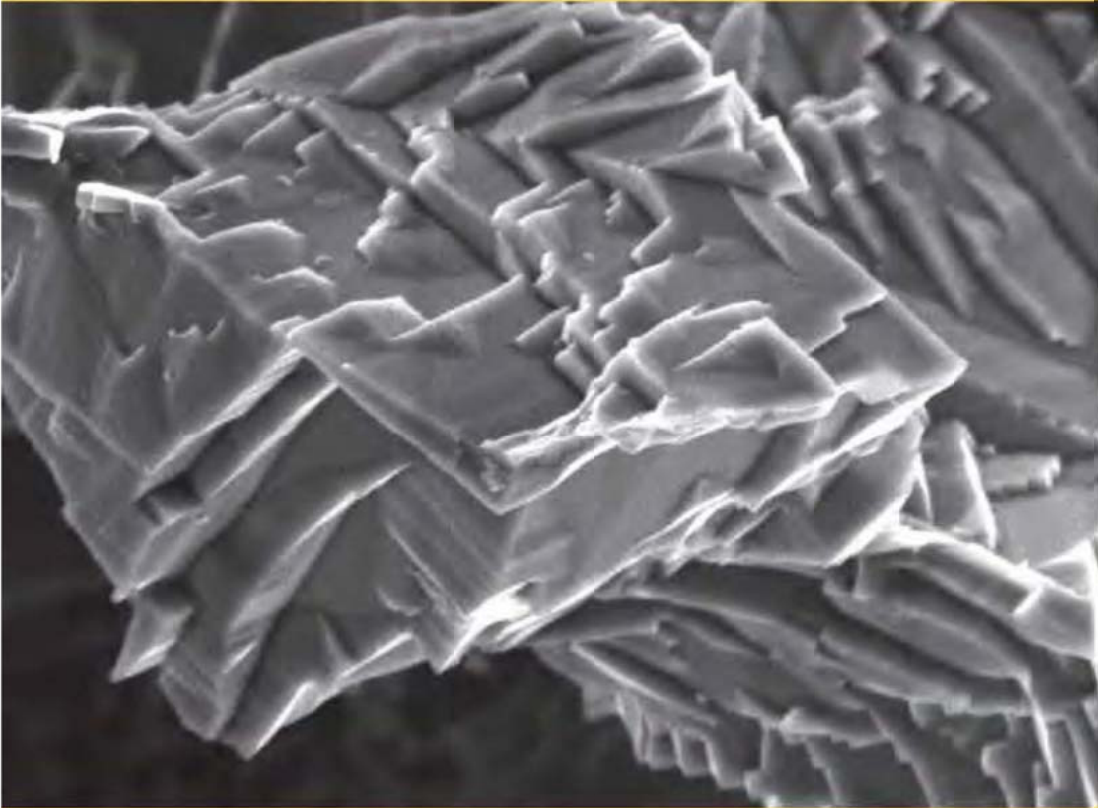


**Casos
seleccionados de
análisis de fallas**



Cesar Roberto de Farias Azevedo
Traductores
Duberney Hincapie Ladino
José Wilmar Calderón Hernández

**EPUSP
2018**

Cesar Roberto de Farias Azevedo

**Casos seleccionados de
análisis de fallas**

Traductores

Duberney Hincapie Ladino

José Wilmar Calderón Hernández

DOI: 10.11606/9788553380039

**1ª edición
São Paulo**

EPUSP

2018

" Se permite la reproducción parcial o total de esta obra, siempre que sea citada la fuente y autoría, prohibiendo cualquier uso con fines comerciales".



Esta obra está disponible en los términos de la Licencia Creative Commons – Atribución – No Comercial – Sin Derivaciones 4.0 Internacional.

Diseño gráfico: Prof. Dr. Cesar R. F. Azevedo y Dr. J. W. Calderón Hernández

Cubierta: Fractura frágil por corrosión bajo tensión de un filtro de níquel sinterizado. C. R. F. Azevedo, D. Rodrigues y 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 seleccionados de análisis de fallas [recurso electrónico] / C.R.F. Azevedo ; trad. D.H. Ladino; J.W.C. Hernández. -- São Paulo : EPUSP, 2018. 241 p.

ISBN 978-85-5338-003-9 (e-book)
DOI: 10.11606/9788553380039

1. Análise de falhas 2. Componentes metálicos 3. Fratura e fractografia 4. Mecanismos de falhas I. Hincapie Ladino, D. II. Calderón Hernández, J. W. III. t.

CDU 620.19

Universidade de São Paulo

Prof. Dr. Vahan Agopyan
Rector

Escola Politécnica

Profa. Dra. Liedi Legi Bariani Bernucci
Directora

Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Prof. Dr. Fernando José Gomes Landgraf
Director

Sra. Maria Cristina Biasoli
Secretaria:

SUMARIO

Agradecimientos	
Prefacio a la edición en español	
Prefacio a la edición en portugués	
1. Introducción	1
2. Casos Seleccionados de Análisis de Fallas	8
2.1. Publicaciones del Sector de Transportes	8
2.1.1. Análisis de falla del tren de aterrizaje de un avión Fokker 100	8
2.1.2. Análisis de falla del tren de aterrizaje de un avión Fokker 100 roto en el aeropuerto Santos Dumont	24
2.1.3. Análisis de falla de los pantógrafos del metro	36
2.1.4. Estudio microscópico de una rueda ferroviaria fracturada	52
2.2. Publicaciones del Sector de la Salud	67
2.2.1. Análisis de falla de un implante buco-maxilofacial de titanio puro	67
2.2.2. Estudio microscópico de implantes buco-maxilofaciales de titanio después de ensayos de fatiga en suero	81
2.2.3. Análisis de la comercialización de implantes ortopédicos metálicos en el Brasil	100
2.3. Publicaciones del Sector de Energía	111
2.3.1. Análisis de falla de cable subconductor de una línea aérea de transmisión de energía eléctrica	111
2.3.2. Estudio microscópico de cables subconductores después de ensayos de fatiga	138
2.3.3. Análisis de falla de álabes de una turbina de una planta termoeléctrica	165
2.3.4. Análisis de falla de un oleoducto	194
3. Comentarios Finales	223
4. Referencias Bibliográficas	226
5. Sobre el Autor	241

“El producto entre el conocimiento y el aumento en el examen microscópico es una constante”.

Principio hiperbólico de la microscopía.

Prof. Dr. Tibério Cescon.

AGRADECIMENTOS

A mi compañero, Dr.-Ing. Achim Henrik Feller. A mis queridos padres, Ilza de Farias Azevedo (Manaus, AM) e Aryovaldo de Castro Azevedo[†] (Tietê, SP). A mis queridos abuelos, Estella Neves de Farias[†] (Fonte Boa, AM), Manoel Moura de Farias[†] (Belém, PA), Maria Augusta Galvão de Azevedo[†] (Tatuí, SP) y Luiz Moreira de Castro Azevedo[†] (Ribeirão Preto, SP).

A mis amigos y hermanos, Aido 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[†], Rita Parise, Sarah Snell y Tony Hoolaghan, entre otros.

A los colegas del *Instituto de Pesquisas Tecnológicas* (IPT), Prof. Dr. Tibério Cescon[†], Dr. Eduardo Albertin, Prof. Dr. Eduardo O. C. Pinto, Sra. Emilia P. da Silva, Dr. Alberto Pereira de Castro, Prof. Dr. Marcos Giuliatti[†], Prof. Dr. Francisco Nigro, Sr. Gustavo Spera, Sr. Antônio de Paula, Dr. Hamilton L. Ito, Sr. José Belotti, Quím. Tomoe Tsubaki, Dr. João Batista Ferreira Neto, Dr. Mário Boccalini, Dr. Ricardo Fuoco, Dra. Zehbour Panossian e Dr. Daniel Rodrigues.

A los colegas de la Escuela Politécnica, Prof. Dr. Amilton Sinátora, Profa. Dra. Neusa Allonso-Falleiros, Dr. Duberney Hincapie Ladino, Dr. José Wilmar Calderón Hernández, Prof. Dr. Ivan S. Falleiros, Profa. Dra. Wang Hui, Dr. Mohammad Masoumi, Prof. Dr. Fernando Landgraf, Prof. Dr. Hélio Goldenstein, Prof. Dr. Angelo F. Padilha, Prof. Dr. Flávio Beneduce Neto, Prof. Dr. Stephan Wolynee, 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 Rocha 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.

A los colegas de la *Engineering Failure Analysis*, en especial al Prof. David Jones (*Cambridge University*), Dr. Richard Clegg y Mrs. Laney Z. Pristley (*Elsevier*).

A los alumnos del Departamento de Ingeniería Metalúrgica y de Materiales de la Escuela Politécnica de la Universidad de São Paulo (EPUSP).

PREFACIO A LA EDICIÓN EN ESPAÑOL

La idea de traducir este libro, originalmente publicado en portugués y fruto de mi tesis de libre-docencia, surgió de una conversación con el Dr. Luiz Otegui, ilustre analista de fallas argentino y miembro del comité editorial de la revista *Engineering Failure Analysis*, en una conferencia internacional. Comentaba con él sobre mi creciente preocupación en diseminar los resultados de casos de análisis de fallas en lengua portuguesa, ya que, en el escenario actual de la evaluación de nuestras universidades, los casos de análisis de fallas en componentes de ingeniería terminan, como máximo, publicados en lengua inglesa. Sentía que había un grupo potencial de lectores en la industria brasileña todavía desprovisto del libre acceso a estas informaciones en nuestra lengua.

El amigo argentino estuvo de acuerdo conmigo y mencionó que existían pocas publicaciones de análisis de fallas en español. Como los países de América Latina comparten los mismos problemas de infraestructura y de organización de las agencias reguladoras, el me sugirió que tradujera mis dos libros en portugués - *Metalografía e Análise de Falhas: Casos Seleccionados (1933-2003)* y *Casos Seleccionados de Análise de Falhas* - para el idioma español.

El Departamento de Ingeniería Metalúrgica y de Materiales de la Escuela Politécnica de la Universidad de São Paulo, por suerte, posee en su programa de posgrado innumerables estudiantes brillantes de Colombia y Perú, y en este contexto, tuve la grata oportunidad de trabajar y disfrutar de la competencia del Dr. D. Hincapie Ladino y del Dr. J. W. Calderón Hernández, ambos orientados por la Profa. Neusa Alonso Falleiros y egresados de la Universidad Tecnológica de Pereira, Colombia. Como resultado de esta convivencia fue consolidado el exhaustivo trabajo de traducción y publicación del libro *Casos Seleccionados de Análisis de fallas en lengua española*.

Se espera que el libre acceso a esta documentación de casos de falla, buena parte ejecutada en el centenario Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo (IPT), pionero de la metalografía y del análisis de fallas en el Brasil, pueda estimular discusiones más regionales sobre este tema, principalmente para estudiantes y trabajadores del sector metalmeccánico. El libro trae, además, una breve discusión sobre la organización de algunas agencias reguladoras brasileñas en salud, transporte y energía.

Atentamente,

Prof. Cesar Roberto de Farias Azevedo

Departamento de Ingeniería Metalúrgica y de Materiales, Escuela Politécnica da Universidad de São Paulo

PREFACIO A LA EDICIÓN EN PORTUGUÉS

En el 2004, cuando era director de la División de Metalurgia del *Instituto de Pesquisas Tecnológicas* (IPT) el autor del presente trabajo dirigía el Laboratorio de Metalografía e Análisis de Fallas – Esta es la razón por la cual hasta hoy en día Cesar Azevedo me saluda con un simpático “joi chefe!”. En esa ocasión, editó, en conjunto con el Dr. Tibério Cescon, el libro “*Metalografia e Análise de Falhas – Casos selecionados (1933-2003)*”. En ese trabajo, una cuidadosa selección de 41 casos ilustró la evolución tecnológica del país en paralelo con la evolución de los métodos y los recursos utilizados en el análisis de fallas. Para los interesados en el tema resulta en una lectura altamente instructiva e inspiradora. En el presente libro, ahora en un trabajo individual, Cesar presenta una selección de casos de análisis de fallas con otro enfoque, no solamente una selección de nuevos casos, también instructivos e inspiradores, sino que agrega el enfoque de “revisión crítica”, además de una visión social del tema de “análisis de fallas”. En la revisión de los casos, todos relacionados con áreas de gran impacto social, como transporte público, energía y salud, el autor descubre y discute eventuales omisiones, dadas y posibilidades de interpretación de los resultados. El autor sugiere en cada caso como la sociedad podría beneficiarse más de los resultados presentados, si las empresas y organismos reguladores dieran mayor importancia a las recomendaciones resultantes de los análisis. En conjunto, las publicaciones producidas por Cesar Azevedo, ahora *profesor associado* del Departamento de Ingeniería Metalúrgica y de Materiales de la *Escola Politécnica da USP* (EPUSP), refuerzan la tradición altamente relevante del análisis de fallas del IPT, contribuyendo para una sociedad más eficiente y segura.

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

I INTRODUCCIÓN

El autor de este libro publicó 28 artículos en la revista científica *Engineering Failure Analysis* entre el 2002 y 2015 (véase **Tabla 1**) donde once de estos artículos fueron seleccionados para componer la primera edición de este libro (véase **Tabla 2**). Los once artículos presentan índice-h igual a diez, con 325 citaciones y 38.628 lecturas [1-3] y fueron seleccionados, basados tanto en el número total de citaciones como también en el sector productivo en el que se encuadran, priorizándose de este modo, las publicaciones relacionadas a los sectores de transportes, salud y energía. Siete de los once artículos seleccionados están posicionados entre el 10% de los artículos más citados de la revista *Engineering Failure Analysis* desde 1994 [4]. Esta revista fue lanzada en marzo de 1994 por el Dr. David R. H. Jones (Universidad de Cambridge), siendo en la actualidad la principal revista internacional del área multidisciplinar de análisis de falla en términos de publicaciones y citaciones (véase **Figura 1**) [5-6].

El nuevo enfoque y alcance de la revista [7], en fase de revisión, comunica a los autores que: “*La revista publica trabajos de investigación que describan los análisis de falla de ingeniería, con base en estudios de caso o en métodos numéricos y de caracterización; como también en procedimientos usados para el análisis sistemático de la falla de componentes metálicos, poliméricos, cerámicos, materiales naturales y compuestos, durante su uso. La revista tiene como objetivo proporcionar referencia esencial para el análisis y la prevención de fallas de ingeniería, con énfasis en el análisis de la causa raíz de la falla de componentes.*”.

Tabla 1 – Datos generales sobre las publicaciones del Prof. C.R.F. Azevedo en la revista *Engineering Failure Analysis* en junio de 2017 [1-3].

Parámetro bibliométrico	Valor
Número total de publicaciones en la revista <i>Engineering Failure Analysis</i>	31
Número total de autores	79
Número medio de autores por publicación	2,5
Número de citaciones de los 28 artículos en junio de 2017	494
Índice-h de los 28 artículos	13
Número de citaciones de las once publicaciones	325
Índice-h de las 11 publicaciones (excluyendo las autocitaciones)	10

Tabla 2 – Título de los once artículos seleccionados [1-4].

Título del artículo	Año	Citaciones [1]	Lecturas [3]
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: Rig design and failure analysis of a Grosbeak ACSR conductor	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
Total		325	38.628

La **Tabla 3** muestra la evolución de la clasificación de la revista *Engineering Failure Analysis* desde 2002 en diversas áreas del conocimiento de acuerdo con diferentes bibliometrias. Las herramientas *InCities* de la *Thomson Reuters* [8] y *Scimago Journal & Country Rank* de la *Scopus* [5], por ejemplo, clasifican las revistas por cuartiles en varias áreas del conocimiento usando métricas que incluyen el número de citas recibidas por la revista de fuentes indexadas en determinado espacio de tiempo y la calidad de estas fuentes indexadas. La herramienta *InCities* usa datos de la *Journal Citation Reports (JCR)*, por otro lado, la herramienta *Scimago* usa datos de la *Scimago Journal Ranking (SJR)* [5,8]. Se observa que la clasificación de la revista *Engineering Failure Analysis* ha

evolucionado significativamente en los últimos 20 años, alcanzando la calificación Q1 en diversas áreas del conocimiento (Q1 es compuesto por las revistas indexadas de mayor prestigio en el área, mientras que el cuartil Q4 es compuesto de las revistas indexadas de menor prestigio), mostrando la relevancia del tema de análisis de fallas para diversas áreas de la ingeniería [5,8].

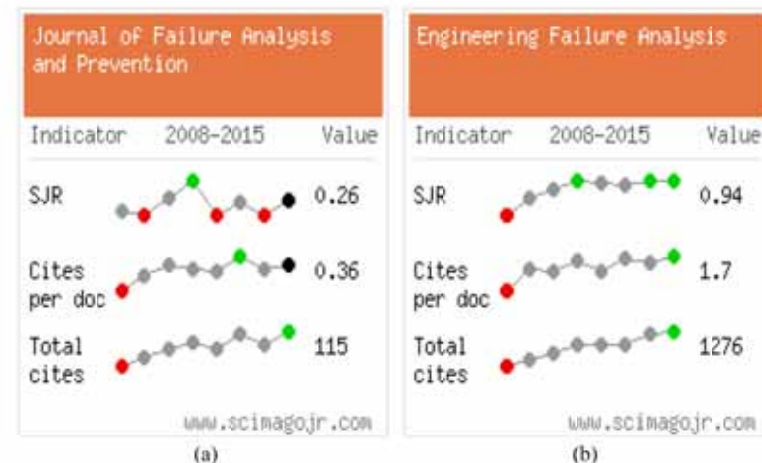


Figura 1 – Comparación del factor de impacto (SJR), número de citaciones por documento y total de citaciones de dos publicaciones en análisis de fallas: (a) *Journal of Failure Analysis and Prevention* (Springer); (b) *Engineering Failure Analysis* (Elsevier) [5-6].

La herramienta *Qualis-Revistas* de la *Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES)* usa un criterio indirecto de reclasificación bibliométrica de revistas en Brasil, siendo que A1 es la mejor calificación, seguida de A2, B1, B2, B3, B4, B5 e C [9]. Esta reclasificación es realizada por los comités de consultores de cada área de evaluación, siguiendo “Criterios previamente establecidos por el área y aprobados por el *Conselho Técnico-Científico da Educação Superior*”, que buscan “reflejar la importancia relativa de las diferentes revistas por área de conocimiento”. Las revistas nacionales (generalmente publicando artículos en inglés y formadas por un cuerpo editorial endógeno) son bastante beneficiadas por la reclasificación *Qualis*. Por ejemplo, la revista nacional *Polímeros* es clasificada por *Qualis* [9] como A2 en el área de Ingenierías II de la *CAPES* (Ingeniería Química, Nuclear, de Materiales, Metalúrgica y de Minas), mas, esta misma revista presenta una

clasificación Q3 en ingeniería química y Q4 en química orgánica, según la herramienta *Scimago* [10].

Solo recientemente la revista *Engineering Failure Analysis* paso a ser considerada como parte del contenido del área de ingenierías II de la *CAPES* (Ingeniería Química, Nuclear, de Materiales, Metalúrgica y de Minas), haciendo posible la evolución de su clasificación Qualis de B2 para A2 en el año de 2015 [9]. Según la herramienta *CiteScore Rank* [11], la revista *Engineering Failure Analysis* está clasificada en el 85° percentil en ingeniería (38° lugar de un total de 262 revistas). La **Tabla 4** muestra el número total de publicaciones por países en la revista *Engineering Failure Analysis* hasta mayo de 2017: China (19%), India (8%), Estados Unidos (7%), España (7%) y Reino Unido (7%) son responsables por el 48% del total de publicaciones [4], mientras que Brasil ocupa la novena posición, con un total de 4% de las publicaciones [1,4].

Tabla 3 – Clasificación de la *Engineering Failure Analysis* por área de conocimiento [5, 8-9].

Área del conocimiento	2003	2005	2007	2009	2011	2013	2015	Fuente
Ciencia de los Materiales y Caracterización	Q4	Q3	Q2	Q1	Q2	Q1	Q2	[8]
Ingeniería Aeroespacial	Q2	Q1	Q1	Q1	Q1	Q1	Q1	[5]
Ingeniería Automotriz	Q2	Q1	Q1	Q1	Q1	Q1	Q1	[5]
Ingeniería Industrial y Manufactura	Q2	Q1	Q1	Q1	Q1	Q1	Q1	[5]
Ingeniería Mecánica	Q2	Q1	Q1	Q1	Q1	Q1	Q1	[5]
Mecánica de Materiales	Q3	Q2	Q2	Q2	Q1	Q1	Q1	[5]
Materiales	-	-	-	-	-	B1	A2	[9]
Ingeniería Civil	-	-	-	-	A2	A2	A1	[9]
Ing. Química, Nuclear, de Materiales, Metalúrgica y de Minas	-	-	-	-	B2	B2	A2	[9]
Ing. Mecánica, de Producción, Aeroespacial y Naval y Oceánica	-	-	-	-	-	A2	B1	[9]

Apenas seis autores son responsables por 62 publicaciones de un total de 116 publicaciones brasileñas en esta revista [4]: Prof. Cesar R. F. Azevedo (Universidad de São Paulo) con 31 publicaciones, Prof. Sérgio Souto Mayor Tavares (Universidad Federal

Fluminense) con 20 publicaciones, Prof. Juan Manuel Pardal (Universidad Federal Fluminense) con 15 publicaciones, Prof. Sando Griza (Universidad de Sergipe), Prof. Afonso Reguly (Universidad Federal de Rio Grande do Sul) con 14 publicaciones y Prof. Telmo Roberto Strohaecker[†] (Universidad Federal de Rio Grande do Sul) con 12 publicaciones..

Tabla 4 - Publicaciones por países, *Engineering Failure Analysis* desde 1994 [4].

País	Número de publicaciones	Porcentaje
China	588	19%
India	250	8%
Estados Unidos	224	7%
Reino Unido	202	7%
España	199	7%
Australia	131	4%
Irán	131	4%
Italia	125	4%
Brasil	116	4%
Corea del Sur	116	4%
Turquia	98	3%
Polonia	80	3%
Alemania	68	2%
Francia	64	2%
Otros	813	28%

La **Tabla 5** muestra la clasificación de las instituciones brasileñas en relación al número de publicaciones en esta revista [4]. La Escuela Politécnica de la Universidad de São Paulo, la Universidad Federal Fluminense y el *Instituto de Pesquisas Tecnológicas* (IPT) son las instituciones que más divulgan sus trabajos de análisis de fallas, siendo responsables por más del 65% de los artículos publicados en Brasil. Se cree que otras personas jurídicas y naturales, que actúan intensamente en el área de análisis de fallas, no publican sus resultados por cuestiones de confidencialidad. Otra causa es la baja calidad técnica de algunos de los trabajos brasileños enviados a la revista *Engineering Failure Analysis*, puesto que aproximadamente 50% de los artículos brasileños enviados fueron rechazados en los últimos 5 años [12-16]. Es lamentable el pequeño número de publicaciones de otras instituciones de referencia en análisis de fallas.

La **Tabla 6** muestra el número total de lecturas (*downloads*) por países. El Brasil aparece en quinto lugar, o sea, el consumo de informaciones sobre análisis de fallas es mayor que nuestra producción académica (véase **Tabla 4**). La buena clasificación de la revista en Qualis-revistas (véase **Tabla 3**), debe servir como fuerza motriz para que profesores e investigadores brasileiros, actuando en el análisis de fallas, compartan sus resultados con la comunidad internacional.

Tabla 5 – Publicaciones de instituciones brasileñas en la *Engineering Failure Analysis* [4].

Institución de los autores	Publicaciones	Porcentaje
Universidad de São Paulo	24	21%
Universidad Federal Fluminense	22	19%
Instituto de Pesquisas Tecnológicas del Estado de São Paulo (IPT)	17	15%
Universidad Federal de Rio Grande do Sul	12	10%
Universidad Federal de Sergipe	8	7%
Petrobras	7	6%
Instituto Nacional de Tecnología, Rio de Janeiro	7	6%
Universidad Federal de Rio de Janeiro	6	5%
Universidad de Brasilia	6	5%
Otras Instituciones	24	30%

Tabla 6 – Principales lectores de la revista *Engineering Failure Analysis* en 2016 [16].

País	Número de lecturas	Porcentaje
China	143.710	30%
Estados Unidos	40.535	9%
India	39.736	8%
Reino Unido	27.582	6%
Brasil	17.042	4%
Otros Países	205.696	43%
Total	474.301	

Gran parte de los casos seleccionados para este libro fueron investigados en el laboratorio de metalografía y de análisis de fallas del *Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo* (IPT). De acuerdo con el ilustrísimo Dr. Alberto Pereira de Castro [18], ex-superintendente del IPT, “inicialmente las solicitudes de análisis de fallas de nuestra industria al IPT estaban relacionadas a fallas ocurridas en materiales importados, como rieles y ejes ferroviarios”. Con el crecimiento de la industria paulista, las causas más comunes de fallas pasaron a ser “por la mala selección de los materiales o por fallas en el procesamiento de los productos metalúrgicos”.

Las fallas de componentes de ingeniería generalmente generan prejuicios financieros muy superiores al costo unitario de la pieza (*itself*), además de colocar en riesgo el medio ambiente y vidas humanas. Se estima que las fallas de componentes causen pérdidas de aproximadamente 4% del valor del PIB, siendo que los factores más comunes para falla de componentes de ingeniería son la presencia de defectos de fabricación, la utilización de materiales inadecuados, la falla de diseño y los errores de montaje, mantenimiento y uso. En la mayoría de los casos, es posible identificar las causas de la falla de desempeño o de ruptura y prevenir casos futuros [19].

De este modo, el análisis de fallas permite, en principio, mejorar los niveles de exigencia y de seguridad de los componentes de ingeniería, desde que las empresas y agencias reguladoras discutan los resultados y las recomendaciones producidas por las investigaciones y adopten medidas correctivas [19].

El análisis de un conjunto de casos de fallas también entrega aportes para entender el modo de organización de las actividades científicas y comerciales de sectores productivos, siendo una herramienta útil para diagnosticar la evolución de la naturaleza y complejidad de las fallas de la industria, además de permitir la elaboración de análisis sectoriales [18-19].

La publicación de casos de fallas, sin embargo, aún es bastante inhibida en nuestro país, algunas veces por cláusulas de confidencialidad, compete a las instituciones y a los consultores de análisis de fallas una actitud más proactiva para garantizar la publicación de sus resultados sin perjudicar el interés de terceros [18].

2 CASOS SELECCIONADOS DE ANÁLISIS DE FALLA

2.1. PUBLICACIONES DEL SECTOR DE TRANSPORTES

Fueron analizados los contenidos de dos análisis de falla realizados para una empresa de transporte aéreo, un análisis de un componente del metro y un estudio microscópico de una rueda de tren fracturada.

2.1.1 Análisis de falla del tren de aterrizaje de un avión Fokker 100

Fueron seleccionadas dos publicaciones abordando dos casos distintos de fallas en el tren de aterrizaje de dos aeronaves Fokker 100 ocurridas en el año de 1999 [20-21]. Los dos trenes de aterrizaje fueron fabricados por forja de la aleación de aluminio con composición química de acuerdo con la especificación británica DTD 5104A (Al-5,7Zn-2,7Mg-0,5Mn-0,5Cu) [22].

Las piezas forjadas de la aleación DTD 5104A fueron solubilizadas a 460 ± 10 °C, templadas en agua hirviendo y pasaron por un tratamiento térmico de envejecimiento en dos etapas: 12 horas a 135 ± 5 °C y 14 horas a 150 ± 5 °C, con el objetivo de mejorar la resistencia a la corrosión bajo tensión [22].

Los amortiguadores del tren de aterrizaje son unidades de tipo oleo-neumático, compuestas de dos cilindros (externo e interno) con extremidades cerradas que contienen una combinación de nitrógeno gaseoso y fluido hidráulico de modo tal que puedan absorber y disipar el impacto durante el aterrizaje de la aeronave. La conexión entre los cilindros externos e internos del tren de aterrizaje es realizada por unas tijeras o compases articulados "upper tork link" y "lower tork link", véase **Figuras 2-a a 2-c** [20, 23].

El artículo de Azevedo et al. [20] se refiere a la investigación de la fractura del soporte de fijación (oreja) del cilindro externo del tren de aterrizaje principal de la aeronave *Fokker F-100* ocurrida en 1999 (véase **Figuras 2-a a 2-c** y **Figuras 3-a a 3-c**). Este caso aparentemente no fue reportado a la Agencia Nacional de Aviación Civil (ANAC) y los detalles de este accidente no fueron puestos a disposición por la compañía aérea ni encontrados en el sitio web de la agencia reguladora [23].

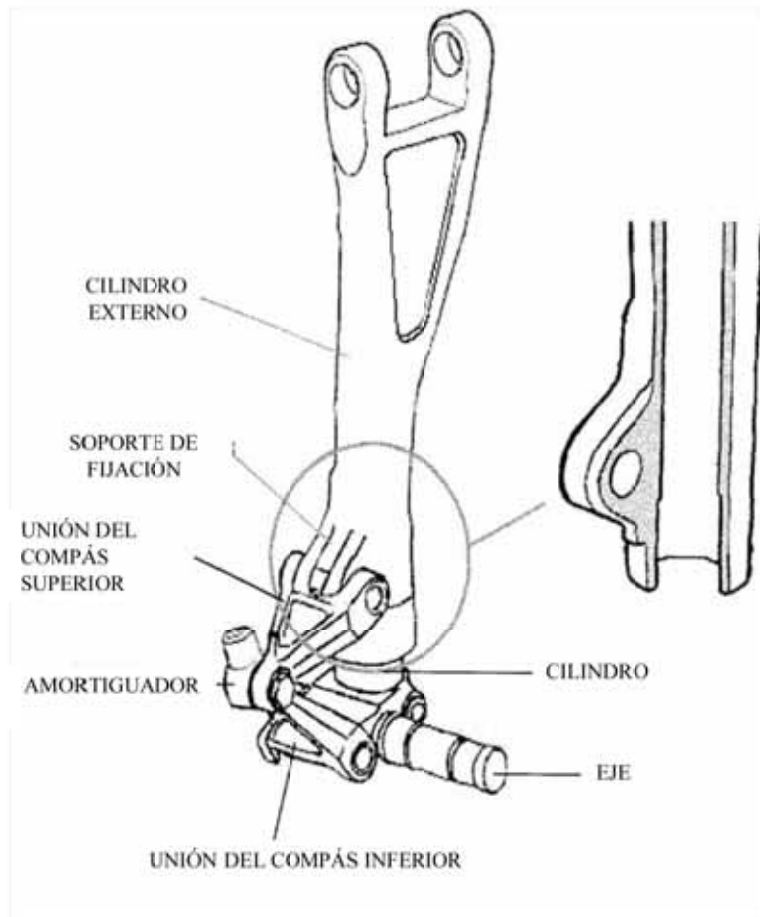


(a)



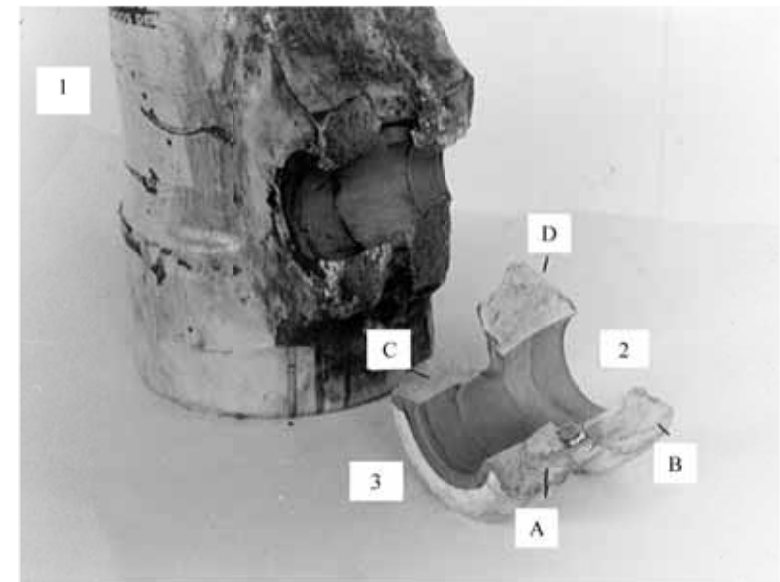
(b)

Figura 2 – Tren de aterrizaje principal del avión Fokker 100; (a) Vista general del tren de aterrizaje; (b) Esquema de la conexión entre el cilindro interno y externo [20].

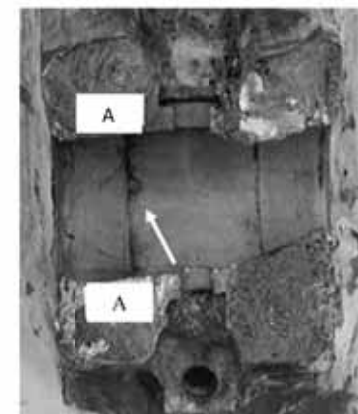


(c)

Figura 2 (continuación) - Tren de aterrizaje principal del avión Fokker 100; (c) Esquema mostrando la posición del soporte de fijación (*attachment lug*) del cilindro externo, que posee dos agujeros para fijación con el compás *upper torque link* [20].



(a)



(b)



(c)

Figura 3 - Detalle del soporte de fijación del cilindro externo después de la ruptura: (a) Vista general de los tres fragmentos de la fractura del componente; (b) Presencia de dos líneas oscuras a lo largo del perímetro del agujero de fijación con el *upper torque link* (segmento indicado por la fecha uniendo los puntos A-A); (c) La posición de la línea perimetral oscura en el agujero de fijación coincide con la localización del extremo del buje de acero (instalado por interferencia), corrosión por hendidura [20].

La composición química y la resistencia a la tracción del material estaban de acuerdo con la especificación DTD 5104A (Al-5,7Zn-2,7Mg-0,5Mn-0,5Cu).

El examen metalográfico realizado en la región próxima de la nucleación de la fractura (mostrada por el segmento A-A en la figura 3-b) reveló una microestructura bandeada y parcialmente recrystalizada, orientada perpendicularmente a la superficie libre del soporte de fijación, siendo compuesta de zonas recrystalizadas (bandas claras) y zonas no-recrystalizadas (bandas oscuras) (véase Figuras 4-a y 4-b).

La zona recrystalizada presentó granos de fase Al (α) con diámetro aproximado de $10\mu\text{m}$ e intensa precipitación intergranular, además de precipitados primarios gruesos, véase Figuras 5-a y 5-b.

El microanálisis químico EDS (*energy dispersive spectroscopy*) indicó que la estequiometría de los precipitados primarios claros es cercana de la fase $(\text{Fe, Mn})_3\text{Al}_2$ y de los precipitados primarios oscuros es cercana de la fase Mg_2Si (véase las flechas 1 y 2 en la Figura 5-a). El microanálisis químico además reveló que las plaquetas de precipitados intergranulares presentes a lo largo de los contornos de grano recrystalizados eran ricos en Zn y Mg (véase Figura 5-b). La estequiometría de las partículas intergranulares no fue determinada debido al tamaño de estos precipitados ($< 1\mu\text{m}$).

Ataque localizado de corrosión por hendidura con profundidad de aproximadamente 1,3 mm, fue encontrado a lo largo de la línea perimetral de la superficie del agujero de fijación, en la región adyacente al buje de acero montado por interferencia (véase Figura 3-b y 3-c) y sobre la influencia de tensiones residuales de tracción.

Este ataque localizado y preferente de la región recrystalizada (véase Figuras 5-a, 6-b y 6-c) evolucionó para corrosión intergranular en la punta de la grieta. La corrosión localizada y la corrosión intergranular consumieron preferentemente las bandas recrystalizadas de la microestructura (véase Figuras 4-b, 5-a, 6-b y 6-c).

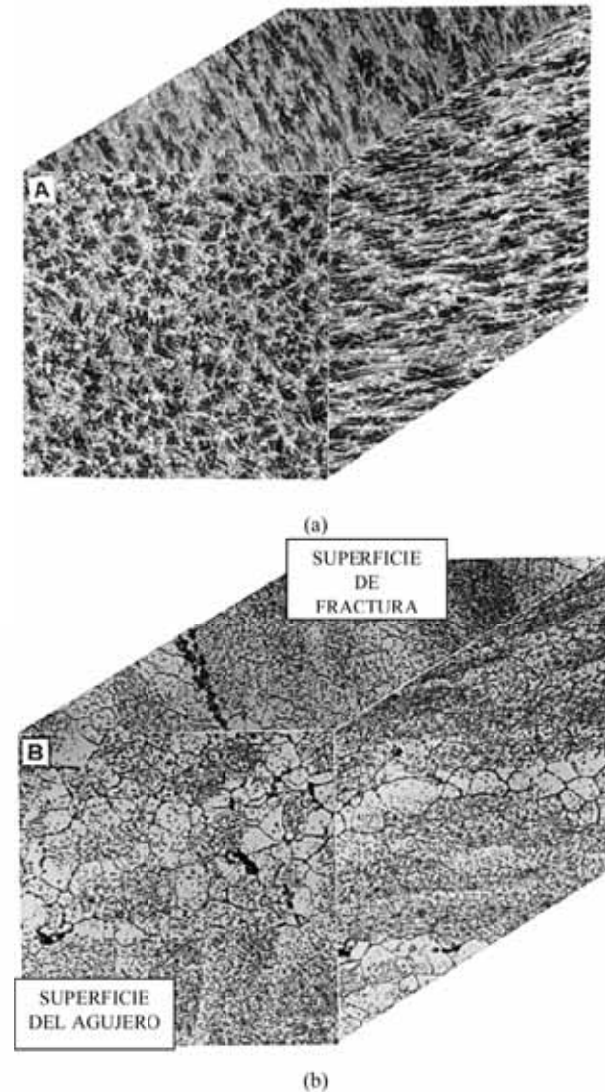
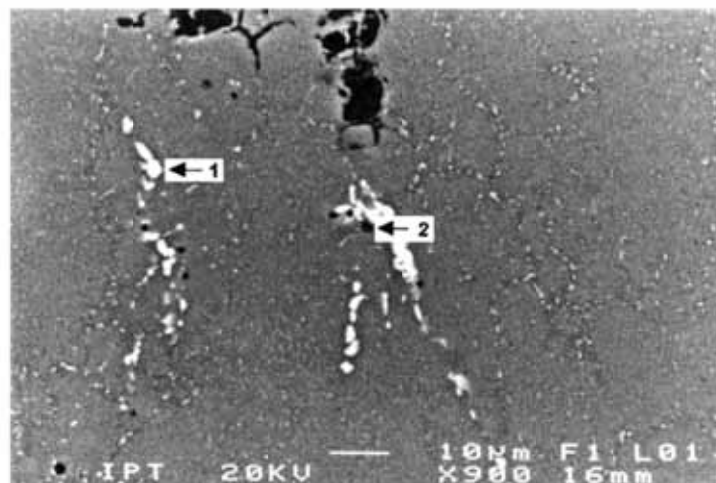
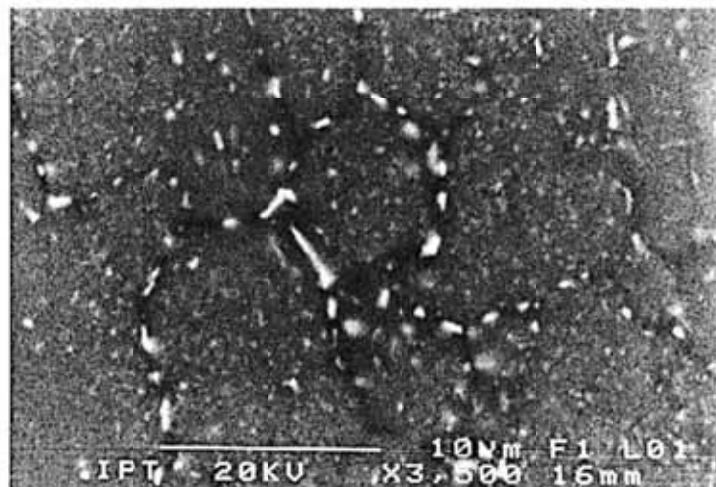


Figura 4– Vista tridimensional de la microestructura: (a) y (b) Microestructura orientada y compuesta por granos recrystalizados (región clara) con diámetro medio de grano de $10\mu\text{m}$; y de regiones no-recrystalizadas (regiones oscuras). La microestructura está orientada perpendicularmente a la superficie libre del agujero de fijación. Aumentos de 26X y 400X. Ataque: sol. aq. 10% H_3PO_4 a 60°C . MO (microscopía óptica).

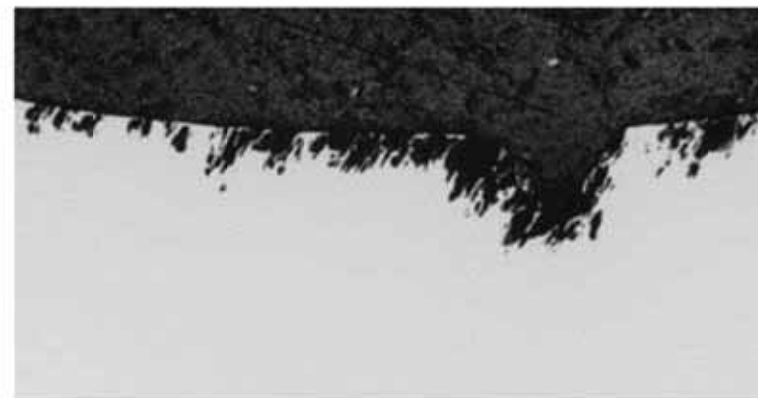


(a)

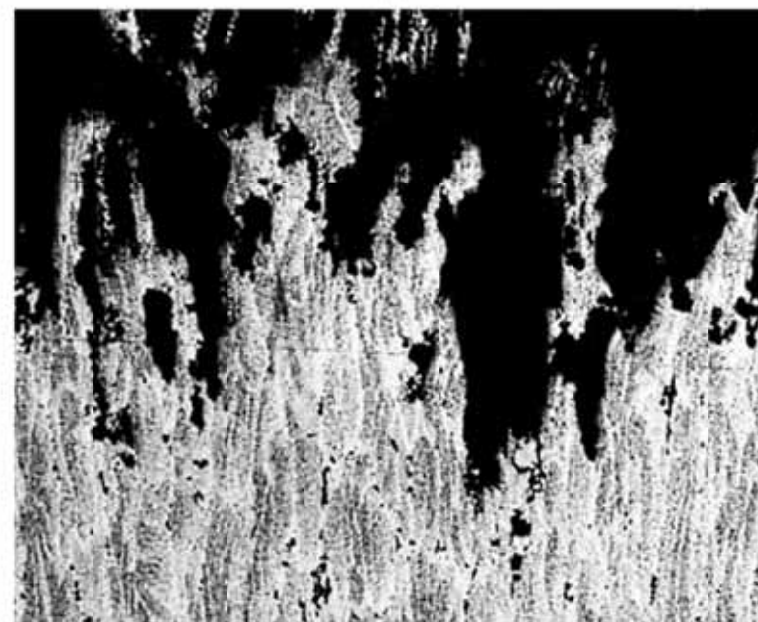


(b)

Figura 5 - Microestructura del fragmento 1 (corte en la sección A-A mostrada en la **Figura 3-b**): (a) Presencia de precipitados primarios gruesos. Flecha 1, precipitado claro, es la fase $(FeMn)_3Al_2$ y la flecha 2 precipitado oscuro, es la fase Mg_2Si . Ambas están asociadas a corrosión localizada e intergranular; (b) Detalle de la región recristalizada, mostrando precipitación intergranular de fase rica en Zn y Mg. Muestra sin ataque. MEB (Microscopio Electrónico de Barrido). IES (Imagen de Electrones Secundarios) y microanálisis químico EDS [20].

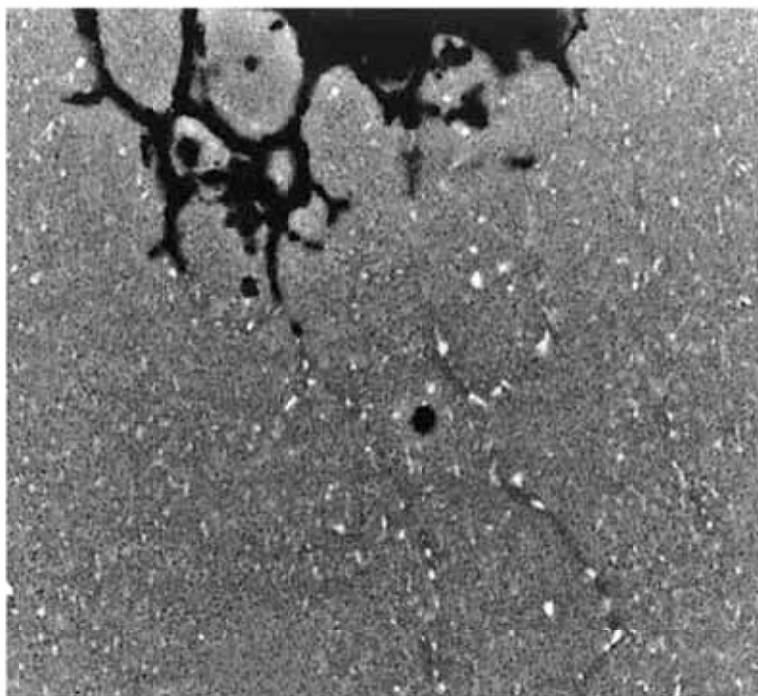


(a)



(b)

Figura 6 - Microestructura del fragmento 1 (corte en la sección A-A mostrada en la **Figura 3-b**): (a) Intensa corrosión localizada (corrosión por hendidura) a lo largo del perímetro del agujero. Aumento de 23X; (b) Vista general de corrosión selectiva de las regiones recristalizadas siguiendo la orientación bandeada de la microestructura del forjado. Aumento de 500X. Ataque: Keller, Microscopio Óptico (MO) [20].



(c)

Figura 6 (continuación) – Microestructura del fragmento 1 (corte en la sección A-A mostrada en la **Figura 3-b**): (c) Detalle de la corrosión intergranular, que ocurre preferentemente en las regiones recristalizadas, a lo largo de los precipitados ricos en Zn y Mg. Aumento 1500X, MEB, (Imagen de Electrones Retrodispersados) IER [20].

Zhang et al. [24] observaron que la corrosión de la aleación Al 7050 (Al-6Zn-2Cu-2Mg) ocurría por la formación de picaduras, seguida por la corrosión intergranular. Las picaduras eran formadas en los puntos débiles de la película protectora, como los contornos de grano, indicando que la corrosión por picadura y la propagación intergranular de la grieta eran sensibles a la orientación de la microestructura.

Garrido et al. [25] estudiaron la corrosión de aleaciones de Al del sistema Al-Zn-Mg tratadas térmicamente y mostraron que los precipitados gruesos y primarios de la fase $MgZn_2$ sufrían un ataque corrosivo selectivo, promoviendo la formación de picaduras [20]. Las aleaciones del sistema Al-Zn-Mg-X formaron la base de la serie 7000 y sus microestructuras mostraron una gran variedad de tamaños y tipos de precipitados intermetálicos: partículas gruesas (2-50 μm) de la fase Mg_2Si ; partículas finas (100-500 nm) de las fases Al_3Zr y $AlMn_3$; y precipitados finos de las fases η' y η ($MgZn_2$) [26-29].

La propagación inestable de las grietas primarias ocurrió a partir de puntos de concentración de esfuerzos (pre-grietas por corrosión de 1,3mm de profundidad) y avanzó preferentemente de modo intergranular a lo largo de las regiones recristalizadas de la microestructura y de modo transgranular a lo largo de las regiones no-recristalizadas (véase **Figuras 7-a a 7-e**) [20].

El examen fractográfico reveló en las regiones recristalizadas la presencia mayoritaria de fractura con aspecto intergranular dúctil (véase **Figura 8-a**) y de algunas regiones con fractura intergranular frágil (véase **Figura 8-b**). La región no-recristalizada presentó, en la mayor parte de los casos, fractura dúctil transgranular con alveolos (véase **Figura 8-c**) [20]. Esta observación experimental confirma los resultados de la literatura, que indica que la fractura de aleaciones de Al del sistema Al-Zn-Mg-X ésta generalmente asociada con fractura intergranular dúctil [26-29].

Los resultados indicaron que tanto la formación de ataque localizado causado por corrosión por hendidura cuanto el avance inestable de las grietas fue favorecido por la orientación de la microestructura de la pieza forjada, que era perpendicular a la superficie libre del agujero. Las cargas absorbidas por el cilindro exterior durante el procedimiento de aterrizaje asociado a la presencia de micro-grietas de corrosión (con 1,3 mm de profundidad) y de una microestructura bandeada y orientada perpendicularmente a la superficie del agujero fueron responsables por la fractura prematura del tren de aterrizaje [20].

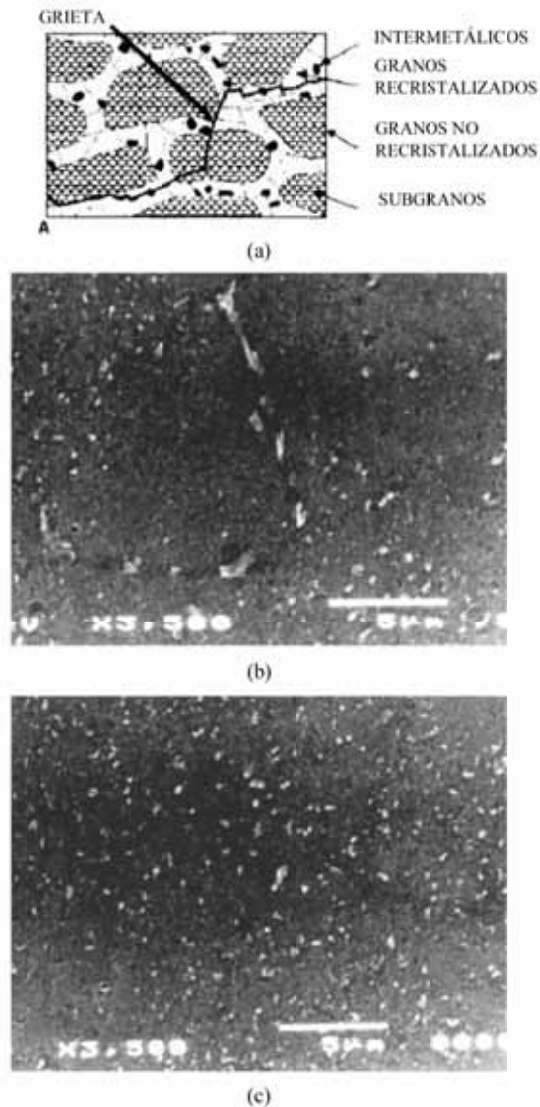


Figura 7 – Propagación inestable de la grieta, sector B del fragmento 2 (véase **Figura 3-a**); (a) Esquema de la propagación inestable de la grieta en una microestructura parcialmente recrystalizada [26]; (b) Detalle de la región recrystalizada con precipitación intergranular; (c) Detalle de la región no-recrystalizada con precipitación más homogénea. MEB. IER [20].

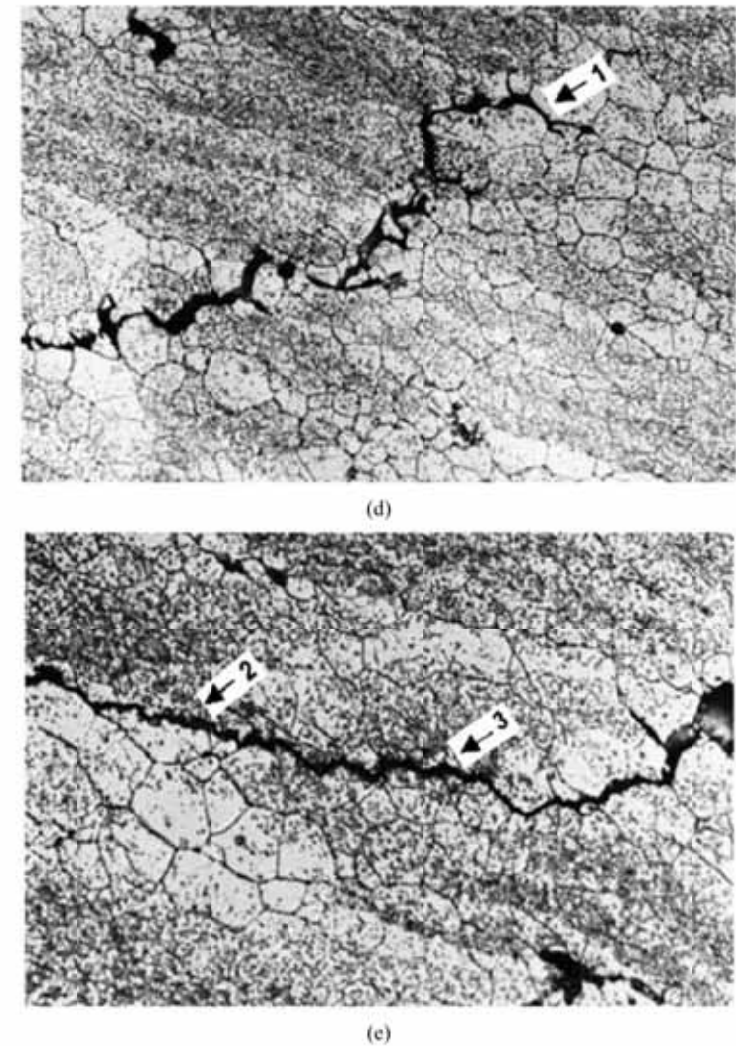
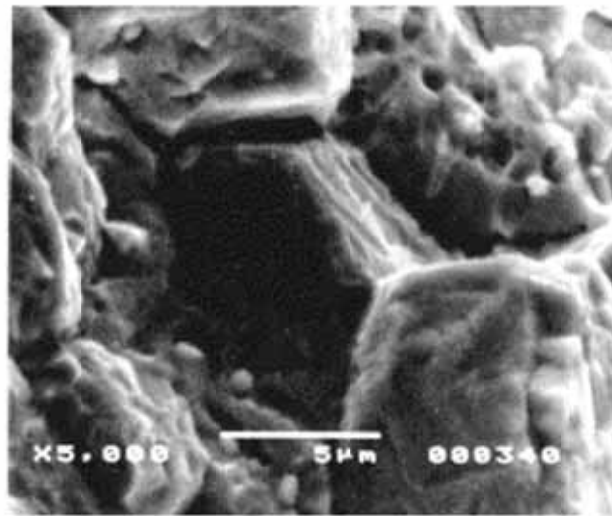
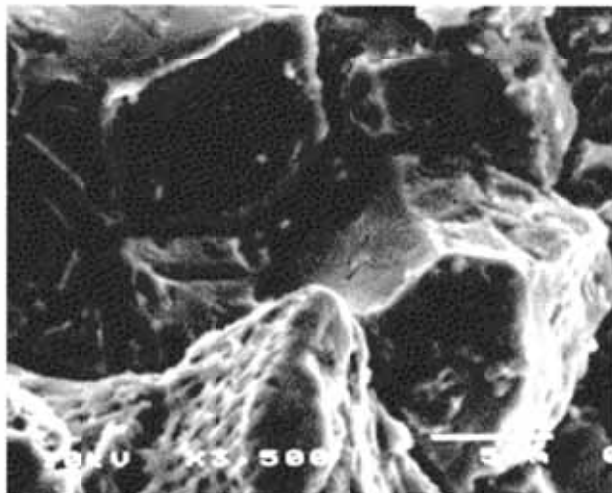


Figura 7 (continuación) – Propagación inestable de la grieta, sector B del fragmento 2 (véase **Figura 3-a**); (d) Propagación inestable e intergranular de la grieta siguiendo los contornos de grano de la región recrystalizada (véase flecha 1). Aumento de 400X. Ataque: Keller. MO; (e) Propagación inestable e intergranular de las grietas a lo largo de la frontera entre las regiones recrystalizada y no-recrystalizada (véase flecha 2) y de la propagación transgranular en la región no-recrystalizada (véase flecha 3). Aumento de 600X. Ataque: Keller; MO [20].

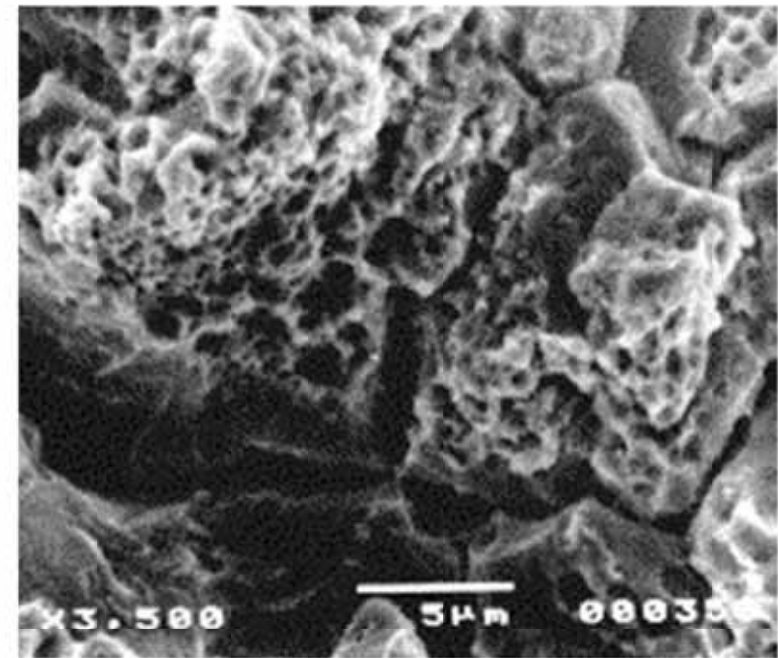


(a)



(b)

Figura 8 – Examen microfractográfico: (a) Fragmento 3, sector A, superficie de fractura próxima del origen de la grieta inestable, mostrando fractura intergranular dúctil en la región recristalizada; (b) Fragmento 3, sector A, superficie de fractura próximo del origen de la grieta inestable, mostrando fractura por descohesión intergranular en la región recristalizada. MEB. IES [20].



(c)

Figura 8 (continuación) – Examen microfractográfico: (c) Fragmento 2, sector B, superficie de fractura alejada del origen de la grieta, mostrando fractura dúctil transgranular con alveolos en la región no-recristalizada. MEB. IES [20].

Azevedo et al. [20], sin embargo, no discutieron si la ruptura podría haber sido provocada por falla del piloto durante el respectivo procedimiento de aterrizaje. Sería interesante, de ese modo cuantificar el efecto de la presencia de grieta en el valor de la tensión crítica de fractura y comparar ese valor con la tensión máxima de diseño para la aparición de sobrecarga del tren de aterrizaje usando mecánica de fractura lineal elástica. La condición para validez del uso de la mecánica de la fractura lineal elástica para el cilindro del tren de aterrizaje fue verificada a través de la relación:

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

- $\sigma_y = 450 \text{ MPa}$ (límite de fluencia del material, valor experimental);
- $K_{IC} = 13,2 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ (valor experimental de tenacidad a la fractura de la aleación de Al forjada, obtenido experimentalmente [21] para la propagación de grieta paralela al bandeamiento de la microestructura);
- B: espesor del cilindro del tren de aterrizaje $\sim 20 \text{ mm}$;

La extrapolación del valor de tensión crítica de fractura, considerando la presencia de pre-grieta, puede ser obtenida a través de la **Ecuación 1**, que relaciona el tamaño efectivo crítico de grieta (a_c) con los valores de tenacidad a la fractura del material (K_{IC}) y de tensión de fractura (σ_f) para el estado plano de deformación. Para esta extrapolación fueron usados los valores de tenacidad a la fractura de $K_{IC} = 13 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ y concentración de esfuerzo (Y) igual a 1,12. El valor estimado de tensión crítica de fractura fue de 38 MPa .

Este resultado indicó como la presencia de pre-grieta en un material con baja tenacidad a la fractura reduce significativamente el valor de tensión crítica de fractura del componente (La norma DTD 5104A indica el valor mínimo del límite de resistencia de la aleación de Al forjada sea igual a 460 MPa).

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

Onde: Y= factor de concentración de esfuerzo geométrico; σ_f = tensión crítica de fractura; y a_c = tamaño efectivo de la grieta.

¿Como comparar este valor extrapolado de tensión crítica de fractura con el valor nominal de tensión crítica de fractura de diseño? Hay una afirmación atribuida al fabricante del tren de aterrizaje [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".

En este sentido, fueron usados los valores nominales de tamaño crítico de grieta ($a_c = 10 \text{ mm}$) y de tenacidad a la fractura de la aleación de aluminio AA7010 y T7451 (K_{IC} entre $25,0$ a $35,0 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) para estimar la tensión crítica de fractura de diseño que caracterizaría la falla por sobrecarga del tren de aterrizaje. El valor de la tensión de diseño fue estimado en 140 MPa .

Los resultados sugieren que la fractura del tren de aterrizaje del accidente 1 [20] fue debido a la presencia de pre-grietas de corrosión de $1,3 \text{ mm}$ de longitud (el valor de la tensión de fractura crítica de 38 MPa es menor que el valor de tensión nominal de diseño de 140 MPa para falla por sobrecarga) y no por la carga en el aterrizaje de la aeronave.

En este artículo [20] fue bastante enfatizado que el diseño microestructural de componentes estructurales críticos debería evitar microestructuras bandeadas y orientadas perpendicularmente a las superficies. La intersección de las fibras de la microestructura bandeada con la superficie externa es un punto preferente de inicio de fractura y corrosión (Entalla microestructural). La deformación plástica superficial en las superficies de los agujeros durante el proceso de fabricación podría reorientar la microestructura forjada, como acontece con tornillos de rosca laminada, de modo a prevenir un ataque corrosivo preferente a lo largo de las bandas de recristalización y de los precipitados primarios.

2.1.2 Análisis de falla del tren de aterrizaje de un avión Fokker 100 roto en el aeropuerto Santos Dumont

El artículo de Azevedo y Hippert [21] se refiere al estudio de la falla del tren de aterrizaje izquierdo de la aeronave *Fokker F100PT-MQL* que ocurrió el día 11/11/1999 a las 8h44 durante el aterrizaje en la pista 20L del aeropuerto Santos Dumont, Rio de Janeiro

Según la ANAC (*Agência Nacional de Aviação Civil*) “la aeronave tocó con los trenes de aterrizaje principales la rampa existente antes de la cabecera de la pista, fracturando el tren izquierdo” y “la aeronave subió un poco y en el segundo toque en la pista después de algunos metros, el tren de aterrizaje izquierdo se soltó, seguido del toque del ala izquierda en el suelo y el desvío de la aeronave para la lateral izquierda de la pista, parando en el área de césped. La evacuación de los pasajeros ocurrió sin problemas por la puerta delantera, resultando todos los pasajeros y tripulantes ilesos. La aeronave sufrió daños graves”.

