P.C.; Mullick, F.G.; Manson, P.N. Biologic response to passive dissolution of titanium craniofacial microplates. *Biomaterials*, v. 20, p. 675–682, 1999.
- 95- Torgensen, S.E.; Gjerdet, N.R. Retrieval study of stainless steel and Ti miniplates and screws used in maxillofacial surgery. *Journal of Materials Science: materials in Medicine*, v. 5, p. 256-262, 1994.
- 96- Dumbleton, J.H., Miller, E.H. 1975. Failure of metallic orthopaedic implants. In: *Metals Handbook*. 8<sup>th</sup>.ed. Metals Park: ASM International. v.10, p. 571-580, 1975.
- 97- Pohler, O.E.M. 1986. Failure of metallic orthopaedic implants. In: *Metals Handbook*. 9<sup>th</sup>. Metals Parks: ASM International. v.11, p.668-694, 1986
- 98- Niinomi, M. Fatigue characteristics and microstructure of titanium alloys for biomedical applications. In *Proceedings of the 8<sup>th</sup> International Fatigue Congress*, Stockholm, Sweden, June, p. 2073-2083, 2002.
- 99- Niinomi, M. Mechanical properties of biomedical titanium alloys. *Materials Science and Engineering*, v. A 252, p. 85-92, 1998.
- 100- Niinomi, M. Fatigue performance and cytotoxicity of low rigidity titanium alloy, Ti–29Nb–13Ta–4.6Zr. *Biomaterials*, v. 24, p. 2673-2683, 2003.
- 101- Eisenbarth, E.; Velten, D. Müller, M.; Thull, R.; Breme, J. Biocompatibility of  $\beta$ -stabilizing elements of titanium alloys. *Biomaterials*, v. 25, p. 5705-5713, 2004.
- 102- Guo, S.; Meng, Q.; Zhao, X.; Wei, Q.; Hu, H. Design and fabrication of a metastable  $\beta$ -type titanium alloy with ultralow elastic modulus and high strength. *Nature, Scientific Reports*, v. 5, article n°14688,2015. doi: 10.1038/srep14688.
- 103- Iziq, C. Parceria para o desenvolvimento de prótese ortopédica customizada. 08/09/2016. [http://agencia.fapesp.br/parceria\\_para\\_o\\_desenvolvimento\\_de\\_protese\\_ortopedica\\_customizada/23724/](http://agencia.fapesp.br/parceria_para_o_desenvolvimento_de_protese_ortopedica_customizada/23724/). Acesso em: 23 de maio de 2017.
- 104- Azevedo, C.R.F.; Hippert Jr., E. Failure analysis of surgical implants in Brazil. *Engineering Failure Analysis*, v. 9, p. 621-633, 2002.

- 105- Azevedo, C.R.F.; Cescon, T. Análise de falha em prótese de fêmur em aço inoxidável. Relatório técnico nº 35.675. 28 p. IPT, Divisão de Metalurgia. 1997
- 106- Azevedo, C.R.F. Análise de falha em prótese de fêmur em aço inoxidável. Relatório técnico nº 35.257. 29 p, IPT, Divisão de Metalurgia. 1997.
- 107- Azevedo, C.R.F.; Alves, G. S. Análise de falha em placa ortopédica. Relatório técnico nº 40270. 20 p, IPT, Divisão de Metalurgia. 1999
- 108- Azevedo, C.R.F.; Alves, G. S. Caracterização de prótese de cotovelo. Relatório técnico nº 48.780. 11 p, IPT, Divisão de Metalurgia. 2000.
- 109- Azevedo, C.R.F.; Alves, G. S.; Silva, A.P. Análise de falha em arame ortodôntico de liga Ni-Ti (Nitinol). Relatório técnico nº 45.589. 18 p, IPT, Divisão de Metalurgia. 2000.
- 110- Azevedo, C.R.F.; Hippert Jr., E. Estudo de viabilidade técnica - Produtos: próteses e implantes. Relatório técnico nº 52513. 12 p., IPT, Divisão de Metalurgia. 2001.
- 111- Azevedo, C.R.F.; Hippert Jr. Análise de falhas de implantes cirúrgicos no Brasil: a necessidade de uma regulamentação adequada. Cadernos de Saúde Pública, v. 18, p. 1347-1358, 2002.
- 112- Mears, D. C. Fractures and methods of internal fixation. In: Materials and orthopaedic surgery, The William & Wilkins Company, Baltimore, p. 279-342, 1979.
- 113- Castleman, L.S.; Motzkin, S.M.; Alicandri, F.P.; Bonawit, V.L. Biocompatibility of nitinol alloy as an implant material. Journal of Biomedical Materials Research, v. 10, p. 695-731, 1976.
- 114- Duerig, T.; Pelton, A.; Stöckel, D. An overview of Nitinol medical applications. Materials Science and Engineering A, v. 273-275, p. 149-160, 1999.
- 115- Ayers, R. A.; Simske, S. J.; Bateman, T. A.; Petkus, A.; Sachdeva, R. L. C.; Gyunter, V. E. Effect of nitinol implant porosity on cranial bone ingrowth and apposition after 6 weeks. Journal of Biomedical Materials Research, v. 45, p. 42-47, 1999.
- 116- Barney, M.M.; Xu, D.; Robertson, S.W.; Schroeder, V.; Ritchie, R.O.; Pelton, A.R.; Mehta, A.. Impact of thermomechanical texture on the superelastic response of Nitinol implants. Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials, v.4, p. 1431-1439, 2011.
- 117- Morais, J.A. Saindo da UTI, após ser sacudido por denúncias, o segmento de próteses e implantes mostra-se revigorado. Metalurgia e Materiais, setembro, p. 534-536
- 118- Barbosa, C.A. Carta de apoio ao projeto de modernização da infra-estrutura laboratorial do IPT para a avaliação do desempenho mecânico dinâmico de implantes ortopédicos metálicos. Carta TMM 015-2005 de 23 de setembro de 2005.
- 119- Medical device reporting. Food and Drugs Administration. U.S. Department of Health and Human Services. <https://www.fda.gov/MedicalDevices/Safety/ReportaProblem/ucm2005291.htm>. Acesso em: 20 de maio de 2017.
- 120- Jefferys, D.B. The regulation of medical devices and the role of the Medical Device Agency. British Journal of Clinical Pharmacology, v. 52, p. 229-235, 2001.
- 121- Improving medical implant performance through retrieval information: challenges and opportunities. U.S. Department of Health & Human Services, Government National Institute of Health, NIH Technology Assessment Conference Summary, January 1-12, 2000. < <https://consensus.nih.gov/2000/2000MedicalImplantsta019html.htm>>.
- 122- Biomaterials availability: potential effects on medical innovation and health care. Washington, Science and Technology Policy Institute. IP-194, 2000.
- 123- Smith, G.K., Black, J. Models for systemic effects of metallic implants. In: Symposium on retrieval and analysis of orthopedic implants, Proceedings... Maryland: National Bureau Standards, NBS Special Publications 472, p. 23-30, 1976.
- 124- Williams, D. F. A review of metallurgical failure modes in orthopedic implants. In: symposium on retrieval and analysis of orthopedic implants, Proceedings... Maryland: National Bureau of Standards, NBS Special Publications 472, p. 11-21, 1976.
- 125- Lemon, T.T. Legal aspects of device retrieval. In: symposium on retrieval and analysis of orthopedic implants, Proceedings... Maryland: National Bureau of Standards, NBS Special Publications 472, p. 73-80. 1976.