Los resultados del análisis químico y del ensayo de tracción indicaron que el material del cilindro externo del tren de aterrizaje estaba de acuerdo con las especificaciones de la norma DTD 5104A [22]: el valor medio de límite de fluencia fue de 450 MPa y límite de resistencia de 500MPa. La microestructura del material era similar a la descrita anteriormente [20] (véase Figuras 4-a, 4-b, 7-a y 7-b y 7-c).

El cilindro externo del tren de aterrizaje (véase Figuras 9-a y 9-b) se rompió en siete partes y todas las superficies de fractura fueron examinadas. La presencia de marcas radiales convergentes en las superficies de fractura indicó que la falla del cilindro externo fue nucleada en los fragmentos 1 y 2 (agujeros A y B) y se propagó a lo largo del eje principal del cilindro externo del tren de aterrizaje, como mostrado esquemáticamente en la Figura 9-c.

El examen de las superficies de fractura no mostró aspecto de deformación plástica macroscópica, mas reveló fractura del tipo plana con una pequeña proporción de labios de cizallamiento (*shear lip*) (con espesor entre 1,0 y 1,5 mm) a lo largo de los bordes con las superficies externas e internas del cilindro. Marcas radiales presentes en los fragmentos 1 y 2 indicaron que la fractura fue nucleada en los agujeros roscados A y B, junto al cambio de sección presente en los agujeros (véase Figura 9-d).

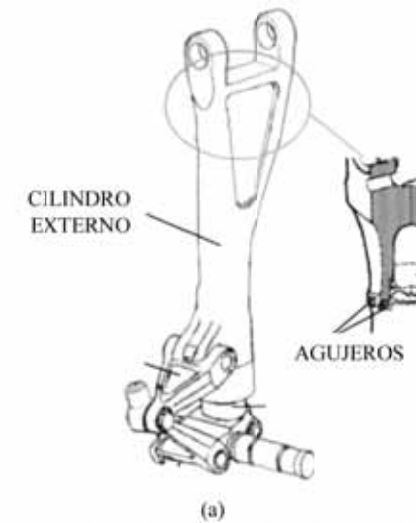
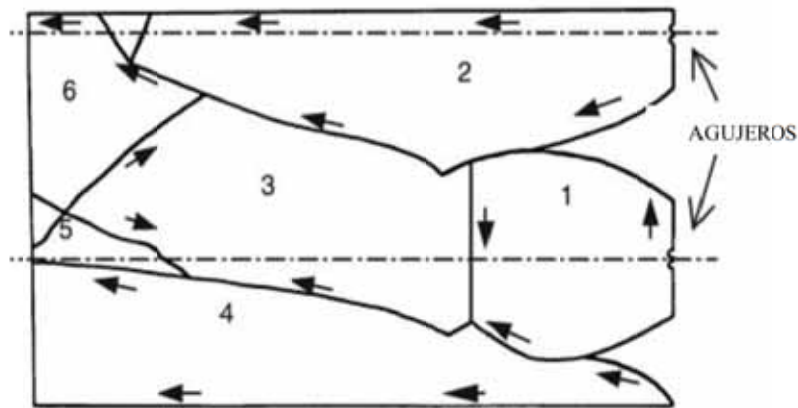
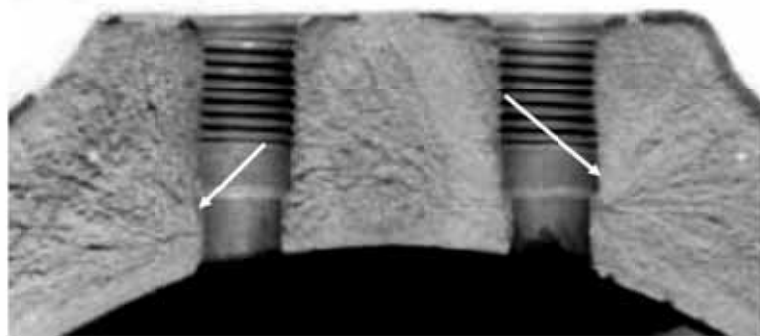


Figura 9 – (a) Esquema del cilindro externo del tren de aterrizaje del Fokker 100, mostrando la posición de dos agujeros en la parte superior del cilindro; (b) Cilindro externo del tren de aterrizaje fracturado en siete fragmentos en la condición como recibido [21].



(c)



(d)

Figura 9 (continuación) – (c) Esquema de la propagación inestable de grietas después de inspección macrofractográfica, mostrando que la fractura es originada en los agujeros A y B; (d) Presencia de marcas radiales, indicando los dos puntos de origen de la fractura (véase las flechas) como siendo en la superficie lisa, junto al cambio de sección. El agujero roscado del cilindro externo (identificado como agujero B) fue identificado en más detalle [21].

El análisis microfractográfico de la región de inicio de la fractura del cilindro externo (área adyacente a la superficie del agujero B, véase **Figura 10-a a 10-c**) reveló tres topografías de superficie de fractura:

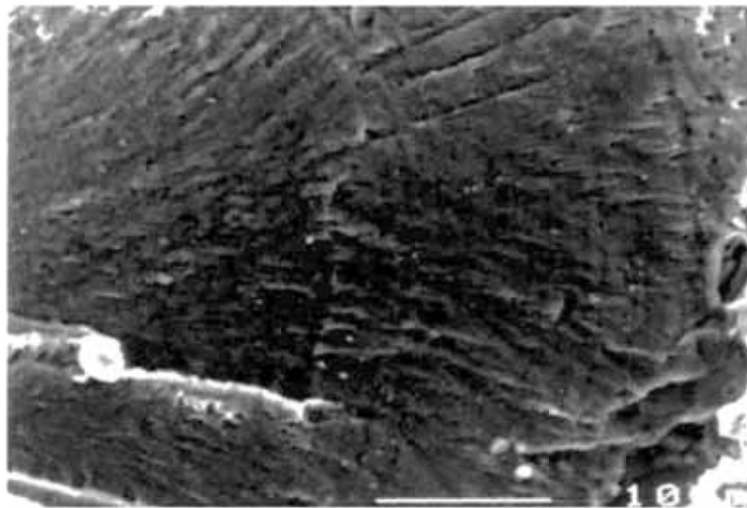
- Región 1: superficie de fractura plana con forma semiéptica junto a la superficie del agujero B. La longitud de esta región es de aproximadamente 0,6 mm. El examen fractográfico reveló marcas "concoideas" originadas en la superficie interna del agujero B, asemejándose a estrias de fatiga con espaciamiento de aproximadamente 1 μm (véase **Figura 10-a**);
- Región 2: superficie rugosa con fractura intergranular dúctil (véase **Figura 10-b**) e intenso agrietamiento secundario del tipo intergranular;
- Región 3: superficie rugosa con fractura transgranular dúctil con alveolos (véase **Figura 10-c**).

Los resultados del examen microfractográfico indicaron que la fractura inestable fue nucleada a partir de una pre-grieta de fatiga de tamaño crítico igual a 0,6 mm. La propagación inestable de la grieta ocurrió de modo intergranular dúctil, como observado anteriormente [20]. La microestructura bandeada del material forjado en la región de origen de la fractura no estaba orientada perpendicularmente a la superficie libre de los agujeros A y B.

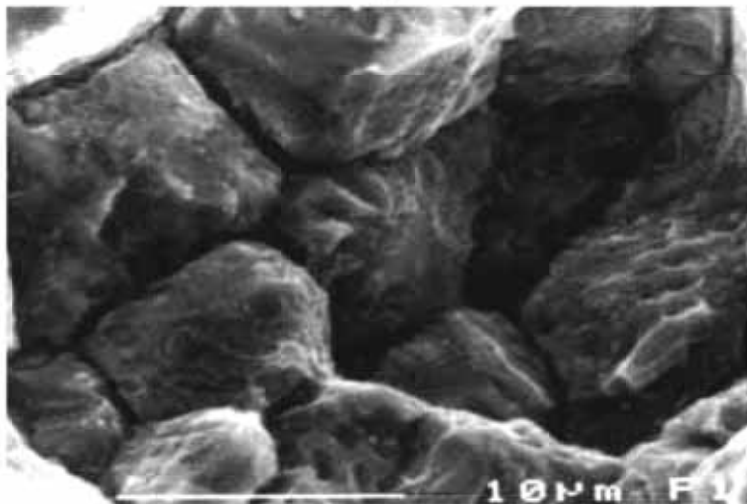
Fueron realizados ensayos de tenacidad a la fractura (K_{Ic}) en dos orientaciones distintas (véase **Figuras 11-a y 11-b**) para estudiar la anisotropía de la tenacidad a la fractura del material forjado. Los resultados mostraron valores mayores de K_{Ic} (valor medio igual a 21,4 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) para la orientación LT que para la orientación TL (valor medio igual a 13,2 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) [21].

Para la orientación TL (valor medio igual a 13,2 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$), la propagación inestable de la grieta también ocurrió en la frontera entre las regiones recristalizadas y no-recristalizadas (véase **Figura 11-c**). La propagación inestable de la grieta para la orientación LT (valor medio igual a 21,4 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) atravesó las regiones no-recristalizadas [21].

Estos resultados confirman la existencia de anisotropía de la tenacidad a la fractura y explica porque la propagación inestable de las grietas de los dos accidentes investigados ocurrió preferentemente a lo largo de la orientación bandeada de la microestructura.

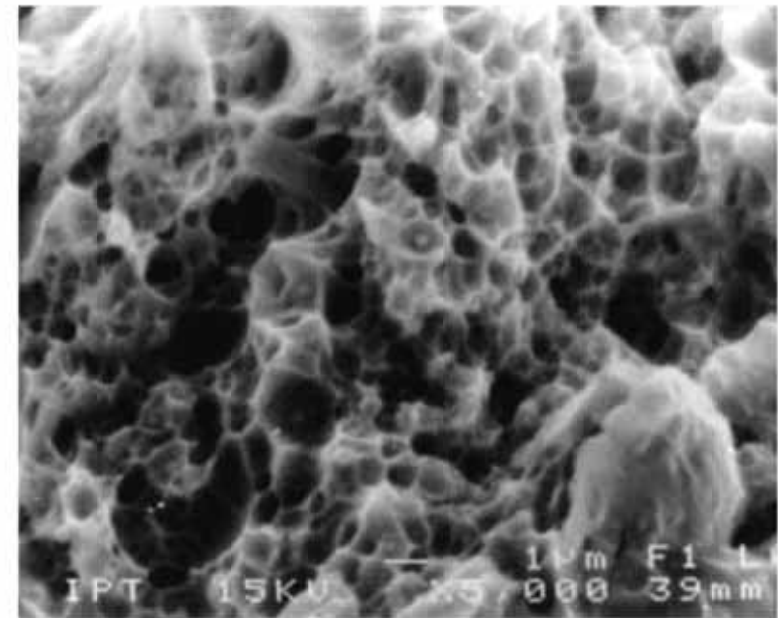


(a)



(b)

Figura 10 – Examen microfractográfico: (a) Detalle del área de la superficie plana localizada junto al agujero B (véase **Figura 9-d**). Observase el área con formato elíptico siendo irradiada del punto de inicio de la fractura y conteniendo estrías de fatiga con espaciamiento de aproximadamente 1 μm; b) Detalle en la región rugosa de la fractura junto a la región de inicio de la fractura dúctil intergranular. MEB. IES.

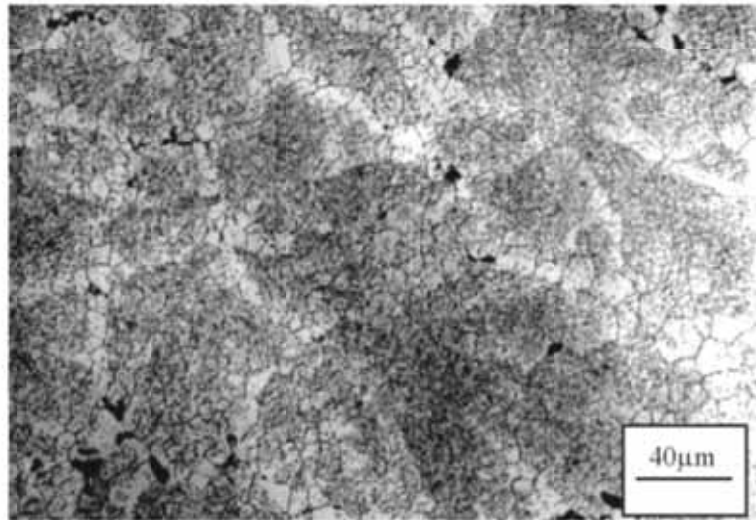


(c)

Figura 10 (continuación) – Examen microfractográfico: (c) Detalle en la región rugosa de la fractura junto a la región de inicio, mostrando fractura transgranular dúctil. MEB. IES [21].

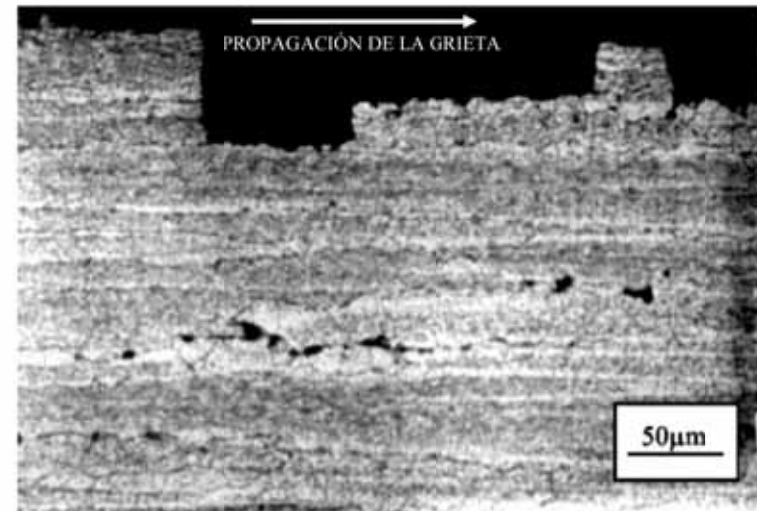


(a)

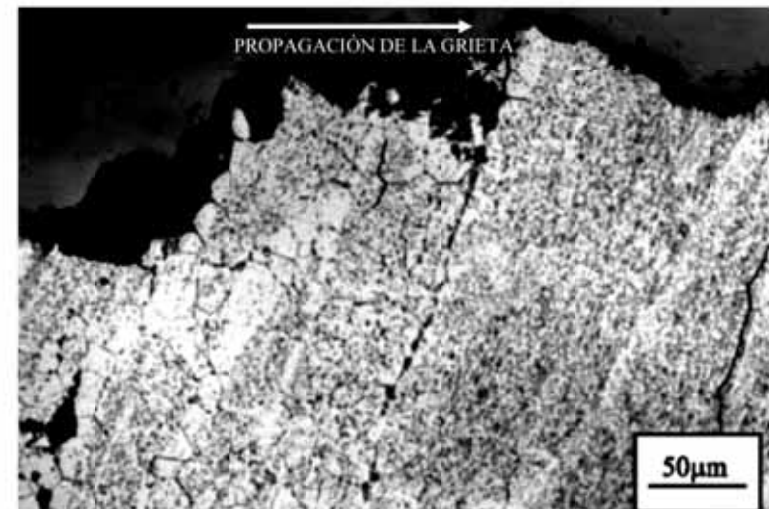


(b)

Figura 11 – Caracterización microestructural de los cuerpos de prueba de tenacidad a la fractura: (a) Microestructura orientada a lo largo del camino de propagación de la grieta (orientación TL); (b) Microestructura orientada perpendicularmente al camino de propagación de la grieta (orientación LT). MO [21].



(c)



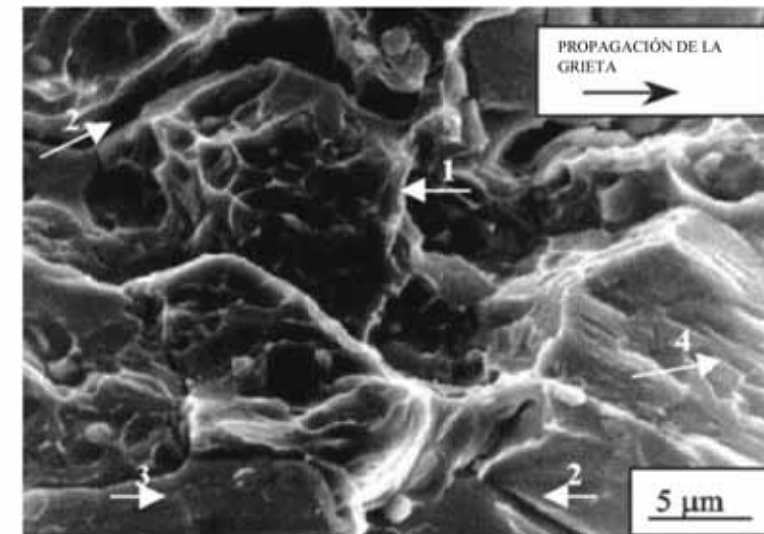
(d)

Figura 11 (continuación) – Caracterización microestructural de los cuerpos de prueba de tenacidad a la fractura: (c) Propagación de la grieta (flecha) en forma de escalón (orientación TL), siguiendo preferentemente la orientación de la microestructura; (d) Propagación de la grieta, atravesando las regiones no-recristalizadas (orientación LT). Ataque: Keller. MO [21].

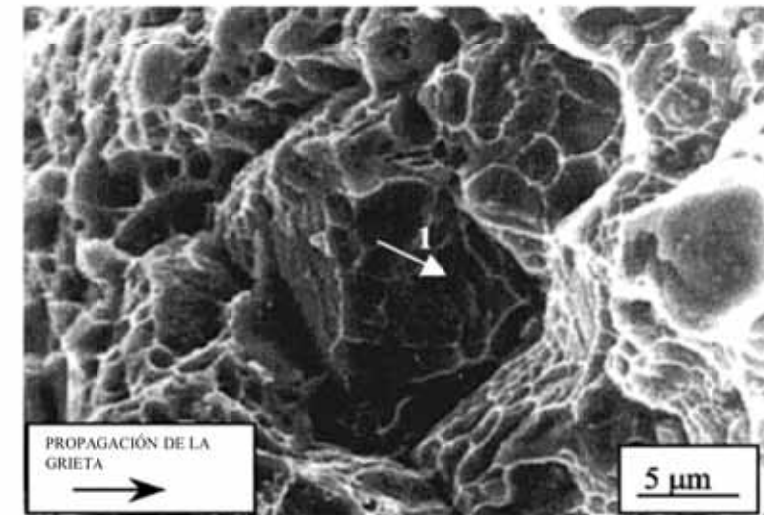
El examen microfractográfico de las muestras de tenacidad a la fractura indicó que la orientación LT ($K_{Ic} \sim 21,4 \text{ MPa.m}^{1/2}$) presentó mayor proporción de fractura intergranular dúctil cuando comparada con la orientación TL ($K_{Ic} \sim 13,2 \text{ MPa.m}^{1/2}$), véase **Figuras 12-a a 12-d**. La orientación con mayor tenacidad a la fractura (LT) presentó mayor cantidad de alveolos dúctiles, mientras que la orientación TL presentó fractura dúctil intergranular con alveolos mayores y más rasos (véase flecha 1), algunas regiones de descohesión intergranular (véase flecha 2), precipitados primarios clivados (véase flecha 3), descohesión entre precipitado y matriz (véase flecha 4). La comparación de las fracturas transgranulares dúctiles confirmó que los alveolos en la orientación TL son cualitativamente mayores y más rasos. Adicionalmente, la fractura en la orientación TL presentó partículas alargadas (tamaño de 2 por $0,3 \mu\text{m}$) a lo largo del sentido de propagación de la grieta (véase flecha 5). La morfología alargada de los precipitados primarios y secundarios alineados perpendicularmente a la dirección de la carga mecánica también fue responsable por el menor valor de tenacidad a la fractura ($K_{Ic} \sim 13,2 \text{ MPa.m}^{1/2}$) observado para la orientación TL [21].

Los valores de tenacidad a la fractura observados experimentalmente para las dos orientaciones son sorprendentemente bajos para un componente de alta responsabilidad. Las aleaciones 7010 (Al-6Zn-2Mg-2Cu), por ejemplo, presentan valores típicos de tenacidad a la fractura entre 25 y 35 $\text{MPa.m}^{1/2}$ [41] y los valores experimentales (media de tres cuerpos de prueba) obtenidos para el tren de aterrizaje para la orientación TL ($K_{Ic} \sim 13,2 \text{ MPa.m}^{1/2}$) y orientación LT ($K_{Ic} \sim 21,4 \text{ MPa.m}^{1/2}$) están por debajo de esos valores típicos, principalmente para la orientación TL, que fue la orientación preferente de propagación inestable de las grietas en los dos accidentes [20-21].

Las cargas anormales absorbidas por el cilindro exterior durante el proceso de aterrizaje asociado a la presencia de pre-grietas de fatiga de 0,6 mm de profundidad causaron la falla en servicio del tren de aterrizaje del segundo accidente [21]. En este artículo [21], la nucleación y propagación estable de la grieta de fatiga no ocurrieron a lo largo de la microestructura bandeada del forjado, apenas la propagación inestable de la grieta ocurrió a lo largo de la microestructura bandeada. Azevedo y Hippert [21], sin embargo, no discutieron si la ruptura del tren de aterrizaje podría haber sido provocada por falla del piloto durante el procedimiento de aterrizaje.

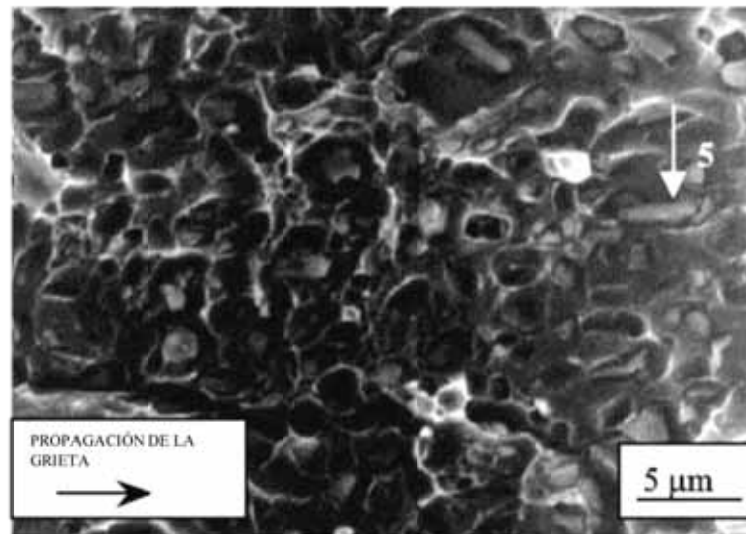


(a)

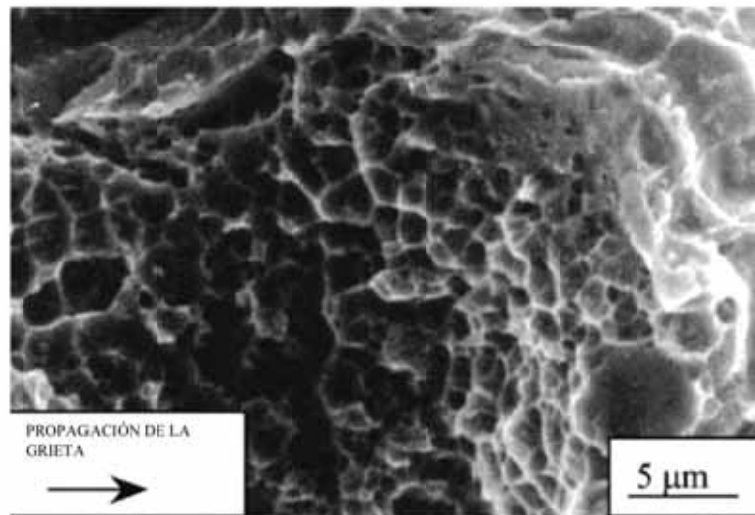


(b)

Figura 12 – Examen microfractográfico de los cuerpos de prueba de tenacidad a la fractura: (a) Orientación TL ($13,2 \text{ MPa.m}^{1/2}$) y (b) Orientación LT ($21,4 \text{ MPa.m}^{1/2}$): fractura intergranular dúctil en la región recrystalizada; MEB. IES [21].



(c)



(d)

Figura 12 (continuación) – Examen microfractográfico de los cuerpos de prueba de tenacidad a la fractura: (c) Orientación TL ($13,2 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) y (d) Orientación LT ($21,4 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$): fractura transgranular dúctil en la región no-recristalizada [21].

El efecto de la presencia de la pre-grieta en el valor crítico de la tensión crítica de fractura fue estimado y comparado con el valor extrapolado de la tensión máxima del diseño para la falla por sobrecarga del tren de aterrizaje, estimado en 140MPa. La extrapolación del valor de la tensión crítica de fractura fue obtenido a través de la **Ecuación 1**, usando el valor experimental de tenacidad a la fractura de $21,4 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ (para la pre-grieta de fatiga de 0,6 mm siendo propagada perpendicularmente a la microestructura bandeada) y concentración de tensiones (Y) igual a 1,12. El valor estimado de tensión crítica de fractura fue de 144 MPa.

Es difícil obtener conclusiones contundentes sobre las fallas de los trenes de aterrizaje sin el apoyo de la empresa de mantenimiento del avión (*Fokker Services*), del fabricante de los trenes de aterrizaje (*Messier-Dowty*) y sin el uso de técnicas de simulación e de cálculo de elementos finitos (mecánica de la fractura en condiciones de carga multiaxial), mas los resultados exploratorios sugieren que la fractura del tren de aterrizaje del accidente 2 [21] fue debido a la sobrecarga sufrida por el tren de aterrizaje durante el aterrizaje del aeronave (esfuerzo crítico de fractura de 144 MPa es igual a la esfuerzo nominal de diseño de 140 MPa para falla por sobrecarga).

En 2001, la entidad *U.S. National Transportation Safety Board* recomendó inspecciones no destructivas en todos los trenes de aterrizaje de *Messier-Dowty* de las aeronaves *Fokker 110* después del análisis de la ruptura del tren de aterrizaje principal de una aeronave ocurrida el 23 de mayo de 2001 en el aeropuerto de Dallas [43]. Este análisis asoció la ruptura del tren de aterrizaje a la presencia de un defecto derivado del proceso de forja [43, 44]. Las empresas *Fokker Services* y *Messier-Dowty* lanzaron dos documentos, alertando sobre los posibles defectos de forja y recomendando el uso de la técnica no destructiva de corrientes parasitas para detectar los defectos en los trenes de aterrizaje del *Fokker 100* [43, 44]. Esta técnica tiene limite de detección en chapas de aluminio de grietas de hasta 1,0 mm de longitud a una profundidad de 0,75 mm e de fallas superficiales de hasta 0,01 mm [46]. A empresa holandesa *Fokker* cayo en bancarrota en 1997 y la empresa aérea *China Eastern Airlines* vendió diez aviones usados (modelo *Fokker 100*) para una empresa brasilera de transporte aéreo en 1998. Esta empresa llevo a tener 50 aeronaves *Fokker 100* en su flota, convirtiéndola en la segunda mayor flota de aeronaves *Fokker 100* del mundo, atrás apenas de *American Airlines*. En octubre de 2016, aun existian 165 aeronaves *Fokker 100* operacionales en el mundo, de un total de 283 unidades producidas entre los años de 1986 y 1997 [49-51].

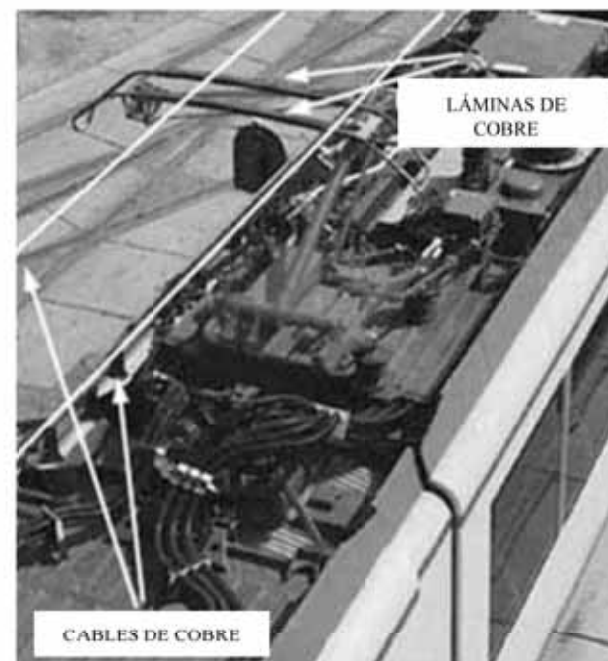
2.1.3 Análisis de falla de los pantógrafos del metro

El artículo de Azevedo y Sinatora [52] investigó las causas del desgaste prematuro de las láminas de contacto de cobre de los pantógrafos de la línea de metro. Estas láminas de contacto son montadas en lo pantógrafos localizados sobre los trenes, recibiendo la energía eléctrica (1.500 Vcc) de dos cables de cobre (Véase Figuras 13-a y 13-b). La fuerza nominal estática entre el pantógrafo y el cable de cobre es de 70 N y la velocidad nominal de operación del tren es de 80 km/h. La corriente eléctrica que pasa en la interfase entre el cable de contacto de cobre y las láminas conductoras es de 1.120 A. Las condiciones ambientales de operación del componente son: exposición al tiempo, temperatura nominal entre 0 y 40 °C y humedad relativa del aire entre 15% y 95%.

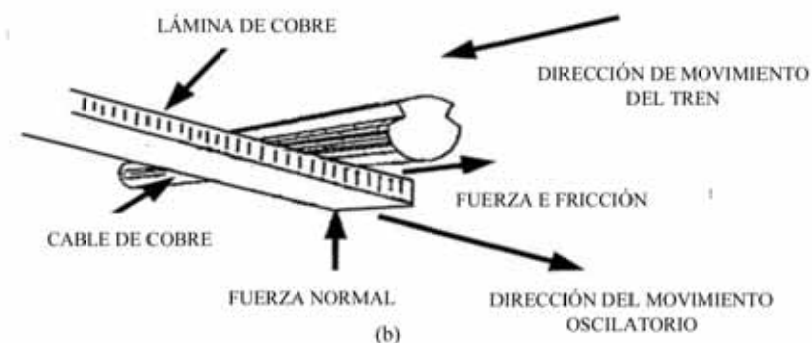
Fueron examinados dos segmentos del cable de cobre sin uso (longitud de 30 cm y diámetro de 1,5 cm), tres láminas conductoras usadas (longitud de aproximadamente 1 m, ancho de 6 cm y espesor de la región sin desgaste aparente de 5 mm) y muestras de viruta (residuos de desgaste) (véase Figuras 14-a y 14-b) [52]. Las láminas de cobre estaban de acuerdo con las especificaciones de la composición química de la clase UNS C12500 de la norma ASTM B 216-89 (*Standard specification for tough-pitch fire-refined copper for wrought products and alloys - refined shapes*). Fueron investigadas tres regiones de las láminas de cobre, representando las regiones de desgaste "severo", desgaste "moderado" y "sin desgaste aparente", indicadas en la Figura 14-b.

El examen de la región sin desgaste aparente de la lámina (véase Figura 15-a) mostró una camada lubricante de grafito (microdureza de 9HV_{0,01}) de 100 μm de espesor sobre la lámina conductora de cobre (véase Figura 15-b). Se observó también una grieta subsuperficial en la capa deformada plásticamente (espesor de 30 μm y microdureza de 93 HV_{0,01}) al lado de la tribosuperficie de la lámina de cobre sin desgaste aparente (véase Figura 15-b). La grieta está orientada a lo largo del movimiento de oscilación entre los cables de cobre y las láminas de cobre (véase Figura 15-a).

La microestructura de la región más interna de la lámina de cobre (véase Figura 15-b) no presentó deformación plástica, reveló granos equiaxiales de Cu (α) con diámetro de aproximadamente 30 μm e inclusiones alargadas de Cu₂O. Los resultados indicaron que las interfaces entre la matriz de Cu (α) y las inclusiones de Cu₂O localizadas dentro de la camada deformada plásticamente son puntos preferenciales de nucleación de grietas subsuperficiales.

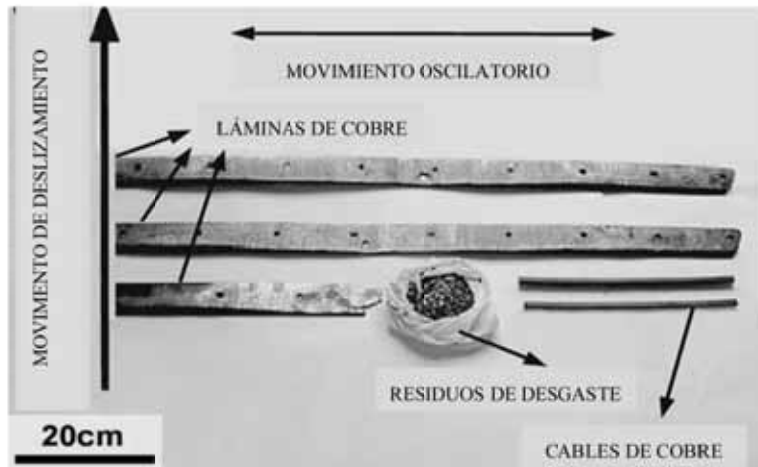


(a)

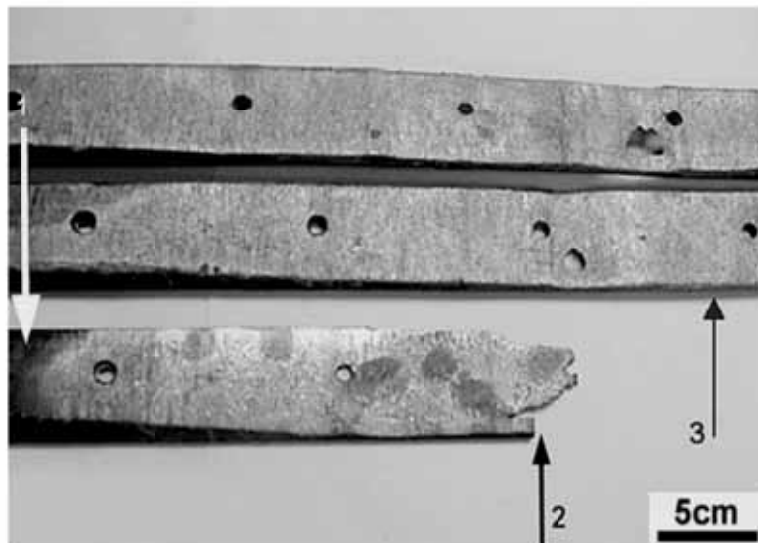


(b)

Figura 13 – Pantógrafo del tren de superficie de la línea 5 del metro de la ciudad de São Paulo: (a) Vista general del sistema conexión eléctrica del tren, indicando la posición de los dos cables de cobre (*Cu wire*) y de las láminas de cobre (*Cu strips*); (b) Detalle del sistema de conexión eléctrica del tren mostrando la dirección de deslizamiento (movimiento del tren), de los movimientos oscilatorios y de las fuerzas que actúan (normal y fricción) en el sistema tribológico cable-lámina [52].



(a)

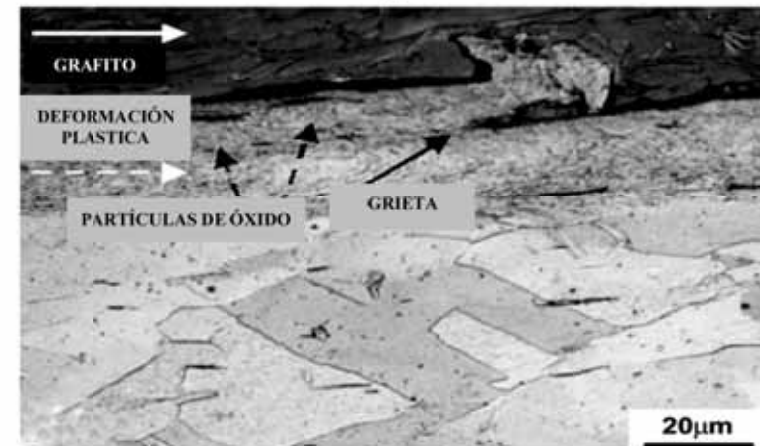


(b)

Figura 14 – Inspección visual: (a) Vista general de los tres segmentos de las líneas de contacto desgastadas, dos segmentos de cable de cobre nuevos y la bolsa plástica conteniendo residuos de desgaste; (b) Muestreo de las láminas: la flecha 1 indica la región de la lámina sin desgaste aparente, la flecha 2 indica la región con desgaste “severo”, la flecha 3 indica la región con desgaste “moderado” [52].



(a)



(b)

Figura 15 – Microestructura de la lámina de cobre en la región sin desgaste aparente. La dirección deslizante es ortogonal a la página: (a) Ausencia de surcos de desgaste en la tribosuperficie de la lámina; (b) Detalle de la tribosuperficie mostrando la camada de grafito (véase la flecha blanca), con un espesor de 100 µm y microdureza de 9 HV_{0,01}, y camada deformada plásticamente (flecha blanca punteada), con espesor de 30 µm y microdureza de 93 HV_{0,01}, orientada a lo largo de la dirección del movimiento de oscilación. La capa deformada plásticamente presenta inclusiones alargadas de Cu₂O con la misma morfología del sustrato no deformado. Se observa la nucleación y propagación de una grieta subsuperficial (véase la flecha negra continua) a lo largo de la interface entre Cu₂O y la matriz. La región no deformada presenta granos equiaxiales de aproximadamente 30 µm e inclusiones alargadas de Cu₂O (microanálisis químico EDS). MEB. IER [52].

El agrietamiento (véase **Figura 15-b**) provoca el desprendimiento de material deformado (microdureza de 93 HV_{0.01}) de la superficie de la lámina, dando origen a residuos de desgaste endógenos abrasivos, que actuaron como tercer cuerpo entre las tribosuperficies de los cables y las láminas conductoras [52].

La **Figura 16-a** muestra los surcos de desgaste presentes en la tribosuperficie de las láminas de cobre, presentando desgaste moderado (reducción del espesor de la lámina de 5 mm para 1 mm) - el movimiento del tren (dirección deslizante) es ortogonal a la página. La **Figura 16-b** muestra la microestructura de la tribosuperficie de la lámina, ya sin presencia de la capa lubricante de grafito. Se observa la capa deformada plásticamente (espesor de 80 μm y microdureza de 120 HV_{0.01}), grieta orientada a lo largo de la dirección del movimiento de oscilación entre los cables y la lámina de cobre; inclusiones de Cu₂O con morfología globular. Estas observaciones sugieren la ocurrencia de fusión incipiente en la tribosuperficie de la lámina conductora, derivada de descargas eléctricas (desgaste inducido por electricidad) [52].

La **Figura 17-a** muestra la microestructura de los residuos de desgaste parcialmente deformados en la superficie (microdureza de 106 HV_{0.01}), mientras que la **Figura 17-b** muestra residuos de desgaste con microestructura dendrítica (microdureza de 59 HV_{0.01}) e inclusiones globulares de Cu₂O, ambos originados en la tribosuperficie de la lámina conductora. El otro residuo de cobre deformado plásticamente (microdureza de 120 HV_{0.01}) no presentó inclusiones de Cu₂O, indicando que este fue generado en la tribosuperficie del cable de cobre, que presenta 13 ppm de oxígeno mientras que la lámina de cobre presenta 232 ppm de oxígeno (véase **Figura 17-c**).

La energía térmica generada por la fricción puede causar la fusión incipiente de asperezas superficiales. Adicionalmente, durante el contacto deslizante de las asperezas del material más duro cortan o deforman plásticamente la superficie del material más blando, produciendo la formación de residuos abrasivos (tercer cuerpo), el desgaste (adhesivo o abrasivo) y la formación de surcos de desgaste (a lo largo de la dirección del movimiento del tren). Cuando el contacto físico entre el cable y la lámina conductora es perdido, ocurre la generación de un arco eléctrico. Cuanto mayor sea la rugosidad superficial de la tribosuperficie, mayor será la intensidad de este arco y de la fusión incipiente de las tribosuperficies (desgaste inducido por electricidad). La presencia del tercer cuerpo reduce localmente la conductividad eléctrica y promueve la generación de

descargas eléctricas, causando el aumento localizado de la temperatura (hasta de 550°C) y la fusión incipiente (desgaste inducido por electricidad) [53-54].

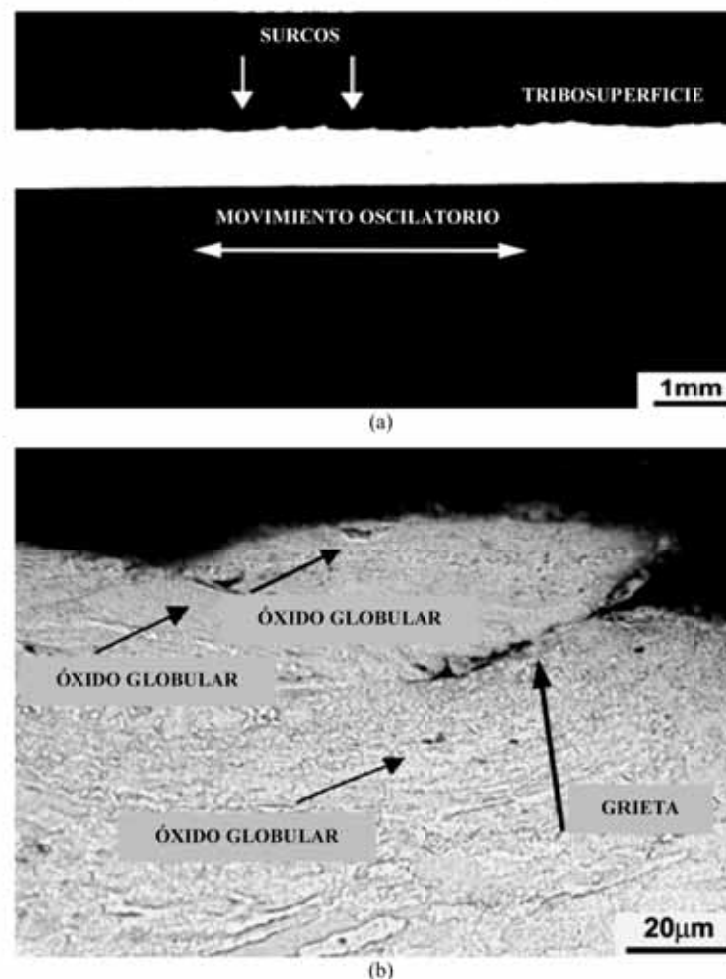
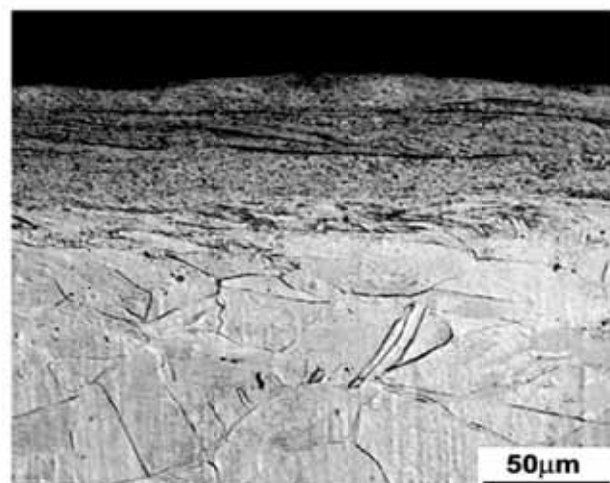
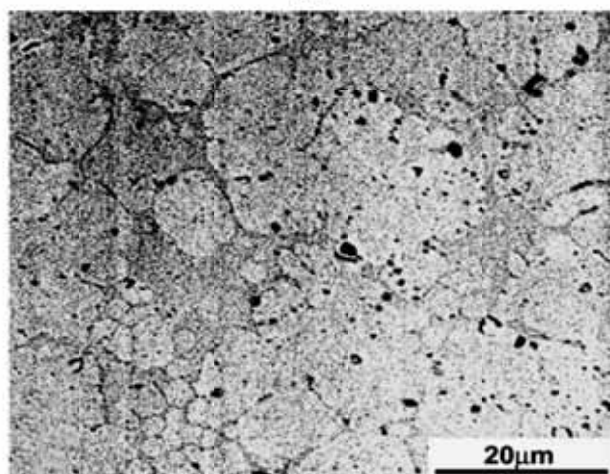


Figura 16 – Microestructura en la región con desgaste moderado. El movimiento del tren es ortogonal a la página: (a) Presencia de surcos de desgaste en la tribosuperficie de la lámina; (b) Microestructura de la tribosuperficie de la lámina sin capa de grafito y con presencia de una capa deformada plásticamente (espesor de ~80 μm y microdureza de 120 HV_{0.01}). Las inclusiones de Cu₂O presentan una morfología esférica, indicando que ocurrió fusión incipiente en la tribosuperficie de la lámina. Se observa la grieta orientada a lo largo de la dirección del movimiento de oscilación. MEB. IER [52].

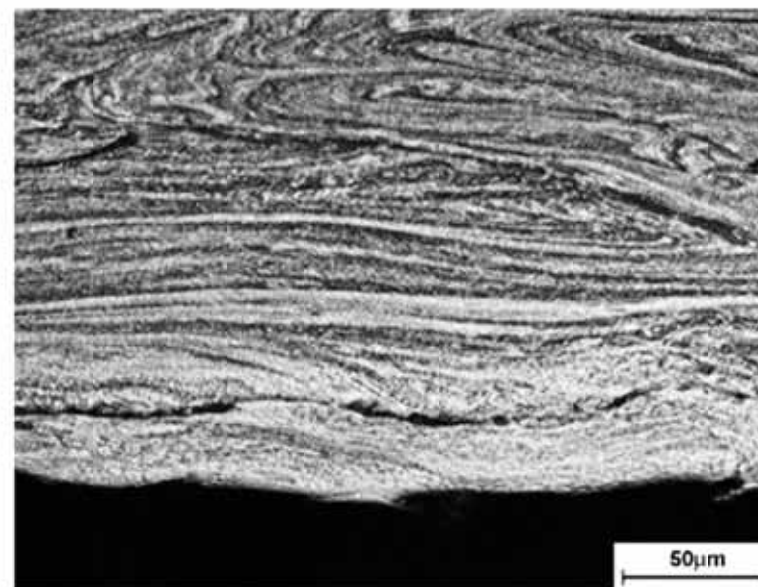


(a)



(b)

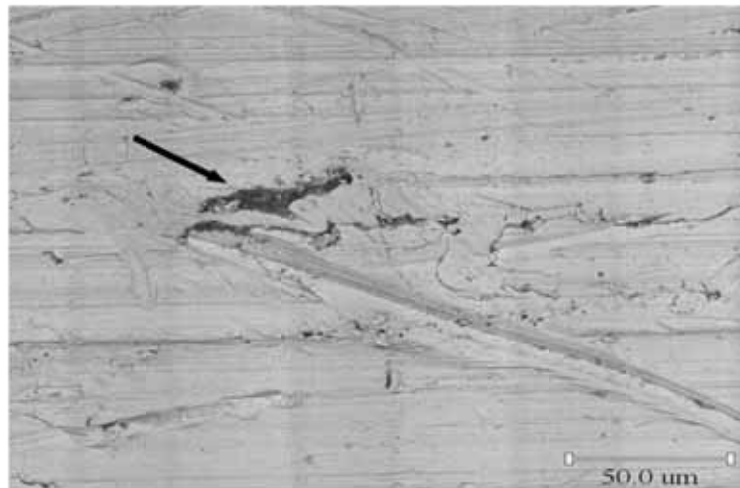
Figura 17 – Microestructura del residuo de desgaste: (a) Detalle microestructural del residuo con morfología semejante a un disco (*pancake*), que es compuesto por material plásticamente deformado en la superficie (microdureza de 106 HV_{0,01}) conteniendo grietas subsuperficiales; (b) Microestructura de los residuos de desgaste con morfología de gota, mostrando una microestructura dendrítica (microdureza de 59 HV_{0,01}) e inclusiones globulares de Cu₂O. La presencia de óxido indica que estos residuos de desgaste fueron originados por la fusión de la camada superficial de la lamina de cobre. MEB, IES y IER [52].



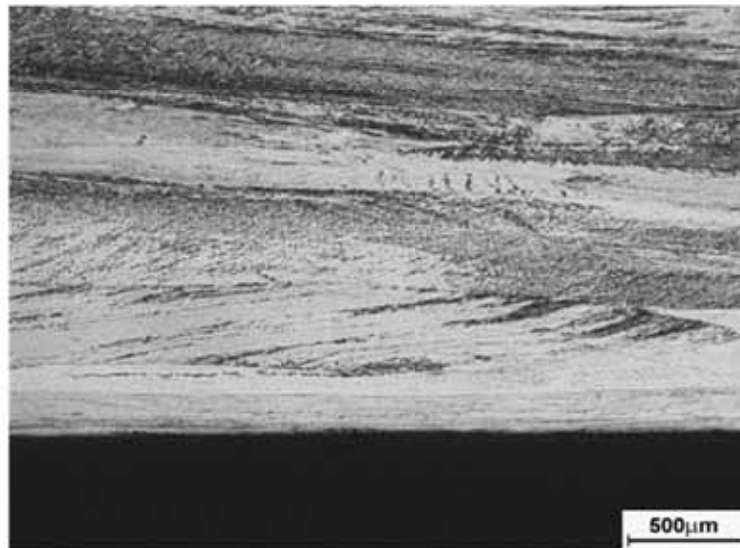
(c)

Figura 17 (continuación) - Microestructura del residuo de desgaste: (c) Detalle del residuo completamente deformado plásticamente (microdureza de 120 HV_{0,01}), probablemente originado en los cables de cobre (ausencia de inclusiones de Cu₂O). MEB, IES, IER [52].

El examen topográfico de los cables conductores mostró la presencia de partículas abrasivas exógenas de Al₂O₃, con dureza nominal de 2000 HV [55-56], incrustadas en las tribosuperficies de los cables (véase **Figura 18-a**). La caracterización metalográfica de los cables conductores reveló granos alargados de Cu (α) con microdureza de 96 HV_{0,05}, típicos de la condición deformada (véase **Figura 18-b**). La presencia de inclusiones de Cu₂O no fue observada en los cables.



(a)



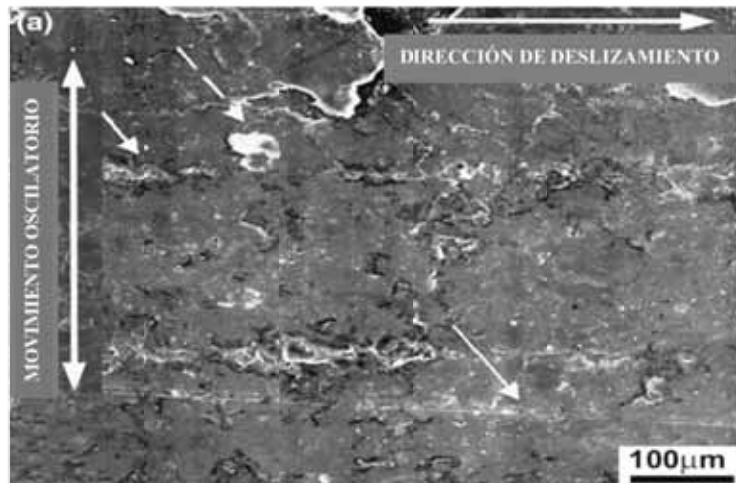
(b)

Figura 18 – Cable de cobre sin uso: (a) Topografía del cable mostrando una partícula de Al_2O_3 (véase la flecha). MEB. IES, microanálisis EDS; (b) Microestructura orientada del cable de cobre, típica del material deformado plásticamente a frío (microdureza de 96 $HV_{0,01}$). MEB. IER [52].

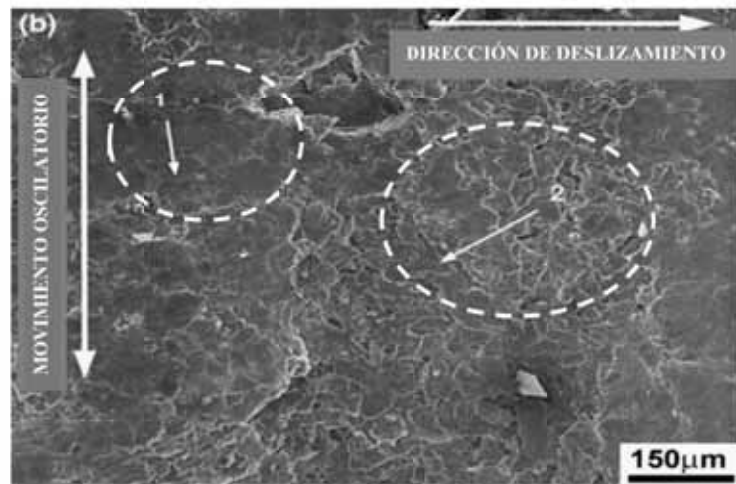
El mecanismo de desgaste de la lámina de cobre fue dividido en tres etapas distintas:

- En la primera etapa ocurrieron, el régimen de desgaste mixto de la capa lubricante de grafito (desgaste adhesivo y desgaste abrasivo con presencia del tercer cuerpo) y el régimen de desgaste adhesivo con lubricación de la lamina de cobre, con presencia de deformación plástica y de agrietamiento en el sentido del movimiento de oscilación (véase **Figura 19-a**). El desprendimiento de la capa lubricante de grafito fue mostrado en la **Figura 19-b**, mientras la **Figura 19-c** muestra las marcas de desgaste abrasivo de la capa de grafito y el agrietamiento de la capa de grafito [52].
- Después del desgaste parcial de la capa de grafito, se inició la segunda etapa, con la acción del desgaste abrasivo de las láminas de cobre (véase **Figuras 20-a a 20-b**), que presentó marcas de desgaste orientadas en dos sentidos del movimiento relativo entre los cables y las láminas: oscilación y deslizamiento. Se observó la presencia de partículas exógenas y abrasivas de SiO_2 en las tribosuperficies de las láminas (contaminación del medio) [52].
- Después del desgaste completo de la capa de grafito, la tercera etapa evolucionó más rápidamente y las marcas de desgaste estaban orientadas preferentemente a lo largo de la dirección del deslizamiento del tren (véase **Figuras 21-a a 21-d**). En esta etapa ocurrió el régimen de desgaste mixto entre las tribosuperficies de la lamina de cobre y de los cables conductores, con la acción simultánea de desgaste adhesivo sin lubricación (entre cable y lámina), de desgaste abrasivo con presencia de tercer cuerpo (residuos de Cu deformado, partículas de Cu_2O , SiO_2 y Al_2O_3) y del desgaste inducido por electricidad (fusión localizada) [52].

La presencia dominante de residuos de desgaste con morfología de disco “pancake” indicó que el principal mecanismo de desgaste de las láminas conductoras de cobre fue abrasivo [57]. Se sugirió, de esta manera, la selección de un material compuesto de Cu-grafito [58] para la fabricación de láminas conductoras, así evitar la transición para etapas de mayor desgaste.

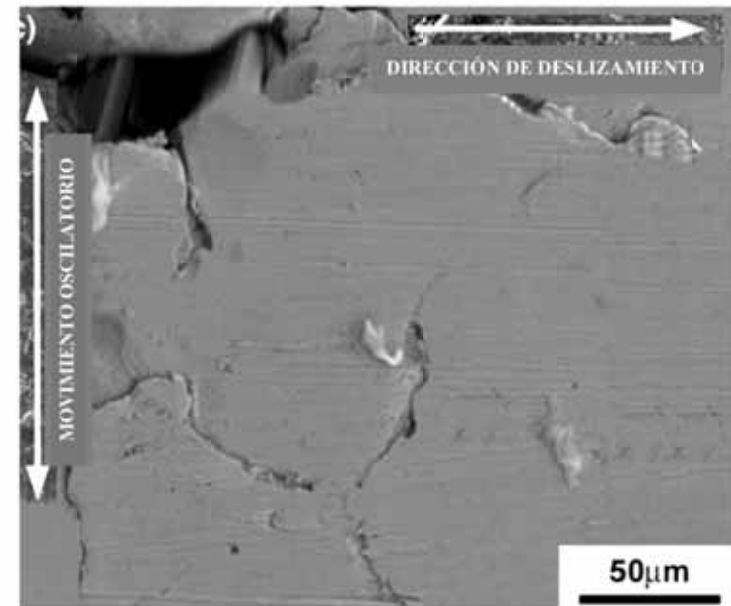


(a)



(b)

Figura 19 – Examen topográfico de la tribosuperficie de la lámina en la región sin desgaste aparente (con camada de grafito): (a) La flecha blanca punteada muestra desechos de Cu deformados en la capa de grafito, mientras que las flecha blancas continuas apuntan para las marcas de desgaste abrasivo en la capa de grafito en el sentido del movimiento del tren; (b) Algunas áreas (véase flecha 1) muestran la camada de grafito deformada plásticamente y agrietada, mientras otras áreas (véase flecha 2) indican el desprendimiento de la capa de grafito. MEB. IES [52].

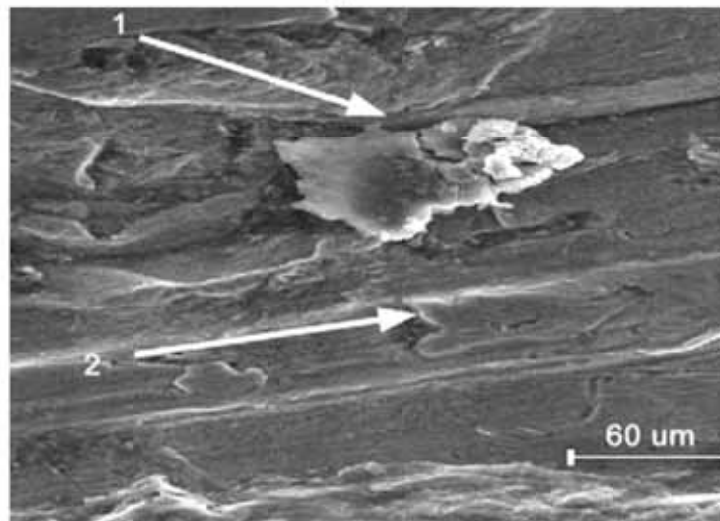


(c)

Figura 19 (continuación) – Examen topográfico de la tribosuperficie de la lámina en la región sin desgaste aparente (con capa de grafito): (c) Detalle mostrando marcas de desgaste abrasivo y de grietas en la capa de grafito. MEB. IES [52].



(a)

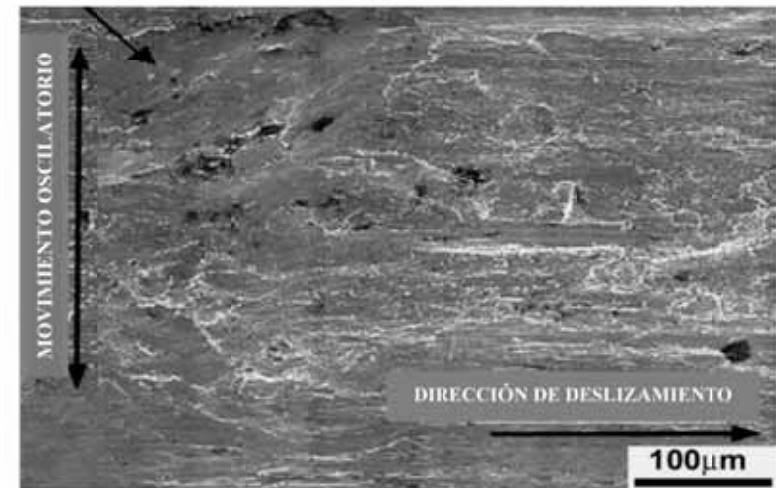


(b)

Figura 20 – Examen topográfico de la tribosuperficie de la lámina de cobre en la región con desgaste “moderado”: (a) Las partículas negras son residuos de grafito y las regiones grises oscuro revelan una fina capa de grafito. Se observan marcas de desgaste abrasivo (flechas negras) a lo largo de dos direcciones (movimientos de deslizamiento y oscilatorio); (b) Detalle mostrando la presencia del tercer cuerpo (véase flecha 1) asociado con marcas de desgaste abrasivo (véase flecha 2) en el sentido oscilatorio entre el cable y la lámina. MEB. IES. IER [52].

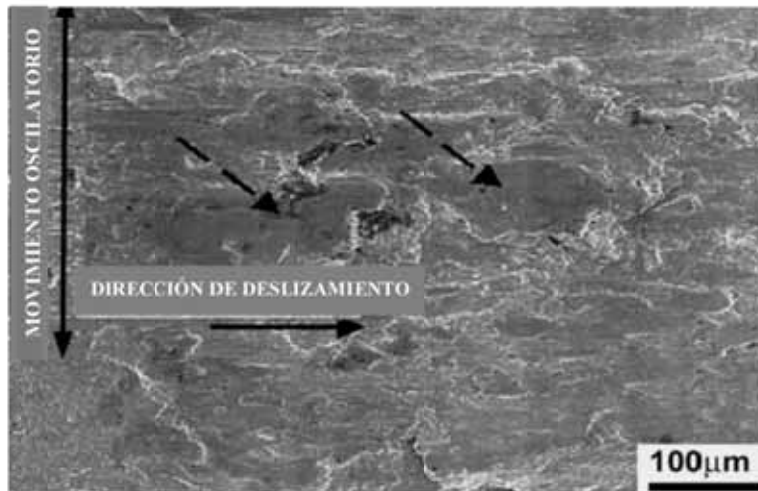


(a)



(b)

Figura 21 – Examen topográfico de la tribosuperficie de la lámina en la región con desgaste “severo”: (a) las flechas negras muestran marcas de desgaste abrasivo alineadas a lo largo de la dirección de deslizamiento. Las partículas negras son residuos de grafito; (b) La flecha negra indica la región con intensa deformación plástica de la lámina. MEB. IES [52].



(c)



(d)

Figura 21 (continuación) - Examen topográfico de la tribosuperficie de la lámina en la región con desgaste "severo": (c) Las flechas negras punteadas muestran marcas de desgaste abrasivo alineadas a lo largo de la dirección de deslizamiento. Las flechas punteadas apuntan para las regiones con una intensa deformación plástica; (d) Las regiones más oscuras contienen grafito residual, las regiones grises están cubiertas con óxido de cobre y las regiones más claras son compuestas de cobre metálico. MEB. IES. IER, microanálisis EDS [52].