- 126- Black, J. Implant retrieval: problems and opportunities. In: Symposium on retrieval and analysis of orthopedic implants, Proceedings... Maryland: National Bureau Standards, NBS Special Publications 472, p.81-102, 1976.
- 127- CFM Nº 1.804/2006. Normas para a utilização de materiais de implantes. Resolução do Conselho Federal de Medicina. Publicada no Diário Oficial da União de 20 dezembro, Seção I, p. 158, 2006.
- 128- Agência Nacional de Vigilância Sanitária, ANVISA. <http://portal.anvisa.gov.br/>. Acesso em 29 de maio de 2017.
- 129 – Panorama setorial: equipamentos médicos, hospitalares e odontológicos. Agência Brasileira de Desenvolvimento Industrial, Centro de Gestão e Estudos Estratégicos. Brasília, Série Cadernos da Indústria ABDI, v. VII, 257 p., 2008.
- 130- Manual para regularização de implantes ortopédicos na Anvisa / Agência Brasileira de Desenvolvimento Industrial, Brasília: ABDI, 2010, 144 p. <http://portal.anvisa.gov.br/documents/33912/264673/Manual+para+regulariza%C3%A7%C3%A3o+de+implantes+ortop%C3%A9dicos+na+Anvisa/cf171f36-45fa-44bd-bf27-37afd9581ce0>. Acesso em: 23 de maio de 2017.
- 131- Cavalcanti, E.C., Coelho, S. Implantes de aço inoxidável no caminho da regulamentação. Revista Inox, v.5, n.8, p. 6-8, 1997.
- 132- Dados do mercado, o setor brasileiro de produtos para saúde. Brazilian Health Devices. <http://brazilianhealthdevices.com.br/market>. Acesso em: 23 de maio de 2017.
- 133- Edital para pregão presencial nº 66/2014. Hospital Municipal Dr. Mário Gatti. Área de licitações. <http://www.hmmg.sp.gov.br/licitacoes/Doc/3433.pdf>. Acesso em 13 de maio de 2017.
- 134- Reblas - Rede Brasileira de Laboratórios Analíticas em Saúde. <http://portal.anvisa.gov.br/rede-brasileira-de-laboratorios-analiticos-em-saude-reblas>. Acesso em: 23 de maio de 2017.
- 135- Portaria Nº 1.883 de 14 de julho de 2010 Institui a Rede Multicêntrica de Avaliação de Implantes Ortopédicos – REMATO. Ministério da Saúde. [http://bvsms.saude.gov.br/bvs/saudelegis/gm/2010/prt1883\\_14\\_07\\_2010.html](http://bvsms.saude.gov.br/bvs/saudelegis/gm/2010/prt1883_14_07_2010.html). Acesso em: 23 de maio de 2017.
- 136- Chamada pública MCT/MS/DECIT/FINEP – IMPLANTES ORTOPÉDICOS - 01/2005. Seleção pública de propostas de capacitação de instituições científicas e tecnológicas para integração à rede multicêntrica de avaliação de implantes ortopédicos – REMATO. <http://www.finep.gov.br/images/chamadas-publicas/Chamada-Publica-MCT-MS-DECIT-FINEP-IMPLANTES-ORTOPEDICOS-01-2005.PDF>. Acesso em: 24/05/2017.
- 137- Caminha, I.M.V. Avaliação de implantes ortopédicos. Palestra realizada em outubro de 2006. <http://www.abmbrasil.com.br/cim/download/ApresentacaoREMATOABM.pps>. Acesso em: 23 de maio de 2017.
- 138- Notícias IPT. [http://www.ipt.br/noticias\\_interna.php?id\\_noticia=111](http://www.ipt.br/noticias_interna.php?id_noticia=111). Acesso em; 23 de maio de 2017.
- 139- Grupo de Bioengenharia da Laboratório de Metalurgia Física da Universidade Federal do Rio Grande do Sul. <https://www.ufrgs.br/lamef/lamef/estrutura.html>. Acesso em: 23 de maio de 2017.
- 140- Escopo da Habilitação REBLAS, Universidade Federal do Rio Grande do Sul. <http://portal.anvisa.gov.br/documents/33860/2847464/LAMEF+-+UFRGS+-+Escopo+17025+-+A+partir+10-02-17.pdf/fa847fda-e74d-4811-887d-6e6a812287d2>. Acesso em: 29 de maio de 2017.
- 141- S. Griza, T.F. Azevedo, S.V. Santos, E.K. Tentardini, T.R. Strohaecker. Metallurgical failure analysis of acetabular metal-backed screws, Engineering Failure Analysis, v. 32, p. 178-187, 2013.
- 142- S. Griza, S. V. Santos, M.M. Ueki, F.B. Bertoni, T.R. Strohaecker, Case study and analysis of a fatigue failure in a THA stem, Engineering Failure Analysis, v. 28, p. 166-175, 2013.
- 143- S. Griza, C.E.C. Andrade, W.W. Batista, E.K. Tentardini, T.R. Strohaecker, Case study of Ti6Al4V pedicle screw failures due to geometric and microstructural aspects, Engineering Failure Analysis, v. 25, p. 133-143, 2012.