Los resultados de Azevedo y Sinatora [52] fueron consistentes y apuntaron para la necesidad de la selección de un material más apropiado para la fabricación de las láminas conductoras. Hoy en día la caracterización de la tribopelícula y de las tribosuperficies podría ser ejecutado con el corte transversal de regiones críticas usando microscopía de haz de iones focalizados [59-60]. Con relación a la selección de un nuevo material para la fabricación de las láminas conductoras de cobre, no se sabe si las sugerencias propuestas fueron aceptadas por el metro.

Esta línea de metro está en expansión y después de la finalización de las obras, previsto para diciembre de 2018, la línea 5 tendrá 17 nuevas estaciones y 20 km de extensión [61-62]. En 2015, el diario El Estado de São Paulo indicó que el costo total estimado de la construcción de 11 estaciones y 11,5 km de esta línea había subido de R\$1 billón para R\$ 5,1 billones [63]. La situación de almacenamiento de los nuevos trenes llevó a los fiscales públicos a presentar una acción civil pública por improvisación administrativa. Según el fiscal del ministerio público, los dirigentes se equivocaron al comprar más trenes, pues ellos sabían que las obras de extensión estaban paralizadas y que estos nuevos trenes no serían usados [64-65].

La expansión del metro de la ciudad de São Paulo, por ejemplo, es fundamental para gran parte de la población: São Paulo aparece en la posición 51ª en extensión de malla metropolitana en el mundo, mas la ciudad es clasificada en la posición 12ª en número de pasajeros transportados en el mundo, un poco atrás del metro de Londres y de París [66-67], lo que demuestra la demanda reprimida por la lenta y tardía expansión en ese modo de transporte público y señala la necesidad urgente de invertir los escasos recursos públicos asignados en transportes colectivos de manera racional y transparente, manteniendo el interés colectivo encima de intereses comerciales y políticos.

2.1.4 Estudio microscópico de una rueda de ferrocarril fracturada

Un tren con 200 vagones cargados con mineral de hierro se descarriló el 02/06/2003 y como consecuencia, 46 vagones se volcaron. El artículo de Fuoco et al. [68] investigó una rueda ferroviaria fracturada (fabricada en acero fundido, véase **Figura 22**) que hipotéticamente causó el descarrilamiento del tren.

Los resultados fueron comparados con las características microfractográficas de probetas de tenacidad a la fractura en las regiones de propagación estable (fatiga) e inestable (sobrecarga) de las grietas y de probetas después de ensayos de propagación de grieta (da/dN contra ΔK). Dos hipótesis fueron formuladas para explicar la fractura de la rueda ferroviaria [68]:

- La rueda se fracturó por mecanismo de fatiga, causando el accidente del tren;
- La rueda se fracturó por sobrecarga como consecuencia del accidente del tren.

El acontecimiento de la hipótesis 1 sería comprobado por la existencia de la región de propagación estable de la grieta (fractura por fatiga) en las superficies de fractura de la rueda de acero fundido. La hipótesis 2 sería confirmada por la ausencia de la región de propagación estable de la grieta.

La inspección visual de las probetas A, B y C no mostró evidencias de “marcas de playa”, que son normalmente observadas en las superficies de fractura por fatiga. La probeta C mostró marcas de Chevrón, típicas de fractura frágil (véase **Figuras 23-a a 23-c**) [68].

Las **Figuras 24** y **25** muestran las características microfractográficas de las regiones de la fractura estable de probetas de tenacidad a la fractura (K_{Ic}) extraídos de la rueda. La región de crecimiento estable de la grieta por fatiga (véase **Figura 24**) presentó estrías de fatiga típicas de la microestructura perlítica, con algunas regiones mostrando intenso agrietamiento secundario de la interface cementita y ferrita. La interpretación de fractura por fatiga de microestructuras perlíticas, sin embargo, no es tan simple como la de microestructuras ferríticas y austeníticas [68].

El examen microfractográfico de la región de crecimiento inestable de la grieta mostró un aspecto típico de clivaje transgranular, que es comparativamente más facetado y sin agrietamiento secundario de las interfaces entre las fases ferrita y cementita (véase **Figura 25**) [68].

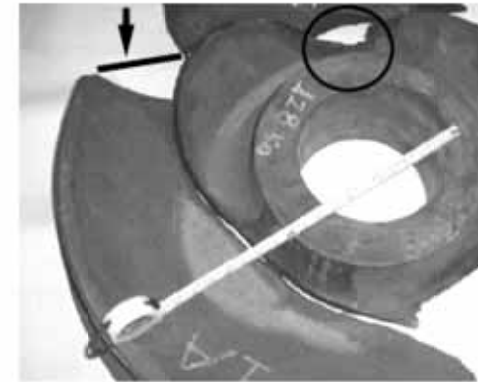


Figura 22 – Vista general de la rueda ferroviaria fracturada. Fueron examinadas las regiones A, B (círculo) y C (flecha) [68].

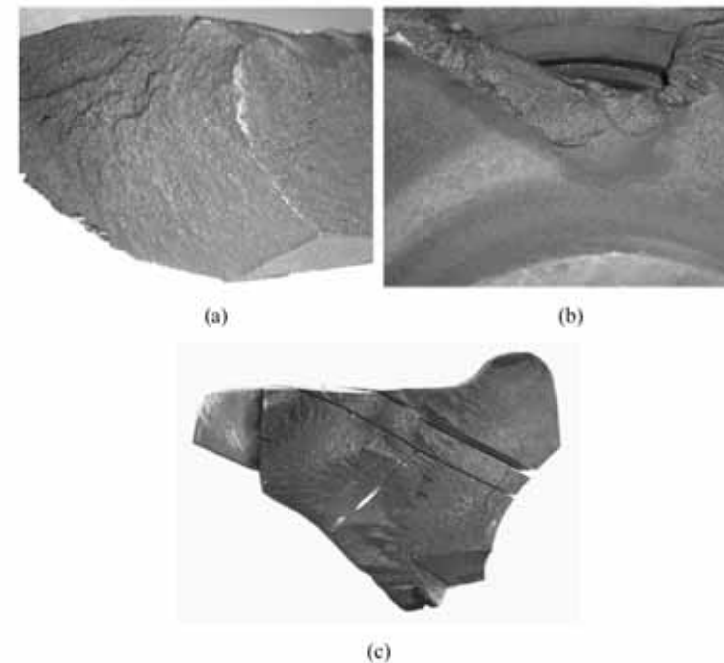


Figura 23 - Detalle de las superficies de fractura de las regiones A (a), B (b) y c (C). La superficie de fractura es rugosa y presenta líneas radiales [68].

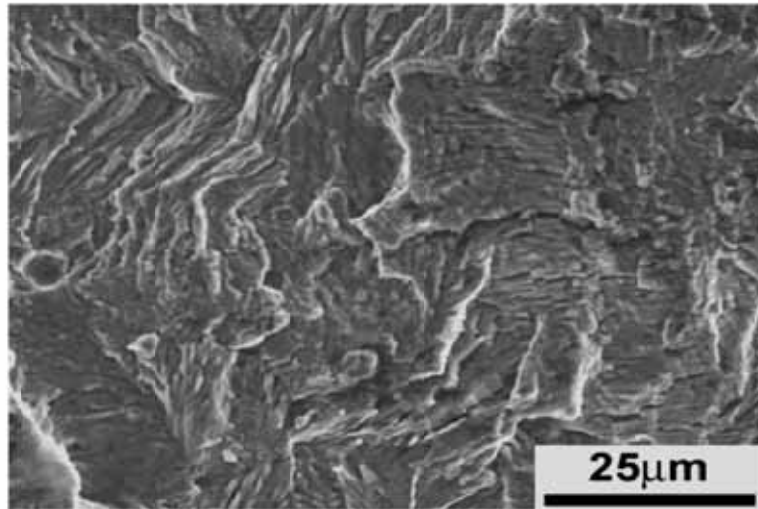


Figura 24 – Examen microfractográfico de la región de propagación estable de la grieta de fatiga mostrando la tenacidad a la fractura, exhibiendo “estrías” en diferentes orientaciones, muestra después de la limpieza con acetona. MEB. IES [68].

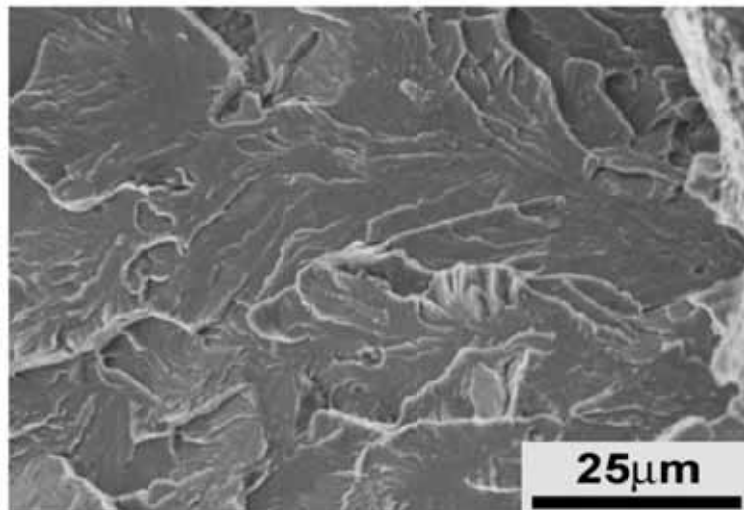
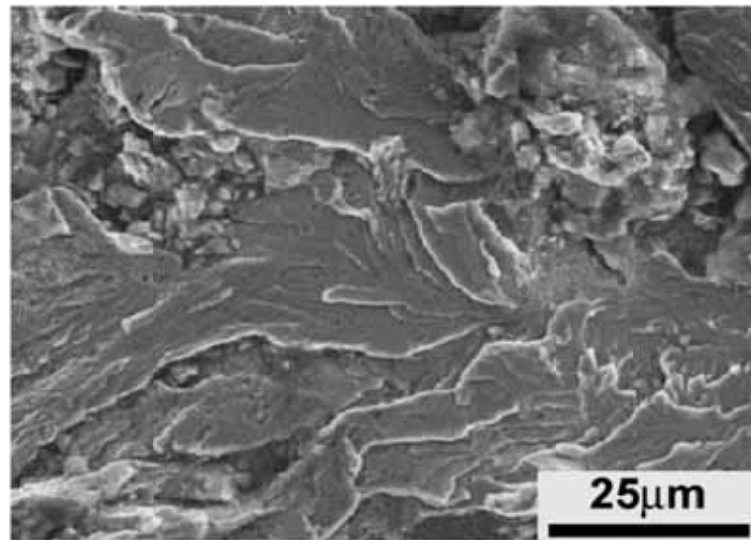


Figura 25 - Examen microfractográfico de la región de propagación inestable de la grieta de la probeta de tenacidad a la fractura. Exhibiendo fractura por clivaje transgranular, muestra después de la limpieza con acetona. MEB. IES [68].

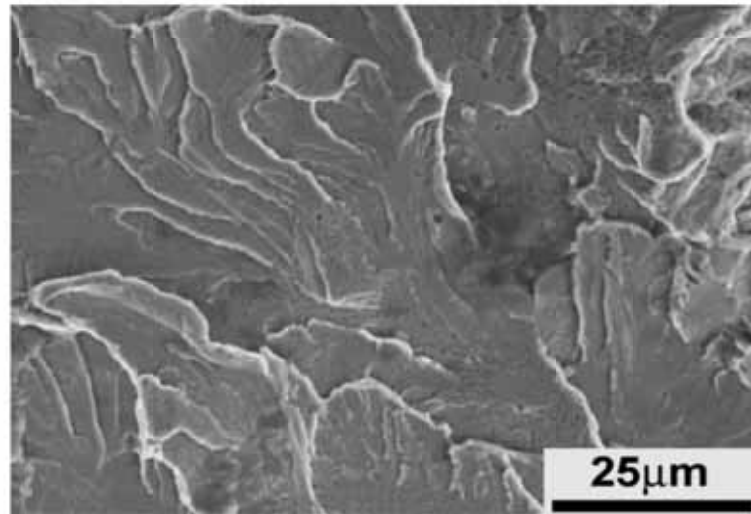
Las **Figuras 26-a a 26-c** presentan los aspectos microfractográficos de las superficies de fractura de las probetas A, B y C de la rueda ferroviaria. Las superficies de fractura son constituidas esencialmente por clivaje transgranular, sin ninguna evidencia de la presencia de marcas de estrías de fatiga o de intenso agrietamiento secundario de la interface entre las fases ferrita y cementita (comparar con la **Figura 24**). Los resultados microfractográficos de la fractura de la rueda no mostraron ninguna evidencia de la ocurrencia de fractura por fatiga (**Figuras 26-a a 26-c**), apenas topografías típicas de fractura por clivaje transgranular, típicas de fractura por sobrecarga [69-70].

El examen microfractográfico de la superficie de fractura de aceros perlíticos fracturados por fatiga muestran una gran diversidad de topografías de “estrías de fatiga” para cada colonia de perlita, dependiendo de la orientación del eutectoide laminar en relación a la tensión cíclica de cizalladura [72-73]. El trabajo previo [71] mostró que la propagación estable de la grieta de fatiga puede ser paralela o perpendicular a la orientación del carburo del eutectoide laminar.

Así, una característica microfractográfica típica de fractura por fatiga en microestructuras perlíticas es la presencia de topografía de fractura escalonada, con intenso agrietamiento secundario de la interface entre las fases ferrita y cementita en algunas colonias de perlita. La observación microfractográfica de la superficie de fractura del acero perlítico fracturado por sobrecarga y expuesta al medio puede, sin embargo, revelar en el examen microfractográfico en “grandes aumentos” una cantidad de regiones planas conteniendo “marcas paralelas”, semejantes a las estrías de fatiga, debido al ataque o a la oxidación diferencial de la microestructura laminar de la perlita [71].

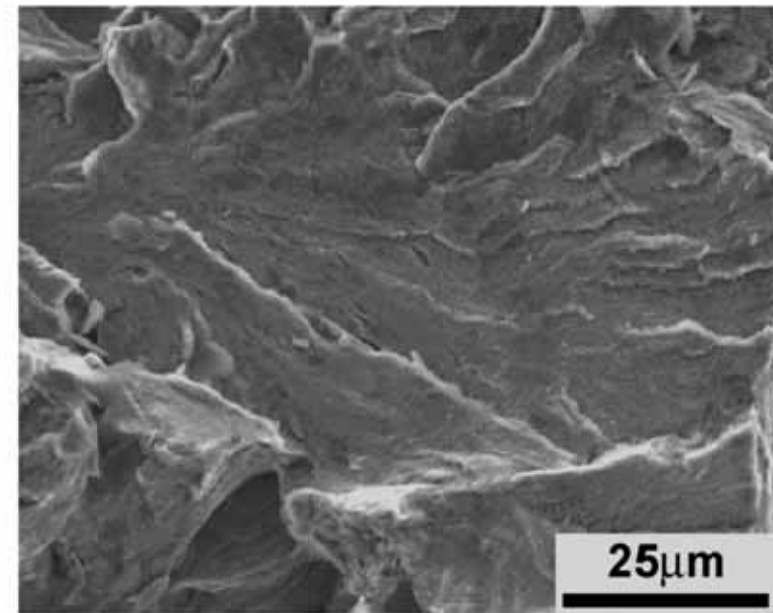


(a)



(b)

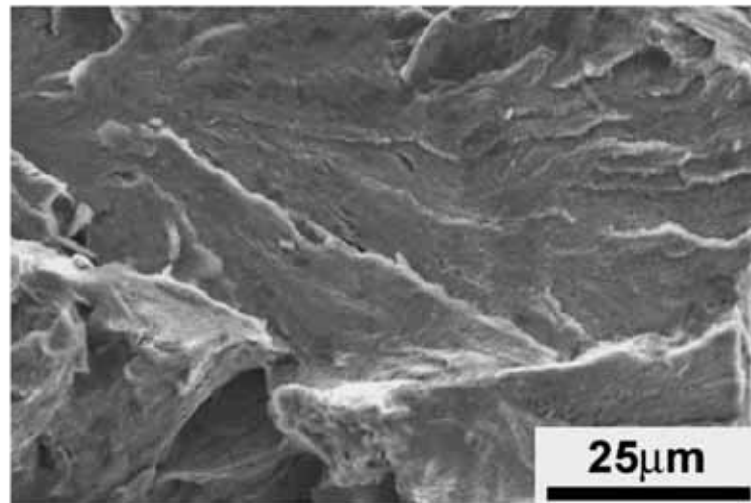
Figura 26 – Examen microfractográfico de la rueda de acero fundido: (a) Fractura de la muestra A después de limpieza en ultrasonido y acetona; (b) Fractura de la muestra B después de limpieza en ultrasonido y acetona. MEB. IES [68].



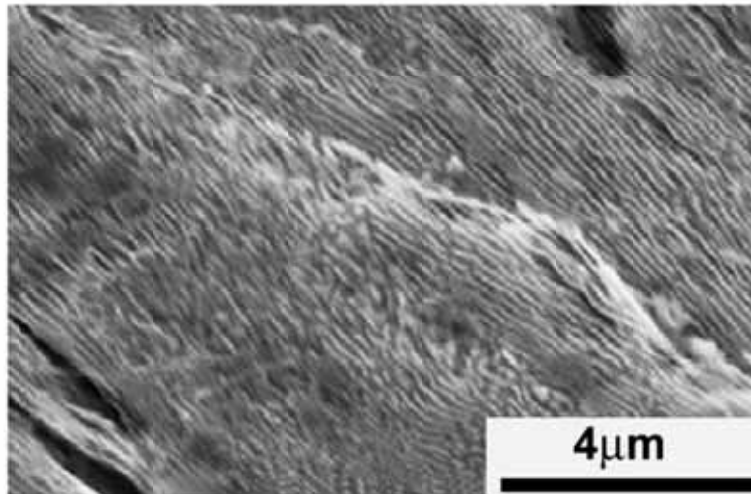
(c)

Figura 26 (continuación) – Examen microfractográfico de la rueda de acero fundido: (c) Fractura de la muestra C después de limpieza en ultrasonido con ácido fosfórico. Clivaje transgranular y ausencia de fractura por fatiga. MEB. IES [68].

La **Figura 27-a** presenta el aspecto microfractográfico de la superficie “virgen” de fractura del acero fundido perlítico en la región de propagación inestable de la grieta de la probeta de tenacidad a la fractura, mostrando un aspecto típico de clivaje transgranular, mientras la **Figura 27-b** mostró otro detalle de la misma región de propagación inestable de la grieta después del ataque con 3% de Nital, simulando la exposición de esta superficie de fractura al medio antes de su examen microfractográfico. La “estructura laminar” de la microfractografía mostrada en la **Figura 27-b** podría ser interpretada equivocadamente como “estrías de fatiga”. Se observa, sin embargo, la ausencia del intenso agrietamiento secundario de las interfaces entre las fases ferrita y cementita, que es una de las características típicas de la fractura por fatiga de colonias de perlita con estructura laminar alineada perpendicularmente a la dirección de propagación estable de la grieta [68].



(a)



(b)

Figura 27 – Probeta de tenacidad a la fractura, región de la fractura inestable. (a) Examen microfractográfico de la fractura mostrando clivaje transgranular; (b) Examen microfractográfico de la fractura por clivaje transgranular después del ataque con solución Nital 3%, revelando la microestructura laminar de la perlita sin agrietamiento secundario en las interfaces ferrita cementita. MEB. IES [68].

Los resultados microfractográficos de las superficies en las regiones A, B y C de la rueda de acero fundido (**Figuras 26-a a 26-c**) mostraron que la fractura de la rueda fundida de acero ocurrió por el mecanismo de clivaje transgranular, típica de fractura inestable en material de baja ductilidad, indicando que la rueda fundida se fracturó por sobrecarga, como consecuencia del descarrilamiento del tren [68].

Se observó la presencia de dos orientaciones de propagación diferentes en la superficie de la fractura de la muestra C (véase **Figura 23-c**), sugiriendo que la fractura de la rueda ocurrió por sobrecarga en dos etapas [68], conforme ilustrado en la **Figura 28**:

- Etapa 1: propagación inestable de la grieta por sobrecarga de la región del disco de la rueda, que tiene dureza entre 250 y 270 HB, para la región del alojamiento del rodamiento, donde la grieta encontró una sección más gruesa, que ancló su propagación [68];
- Etapa 2: ruptura fina por sobrecarga de la región de alojamiento del rodamiento de la rueda, que tiene dureza entre 300 y 320 HB (debido al tratamiento térmico con mayor velocidad de enfriamiento superficial para producir localmente perlita más fina y con mayor resistencia mecánica). Esta dirección de propagación final de la grieta está orientada a casi 90° de la orientación de la ruptura de la etapa inicial (véase flechas), sugiriendo que un segundo impacto mecánico, en dirección diferente del original, provocó la ruptura final de la rueda ferroviaria [68].

Otro informe técnico [74] indicó que la rueda fundida se fracturó por mecanismo de fatiga, incentivado por la presencia de extensos micro-rechupes de fundición localizados en la región de inicio de la falla (disco de la rueda).

Los informes complementares [7-76], usando el examen microfractográfico de probetas de tenacidad a la fractura y el cálculo de esfuerzos estáticos en la rueda por elementos finitos, indicaron que la falla “en una extensa región del alma de la rueda fundida” había sido causada por fatiga.

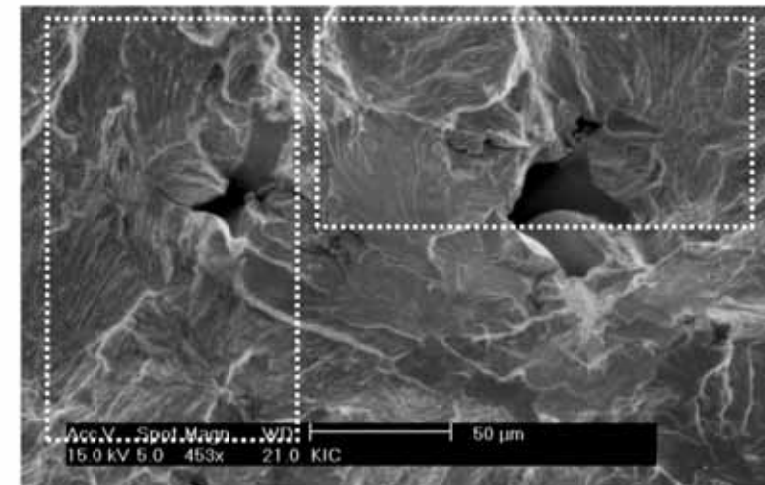
Estos informes [75-76] afirman que la presencia de facetas de clivaje en la superficie de fractura de microestructuras perlíticas no caracteriza solamente la región de fractura inestable, también pudiendo ser observada en regiones de crecimiento estable de la grieta por fatiga fuera del régimen de Paris (altos valores de carga mecánica).



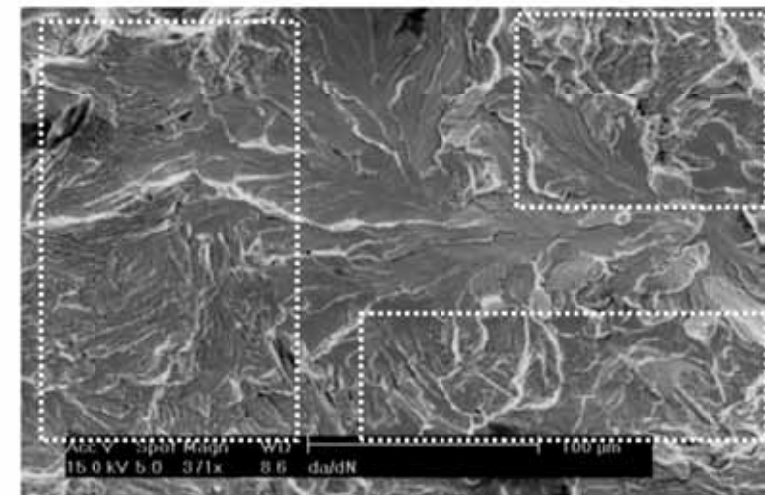
Figura 28 - Esquema ilustrando la sección transversal de la rueda entre el disco y el alojamiento del rodamiento en la región C. Las flechas ilustran la dirección de propagación de la grieta [68].

Uno de los informes [76] mostró dos microfractografías conteniendo “facetas de clivaje” (véase Figuras 29-a y 29-b) en regiones de propagación estable de la grieta de fatiga; una localizada en la región de fractura estable de la probeta de tenacidad a la fractura (véase Figura 29-a) y localizada en la región de fractura estable de la probeta producido en el ensayo de propagación de grieta (da/dN contra ΔK) (véase Figura 29-b). Sin embargo, es posible observar en estas dos figuras (véase las áreas delimitadas con líneas blancas punteadas) que estas no presentan “facetas de clivaje” lisas, pero sí superficies típicas de fractura por fatiga en microestructura perlítica, con presencia de estrías de fatiga e intenso agrietamiento interlaminar de las interfaces entre las fases ferrita y cementita (véase Figuras 24 y 25).

Lewandowski et al. [72] estudiaron el efecto del coeficiente de carga R y de la temperatura en la fractura por fatiga de un acero eutectoide y determinaron las curvas de propagación de grieta - da/dN contra ΔK . Ellos identificaron las posiciones de tres regiones distintas de la curva: la región de inicio de propagación de la grieta de fatiga; y la región de inicio de la fractura por sobrecarga. Lewandowski et al. [72] mostraron que existe una proporción significativa de regiones conteniendo estrías de fatiga en las regiones de propagación estable de la grieta (régimen de la ley de Paris-Erdogan) y que esta proporción es gradualmente reducida con el aumento de ΔK (véase Figuras 30-a y 30-b).

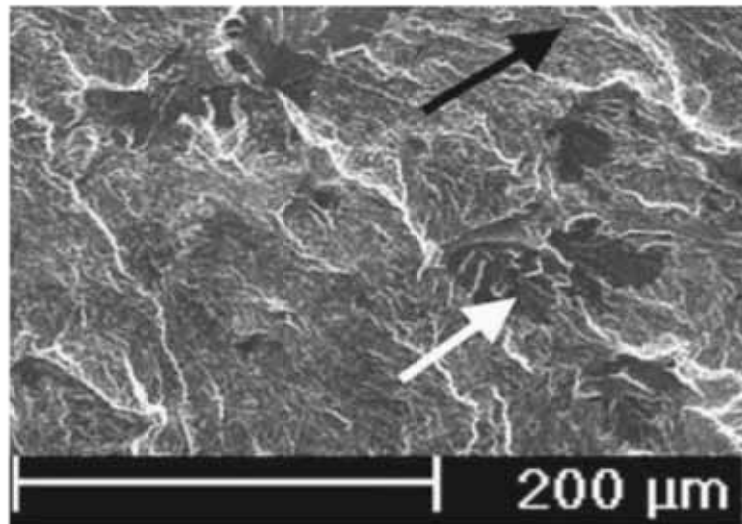


(a)

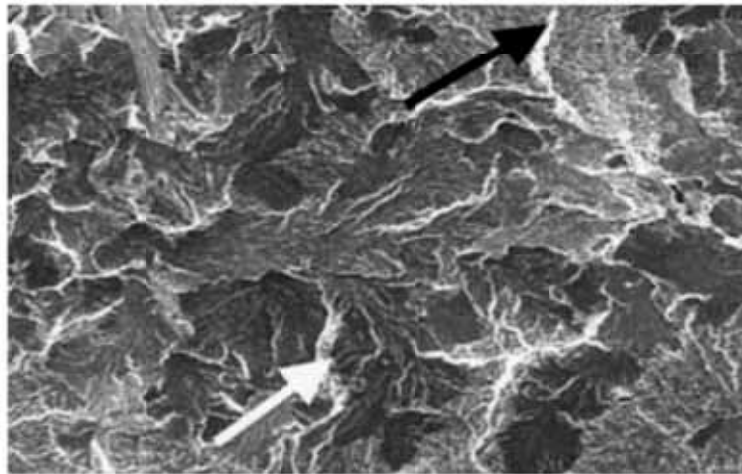


(b)

Figura 29 – Examen microfractográfico de regiones fracturadas por fatiga: (a) Superficie de fractura observada en la región de pre-grieta de fatiga de la probeta de tenacidad a la fractura; (b) Superficie de fractura observada en una “región correcta” de fractura por fatiga de la probeta después del ensayo de propagación de grieta da/dN x ΔK . Ambas presentan agrietamiento acentuado en las interfaces entre las fases $Fe(\alpha)$ y Fe_3C ; véase las áreas demarcadas por las líneas blancas punteadas. MEB. IES [76].



(a)



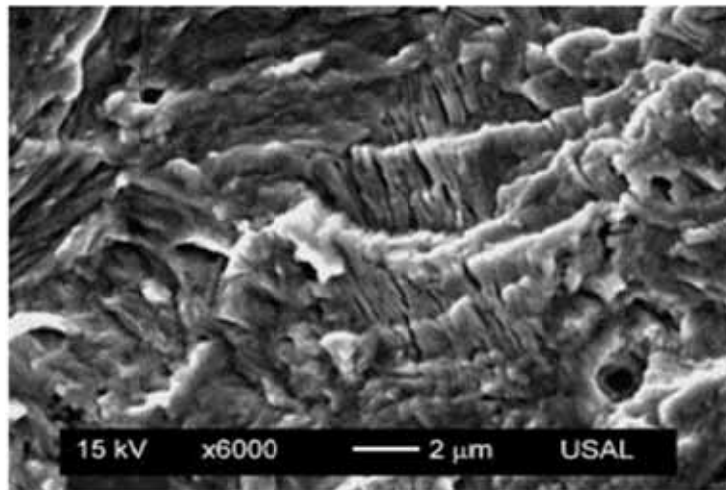
(b)

Figura 30 – Examen microfractográfico de probetas de fatiga de aceros perlíticos ensayados a -125°C . Las flechas blancas indican las regiones de fractura por clivaje transgranular, mientras que las líneas negras indican las regiones conteniendo estrías de fatiga: (a) Región de inicio de propagación de grieta ($R=0,4$ y $\Delta K=12 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$); (b) Región dentro del régimen de la ley de Paris-Erdogan, igual aumento en el MEB. ($R=0,4$ y $\Delta K=20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) [72].

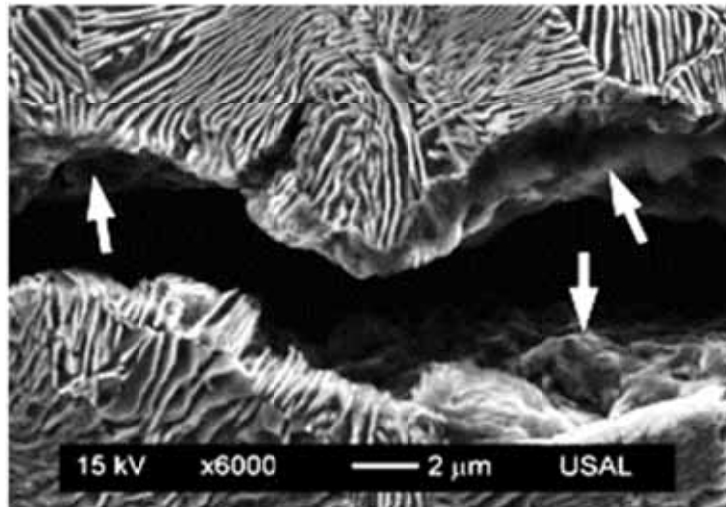
Torbio et al. Investigaron microfractográficamente la fractura por fatiga en alambres treñidos y barras de acero perlítico. Ellos mostraron superficies de fractura conteniendo agrietamiento secundario en las interfaces de ferrita y cementita. La propagación inestable de la grieta de fatiga no fue uniforme, mas sujeta a deflexiones, bifurcaciones y agrietamiento secundario, produciendo una variedad de microfractografías, dependiendo de los valores del coeficiente R y ΔK . Finalmente, los autores [73] no mostraron ninguna región de fractura por fatiga con características típicas por clivaje transgranular (véase Figuras 31-a a 31-d).

Los informes técnicos [73-77] mostraron la vulnerabilidad de la interpretación de los resultados de caracterización microfractográfica. Esta subjetividad puede crear narrativas distintas y confundir la identificación inequívoca de los mecanismos de falla que actúan en la fractura y consecuentemente, interferir en la solución de conflictos comerciales. La deficiencia en la infraestructura de la malla de transportes terrestres en el Brasil, sin embargo, es un problema mucho mas grave y menos subjetivo que el de la interpretación microfractográfica. De acuerdo con Massara [78], la infraestructura de transporte brasilera presenta 1.580.809 km de carreteras, siendo apenas 212.618 km pavimentados. La malla ferroviaria tiene una extensión de 28.857 km, que es la 11ª mayor del mundo, quedando atrás de países con menor tamaño (extensión territorial y PIB) como África del Sur (con 31.000 km) y Argentina (35.897). La mayor parte de la malla ferroviaria brasilera (28.066 km) es privada, siendo que el proceso de privatización y de concesión fue iniciada en 1990. A finales del 2009 el Brasil contaba con una estructura de 92.890 vagones y 2876 locomotoras, mas una parte significativa de esta infraestructura era usada apenas para el transporte de mineral de hierro. Incluso con el evidente interés comercial, la malla ferroviaria aun es muy pequeña y su infraestructura sufre por la baja calidad del mantenimiento e inversiones [78].

Estache et al. [79] estudiaron la privatización y la reforma reguladora de los ferrocarriles en el Brasil usadas para el transporte de carga. El tamaño de la malla ferroviaria en el Brasil para el transporte de café del suroeste era de 26.000 km en 1914. En 1939 la extensión de la malla ferroviaria ya era de 34.200 km, pero con la expansión del transporte de carga por carretera, el sector ferroviario sufrió una chatarrización a partir de la década de 1950. La falta de inversión hizo que la malla ferroviaria en el Brasil fuese reducida para cerca de 29 mil kilómetros entre la década de 1960 y el inicio del proceso de privatización del gobierno del presidente Fernando Henrique Cardoso.

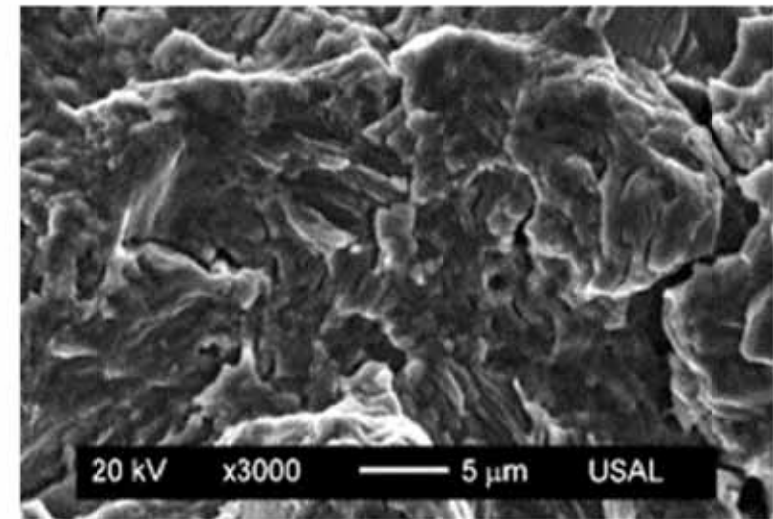


(a)

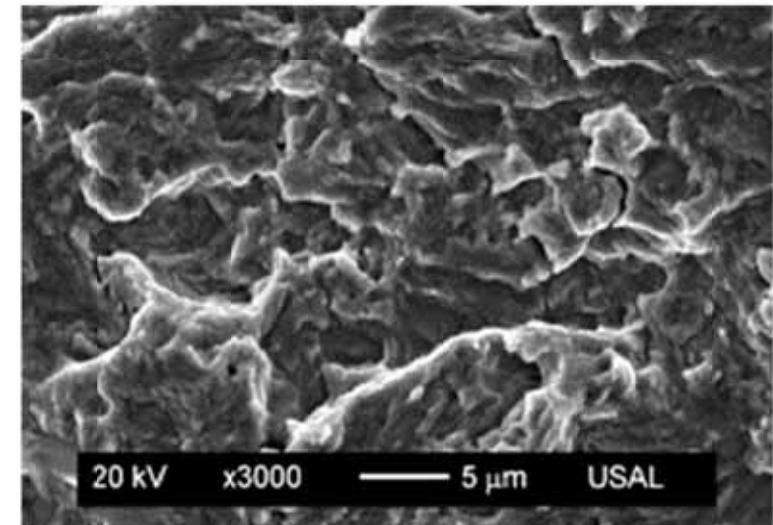


(b)

Figura 31 – (a) Examen microfractográfico de probetas de fatiga con microestructura perlítica con presencia de estrias de fatiga y agrietamiento de la estructura laminar; (b) Examen metalográfico mostrando la propagación de la grieta en el material perlítico por mecanismo de micro-rasgado (flechas) de la estructura laminar de la perlita [73].



(c)



(d)

Figura 31 (continuación) (c) Examen microfractográfico de la región de propagación de la grieta por fatiga con agrietamiento de la estructura laminar ($R=0$ y $\Delta K=42 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$); (d) Examen microfractográfico de la fractura estable con agrietamiento de la estructura laminar ($R=0,5$ y $\Delta K=21 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) [73].

Después de las reformas en el sistema de concesión ocurridas en la década de 1990, la productividad del transporte de carga aumentó de R\$38,7 millones en 1996 para R\$46,3 millones en 1999. Sin embargo, por los ferrocarriles se transportan apenas el 21% de toda la carga de Brasil (mitad de la media internacional deseable) [79]. Tres de las cuatro ferrovías que dependen fuertemente del transporte de mineral de hierro, carbón y otros minerales presentan una buena ganancia de ingresos.

En contra partida, ninguno de los cuatro ferrocarriles que dependen del tráfico a granel de productos agrícolas (cereales) y mixto consiguió cubrir sus gastos totales [79]. El empleo en el sector ferroviario disminuyó de 32.187 para cerca de 12.000 en 1999, aparentemente en consecuencia del aumento de la productividad causado por las concesiones. Los autores [79], sin embargo, consideran que la “privatización del sistema ferroviario brasileño fue benéfico, mas aun existen problemas serios para ser resueltos”.

Una investigación de la Confederación Nacional de Transporte (CNT) [80] en 2011 indicó que las concesionarias invirtieron en la adquisición de material rodante y equipos para atender “el crecimiento de la demanda por transporte ferroviario de carga”. Aparentemente, el surgimiento de esa demanda “revitalizó la industria ferroviaria brasileña con relación a la fabricación de vagones y sus componentes”. Se señaló, la necesidad de mejorar la infraestructura del transporte ferroviario. Para remediar estos cuellos de botella e invertir en la construcción, duplicación y recuperación de los ferrocarriles y en proyectos ferroviarios urbanos, el monto de las inversiones sugerido fue del orden de R\$ 150 billones.

Según la Asociación Nacional de Transportadores Ferroviarios (ANTF) “entre 1996 y 2015, los ferrocarriles redujeron en más del 80% el índice de accidentes, alcanzando estándares internacionales de seguridad” [81]. La Agencia Nacional de Transportes Terrestres (ANTT) tiene por finalidad “regular, supervisar y fiscalizar las actividades de prestación de servicios y de explotación de la infraestructura de transportes, ejercida por terceros, con el fin de garantizar el transporte de personas y bienes...”. No fue posible encontrar cualquier información en julio de 2017 sobre el accidente investigado en este capítulo [68] en la ANTF, ANTT y la concesionaria. El Diario Oficial de la Unión publicó el 01/03/2016 un comunicado de la superintendencia de la ANTF confirmando el “mejoramiento de los procedimientos relacionados a la notificación de accidentes ferroviarios graves” [82].

2.2 PUBLICACIONES DEL SECTOR DE LA SALUD

Fueron analizados tres artículos de análisis de falla de implantes ortopédicos metálicos comercializados en el Brasil. Dos de los artículos son relativos al análisis de falla de implantes ortopédicos de titanio puro y la investigación microscópica de implantes de titanio puro después de ensayos de fatiga. El tercer artículo es un análisis sectorial del sector de implantes ortopédicos metálicos comercializados en el Brasil.

2.2.1 Análisis de falla de implante buco-maxilofacial de titanio puro

Fueron seleccionadas dos publicaciones en la revista *Engineering Failure Analysis* abordando casos distintos de fallas en implantes ortopédicos metálicos de titanio comercialmente puro [83-84]. El artículo de Azevedo [83] investigó la falla de una placa maleable para fijación ósea en la región buco-maxilofacial. Esta placa fue cedida por el instituto de ortopedia y traumatología de la facultad de medicina de la universidad de São Paulo después de una cirugía de revisión. Ninguna información (tipo de fractura ósea, fecha de la cirugía, hospital, nombre del médico, fecha de la nueva cirugía y documentación radiográfica) fue puesta a disposición para la investigación del caso.

La **Figura 32** muestra la placa de titanio puro que posee trece agujeros de fijación. La geometría de la placa presenta entalles laterales entre los agujeros para facilitar la torsión y el doblamiento de la placa durante la instalación del implante, de modo a ajustar la geometría de la placa al contorno de la fractura del paciente. La fractura prematura de la placa ocurrió durante su uso, siendo localizada a lo largo de uno de los entalles laterales de la placa.

La microestructura de la placa de titanio puro (véase **Figura 33**) es formada por granos equiaxiales de fase Ti (α), fase hexagonal compacta, típica de material recocido y con tamaño de grano ASTM igual a 8. El tamaño de grano está de acuerdo a la norma ABNT NBR ISO 5832-2:2011, que especifica que el tamaño de grano de la fase Ti (α) no debe ser mayor que el tamaño de grano ASTM igual a 5.

Adicionalmente, la microestructura de la placa presentó precipitados intergranulares enriquecidos en hierro (microanálisis EDS), elemento estabilizador de la fase Ti (β), fase cubica centrada en el cuerpo, con contenido de hierro aproximadamente tres veces mayor que el contenido de la matriz.

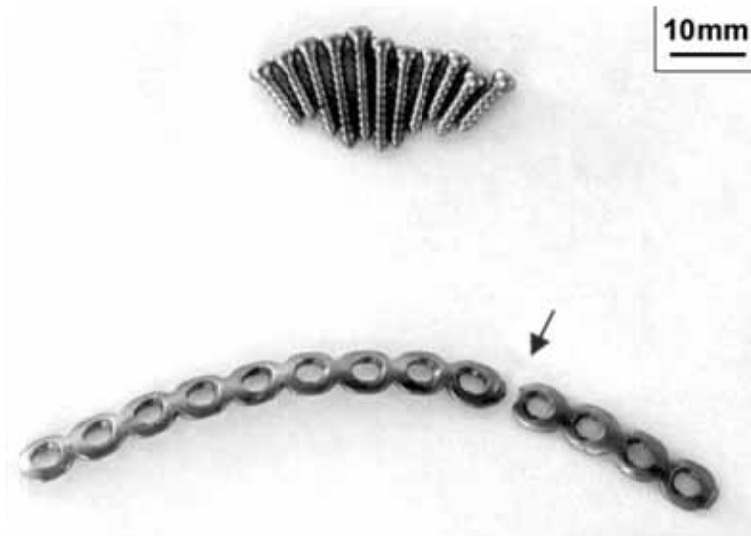


Figura 32 - Placa con trece agujeros con ruptura (véase flecha) y once tornillos de fijación [83].

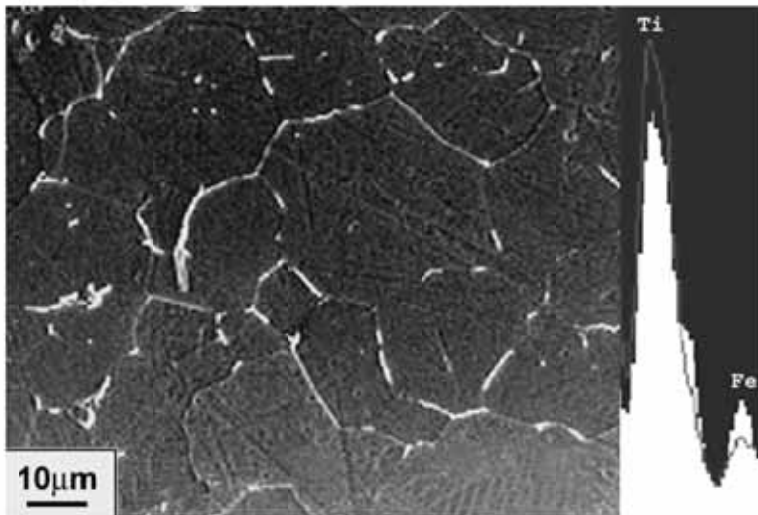


Figura 33 - Detalle de la microestructura de la placa mostrando granos equiaxiales de fase Ti (α) y precipitación intergranular de la fase enriquecida en hierro, Ti (β). MEB, IER y microanálisis EDS [83].

El fabricante de la placa no pudo ser identificado durante la inspección de la placa, hecho que no está de acuerdo con la norma ABNT NBR 15165:2017 (Implantes para cirugía – requisitos para identificación, empaquetado y rotulado), que exige que el nombre del fabricante y el código de trazabilidad del implante sean marcados en el implante. La placa tiene longitud de 110 mm. Ancho de 7 mm y espesor de 1,5 mm, diámetro de agujero de 3,0 mm y espaciado entre agujeros de 8,0 mm. La sección transversal de la placa presenta geometría curva, de modo que la superficie cóncava queda en contacto con el hueso. Los tornillos no fueron examinados en detalle, visto que la fractura del implante no ocurrió a lo largo de los agujeros de fijación de la placa.

Los resultados del análisis químico de nitrógeno, carbono, oxígeno, hierro, aluminio y titanio indicaron que la composición química de la placa estaba de acuerdo con los requisitos de titanio puro grado I de la norma ABNT NBR ISO 5832-2:2001 (Implantes para cirugía – Materiales metálicos – Parte 2: Titanio puro), véase **Tabla 7**. Las propiedades mecánicas del titanio puro grado I indicaron valores mínimos de límite de fluencia igual a 170 MPa y alargamiento igual a 24%. El microanálisis químico semi-cuantitativo por EDS de los tornillos indicó que fueron fabricados en la aleación Ti-6Al-4V [83].

Tabla 7 - Composición química (balance Ti) [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 grado I (ISSO 5832-2)	0,15 máx.	0,18 máx.	0,03 máx.	0,1 máx.	0,013 máx.

Resultados de difracción de rayos-X (radiación de Cr K α , usando tensión de 40 kV, barradura en modo paso, paso de 0,0020°, tiempo en cada paso de 40s) confirmaron que la matriz es compuesta de fase Ti (α), por la presencia de 5 picos relativos a los planos (100) α , (002) α , (101) α y (102) α , y por mostrar un pico extra coincidente con el plano (200) β , que corresponde a la fase Ti (β), cubica de cuerpo centrado [85].

La presencia del precipitado intergranular rico en Fe no puede ser explicada en relación a la composición química mostrada en la **Tabla 7**, que puede indicar algún error en el procedimiento de análisis química [83].

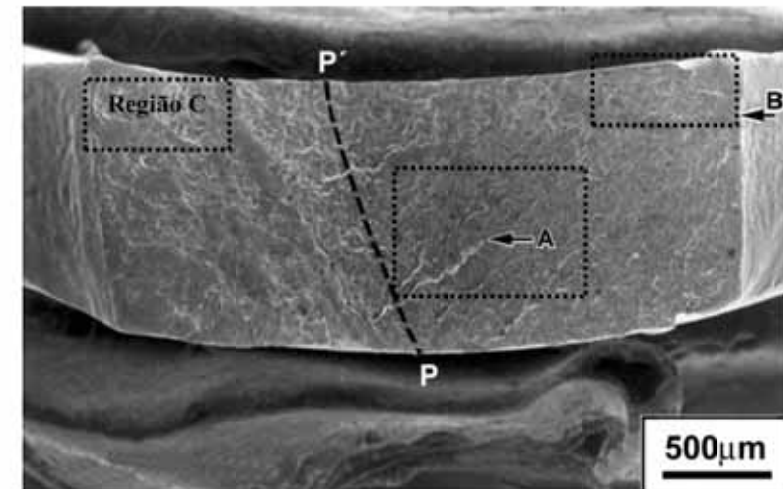
El examen macrofractográfico de la superficie de fractura (véase **Figura 34-a**) mostró líneas radiales cercanas al segmento P-P' (véase flecha A) a partir de uno de los orígenes de la fractura (véase flecha B). La superficie de fractura localizada en el lado izquierdo del segmento P-P' estaba deformada plásticamente. Esta deformación puede haber ocurrido después de la fractura del componente, aun fija en el paciente, o durante la cirugía de revisión y retirada del implante.

La **Figura 34-b** muestra en detalle la superficie de la fractura en una de las regiones de inicio de la ruptura (véase flecha B en la **Figura 34-a**), observase una grieta secundaria localizada (véase flecha) en la superficie del entalle lateral al lado de la cara que está en contacto con el hueso, confirmando que esta es una de las regiones de inicio de la fractura [83].

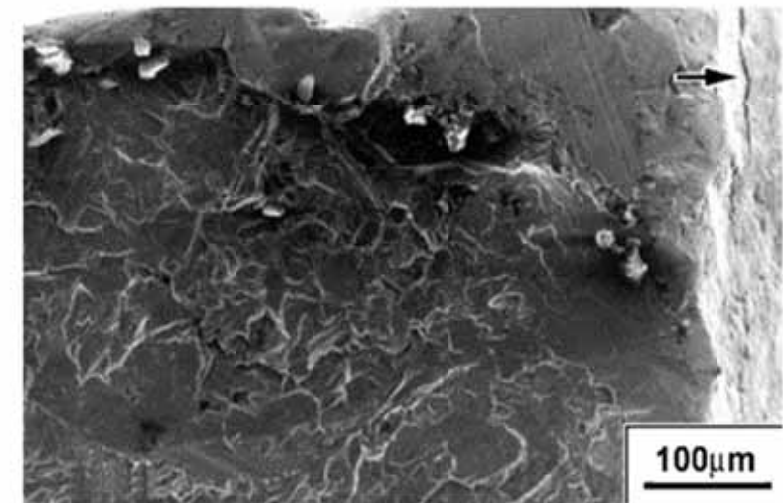
La inspección de las dos superficies de la placa (cóncava y convexa) junto a la superficie de la fractura de la placa no indicó la aparición de deformación plástica o de labios de cizallamiento (*shear lip*), sugiriendo que la fractura de la placa tiene aspecto macroscópico del tipo "frágil" (véase **Figuras 35-a** y **35-b**).

La superficie de fractura presentó la forma de "V", con ángulo aproximado de 75° en relación al eje principal de la placa, sugiriendo la actuación de dos frentes de propagación de la grieta, que se encuentran en la región central de la placa, que presentó un aspecto microfractográfico más rugoso (véase **Figura 34-a**). Las superficies mostraron marcas de deformación plástica causada por la manipulación del implante durante su implante o retirada. Fracturas óseas con presencia de intensa fragmentación asociada a la inestabilidad mecánica del implante causan cargas mecánicas complejas en las placas de fijación (implantes), con componentes de flexión y torsión bidireccionales, que desvían la dirección de propagación de grietas de corrosión-fatiga para otros planos, no necesariamente localizados a 90° del eje principal de la placa [96-97].

Fue realizado examen fractográfico, mostrado en las **Figuras 36-a** a **36-c**, en las áreas al lado de la flecha B y región C (punto de inicio de la fractura) y al segmento P-P' (región de fractura por sobrecarga, véase **Figura 34-a**), las regiones de inicio de fractura (flecha B y área C, véase **Figuras 36-a** y **36-b**) presentan las mismas características microfractográficas: ausencia de alveolos de deformación plástica, fractura con topografía irregular, agrietamiento secundario y "estrias paralelas" – con y sin agrietamiento secundario – en diferentes orientaciones. La **Figura 36-c** presentó alveolos de fractura dúctil (fractura por sobrecarga) – segmento P-P' y flecha A.

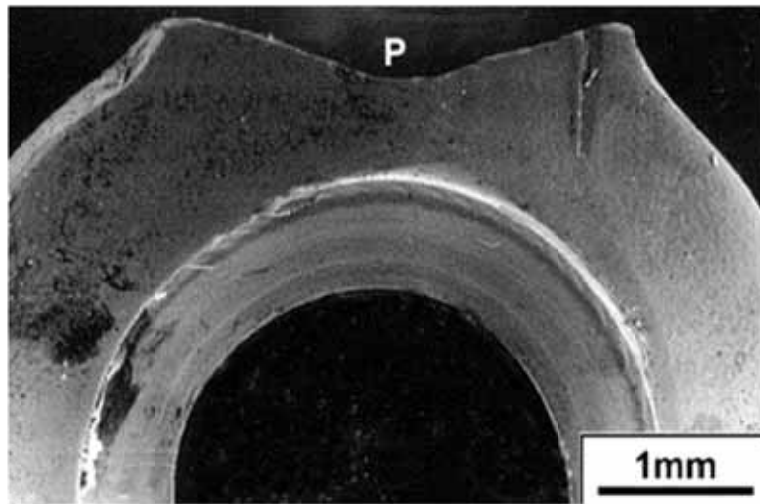


(a)

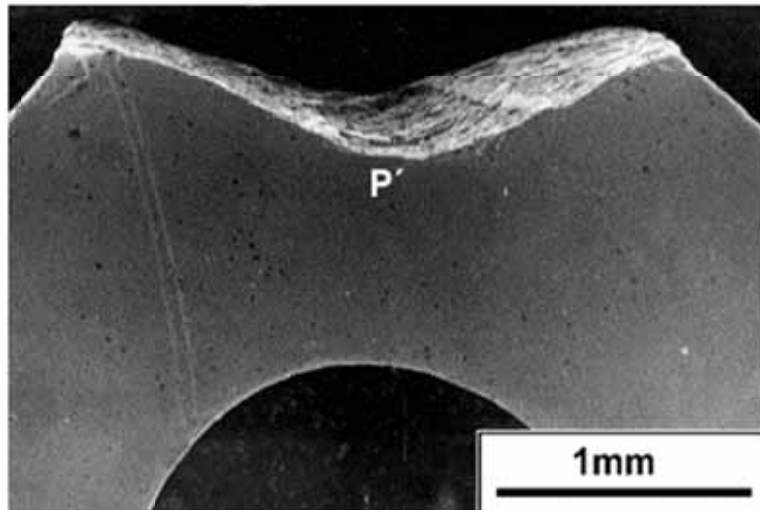


(b)

Figura 34 – Examen microfractográfico: (a) Vista general de la superficie de la fractura mostrando líneas radiales en la región central de la fractura (véase flecha A) divergiendo de las dos regiones de origen de la fractura (véase flecha B y área C); (b) Detalle de la superficie de fractura junto a la región de inicio de la fractura, que presenta una grieta secundaria localizada en la superficie del entalle curvo de la placa (véase flecha). MEB. IES [83].

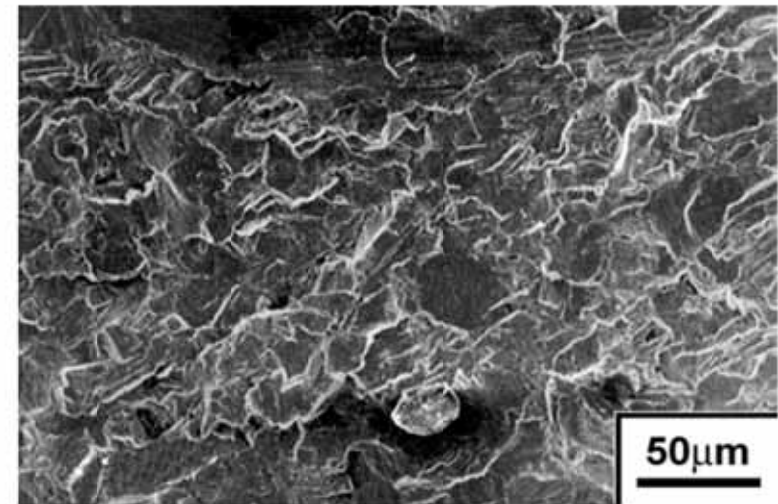


(a)

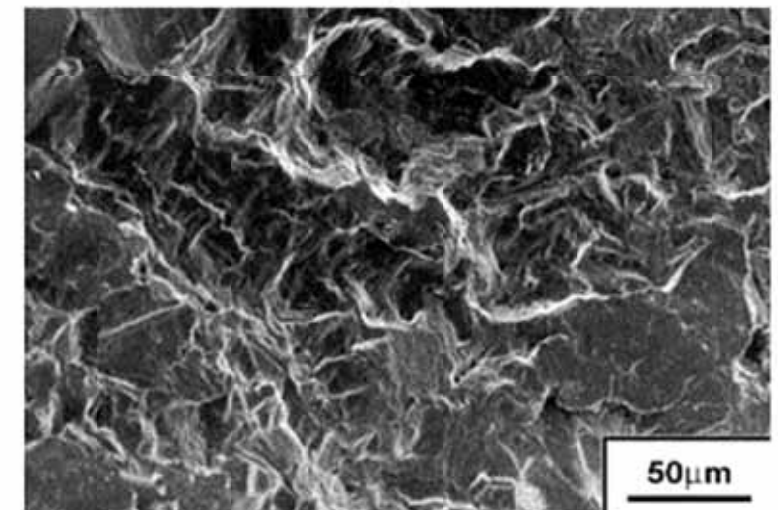


(b)

Figura 35 - Detalle de las superficies de la placa junto a la superficie de fractura: (a) Superficie frontal; (b) Superficie en contacto con el hueso. La superficie de fractura tiene forma de "V", con ángulo de aproximadamente 75° con el eje principal de la placa y ausencia de labios de cizallamiento "shear lip". Los resultados indicaron la acción de dos frentes de propagación de la grieta iniciadas en posiciones opuestas – véase flecha B y región C de la figura anterior. MEB. IES [83].

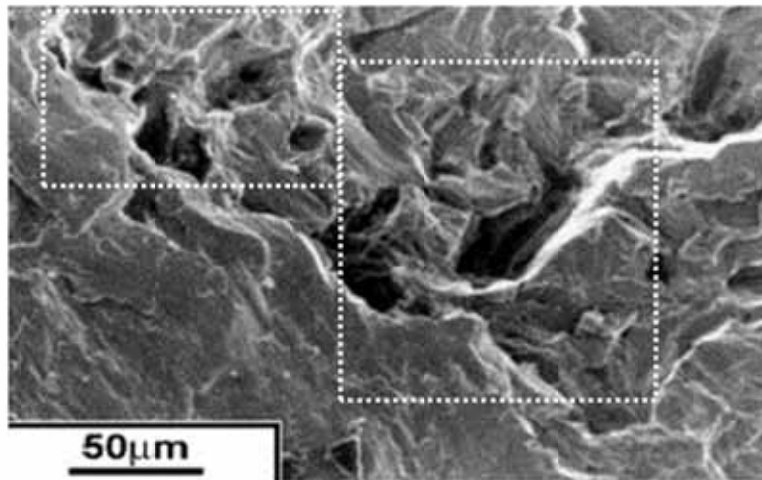


(a)



(b)

Figura 36 - Examen microfractográfico: (a) Región de inicio de fractura indicado por el área C (con deformación) y (b) Región de inicio de fractura indicado por la flecha B (véase Figura 34-a). Superficie de fractura irregular, con agrietamiento secundario y "estrias paralelas" en diferentes orientaciones. MEB. IES [83].

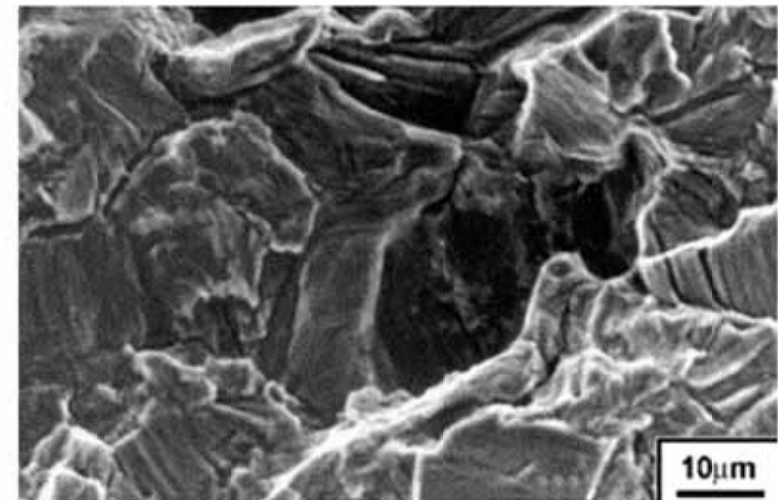


(c)

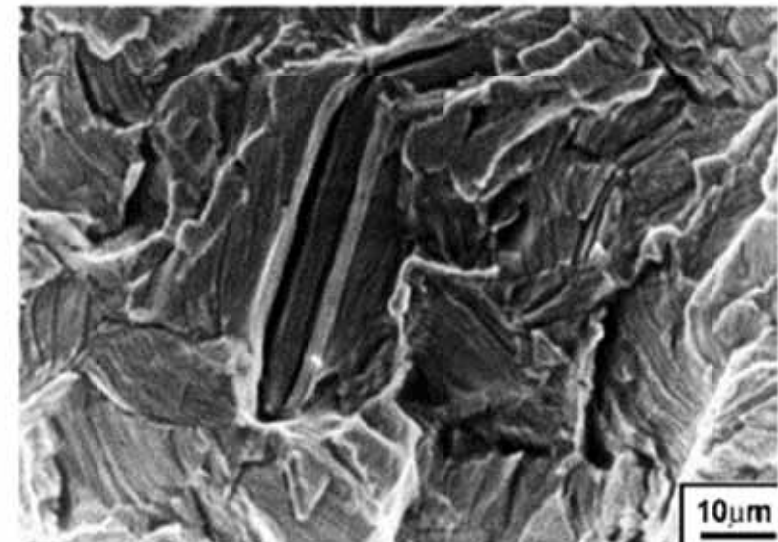
Figura 36 (continuación) – Examen microfractográfico: (c) Región de fractura por sobrecarga (flecha A y segmentos P-P'), véase **Figura 34-a**. Posible presencia de alveolos de fractura dúctil en las áreas demarcadas por líneas puntilladas blancas. MEB. IES [83].

La región central de la superficie de fractura (véase **Figura 36-b**) presentó una topografía de fractura más áspera y con agrietamiento secundario más intenso, además de la presencia de una pequeña región con alveolos de fractura dúctil, confirmando que la porción central fue la última en romper y la actuación de dos frentes de propagación estable de grieta.

Las **Figuras 37-a** y **37-b** muestran la diversidad de características microfractográficas observadas en las regiones de inicio de la fractura: topografía irregular con grietas secundarias transgranulares e intergranulares, estrias paralelas asociadas con trincas secundarias y estrias paralelas convencionales. Estas características son típicamente observadas después de la fractura por fatiga de titanio puro [86-91].



(a)



(b)

Figura 37 – Examen microfractográfico: (a) Región de inicio de la fractura mostrando topografía rugosa conteniendo estrias paralelas en diferentes orientaciones e intenso agrietamiento secundario; (b) Detalle de intersección de maclas de deformación plástica con la superficie de fractura. Presencia de grietas secundarias. MEB. IES [83].

Los metales hexagonales generalmente presentan un número reducido de sistemas compactos de deslizamiento (3 sistemas), cuando comparados con los metales de estructura cristalina del tipo centrado en el cuerpo (12 sistemas). Los sistemas preferenciales de los metales hexagonales dependen de la relación c/a de la célula unitaria, siendo que el sistema de deslizamiento más típico para los metales hexagonales está definido por el plano compacto basal $\{0001\}$ y por las tres direcciones compactas del tipo $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ [86-91].

El deslizamiento del titanio puro ocurre preferentemente en los planos prismáticos $\{10\bar{1}0\}$, que no es un plano compacto, a lo largo de las tres direcciones compactas del tipo $\langle 11\bar{2}0 \rangle$, también conocida como dirección $\langle a \rangle$. Otros sistemas de deslizamiento secundario pueden ser activados en el titanio, dependiendo de la temperatura y del valor de la tensión de cizallamiento proyectada, tales como el deslizamiento en el plano compacto basal $\{0001\}$ con vector de Burgers del tipo $\langle a \rangle$ y el deslizamiento de los planos no compactos piramidales, $\{10\bar{1}1\}$ y $\{11\bar{2}1\}$, con vector de Burgers del tipo $\langle a+c \rangle$ - dirección no compacta del cristal [86-91].

El pequeño número de sistemas de deslizamiento en el titanio puro policristalino (igual a tres) favorece la activación de la deformación plástica por maclación mecánica, puesto que el criterio de von Mises establece que el número mínimo de sistemas de deslizamiento y maclación activos e independientes en cada grano del policristal sea igual a cinco para evitar la descohesión intergranular durante la deformación plástica. Es decir, sin la activación de la maclación mecánica, no sería posible deformar plásticamente el Ti puro policristalino en la temperatura ambiente [86-91].

El Ti puro puede presentar hasta seis sistemas activos de maclación, siendo los sistemas $\langle 10\bar{1}1 \rangle \{10\bar{1}2\}$ (en tracción); $\langle \bar{1}\bar{1}23 \rangle \{11\bar{2}2\}$ (en compresión) los más comúnmente activados. Adicionalmente, los sistemas $\langle 11\bar{2}6 \rangle \{11\bar{2}1\}$ (en tracción); $\langle \bar{1}01\bar{2} \rangle \{10\bar{1}1\}$ (en compresión), $\langle \bar{1}\bar{1}23 \rangle$ y $\{11\bar{2}2\}$ (en tracción); $\langle 2\bar{2}43 \rangle \{11\bar{2}4\}$ (en compresión); $\langle 10\bar{1}\bar{1} \rangle \{11\bar{2}3\}$ (en compresión) pueden ser activados, dependiendo de la temperatura y de la velocidad de deformación plástica [86-91].

La posibilidad de activación simultánea de los mecanismos de deformación plástica por deslizamiento y por maclación mecánica en el titanio favorece tanto la deformación plástica cuanto el aumento de la velocidad de endurecimiento por deformación. Las características micrográficas diferenciadas de policristales de titanio

puro (véase Figuras 37-a y 37-b), principalmente provocada por esfuerzos cíclicos, es, por tanto, resultante de la compleja cooperación y competencia entre los dos mecanismos de deformación plástica [86-91].

Finalmente, la Figura 38 muestra el detalle de la superficie del "entalle curvo" de la placa, enfatizando en la acción del mecanismo de corrosión intergranular (promovida por los fluidos corporales, que contienen iones Na^+ , Cl^- y HCO_3^-) [92-96]. La corrosión intergranular (véase Figura 38) consumió los precipitados intergranulares y provocó la formación de puntos de concentración de esfuerzos (pre-grietas con profundidad aproximada de $15 \mu\text{m}$). Estos puntos de corrosión localizada actuaron como sitios preferentes de nucleación de grietas de corrosión-fatiga durante la vida en servicio del implante.

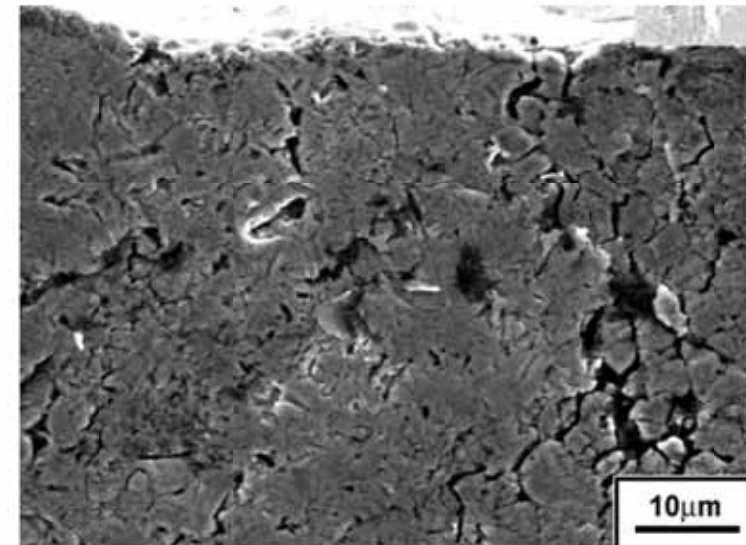


Figura 38 – Detalle de la superficie del entalle arredondado de la placa al lado de la superficie de fractura, mostrando ataque corrosivo de tipo intergranular con profundidad de hasta $15 \mu\text{m}$. MEB. IES [83].

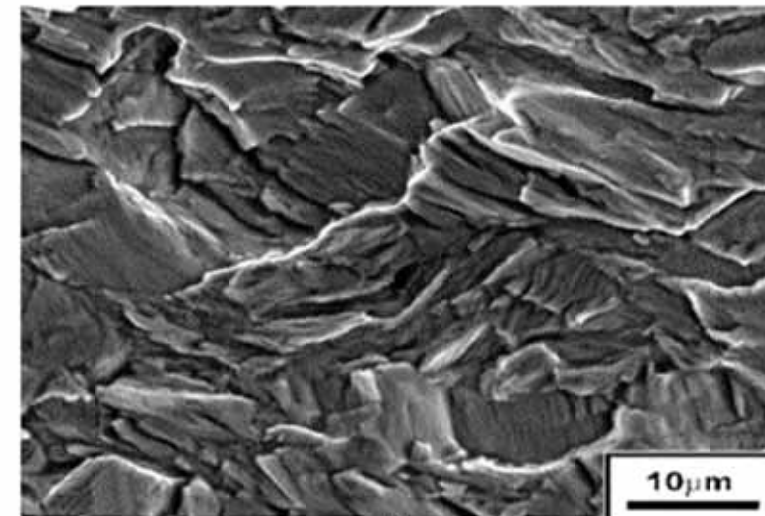
La calidad y el espesor de la capa pasiva de óxido de titanio (obtenida por el tratamiento de oxidación) de este implante puede estar perjudicada por la presencia de precipitados intergranulares, reduciendo localmente la resistencia a corrosión intergranular (véase Figuras 33 y 38).

La carga cíclica en la placa fue provocada por inestabilidades mecánicas, causadas, por ejemplo, por la instalación inadecuada del implante, falla de regeneración del hueso al lado de los tornillos de fijación o por el uso inadecuado del paciente [96-97]. Es imposible identificar la causa raíz de la presencia de carga cíclica sin el análisis de la documentación prevista por las normas de remoción y de análisis de implantes quirúrgicos.

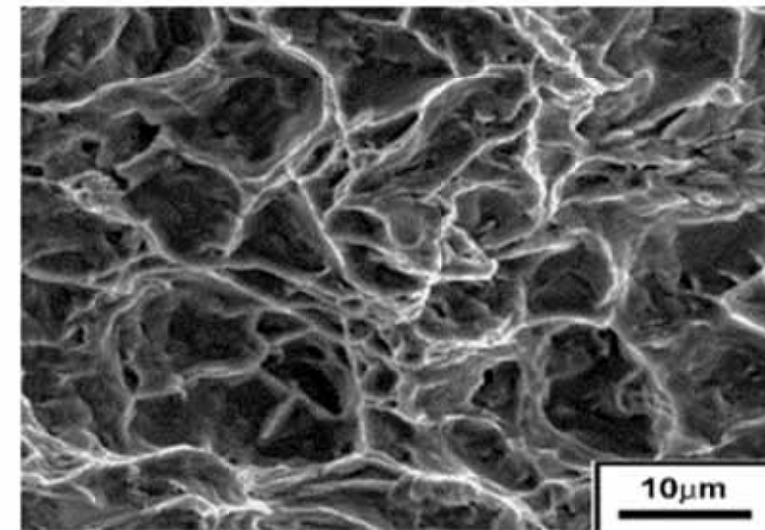
Las cirugías de revisión de implantes en el Brasil aun no siguen los procedimientos establecidos por las normas, como la ASTM F 561 (*Standard Practice for Analysis of Retrieved Metallic Implants*) y la ABNT NBR ISO 12891-1 :2016 (Implantes para cirugía – remoción y análisis de implantes quirúrgicos – Parte 1: Remoción y manipulación). Estas normas especifican la metodología para la remoción y manipulación de implantes quirúrgicos retirados de pacientes y de muestras de tejido periimplantario y de fluidos adyacentes. Las normas también especifican las etapas para la obtención de la historia clínica, de los exámenes pre-extracción, de los procedimientos de etiquetado, limpieza, descontaminación, documentación, embalaje y transporte del implante roto.

La investigación de implantes recuperados y de los tejidos adyacentes a los implantes son útiles en la evaluación de complicaciones clínicas asociadas al uso del implante, expandiendo el conocimiento sobre el desempeño clínico de los implantes y de las interacciones entre los implantes y los tejidos adyacentes (por ejemplo: investigación de la presencia de partículas metálicas en el tejido y evaluación histológica de la respuesta celular al implante). De acuerdo con las normas de remoción de implantes, el análisis destructivo del implante roto en servicio no debe ser realizada de manera que no se destruyan las características que puedan ser objeto de litigio.

Las **Figuras 39-a** y **39-b** muestran los resultados microfractográficos de implantes de Ti puro (placas rectas proporcionadas por el Instituto de Ortopedia y Traumatología de la Facultad de Medicina de la Universidad de São Paulo), después de los ensayos de fatiga al aire (tensión máxima de 150 MPa, R=0, N=10⁵ ciclos y frecuencia 10 Hz). El examen microfractográfico de la región de propagación estable de la grieta confirmó todos los aspectos observados en la región de propagación estable de grieta de corrosión-fatiga del implante investigado (véase **Figuras 37-a** y **37-b**) y, adicionalmente, mostró que la región de fractura por sobrecarga presenta aspecto de fractura dúctil transgranular con alveolos [83].



(a)



(b)

Figura 39 – Examen microfractográfico de una placa de Ti puro después de ensayo de fatiga al aire: (a) Región de fractura mostrando topografía rugosa, con estrías paralelas en diferentes orientaciones e intenso agrietamiento secundario (b) Región de sobrecarga, mostrando fractura transgranular dúctil con alveolos. MEB. IES [83].

La concentración de esfuerzos mecánicos complejos en puntos específicos del implante asociada a la acción de corrosión intergranular del implante promovió la nucleación y propagación estable de grietas por corrosión-fatiga.

La presencia de corrosión intergranular está íntimamente unida a la precipitación intergranular y a la calidad de la capa pasiva, que es obtenida en la etapa de anodización del implante de titanio (véase Figuras 33 y 38). En este sentido, la manipulación excesiva del implante (con deformación plástica) antes del procedimiento de instalación puede promover el agrietamiento de la película protectora al lado de los precipitados y favorecer la acción del mecanismo de corrosión intergranular.

La presencia de precipitados intergranulares de Fe, probablemente fase Ti (β), no es compatible con el análisis química presentada en la **Tabla 7**, indicando no solo la importancia de ensayos con certificación de calidad, como la necesidad de adquisición de patrones de calibración para análisis química de Ti y sus aleaciones y de la participación en programas Inter-laboratoriales en la gestión del sistema de calidad. En el cotidiano del análisis de falla en nuestro país (Brasil), sin embargo, aún existen inúmeros consultores que usan el microanálisis químico EDS (de carácter semi-cuantitativo) para verificar la conformidad a las especificaciones de las normas técnicas.

Un aspecto positivo del artículo de Acevedo [83] fue la correcta identificación del mecanismo de fractura de fatiga. A pesar de las características microfractográficas “atípicas” de este tipo de fractura en Ti (α) debido a la actuación simultánea de mecanismos de deformación plástica por deslizamiento y maclación mecánica.

2.2.2 Estudio microscópico de implantes de titanio puro después de ensayos de fatiga en suero

El artículo de Azevedo y Santos [84] estudió el efecto del medio sobre la fractura por fatiga de implantes anodizados de titanio comercialmente puro (placa recta con cinco agujeros, largo de 37 mm, ancho de 6 mm, espesor de 0,85 mm, diámetro de los agujeros 2,1 mm y espaciamiento entre agujeros de 8 mm, gentilmente cedidas por la empresa Baumer, véase **Figura 40**).

Ensayos exploratorios de fatiga no-estandarizados en suero fueron realizados en una máquina MTS ($\sigma = 150$ MPa; $R=0$ y frecuencia de 10 Hz, véase **Figura 41**). Los cuerpos de prueba fueron montados con tornillos de Ti-6Al-4V, sufriendo, adicionalmente esfuerzos cíclicos de flexión. Cuatro condiciones fueron investigadas:

- Condición I: ensayos de placas anodizadas, pruebas al aire y temperatura ambiente;
- Condición II: ensayos de placas anodizadas en una solución acuosa de potasio de sodio (suero) a 37°C;
- Condición III: ensayos de placas sin anodizado, pruebas en una solución acuosa de potasio de sodio (suero) a 37°C. La remoción de la capa anodizada fue realizada por la inmersión de las placas en una solución de ácido sulfúrico a 30 % a 65°C, de acuerdo con la norma ABNT NBR ISO 14233:1998 (*Implants for surgery - Metallic materials - Descaling and cleaning titanium and titanium alloy surfaces*);
- Condición IV: ensayos de placas anodizadas en una solución acuosa de potasio de sodio (suero) a 37°C, usando tornillos de acero carbono en la fijación de las placas en el intento de promover la formación de H_2 y posible absorción de hidrogeno por parte del Ti.

Los resultados de los ensayos exploratorios de fatiga son mostrados en la **Tabla 8**, sugiriendo que el medio agresivo y la falta de anodizado redujeron la vida útil por fatiga de las placas de titanio puro en relación a la fatiga al aire [84].

Los resultados del análisis química de nitrógeno, carbono, oxígeno, hierro, aluminio y titanio indicaron que la composición química de la placa estaba de acuerdo con los requisitos del titanio grado I de la norma ABNT NBR ISO 5832-2:2001 (Implantes para cirugía – Materiales metálicos – Parte 2: Titanio puro).



Figura 40 - Vista general de la microplaca de titanio cedida por la empresa Baumer [84].

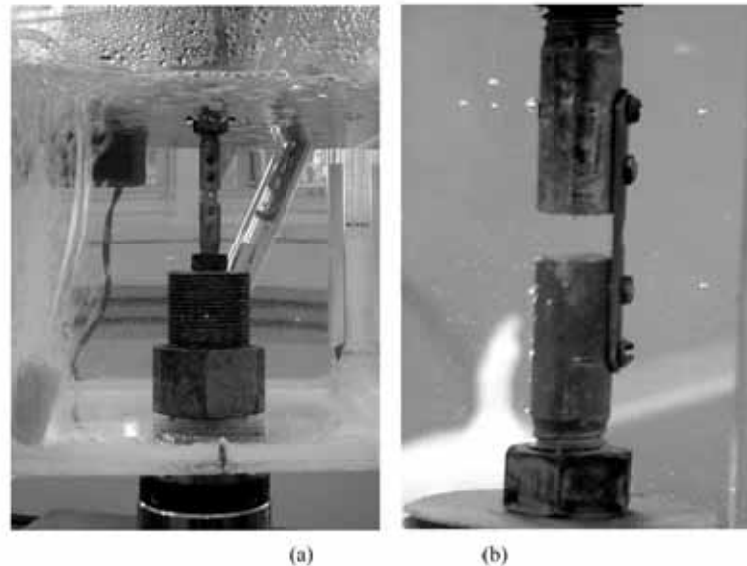


Figura 41 - Montaje experimental del ensayo de fatiga en la solución acuosa a 37°C: (a) Vista general; (b) detalle mostrando la fijación de la placa en las mordazas de la máquina [84].

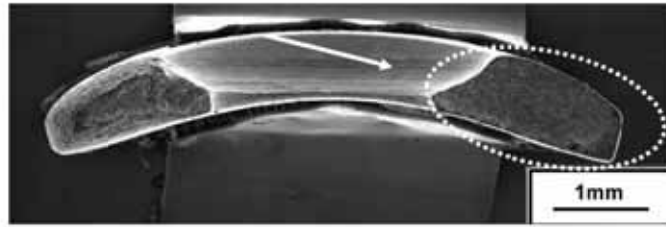
Tabla 8 - resultado de los ensayos no estandarizados de fatiga, tensión de 150 MPa [84].

Condición	Numero de ciclos
I – Ensayo al aire	183.000
II – Ensayo en suero de placas anodizadas	145.000
III – Ensayo en suero de placas no anodizadas	95.000
IV – Ensayo en suero de placas anodizadas y presencia de H ₂	102.000

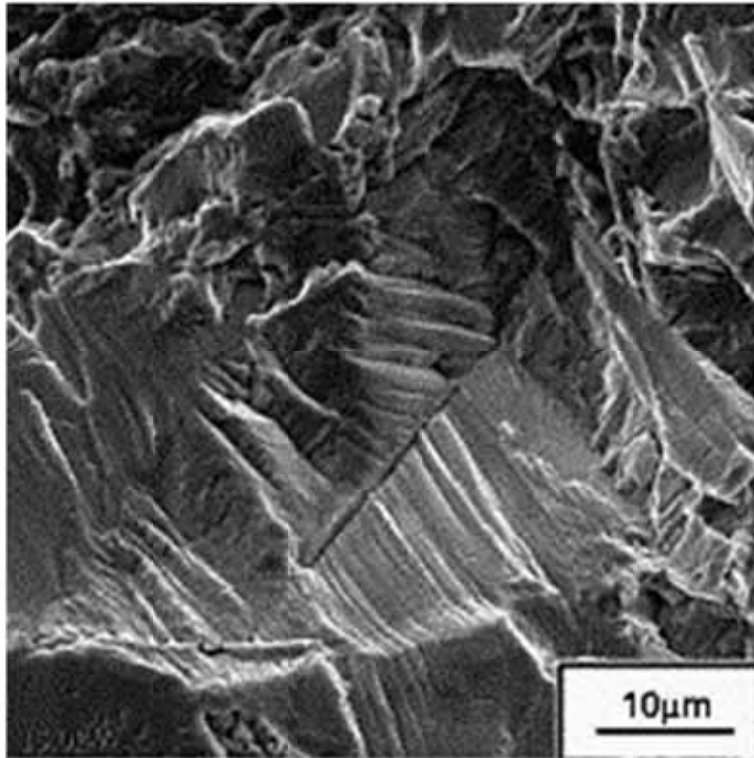
Para todas las condiciones estudiadas, la fractura por fatiga comenzó en la superficie cóncava de la placa (que estaría en contacto con el hueso) al lado de los agujeros (véase Figuras 42-a a 45-a). Las Figuras 42 a 45 muestran las características microfractográficas de las placas para cada una de las condiciones de ensayo. Una gran variedad de característica microfractográficas fue observada en las superficies de las muestras después de los ensayos de fatiga y de corrosión-fatiga, dependiendo de la orientación cristalográfica de cada grano del policristal de titanio puro en relación a la orientación de la carga mecánica. Las principales características observadas en la región de propagación estable de la grieta fueron las estrias paralelas; las estrias paralelas con un intenso agrietamiento secundario y la presencia de escalones.

Las muestras ensayadas en suero presentan, comparativamente, mayor cantidad de áreas con estrias de fatiga, con agrietamiento secundario más intenso (véase Figuras 42-b, 43-b, 43-c, 44-b, 45-b e 45-d). Las regiones con fractura por sobrecarga mostraron fractura transgranular con formación de alveolos, siendo que los alveolos de las muestras ensayadas en la solución de suero sin anodización presentan, comparativamente, menor densidad de alveolos, que también eran más rasos (véase Figuras 42-c e 44-c).

La muestra no anodizada presentó fractura por fatiga con estrias que contienen agrietamiento secundario más intenso que el observado en la condición anodizada (véase Figuras 42-b, 43-b, 44-b). Estas observaciones indican que el medio salino (solución de suero) y la remoción de la capa de anodizado “fragilizaron” el material y consecuentemente, la vida por fatiga de los implantes. Uno de los mecanismos de fragilización sugerido por la literatura se relaciona a la presencia de hidrogeno atómico en la región de punta de grieta, llevando a la formación de una película frágil de TiH₂ [84-95].

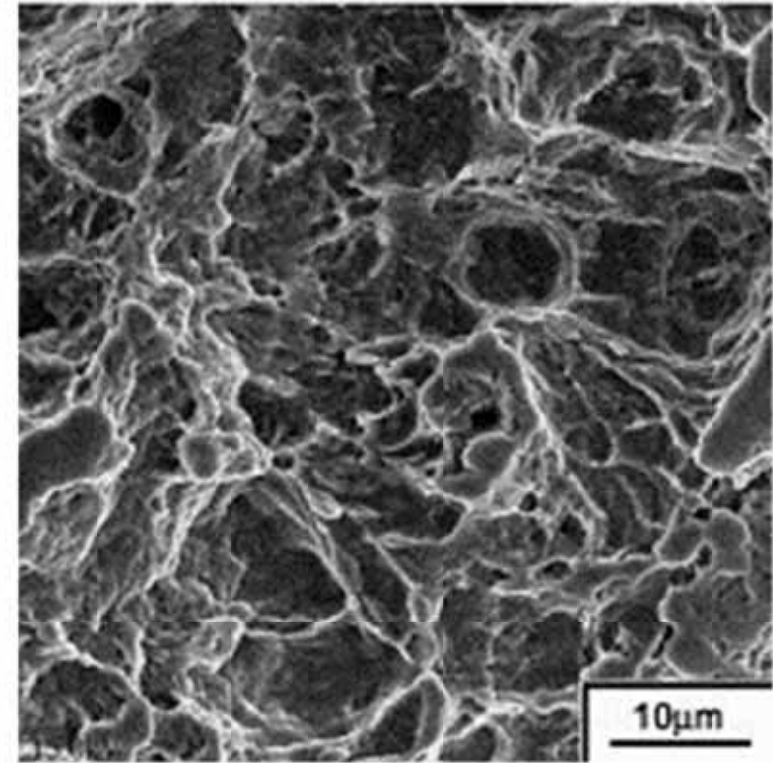


(a)



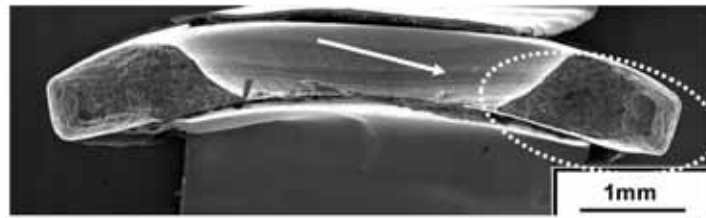
(b)

Figura 42 - Examen microfractográfico. Condición 1, ensayo al aire: (a) Vista general, mostrando que la fractura se inicia en la región del agujero al lado de la superficie cóncava de la placa a la derecha del agujero, que presenta marcas de contacto (flecha). La región a la derecha del agujero presenta fractura por sobrecarga; (b) Detalle de la región de fractura por fatiga, mostrando estrias paralelas con diferentes orientaciones en cada grano, formación de escalones y agrietamiento secundario. MEB. IES [84].

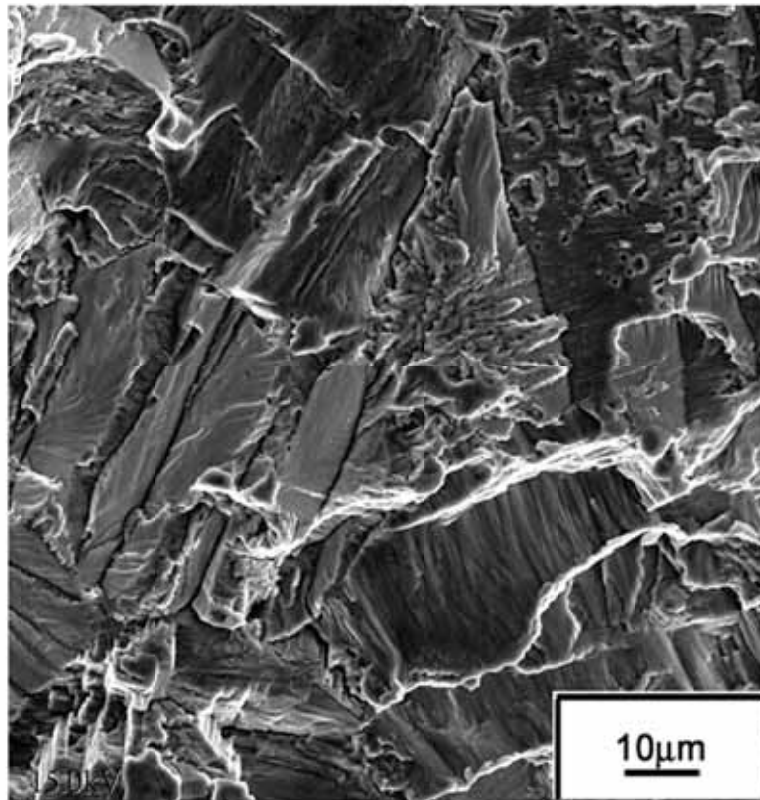


(c)

Figura 42 (continuación) - Examen microfractográfico. Condición 1, ensayo al aire: (c) Detalle de la región de fractura por sobrecarga, mostrando fractura dúctil transgranular con alveolos. MEB. IES [84].

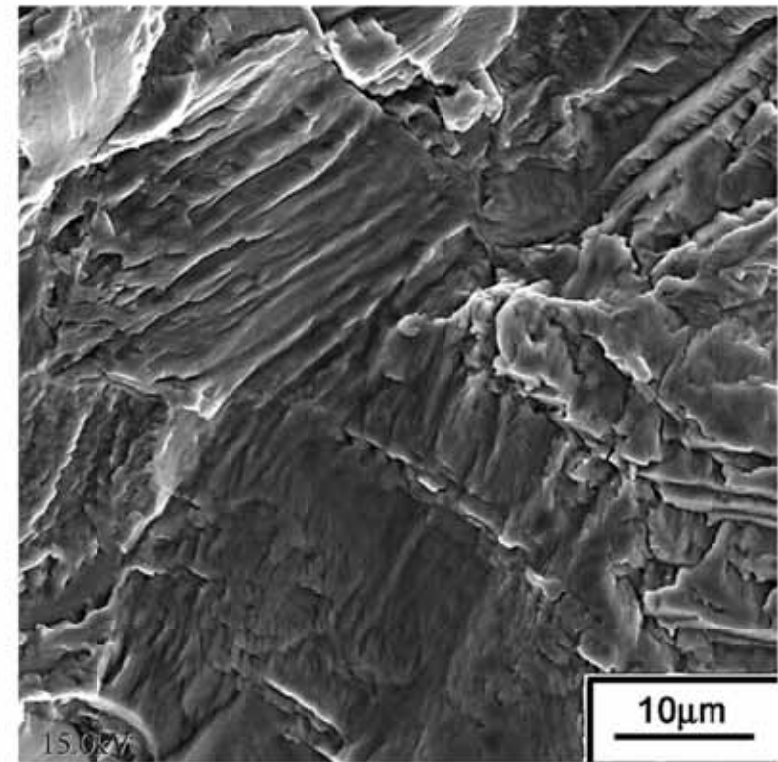


(a)



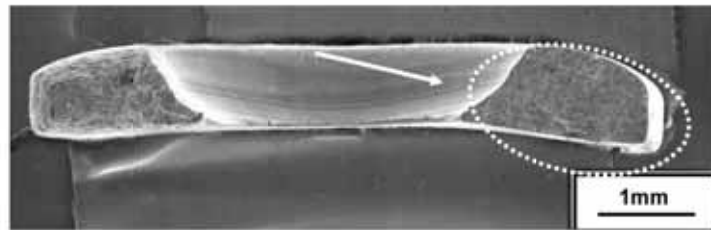
(b)

Figura 43 - Examen microfractográfico. Condición 2, ensayo en suero a 37°C de placas anodizadas: (a) Vista general, mostrando que la fractura se inicia en la región del agujero, al lado de la superficie cóncava de la placa a la derecha del agujero, que presenta marcas de contacto con el tornillo (flecha); (b) Detalle de la región de fractura por fatiga, mostrando estrías paralelas asociadas al intenso agrietamiento secundario y formación de escalones. MEB. IES [84].

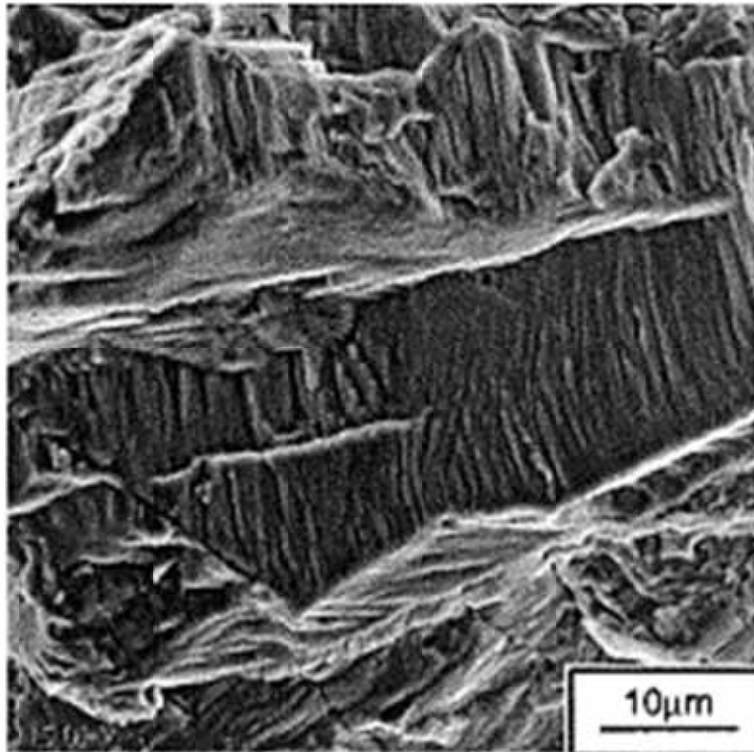


(c)

Figura 43 (continuación) - Examen microfractográfico. Condición 2, ensayo en suero a 37°C de placas anodizadas: (c) Detalle de la región de fractura por fatiga, mostrando estrías paralelas asociadas al intenso agrietamiento secundario y formación de escalones. MEB. IES [84].

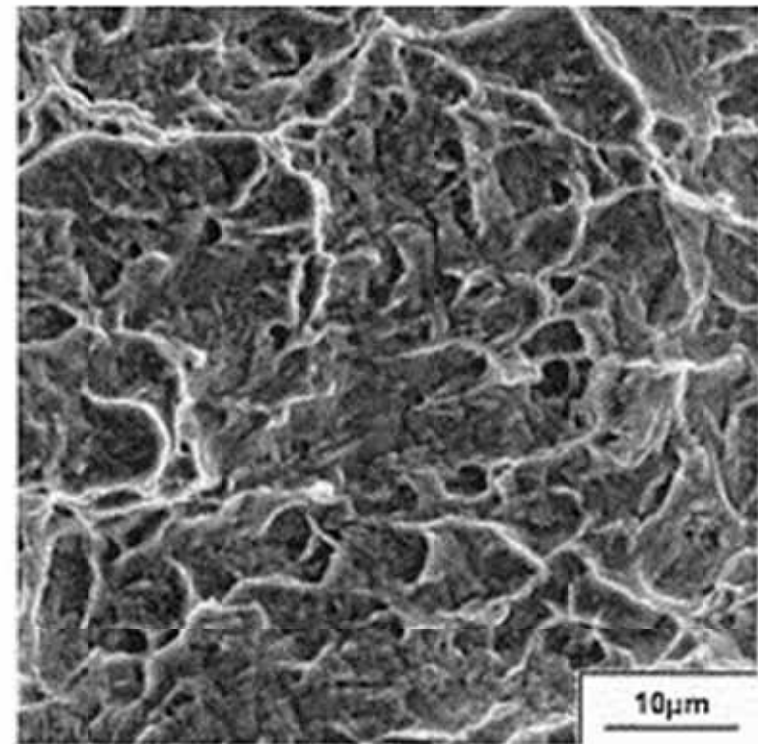


(a)



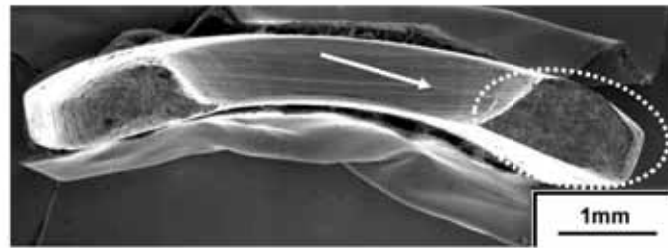
(b)

Figura 44 - Examen microfractográfico. Condición 3, ensayo en suero a 37°C de placas no-anodizadas: (a) Vista general mostrando que la fractura se inicia en la región del agujero, al lado de la superficie cóncava de la placa a la derecha del agujero; (b) detalle de la región de fractura por fatiga, mostrando estrías paralelas asociadas al agrietamiento secundario, más intenso que el observado en las condiciones anteriores y con formación de escalones. MEB. IES [84].

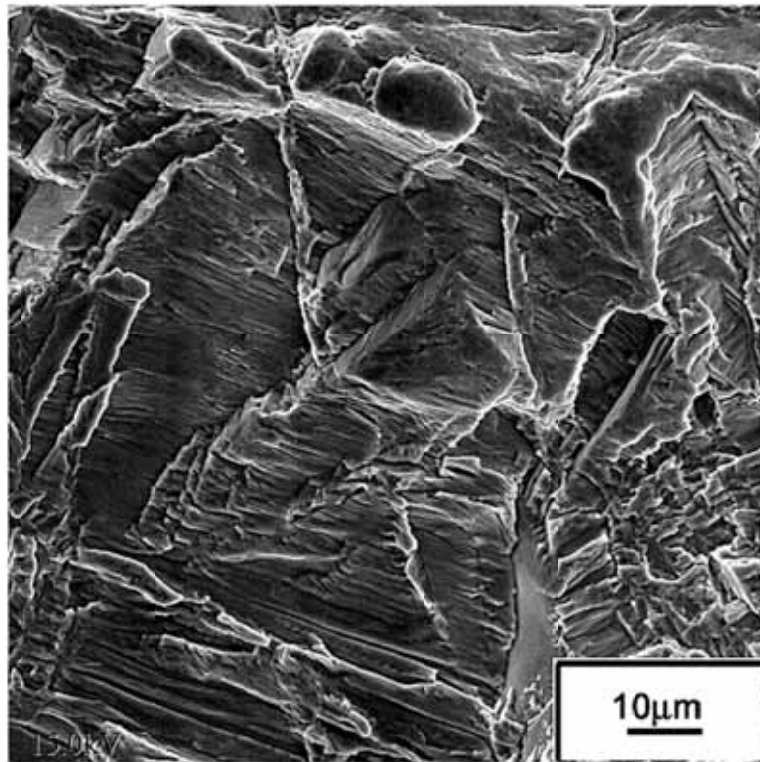


(c)

Figura 44 (continuación) - Examen microfractográfico. Condición 3, ensayo en suero a 37°C de placas no-anodizadas: (c) detalle de la región de fractura por sobrecarga, mostrando fractura dúctil transgranular con alveolos, aparentemente más rasos que la condición ensayada al aire. MEB. IES [84].

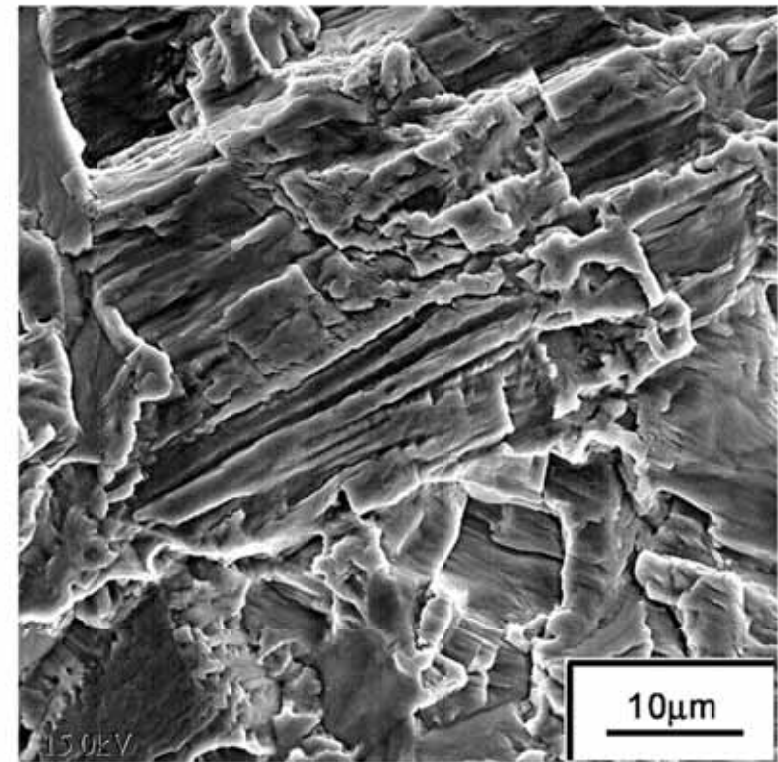


(a)



(b)

Figura 45 - Examen microfractográfico. Condición 4, ensayo en suero a 37°C de placas anodizadas con presencia de H₂: (a) Vista general, mostrando que la fractura se inicia en la región del agujero, al lado de la superficie cóncava de la placa a la derecha del agujero (flecha); (b) Detalle de la región de fractura por fatiga, mostrando estrias paralelas asociadas al intenso agrietamiento secundario MEB. IES [84].



(c)

Figura 45 (continuación) - Examen microfractográfico. Condición 4, ensayo en suero a 37°C de placas anodizadas con presencia de H₂: (c) Detalle de la región de la fractura por fatiga, mostrando estrias paralelas asociadas al intenso agrietamiento secundario. MEB. IES [84].

Las **Figura 46** y **47** muestran las microestructuras de las placas lejos de la superficie de fractura y en las áreas próximas a la superficie de fractura (tanto en la región junto a la fractura por fatiga, como junto a la región de fractura por sobrecarga) después del ensayo de fatiga. La microestructura de las muestras lejos de la superficie de fractura (véase **Figuras 46-a** y **47-a**) consiste en granos equiaxiales de fase Ti (α) (con tamaño de grano ASTM igual a 6) con algunas maclas. El tamaño de grano está de acuerdo con la norma ABNT NBR ISO 5832-2:2011 (Implantes para cirugía – Materiales metálicos – parte 2: Titanio puro).

Las microestructuras de las regiones próximas a las regiones de fractura por fatiga (véase **Figuras 46-b** y **47-b**) presentan granos equiaxiales de fase Ti (α) con mayor densidad de maclas mecánicas (principalmente para la muestra ensayada al aire, que presentó mayor vida por fatiga). En las regiones próximas a las fracturas por sobrecarga (véase **Figuras 46-c** y **47-c**), se observaron granos equiaxiales de fase Ti (α) con una concentración aun mayor de maclas mecánicas, principalmente para la muestra ensayada al aire.

La observación mas detallada de la microestructura junto a la superficie de fractura mostró como la activación del mecanismo de deformación plástica por maclación afectó la topografía de la fractura por fatiga por la creación de estrías paralelas (véase **Figura 48-a**). La placa no-anodizada mostro una grieta secundaría transgranular de fatiga siendo formada en la superficie lateral de la placa (véase **Figura 48-b**).

Los resultados del segundo artículo [84] complementan las observaciones del artículo anterior [83] y confirman los resultados de la literatura [86-91]. No fue observada, esta vez, la precipitación intergranular, descartando la hipótesis de precipitación de hidruro de titanio durante la propagación de la grieta de corrosión-fatiga [83]. El análisis micrográfico y microestructural presentado en el artículo [84] estaban incompletas en relación a la comparación de los resultados de las diversas condiciones de ensayo de fatiga y fueron complementadas en el texto de análisis crítica, mostrando como la fractura por fatiga tiene un carácter más frágil en la muestra no-anodizada ensayada en suero (véase **Figura 44-b**) y en la muestra anodizada ensayada en suero y en presencia de H_2 (véase **Figuras 45-b** e **45-c**). Estas dos condiciones presentan un comportamiento aparentemente más frágil (véase **Figuras 46-b**, **46-c**, **47-b** y **47-c**). El artículo de Azevedo y Santos [84] fue importante por proporcionar una mudanza de paradigma sobre la interpretación microfractográfica de fracturas de fatiga de metales susceptibles a maclación mecánica.

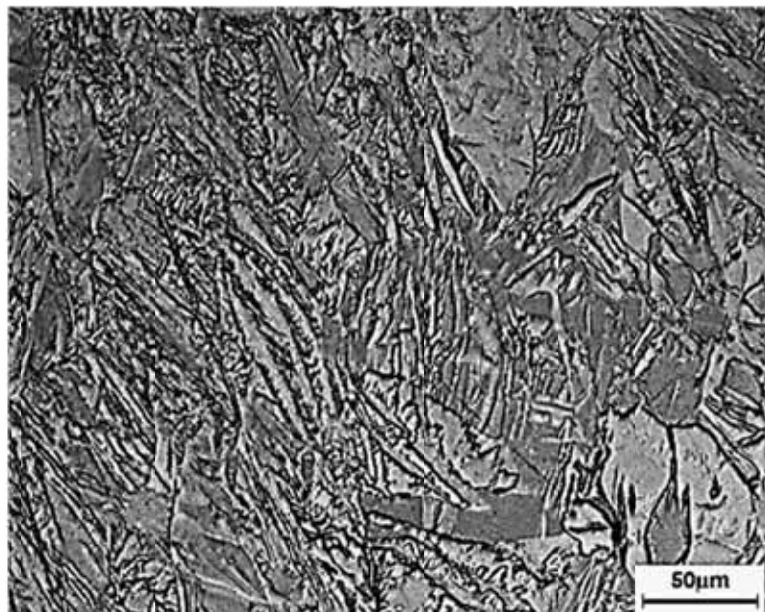


(a)



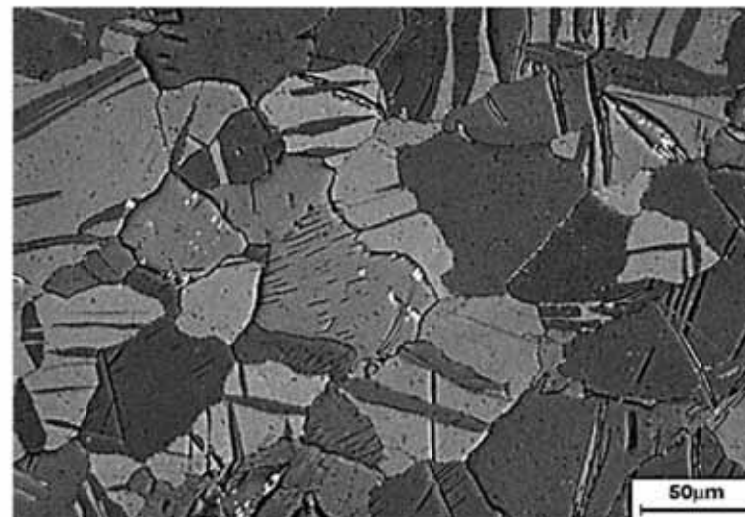
(b)

Figura 46 - Examen metalográfico. Condición 1, ensayo de fatiga al aire: (a) Detalle de la región lejos de la fractura mostrando granos equiaxiales de fase Ti (α) con presencia de maclas de deformación plástica; (b) Detalle de la región próxima a la superficie de fractura por fatiga, mostrando mayor concentración de maclas mecánicas. Ataque: Kroll, MO [84].

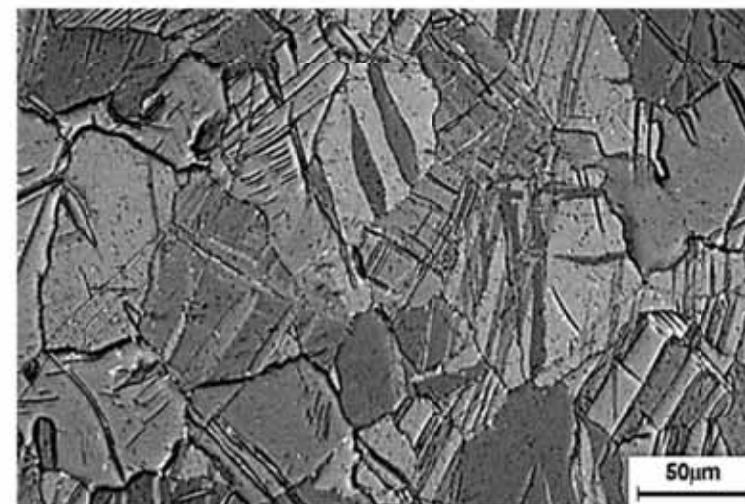


(c)

Figura 46 (continuación) – Examen metalográfico. Condición 1, ensayo de fatiga al aire: (c) Detalle de la región de fractura por sobrecarga, mostrando deformación plástica de la microestructura, con intensa concentración de maclas mecánicas de los granos de fase Ti (α). Ataque: Kroll, MO [84].

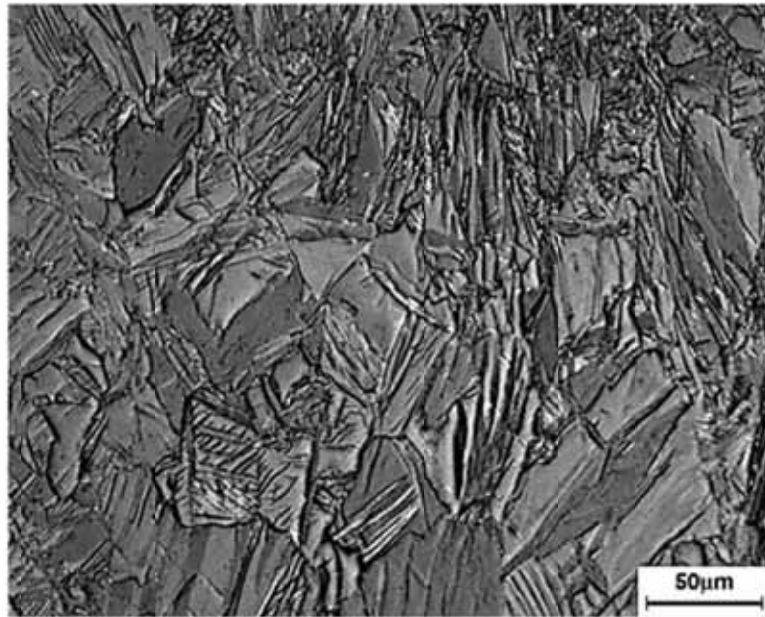


(a)



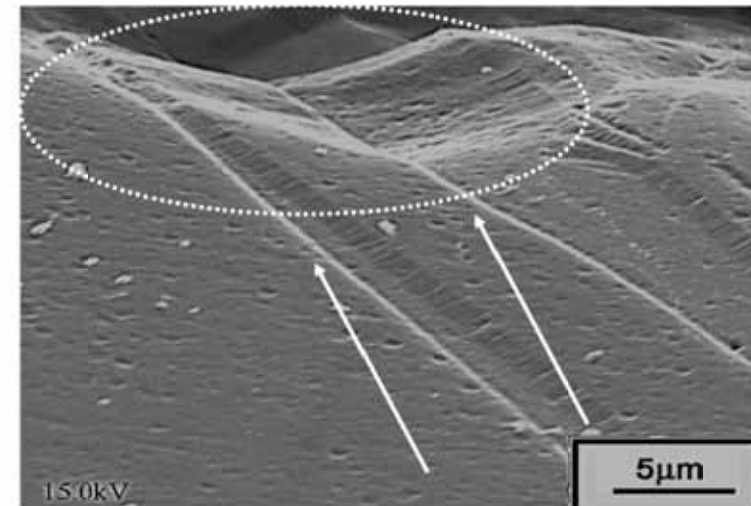
(b)

Figura 47 - Examen metalográfico. Condición 3, ensayo en suero de una muestra no-anodizada: (a) Detalle de la región lejos de la fractura mostrando granos equiaxiales de fase Ti (α) con presencia de maclas de deformación plástica; (b) Detalle de la región próxima a la superficie de fractura por fatiga, mostrando mayor concentración de maclas mecánicas. Ataque: Kroll, MO [84].

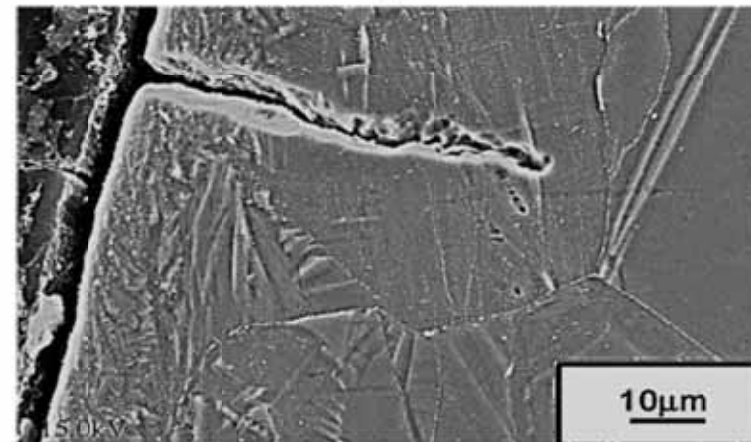


(c)

Figura 47 Examen metalográfico. Condición 3, ensayo en suero de una muestra no-anodizada: (c) Detalle de la región de fractura por sobrecarga, mostrando deformación plástica de la microestructura, con intensa concentración de maclas mecánicas de los granos de fase Ti (α). Ataque: Kroll, MO [84].



(a)



(b)

Figura 48 - Examen metalográfico: (a) Región de la fractura estable de la condición 2 (ensayo de fatiga en suero de una muestra anodizada), mostrando como la activación del mecanismo de maclación mecánica (flecha) causa la formación de un relieve con estrías en la superficie de la fractura (área); (b) Región de inicio de la fractura por fatiga junto a la superficie lateral de la placa de la condición 3 (ensayo de fatiga en suero de una muestra anodizada), mostrando una grieta secundaria transgranular asociada a la presencia de maclas de deformación plástica. MEB. IES [84].

El uso de titanio y sus aleaciones para la fabricación de implantes ortopédicos viene creciendo bastante desde la década del 50. Estas aleaciones fueron originalmente desarrolladas para la industria aeronáutica por presentar una buena relación entre resistencia mecánica y densidad. Posteriormente, las aleaciones del tipo Ti (α) y Ti ($\alpha+\beta$) se tornaron atrayentes para aplicaciones biomédicas, debido a la elevada biocompatibilidad asociada a la alta resistencia a la corrosión de componentes anodizados (formación de la película pasiva) y el bajo valor del módulo de elasticidad (~ 100 GPa para las aleaciones de titanio versus ~ 200 GPa para los aceros inoxidables austeníticos).

La resistencia a la corrosión del titanio es debida a una densa barrera de óxido de TiO_2 en la parte más interna de la película protectora, en cuanto que la excelente osteointegración es explicada por la formación de una barrera de óxido más porosa en la parte más externa de la película protectora [98-102].

Los implantes metálicos trabajan sobre la acción de complejas cargas mecánicas y en medio salino, exigiendo de los biomateriales una buena combinación de propiedades mecánicas estáticas y cíclicas, de resistencia a la corrosión y de biocompatibilidad. El pH de los líquidos corporales es levemente básico (entorno de 7,2 a 7,4), mas en regiones con heridas y con presencia de hematomas, adyacentes al implante, el líquido puede tornarse ácido. Los mecanismos de corrosión y de desgaste promueven la falla prematura de los implantes metálicos, además de liberar partículas o iones metálicos en el cuerpo humano, que pueden inducir reacciones adversas en el tejido periimplantario. La metalosis, por ejemplo, promueve el proceso inflamatorio y de necrosis de los tejidos, llevando a la pérdida del implante metálico [96-97].

Adicionalmente, la diferencia en el valor del módulo de elasticidad entre el implante y el hueso puede causar un efecto de “blindaje de esfuerzos”, que reduce o elimina por completo los esfuerzos aplicados en el hueso, reduciendo, como consecuencia, la densidad ósea y causando problemas de osteointegración [98-102]. Con el reciente desarrollo de aleaciones de Ti (β) para implantes ortopédicos [98-102], fue posible reducir el módulo de elasticidad de los implantes metálicos de aleaciones de Ti para valores cercanos a 36 MPa, como observado en la aleación $\text{Ti}_{33}\text{Nb}_{4}\text{Sn}$ [102]. Estas nuevas aleaciones utilizan la adición de elementos biocompatibles y estabilizadores de la fase β , como Ta, Sn, Zr e Nb, de modo a obtener valores de módulo de elasticidad mucho mas cercanos a los del hueso (~ 20 -30 GPa), evitando el “blindaje de esfuerzo” [98-102].

Un convenio del *Instituto de Pesquisas Tecnológicas (IPT)* con la *Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração (CBMM)* y la asociación de asistencia al niño deficiente (*AACD*) consiguió inversiones de RS 8,2 millones para desarrollar prótesis ortopédicas y nuevas aleaciones de Ti (β) de los sistemas Ti-Nb y Ti-Nb-Zr. Las prótesis serán procesadas por fusión selectiva a laser de polvos metálicos, usando la técnica de impresión 3D. Las prótesis de cadera serán caracterizadas por medio de ensayos de corrosión, citotoxicidad y fatiga en líquido sinovial [103]. Será bastante interesante estudiar tanto el efecto de las porosidades sobre la vida en fatiga de estos implantes como la viabilidad económica de las nuevas aleaciones y procesos de producción.

2.2.3 Análisis de la comercialización de implantes ortopédicos metálicos en el Brasil

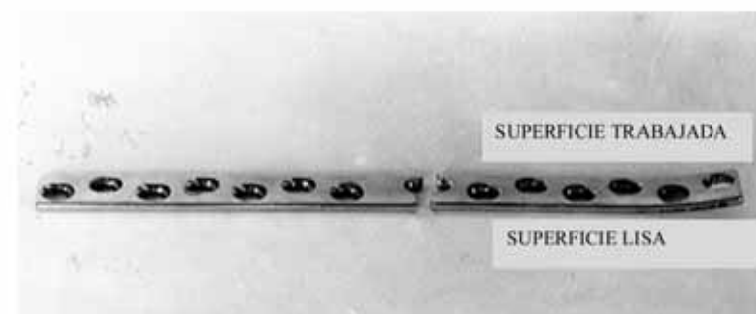
El artículo de Azevedo e Hippert [104] presento e investigo la comercialización de implantes ortopédicos en el Brasil a partir de la investigación de algunos casos de análisis de fallas de implantes metálicos en acero inoxidable (placas de compresión y de fémur) y de alambres de ortodoncia en Nitinol investigados por el IPT entre 1997 y 2001 [105-110]. Adicionalmente una versión en portugués de este artículo fue publicada en la revista *Cadernos de Saúde Pública da Fundação Oswaldo Cruz* [111].

Las placas de compresión investigadas presentan fractura a lo largo de los agujeros de fijación (véase **Figura 49-a**). El examen microfractográfico presentó estrias de fatiga con intenso agrietamiento secundario (véase **Figura 49-b**). La falla de la placa de compresión ocurrió por un mecanismo de corrosión-fatiga, con grietas nucleadas en los puntos de contacto entre la placa y los tornillos. La grieta de corrosión-fatiga se propagó por esfuerzo de flexión unidireccional bajo la acción de bajas tensiones nominales, produciendo mayor proporción de fractura por fatiga en comparación con fractura por sobrecarga. La composición química de dos placas de compresión estudiadas (véase **Tabla 9**) no atendía los requisitos de la norma ABNT NBR ISSO 5832-1:2008 (Implantes quirúrgicos – Parte 1: Acero inoxidable conformado), principalmente en relación al parámetro definido como número equivalente de resistencia a picaduras ($PREN = 3,3\%Mo + \%Cr$), que proporciona un estimativo de la resistencia a la corrosión por picadura en aceros inoxidables.

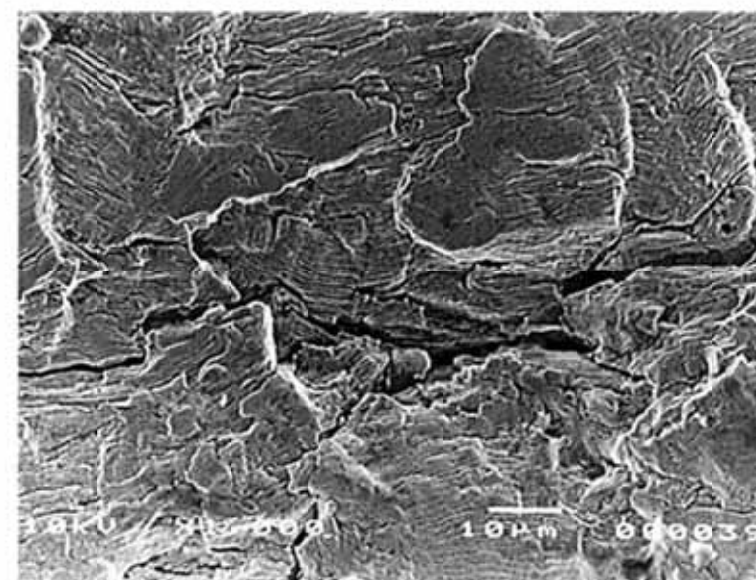
Tabla 9 - Composición química de los implantes de acero inoxidable [104]*.

Implante	%Cr	%Ni	%S	%P	%Mo	3,3%Mo + %Cr
Placa de compresión 1	16,8	12,7	0,003	0,020	2,5	25,1
Placa de compresión 2	17,8	13,9	0,004	0,020	2,1	24,7
Tornillo de la placa	17,2	11,9	0,004	0,030	2,1	23,5
Placa-lámina	17,5	13,3	<0,002	0,02	2,11	24,5
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 en negrita no cumplen a la especificación de la norma.



(a)



(b)

Figura 49 – Placa de compresión en acero inoxidable: (a) Vista general, ejemplo de la fractura encontrada en la placa de compresión; (b) Examen microfractográfico mostrando estrias de fatiga e intenso agrietamiento secundario. MEB. IES [104].

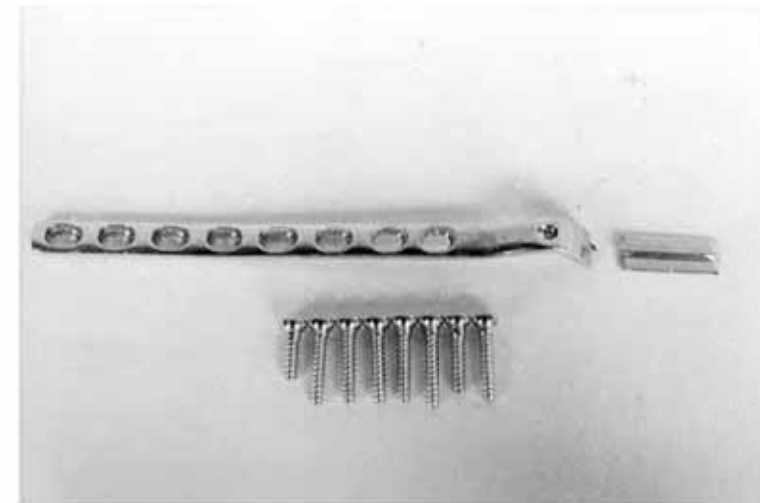
Las placas investigadas tampoco presentaban el nombre del fabricante ni el número de producto, contradiciendo la norma ABNT NBR 15165:2017 (Implantes para cirugía – Requisitos para marcación, embalaje y rotulado).

Otro caso mostrado [104] fue el de una falla prematura de una placa-lámina para fémur con sección transversal en T (con ángulo de 130°). En este caso, la ruptura ocurrió en la región del implante que presentaba reducción de espesor de la chapa (véase **Figura 50-a a 50-d**). Fue posible observar en esta región la presencia de defectos de manufactura del implante al lado de la sección en T, como aristas vivas y marcas de mecanizado, que actúan como puntos preferenciales de nucleación de grietas de corrosión-fatiga (véase **Figura 50-b**).

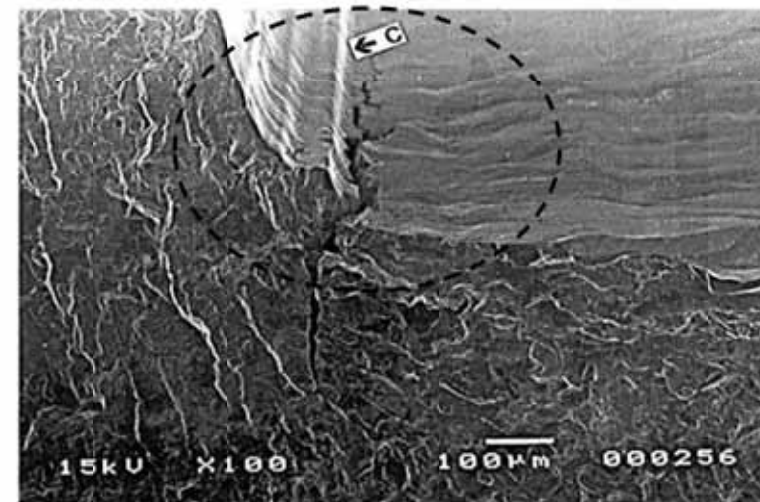
El análisis de la superficie de fractura reveló dos áreas opuestas con presencia de estrías de fatiga, además de una pequeña área central de fractura transgranular dúctil con alveolos (véase **Figura 50-d**). Los resultados indicaron que la fractura ocurrió por corrosión-fatiga bajo la acción de bajas tensiones nominales con esfuerzo de flexión inversa.