- 144- S. Griza, A. Reguly, T.R. Strohaecker, Total hip stem failure due to weld procedure and material selection misuse, *Engineering Failure Analysis*, v. 17, p. 555-561, 2010.
- 145- S. Griza, A.N. Cê, E.P. Silva, F. Bertoni, A. Reguly, T.R. Strohaecker, Acetabular metal backed fatigue due to severe wear before revision, *Engineering Failure Analysis*, v. 16, p. 2036-2042, 2009.
- 146- S. Griza, C.G. Zimmer, A. Reguly, T.R. Strohaecker, A case study of subsequential intramedullary nails failure, *Engineering Failure Analysis*, v. 16, p. 728-732, 2009.
- 147- S. Griza, G. Zanon, E.P. Silva, F. Bertoni, A. Reguly, T.R. Strohaecker, Design aspects involved in a cemented THA stem failure case, *Engineering Failure Analysis*, v. 16, p. 512-520, 2009.
- 148- S. Griza, M. Reis, Y. Reboh, A. Reguly, T.R. Strohaecker, Failure analysis of uncemented total hip stem due to microstructure and neck stress riser, *Engineering Failure Analysis*, v. 15, p. 981-988, 2008.
- 149- Escopo de Habilitação REBLAS. Instituto Nacional de Tecnologia. <http://portal.anvisa.gov.br/documents/33860/2847235/Instituto+Nacional+de+Tecnologia+-+INT+-+Escopo+17025+a+partir+de+29-06-17.pdf/2475c071-d09f-4e3e-af1b-13aa29f02e89>. Acesso em 23 de maio de 2017.
- 150- C. Barbosa, J.L. Nascimento, I.M.V. Caminha, I.C. Abud. Análise de Falha de um Implante Cirúrgico Ortopédico do Tipo Gamma Nail. In: 63º Congresso Anual da ABM, Santos, SP, 28 de julho a 1º de agosto, p. 2420-2427, 2008.
- 151- C. Barbosa; J.L. do Nascimento; I.M.V. Caminha; I.C. Premature Failure in Orthopedic Implants – Analysis of Three Different Cases. *Journal of Failure Analysis and Prevention* v. 9, p. 67-73, 2009.
- 152- C. Barbosa, J.L. Nascimento, R.O. Centeno, I.M.V. Caminha, I.C. Abud. Failure Analysis of Titanium-Based Dental Implant. *Journal of Failure Analysis and Prevention*, v. 10, p. 138-142, 2010.
- 153- C. Barbosa, J.L. Nascimento, I.C. Abud, I.M.V. Caminha. Falha Prematura de um Implante Maxilo-Facial. 65º Congresso Anual da ABM, Rio de Janeiro, RJ, 26 a 30 de julho, p. 283-290, 2010.
- 154- Caminha, C.R.M. Roesler, H. Keide, C. Barbosa, I. Abud, J. L. Nascimento. Evaluation of the fretting corrosion mechanisms on the head-cone interface of hip prostheses. In: Fifth International Conference on Computational Methods and Experiments in Materials Characterization, 13-15 June, Greece, p. 77-84, 2011.
- 155- I.C. Abud, C. Barbosa, I.M.V. Caminha, J.L. Nascimento. Ocorrência de falhas prematuras em implantes ortopédicos no Brasil. In: VII Congresso Latino Americano de Órgãos Artificiais e Biomateriais (COLAOB), Natal, RN, 22 a 25 de agosto, p. 91, 2012.
- 156- C. Barbosa, I.C. Abud, I.M.V. Caminha, S.S. Carvalho, T.S. Barros. Análise de falha de parafusos ósseos utilizados como implantes cirúrgicos. In: 68º Congresso Anual da ABM, Belo Horizonte, 30 de julho a 02 de agosto, p. 287-293, 2013.
- 157- C. Barbosa, I.C. Abud, T.S. Barros, S.S. Carvalho, I.M.V. Caminha. Microscopic Analysis of Fractured Screws Used as Implants in Bone Fixation. *Journal of Failure Analysis and Prevention*, v. 14, p. 372-375, 2014.
- 158- C. T. Santos, C. Barbosa, M. J. Monteiro, I. Abud, I. V. Caminha, C. R. M. Roesler. Influence of surface finish on fretting corrosion of orthopaedic plates and screws. *Research on Biomedical Engineering*, v. 31, 2015, p. 169-175, 2015.
- 159- C.T. Santos; C. Barbosa, M. J. Monteiro, I.C. Abud, I.M.V. Caminha, C.R.M. Roesler. Characterization of the fretting corrosion behavior, surface and debris from head-taper interface of two different modular hip prostheses. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, v. 62, p. 71-82, 2016.
- 160- C. Barbosa, I.C. Abud, I.M.V. Caminha, R.P.C. Cunha, O.C. Pereira. Analysis of the premature failure of a maxillo facial implant. *Journal of Failure Analysis and Prevention*, v. 17, p. 120-125, 2017.
- 161- Azevedo, C.R.F.; Cescon, T. Failure analysis of aluminium cable steel reinforced (ACSR) conductor of the transmission line crossing the Paraná River. *Engineering Failure Analysis*, v. 9, p. 645-664, 2002.