La composición química del material de la lámina (véase **tabla 9**) tampoco atendía los requisitos mínimos exigidos por la norma ABNT NBR ISO 5832-1:2008. La placa investigada tampoco presentaba el nombre del fabricante, ni el número de producto, contrariando la norma ABNT NBR 15165:2017 (Implantes para cirugía – Requisitos para marcación, embalaje y rotulado).

La literatura indica que las fallas por fatiga en implantes metálicos del tipo placa-pin o placa-lámina son invariablemente atribuidas a las inestabilidades mecánicas en la región de reducción de la fractura pudiendo acontecer por errores en la instalación o falla en la osteointegración [96-97,112]. Las dificultades de estabilización biomecánica del conjunto óseo-implante aumentan a medida que las cirugías se vuelven más complejas [96-97]. Las fallas de implantes temporales son más frecuentes en tratamientos de fracturas del que de implantes permanentes usados en cirugías correctivas [96-97].

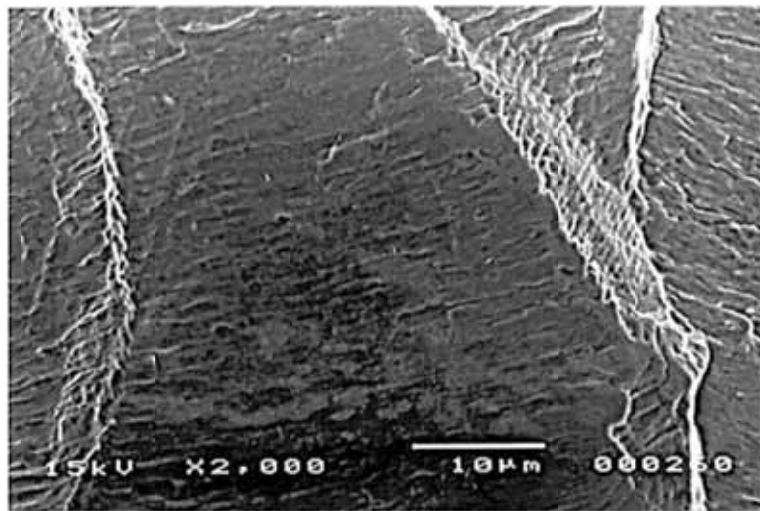


(a)

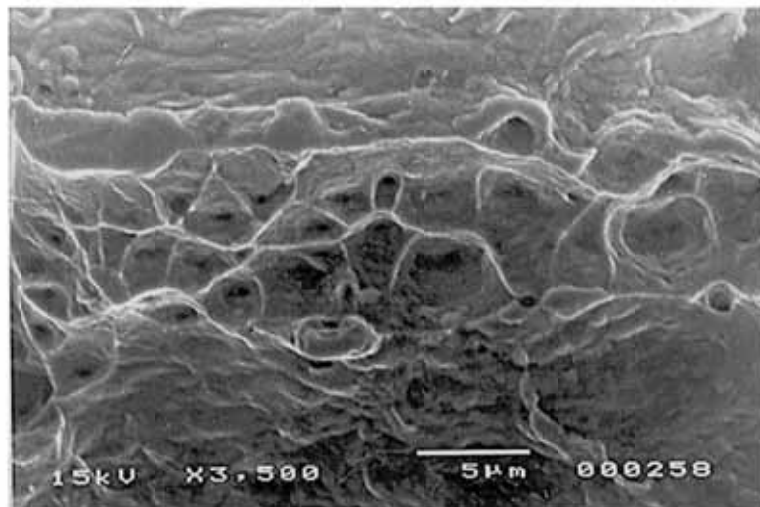


(b)

Figura 50 – Falla de placa-lámina para fémur fabricada en acero inoxidable: (a) Vista general del implante y tornillos; (b) examen microfractográfico mostrando defectos de fabricación, como aristas vivas y marcas de mecanizado (véase flecha C), asociados con grietas secundarias (área), MEB. IES [104].



(c)



(d)

Figura 50 – (continuación) - Falla de placa-lámina para fémur fabricada en acero inoxidable: (c) Examen microfractográfico mostrando estrías de fatiga; (d) examen microfractográfico mostrando fractura dúctil transgranular por alveolos. MEV. IES [104].

El artículo [104] también investigó la falla prematura de un conjunto de alambres de Nitinol (aleación Ni-Ti) usados en ortodoncia. Los resultados mostraron la ocurrencia de fractura transgranular dúctil asociada a la presencia de áreas intensamente corroídas en las superficies de los alambres, causando la falla de los alambres por sobrecarga en servicio (véase Figuras 51-a a 51-d).

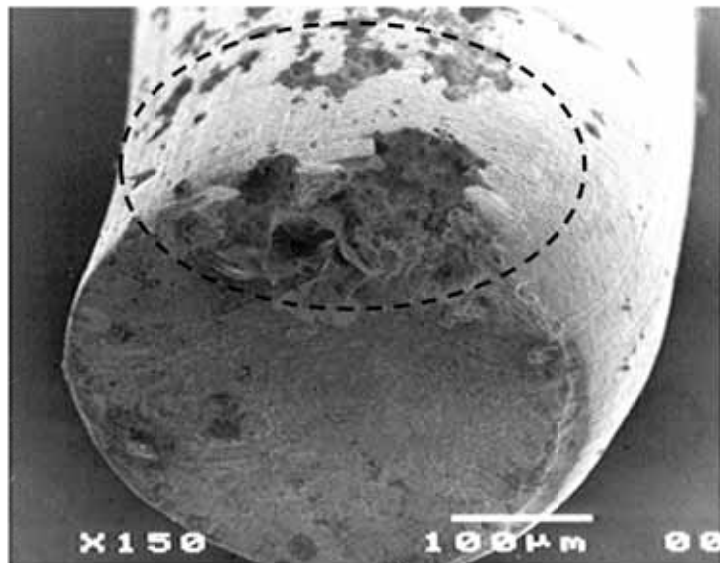
El mecanismo de corrosión fue asociado a la presencia de defectos superficiales ocurridos durante malas prácticas de fabricación de los alambres, que dificultaron la formación de la película pasiva (película protectora de oxido) [113-116]. Adicionalmente, la composición química de los alambres de Nitinol no cumplía con los requisitos de la composición (véase **Tabla 10**) definidos por la 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 cirugía – Materiales metálicos – aleación con memoria de forma de níquel-titanio – Parte 4: Especificación para aleaciones conformadas).

Tabla 10 - Composición química de implantes de aleaciones de Ni-Ti (alambre Nitinol)*

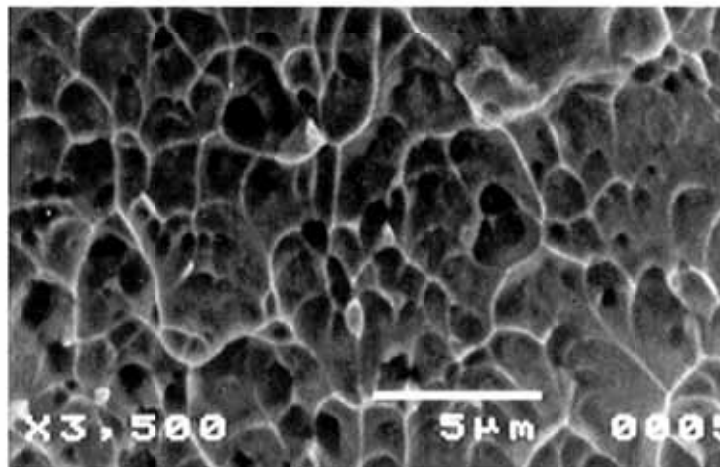
Dispositivo	%O	%C	%Ni	Ti
Alambres	0,04	0,05	55,4	balanço
Norma ASTM F2063-00	0,05 max.	0,02 max.	54,5 - 57,0	balanço

*: Valores en negrita no cumplen con la especificación de la norma.

Uno de los puntos positivos derivado de la publicación de los artículos del análisis sectorial de la comercialización de implantes ortopédicos metálicos en el país (Brasil) [104, 111] fue, según la empresa *Villares Metals*, el aumento inmediato en las ventas de aceros inoxidable grado quirúrgico (ABNT NBR ISSO 5832-1, Implantes para cirugía – Materiales metálicos – Parte 1: Acero inoxidable conformado), que paso de 50 toneladas en 2002 para 150 toneladas en 2004 [117-118], mostrando la negligencia del sector en relación a las especificaciones más básicas de las normas técnicas.

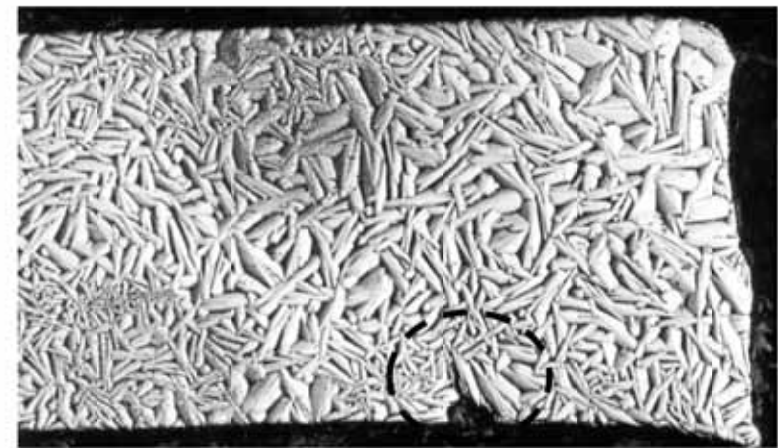


(a)

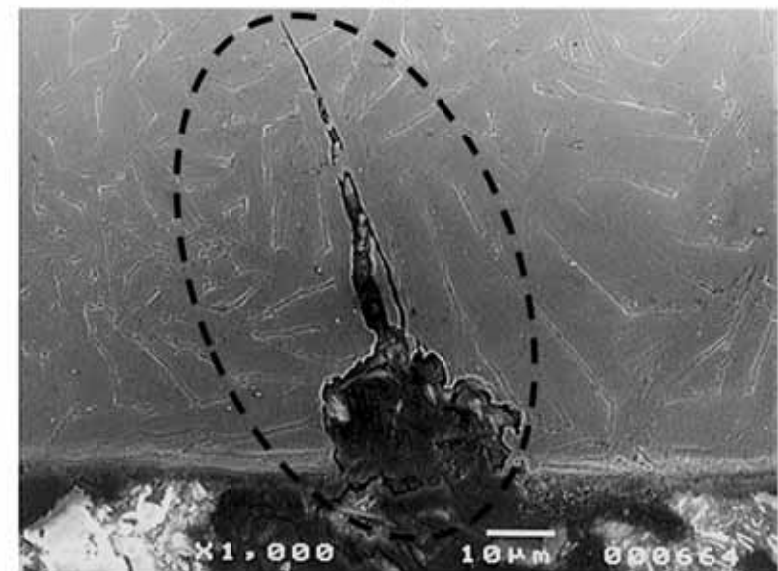


(b)

Figura 51- Alambres de Nitinol: (a) Examen microfractográfico mostrando defectos superficiales y una intensa corrosión (área) en la superficie del alambre; (b) Examen microfractográfico mostrando fractura transgranular dúctil con alveolos. MEB. IES [104].



(c)



(d)

Figura 51 (continuación) – Alambres de Nitinol: (c) Detalle de la microestructura acicular del alambre y de la grieta asociada con un defecto superficial (área); (d) Propagación de la grieta secundaria a partir del punto de corrosión localizada (área). MEB. IES [104].

El hecho de las investigaciones de los implantes de acero inoxidable haber sido solicitadas por los pacientes es un hecho bastante raro, pues indica la ausencia de mecanismos de notificación de la falla por parte de los médicos y hospitales para la agencia reguladora del sector, la *Agencia Nacional de Vigilância Sanitária* (ANVISA) [104, 111]. En los países más organizados, los casos de análisis de falla de implantes ortopédicos deben ser notificados a las respectivas agencias reguladoras, incluso antes de la realización de la cirugía de revisión, siendo que la investigación multidisciplinar de la falla es obligatoria [119-126].

A pesar de la resistencia de algunos médicos y entidades de clase en el Brasil, que aun insisten que los índices de falla en implantes quirúrgicos en el Brasil “son pequeños”, la notificación obligatoria de fallas de implantes a la ANVISA proporcionaría la obtención de datos estadísticos de fallas para cada modelo de implante ortopédico comercializados en el Brasil. Infelizmente esta práctica, sugerida en el 2002 [104, 111] y mencionada en la resolución en el concejo regional de medicina de 2006 [127], aun no fue colocada en practica por la ANVISA, ni siquiera en los “hospitales de vigilancia” [128].

La ANVISA fue creada en 1999 para actuar como una entidad administrativa independiente y con la finalidad de “promover la protección de la salud de la población por intermedio del control sanitario de la producción y comercialización de productos y servicios sometidos a la vigilancia sanitaria”. Entre las atribuciones de la ANVISA, se destacan el “planeamiento y la ejecución de programas de control de calidad y certificación de productos correlatos” [128-130]. El buen trabajo de traducción de las normas técnicas para implantes ortopédicos de la ISO (International Organization for Standardization) realizado por el comité brasilero Odonto-Médico-Hospitalario (CB26) de la ABNT es una pieza fundamental, pero no es suficiente, para la mejoría de la calidad de los implantes comercializados en el Brasil.

Por ejemplo, en 1997 los investigadores del Instituto Nacional de Tecnología ya afirmaban que la certificación obligatoria de implantes ortopédicos sería benéfica para el país [131]. La certificación de implante ortopédico por la ANVISA ocurre sin la realización de ensayos básicos de conformidad a las normas de la ABNT: en el manual para registro de implantes ortopédicos, que fue publicado por la ANVISA en 2010, la palabra ABNT fue citada apenas cuatro veces a lo largo de las 121 páginas del documento.

En otro caso, un edicto realizado por el hospital municipal de Campinas (SP-Brasil) de 2014 para la adquisición de ortesis y prótesis de ortopedia requería que “los implantes metálicos deberán ser suministrados en acero inoxidable (fabricados en 316L y deben obedecer a las normas ABNT) o de titanio, con registro y embalaje según NBR 10581, con identificación de logotipo, nombre o marca del fabricante”. Esta descripción é imprecisa y el edicto no exige la presentación de certificados de comercialización de productos y del certificado de buenas prácticas de la empresa.

El Sistema Único de Salud (SUS) del ministerio de salud, que compra más del 80% de los implantes quirúrgicos metálicos comercializados en el Brasil, tiene la obligación de promover la adopción de las normas de la ABNT en la descripción técnica de los implantes en sus procesos de licitación [104, 111, 129, 132].

La certificación de implantes ortopédicos por la ANVISA dependerá, en algún momento, de la infraestructura de los laboratorios existentes en el país y habilitados en la red Brasileira de Laboratorios Analíticos de Salud (REBLAS-ANVISA), una red de metrología que fue creada por la Secretaria de Vigilancia Sanitaria en 1998 [134].

La Red Multicéntrica De Evaluación De Implantes Ortopédicos (REMATO) fue creada en el 2010 por el Ministerio de Salud [135] justamente para “promover acciones enfocadas a la calidad y seguridad de los implantes ortopédicos, de forma a evitar la exposición de la población a productos sin evidencia de seguridad y eficacia en su consumo; fomentar la adecuación y modernización de los laboratorios que vengán a prestar servicios y contribuir con la cualificación del complejo industrial de la salud en el área de implantes ortopédicos; proponer la organización de eventos de interés en el área con vista a la capacitación de los profesionales para la evaluación de implantes ortopédicos; contribuir para la difusión del conocimiento sobre implantes ortopédicos; apoyar los laboratorios de la red en las acciones enfocadas a los servicios tecnológicos”.

En 2005 el Ministerio de Ciencia y Tecnología, el Ministerio de Salud y la Financiadora de Estudios y Proyectos (FINEP) publicaron una llamada pública titulada “selección pública de propuestas de capacitación de instituciones científicas y tecnológicas para la integración en la Red Multicéntrica de Evaluación de Implantes Ortopédicos - REMATO” [136], con recursos para inversiones de RS 7 200 000,00 en dos áreas temática:

Un proyecto del IPT fue aprobado y recibió recursos del orden de RS 1 millón en 2006 para: adquisición de una máquina axial-torsional de ensayos de fatiga para implantes ortopédicos en medio salino, modernización de máquinas servo-hidráulicas de ensayos de tracción, compresión y de fatiga al aire; y compra de un analizador de los elementos O y N (crucial para la caracterización química de implantes de titanio y sus aleaciones). La contrapartida del IPT prometía la certificación de ensayos de fatiga en el sistema de calidad del IPT y la acreditación de varios ensayos de fatiga y de caracterización de implantes ortopédicos en la red Brasileña de Laboratorios de Salud (REBLAS-ANVISA).

La conclusión del proyecto IPT/REMATO-FINEP ocurrió en diciembre de 2010, con inversiones totales de RS1,5 millones [138], siendo que US\$ 205 318,00 fueron gastos en la adquisición de la máquina de ensayo de fatiga en implantes (*MTS Model 858 Bionix Biomechanical Test System for Multi-Axis Testing* de cuerdo con cotización 18/08/2006); siendo que ninguna de las contrapartidas fue implantada hasta junio de 2017.

El proyecto del IPT fue aprobado conjuntamente con los proyectos de otras nueve instituciones: Instituto Nacional de Tecnología de Río de Janeiro (INT), Instituto tecnológico de la Pontificia universidad de Río de Janeiro (ITUC/PUC-Rio), Laboratorio de Metalurgia Física de la universidad Federal de Río Grande del Sur (LAMEF/UFRGS), Centro de Caracterización y Desarrollo de Materiales de la Universidad Federal de San Carlos (CCDM/UFSCar), Laboratorio de Biomateriales y Biomecánica de la Universidad de Campinas (Labiomec/UNICAMP), SENAI de Bahía (SENAI/CIMATEC), Instituto Nacional de Metrología, Calidad y tecnología de Río de Janeiro (INMETRO), Facultad de Medicina de La universidad de São Paulo campus de Ribeirão Preto y a fundación CERTI de la Universidad Federal de Santa Catarina [137].

Otras instituciones beneficiadas por los recursos de la llamada REMATO-FINEP [136] consiguieron acreditación y licencia de ensayos en la REBLAS-ANVISA. El grupo de Ingeniería Biomédica del LAMEF/UFRGS LAMEF [139], por ejemplo, es acreditado por la REBLAS-ANVISA desde 2009 y posee licencia para la realización de aproximadamente 55 ensayos mecánicos en implantes ortopédicos [140], además de actuar en la divulgación de casos de análisis de fallas de implantes [141-148]. El INT, sin embargo, ha participado intensamente en las actividades de divulgación científica de casos de análisis de fallas e de caracterización de implantes metálicos [150-160].

Estos ejemplos ilustran como la inversión en infraestructura de laboratorio de la [136] no resolvió eficientemente la cuestión de acreditación y licenciamiento de laboratorios por la REBLAS-ANVISA [134]. Se cuestiona si hay una demanda efectiva de ensayos de caracterización de implantes ortopédicos para certificación de productos en la ANVISA [130] que compense el "esfuerzo" del licenciamiento del ensayo frente a la REBLA-SANVISA [134], y si existe voluntad política de los dirigentes de las instituciones en participar en la red de laboratorios de la REBLAS-ANVISA. Se espera que el "sector de implantes ortopédicos" y la ANVISA logren, finalmente, adoptar los procedimientos básicos de notificación de fallas y de la adecuada certificación de productos – a través de ensayos de laboratorio en la red acreditada por el Instituto Nacional de Metrología (INMETRO) – para garantizar la protección de la salud de la población.

2.3 PUBLICACIONES DEL SECTOR DE ENERGA

Fueron seleccionados dos artículos abordando la fractura de cables conductores de aluminio con refuerzo de acero de líneas de transmisión eléctrica, un artículo de falla de un alabe de una turbina y un artículo de falla en un oleoducto para componer el sector de energía.

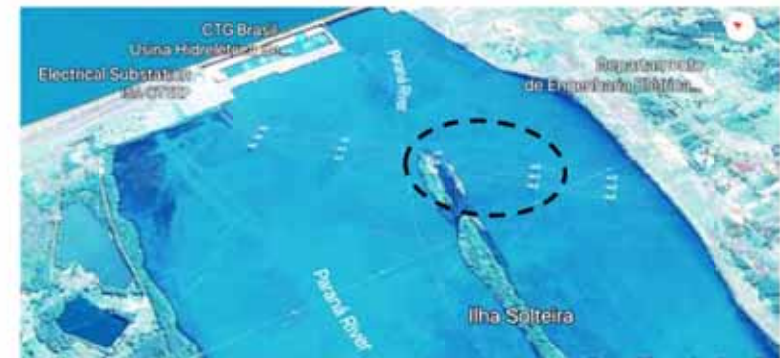
2.3.1 Análisis de falla de un cable subconductor de una línea aérea de transmisión de energía eléctrica

El primer artículo de fractura de cables subconductores de aluminio con refuerzo de acero (ACSR) de líneas de transmisión de energía eléctrica se refiere a una falla en servicio [161] y el otro artículo es un estudio microscópico de la ruptura de cables subconductores Grosbeak después de ensayos de fatiga [162].

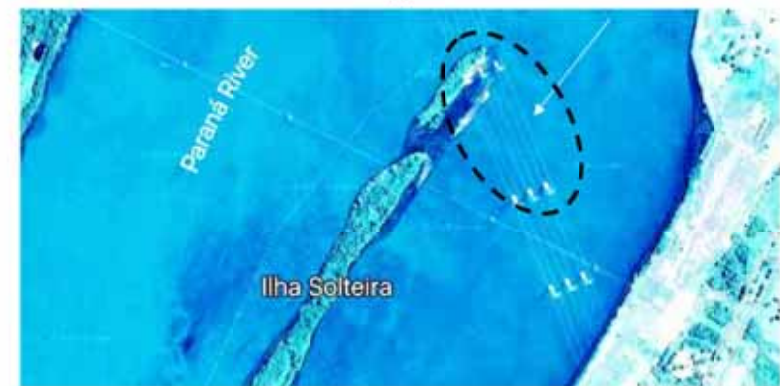
El artículo de Azevedo y Cescon [161] investigó la falla de un cable subconductor ACSR del tipo Grosbeak ocurrida el día 21/01/2002. Este cable era parte de una línea aérea de transmisión de energía eléctrica de 440 kV, en operación desde 1973 y perteneciente a la empresa concesionaria creada a partir del programa de privatización del Gobierno del Estado de São Paulo. La red de transmisión de energía eléctrica en el Estado de São Paulo en la época era de 18 000 km de extensión con 29 000 torres, 250 000 separadores y 2 000 000 de tornillos.

La ruptura del cable subconductor ocurrió a las 13 h 34 min junto al separador cuádruple n°3, que está entre las torres 3A y 4A del tramo que une Ilha Solteira a la subestación de Araraquara (véase Figuras 52-a a 52-c) cruzando el río Paraná [161].

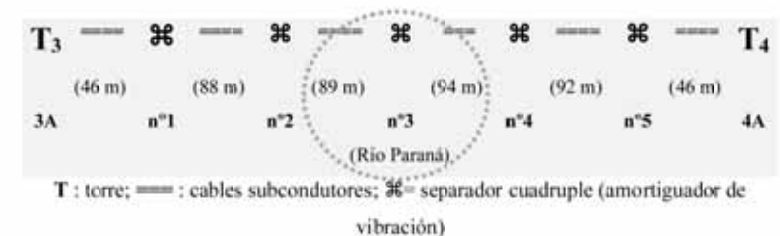
Como consecuencia de la ruptura de este cable (véase Figuras 53-a a 54-c) y de fallas tanto en el sistema de seguridad de la red de transmisión de energía eléctrica del concesionario, al igual que del Sistema Interconectado Nacional (SIN), ocurrió un apagón en 10 estados brasileños y en el Distrito Federal, dejando aproximadamente 67 millones de brasileños sin energía eléctrica por un periodo máximo de 5 horas en algunas ciudades del Estado de São Paulo. El accidente también provocó la desconexión de 13 de las 17 turbinas de la hidroeléctrica de Itaipu a las 14 h 13 min, que era responsable por 30% del suministro de energía eléctrica del país [161].



(a)



(b)



(c)

Figura 52- (a) y (b) Mapa mostrando la localización del tramo donde ocurrió la ruptura (véase flechas y áreas, Google Maps: entre las torres 3A y 4A); (c) Esquema mostrando la posición del cable subconductor roto, al lado del separador n°3 (área) localizado entre las torres 3A y 4A del tramo Ilha Solteira ⇒ subestación de Araraquara, cruzando el río Paraná, después de la planta hidroeléctrica.

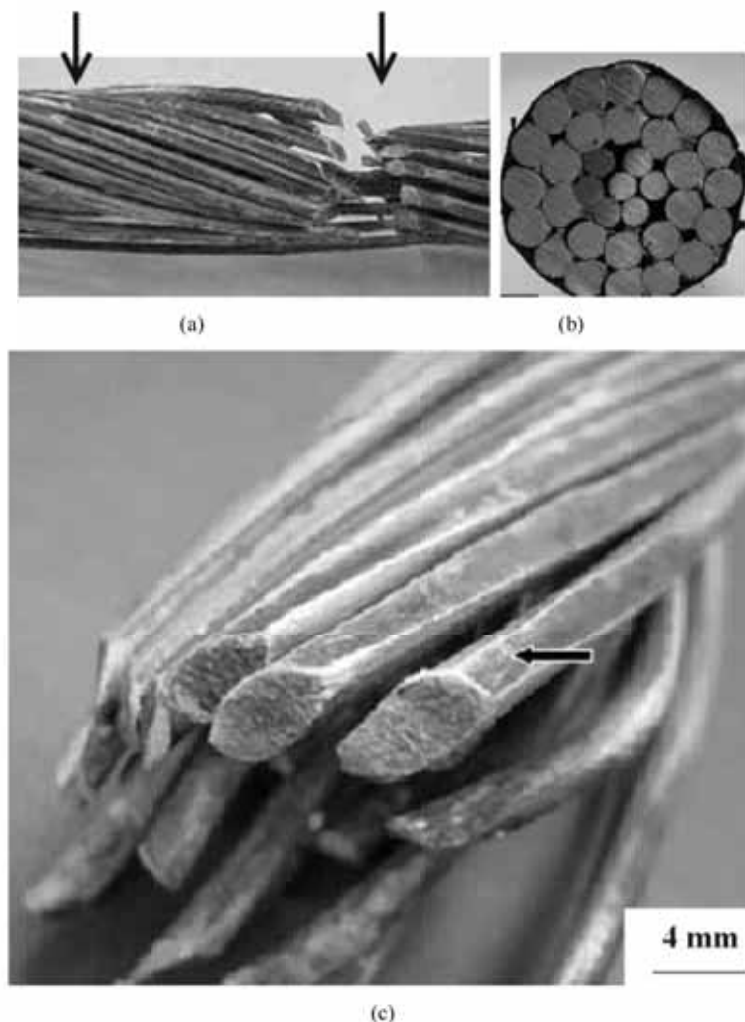


Figura 53 - - Inspección visual del cable subconductor roto: (a) Vista general del conductor ACSR en posición adyacente a la grapa n°4 del separador n°3. La ruptura ocurrió al final de la región de apriete de la grapa (lado derecho, véase la flecha); (b) Sección transversal del subconductor ACSR mostrando 26 hilos de Al distribuidos en las dos capas externas y 7 hilos de acero en la porción central del cable; (c) Detalle mostrando deformación plástica superficial (véase flecha) de los hilos extremos de Al en la región de apriete del cable, localizada dentro de la grapa del separador [161].

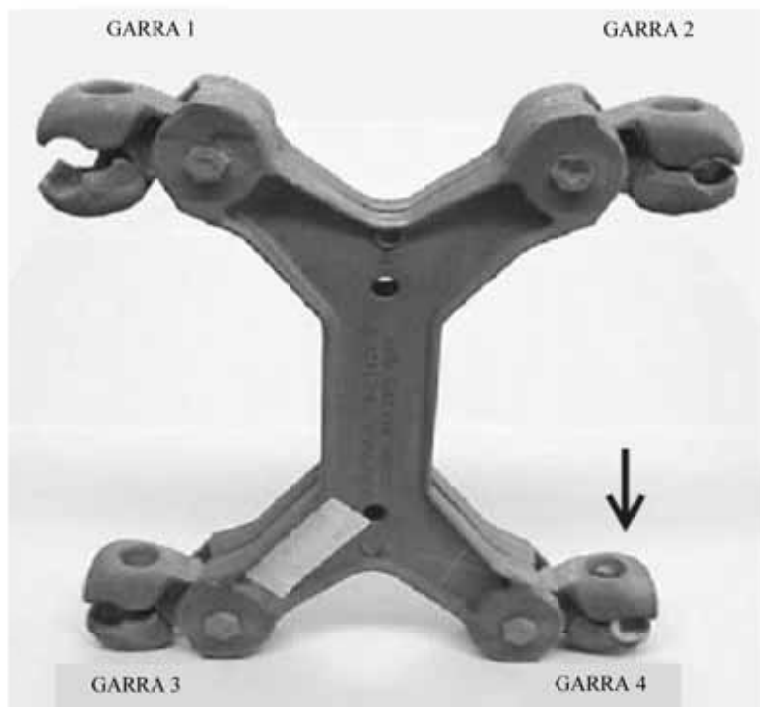
El cable subconductor roto (véase Figuras 53-a a 55-e) era constituido de 26 hilos de Al grado H19 (límite de resistencia de 160 MPa, cada hilo con diámetro de 3,97 mm) y 7 hilos de acero (límite de resistencia de 1340 MPa, cada hilo con diámetro de 3,09 mm).

El valor del módulo de elasticidad del cable es de 74 GPa y su resistencia mecánica nominal de 11 870 N (de acuerdo con la norma ABNT-NBR 7270:1999, Cables de aluminio desnudos con refuerzo de acero zincado para líneas aéreas). El área total de los hilos de Al es igual a 321,84 mm² y de los hilos de acero es igual a 52,49 mm². La temperatura de servicio del cable en condiciones normales de operación es estimada en torno de 75°C, su resistencia eléctrica a 20°C es de 0,09 Ω/km y su capacidad de corriente es de 775 A, equivalente a 29,8 A por hilo de Al [161].

Además del cable roto, fueron investigados los 5 separadores cuádruples (amortiguadores de vibración que fijan los cuatro cables subconductores) localizados entre las torres de transmisión (véase Figuras 52-e y 54-a) y las grapas tipo “quebrana nueces” para fijación de los cables subconductores (véase Figuras 54-a a 54-c).

La fijación de los cables subconductores en las grapas de los amortiguadores de vibración fue realizada por el apriete de tornillos de acero (M16x60 con torque de 5,5 kg.m) contra la rosca mecanizada en la parte inferior de las grapas de fijación, sin la utilización de tuercas de fijación.

Las grapas de fijación fueron fundidas en la aleación Alcan 160 (Al-Si) y usadas en la condición bruta de fundición. Los tornillos de fijación de la grapa fueron fabricados en acero carbono cincado grado SAE 1035 [161].



(a)



(b)

(c)

Figura 54 - Inspección visual del separador cuadruple n°3 (amortiguador de vibración): (a) Vista general del espaciador, la flecha indica la posición del cable subconductor roto (grapa de fijación n°4); (b) Detalle de la superficie interna de la grapa n°4, mostrando desgaste de sus superficies de contacto con el cable; (c) El desgaste en la grapa de fijación n°4 fue tan intenso que alcanzó el tornillo de fijación (véase la flecha) [161].

Las Figuras 53-a y 53-b muestran el aspecto general del cable subconductor Grosbeak después de la falla, indicando que la ruptura de los hilos de Al ocurrió adyacente a la región de apriete de la grapa de fijación n°4 del separador n°3. La superficie externa del cable presentó daños superficiales, que fueron identificados como marcas de deformación plástica en los hilos externos de Al, causadas por el apriete de la grapa de fijación véase Figura 53-c.

El separador cuadruple n°3 (adyacente a la falla del cable subconductor) es mostrado en la Figura 54-a. Las garras de fijación eran del tipo "quebra nueces", que consiste en dos medios-cilindros pivotados. Las superficies internas de la grapa n°4 (posición coincidente y adyacente al cable subconductor fracturado) mostrando marcas de intenso desgaste abrasivo. La pérdida de material de la grapa al lado del cable roto fue tan intensa que el desgaste abrasivo alcanzó el tornillo de fijación (véase Figuras 54-a y 54-c) [161].

Los amortiguadores de fijación (espaciadores) están uniformemente posicionados a lo largo de la línea de transmisión para minimizar los daños causados por vientos, que son más críticos en el cruce de ríos. Los esfuerzos que actúan en los cables subconductores, al lado de las regiones de fijación, están divididos en esfuerzos estáticos y dinámicos [161]:

Los esfuerzos estáticos en los hilos del cable están compuestos por la suma de las cargas axiales ejercidas por el peso del cable, tracción del cable, flexión del cable (debida al cambio de la curvatura del cable junto a la grapa de fijación), torsión residual de los cables y compresión ejercida por el apriete de la grapa de fijación. Cuando el cable es tensionado, surge un torque interno inducido por el arreglo helicoidal de los hilos [163-181].

Los esfuerzos dinámicos son inducidos por la interacción de los cables con los vientos (la vibración cólica es inducida por la acción de los vientos débiles y provocan vibración en el cable con frecuencias entre 10 y 40 Hz, mientras las oscilaciones de subviento son causadas por inestabilidades de los vientos y provocan vibración en el cable de frecuencias de 1 Hz). La vibración del cable crea esfuerzos cíclicos de flexión inversa en los hilos del cable, que presentan valores más críticos de tensión al lado de las garras de fijación. Esta vibración provoca el micro-movimiento relativo de las superficies de contacto al lado de las regiones de fijación de los cables, como los contactos entre el cable y las garras de fijación y entre los hilos del cable. Este micro-movimiento relativo entre

Los hilos del cable asociado a los ciclos mecánicos induce en los puntos de contacto tanto el desgaste por *fretting* como la fatiga por *fretting*. El mecanismo de degradación dominante en cada punto de contacto dependerá de su posición relativa en relación al punto de fijación y a la línea neutra del cable [163-181]. El *fretting* es provocado por el contacto de dos superficies sólidas sometidas a fuerzas tangenciales oscilatorias, promoviendo la formación del tercer cuerpo en el sistema tribológico y la degradación superficial de las tribosuperficies. Existen tres regímenes distintos de *fretting* en cables subconductores, dependiendo de la posición del cable en relación a la grapa de fijación [161, 163-181]:

- Región de deslizamiento parcial (*sticking*) ocurre en la región de apriete de la grapa, que presenta un predominio de fuerza compresiva y desgaste adhesivo;
- Región de régimen mixto (*slipping*) ocurre en la región de contacto entre la grapa y el cable, que presenta reducción de la fuerza compresiva y aumento relativo de las fuerzas axiales. Esta región presenta, comparativamente a la situación anterior, mayor amplitud del micro-movimiento relativo entre los puntos de contacto de los hilos, siendo más sensible a fatiga por *fretting*;
- Región de deslizamiento total (*sliding*) está localizada "más distante" de los puntos de fijación del cable y presenta predominantemente fuerzas axiales. Esta región presenta, comparativamente a la situación anterior, mayor amplitud de micro-movimiento relativo en los puntos de contacto de los hilos, siendo más susceptible al desgaste abrasivo.

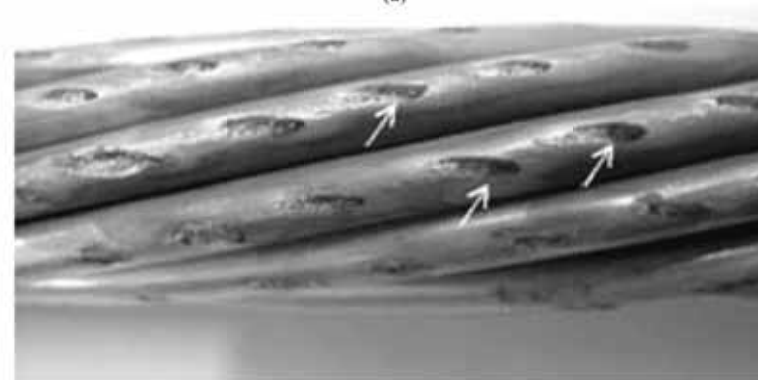
Las extensiones relativas de cada una de las tres zonas de *fretting* dependen de las relaciones entre los valores de los esfuerzos de compresión, tangenciales y axiales en cada área de contacto; de la interacción con el medio y las diversas propiedades de los pares tribológicos y del tercer cuerpo. El daño superficial causado por el *fretting* y asociado a la complejidad de la carga mecánica cíclica promueve la nucleación de grietas de fatiga por *fretting* en las áreas de contacto entre los hilos de Al dentro del régimen mixto de *fretting* [163-181].

El cable subconductor está compuesto de capas de hilos helicoidales de Al, siendo que una capa de los hilos de Al es torsionada para la izquierda y la capa siguiente para la derecha, de modo que cada hilo presenta un formato helicoidal (véase Figuras 55-a y 55-b). La inspección visual del superconductor roto (que corresponde a

la posición de la grapa de fijación n°4 junto al separador cuádruple n°2 (alejado de la posición de fractura del cable) mostró que las áreas de contacto entre los hilos de diferentes capas contienen marcas de deformación plástica elípticas, mientras que las áreas de contacto entre los hilos adyacentes de la misma capa y entre los hilos externos y las grapas de fijación contienen marcas de deformación plástica rectangular [161].



(a)



(b)

Figura 55 - Inspección visual del cable subconductor alejado de la ruptura (grapa n°4 junto al separador n°2): (a) vista general, mostrando intensa deformación plástica (marcas rectangulares) asociada a la oxidación superficial de los hilos de Al de la capa externa en la región de apriete de la grapa; (b) Vista general de la capa interna de los hilos de Al, mostrando marcas elípticas de deformación plástica y *fretting* en la región de apriete de la grapa (véase flechas) [161].

La inspección visual de las superficies interna de las grapas de fijación n°4 (grapas de fijación del cable roto) de los separadores n° 1 al 5 (véase **Figura 52**) reveló diferentes etapas de desgaste abrasivo en las superficies de las grapas (véase **Figuras 56-a a 56-d**). Algunas grapas mostraron marcas diagonales oxidadas causadas por el *fretting* en régimen de deslizamiento parcial además de marcas circunferenciales de desgaste abrasivo. Por ejemplo, la grapa de fijación n°4 del separador n°3 (grapa adyacente a la ruptura del cable) mostró la etapa mas avanzada de desgaste abrasivo, donde las marcas de *fretting* (o las marcas estáticas) ya no son visibles, véase **Figura 56-d**.

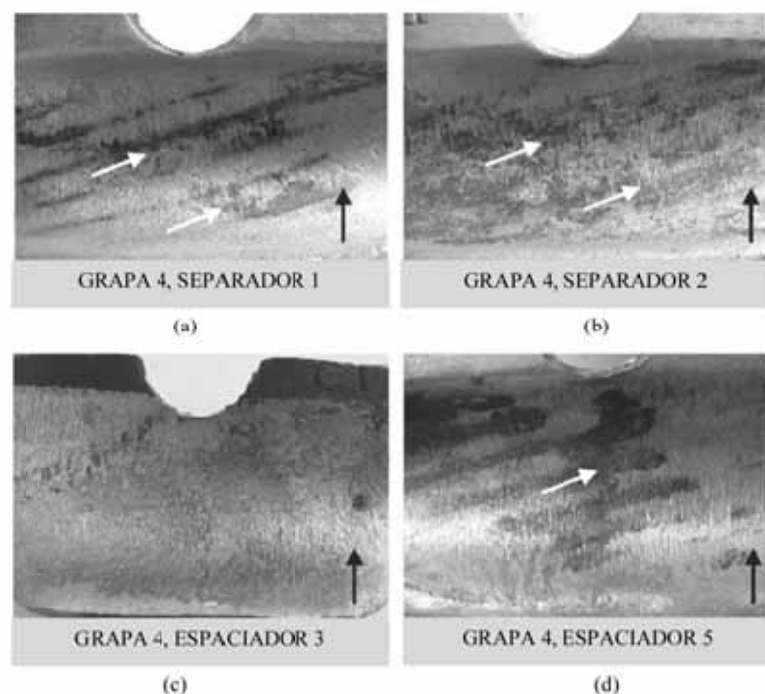


Figura 56 - Inspección visual de las grapas en la posición n°4 en diferentes amortiguadores de vibración: (a) hasta (d). Vista general de las superficies internas de las grapas de la posición n°4 de diferentes separadores. Las regiones mas oscuras de las grapas (véase flechas claras) son marcas de *fretting* en régimen de deslizamiento parcial formado por el contacto compresivo de la superficie de la grapa con los hilos de Al posicionados en la camada externa del cable subconductor. Las marcas circunferenciales de desgaste abrasivo (véase flechas oscuras) indican la dirección del movimiento relativo entre la grapa y el cable subconductor por la pérdida de apriete de la grapa. Las superficies internas de la grapa muestran diferentes regimenes de desgaste abrasivo, siendo que el desgaste de la grapa n°4 al lado del cable roto (c) es mucho más intenso [161].

Estos resultados (Véase **Figuras 56-a a 56-d**) indican el aflojamiento gradual del apriete de la grapa causado por el desgaste abrasivo circunferencial, que aumento el diámetro interno de la grapa de fijación y redujo la presión de apriete, causando el aumento de la amplitud del micromovimiento relativo en los puntos de contacto (cable/grapa y hilo/hilo) y la acción del desgaste abrasivo (efecto sinérgico) [161].

Los hilos de Al estaban de acuerdo con los requisitos de composición química y propiedades mecánicas de las normas ABNT NBR 7103:1998 (Barras de refuerzo de aluminio 1350 para fines eléctricos- especificación – H19) y ABNT NBR 5118:1999 (hilos de aluminio desnudos de sección circular para fines eléctricos). Los valores de limite de resistencia de los hilos de Al estaban por encima de 160 MPa e de alargamiento por encima de 1,5%. La investigación metalográfica de estos hilos reveló una microestructura compuesta de granos alargados de Al (α) e inclusiones de $FeAl_3$ (dureza 45 HV₁₀₀, típica de aluminio endurecido por deformación).

El examen microtopográfico de las superficies de contacto de los hilos de Al en la región de apriete de la grapa mostró deformación plástica de los hilos asociada a la presencia del tercer cuerpo de Al_2O_3 tanto para los hilos de Al de la misma camada (véase **Figuras 57-a y 57-b**) como para los hilos externos de Al en contacto con la grapa de fijación (véase **Figuras 57-c y 57-d**). Este examen también reveló la presencia del tercer cuerpo de SiO_2 incrustado en la superficie de contacto de los hilos externos con la grapa de fijación (véase **Figuras 58-a y 58-b**). El examen de los contactos entre los hilos de Al de camadas diferentes y localizados en la región de apriete de la grapa reveló marcas de *fretting* elípticas con presencia del tercer cuerpo de Al_2O_3 (véase **Figuras 59-a y 59-b**) [161].

La inspección macrofractográfica de los hilos de Al rotos permitió identificar dos topografías distintas de fractura: fractura a 45° (véase **Figuras 60-a y 60-b**) y fractura plana (véase **Figura 60-c**). La fractura de la mayoría de los hilos externos e internos de Al fue del tipo "fractura de 45°" (véase **Tabla 11**).

Tabla 11 – Distribución del tipo de fractura de los hilos de Al por camada [161].

Camada	Tipo de fractura y cantidad de hilos
Camada externa (16 hilos)	Fractura a 45°: 16 hilos
Camada interna (10 hilos)	Fractura a 45°: 6 hilos
	Fractura plana: 4 hilos

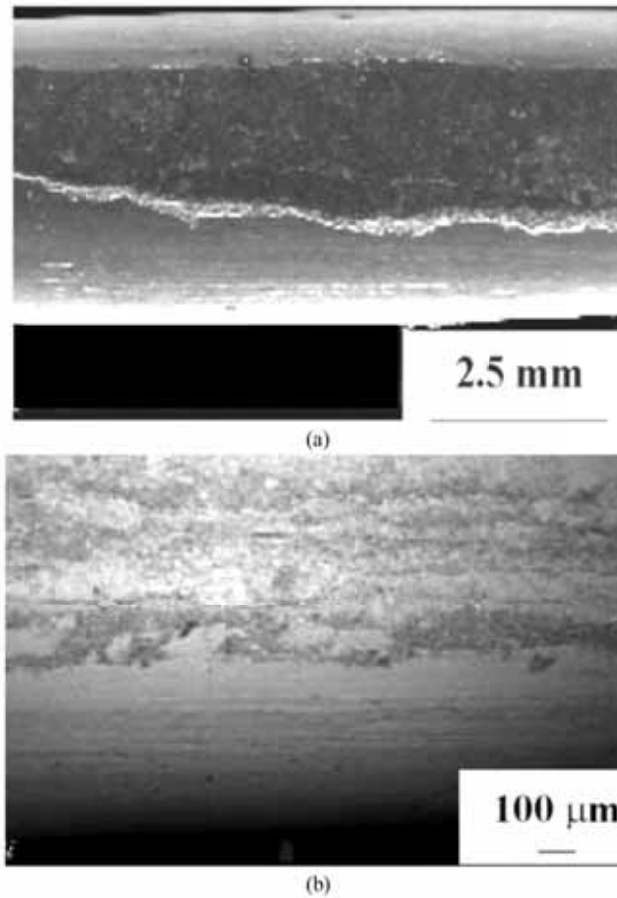


Figura 57 - Examen microscópico de las superficies de contacto de los hilos externos de Al dentro de la grapa de fijación: (a) Contacto lateral entre los hilos de Al de la camada externa, mostrando deformación plástica superficial de hilo (marcas regulares); (b) Contacto lateral entre los hilos de Al de la camada externa, mostrando deformación del tercer cuerpo de Al_2O_3 (región gris oscuro). MEV. IES [161].

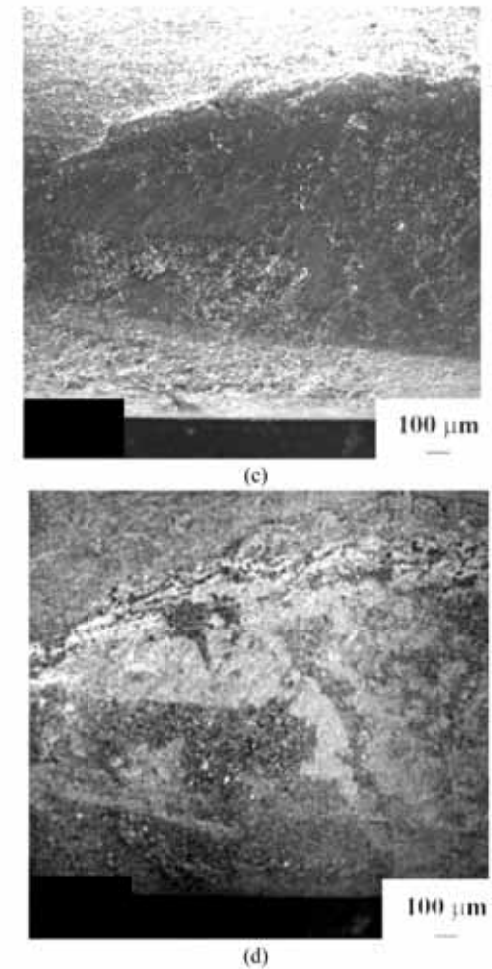


Figura 57 (continuación) – Examen microscópico de las superficies de contacto de los hilos externos de Al dentro de la grapa de fijación: (c) Contacto entre los hilos de Al de la camada externa y la grapa, mostrando deformación plástica superficial (marcas regulares); (d) Contacto entre los hilos de Al de la camada externa y la grapa, mostrando deformación del tercer cuerpo de Al_2O_3 (región gris oscuro) MEB. IES [161].

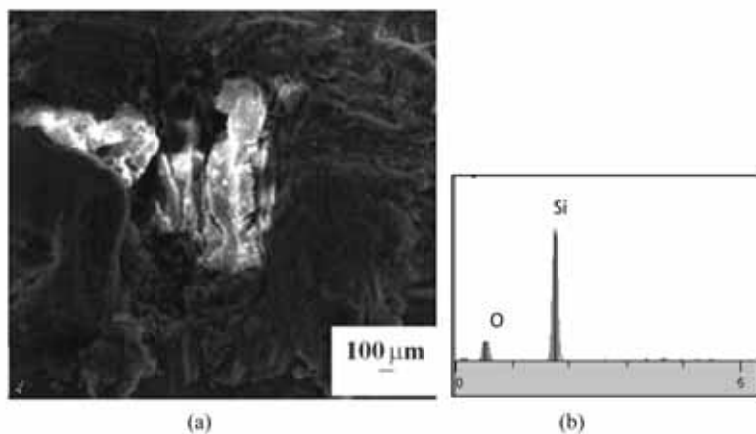


Figura 58- Examen microscópico de las superficies de contacto de los hilos externos dentro de la grapa: (a) y (b) Presencia del tercer cuerpo de SiO₂ en la superficie de los hilos de Al. MEB, IES y microanálisis EDS [161].

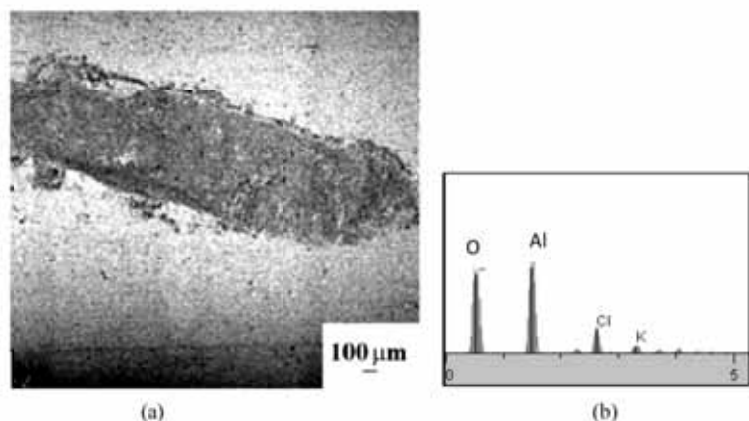


Figura 59- Examen microscópico de las superficies de contacto de los hilos externos con los hilos internos dentro de la grapa; (a) Marca de *fretting* elíptica observada en la superficie de los hilos internos de Al; (b) Microanálisis de la región más oscura de la figura (a) mostrando el tercer cuerpo de Al₂O₃. MEB, IES y microanálisis EDS [161].

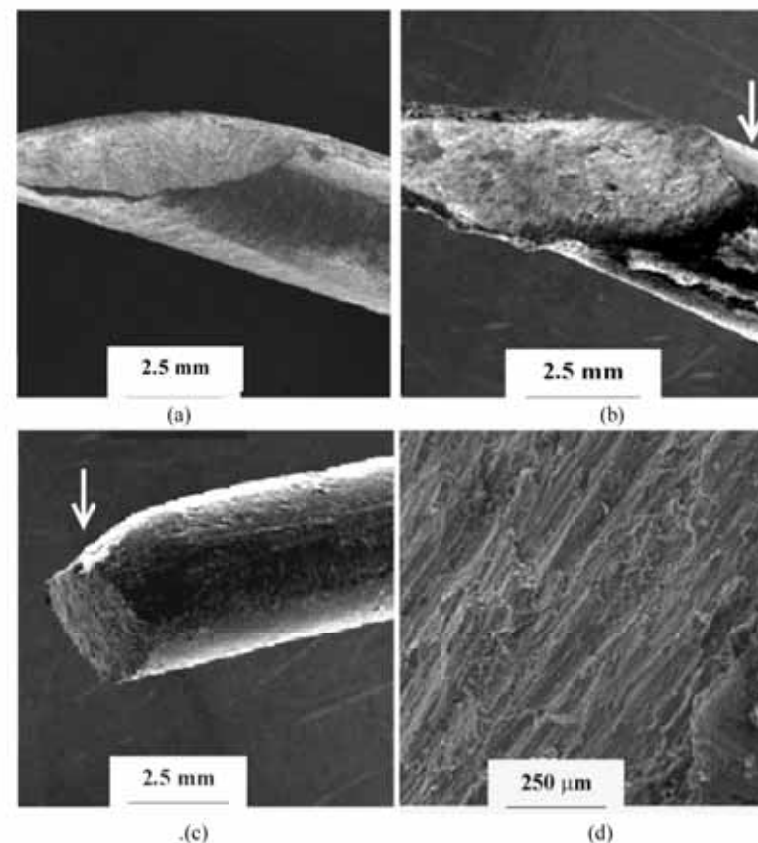


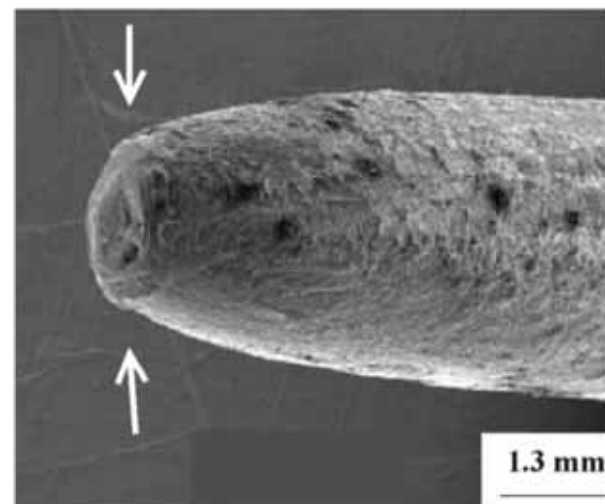
Figura 60 - Tipos de superficies de fractura de los hilos de Al: (a) Hilo externo, superficie de fractura de 45° asociada con deformación plástica superficial; (b) Hilo interno, superficie de fractura de 45° asociada con deformación plástica superficial (daño elíptico e daño rectangular); (c) Hilo interno, superficie de fractura plana asociada con intensa deformación plástica superficial (daño elíptico), véase la flecha; (d) Examen de la superficie de fractura plana mostrando marcas de desgaste, imposibilitando la posible identificación de estrías de fatiga. MEB, IES [161].

Los dos tipos de fractura (véase **Figura 60-a a 60-d**) estaban asociados con marcas de deformación plástica superficial. El examen fractográfico de estas fracturas no fue conclusivo, sin ser observados ni alveolos de fractura ni estrías de fatiga. El detalle microfractográfico de la fractura plana mostró marcas típicas de desgaste debido a la fricción de las superficies de fractura del hilo en condiciones de servicio del cable (véase **Figura 60-d**) [161].

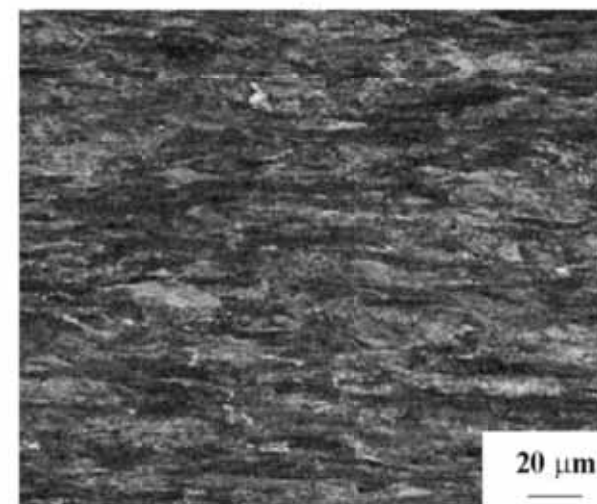
Los hilos de acero del alma del cable presentan composición química y propiedades mecánicas de acuerdo con los requisitos de la norma ABNT NBR 6756 (Hilos de acero zincado para alma de cables de aluminio y aluminio aleado), con valores de límite de resistencia encima de 1340 MPa y alargamiento encima del 3%. La inspección visual de los hilos rotos indicó que la fractura ocurrió por mecanismo de fractura dúctil con intensa reducción de área (véase **Figura 61-a**).

El examen metalográfico de los hilos de acero lejos de la fractura reveló una microestructura perlítica orientada y refinada, con dureza de 450 HV₁₀₀ (véase **Figura 61-b**) y recubrimiento superficial de zinc, con un espesor aproximado de 80 μm. La microestructura del hilo de acero cerca de la superficie de fractura mostró esferoidización de la perlita y dureza de 370 HV₁₀₀ (véase **Figura 61-c**). Adicionalmente, fue observada una región de fusión insipiente, con dureza de 870 HV₁₀₀, indicando el supercalentamiento de los hilos de acero (véase **Figura 61-d**).

Los resultados de fractura de los hilos de acero sugieren que la ruptura de un “número significativo” de hilos de Al podría haber ocurrido “hace algún tiempo”, ocasionando un aumento localizado de la corriente eléctrica (con posible formación de arcos) y de la temperatura de servicio, causado la esferoidización de la perlita y la ruptura dúctil de los hilos de acero. Según informaciones, este tramo de la línea había sido inspeccionado por el equipo de mantenimiento preventivo (sensores infrarrojos) 4 meses antes de la ruptura del cable para verificar la ocurrencia de regiones calentadas debido a la ruptura de hilos de Al [161].

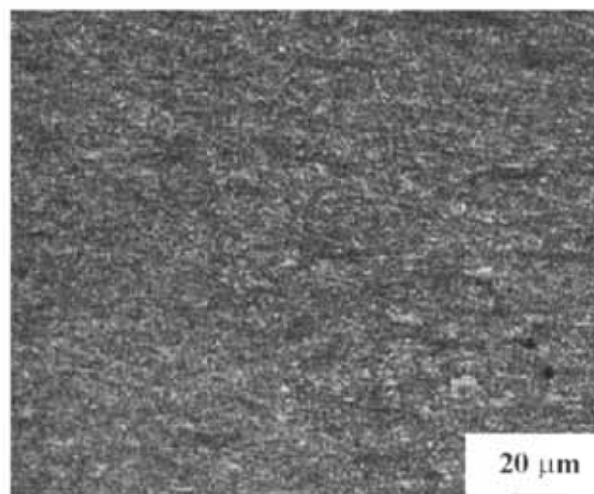


(a)

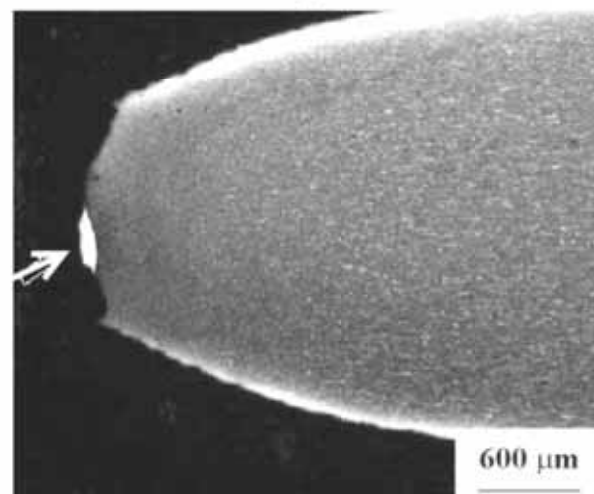


(b)

Figura 61 - Hilo de acero: (a) Fractura dúctil, mostrando intensa deformación plástica (véase flecha); (b) Región alejada de la ruptura, mostrando microestructura perlítica bandeada con dureza de 450 HV₁₀₀. Ataque: Nital, MEB. IES y IER [161].



(c)



(d)

Figura 61 - (continuación) – Hilo de acero: (c) Microestructura próxima de la superficie de fractura, mostrando perlita esferoidizada con dureza de 370 HV₁₀₀; (d) Fractura dúctil, mostrando fusión incipiente (véase flecha blanca) con dureza de 870 HV₁₀₀. Ataque: Nital, MEB, IES y IER [161].

Los resultados del análisis químico del material de la grapa no estaban de acuerdo con los requisitos de la aleación Alcan (Al-10%Si), pues el contenido de Zn estaba encima del valor máximo especificado. El examen metalográfico al lado de la tribosuperficie de la grapa del separador n°3 (adyacente a la falla de subconductor) reveló una microestructura típica de la aleación Al-Si fundida (dureza de 63 HV) con matriz de Al (α) y partículas eutécticas gruesas de fase Si precipitadas interdendríticamente (véase **Figuras 62-a y 62-b**). El desgaste del material en la tribosuperficie de la grapa ocurrió preferencialmente por agrietamiento y separación de regiones interdendríticas, hecho que explica la presencia del tercer cuerpo de SiO₂ incrustado en la superficie de los hilos de la camada externa del subconductor (véase **Figuras 58-a y 58-b**). La parte inferior de la grapa de fijación presentó la rosca mecanizada con deformación plástica localizada al lado de la superficie de la rosca (véase **Figura 62-c**) [161].

La composición química del tornillo de acero presentó un contenido de carbono igual a 0,08%, indicando que el tornillo no estaba de acuerdo con las especificaciones de composición química de la norma SAE 1035 (contenido de carbono de 0,35%). El examen metalográfico del tornillo de fijación reveló una microestructura perlítico-ferrítica con dureza de 153 HV (clase de resistencia 3.6 de la norma DIN EN ISO 898-1) y filetes del tornillo del tipo laminado (véase **Figuras 63-a y 63-b**).

De acuerdo con Azevedo y Cescon [161], la observación microfractográfica de los hilos de Al sugirió que la fractura del cable subconductor comenzó por la ruptura de cuatro hilos de Al de la camada interna del cable por mecanismo de fatiga por *fretting* (hilos con fractura plana) (véase **Figuras 60-c**) y continuó con la fractura por sobrecarga de los hilos de Al restantes (hilos con fractura a 45°). En todos los hilos de Al rotos, la fractura estaba asociada con marcas superficiales de *fretting*. La investigación [161] indicó, de modo genérico que la ruptura de los hilos restantes de Al ocurrió en régimen de deslizamiento total (desgaste abrasivo) debido a la pérdida de apriete de la grapa (véase **Figuras 54-c y 56-a a 56-d**).

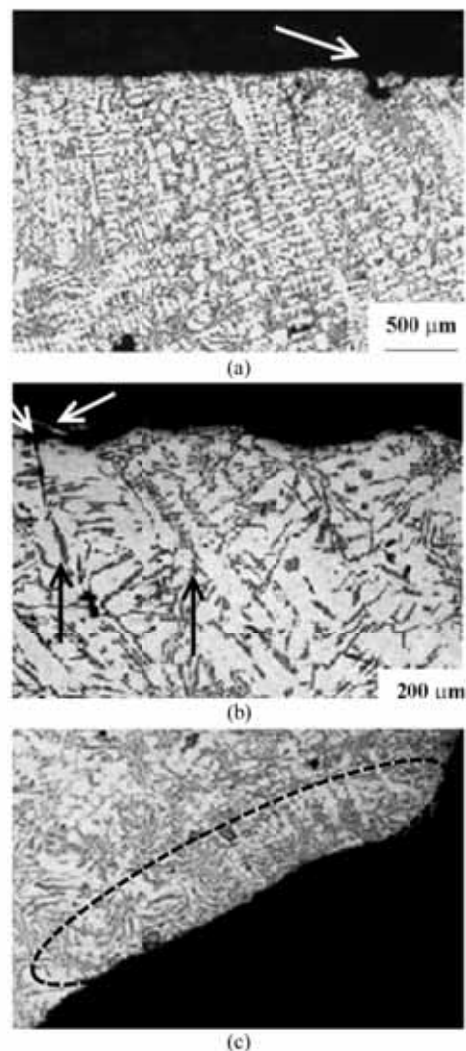


Figura 62 – Microestructura de la grapa fundida (grapa n°4, sección longitudinal): (a) y (b) Microestructura fundida (dureza 63 HV) con dendritas de fase Al (a) y partículas eutécticas de silicio (véase flechas negras) precipitadas interdendríticamente. Obsérvase la separación preferencial de material de la región interdendrítica al lado de la tribosuperficie con el cable; (c) Superficie del filete de la rosca maquinada, mostrando deformación plástica superficial (área) en la superficie de contacto con el tornillo de acero. MO [161].

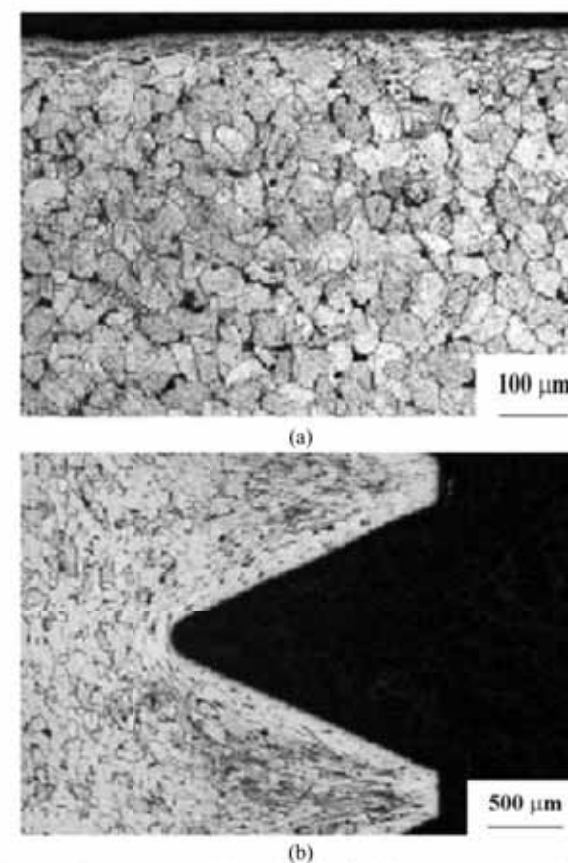


Figura 63 - (a) Microestructura del tornillo de fijación en acero (separador n°3, grapa n°4), indicando microestructura ferrítico-perlítica con dureza de 153 HV; (b) Microestructura mostrando rosca laminada. Ataque Nital, MEB, IES [161].

El artículo [161] no mostró evidencias microfractográficas de que la fractura del tipo plana era consecuencia de la propagación de grieta de fatiga (estrias de fatiga) y que la fractura a 45° era consecuencia de la sobrecarga mecánica de los hilos (alveolos).

Un cálculo fue realizado para estimar el valor de esfuerzo máximo axial (esfuerzo estático más esfuerzo dinámica) en los hilos de Al y evaluar el efecto de la ruptura de los cuatro hilos de Al por fatiga por *fretting* (fractura plana) sobre el valor de tensión axial

de los hilos restantes de Al. Este cálculo permitirá discutir la hipótesis [161] de que los 22 hilos de Al con fractura del tipo a 45° se fracturaron por sobrecarga (véase **Tabla 11**).

Fueron asumidos para este cálculo que: la fuerza axial de tracción en el cable subconductor era de 19% del valor de su resistencia mecánica nominal (valor de 21280 N), el valor del módulo de elasticidad del aluminio H19 era igual a 70 MPa [41] y del acero igual a 220 GPa [41]; el área total de los 26 hilos de Al H19 era de 321,84 mm² y de los 7 hilos de acero de 52,49mm²; las deformaciones elásticas en los hilos de Al y de acero eran iguales; el valor de la amplitud de la tensión axial cíclica era igual a 49 MPa (para amplitud de flexión de 1,4 mm [162]).

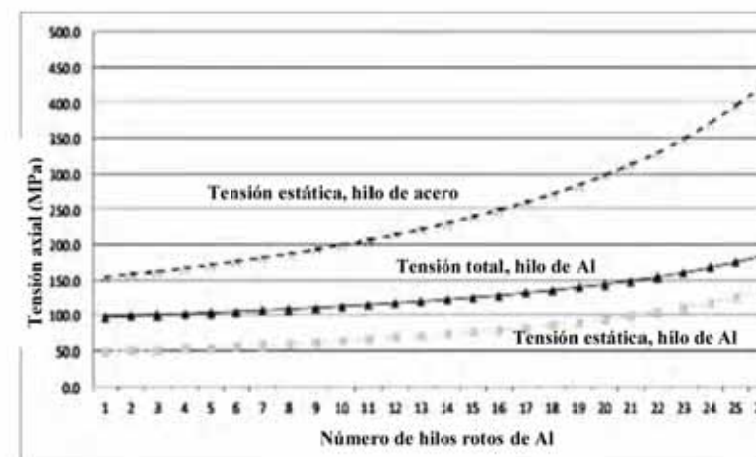
Los resultados (véase **Figura 63-c**) mostraron que el valor de tensión axial estática inicial de los hilos de Al, era igual a 49 MPa y en los hilos de acero igual a 155 MPa. De este modo, el valor calculado de esfuerzo axial (estática más dinámica) máxima inicial en los hilos de Al fue de 98 MPa.

El valor calculado de esfuerzo axial estático en los hilos de acero después la ruptura de todos los 26 hilos de Al fue igual a 454 MPa (véase **Figura 63-c**). Este valor es muy inferior al valor nominal del límite de resistencia del acero en la temperatura ambiente, que es igual a 1340 MPa (norma ABNT NBR 6756, hilos de acero zincado para alma de cables de aluminio y aluminio aleado). Solamente el aumento de la temperatura de servicio de los hilos de acero por efecto Joule y formación de un arco eléctrico asociado a la degradación microestructural del acero (esferoidización de perlita) podría explicar la ruptura de los hilos de acero (véase **Figura 61-a a 61-d**), confirmando las observaciones de los autores [161].

La ruptura de los 4 hilos de Al por fatiga (fractura del tipo plano, véase **Tabla 11** e **Figura 63-c**) elevaría los valores de esfuerzo axial máximo en los hilos de Al de 98 MPa (~ 6%). Este valor está muy por debajo de los valores típicos de límite de resistencia de hilos de Al (entre 131 e 145 MPa [41]), indicando que la fractura por sobrecarga de los 22 hilos restantes de Al no sería posible, como sugerido por los autores [161]. Ósea, ni todos los hilos de Al con fractura del tipo a 45° se rompieron por sobrecarga.

Adicionalmente, la falla por sobrecarga de los hilos de Al a temperatura ambiente de 25°C no ocurriría ni siquiera después de la ruptura de 50% de los hilos de Al por el mecanismo de fatiga por *fretting* (**Figura 63-c**). Este cálculo no considera el efecto del

calentamiento de los hilos restantes en el valor del límite de resistencia del Al, mas indica que no siempre la fatiga por *fretting* de los hilos de Al es del tipo plana (véase **Tabla 11**).



(c)

Figura 63 (continuación) – (c) Gráfico de tensión axial en los hilos de Al (estática y total) e del acero (estática) después de la ruptura de los hilos de Al del cable subconductor Grosbeak.

Estudios [174-179] confirman que existen tres tipos de topografía de fractura de fatiga por *fretting* en hilos de Al de subconductores: 45°, plana y mista. Las fracturas de fatiga por *fretting* del tipo plana generalmente son observadas en la camada más externa del cable subconductor y en condiciones de baja amplitud de flexión, mientras que las fracturas de fatiga por *fretting* a 45° son observadas principalmente en los hilos de Al de la camada interna y en condiciones de alta amplitud de flexión. La carga mecánica estática y dinámica y los mecanismos de degradación de los cables subconductores y de sus hilos helicoidales son bastante complejos, existiendo una competencia localizada (dentro de la grapa, adyacente a la grapa y alejado de la grapa) entre los mecanismos de *fretting*, fatiga por *fretting* y desgaste abrasivo.

Podría ser sugerido que los primeros hilos de Al de la camada interna se rompieron por mecanismo de fatiga por *fretting* (fractura plana), en condiciones de baja amplitud de flexión. O aflojamiento progresivo del apriete de la grapa (véase **Figura 56**) aumento la amplitud de la flexión y provocó la ruptura de los hilos por desgaste abrasivo (provocado

por el aflojamiento del apriete de la grapa) seguido de fractura por sobrecarga (45°). Después de la ruptura de todos los hilos de Al, ocurrió la ruptura por sobrecarga de los hilos de acero. Vale recordar que la ruptura gradual de los hilos de Al eleva la corriente y la temperatura de servicio, reduciendo la resistencia mecánica de los hilos restantes.

Azevedo y Cescon [161] mostraron que había bastante espacio para la optimización tanto del diseño de fijación del cable en el amortiguador de vibraciones como en el sistema de inspección de la línea:

- El uso de una barrera de elastómero entre la grapa de fijación y el cable del subconductor (en regiones críticas de la línea de transmisión) reduciría la tensión de compresión en los hilos externos, la deformación plástica de las superficies de contacto y el desgaste por *fretting*, evitando la pérdida de apriete del conjunto [161, 167, 179-181].
- La utilización de cables subconductores lubricados en regiones críticas de la línea (lubricante sólido o grasas) evitaría el contacto directo de los hilos de Al al aire, retardando la oxidación y la formación de restos abrasivos y aumentando significativamente la vida útil del cable [161, 167, 179-181].
- El sistema de fijación de la grapa debería ser mejorado para evitar la pérdida de presión de apriete en servicio.
- Debería ser adoptado un sistema de monitoreo preventivo de las líneas de transmisión más efectivo (medición de ruido de efecto corona) que solo la inspección termográfica en tramos críticos de la línea [161, 163, 164, 185].

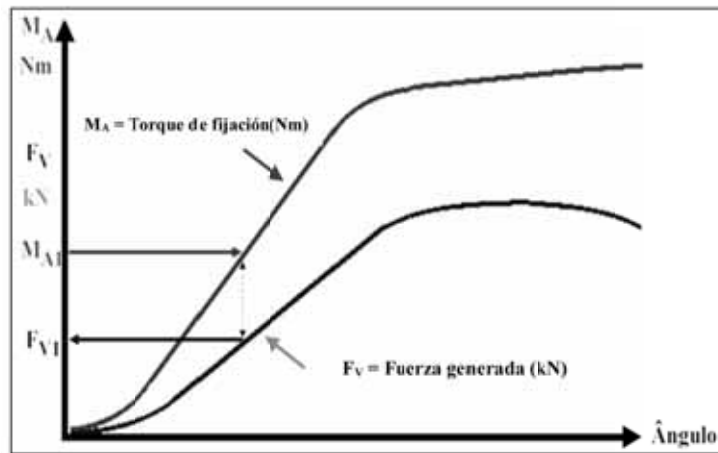
El diseño del sistema de fijación de las grapas merece atención especial en casos de fallas de cables subconductores donde queda evidenciada la pérdida de apriete de la grapa durante el servicio (véase Figuras 56-a a 56-d). hubo una gran evolución en el estudio de uniones atornilladas desde la publicación de la norma de *Verein Deutscher Ingenieure (VI 2230 Systematische Berechnung hochbeanspruchter Schraubenverbindungen)* en la década de 1970. Con relación al análisis del sistema de fijación de los cables subconductores, apuntando como una de las causas raíz de la falla del cable subconductor, se observó que:

- El material del tornillo no estaba de acuerdo con la especificación dada por la concesionaria (fue usado un tornillo de acero SAE 1008 en lugar de usar de SAE 1035). El acero SAE 1008 presenta dureza de 81 HBR (152 HB) y límite de fluencia

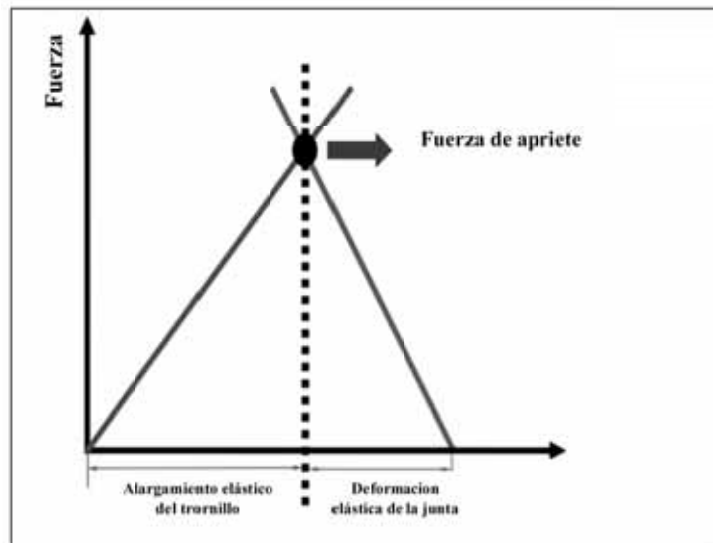
estimado entre 172 y 315 MPa. El acero SAE 1035 presenta un valor nominal de límite de fluencia superior al acero SAE 1008, entre 315 y 390 MPa [41]. Para el mismo valor de torque (~5,5 kg.m), el valor de apriete inicial sería el mismo, mas la tendencia al relajamiento plástico del tornillo de acero 1008 sería mayor, de modo que el uso del material del tornillo “fuera de la especificación” aumentaría la tendencia a la pérdida de apriete de las grapas [186-187].

- La fijación del tornillo fue realizada directamente en la grapa inferior en un agujero roscado. El examen metalográfico mostro deformación plástica del material al lado de la rosca (véase Figura 63-c), que colaboró para la pérdida de eficiencia en el torque. Parte del trabajo realizado durante el apriete es perdido por la deformación plástica de las roscas de la grapa inferior y por la fuerza de fricción actuando en las tribosuperficies de las roscas, llevando a una disminución de la fuerza de apriete de la grapa (véase Figura 63-d) [188].
- La selección de un nuevo material para la grapa fundida, presentando valores mayores de límite de fluencia y módulo de elasticidad, permitiría el uso de un valor mayor de torque nominal y la obtención de mayor valor de fuerza de apriete de la grapa (véase Figura 63-e) [188].
- Además del aumento del torque de diseño, existiría la necesidad del uso de equipos de apriete modernos, para garantizar la aplicación de la carga prevista en el diseño [186].

El tipo de régimen de *fretting* entre los hilos de Al depende de la amplitud del micromovimiento en los puntos de contacto y de la fuerza de apriete de la fijación. En general, para una determinada amplitud de flexión, la transición del régimen de *fretting* de deslizamiento parcial para el régimen de *fretting* mixto (más crítico para la fatiga por *fretting* de los hilos de Al) es causado por la disminución de presión de contacto de apriete. El diseño del sistema de fijación es un tema bastante relevante tanto para el mantenimiento del apriete como para minimizar los efectos de las flexiones inducidas por vibraciones cólicas [161-162].



(d)



(e)

Figura 63 (continuación) – (d) Gráfico de torque (M_A) contra ángulo, indicando la fuerza de apriete (F_V); (e) Diagrama de unión atornillada cuando esta sometida a la fuerza tensora. Mostrando la deformación elástica en el tornillo y en el contra cuerpo [188].

La ley de concesiones (Ley n° 8.987/1995) volvió obligatoria la licitación de las concesiones de generación, transmisión y distribución de energía. Las empresas del grupo Electrobras entraron en el Programa Nacional Desestatización (PND) por medio del Decreto n° 1.503, de mayo de 1995 [189].

El inicio de las privatizaciones ocurrió antes de la publicación de la ley Lei n° 9.427, de diciembre de 1996, que instituyó la Agencia Nacional de Energía Eléctrica (ANEEL) y estipuló la forma de competencia o subasta para la licitación de explotación de los potenciales hidráulicos [189]. La ANEEL nació con la misión de “proporcionar condiciones favorables para que el mercado de energía eléctrica se desarrolle con equilibrio entre los agentes y en beneficio de la sociedad”. Entre sus atribuciones están: regular la transmisión de energía eléctrica; fiscalizar las concesiones y los servicios de energía eléctrica [189].

Como consecuencia del accidente descrito en este capítulo, la ANEEL multo la concesionaria por RS 4,5 millones en mayo de 2002 (correspondiente a apenas 1% de los ingresos de la concesionaria), pues se concluyó que esta empresa falló en el mantenimiento de la línea de transmisión [189]. La concesionaria apeló la multa y en enero de 2003 el director de la ANEEL redujo el valor para RS 2,7 millones.

“DESPACHO DEL DIRECTOR, en enero de 2003. N°1. EL DIRECTOR DE LA AGENCIA NACIONAL DE ENERGIA – ANEEL, en uso de sus atribuciones legales y en conformidad con la resolución ANEEL n° 318 del 6 de octubre de 1998, teniendo en cuenta lo que consta en el proceso n° 48500.002057/02- 65 y considerando la defensa presentada por la Compañía de Transmisión de Energía Eléctrica Paulista – CTEEP, al acto de infracción n° 005/2002-SFE, emitido el 07 de mayo de 2002, resuelve recibir parcialmente el pedido de la concesionaria, reduciendo el valor de la multa para 2.707.512,28 (dos millones setecientos siete mil quinientos doce reales y veintiocho centavos), que corresponde al 0,6% (cero coma seis por ciento) de la facturación de doce meses, correspondiente al periodo disponible de Marzo/2001 a febrero/2002. Eduardo Henrique Ellery Filho. (Of. E1. N° 5A)”. (**)

(**) Diário Oficial de la Unión, n°6, miércoles, 8 de enero de 2003, sección 1, 151.

La multa fue depositada por la empresa, mas el recurso solo fue liberado en julio de 2010, 7 años después del apagón [189]. El valor de la multa no es compatible con una estimativa de perjuicios y lucros cesantes basada en el PIB de 2002 de RS 1,3 trillones considerando la interrupción de actividades productivas del país por cerca de 2 horas, que implicaría un valor del orden de RS 300 millones.

Vale recordar que el papel de la ANEEL “asegurar el buen funcionamiento de los agentes, para que no comprometan el servicio al consumidor y principalmente la calidad del suministro de los servicios de energía eléctrica. La fiscalización puede hacer exigencias, imponer multas y en ultima instancia, recomendar a la junta directiva de la ANEEL el fin del contrato de concesión”. Es fundamental que los castigos a las concesionarias sean compatibles con los perjuicios causados a la población, de ahí la importancia de una actuación competente y neutral de la agencia reguladora para defender los intereses de la población.

La ANEEL sigue las determinaciones de la ley de Acceso a la información (LAI), desde su entrada en vigor en mayo de 2012. De este modo, las informaciones detalladas sobre el trámite del proceso de fiscalización del accidente de 2002 no fueron encontradas en el sitio web de la agencia.

El nombramiento de cinco directores de la ANEEL aún es política y realizada por el Presidente de la Republica, después de la aprobación del Senado Federal. Según el contador Romeu Donizete Rufino (director general de la ANEEL en 2014) “la autonomía decisoria es característica esencial del regulador, pues permite que pueda tomar decisiones en bases técnicas. En este sentido, la ANEEL posee junta directiva, con mandatos alternos de los directores y cuarentena después de su mandato. Criterios formales para la indicación y el nombramiento de los directores de la ANEEL son reglamentados por la ley nº 9.986/2000, que se refiere a la gestión de recursos humanos de las agencias reguladoras. Sin embargo, tales criterios no son suficientemente objetivos de modo a evitar indicaciones en disonancia con el carácter técnico del cargo”. (**)

(**) Director de la Aneel defiende sus criterios objetivos para la selección de directores, Romeu Donizete Rufino pide más autonomía para las autoridades. <http://riscossegurobrasil.com/materia/chefe-da-aneel-defende-criterios-objetivos-para-diretores/>. acceso en enero de 2017.

2.3.2 Estudio microscópico de cables subconductores después de ensayos de fatiga

En el artículo de Azevedo et al. [162] fueron realizados y analizados ensayos exploratorios de fatiga en cables subconductores del tipo Grosbeak (sin corriente eléctrica) para levantar las curvas del tipo S-N para diferentes valores de amplitud de flexión del cable (donde S es la amplitud del esfuerzo alternado, calculado a partir de la amplitud de flexión del cable, y N es el número de ciclos hasta la falla por fatiga en los hilos de Al del cable). El análisis de falla de los primeros hilos de Al rotos del cable y la caracterización microestructural de los demás componentes (grapas superiores e inferiores, tornillos y tuercas) fueron realizados, teniendo como principal objetivo la estandarización de los ensayos y la reducción del número de variables microestructurales, de manera a aumentar la reproductibilidad de los ensayos de fatiga.

Los ensayos de fatiga en los cables subconductores Grosbeak fueron realizados en el Laboratorio de Fatiga e Integridad Estructural de Cables Conductores de Energía de la Universidad de Brasilia [190-192]. EL laboratorio dispone de dos bancadas de ensayos de fatiga (véase **Figuras 64-a a 64-e**), que permitieron la realización de ensayos en cables conductores de hasta 50 m de longitud, con control y monitorizado en tiempo real de las condiciones de ensayo, como la pre-tensión en el cable subconductor, la fuerza de apriete de los tornillos de fijación de los cables en las grapas, la amplitud de flexión del cable, la frecuencia de excitación del cable y la temperatura de ensayo. El momento de la fractura de los primeros hilos de Al es detectado por medio de detectores a laser [162, 190-192], ya que la ruptura de los hilos provoca la rotación del cable [162, 192-193].

La grapa de fijación del cable usada en los ensayos era compuesta de dos piezas (cuerpo y tapa) fabricada en una aleación de aluminio fundida (sin especificación). El apriete del cable en la grapa de fijación fue controlado por la aplicación de un torque de 60 N.m a los tornillos del sistema de fijación (4 puntos de fijación). Fueron usados tornillos de acero carbono (sin especificación) del tipo U y pasadores de acero (sin especificación) (véase **Figuras 65-a a 65-b**).

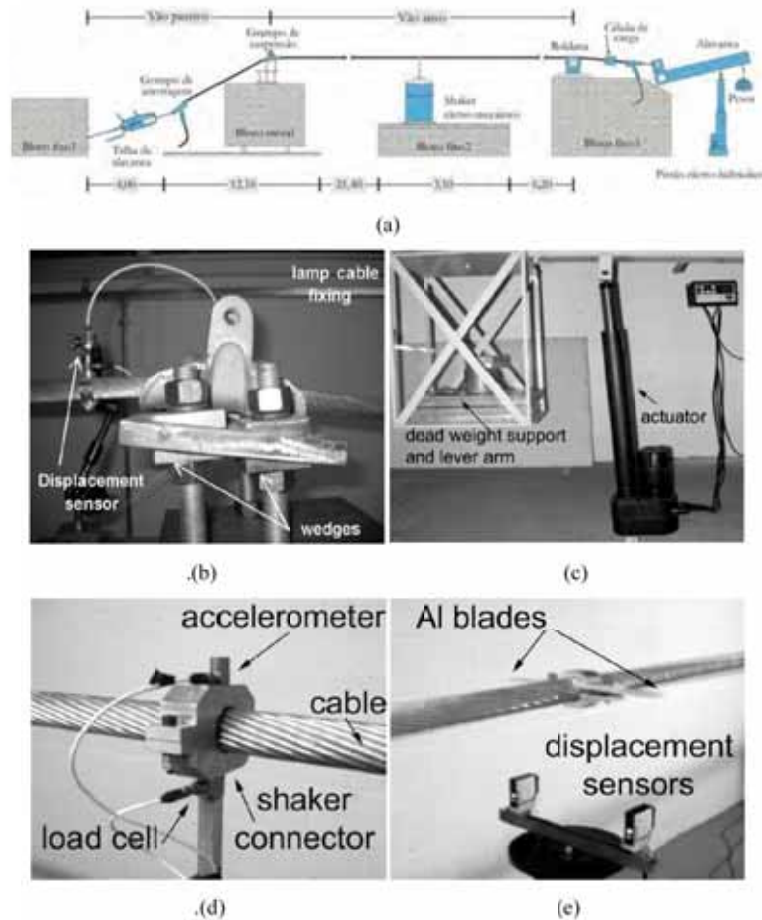


Figura 64 – Esquema mostrando la plataforma para ensayos de fatiga en cables subconductores: (a) Vista general; (b) Montaje de la suspensión para el sistema cable/grapa; (c) Brazo de la palanca con un actuador; (d) Agitador con un dispositivo de conexión y sensores; (e) Sistema de detección de fallas, compuesto por láminas y sensores [162].

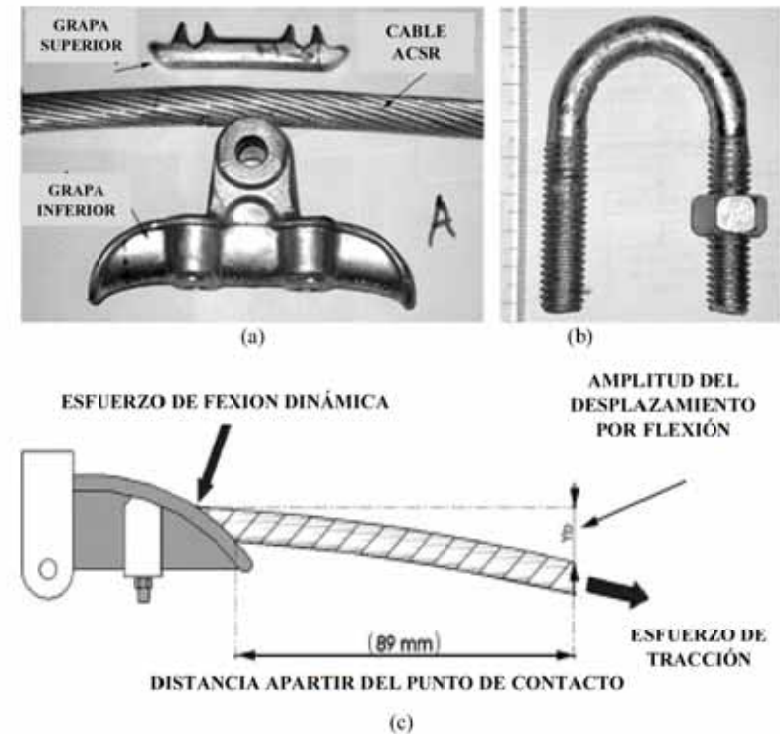


Figura 65 – (a) Cable conductor y grapas de fijación superior e inferior; (b) Tomillo de fijación en U y tuerca de fijación; (c) Esquema de fijación entre el cable y la grapa, mostrando la localización del punto de medición del desplazamiento vertical del cable [162].

Una frecuencia de vibración entre 13,5 y 14,5 Hz, típica de vibración eólica, fue aplicada al cable Grosbeak, juntamente con tracción axial de 22400 N (equivalente al 20% del límite de resistencia del cable) y amplitud de flexión del cable (pico a pico) fue variada de 0,9 a 1,3 mm.

El cálculo o medición de la tensión en los hilos del cable al lado de los puntos de fijación es importante tanto para el diseño de líneas aéreas de transmisión como para el mantenimiento preventivo de los cables contra la fatiga por *fretting*. En el caso de los cables subconductores aéreos, la medición directa de las tensiones en los hilos de Al no es posible y el calculo de estas tensiones no es simple debido a la complejidad en la

mecánica de los hilos helicoidales de los cables durante la carga cíclica [162, 191-192, 194-196].

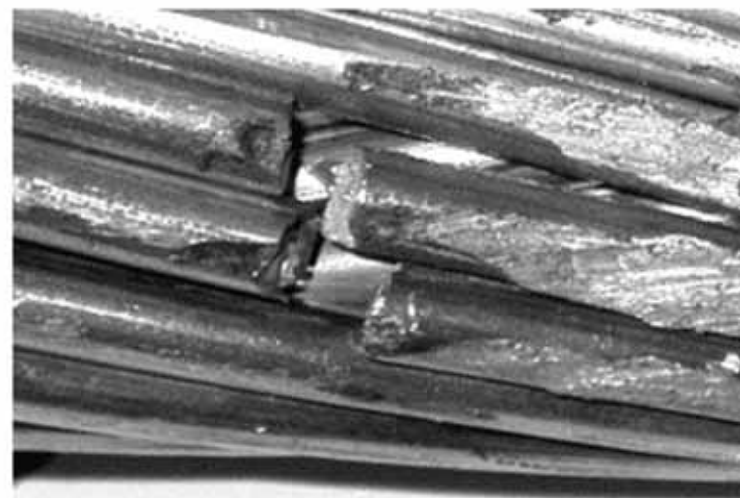
Los esfuerzos de los hilos dentro de la región crítica son calculadas con fórmulas semi-empíricas, que proporcionan los valores para la amplitud del esfuerzo cíclico axial. Este valor es asociado con los valores experimentales de vida por fatiga de los cables subconductores, produciendo curvas S-N. La fórmula empírica de Poffenberger-Swart (P-S) [197] es bastante utilizada para relacionar la amplitud de la flexión con la amplitud de el esfuerzo cíclico de flexión en el hilo de Al. En este enfoque, el cable es considerado como un haz de hilos individuales, de modo que cada hilo es libre para moverse en relación con los demás [162, 192], o sea, este enfoque no considera fuerzas de fricción entre los hilos.

Los valores del esfuerzo de flexión (σ_s) en los hilos de la camada externa del cable para diversos valores de amplitud de flexión y los resultados de vida por fatiga de los ensayos de fatiga de los cables subconductores son mostrados en la **Tabla 12**. El aumento de la amplitud de flexión aumentó el valor de la amplitud de la tensión de flexión en el hilo externo de Al y redujo la vida por fatiga del cable subconductor (N_f).

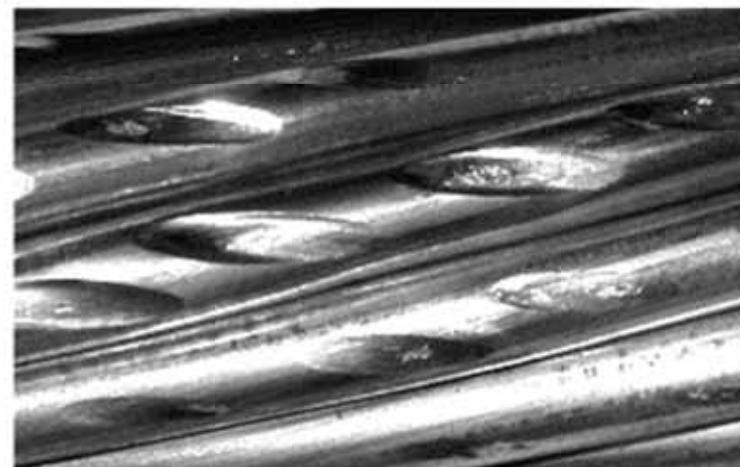
Tabla 12- Resultados de los ensayos de fatiga [162].

Parámetros	Identificación del ensayo					
	1	2	3	4	5	6
Amplitud de flexión, Y_b (mm)	0,9	1,0	1,1	1,1	1,3	1,4
Amplitud de flexion calculada, σ_s (MPa)	31,2	34,7	38,1	38,1	45,1	48,5
Vida, N_f (x 10^6 ciclos)	6,4	4,1	2,17	1,0	1,1	0,6

Las **Figuras 66** y **67** muestran el aspecto general de los primeros hilos rotos de los cables después de los ensayos de fatiga en diferentes amplitudes de flexión (0,9 mm y 1,3 mm). Las rupturas ocurrieron en la región adyacente al punto de fijación del cable en la grapa. La inspección visual de los hilos de Al rotos mostró tres tipos de topografía de fractura: fractura en V, fractura a 45° y fractura plana.

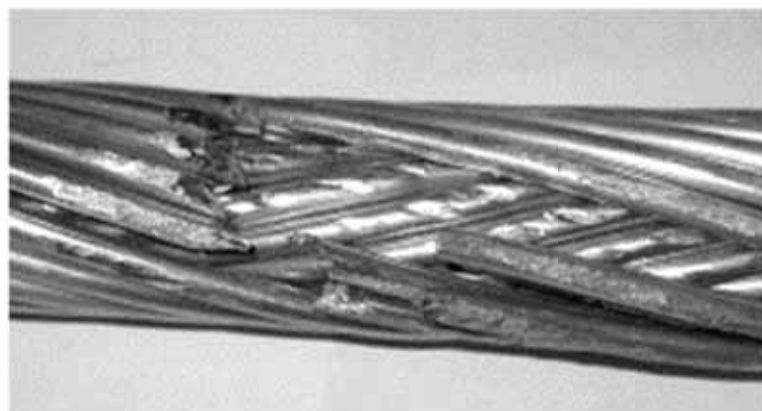


(a)

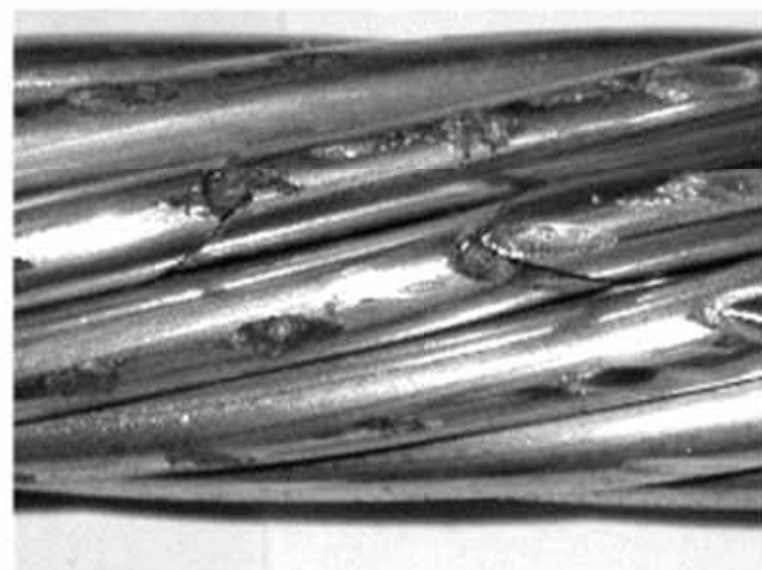


(b)

Figura 66 - Vista general del cable después del ensayo de fatiga con amplitud de 0,9 mm y tensión nominal en el hilo externo de 31,2 MPa (vida por fatiga de $6,4 \times 10^6$ ciclos): (a) Detalle del daño rectangular en la camada externa del cable en contacto con la grapa y de los dos hilos rotos (fractura plana); (b) Detalle del daño elíptico en la camada interna del cable sin ninguna ruptura del hilo [162].



(a)



(b)

Figura 67 - Vista general del cable después del ensayo de fatiga con amplitud de 1,3 mm y tensión nominal en el hilo externo de 48,5 MPa (vida por fatiga de $1,1 \times 10^6$ ciclos): (a) Detalle del daño rectangular en la camada externa del cable en contacto con la garra e de los 5 hilos rotos; (b) Detalle del daño elíptico en la camada interna del cable con ruptura de los hilos a 45° [162].

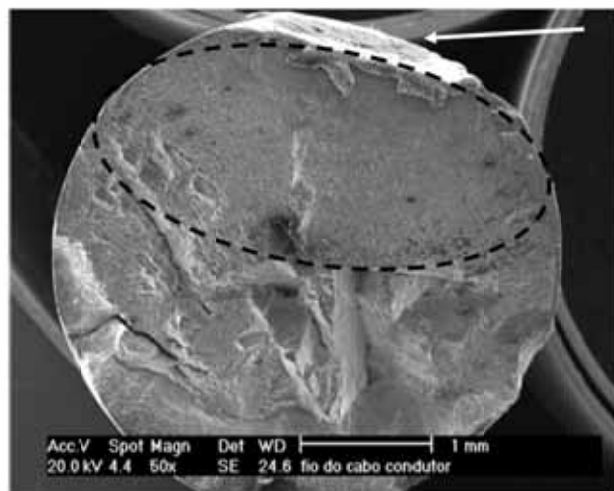
La **Tabla 13** muestra la distribución de cada tipo de fractura de acuerdo con la posición del hilo roto y con el valor de la amplitud de flexión. En el ensayo de menor amplitud de flexión la fractura plana fue predominante y ocurrió en los hilos de la camada externa (0,9 mm), en cuanto que, en el ensayo de amplitud de flexión igual a 1,3 mm, por ejemplo, la fractura a 45° fue predominante en las camadas externas e internas de los hilos de Al. Adicionalmente, la superficie de fractura en V fue observada en el ensayo con amplitud de flexión igual a 1,3 mm.

Tabla 13 – Observación macrofractográfica de los primeros hilos de Al rotos después de los ensayos de fatiga [162].

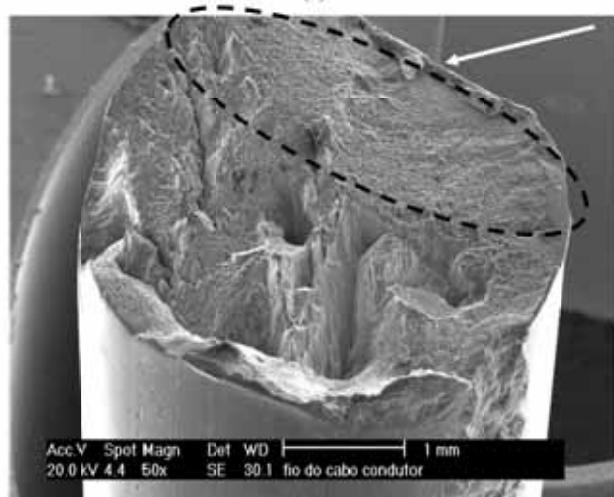
Amplitud	Vida por fatiga	Posición de los hilos rotos	Nº de hilos rotos	Tipo de fractura
0,9 mm	$6,4 \times 10^6$ ciclos	Camada externa	2	100% - plana
1,3 mm	$1,1 \times 10^6$ ciclos	Camada externa	5	(3 hilos) 60% - a 45° (2 hilos) 40% - en V
		Camada interna	4	(3 hilos) 75% - a 45° (1 hilo) 25% - e V

El examen microfractográfico investigó los tres tipos de superficie de fractura de los hilos. El examen de la fractura plana (véase **Figuras 68-a a 68-c**) indicó una gran proporción de superficie de fractura lisa y plana. Nucleada en marcas de *fretting* elíptico. Esta superficie de fractura es lisa hasta alcanzar una profundidad aproximadamente de 1,5 mm, donde esta pasa a tener una topografía mas rugosa, con agrietamiento secundario (delaminación en el sentido de la orientación microestructural de los hilos endurecidos por deformación).

El examen en detalle de la región plana (véase **Figura 68-c**) no mostró estrías típicas de fatiga, mas, fue observado un intenso agrietamiento secundario asociado con “estrias fantasmas”. Esta microfractografía es típica de fractura por fatiga en materiales de baja ductilidad (el aluminio H19 presenta un valor nominal de ductilidad de 3%) [198-199]. No fue posible observar alveolos de fractura dúctil en la región rugosa, pero los autores [162] sugirieron que la región rugosa (presentando delaminación) se había roto por sobrecarga.

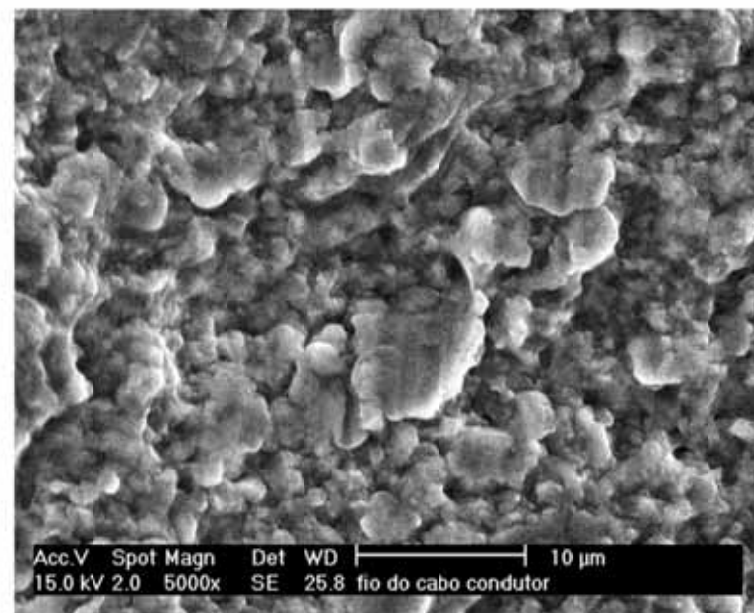


(a)



(b)

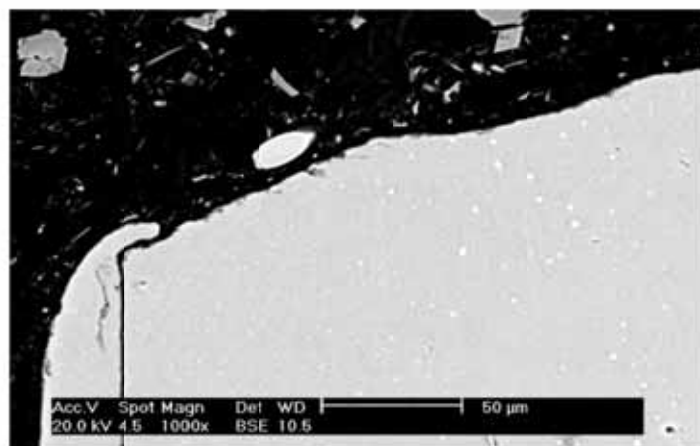
Figura 68 – Fractura del hilo externo para la condición con amplitud de 0,9 mm y tensión nominal del hilo externo de 31,2 MPa: (a) e (b) Examen microfractográfico mostrando la región plana (40% del área de la fractura, véase áreas demarcadas) y región de topografía más irregular, con intensa delaminación (60% del área de fractura). La fractura por fatiga por *fretting* fue nucleada en una marca elíptica (véase flechas). MEB. IES [162].



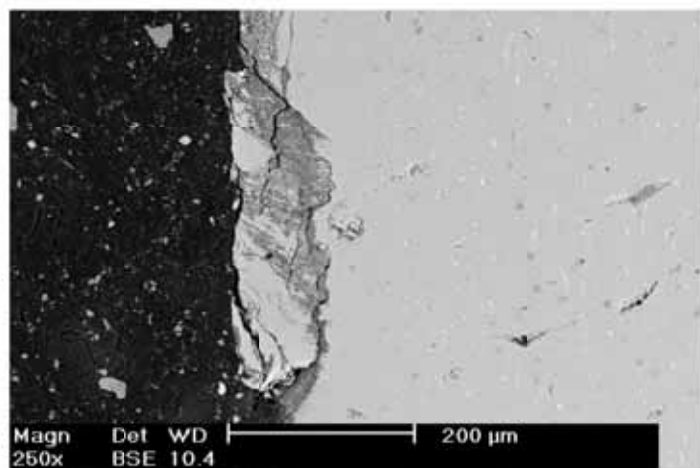
(c)

Figura 68 (continuación) – Fractura plana del hilo externo para la condición con amplitud de 0,9 mm y tensión nominal del hilo externo de 31,2 MPa: (c) Examen microfractográfico del detalle de la región de fractura plana, mostrando un intenso agrietamiento secundario y ausencia de estrías típicas de fatiga (mas, aparecen estrías tenues, típico de fatiga en materiales con baja ductilidad). MEB. IES [162].

La **Figura 69-a** muestra el camino de propagación de la grieta de fatiga por *fretting* a partir de la grieta subsuperficial localizada en la región del daño elíptico. El ángulo inicial de propagación de la grieta es de $\sim 30^\circ$ con el plano normal a la tensión axial hasta una profundidad de grieta de 100 μm , ocurriendo un cambio en el ángulo de propagación para $\sim 10^\circ$. La **Figura 69-b** muestra en detalle como el mecanismo de daño por *fretting* causó la deformación plástica y el agrietamiento subsuperficial del hilo de Al. Se observó, también, el desprendimiento de material, trituración y oxidación, con formación del tercer cuerpo abrasivo de Al_2O_3 junto al daño por *fretting*.



(a)



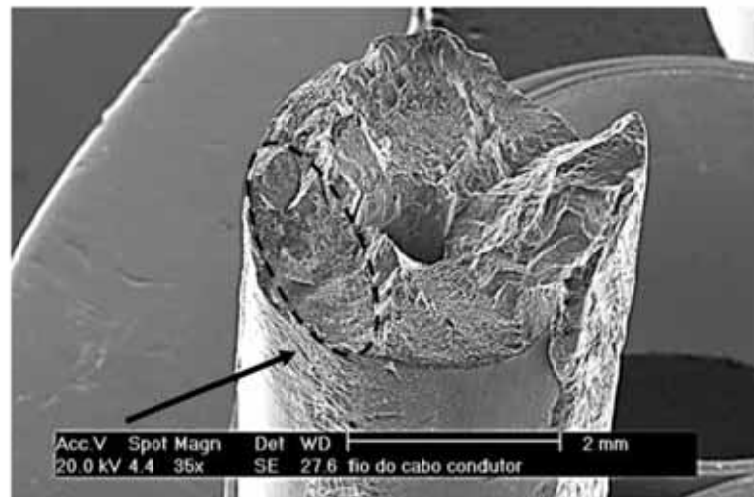
(b)

Figura 69 - (a) Camino de propagación estable de la grieta en la "región plana" de fractura del hilo externo del cable ensayado con amplitud de 0,9 mm, corte longitudinal al lado de la superficie de fractura. El ángulo inicial de propagación de la grieta es de aproximadamente 30% con el plano normal a la tensión axial hasta una profundidad de grieta de 100 µm; (b) Detalle de la región de daño elíptico por *fretting*, mostrando formación de agrietamiento subsuperficial, desprendimiento de material y formación de restos de Al_2O_3 . MEB. IER [162].

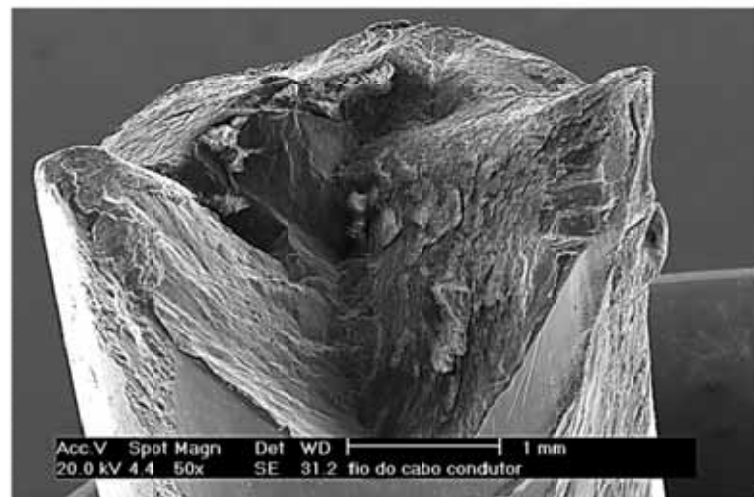
Las **Figuras 70-a** y **70-b** muestran la microfractografía de la fractura en V de hilos de Al después de los ensayos de fatiga con amplitud de flexión de 1,3 mm. Existe una propagación de superficie plana y lisa, con formato semielíptico, formada a partir de una marca elíptica. Esta superficie de fractura plana ocurre hasta una profundidad de aproximadamente 1 mm de la superficie del hilo. A partir de este punto, la superficie de fractura esta compuesta de dos superficies inclinadas a 45° del plano normal a la tensión axial, típicas de fractura por cizallamiento. El examen mas detallado de las dos regiones (fractura plana y a 45°) no mostró la presencia de estrías típicas de fatiga ni alveolos de fractura dúctil, mas, los autores [162] sugieren que la fractura a 45° ocurrió por sobrecarga. La **Figura 70-c** muestra el camino de propagación estable de la grieta secundaria encontrada próxima de la superficie de fractura, mostrando que su propagación estable es perpendicular a la tensión axial hasta una profundidad de ~100 µm, después ocurre una pequeña deflexión (~30° con el plano normal a la tensión axial por una longitud de ~100 µm) y, nuevamente, la propagación es perpendicular a la tensión axial. Los puntos de deflexión de la propagación estable de la grieta coinciden con la presencia de inclusiones de FeAl.

Las **Figuras 70-a** y **71-b** muestran la topografía de la fractura a 45° encontrada en la mayoría de los hilos rotos de cable ensayado con amplitud de flexión de 1,3 mm existe una superficie lisa en un ángulo de aproximadamente 45° con el plano normal a la tensión axial y asociado a la marca de daño por *fretting* del tipo rectangular y que avanza hasta una profundidad de 300 µm de la superficie del hilo. Después de esta profundidad, la superficie de fractura se torna bastante rugosa, indicando que la ruptura final ocurrió por sobrecarga.

El examen mas detallado de las dos regiones (lisa y rugosa) no mostró ni estrías de fatiga ni alveolos de fractura dúctil [162], mas, se sugirió que la superficie de fractura mas lisa fue causada por la propagación de la grieta de fatiga por *fretting*. La **Figura 71-c** muestra la propagación estable de la grieta secundaria (longitud aproximada de 200 µm) encontrada próxima de la superficie de fractura, mostrando su nucleación a partir de una grieta subsuperficial asociada al daño por *fretting*. El Angulo de propagación de la grieta fue de 45° con el plano axial a la tensión axial.

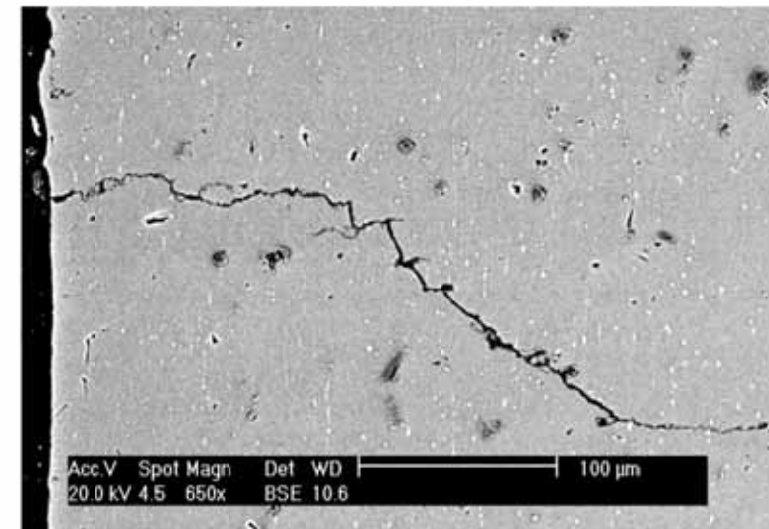


(a)



(b)

Figura 70 - Caracterización del hilo interno roto del cable ensayado con una amplitud de 1.3 mm: (a) y (b) Examen fractográfico de la fractura en V, mostrando la región de fractura plana y lisa (15% del área de fractura, véase el área demarcada) y la región fibrosa con ángulo de aproximadamente 45°. La fractura por fatiga fue nucleada en el daño elíptico del *fretting* (flecha). MEB, IES [162].



(c)

Figura 70 (continuación) – Caracterización del hilo interno roto del cable ensayado con una amplitud de 1.3 mm: (c) Corte longitudinal a la fractura, mostrando el camino de propagación estable de una trinca secundaria, que es perpendicular a la tensión axial hasta una profundidad de 100 µm, después presenta una deflexión en 30° por 100 µm y vuelve para seguir el camino preferencial al esfuerzo axial. MEB, IES y IER [162].

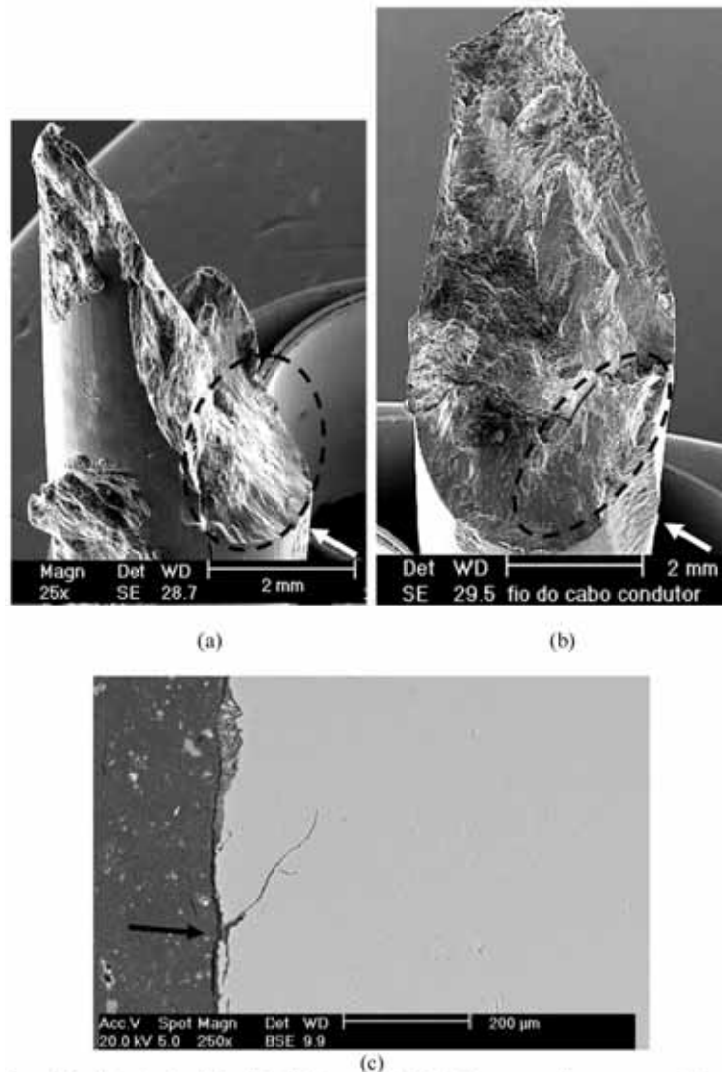


Figura 71 - Caracterización del hilo interno roto del cable ensayado con una amplitud de 1,3 mm: (a) y (b) Examen fractográfico, fractura a 45°, mostrando una región lisa (véase las áreas demarcadas) y región fibrosa. La grieta de fatiga fue nucleada en el daño elíptico de *fretting* (flecha); (c) Corte longitudinal de la fractura mostrando la propagación estable de la trinca secundaria (fatiga por *fretting*) con profundidad de ~200 μm en un ángulo de 45° con la tensión axial. MEB. IES y IER [162].

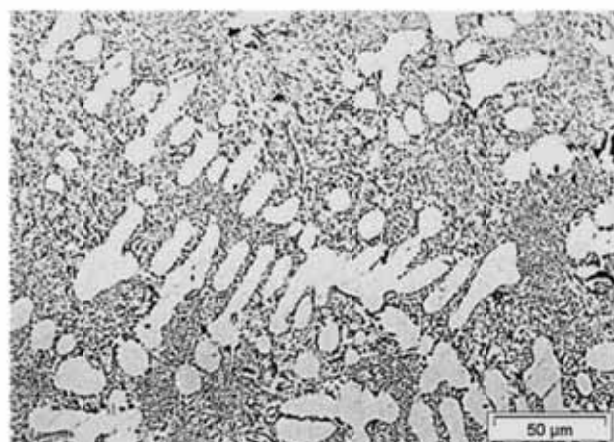
El examen microfractográfico de los hilos con fractura a 45° (véase **Tabla 13** y **Figuras 71-a** a **71-c**) indica la acción de un mecanismo de fractura en dos etapas:

- Nucleación y propagación estable de la grieta de fatiga por *fretting* hasta una profundidad de aproximadamente 300 μm.
- A partir de la profundidad de 300 μm, la propagación de la grieta ocurrió de manera inestable (sobrecarga).

El examen microfractográfico identificó tres tipos de topografía de fractura para los primeros hilos rotos durante el ensayo de fatiga: fractura plana (véase **Figura 68**), fractura en V (véase **Figura 70**) y fractura a 45° (véase **Figura 71**). La fractura a 45° fue el tipo predominante en los hilos de Al de las capas externas e internas en amplitudes de flexión más elevadas (1,33 mm), en cuanto que la fractura plana fue el tipo predominante para el menor valor de amplitud de flexión (véase **Tabla 13**).

Estos tres patrones de fractura están de acuerdo con resultados anteriores [173-179]. Los autores [162] relacionaron la menor proporción de fractura del tipo plana y lisa con el menor valor de amplitud de tensión axial y sugirieron que los hilos que presentan fractura a 45° (que fue el tipo de fractura predominante de los hilos en el ensayo con mayor amplitud de flexión, véase **Tabla 13**) se rompieron por sobrecarga. Como ya fue visto en el análisis del artículo anterior [161] (véase **Figura 63-c**), la hipótesis de fractura por sobrecarga después la ruptura por fatiga de los primeros hilos de Al no es realista, principalmente en ensayos de fatiga sin paso de corriente eléctrica.

El examen metalográfico de la grapa inferior (véase **Figura 72-a**) reveló una microestructura eutéctica de aleación Al-13% Si (dureza de 65 HV) con dendritas de Al (α) y eutéctico interdendrítico refinado, típico de la aleación modificada. La grapa superior (véase **Figura 72-b**) reveló una microestructura hipereutéctica de una aleación Al-17% Si fundida, con dureza de 62 HV y sin tratamiento de modificación. Las tribosuperficies de las grapas superiores e inferiores mostraron degradación superficial causada por el mecanismo de *fretting*, con presencia de deformación plástica, agrietamiento subsuperficial, desprendimiento de material y formación de tercer cuerpo (véase **Figura 72-c** y **72-d**). En la aleación hipereutéctica, el agrietamiento subsuperficial ocurrió preferentemente en la interfase entre el silicio primario y la matriz, mientras que en la aleación eutéctica modificada fue observada la formación de una tribocamada continua de Al_2O_3 .

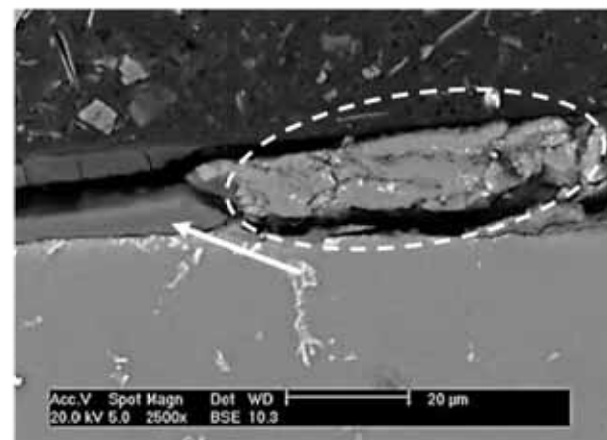


(a)

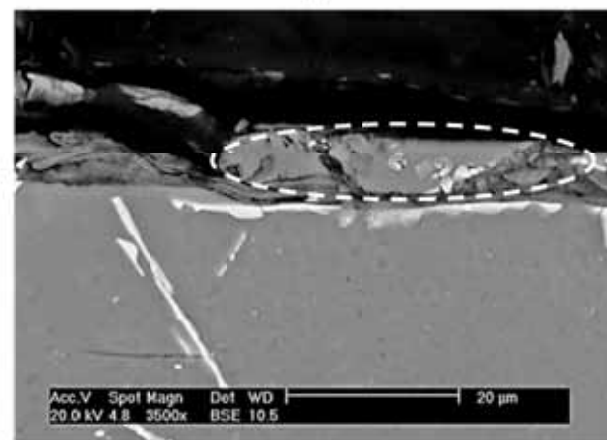


(b)

Figura 72 - (a) Grapa inferior de una aleación Al-13% Si, mostrando una microestructura dendrítica de fase Al (a) y eutéctico interdendrítico refinado (eutéctico modificado); Grapa superior de una aleación Al-17% Si, mostrando una microestructura dendrítica de fase Al (a) y eutéctico interdendrítico grueso (eutéctico no modificado). MO.



(c)



(d)

Figura 72 (continuación) - Corte transversal al lado de la tribosuperficie: (c) Grapa inferior, mostrando deformación plástica superficial, seguida de desprendimiento de material (área demarcada) con residuos conteniendo Al_2O_3 y SiO_2 . Formación de la tribocamada (Al_2O_3) de 5 μm de espesor (flecha); (d) grapa superior, mostrando deformación plástica superficial, seguida de desprendimiento de material (véase área demarcada) al lado de la interfase partícula eutéctica y matriz, llevando a la formación de residuos conteniendo Al_2O_3 y SiO_2 . MEB. IER y microanálisis EDS [162].

Los resultados indicaron que la fractura de los hilos de Al durante el ensayo de fatiga con amplitud de 1,3 mm (véase **Tabla 13**) comenzó con la ruptura de 3 hilos externos de Al (fractura a 45° iniciada por el mecanismo de fatiga por *fretting*), seguida de la ruptura de 6 hilos de Al (fractura en V y fractura a 45°, ambas iniciadas por fatiga por *fretting*).

El análisis de las fallas de los cables durante los ensayos de fatiga entrega informaciones sobre el tipo y modo de fractura de los primeros hilos de Al, además de identificar las regiones críticas del cable, que facilita el modelado matemático por análisis de elementos finitos (EF). Adicionalmente, la determinación del tipo de fractura de los primeros hilos de Al (ángulo de propagación de la grieta por fatiga) durante los ensayos de fatiga ayudan en la selección de los modelos teóricos de previsión de vida por fatiga [191-192]. El valor estimado de vida útil del cable sirve de información para los equipos de mantenimiento de las líneas aéreas de transmisión. La capacidad de previsión de la vida útil en fatiga es fundamental tanto para el mantenimiento como para el diseño de nuevas líneas de transmisión [191-192].

El análisis de tensiones en cables compuestos de dos o más capas de hilos helicoidales, incluso en condiciones de servicio con carga mecánica estática es bastante compleja, pues los valores de esfuerzos de tracción, de flexión y de torsión, de movimiento relativo entre los hilos; y de las fuerzas de fricción en cada uno de los hilos es diferente [200].