- 162- Azevedo, C.R.F.; Henriques, A. M. D.; Pulino Filho, A. R.; Ferreira, J. L. A.; Araújo, J. A. Fretting fatigue of grosbeak overhead conductor: Rig design and failure analysis of a Grosbeak aluminium cable steel reinforced conductor. *Engineering Failure Analysis*, v. 16, p. 136-151, 2009.
- 163- Ferguson, J. M.; Gibbon, R. R. Overhead transmission lines -Refurbishment and developments. *Power Engineering Journal*, v. 8, p. 109-118, 1994.
- 164- Aggarwall, R. K.; Johns, A. T.; Jayasinghe, J. A. S. B.; SU, W. An overview of the condition monitoring of overhead lines. *Electric Power Systems Research*, v. 53, p. 15-22, 2000.
- 165- Lanteigne, J. Theoretical estimation of the response of helically armored cables to tension, torsion and bending. *Journal of Applied Mechanics*, v. 52, p. 423-432, 1985.
- 166- Preston, B.; Ramey, G. E. Effect of suspension clamp geometry on transmission line fatigue. *Journal of Energy Engineering*, p. 168-184, 1986.
- 167- Zhou, Z. R.; Cardou, A.; Goudreau, S.; Fiset, M. Fundamental investigations of electrical conductor fretting fatigue. *Tribology International*, v. 29, p. 221-232, 1996.
- 168- Ramey, G. E.; Townsend, J. S. Effects of clamps on fatigue of ACSR conductors. *Journal of Energy Engineering*, v. 107, p. 103-119, 1981.
- 169- Cigada, A.; Diana, G.; Flaco, M.; Fossati, F.; Manenti, A. Vortex shedding and wake-induced vibrations in single and bundle cables. *Journal of Wind Engineering and Industrial Aerodynamics*, v. 72, p. 253-263, Nov. 1997.
- 170- Diana, G.; Bruni, S.; Cheli, F.; Fossa TI, F.; Manenti, A. Dynamic analysis of the transmission line crossing "Lago de Maracaibo". *Journal of Wind Engineering and Industrial Aerodynamics*, v. 74-76, p. 977-986, Apr. 1998.
- 171- Krueger, F. E. Fretting failures. In: *Metals Handbook: Failure Analysis and Prevention*. Metals Park: ASM International, 1975. v. 10, p. 154-160.
- 172- Lindley, T. C. Fretting fatigue in engineering alloys. *International Journal of Fatigue*, v. 19, p. 39-49, 1997.
- 173- Degat, P. R.; Zhou, Z. R.; Vicent, L. Fretting cracking behaviour on pre-stressed aluminum alloy specimens. *Tribology International*, v. 30, p. 215-223, Mar. 1997.
- 174- Zhou, Z. R.; F A Yeulle, S.; Vincent, L. Cracking behaviour of various aluminum alloys during fretting wear. *Wear*, v. 155, p. 317-330, 1992.
- 175- Zhou, Z. R.; Cardou, A.; Fiset, M.; Goudreau, S. Fretting fatigue in electrical transmission lines. *Wear*, v. 173, p. 179-188, 1994.
- 176- Zhou, Z. R.; Vicent, L. Mixed fretting regime. *Wear*, v. 181-183, p. 531-536, 1995.
- 177- Zhou, Z. R.; Goudreau, S.; Fiset, M.; Cardou, A. Single wire fretting fatigue tests for electrical conductor bending fatigue evaluation. *Wear*, v. 181-183, p. 537-543, 1995.
- 178- Zhou, Z. R.; Gu, S. R.; Vincent, L. An investigation of the fretting wear of two aluminum alloys. *Tribology international*, v. 30, p. 1-7, 1997.
- 179- Zhou, Z. R.; Fiset, M.; Cardou, A.; Cloutier, L.; Goudreau, S. Effect of lubricant in electrical conductor fretting fatigue. *Wear*, v. 189, p. 51-57, 1995.
- 180- Zhou, Z. R.; Vicent, L. Lubrication in fretting - A review. *Wear*, v. 225-229, p. 962-967, 1999.
- 181- Zhou, Z. R.; Liu, Q. Y.; Zhu, M. H.; Tanjala, L.; Kapsa, P. H.; Vincent, L. An investigation of fretting behaviour of several metallic materials under grease lubrication. *Tribology International*, v. 33, p. 69-74, 2000.
- 182- Harun, M.; Talib, I. A.; Daud, A. R. Effect of element additions on wear property of eutectic aluminium-silicon alloys. *Wear*, v. 194, p. 54-59, 1996.
- 183- Sahoo, K L.; Krishnan, C. S. S.; Chakrabarti, A. K Studies on wear characteristics of Al-Fe-V-Si alloys. *Wear*, v. 239, p. 211-218, 2000.
- 184- Saheb, N.; Laoui, T.; Daud, A. R.; Harun, M.; Radiman, S.; Yahaya, R. Influence of Ti addition on wear properties of Al-Si eutectic alloys. *Wear*, v. 249, p. 656-662, 2001.
- 185- Cunha, L.V. Desempenho de linhas de transmissão frente a descargas atmosféricas: influência do efeito corona na ruptura a meio de vão. *Dissertação de mestrado, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Elétrica, Centro de Pesquisas e Desenvolvimento em Engenharia Elétrica, Universidade Federal de Minas Gerais, 116 p. 2010.*  
<http://www.ppgee.ufmg.br/defesas/112M.PDF>. Acesso em: 30 de maio de 2017.

- 186- Cioto, R. Centro Tecnológico de Fixação. Comunicação pessoal em 06/06/2017. <https://laboratorioctf.wixsite.com/home/rubens-cioto>. Acesso em: 06/06/2017.
- 187- Shigley, J. E.; Mischke, C.R.; Budynas, R.G. Parafusos, Fixadores e Projeto de Junções Não-Permanentes. In: Projeto de Engenharia Mecânica. Tradução João Batista de Aguiar e José Manoel de Aguiar – 7ª ed. - Porto Alegre, Bookman, 960 p., 2005.
- 188- Garcia, R. Elementos de fixação, uma nova visão. In: 9º Encontro da Cadeia de Ferramentas, Moldes e Matrizes, 11 de agosto, São Paulo, 2011. [http://www.abmbrasil.com.br/cim/download/RobertoGarcia\\_USP.pdf](http://www.abmbrasil.com.br/cim/download/RobertoGarcia_USP.pdf). Acesso em 06 de junho de 2017.
- 189- Agencia Nacional de Energia Elétrica. <http://www.aneel.gov.br/>. Acesso em: 30 de maio de 2017.
- 190- Laboratório de Fadiga e Integridade Estrutural de Cabos Condutores de Energia, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília. <http://www.gffm.unb.br/index.php/en/laboratorios/63-laboratorio-de-fadiga-e-integridade-estrutural-de-cabos-condutores-de-energia--labcabosunb>. Acesso em: 30 de maio de 2007.
- 191- Comunicação pessoal. Prof. Dr. José Alexander Araújo. Laboratório de Fadiga e Integridade Estrutural de Cabos Condutores de Energia, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília. Junho, 2017.
- 192- Fadel, A. A. Avaliação do efeito de tracionamento em elevados níveis de EDS sobre a resistência a fadiga do condutor Ibis (CAA 397,5 MCM). Tese de Doutorado, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, 185 p., 2010.
- 193- Chen, G.; Wang, X.; Wang, J.; Liu, J.; Zhang, T.; Tang, W. Damage investigation of the aged aluminium cable steel reinforced (ACSR) conductors in a high-voltage transmission line. *Engineering Failure Analysis*, v. 19, p. 13–21, 2012.
- 194- Papailiou, K.O. Improved calculations of dynamic conductor bending stresses using a variable bending stiffness. *Cigre sc 22-wg11*, paper 138, 1995.
- 195- Papailiou, K.O. On the bending stiffness of transmission line conductors. *IEEE Transactions on Power Delivery*, v. 12, p. 1576-1588, 1997.
- 196- Jolicoeur, C.; Cardeau, A. Semicontinuous mathematical model for bending of multilayered wire strands. *ASCE Journal of Engineering Mechanics*, v. 122, p. 643-650, 1996.
- 197- Poffenberger, C.; Swart, R.L. Differential displacement and dynamic conductor strain. *IEEE Trans*, v. 84, p. 281–289, 1965.
- 198- Liew, L.A.; read, D.T.; Barbosa, N. MEMS-based universal fatigue-test technique. *Experimental Mechanics*, v. 53, p. 783–794, 2013.
- 199- Milella, P.P. Morphological aspects of fatigue crack formation and growth. In: *Fatigue and Corrosion in Metals*. Springer, 844 p., 2013.
- 200- D. Elata, R. Eshkenazy, M.P. Weiss. The mechanical behavior of a wire rope with an independent wire rope core. *International Journal of Solids and Structures*, v. 41, p. 1157–1172, 2004.
- 201- Faanes, S. Inclined cracks in fretting fatigue. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 52, p. 71-82, 1995.
- 202- Szolwinski, M.P.; Farris, T.N. Mechanics of fretting fatigue crack formation. *Wear*, v. 198, p. 93-107, 1996.
- 203- Nowell, D.; Dini, D.; Hilss, D.A. Recent developments in the understanding of fretting fatigue. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 73, p. 207-22, 2006.
- 204- Lalonde, S.; Guilbault, R; Légeron, F. Modeling multilayered wire strands, a strategy based on 3D finite element beam-to-beam contacts - Part I: Model formulation and validation. *International Journal of Mechanical Sciences*, v. 126, p. 281–296, 2017.
- 205- Lalonde, S.; Guilbault, R; Légeron, F. Modeling multilayered wire strands, a strategy based on 3D finite element beam-to-beam contacts - Part II: Application to wind-induced vibration and fatigue analysis of overhead conductors. *International Journal of Mechanical Sciences*, v. 126, p. 297–307, 2017.
- 206- CIGRE Study Committee #22. Endurance capability of conductors. 1988.