Faanes [201] estudió el ángulo de propagación de las grietas de fatiga por *fretting* en condiciones de carga mecánica, comparativamente, menos compleja. Según el autor, experiencias clásicas de fatiga por *fretting* mostraron que la propagación de la grieta generalmente se inicia con un ángulo a 45° (régimen I o modo II de carga). Con el cambio de campo de esfuerzos (reducción del componente de carga normal al área de contacto y aumento relativo del componente del esfuerzo axial), la grieta tiende a propagarse de modo estable en el plano perpendicular al esfuerzo axial (régimen 2 o modo I de carga), como mostrado en la **Figura 73**. Los resultados experimentales de fractura por fatiga por *fretting* (véase **Figura 68 a 70**) muestran que la propagación estable de grietas en los hilos helicoidales de Al no resulta ser tan simple.

Szolwinski [202] comentó en 1996 que el daño por *fretting* es una competencia sinérgica entre los mecanismos de desgaste, corrosión y fatiga. Una vez que el proceso de *fretting* envuelve una cantidad de fenómenos mecánicos y químicos que interactúan

entre sí, la noción de un modelo único para explicar la nucleación de la grieta de fatiga por *fretting* puede ser considerada absurda.

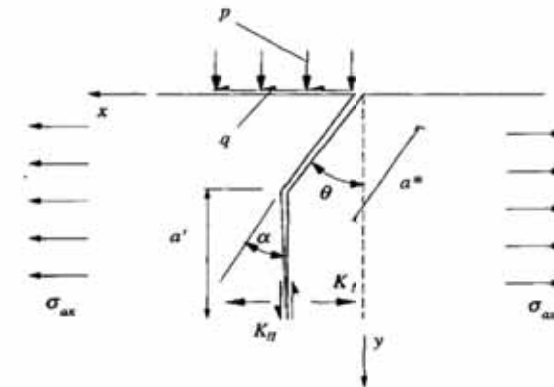


Figura 73 - Configuración clásica de *fretting* por fatiga con carga mecánica mixta, donde: q es la fuerza de fricción en el área de contacto; P es la fuerza normal en el área de contacto; σ_{ax} es la amplitud del esfuerzo axial; K_I es el factor de intensificación del esfuerzo en el modo I (tracción); K_{II} es el factor intensificación del esfuerzo en el modo II (cizallamiento); θ es el ángulo inicial de propagación de la grieta en el modo I; a^* es el tamaño de la grieta en el modo I; y a' es el tamaño de la grieta en el modo II [201].

En 2006, investigadores de la universidad de Oxford publicaron un artículo [203] sobre la evolución en el entendimiento del mecanismo de fatiga por *fretting*. Ellos destacaron que un factor fundamental para esta evolución fue la estandarización de los ensayos de fatiga por *fretting* y el reconocimiento de la importancia de monitorizar una amplia gama de parámetros durante los ensayos [203]. Según ellos, se intentó explicar la fatiga por *fretting* usando modelos de fatiga multiaxial, pero fue finalmente reconocido que los gradientes de esfuerzo en la fatiga por *fretting* son comparativamente más elevados debido a la elevada concentración de tensiones al lado de la superficie de contacto. En este escenario, la inclusión del componente de fricción es una pieza fundamental para el mejor entendimiento de la fatiga por *fretting*.

En 2017 fue propuesta una estrategia [204-205] para el modelado por elementos finitos en 3D para estimar las tensiones en cada uno de los hilos helicoidales de cables subconductores al lado del punto de fijación en la grapa, de modo a entender mejor la carga mecánica y las condiciones de falla por fatiga por *fretting* en los diversos hilos de Al (véase **Figura 74**). Estos cables son sometidos a cargas multiaxiales estáticas y

dinámicas, y poseen diferentes tipos de contacto entre sus hilos (véase Figuras 75-a y 75-b).

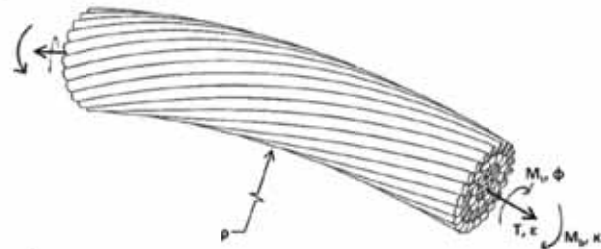


Figura 74 - Configuración de carga mecánica en el haz de hilos helicoidales de un cable subconductor [204].

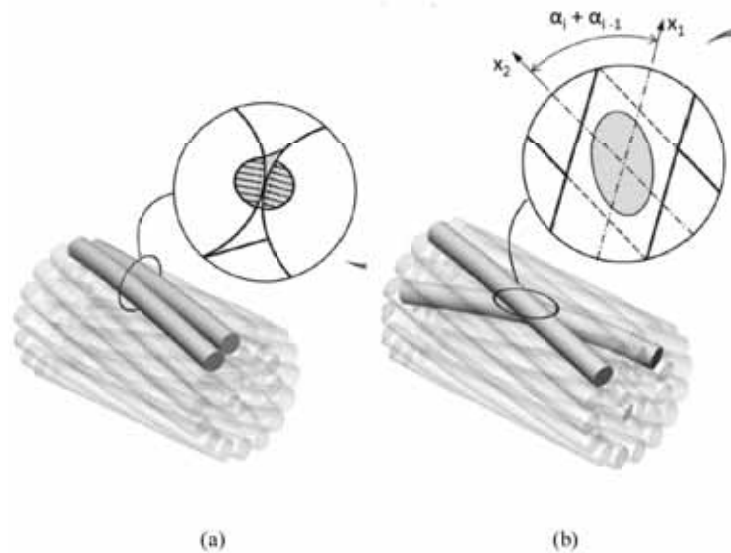


Figura 75 – Superficie de contacto entre los hilos de cables subconductores: (a) Contacto lateral entre los hilos de la misma camada; (b) Contacto elíptico entre los hilos de camadas diferentes [204].

Los resultados indicaron que los hilos del cable sufren diferentes regímenes de *fretting* al lado del elemento de fijación del cable (régimen de deslizamiento parcial,

régimen mixto y régimen de deslizamiento total), dependiendo de la distancia del hilo al punto de fijación y de la posición relativa del hilo dentro del cable (véase Figura 76-a y 76-b).

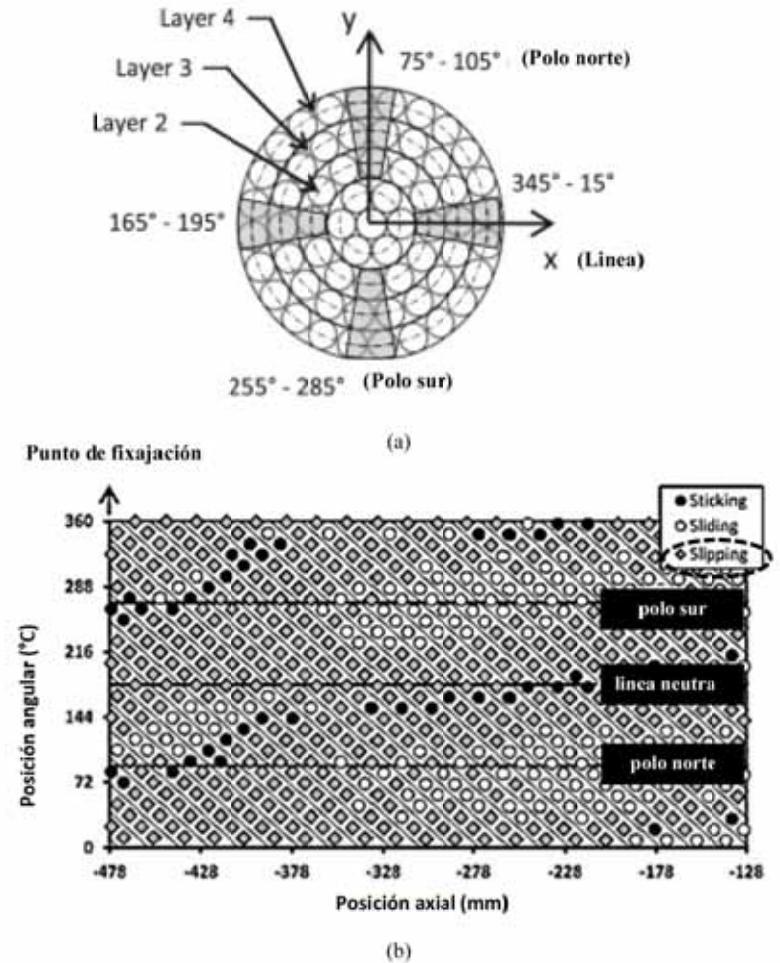


Figura 76 - Resultados del modelado del cable Cardinal: (a) Posición de los hilos en corte transversal; (b) Mapa tipo de contacto entre los hilos de la segunda y tercera camada (hilos más internos), mostrando predominio de puntos de contacto elípticos con régimen de *fretting* del tipo mixto (*slipping*), más crítico para la nucleación de fatiga por *fretting*. Los puntos de regímenes de deslizamiento parcial (*sticking*) y total (*sliding*) también son mostrados [204].

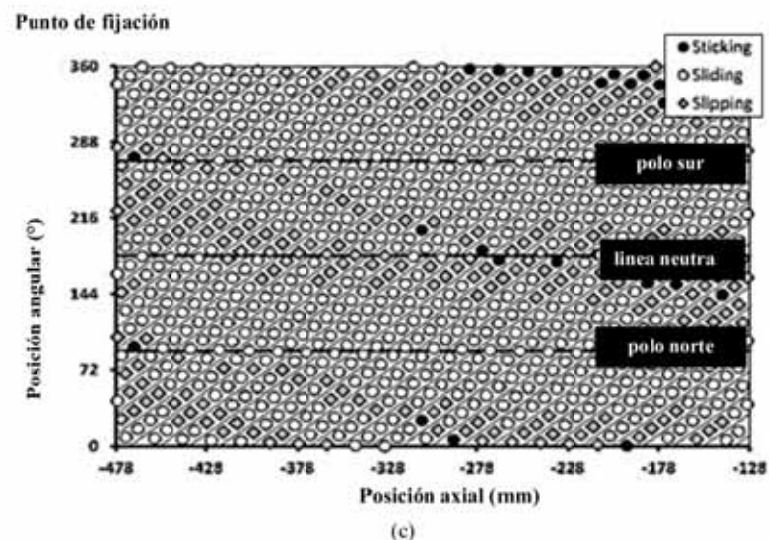


Figura 76 (continuación) – Resultados del modelado del cable Cardinal: (b) Mapa del tipo de contacto entre los hilos de la tercera y cuarta camada (hilos más externos), mostrando el predominio de puntos de contacto elípticos con régimen de *fretting* del tipo deslizamiento total (*sliding*), más susceptible al desgaste abrasivo. Los puntos de regímenes de deslizamiento parcial (*sticking*) y mixto (*slipping*) también son mostrados [204].

Las figuras obtenidas por el modelado matemático mostraron que los hilos de Al posicionados en la camada mas externa del cable subconductor Cardinal y mas cercano del punto de fijación son mas susceptibles al régimen de *fretting* mixto (véase **Figura 76-b** y **76-c**), independientemente de la posición angular de los hilos en el cable [204,205].

El modelado [204] también calculó la distribución de fuerzas en cada uno de los cables de Al del cable Cardinal sometido a la carga axial de 40000 kN y cíclicas de 1820 N (véase **Figura 77-a**). Los hilos mas cercanos de la fijación y situados en los polos norte y sur del cable presentaron los mayores valores de fuerza axial (véase **Figura 77-b**). Los resultados mostraron también que los hilos de la segunda y tercera camada (camadas más internas del cable, véase **Figura 76-a**) eran sometidos a mayores valores de fuerza máxima axial durante los ciclos mecánicos del cable, contrariando la idea de que la máxima tensión axial actuaría en los hilos de la camada más externa del cable [161, 193, 197].

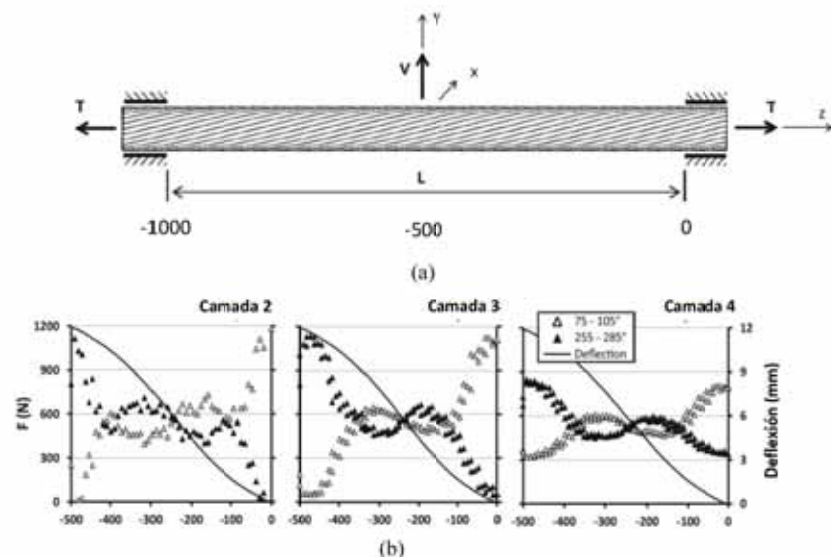


Figura 77 – (a) Esquema del cable usado en el modelado, con los extremos fijos en las puntas y aplicación de tracción T y carga cíclica V (centro del cable), longitud del cable de 1000 mm; (b) Distribución de fuerzas en los hilos localizados en el plano vertical del cable Cardinal. Los puntos más cercanos de la fijación del cable (posiciones 0) y en la parte central de cable (posición -500 , mayor amplitud de flexión) se presentan lo mayores valores de fuerza máxima axial. Adicionalmente, los hilos de Al situados en los polos norte y sur del cable presentan los mayores valores de fuerza. Finalmente, los hilos de la segunda y tercera camada (camadas más internas del cable, véase **Figura 76-a**) presentan lo mayores valores de fuerza máxima axial [204].

Los autores [204] explican estos resultados (véase **Figura 76** y **77**) por la disposición del cable: la acción de la tensión axial provocaría el movimiento de “apriete” en los hilos helicoidales, aumentando, de esta forma, la presión de contacto transmitida para los hilos de las camadas internas del cable. El modelado matemático indicó que los hilos de Al más externos del cable siempre son los más susceptibles a la falla por fatiga por *fretting*. Como consecuencia, los autores [204] introdujeron el concepto de ortogonalidad de los coeficientes de fricción en las regiones de contacto entre los hilos (véase **Figura 78**) para conseguir un mejor ajuste entre los resultados del modelado matemático y los valores experimentales. La validación del modelo matemático confirmó

que las fuerzas de fricción entre los hilos controlan la rigidez del cable a flexión (véase Figura 79).

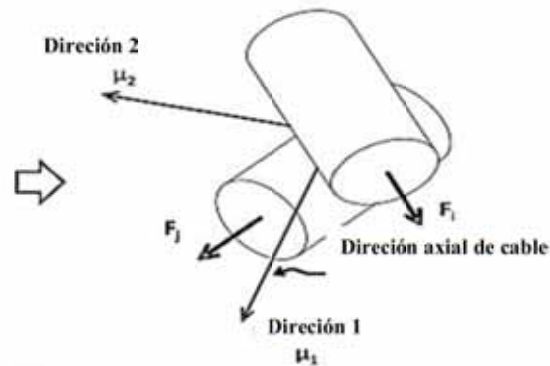


Figura 78 - Implementación del concepto de coeficiente de fricción ortogonal, siendo μ_1 paralelo a la dirección del cable y μ_2 normal al eje mayor del contacto elíptico [204].

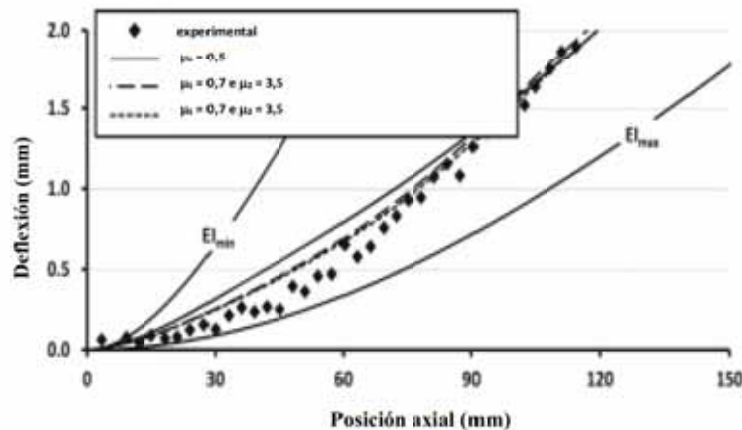


Figura 79 - Comparación de los resultados experimentales y de los valores del modelado de flexión en función de la dirección axial para el cable ACSR Cardinal, usando diversas combinaciones de coeficiente de fricción entre los hilos. Los mejores ajustes fueron obtenidos con el uso de coeficientes ortogonales con valores de $\mu_2=3,5$ y $\mu_1=0,7$ (véase Figura 78). Los valores máximos de deflexión fueron obtenidos para el cable menos rígido (línea EI_{min}) – modelo empírico de Poffenberger-Swart [193] que no considera la fricción entre los hilos [204].

El modelo de Poffenberger-Swart [193, 162] es muy usado por la industria de transmisión de energía eléctrica para estimar la carga mecánica del cable causada por la vibración eólica, mas este modelo reduce la configuración del cable aun haz de vigas independientes. Como resultado de esta simplificación, que no considera la fricción entre los hilos, el cable presenta, según el modelo, un valor mínimo de rigidez a la flexión (véase curva EI_{min} en la Figura 79). Adicionalmente, se estima que los valores de la amplitud del esfuerzo de flexión (σ_a) causados por la vibración eólica y calculados por este modelo estén subestimados (véase Tabla 13).

Las Figura 80-a y 80-b muestran los valores del esfuerzo de flexión dinámica en el cable subconductor Drake, calculados por el modelo matemático para dos posiciones de hilos y tres situaciones de tracción del cable. El valor de amplitud del esfuerzo axial en el hilo más externo estimada por Poffenberger-Swart [193] (véase curva del valor de rigidez del cable a flexión, dada por EI_{min}) es aproximadamente 30% del valor del esfuerzo axial máximo calculado por el modelado (para un valor de esfuerzo igual a 15% de la resistencia mecánica del cable y amplitud de flexión de 1 mm) [204]. Estos resultados también indicaron que el esfuerzo máximo de flexión ocurría siempre en los hilos de la camada mas interna del cable, siendo aproximadamente 30% superior al valor del esfuerzo en el hilo externo (para un valor de tracción igual al 15% de la resistencia mecánica del cable y amplitud de flexión de 1mm), independientemente de los valores de esfuerzo de tracción estática.

Los resultados del modelado matemático [204,205] pueden ser aprovechados para estimar la vida en fatiga de cables subconductores, usando los valores de esfuerzo máximo en los hilos (σ_a) para calcular el número de ciclos hasta la ruptura de hilos (N_f) y relacionarlo con la amplitud de flexión (Y_b).

La Figura 81 trae una curva de amplitud de flexión (Y_b) contra vida por fatiga (N_f), comparando los resultados experimentales con los del modelado de un cable tipo Drake. La posición de la línea de frontera segura (Safe Border Line) de Cigre (Council on Large Electric Systems) también es mostrada (esta línea es calculada por ecuaciones semi-empíricas) y representan un límite conservativo de la vida por fatiga [206]). Esta figura indica que 50% de las fallas observadas experimentalmente en el cable Duke ocurrieron en la camada externa (tercera camada), mientras que el modelado indicó que la vida de este cable sería siempre definida por la ruptura de los hilos más internos (segunda camada). Este resultado muestra que el modelado de esfuerzos en los hilos del

cable puede ser optimizado por el mejor entendimiento de los valores usados para los coeficientes de fricción entre los hilos [205].

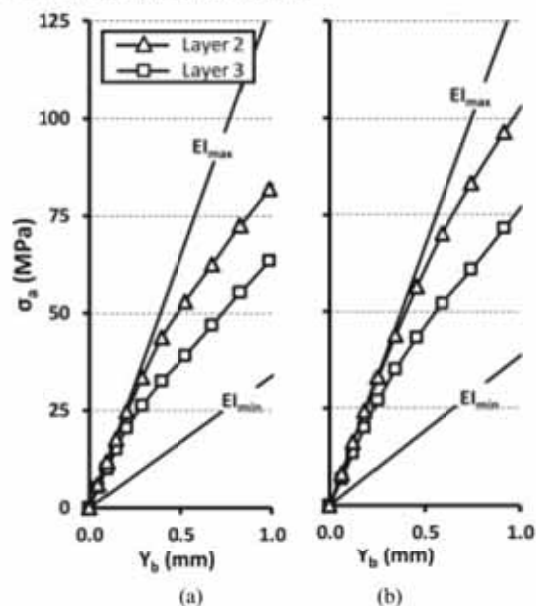


Figura 80 – Tensión por flexión dinámica en un cable ACSR del tipo Drake (16 hilos de Al y 7 hilos de acero): (a) Esfuerzo axial de 15% de la resistencia mecánica del cable; (b) Esfuerzo axial de 25% de la resistencia mecánica del cable. La camada 2 (*layer 2*) es interna y la camada 3 (*layer 3*) es externa [205].

El Laboratorio de Fatiga e Integridad Estructural de Cables Conductores de Energía de la UnB [190-192] ha actuado en proyectos de investigación con empresas de transmisión de energía eléctrica, en la formación de investigadores y en la publicación de resultados de ensayos de fatiga en cables subconductores [207- 210].

El sector de transmisión de energía en el Brasil ha invertido en investigaciones y en el aumento de la infraestructura de transmisión de energía eléctrica [191]. Existe un proyecto de una línea de transmisión de 2400 km y 600 kV uniendo dos hidroeléctricas en fase de construcción en el norte de Brasil (Santo Antonio y Jirau) hasta la subestación de Araraquara en São Paulo. Esta línea de transmisión será la mayor del mundo en extensión. Este escenario apunta a la necesidad de aumento de las inversiones en P&D

por parte de las concesionarias de transmisión de energía para garantizar la calidad y la expansión de las líneas de transmisión en el Brasil.

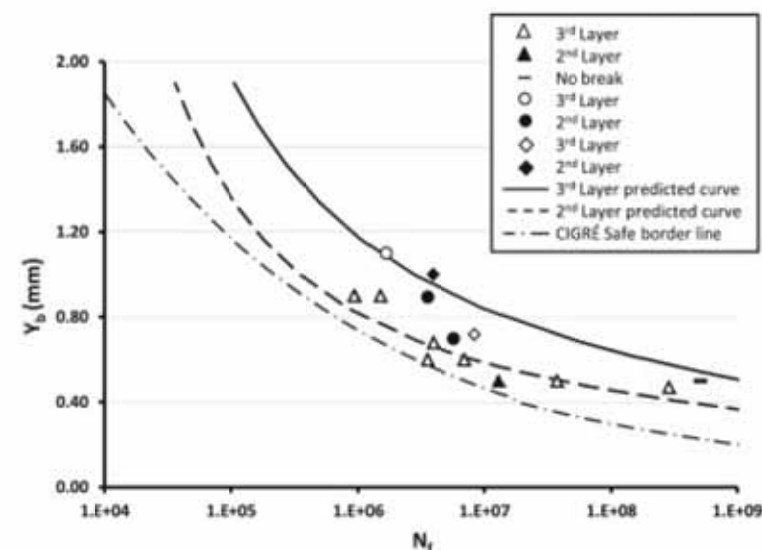


Figura 81 - Curva Y_b - N del conductor Drake con valores experimentales de ruptura de hilos de Al (círculos, triángulos y rombos) y con valores de vida del cable calculados a partir de la ruptura de los hilos de Al de la segunda (interna) y de la tercera (externa) camada. La curva segura de Cigré también es mostrada en la figura. El modelo sugiere que la ruptura de los hilos de Al de la camada interna controlan la vida del cable, mientras que los valores experimentales indican que la falla del cable es generalmente controlada por la ruptura de los hilos de la camada externa (*3rd layer*) [205].

2.3.3 Análisis de falla de los álabes de una turbina de vapor de una central termoeléctrica

Azevedo y Sinátora [211] investigaron la falla de los álabes de la última etapa de una turbina de vapor de una termoeléctrica ocurrida el 19/10/2004. La planta de la termoeléctrica era formada por dos instalaciones: la primera posee una turbina de gas con una potencia de 64 MW usando Diesel como combustible; y la segunda (ciclo combinado con potencia total de 345 MW) posee 3 turbinas de gas de la *General Electric*, con potencia de 80 MW; una turbina de vapor de la *Fuji Japan*, con una potencia de 120 MW.

De acuerdo con las informaciones recibidas, la turbina de vapor operaba normalmente hasta la ruptura de 17 álabes (siendo 16 álabes en posiciones adyacentes) de la última etapa, compuesta por un total de 65 álabes. Los álabes forjados fueron fabricados con acero inoxidable martensítico revenido a 600 °C.

La **Tablas 14 y 15** muestran los resultados del análisis químico y de los ensayos mecánicos de tracción, indicando que el material de los álabes estaba de acuerdo con las especificaciones [41].

Tabla 14 – Resultados del análisis químico de los álabes [211].

Elemento –(% masa)	Alabe 4	Alabe 31	Alabe 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
Manganeso (Mn)	0,84 ± 0,01	0,84 ± 0,01	0,84 ± 0,01
Molibdeno (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
Silicio (Si)	0,21 ± 0,01	0,21 ± 0,01	0,21 ± 0,01
Vanadio (V)	0,26 ± 0,01	0,26 ± 0,01	0,26 ± 0,01
Tungsteno (W)	0,26 ± 0,01	0,26 ± 0,01	0,26 ± 0,01

Tabla 15 – Resultado de los ensayos de tracción [211].

Parámetro	Alabe 4	Alabe 31	Alabe 51
Límite de fluencia (MPa)	870 ± 4	866 ± 5	863 ± 3
Resistencia a la tracción (MPa)	1002 ± 4	990 ± 6	996 ± 4
Alargamiento (%)	18,4 ± 0,5	19,6 ± 0,5	20,8 ± 0,5
Reducción de área (%)	58 ± 1	61 ± 1	62 ± 1

La geometría básica de los álabes de la turbina es esquematizada en la **Figura 82**, mostrando la posición del borde de ataque y de salida; y dos lados de alta y baja presión. Fueron examinados 19 álabes enteros (véase **Figuras 83-a, 83-b, 84-a y 84-b**) y 16 álabes fracturados (véase **Figuras 85-a, 85-b**). La **Tabla 16** trae un resumen de los álabes examinados y de los principales aspectos observados con relación a la topografía de la fractura y a la presencia de grietas. Los álabes con presencia de grietas o de fractura plana sumaron 21 de un total de 65 álabes examinados [211].

Tabla 16 – Aspecto general de los álabes examinados [211].

Aspecto general	Número de álabes	Identificación de los álabes
Álabe fracturado con región de fractura plana	6	5, 32, 34, 35, 36 e 37.
Álabe fracturado sin región de fractura plana	10	33, 38, 39, 40, 41, 42, 43, 44, 45 e 46.
Álabe con grietas	15	2, 4, 6, 7, 19, 20, 24, 28, 29, 30, 48, 51, 57, 62 e 63.
Álabe sin grietas	4	1, 12, 27 e 31.

Los álabes enteros presentaron otro tipo de daños, como deformación plástica y pérdida de material (véase **Figuras 83-a y 85-b**). Seis de los álabes fracturados presentan dos regiones distintas en términos de topografía de fractura (véase **Figuras 85-a y 85-b**): región de fractura plana y región de fractura inclinada. La región plana fue asociada a la propagación estable de la grieta, mientras que la región inclinada fue asociada a la propagación inestable de la grieta (fractura por sobrecarga).

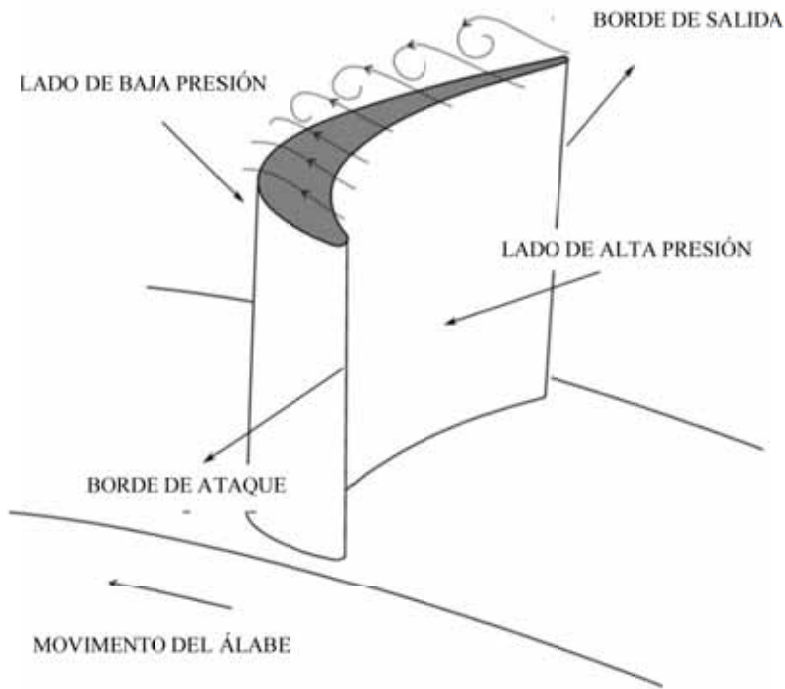


Figura 82 - Perfil del álabe, identificando la posición del borde de ataque (*leading Edge*) y del borde de salida (*trailing edge*), así como los lados de baja presión y alta presión del álabe [211].

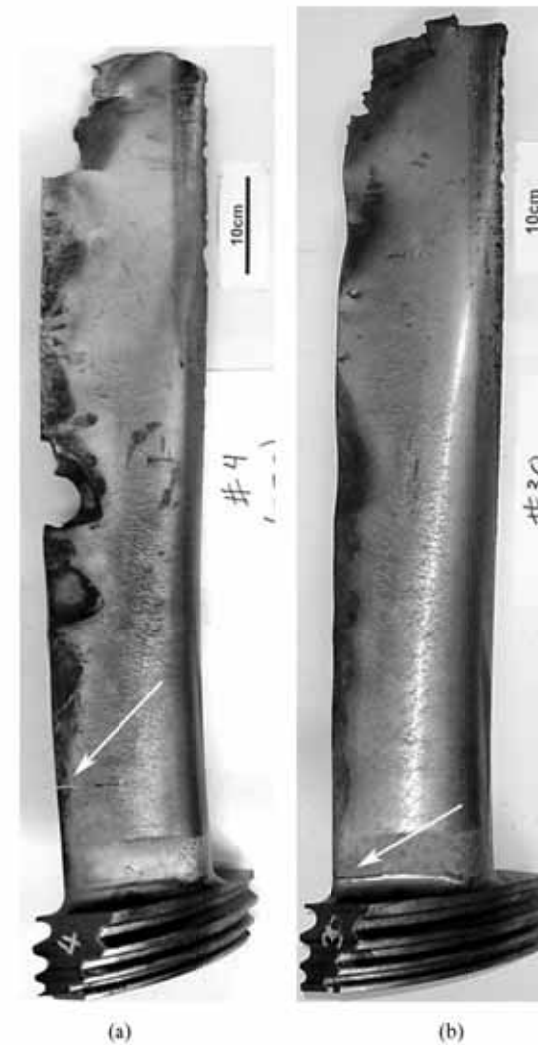
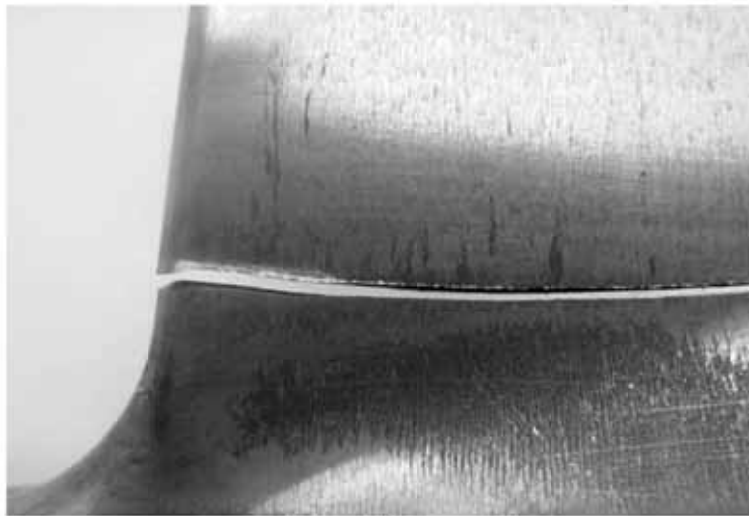


Figura 83 - Aspecto general de dos álabes fracturados (véase las flechas), lado de baja presión, revelando una intensa deformación plástica y pérdida de material en la parte superior de los álabes: (a) El álabe 4 posee una altura de nucleación de grieta medida a partir de la raíz de aproximadamente 107 mm y longitud de crecimiento estable de grieta de aproximadamente 85 mm; (b) El álabe 30 posee una altura de nucleación de la grieta de aproximadamente 19 mm y longitud de crecimiento estable de grieta de aproximadamente 47 mm [211].



(a)



(b)

Figura 84 - Aspecto general de la grieta formada al lado del borde de salida: (a) Álabes 62, lado de baja presión, mostrando una intensa rugosidad superficial (marcas paralelas) asociada a la grieta (longitud de la grieta de aproximadamente 50 mm al lado de la raíz del álabes); (b) Álabes 62, lado de alta presión, no presenta rugosidad superficial asociada a la grieta [211].



(a)



(b)

Figura 85 - Aspecto general de dos álabes fracturados (lado de alta presión), indicando diferencias en la altura y en la topografía de las superficies de fractura: (a) El álabes 34 presenta una altura de nucleación de fractura de 70 mm y longitud de crecimiento plano de la grieta de 68 mm; (b) El álabes 37 presenta una altura de nucleación de fractura de 18 mm y longitud de crecimiento plano de la grieta de 84 mm. La fractura al lado del borde de ataque de los dos álabes presenta una fractura a 45° causada por sobrecarga [211].

Durante la inspección visual fueron efectuadas las mediciones de la localización y de la extensión de las fracturas o grietas planas de 21 álabes (véase **Tabla 17**). Todas las grietas iniciaban en la parte inferior del borde de salida de los álabes, con alturas variando de 15 mm a 120 mm a partir de la raíz del álabe. Estos resultados indican que el borde de salida inferior es una región crítica para la nucleación de las grietas de los álabes de la última etapa de la turbina de vapor (véase **Figuras 85-a y 85-b**) [211].

Tabla 17- Longitud de la fractura plana y altura en relación a la raíz del álabe [211].

Álabe	Condición	Longitud de la región plana (± 1 mm)	Altura relativa a la raíz del borde de escape (± 1 mm)
20	Agrietada	1	120
28	Agrietada	2	15
63	Agrietada	2	280
48	Agrietada	5	20
6	Agrietada	6	18
7	Agrietada	9	15
57	Agrietada	10	68
19	Agrietada	18	24
29	Agrietada	18	16
51	Agrietada	30	16
24	Agrietada	45	22
30	Agrietada	47	19
62	Agrietada	50	23
2	Agrietada	60	100
4	Agrietada	85	107
35	Rota	25	121
5	Rota	67	16
32	Rota	67	20
34	Rota	68	70
36	Rota	69	19
37	Rota	84	18

El álabe 37 (véase **Figura 85-b**) presentó la mayor longitud de fractura plana entre los álabes rotos (84 mm), indicando que fue el primero en romper. El álabe 4 (véase **Figura 83-a**) presentó la mayor longitud de grieta del tipo plana (85 mm). Fueron examinadas con más detalle todos los álabes con presencia de grietas y/o fractura plana; y en algunos álabes con fractura por sobrecarga.

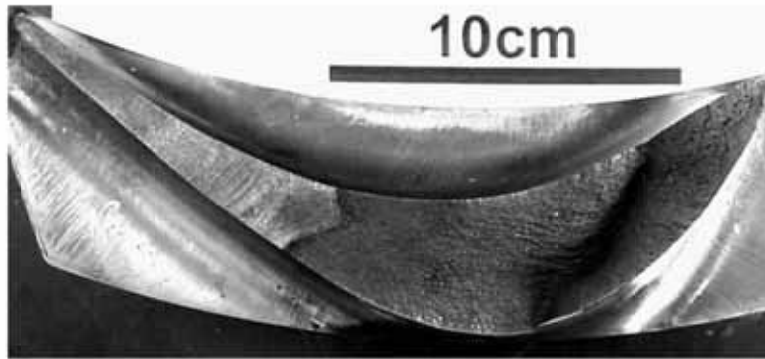
La **Figura 86-a** muestra la superficie de fractura del álabe 37, indicando el cambio de mecanismo de propagación de la grieta estable (región de fractura plana aparece más clara) para inestable (región de fractura inclinada, que parece más oscura).

Las **Figuras 86-b a 86-d** muestran los detalles macrotopográficos de la región de fractura estable, revelando las marcas de playa de espaciamiento creciente (del borde de salida en dirección del borde de ataque). Las marcas de playa son un indicio común de la existencia de variación en la amplitud de tensión a lo largo de la propagación estable de la grieta. El examen muestra que la fractura estable fue nucleada al lado de la región de baja presión del álabe (véase **Figuras 86-c**) [211].

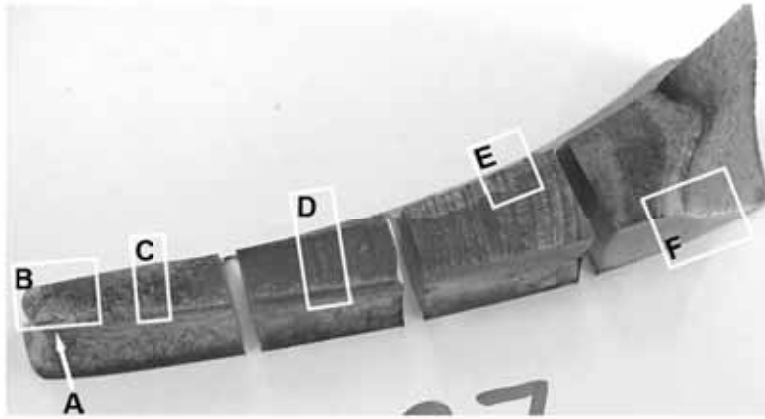
Las **Figuras 87-b a 87-f** traen informaciones microfractográficas de la superficie de fractura del álabe 37. La **figura 87-a** muestra la región de inicio de la fractura, que presentó fractura rugosa y con grietas secundarias. Se observó en la región adyacente a la región de inicio de la fractura estrias de fatiga con espaciamiento creciente (respectivamente de 0,5 μm para 3 μm , véase **Figuras 87-b y 87-c**).

Las otras regiones de la propagación estable de la grieta (véase **Figuras 87-d y 87-e**) no presentan estrias, revelando un aspecto de fractura de cuasi-clivaje, típico de valores mayores del factor de intensidad de tensiones (región de propagación de grieta fuera del límite superior de la ley de Paris-Erdogan).

El crecimiento de la grieta en esta región ocurrió con pasos de 20 μm (véase **Figuras 87-d**) y 150 μm (véase **Figuras 87-e**), que son del mismo orden de magnitud del antiguo contorno de grano austenítico del material. Este tipo de cambio en la topografía de fractura por fatiga – de fractura con estrias para fractura por clivaje o fibrosa – durante el crecimiento de la grieta caracteriza la salida del régimen de Paris-Erdogan (donde la variación de la tasa de crecimiento de la grieta, da/dN , con la variación de la intensidad de la tensión, $\log \Delta K$, es constante) [212, 213, 214]. El examen microfractográfico de la región F de la **Figura 86-b** reveló alveolos típicos de fractura transgranular dúctil por sobrecarga (véase **Figura 87-f**) [211].

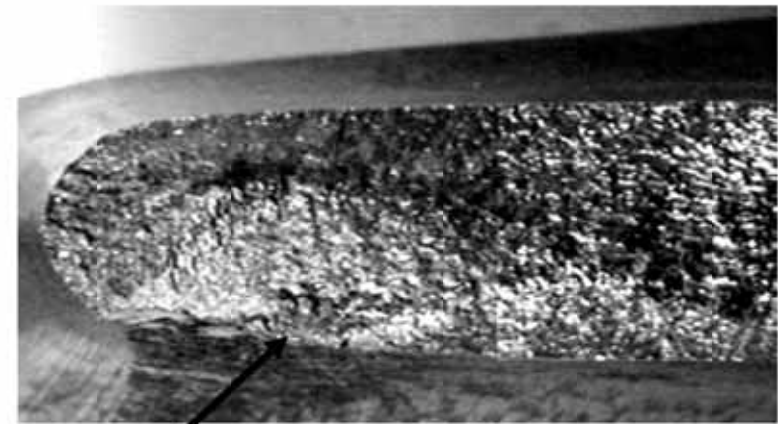


(a)

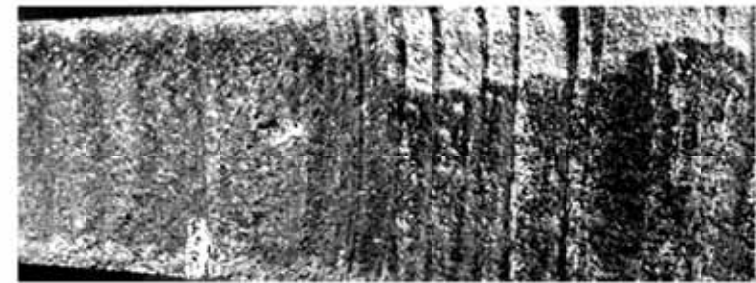


(b)

Figura 86 - Inspección macrofractográfica del álabe 37: (a) Aspecto general de la superficie de fractura mostrando dos regiones distintas: región de fractura plana con longitud de 84 mm con marcas de playa (región del borde de salida del álabe, izquierda); y región de fractura inclinada al lado del borde de ataque (derecha). La región de fractura plana posee marcas de playa, indicando el crecimiento estable de la grieta por fatiga; (b) muestreo para el examen microfractográfico, notase que buena parte de la región de fractura por sobrecarga no aparece en esta imagen. Examen en lupa estereográfica [211].

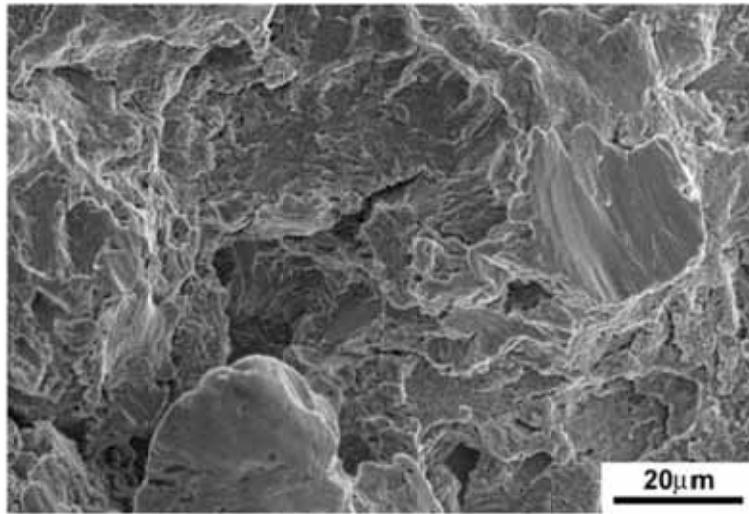


(c)

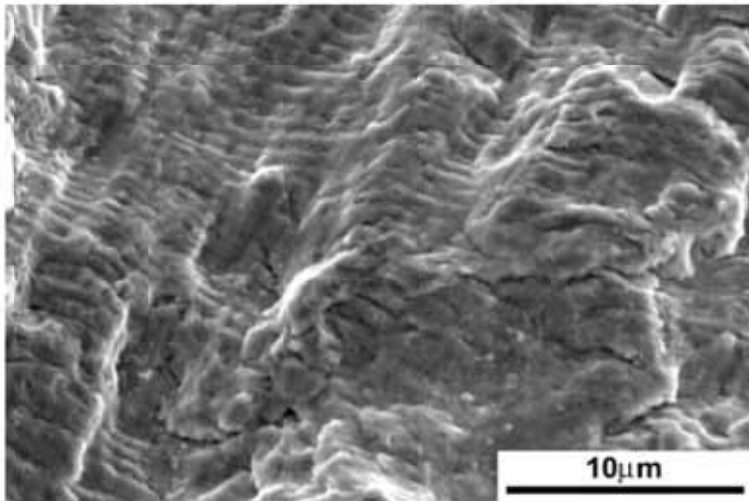


(d)

Figura 86 (continuación) - Inspección macrofractográfica del álabe 37: (c) Región B, región de nucleación de fatiga, presenta marcas concéntricas y convergentes hacia la región de baja presión del álabe, véase la flecha A; (D); (d) Región D, presenta marcas de playa más gruesas. Examen en lupa estereoscópica [211].

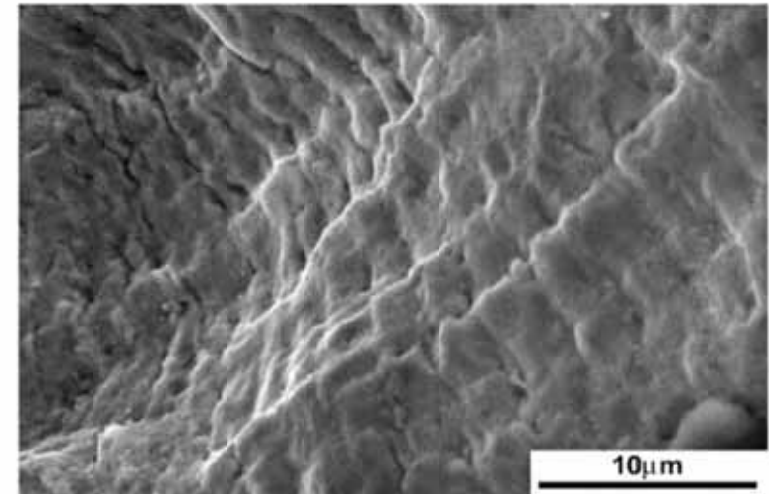


(a)

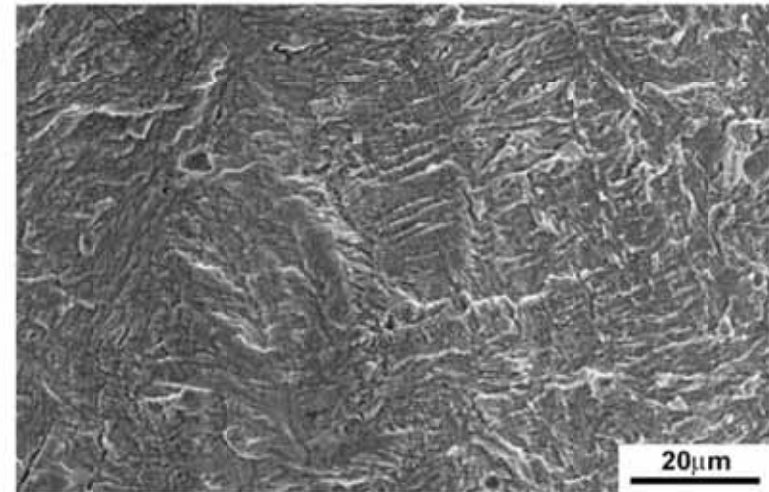


(b)

Figura 87 – Álabes 37: (a) Examen topográfico, superficie adyacente a la fractura por fatiga (véase la flecha A en la **Figura 86-b**); (b) Examen microfractográfico, región de inicio de fractura, mostrando estrías de fatiga. MEB, IES [211].

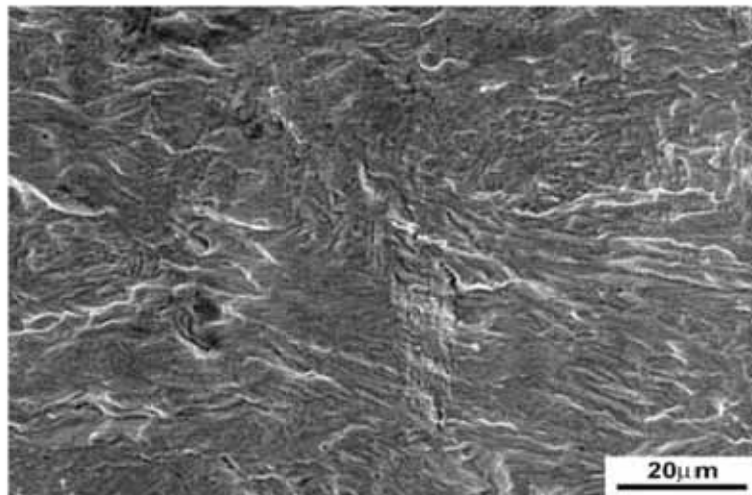


(c)

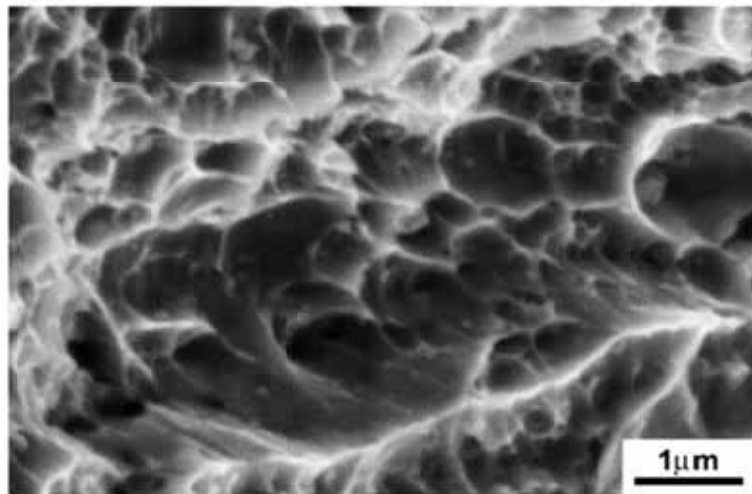


(d)

Figura 87 (continuación) – Álabes 37: examen microfractográfico: (c) Detalle de la superficie mostrando estrías de fatiga con espaciamiento creciente (ver respectivamente la región C en la **Figura 86-b**); (d) Detalle de la región de fractura por fatiga sin estrías, revelando el aspecto morfológico de la microestructura martensítica (véase la región D en la **Figura 86-b**). MEB, IES [211].



(e)



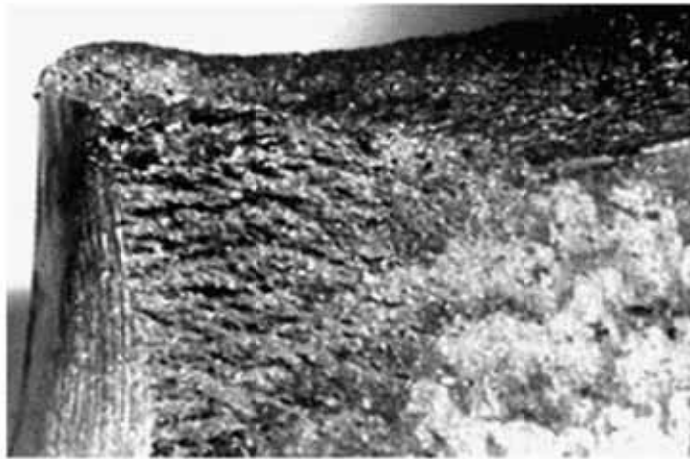
(f)

Figura 87 (continuación)— Álabe 37: examen microfractográfico: (e) Detalle de la región de fractura por fatiga sin estrías, revelando el aspecto morfológico de la microestructura martensítica (véase la región E en la **Figura 86-b**); (f) Región de fractura por sobrecarga mostrando alveolos de fractura transgranular dúctil (véase la región F en la **Figura 86-b**) MEB, IES [211].

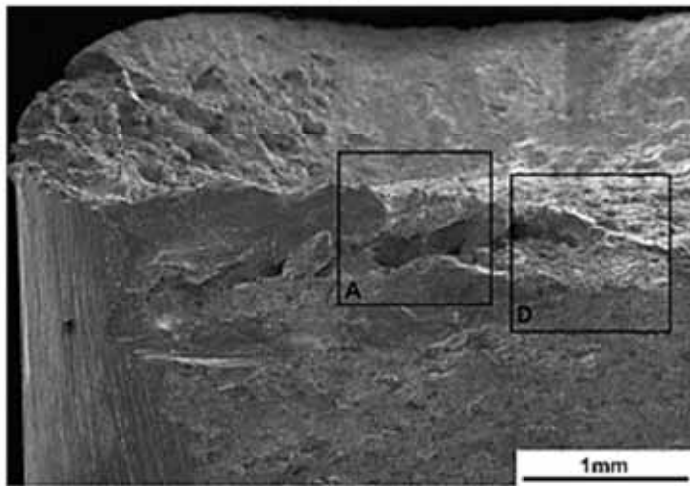
El examen topográfico de la superficie de baja presión del álabe localizada en el borde de salida y al lado de la superficie de fractura del álabe 37 mostró una región con aspecto rugoso (véase **Figuras 88-a** y **88-b**) próxima de la región de inicio de la fractura por fatiga. El examen topográfico más detallado dentro de una depresión de esta superficie (véase **Figuras 88-b** y **88-c**) mostró deformación plástica asociada al agrietamiento secundario. La **Figura 88-d** reveló en mayor detalle que esta superficie tiene aspecto globular, recordando el aspecto topográfico del ataque erosivo [211].

Esta región crítica de los álabes fue investigada por caracterización microestructural secuencial (corte paralelo al eje principal del álabe y al lado del borde inferior de salida). Fueron observadas marcas de desgaste paralelas a la dirección del movimiento del álabe (véase **Figuras 89-a**) en todos los álabes examinados. El examen microestructural del álabe 31 (álabe sin presencia de grietas o de fractura, véase **Tabla 16**) reveló agrietamiento subsuperficial con profundidad de aproximadamente 500 μm (véase **Figura 89-b**). En el caso del álabe 4 (grieta de fatiga de 84 mm, véase **Tabla 17** y **Figura 83-a**), el examen microestructural reveló una intensa pérdida de material en la superficie de baja presión del álabe, con deformación de surcos a partir del agrietamiento subsuperficial del material, sugiriendo la acción del mecanismo de erosión. Se observó, también, la nucleación de grietas de fatiga en el punto de concentración de tensiones (raíz del surco con profundidad de aproximadamente 500 μm) [211].

El examen microestructural del álabe 31 (sin grieta aparente) en corte paralelo al eje principal del álabe al lado del borde de salida es mostrado en las **Figuras 90-a** a **90-c**. La microestructura del álabe es martensita revenida (véase **Figura 90-a**) con dureza de 300 HB. La superficie de baja presión del álabe (mostrada en las **Figuras 90-b** y **90-c**) mostró incrustaciones de desechos. La tribosuperficie presentó deformación plástica y agrietamiento subsuperficial de martensita, seguido por el desprendimiento de material (véase **Figuras 90-b** a **90-d**), explicando la deformación de los surcos observados en las **Figuras 89-b** a **89-c**. Todos los demás álabes examinados (álabes 4, 51 y 62) mostraron estas mismas características, indicando la acción del mecanismo de erosión por acción de partículas sólidas en la superficie de baja presión del álabe [215-225]. El microanálisis (véase **Figura 90-d**) indicó que las partículas erosivas son exógenas y presentan apenas picos de hierro (Fe). El ataque erosivo de estas partículas exógenas de Fe creó puntos de concentración de esfuerzos al lado del borde de salida inferior en la región de baja presión del álabe [211].

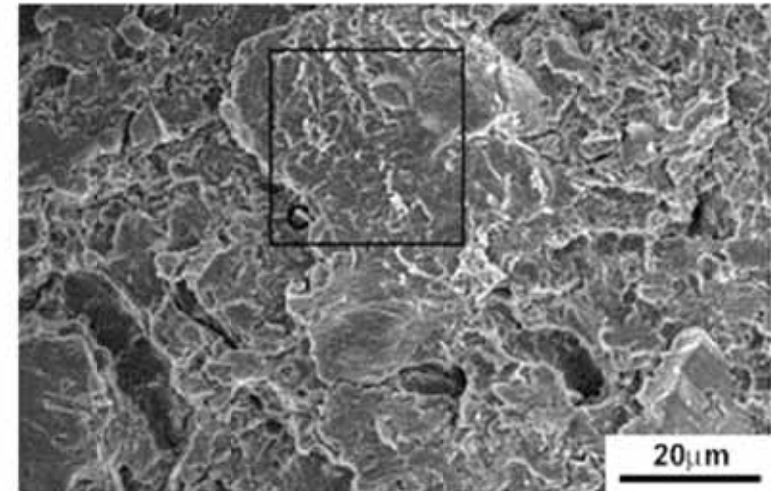


(a)

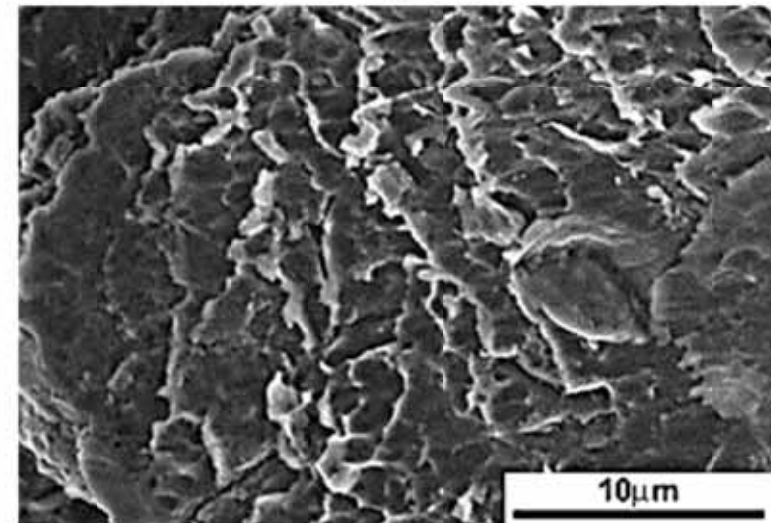


(b)

Figura 88 – Álabes 37, aspecto de los surcos de desgaste presentes en el lado de baja presión al lado del borde de salida (región de nucleación de la grieta de fatiga): (a) y (b) Detalle microtopográfico mostrando surcos de desgaste, que fueron asociados a la nucleación de la grieta de fatiga. MEB. IES [211].

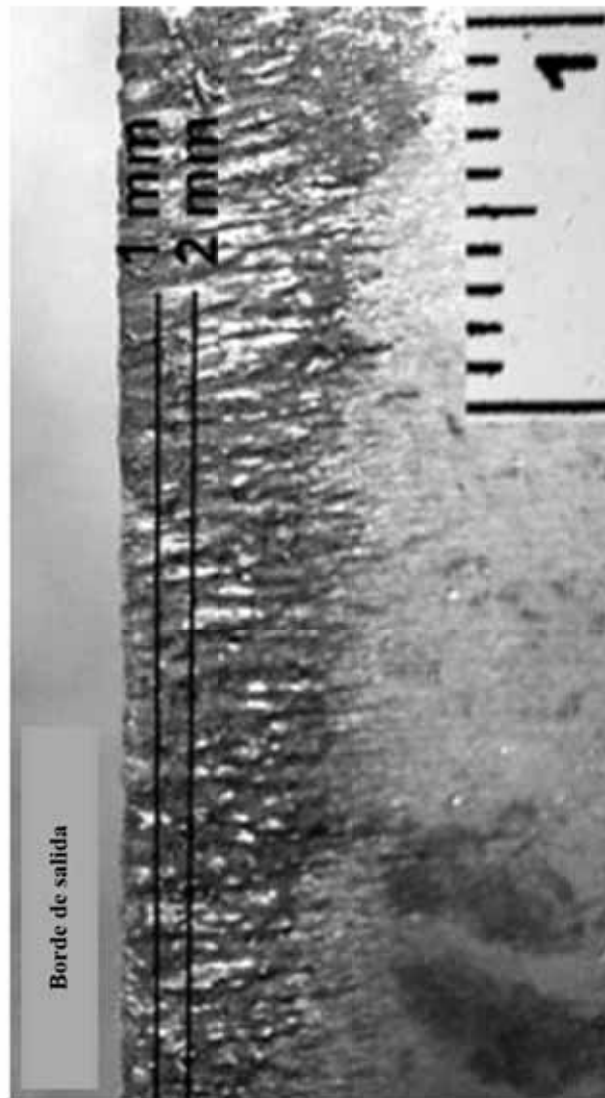


(c)



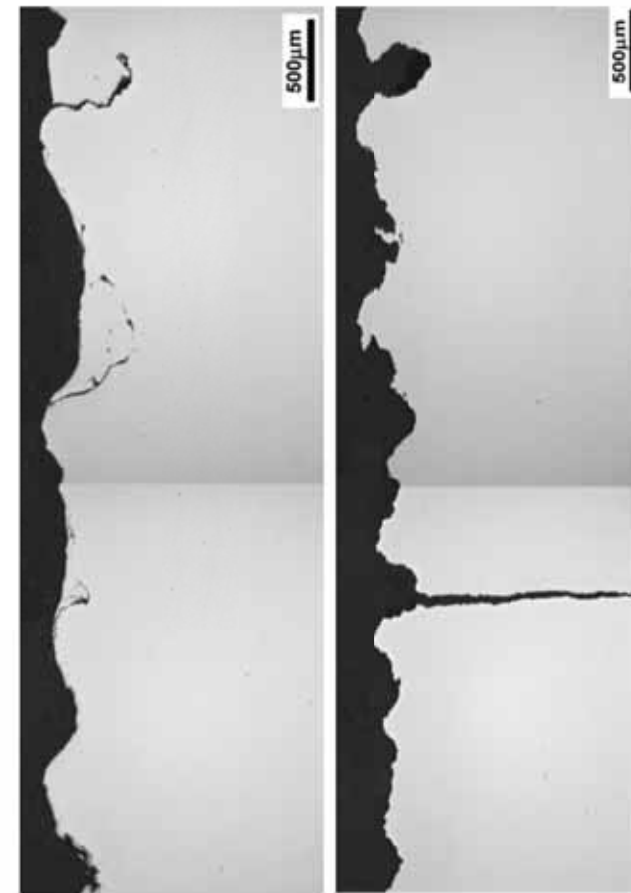
(d)

Figura 88 (continuación) – Álabes 37, aspecto de los surcos de desgaste presentes en el lado de baja presión al lado del borde de salida (región de nucleación de la grieta de fatiga): (c) y (d) Detalle microtopográfico del surco profundo (región B), mostrando deformación plástica superficial. MEB. IES [211].