- 207- Fadel, A.A.; Rosa, D.; Murça, L.B.; Ferreira, J.L.A.; Araújo, J.A. Effect of high mean tensile stress on the fretting fatigue life of an Ibis steel reinforced aluminium conductor. *International Journal of Fatigue*, v. 42, p. 24-34, 2012.
- 208- Kalombo, R.B.; Martínez, J.M.G.; Ferreira, J.L.A.; Silva, C.R.M.; Araújo, J.A. Comparative Fatigue Resistance of Overhead Conductors Made of Aluminium and Aluminium Alloy: Tests and Analysis. *Procedia Engineering*, v. 133, p. 223-232, 2015.
- 209- Kalombo, R.B.; Araújo, J.A.; Ferreira, J.L.A.; Da Silva, C.R.M.; Alencar, R.; Capra, A.R. Assessment of the fatigue failure of an All Aluminium Alloy Cable (AAAC) for a 230 kV transmission line in the Center-West of Brazil. *Engineering Failure Analysis*, v. 61, p. 77-87, 2016.
- 210- Kalombo, R.B.; Pestana, M.S.; Ferreira, J.L.A.; Silva, C.R.M.; Araújo, J.A. Influence of the catenary parameter (H/w) on the fatigue life of overhead conductors. *Tribology International*, v. 108, p. 141-149, 2017.
- 211- Azevedo C.R.F. and Sinátorá A. Erosion-fatigue of steam turbine blades. *Engineering Failure Analysis*, v. 16, p. 2290-2303, 2009.
- 212- Ritchie, R.O. Influence of microstructure on near- threshold fatigue-crack propagation in ultra-high strength steel. *Metal Science*, v. 11, p. 368-381, 1977.
- 213- S. Sankaran, V. Subramanya Sarma, K.A. Padmanabhan, G. Jaeger, A. Koethe. High cycle fatigue behaviour of a multiphase microalloyed medium carbon steel: a comparison between ferrite-pearlite and tempered martensite microstructures. *Materials Science and Engineering A*, v. 362, p. 249-256, 2003.
- 214- Bathias, C.; Pelloux, M. Fatigue crack propagation in martensitic and austenitic steels. *Metallurgical Transactions*. V. 4, p. 1265-1273, 1973.
- 215- Mann, B. S. Erosion visualization and characteristic of a two dimensional diffusion treated martensitic stainless steel hydrofoil. *Wear*, v. 217, p. 56-61, 1998.
- 216- Mann, B. S. Solid-particle erosion and protective layers for steam turbine blading. *Wear*, v. 224, p. 8-12, 1999.
- 217- Tabakoff, W.; Hamed, A; Shanov, V.. Blade Deterioration in a Gas Turbine Engine. *International Journal of Rotating Machinery*, v. 4, p. 233-241, 1998.
- 218- Hamed, A. A.; Tabakoff, W.R.; Rivir, B.; Das, K.; Arora, P. Turbine Blade Surface Deterioration by Erosion. *Journal of Turbomachinery*, v. 127, p. 445-452, 2004.
- 219- Mazur, Z.; Campos-Amezcuá, R.; Urquiza-Beltrán, G.; García-Gutiérrez, A. Numerical 3D simulation of the erosion due to solid particle impact in the main stop valve of a steam turbine. *Applied Thermal Engineering*, v. 24, p. 1877-1891, 2004.
- 220- Mazur, Z.; Hernández-Rossette, A.; García-Illescas, R. Investigation of the failure of the L-0 blades. *Engineering Failure Analysis*, v.13, p. 1338-1350, 2006.
- 221- Mazur, Z.; Garcia-Illescas, R.; Aguirre-Romano, J.; Perez-Rodriguez, N. Steam turbine blade failure analysis. *Engineering Failure Analysis*, v. 15, p. 129-141, 2008.
- 222- Salimon, A. V.; Egorov, G. I.; Tsiklin, E. A. Problems of Vibration Adjustment of Gas-Turbine Power Units. *Thermal Engineering*, 2006, v. 53, p. 526-530, 2006.
- 223- Plesiutchnig, E.; Fritzl, P.; Enzinger, N.; Sommitsch, C.. Fracture analysis of a low pressure steam turbine blade. *Case Studies in Engineering Failure Analysis*, v. 5-6, p. 39-50, 2016.
- 224- Creative Power Solutions team. Alert: steam can flow backwards and erode trailing edges of last-stage turbine blades. *Combined Cycle Journal*. December 18<sup>th</sup>, 2013. <http://www.ccj-online.com/alert-steam-can-flow-backwards-and-erode-trailing-edges-of-last-stage-turbine-blades/>. Acesso em: 01 de maio de 2017.
- 225- Hahn, W; Tasker, G.; Naylor, E.; Kidd, M. Crack Initiation in 14% Cr Low Pressure Turbine Blade Steel. *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, v. 136, 8 p., 2014. <http://gasturbinespower.asmedigitalcollection.asme.org/pdfaccess.ashx?url=/data/journals/jetpez/929644/>. Acesso em 19 de junho de 2017
- 226- Li, N.; Zhou, Q.; Chen, X.; Xu, T.; Hui, S.; Zhang, D. Liquid drop impact on solid surface with application to water drop erosion on turbine blades, Part I: Nonlinear wave model and solution of one-dimensional impact. *International Journal of Mechanical Sciences*, v.50, p. 1526-1542, 2008.

- 227- Li, N.; Zhou, Q.; Chen, X.; Xu, T.; Hui, S.; Zhang, D. Liquid drop impact on solid surface with application to water drop erosion on turbine blades, Part II: Axisymmetric solution and erosion analysis. *International Journal of Mechanical Sciences*, v.50, p. 1543-1558, 2008.
- 228- Smith, A. Physical Aspects of Blade Erosion by Wet Steam in Turbines. *Philosophical Transactions of the Royal Society A*, v. 260, p. 209-215, 1966.
- 229- Oka, Y.I.; Mihara, S.; Miyata, H. Effective parameters for erosion caused by water droplet impingement and applications to surface treatment technology. *Wear*, v. 263, p. 386-394, 2007.
- 230- Field, J. E. Liquid impact: theory, experiment, applications. *Wear*, v. 233-235, p. 1-12, 1999.
- 231- Stanisa, B; Ivusic, V. Erosion behaviour and mechanisms for steam turbine rotor blades. *Wear*, v. 186-187, p. 395 -400, 1995.
- 232- Sachs, I. A revolução energética do século XXI. *Estudos Avançados*, v. 21, n. 59, p. 21-38, 2007.
- 233- Rosa, L. P. Geração hidrelétrica, termelétrica e nuclear. *Estudos Avançados*, v. 21, n. 59, p. 39-58, 2007.
- 234- Goldemberg, J; Lucon, O. Energia e meio ambiente no Brasil. *Estudos Avançados*, v. 21, n. 59, p. 7-20, 2007.
- 235- Leal, F. I.; Rego, E.E.; Ribeiro, C.O. Levelized cost analysis of thermoelectric generation in Brazil: A comparative economic and policy study with environmental implications. *Journal of Natural Gas Science and Engineering*, v. 44, p. 191-201, 2017.
- 236- Vasconcelos, C.D.; Lourenço, S.R. Gracias, A.C.; Cassiano, D.A. Network flows modeling applied to the natural gas pipeline in Brazil. *Journal of Natural Gas Science and Engineering*, v. 14, p. 211-224, 2013.
- 237- Critical issue in Brazil's energy sector. The James A. Baker II Institute for Public Policy of Rice University, 2004, 33 p. [https://scholarship.rice.edu/bitstream/handle/1911/91507/CRITICAL\\_ISSUES\\_IN\\_BRAZIL\\_S\\_ENERGY\\_SECTOR.pdf?sequence=1&isAllowed=y](https://scholarship.rice.edu/bitstream/handle/1911/91507/CRITICAL_ISSUES_IN_BRAZIL_S_ENERGY_SECTOR.pdf?sequence=1&isAllowed=y). Acesso em: 30 de maio de 2017.
- 238- Silva, M.S.F.M. The public private partnership (PPP) in the distribution companies of the Brazilian isolated electric system. The George Washington University, School of Business and Public Management, The Institute of Brazilian Business & Public Management Issues. 2007. 50 p. <https://www2.gwu.edu/~ibi/minerva/Spring2007/Stella.Silva.pdf>. Acesso em: 30 de maio de 2017.
- 239- Araújo, C. Brazil: The energy crisis creates new opportunities for investments in thermoelectric generation in Brazil. *Mondaq*. 21th September 2001. <http://www.mondaq.com/brazil/x/13549/Energy+Law/The+Energy+Crisis+Creates+New+Opportunities+For+Investments+In+Thermoelectric+Generation+In+Brazil>. Acesso em 01 de junho de 2017.
- 240- Zica, L. Requerimento de informações (Eletrobrás/Eletronorte e os Grupos El Paso e CS Participações - Estabelecimento do contrato de geração de energia elétrica, com instalação de UTE's em Porto Velho, Rondônia). 2005, 4 p. <http://www.camara.gov.br/sileg/integras/311290.pdf>. Acesso em: 30 de maio de 2017.
- 241- Luomi, M. Sustainable energy in Brazil: Reversing past achievements or realizing future potential. The Oxford Institute for Energy Studies, University of Oxford. 2014, 51 p. <https://www.oxfordenergy.org/wpcms/wp-content/uploads/2014/08/SP-34.pdf>. Acesso em: 01 de junho de 2017.
- 242- El Paso continua a investir no Brasil. *GasNet*. <http://www.gasnet.com.br/conteudo/528>. Acesso em: 01 de junho de 2017.
- 243- El Paso makes planned investment in Brazil. *Gas & Oil*. November, 13<sup>th</sup>, 2002. [http://www.gasandoil.com/news/ms\\_america/9ebe03feeab3a1c4fdb3d7492a195ba5](http://www.gasandoil.com/news/ms_america/9ebe03feeab3a1c4fdb3d7492a195ba5). Acesso em: 01 de junho de 2017.
- 244- Royce, K. C. Correia, Hyundai to Start Termonorte Phase II Oct. *BN. Americas*, January 23, 2001. [http://www.bnamericas.com/en/news/electricpower/C,Correia,\\_Hyundai\\_to\\_Start\\_Termonorte\\_Phase\\_II\\_Oct](http://www.bnamericas.com/en/news/electricpower/C,Correia,_Hyundai_to_Start_Termonorte_Phase_II_Oct). Acesso em: 02 de junho de 2017.
- 245- Termo Norte-II CCGT Power Plant Brazil. *Global Energy Observatory*. <http://globalenergyobservatory.org/geoid/43327>. Acesso em: 02 de junho de 2017.

- 246- Relatório de Auditoria de Gestão: IRB-Brasil Resseguros S/A. Controladoria-Geral da União Secretaria Federal de Controle Interno. Julho de 2007. <http://www.cgu.gov.br/relatorios-antigos/ra190232>. Acesso em: 02 de junho de 2017.
- 247- IRB-Brasil Resseguros S/A. <https://www.irbbrasilre.com/PT-BR/Paginas/default.aspx>. Acesso em: 02 de junho de 2017.
- 248- Azevedo, C.R.F. Failure analysis of a crude oil pipeline. *Engineering Failure Analysis*, v. 14, n. 6, 978-994, 2007.
- 249- Cayard, M. S.; Kane, R. D.; Joia, C. J. B.; Correa, L. A. Hydrogen Flux Monitoring Devices in wet H<sub>2</sub>S service. 6 p., 1999. [http://www.eptq.com/view\\_article.aspx?intAID=57](http://www.eptq.com/view_article.aspx?intAID=57). Acesso em: 02 de junho de 2017.
- 250- Bruno, T. V.; Craig, B. D.; McHaney, J. H. Welding Structure for Sour Service. 3 p, <http://www.metallurgical.com/Publications/Publication%2020.pdf>. Acesso em: 02 de abril de 2004.
- 251- Cassarini, G. Problems related to safety and reliability of materials in environments polluted by hydrogen sulphide. *Inst. J. Press. Vess. & Piping*, v. 55, p. 313-322, 1993.
- 252- Donham, J. E. Corrosion in petroleum production operations. *Metals Handbook*, vol. 13. Corrosion, 9<sup>th</sup> Edition, ASM International, p. 1232- 1261, 1987.
- 253- Silva, P. R. Estudo de aplicação de técnica eletroquímica para monitoramento da corrosão em unidades de craqueamento catalítico fluido. Dissertação de mestrado, Universidade Federal do Paraná, 193 p., 2002. <http://www.pipe.ufpr.br/portal/defesas/dissertacao/032.pdf>. Acesso em: 03 de junho de 2017.
- 254- Esteves, F. C. Alguns resultados sobre a corrosão pelo H<sub>2</sub>S: medidas de impedância e permeação ao hidrogênio. Dissertação de mestrado, Universidade Federal do Rio de Janeiro, 1997.
- 255- Alves, L. F. C. Efeito de pequenas adições de H<sub>2</sub>S na corrosão pelo CO<sub>2</sub>: Estudo efetuado com um novo sistema de ensaios eletroquímicos sob condições controladas de fluxo e pressão. Dissertação de mestrado, Universidade Federal do Rio de Janeiro, 1997.
- 256- Tseung, C. C.; Sriskandarajah, T.; Chan, H. C. A method for the inhibition of sulphide stress corrosion cracking in steel – I. Electrochemical aspects. *Corrosion Science*, v. 25, p. 383-393, 1985.
- 257- Carneiro, R. A.; Ratnapuli, R. C.; Lins, V. F. C. The influence of chemical composition and microstructure of API pipeline steels on hydrogen induced cracking and sulfide stress corrosion cracking. *Materials Science and Engineering*, v. A 357, p. 104-110, 2003.
- 258- B. Craig. Hydrogen damage. *ASM Handbook*, vol. 13, Corrosion: Fundamentals, Testing, and Protection, ASM International, 10<sup>th</sup> edition, november 2003.
- 259- Kawashima, A.; Hashimoto, K.; Shimodaira, S. Hydrogen electrode reaction and hydrogen embrittlement of mild steel in hydrogen sulphide solution. *Corrosion*, v. 32, p. 321-331, 1976.
- 260- Erlings, J. G.; Groot; H. W.; Nauta, J. The effect of slow plastic and elastic straining on sulphide stress cracking and hydrogen embrittlement of 3.5% Ni steel and API 5L X60 pipeline steel. *Corrosion Science*, v. 27, p. 1153-1167, 1987.
- 261- Hyodo, T.; Iino, M.; Ikeda, A.; Kimura, M.; Shimizu, M. The hydrogen permeation and hydrogen-induced cracking behaviour of pipeline in dynamic full scale tests. *Corrosion Science*, v. 27, p. 1077-1098, 1987.
- 262- Domizzi, G.; Anteri, G.; Ovejero-García, J. Influence of sulphur content and inclusion distribution on the hydrogen induced blister cracking in pressure vessel and pipeline steels. *Corrosion Science*, v. 43, p. 325-339, 2001.
- 263- Tsay, L. W.; Chen; Y. C.; Chan, S. L. I. Sulfide stress corrosion cracking and fatigue crack growth of welded TMCP API 5L X65 pipe-line steel. *International Journal of Fatigue*, v. 23, p. 101-113, 2001.
- 264- Takahashi, A.; Ogawa, H. Influence of microhardness and inclusion on stress oriented hydrogen induced cracking of line pipe steels. *ISIJ International*, v. 36, 334- 340, 1996.
- 265- Cayard, M. S.; Cooke, D. L. An exploratory examination of the effect of SOHIC damage on the fracture resistance of carbon steels. In: NACE International, Corrosion 97, 9-14 March, New Orleans, Louisiana. <https://www.onepetro.org/conference-paper/NACE-97525>. Acesso em 12 de junho de 2017.

- 266- Papadakis, G. A. Major hazard pipelines: a comparative study of onshore transmission accidents. *Journal of Loss Prevention in the Process Industries*, v. 12, p. 91-107, 1999.
- 267- Pargeter, R.J. Susceptibility to SOHIC for linepipe and pressure vessel steels - review of current knowledge. March 2007. <http://www.twi-global.com/technical-knowledge/published-papers/susceptibility-to-sohic-for-linepipe-and-pressure-vessel-steels-review-of-current-knowledge-march-2007/>. Acesso em: 17 de junho de 2017.
- 268- Turnbull, A. A Review of the Possible Effects of Hydrogen on Lifetime of Carbon Steel Nuclear Waste Canisters. National Physical Laboratory, United Kingdom, July 2009. [http://www.iaea.org/inis/collection/NCLCollectionStore/\\_Public/42/018/42018920.pdf](http://www.iaea.org/inis/collection/NCLCollectionStore/_Public/42/018/42018920.pdf). Acesso em: 18 de junho de 2017.
- 269- Ladino, D.H. Resistência à corrosão e ao trincamento induzido por hidrogênio de aços para tubos API 5L X65. Dissertação de mestrado. EPUSP, 2012, 140 p.
- 270- Gorni A.A.; Silveira, J.H.D.; Reis, J.S.S. Um panorama do desenvolvimento recente de chapas grossas e suas aplicações. *Corte e Conformação de materiais*, p. 78-93, novembro, 2006.
- 271- Cristensen, C. SOHIC – So what? Corrosion 1999, Paper No. 434. NACE Int., Houston.
- 272- Ohki, T; Tanimura, M; Kinoshita, K and Tenmyo, G. Effect of inclusions on Sulphide Stress Cracking. Symposium on Stress Corrosion - New Approaches, Montreal, Canada, 22-27 June 1975. ASTM Special Technical Publication 610, pp 399-419.
- 273- Chong, T.V.S.; Kumar, S.B.; Lai, M.O.; Loh, W.L. Effects of wet H<sub>2</sub>S containing environment on mechanical properties of NACE grade C-Mn steel pipeline girth welds. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 131, p. 485-503, 2014.
- 274- Venegas, V., Caleyó, F.; González, J.L.; Baudin, T.; Hallen, J.M.; Penelle, R. EBSD study of hydrogen-induced cracking in API-5L-X46 pipeline steel. *Scripta Materialia*, v. 52, p.147-152, 2005.
- 275- Venegas, V.; Caleyó, F.; Hallen, J.M.; Baudin, T.; Penelle, R. Role of crystallographic texture in hydrogen-induced cracking of low carbon steels for sour service piping. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 38, p. 1022-1031.
- 276- Masoumi, M; Silva, C.C; Béreš, M.; Ladino, D.H.; Abreu, H.F.G. Role of crystallographic texture on the improvement of hydrogen-induced crack resistance in API 5L X70 pipeline steel. *International Journal of Hydrogen Energy*, v. 42, p. 1318-1326, 2017.
- 277- Mohtadi-Bonab, M.A.; Eskandari, M.; Szpunar, J.A. Texture, local misorientation, grain boundary and recrystallization fraction in pipeline steels related to hydrogen induced cracking. *Materials Science and Engineering: A*, v. 620, p. 97-106, 2015.
- 278- Venegas, V.; Caleyó, F.; Baudin, T.; Espina-Hernández, J.H.; Hallen; J.M. On the role of crystallographic texture in mitigating hydrogen-induced cracking in pipeline steels. *Corrosion Science*, v. 53, p. 4204-4212, 2011.
- 279- Milanelli, J.C.C.; Haddad, E.; Silva, R.O. Operação OSBAT – GUAECA. São Paulo; CETESB; 2005. 194 p.
- 280- Ribeiro, R. STF mantém multa aplicada pela CETESB contra a Petrobras. <http://www.observatorioeco.com.br/index.php/2017/02/stf-mantem-multa-aplicada-pela-cetesb-contra-a-petrobras/>. Acesso em janeiro de 2018.
- 281- MPF processa Petrobras em R\$ 322,6 milhões por vazamento de 2004. <http://www.valor.com.br/empresas/4994952/mpf-processa-petrobras-em-r-3226-milhoes-por-vazamento-de-2004>. Acesso em janeiro de 2018.
- 282- INQUÉRITO CIVIL N. 14.0701.0000104/2015-7 [http://www.mpf.mp.br/sp/sala-de-imprensa/docs/acp\\_vazamentooleo.pdf](http://www.mpf.mp.br/sp/sala-de-imprensa/docs/acp_vazamentooleo.pdf). Acesso em janeiro de 2018.
- 283- Zerst, U.; Klinger, C.; Clegg, C. Fracture mechanics as a tool in failure analysis - Prospects and limitations. *Engineering Failure Analysis*, v. 55, p. 376-410, 2015.

284- Azevedo, C.R.F. Microestrutura do titânio e suas ligas para implantes cirúrgicos. Metalurgia e materiais, junho, p. 445- 447, 2003. <http://143.107.101.149/LCMHC/textos/ABM%20-%20tit%C3%A2nio.pdf>. Acesso em: 18 de junho de 2017.

285- CRF Azevedo, *Google* acadêmico. <https://scholar.google.com.br/citations?user=tz4LP18FS6YC&hl=pt-BR>. Acesso em: 18 de junho de 2017.

286- Cesar Roberto de Farias Azevedo, Researchgate.

[https://www.researchgate.net/profile/Cesar\\_Azevedo](https://www.researchgate.net/profile/Cesar_Azevedo). Acesso em: 18 de junho de 2017.

## 5. SOBRE O AUTOR

---



Nascido na cidade de São Paulo, em 03/04/1964, realizou o ensino fundamental na rede pública: EEPG Prof. Brasília Machado (Vila Madalena, São Paulo, SP, 1970-78) e EESG Prof. Manuel Ciridião Buarque (Lapa, São Paulo, SP, 1979-81). Possui graduação (1982-86) e mestrado (Efeito do tamanho do grão austenítico na reação bainítica em ferro fundido nodular, 1989-91) em Engenharia Metalúrgica pela Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Obteve os títulos de especialista em *Metal Casting Technology pelo Government Industrial Research Institute Nagoya e Japan International Cooperation Agency* (Japão, 1990-91), doutor pelo *Imperial College* (Diagrama de fases em ligas do sistema Ti-Al-Si contendo intermetálicos, Londres, 1991-96) e livre-docente pela Escola Politécnica (Materiais metálicos, 2018).

Trabalhou como educador de adultos (1983-85) durante a sua graduação para a Prefeitura Municipal de São Paulo na gestão de Luiza Erundina e como estagiário e, posteriormente, pesquisador para o Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo (1987 a 2006), onde atuou no refino de aço inoxidável (processo AOD), na fundição de metais, no tratamento térmico de ferros fundidos e na análise de falhas de componentes metálicos. Chefiou o Laboratório de Metalografia e Análise de Falhas do IPT por uma década (1996 a 2006), até sua mudança para o Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo (EPUSP).

Atualmente é Professor Associado da EPUSP, onde coordena as disciplinas de Transformação de Fases; Metalurgia Física; e Seleção de Materiais. Bolsista de produtividade em pesquisa do CNPq nível 2. Foi visitante acadêmico no *Imperial College* (Materiais nucleares, Londres 2010) e cientista visitante do DAAD no *Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung* (Tribologia, Berlim, 2012).

Atua também como editor associado do periódico *Engineering Failure Analysis* (Elsevier, UK) desde 2012; e como membro do comitê técnico da *International Conference on Engineering Failure Analysis* (Elsevier, UK) desde 2006. Foi coordenador (*Conference chair*) da *6th International Conference on Engineering Failure Analysis* (Lisboa, 2014) e *Keynote speaker* da *8th International Conference on Engineering Failure Analysis* (Budapest, 2018). É autor de mais de 50 artigos em periódicos indexados e de um livro (Metalografia e Análise de Falhas: casos selecionados 1933 – 2003). Suas principais linhas de interesse são: relação entre propriedades, microestrutura e desempenho de componentes metálicos, com foco em tribologia, otimização microestrutural e análise de falhas.