(a)

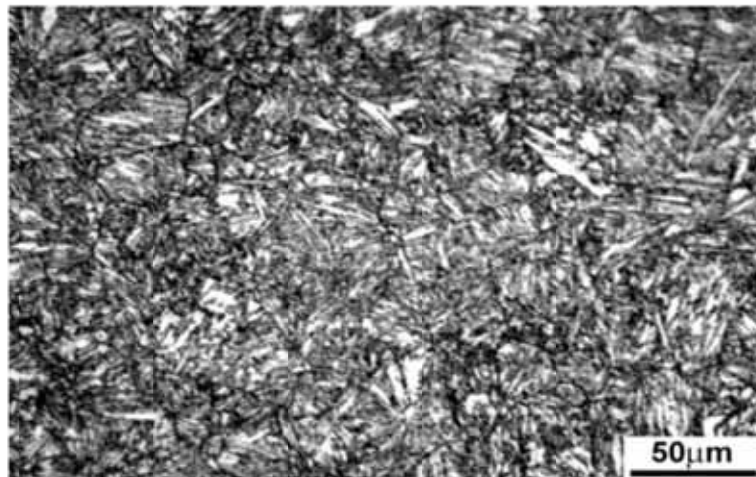
Figura 89 - Examen macroestructural de la región con intensa rugosidad superficial (borde de salida inferior, lado de baja presión del álabe); (a) corte paralelo al eje principal del álabe y muestreo [211].



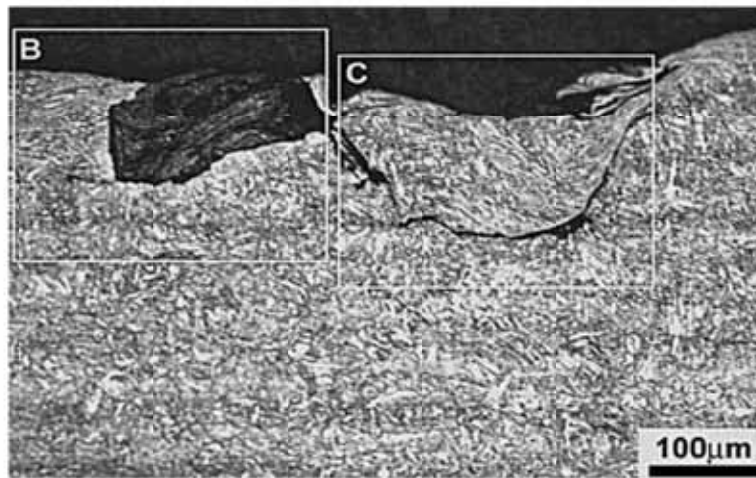
(b)

(c)

Figura 89 (continuación) – Examen macroestructural de la región con intensa rugosidad superficial (borde de salida inferior, lado de baja presión del álabe). Corte paralelo al eje principal del álabe; (b) Perfil de la superficie del álabe 31 (sin grieta, inicio del proceso de degradación) a una distancia de 1 mm del borde de salida, mostrando grietas subsuperficiales de 500 µm de profundidad; (c) Perfil de la superficie del álabe 4 (con grieta de fatiga de 85 mm) a una distancia de 2 mm del borde de salida, mostrando formación de surcos a partir del agrietamiento subsuperficial e nucleación de grieta de fatiga secundaria en la raíz del surco de 500 µm de profundidad. MO [211].

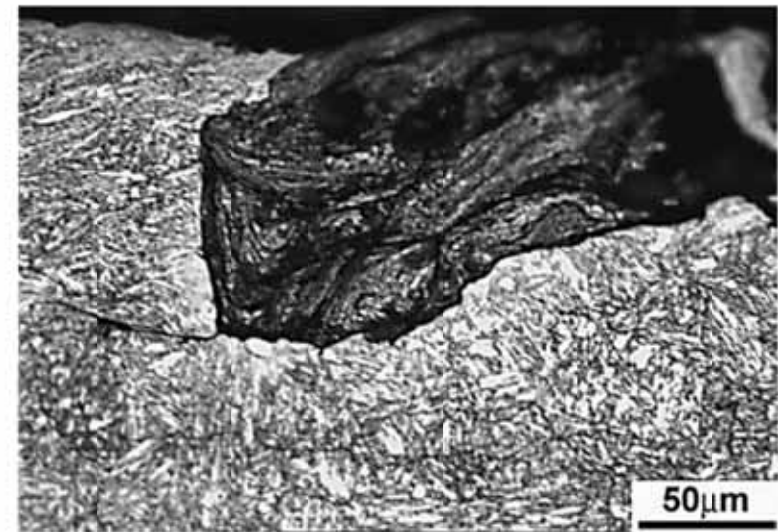


(a)

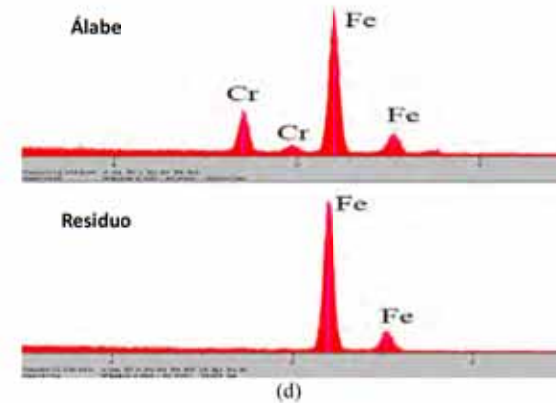


(b)

Figura 90 - Examen microestructural de la región con intensa rugosidad superficial (borde de salida inferior, lado de baja presión del álabes). Corte paralelo al eje principal del álabes a una distancia de ~ 8 mm del borde de salida. Perfil de la superficie del álabes 31 (sin grieta, inicio del proceso de degradación) a una distancia de 1mm del borde. La parte superior de la fotografía corresponde a la superficie de baja presión del álabes: (a) Microestructura de martensita revenida; (b) Presencia de deformación plástica superficial y agrietamiento subsuperficial asociada a la presencia de residuos incrustados. MEB. IES y microanálisis EDS [211].



(c)



(d)

Figura 90 (continuación) - Examen microestructural de la región con intensa rugosidad superficial (borde de salida inferior, lado de baja presión del álabes). Corte paralelo al eje principal del álabes a una distancia del borde de salida. Perfil de la superficie del álabes 31 (sin grieta, inicio del proceso de degradación) a una distancia de 1mm del borde. La parte superior de la fotografía corresponde a la superficie de baja presión del álabes: (c) Detalle de los residuos incrustados y deformado plásticamente, causando deformación plástica y agrietamiento de la martensita; (d) Microanálisis de EDS de los residuos y del material del álabes, indicando que los residuos presentan picos apenas de hierro (material exógeno) y el material del álabes con picos de hierro y cromo. MEB. IES y microanálisis EDS [211].

El examen microestructural del álabe 51 (con grieta de fatiga de 30 mm de longitud) en el corte transversal al eje principal del álabe al lado del borde de salida es mostrado en la **Figura 91**. Las partículas exógenas de Fe cargadas por el flujo de vapor chocarían con la superficie de baja presión del álabe, causando una intensa deformación plástica de la martensita. La dinámica del mecanismo de corte causado por el impacto de las partículas de Fe en la superficie de baja presión del álabe es mostrada en esta figura (flujo de deformación plástica de la martensita de la izquierda para la derecha debido a la acción de mecanismo de corte provocado por el impacto de las partículas exógenas de Fe, sugiriendo, también que el ataque erosivo ocurrió con un ángulo pequeño de impacto).

La **Tabla 18** muestra las medidas de microdureza realizadas al lado de las tribosuperficies del álabe (región deformada plásticamente) y lejos de esta superficie, confirmando el endurecimiento por deformación de la martensita causado por el ataque erosivo de las partículas de Fe [211].

Tabla 18- Medidas de microdureza comparando la zona deformada plásticamente al lado de la tribosuperficie del álabe con la región alejada de la tribosuperficie (inicial) [211].

Álabe	Sección transversal (HMV)		Sección longitudinal (HMV)	
	Tribosuperficie	Inicial	Tribosuperficie	Inicial
4	389 ± 7	350 ± 5	394 ± 5	359 ± 11
51	397 ± 7	362 ± 13	395 ± 9	364 ± 13

El examen microestructural del borde de ataque superior junto al lado de baja presión del álabe 31 (en corte paralelo al eje principal del álabe) es mostrado en las **Figuras 92-a a 92-d**. La superficie del álabe sufrió intenso ataque erosivo con formación de cavidades globulares (véase **Figuras 92-a** y **92-b**), que causó la deformación plástica de la martensita (véase **Figuras 92-c** y **92-d**) y la formación de residuos de martensita.

El microanálisis de EDS confirmó que los residuos tienen la misma composición del álabe (véase **Figuras 92-e**). Estos resultados indican que el mecanismo de erosión actuante del borde de ataque superior fue diferente del observado en el borde de salida inferior, pudiendo ser asociado a la condensación de gotas de agua en el vapor

La literatura [226-231] indica que la erosión por gotas de agua es un problema recurrente en las etapas finales de una turbina de vapor, donde las condiciones de servicio pueden llevar a la precipitación de gotas de agua por la condensación de vapor. Estas gotas de agua en alta velocidad se chocan contra la superficie del álabe, ocasionando la erosión en el borde de ataque superior junto al lado de baja presión.

El mecanismo de erosión de los alabes del rotor de una turbina de vapor de condensación (*condensing steam turbine*) fue investigado por Stanisa y Ivusic [231] y los resultados de erosión por impacto de gotas de agua en el borde de ataque superior de los álabes mostró la misma morfología presentada en la **Figura 92** [211].

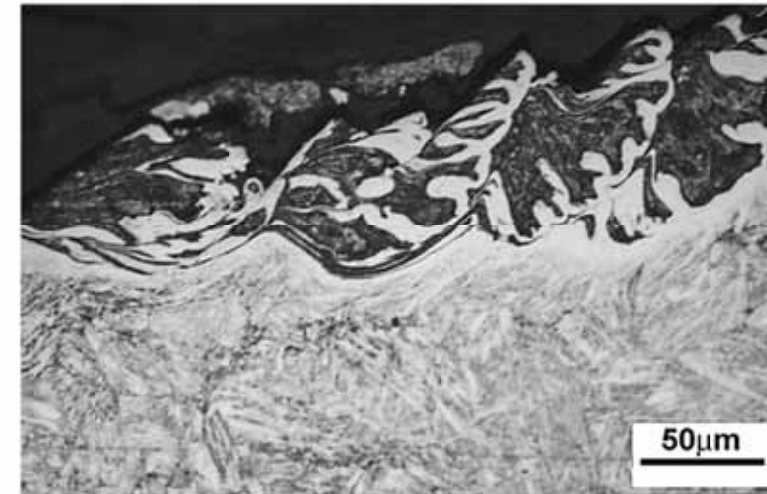


Figura 91 - Examen microestructural del álabe 31 (grieta de fatiga de 30 mm de longitud). Corte transversal al eje principal del álabe. Detalle de la tribosuperficie del álabe mostrando la intensa deformación plástica de la martensita asociada a la acción del mecanismo de corte (de izquierda hacia la derecha) causado por el ataque erosivo de las partículas exógenas de hierro. MO, MEB y microanálisis EDS [211].

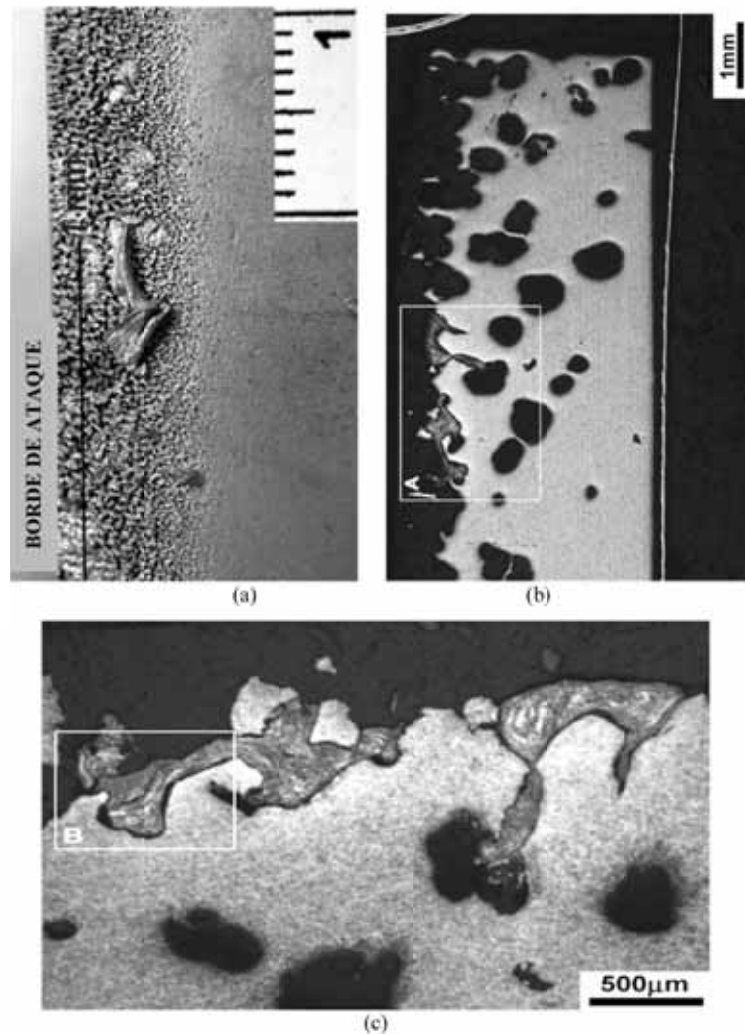


Figura 92 - Examen microestructural del borde de ataque superior, lado de baja presión. Corte paralelo al eje principal del álabe. Perfil de la superficie del álabe 31 (sin grieta, inicio del proceso de degradación): (a) Corte a una distancia de 1 mm del borde de ataque, mostrando formación de residuos deformados plásticamente en la superficie del álabe; (b) vista general mostrando el ataque por erosión asociado con la intensa pérdida de material del álabe y con morfología globular; (c) Corte a una distancia de 1 mm del borde de ataque, mostrando la formación de residuos deformados plásticamente en la superficie del álabe. MO, MEB, IES y microanálisis EDS [211]

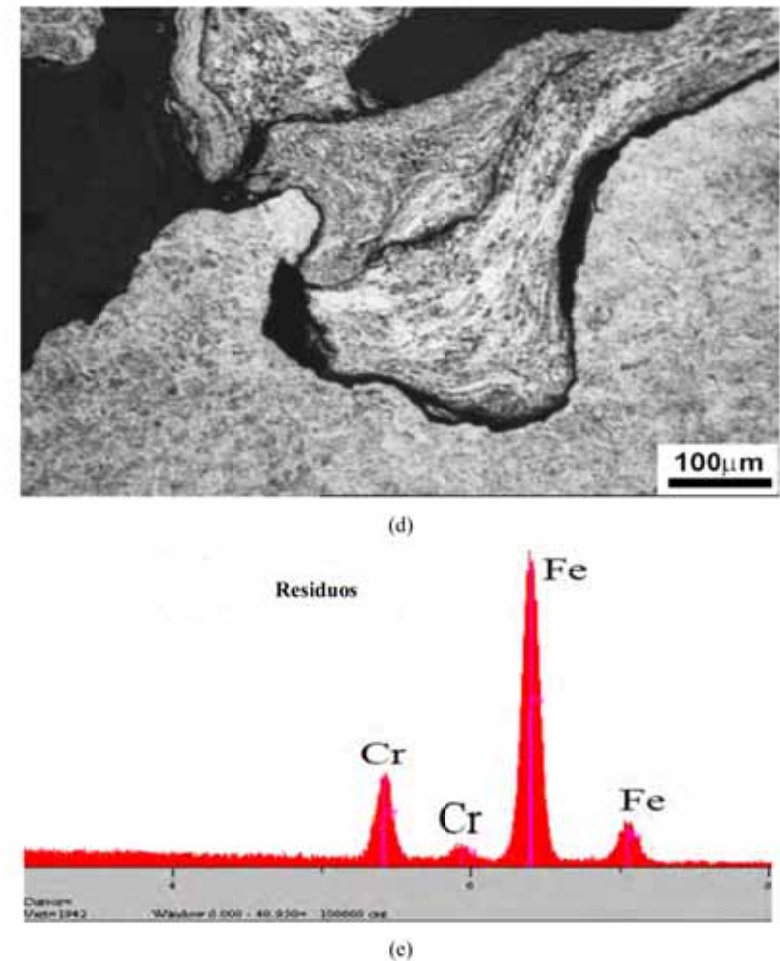


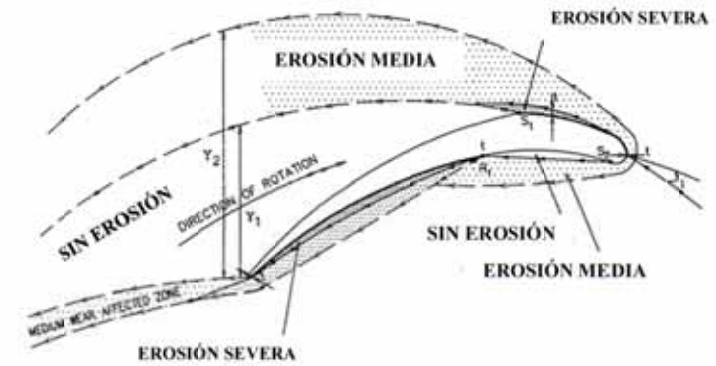
Figura 92 (continuación) – Examen microestructural del borde de ataque superior, lado de baja presión. Corte paralelo al eje principal del álabe. Perfil de la superficie del álabe 31 (sin grieta, inicio del proceso de degradación): (a) Corte a una distancia de 1 mm del borde de ataque, mostrando formación de residuos deformados plásticamente en la superficie del álabe; (e) Microanálisis EDS de los residuos, indicando apenas picos de Hierro e de cromo (material endógeno). MO, MEB, IES y microanálisis EDS [211].

La técnica de metalografía secuencial reveló la acción del mecanismo de erosión causado por partículas exógenas de Fe sobre los álabes de la última etapa. El trabajo analizado [211] no logró demostrar el origen de estas partículas exógenas. La erosión causó la deformación plástica superficial e la formación de grietas subsuperficiales, que eventualmente llevaron al desprendimiento de material de la tribosuperficie y la formación de surcos de desgaste. Estos surcos actuaron como concentradores de esfuerzos y originaron la nucleación de grietas de fatiga en el borde de salida inferior del lado de baja presión de los álabes de la última etapa [211].

Las turbinas de vapor operan en ambientes donde la entrada de partículas sólidas es inevitable, principalmente debido a la formación de magnetita dentro del generador de vapor. La erosión por partículas sólidas es función de diferentes parámetros, como tamaño de partícula, concentración volumétrica, geometría, velocidad y dureza, junto con el ángulo de impacto de las partículas y las propiedades mecánicas del metal base. El daño causado por la erosión es crítico en áreas donde la velocidad del vapor es más alta, como la región de la última etapa de la turbina de vapor [215-219].

Mann [216] investigó la erosión de alabes en una turbina de vapor causada por partículas sólidas e identificó las áreas del álabe más propensas a la erosión. Los ensayos de erosión fueron realizados en condiciones de flujo idénticas (estado estacionario), utilizando flujo de gas conteniendo partículas de sílice (80 a 170 μm) atacando las superficies de los álabes de acero al Cr. El autor investigó el efecto del ángulo de impacto de las partículas sólidas (de -23° a 46°) en el patrón de desgaste de los álabes y mostró que las áreas más propensas a la erosión por partículas sólidas eran el borde de ataque en el lado de baja presión y el borde de salida en el lado de alta presión (véase Figuras 93-a y 93-b). Estas observaciones no están de acuerdo con las observaciones experimentales, véase Figuras 89 y 91, que identificó que la erosión por partículas sólidas ocurrió de modo contundente en el orden de salida inferior del lado de baja presión de los álabes de la última etapa.

La técnica experimental utilizada por Mann [216] desconsidera los posibles rebotes de partículas de orden superior y los cambios en el régimen de flujo (estado estacionario para transitorio).



(a)



(b)

Figura 93 - (a) Patrón de erosión de un álabe de turbina de vapor con número de Reynolds igual a $11,85 \times 10^6$ y ángulo de ataque de partículas de sílice igual a -23° , mostrando las diversas zonas de desgaste del álabe, donde S es el punto de separación entre el flujo de gas en la superficie del álabe y R es el punto de encuentro entre el flujo de gas y la superficie del álabe; (b) Patrón de erosión de la turbina de vapor con álabes paralelos, mostrando los bordes de ataque y de salida en la cara de alta presión de los álabes son críticos en relación a la erosión por partículas sólidas [216].

Por ejemplo, el régimen transitorio de flujo de fluido que ocurre durante los procedimientos de inicio (*startup*) e de parada (*shutdown*) de la turbina aumenta la frecuencia de vibración de las turbinas y el daño por fatiga en los álabes. Las frecuencias naturales de vibración de los álabes que surgen durante el aumento o reducción de la velocidad del rotor son señaladas como una de las principales causas para la nucleación de grietas de fatiga. Otra causa posible para a nucleación de grietas de fatiga es la variación del caudal del fluido [220-223].

Las turbinas de vapor de ciclo combinado, como la examinada en este capítulo, generalmente operan en régimen de carga parcial, creando un nuevo problema para la última línea de álabes de la turbina de vapor; la erosión por gotas de agua en los bordes de salida inferiores de los álabes causada por la inversión en la dirección del flujo de fluido en la salida de la turbina, véase **Figura 94-a** y **94-b** [224-225].

La operación de la turbina de vapor en régimen de carga parcial debe haber provocado la entrada de partículas solidas de Fe, que causaron la erosión del borde de salida de la cara de baja presión de los álabes (sumado con la erosión causada por las gotas de agua); la formación de surcos con 500 μm de profundidad; y la acción de esfuerzos cíclicos en los álabes. Este efecto sinérgico redujo significativamente la vida útil de los álabes de la turbina de vapor. La turbina de vapor investigada [211] operó por poco mas de un año hasta la ruptura de los álabes, indicando que esta ruptura ocurrió por falla en la operación de la planta de ciclo combinado.

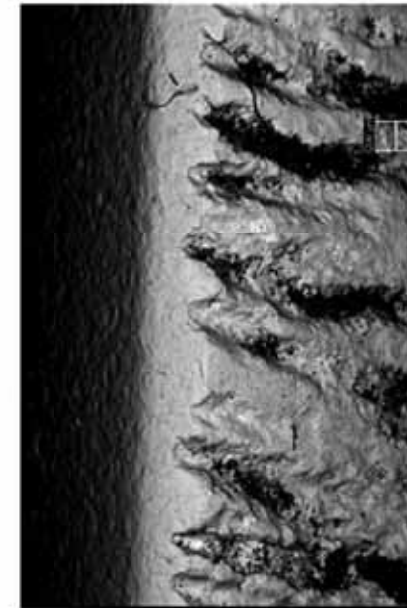
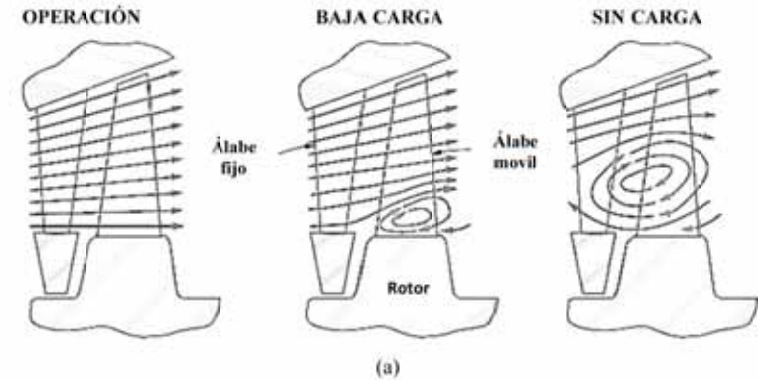


Figura 94 – (a) Esquema simplificado del modelo de flujo de vapor en la última etapa de la turbina de vapor trabajando en ciclo combinado mostrando la alteración del flujo con las condiciones de operación [224]; (b) Marcas de erosión (longitud de 10 mm) causado por gotas de agua encontradas en los bordes de salida inferiores de los álabes de la última etapa de una turbina de vapor de 500MW, picaduras de 80 μm de profundidad. Mecanismo provocado por el retorno del flujo de vapor (efecto de recirculación) [225].

La creciente demanda por electricidad en la década de 1990 llevó al racionamiento de energía durante la sequía del 2001, revelando la falta de inversión en infraestructura en el suministro y en la distribución de energía eléctrica. Como resultado, el Gobierno Federal lanzó en 2000 el Programa Prioritario de Termoeléctricas (PPT), que preveía la instalación de 49 plantas de gas natural en el Brasil hasta el 2005. La introducción de las termoeléctricas de gas natural quedó mal calculada debido a los problemas de rompimiento de contratos y suministro desde Bolivia. La red de gasoductos en el Brasil aun es muy precaria y el precio final pago por el consumidor brasileño por esta electricidad “sucía” es más alto que el de la electricidad “limpia”. El Brasil, que aun tiene una matriz energética limpia en relación al resto del mundo, necesitó aumentar la contribución de combustibles fósiles en su matriz de energía eléctrica por falta de inversiones de infraestructura y por la estacionalidad de las hidroeléctricas [232-241].

La termoeléctrica investigada inició sus operaciones en diciembre de 2001, generando 74 MW de energía eléctrica a través de la operación de una turbina de gas. La previsión era que a mediados de 2003 la planta estuviese operando plenamente, generando 340 MW en un ciclo combinado, con tres turbinas movidas a “aceite combustible ligero” y una turbina de vapor. El proyecto original preveía el uso de gas natural, que vendría de la cuenca de Uruçu en el Amazonas (que es la mayor productora de gas natural en tierra en el Brasil) por un gasoducto de 522 km, pero su construcción aun no fue iniciada. La inversión en la termoeléctrica de ciclo combinado fue de US\$ 220 millones y implicó la participación de algunos conglomerados de empresas [242-245].

La falla de los álaves de la turbina de vapor ocurrió el 19/10/2004, un poco más de un año después del inicio de su funcionamiento, mas las informaciones sobre el accidente no constan en sitios web de Electronorte o Electrobrás. Informaciones de la Contraloría General de la Unión [246] indican que en 2006 el Instituto de Reaseguro de Brasil (IRB) [247] pagó a la planta termoeléctrica la cuantía de R\$ 459.142,88 debido al siniestro en la turbina de vapor.

Es una pena que los diversos informes técnicos (elaborados a partir del mismo banco de resultados del IPT y puestos a disposición por el IRB el 14 de enero de 2005), defendiendo los intereses comerciales de cada una de las partes envueltas en el siniestro, no sean accesibles. Sería bastante didáctico observar como diferentes puntos de vista del análisis de falla podrían ser contruidos a partir de un mismo conjunto de resultados experimentales.

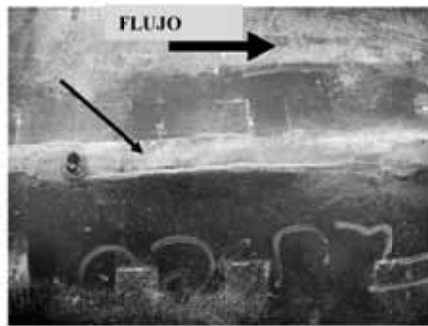
2.3.4 Análisis de falla de un oleoducto

En 2004 Azevedo [248] analizó la falla de un oleoducto que estaba en operación desde 1969 y que causo la contaminación de petróleo en un río cercano. El petróleo crudo es una mezcla heterogénea de sólidos, líquidos y gases que incluye sedimentos, agua, sales, gases ácidos (H₂S) y dióxido de carbono (CO₂). El azufre total en el petróleo puede variar de 1% a 5% siendo que la concentración de H₂S puede alcanzar 200 ppm. El diseño de este oleoducto admitió una concentración máxima de H₂S en el petróleo crudo igual a 20 ppm.

El oleoducto fue construido con tubos, según la especificación API 5L X46 clase PSL 1, con costura longitudinal, diámetro de 24 pulgadas y espesor de pared nominal de 0,312 pulgadas (7,9 mm). La presión media de trabajo del oleoducto era de 55 kgf/cm². Los resultados del análisis químico permitieron encuadrar el material del tubo dentro de la especificación. El acero API 5L X 46 PSL 1 presenta un límite de fluencia mínimo de 245 MPa, límite de resistencia mínimo de 435 MPa y alargamiento mínimo de 28%.

El tramo que presentó el derrame se localiza en un pequeño valle, a aproximadamente 200 m encima del nivel del mar. Se retiró una sección de la tubería, que fue cortada en dos canaletas (840 mm por 240 mm). La inspección por partículas magnéticas en una de las secciones (canaleta) reveló un agrieta pasante con 140 mm de extensión en la superficie externa del tubo y 220 mm en la superficie interna (véase **Figuras 95-a** y **95-b**). La región de la grieta pasante fue aislada y las superficies de la grieta fueron expuestas en el laboratorio. No fue observada deformación plástica macroscópica del tubo en la región de la grieta, ni la formación de “protuberancias”. El examen macrofractográfico de la superficie expuesta de la grieta reveló dos regiones distintas (véase **Figuras 95-b** y **95-c**) [248]:

- Región 1: fractura plana y grieta con formato semielíptico con una profundidad máxima de 7,1 mm. Esta superficie presentó un depósito oscuro con la presencia de elementos Fe, O y S (véase **Tabla 19**). El formato semielíptico de la grieta indicó que fue nucleada en la superficie interna del tubo (véase la flecha en la **Figura 95-b**).
- Región 2: Pequeña proporción de fractura a 45° próxima de la superficie externa del tubo (extensión de 0,5 mm, véase flechas en la **Figura 95-c**). Esta superficie también presentó un depósito oscuro conteniendo los elementos Fe, O y S, mas con contenidos menores de S y O (véase **Tabla 19**).



(a)



(b)



(c)

Figura 95 - Inspección visual: (a) Ensayo por partículas magnéticas mostrando una grieta (flecha) longitudinal y pasante adyacente al cordón de soldadura longitudinal en la superficie externa del tubo con costura; (b) Superficie expuesta de la grieta pasante mostrando: región de aspecto plano y grieta con formato semi-elíptico, indicando que la grieta fue nucleada en la superficie interna del tubo (véase flecha blanca); (c) Detalle de la superficie de la grieta mostrando un depósito oscuro y región de fractura a 45° (*shear lips*) – véase las flechas – al lado de la superficie externa del tubo [248].

Tabla 19 - Resultados del microanálisis químico EDS en la superficie de la grieta [248].

Posición	O	Fe	S
Región 1, próxima a la superficie interna del tubo	25	54	7
Región 2, próxima a la superficie externa del tubo	9	81	2

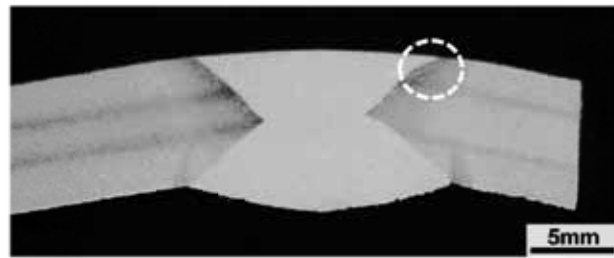
Los exámenes macro y microestructurales de la sección transversal de la unión soldada longitudinal del tubo (véase Figuras 96-a a 96-d y 97-a a 97-d) muestran dos pases de soldadura. El cordón de soldadura al lazo de la superficie externa presentó una microestructura de ferrita alotriomórfica y de Widmanstätten, además de una pequeña proporción de colonias de perlita (véase Figuras 96-b).

La zona afectada por el calor (ZAC) presentó gradiente microestructural: la interface del cordón de soldadura con la ZAC mostró una microestructura compuesta de colonias de perlita y ferrita alotriomórfica e de Widmanstätten, (véase Figura 96-c).

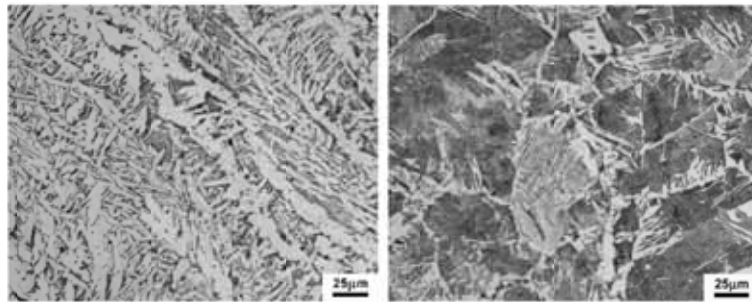
La interface entre la ZAC y el metal base reveló una microestructura refinada, compuesta de granos ferríticos y algunas colonias de perlita (véase Figura 96-d).

El cordón de soldadura longitudinal al lado de la superficie externa del tubo presentó una microestructura recrystalizada, compuesta mayoritariamente por granos ferríticos y una pequeña proporción de colonias de perlita (véase Figuras 97-a), indicando que el primer pase de soldadura fue aplicado en esta superficie.

La interface entre el cordón de soldadura y la ZAC mostró una microestructura recrystalizada con granos de ferrita y una pequeña proporción de colonias de perlita (véase Figuras 97-b); la interface entre la ZAC y el metal base mostró una microestructura refinada y compuesta de granos ferríticos y una pequeña proporción de colonias de perlita (véase Figuras 97-c).

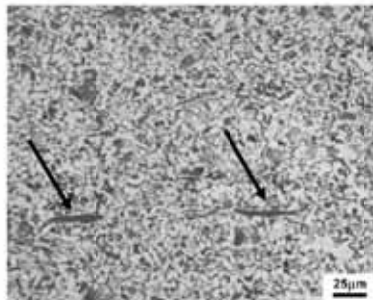


(a)



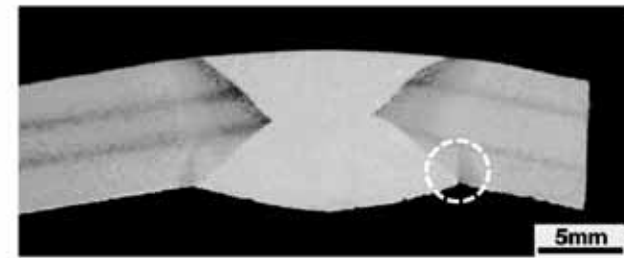
(b)

(c)

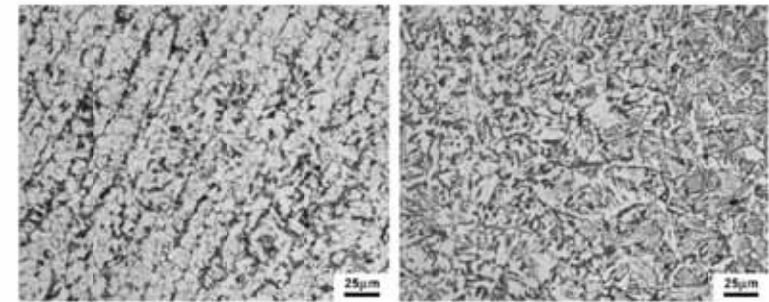


(d)

Figura 96 - Corte transversal. Superficie externa: (a) Aspecto macroscópico de la región de soldadura, corte transversal, alejado de la grieta pasante, mostrando dos pases de soldadura; (b) Región del cordón de soldadura, mostrando una microestructura gruesa formada por granos de ferrita y perlita; (c) Interface entre el cordón de soldadura y la ZAC, mostrando una microestructura compuesta de colonias de perlita y ferrita; (d) Interface entre la ZAC y el metal base, mostrando una microestructura refinada compuesta de granos de ferrita y colonias de perlita. Se observa dos inclusiones planas de sulfuro en el corte transversal (ancho de 20 µm y longitud de 400 µm). Ataque: Nital. MO [248].

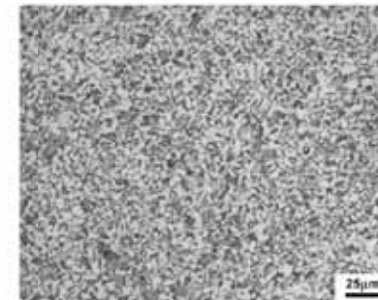


(a)



(b)

(c)



(d)

Figura 97 - Corte transversal. Superficie externa: (a) Examen macroestructural; (b) Región del cordón de soldadura con una microestructura formada por granos de ferrita y colonias de perlita. ($212 \pm 5 \text{ HV}_{500}$); (c) interface entre el cordón de soldadura y la ZAC, mostrando una microestructura compuesta de granos de ferrita y colonias de perlita ($211 \pm 1 \text{ HV}_{500}$); (d) interface entre la ZAC y el metal base, mostrando una microestructura refinada compuesta de granos de ferrita y colonias de perlita ($216 \pm 8 \text{ HV}_{500}$). Ataque: Nital. MO [248].

La microestructura del metal base del tubo esta orientada a lo largo de la dirección de laminación de la chapa, estando compuesta por granos de ferrita y colonias de perlita, formando una microestructura bandeda (véase **Figura 98-a**). Inclusiones de sulfuro de manganeso (~ 500 μm) de longitud, véase **Figura 98-b**) fueron observadas. El nivel de inclusiones en el tubo fue determinado como: inclusiones del tipo A (sulfuro) – serie gruesa, nivel 2; y inclusiones del tipo D (óxido globular) – serie fina, nivel 2; mas el nivel máximo de inclusiones permitido en este tipo de aceros producido en el final de la década de 1960 no fue informado.

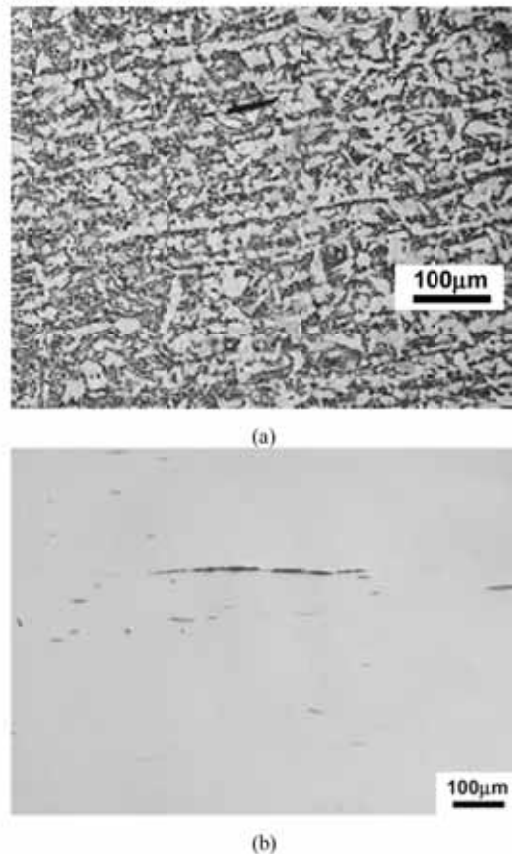


Figura 98 - Examen metalográfico. Metal base del tubo. Corte longitudinal: (a) Microestructura alineada constituida por perlita y ferrita. Ataque: Nital; (b) Detalle de la inclusión alargada de sulfuro con longitud de 400 μm . Sen ataque. MO [248].

La superficie interna del tubo, lejos de la grieta pasante, presentó grietas asociadas a defectos de soldadura y a los puntos de corrosión localizada, con profundidades entre 25 y 100 μm (véase **Figuras 99-a a 99-c**). Las regiones de la ZAC localizadas en la misma posición en relación al cordón de soldadura presentan microestructuras diferentes, una con mayor proporción de ferrita y la otra con mayor proporción de colonias de perlita (véase **Figuras 99-b y 99-c**), probablemente causadas por la asimetría en el flujo de calor durante el primer pase de soldado [248].

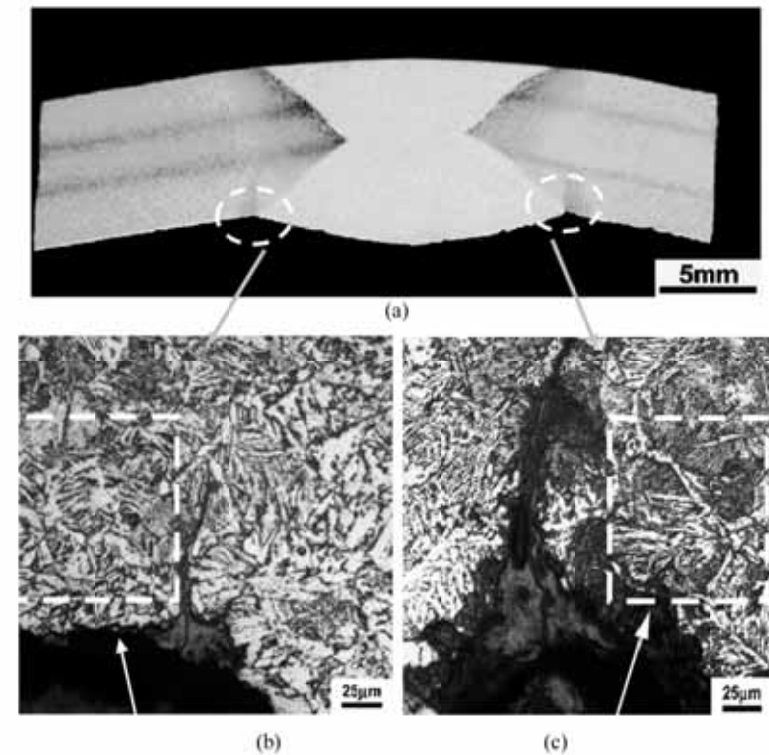


Figura 99 - Región alejada de la grieta pasante. Corte transversal: (a) Examen macroscópico; (b) Superficie interna del tubo. Detalle de la microestructura en la región entre la ZAC y el cordón de soldadura, región a la izquierda del cordón de soldadura; (c) Superficie interna del tubo. Detalle de la microestructura en la región entre la ZAC y el cordón de soldadura, región a la derecha del cordón de soldadura. Se observa que dos grietas son formadas en la interface entre la ZAC y el cordón de soldadura, al lado de los defectos de la soldadura. Regiones geométricamente simétricas de la ZAC presentan microestructuras diferentes (áreas rectangulares puntilladas). Ataque: Nital. MO [248].

Las **Figura 100-a** muestra que el camino de propagación de la grieta pasante no depende de la macroestructura de la región de soldadura. La **Figura 100-b** revela una grieta nucleada en la raíz de un defecto de soldadura ($\sim 100 \mu\text{m}$ de longitud), mientras que la **Figura 100-c** indica que la grieta fue nucleada en la superficie interna del tubo (interface entre el cordón de soldadura y la ZAC) y creció perpendicularmente a la superficie interna, propagándose a lo largo de la ZAC y del metal base del tubo, perpendicular a la tensión circunferencial del tubo [248].

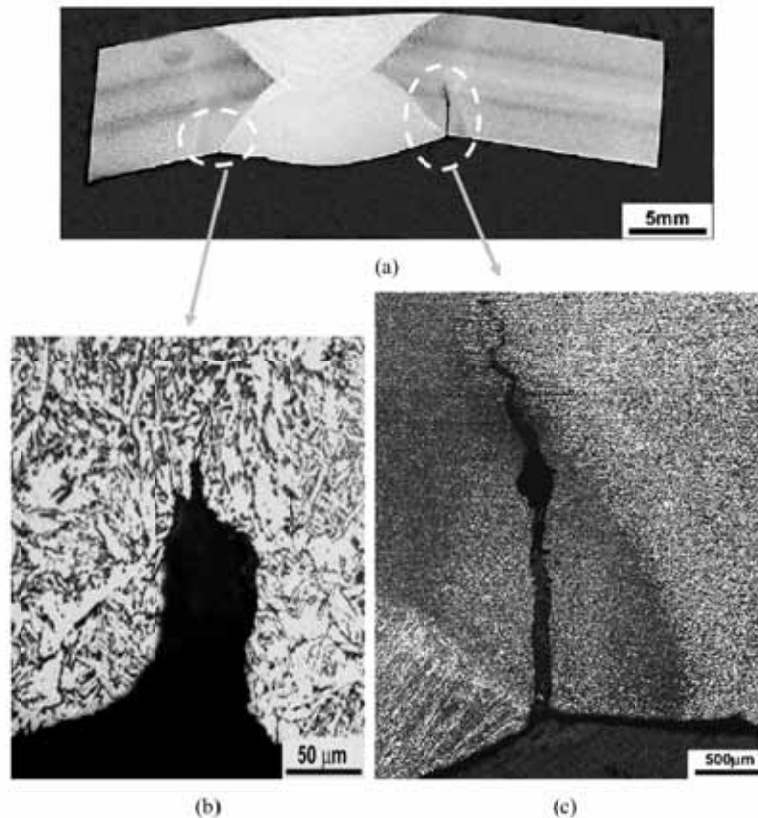


Figura 100 - Corte transversal, grieta pasante: (a) Examen macroscópico; (b) Superficie interna del tubo con $100 \mu\text{m}$ de profundidad. Se observa la grieta siendo nucleada en la raíz de este defecto; (c) Superficie interna del tubo. La Grieta es nucleada en la interface entre la ZAC y el cordón de soldadura y el camino de propagación de la grieta es independiente del gradiente macro y microestructural. Ataque: Nital. MO [248].

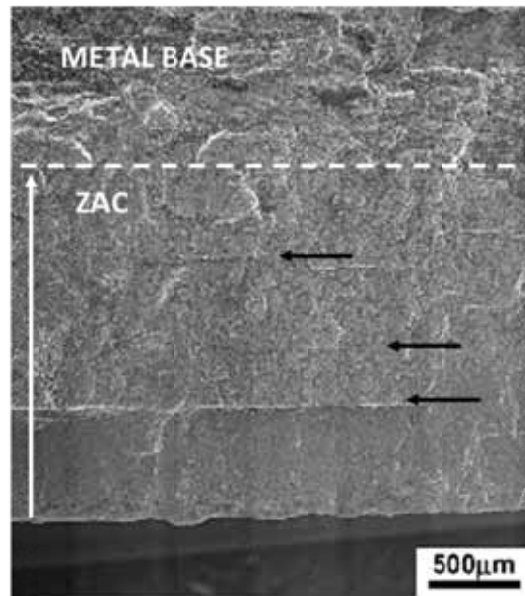
Las superficies de fractura de la grieta pasante fueron expuestas y limpias con solución Clark para remover el deposito oscuro antes del examen microfractográfico. Este examen, véase **Figuras 101-a y 101-c**, reveló dos regiones distintas:

- La región plana, localizada hasta una profundidad de aproximadamente 2,0 mm a partir de la superficie interna del tubo, y coincidente con la ZAC, véase **Figura 101-a y 101-b**, con aspecto plano con grietas secundarias paralelas (grietas con escalones). Estas grietas secundarias están orientadas en el sentido de la laminación y son perpendiculares al plano de propagación de la grieta principal;
- La región mas rugosa, con una extensión de aproximadamente 5,4 mm, coincide con la posición del metal base en el tubo y la ZAC del pase de soldadura al lado de la superficie externa. Esta región no presentó grietas en escalones, véase **Figura 101-a**;
- El examen microfractográfico indicó la presencia de alveolos tanto en la región plana (véase **Figura 101-c**), entre las grietas secundarias, como en la región rugosa. Estos alveolos son formas provocadas por el ataque corrosivo, cuyo filme fue removido durante la limpieza con la solución Clark, y no indican la acción del mecanismo dúctil de rasgado durante la propagación de la grieta.

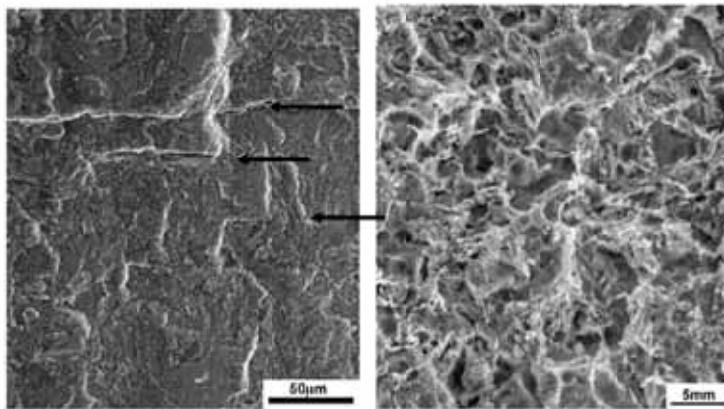
El examen microestructural del camino de propagación de la grieta próximo a la superficie interna del tubo (véase **Figura 102-a a 102-c**) reveló depósitos de corrosión con espesor variable en el interior de la grieta. Este tipo de deposito se mostró rico en Fe, O y S, indicando la acción de mecanismos de corrosión. La grieta presentó una ramificación intergranular moderada a lo largo de la ZAC.

El examen microestructural del camino de propagación de la grieta en la región del metal base del tubo (véase **Figura 103-a a 103-c**) reveló una propagación de carácter transgranular y, comparativamente, mas ramificada. También fue observada una tenue ramificación de la grieta al lado de las interfaces de las inclusiones de sulfuro y la matriz (véase **Figura 103-b**), con formación de depósitos ricos en Fe, O e S debido al ataque corrosivo.

Dentro de la región del tubo (metal base), la grieta presentó ramificación transgranular mas intensa (véase **Figura 103-c**), que está de acuerdo con la presencia de una región "más rugosa" en la microfractografía de esta región del tubo, véase **Figura 101-a** [248].



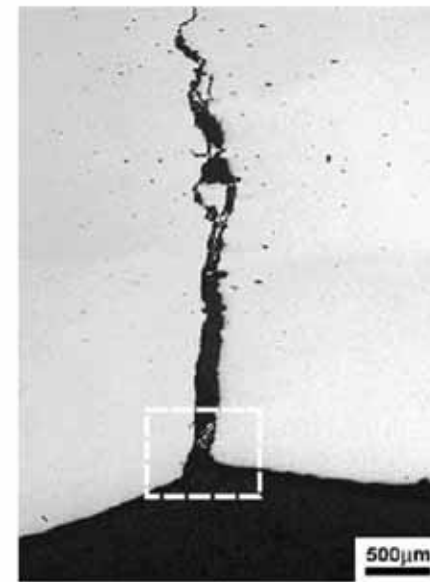
(a)



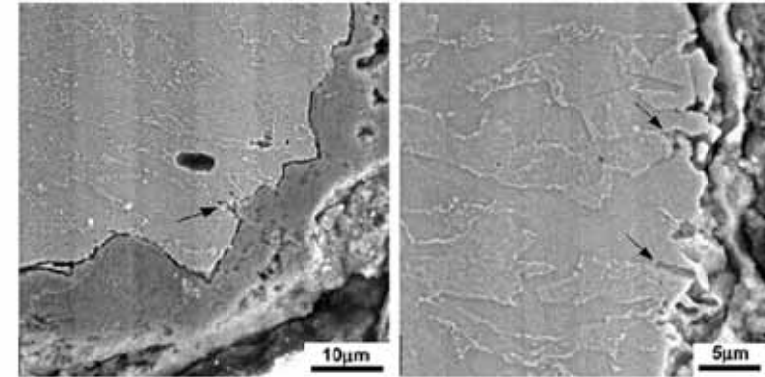
(b)

(c)

Figura 101 - Examen microfractográfico en la superficie expuesta de la grieta pasante después de la limpieza con la solución Clark; (a) Vista general mostrando la superficie plana (centro e inferior) con agrietamiento en escalones paralelos (véase flechas negras) próximos a la superficie interna; (b) Detalle de las grietas secundarias en escalones (flechas negras) en la ZAC; (c) Detalle de la región de fractura plana (localizada dentro de la ZAC). MEB, IES [248].



(a)



(b)

(c)

Figura 102 - Examen microestructural. Región de propagación de la grieta. Posición lejos de la grieta pasante. Corte transversal. Ataque con Nital: (a) Vista general de la sección; (b) Superficie interna. Detalle próximo de la región de nucleación de la grieta con pequeño agrietamiento secundario intergranular (véase flecha). La superficie de la grieta presenta Fe, O y S; Superficie interna. Detalle próximo de la región de propagación de la grieta dentro de la ZAC, mostrando agrietamiento secundario intergranular (véase las flechas). MEB, IER y Microanálisis EDS [248].

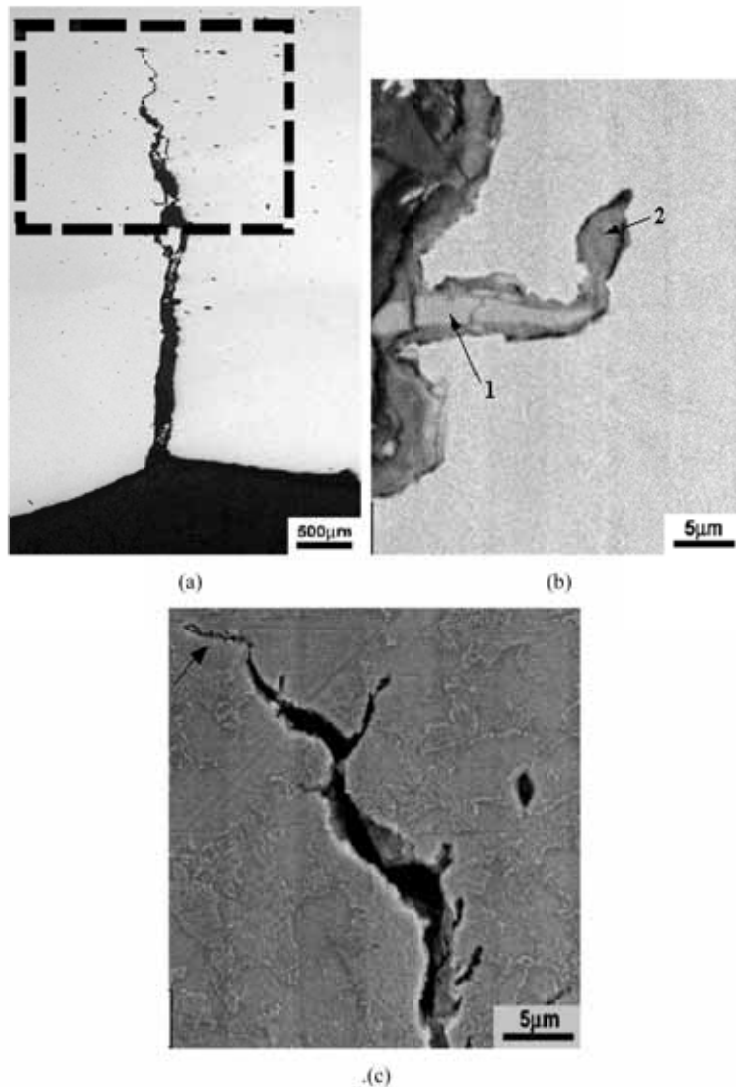


Figura 103 - Camino de propagación de la grieta en el tubo, corte transversal: (a) Vista general, indicando un agrietamiento más sinuoso; (b) Detalle del agrietamiento secundario en la interfase entre la matriz y la inclusión de sulfuro (flecha 1). La superficie de la grieta presentó una camada de Fe, O y S (flecha 2) debido al ataque corrosivo; (c) Detalle de la punta de la grieta dentro del tubo, indicando una mayor ramificación del tipo transgranular, aparentemente por la ferrita. MEB IER. Microanálisis EDS [248].

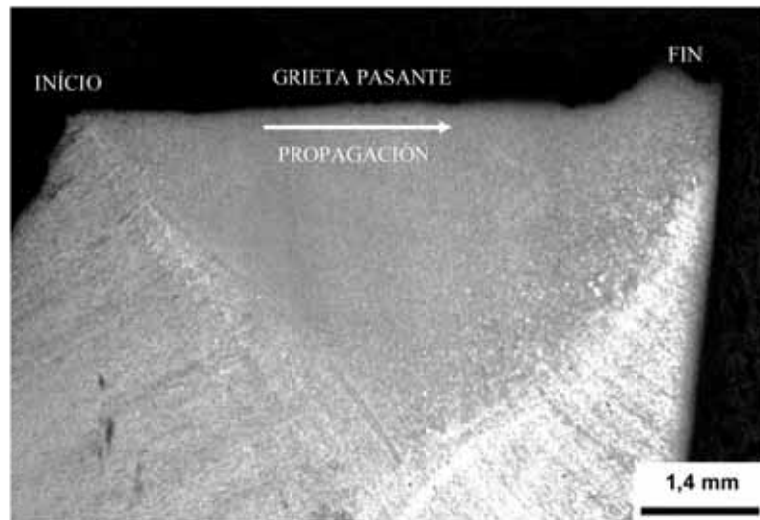
El examen microestructural del corte transversal a lo largo del espesor del tubo (véase **Figuras 104-a a 104-d**) mostró que la grieta fue nucleada al lado de los defectos de la soldadura presentes en la superficie interna del tubo (con una longitud de 150 μm , véase la flecha en la **Figura 104-b**). La grieta se propagó perpendicularmente a la tensión circunferencial, hasta una profundidad de $\sim 6,6$ mm, siendo posible observar la fractura final (*shear-lip*) al lado de la superficie externa del tubo. No se observa, en este aumento, la presencia de agrietamiento por escalones de la grieta principal (véase **Figura 104-a**)

El agrietamiento por escalones observado en la región de la ZAC (al lado de la interfase entre la matriz y las inclusiones alargadas de sulfuro) es mostrado en la **Figura 104-c**, confirmando el aspecto microfractográfico mostrado en las **Figuras 101-a y 101-b**.

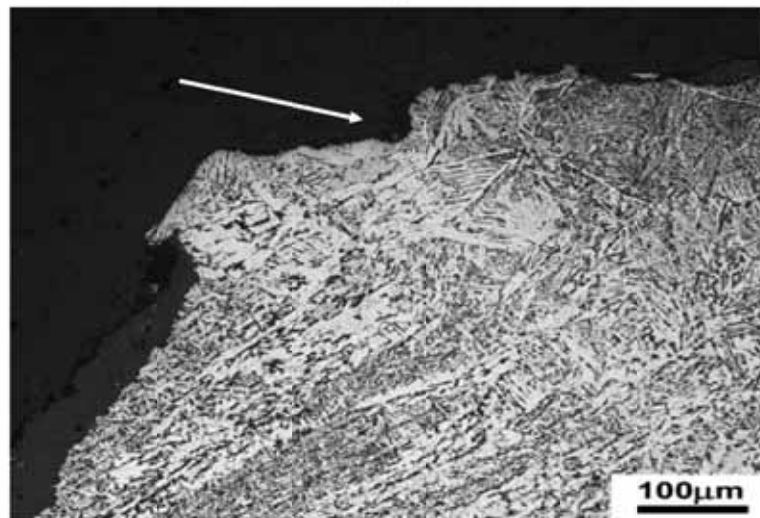
La **Figura 104-b** muestra la propagación de la grieta en la microestructura bandeada perlítico-ferrítica del metal base del tubo. En este aumento no fue observado agrietamiento en escalones, confirmando el aspecto microfractográfico mostrado en las **Figuras 101-a**.

Los resultados de la difracción de rayos X de los depósitos extraídos de la superficie interna del tubo al lado de la grieta primaria revelaron la presencia de óxidos de hierro (Fe_2O_3 y Fe_3O_4) y de sulfuros de hierro (véase **Figura 105**), como pirrotita, mackinawita y pirita, confirmando la actuación del mecanismo de corrosión con presencia de H_2S en el agrietamiento del tubo.

La formación de la grieta pasante ocurrió por la nucleación y crecimiento estable, asistido por la corrosión en la presencia de H_2S de la grieta formada en los defectos de la soldadura presentes en la superficie interna del tubo (interfase entre el cordón de soldadura y la ZAC) hasta una profundidad de $\sim 6,6$ mm. Después de esta profundidad, la grieta se propagó de manera estable, resultando en la formación de una región de labios de cizalladura (45°) con $\sim 1,3$ mm de espesor.

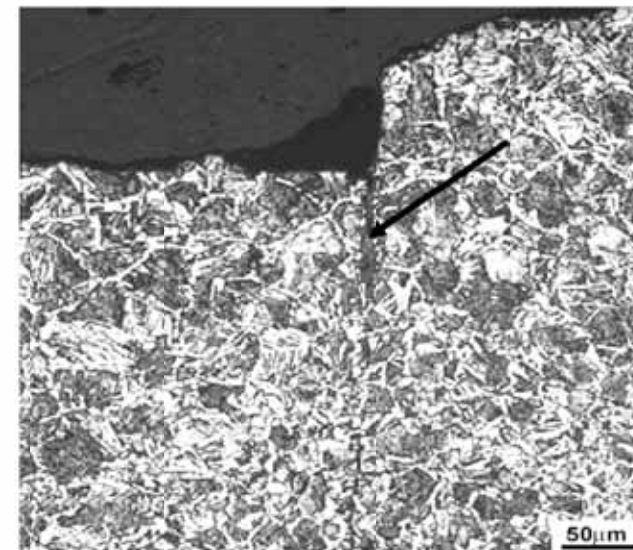


(a)

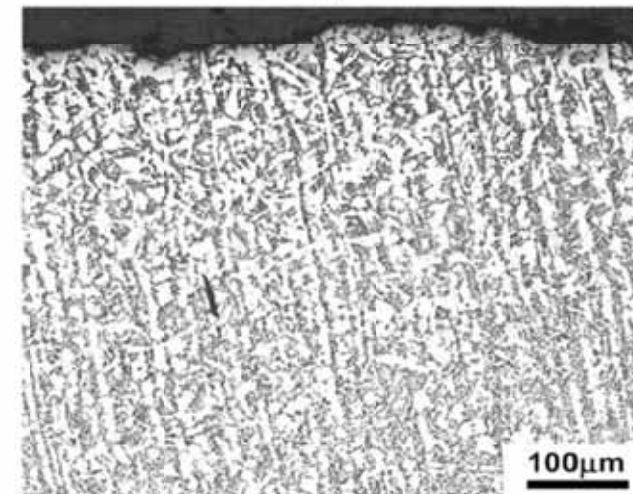


(b)

Figura 104 - Camino de propagación de la grieta pasante. Corte transversal en medio de la región de fractura semielíptica: (a) Vista general del corte; (b) Presencia de un defecto de soldadura con profundidad de 150 µm asociado con la nucleación de la grieta (véase la flecha). MEB, IER y IES [248].



(c)



(d)

Figura 104 (continuación) - Camino de propagación de la grieta pasante: (c) Detalle del agrietamiento en escalones en la interface entre la matriz y la inclusión del sulfuro dentro de la ZAC (flecha); (d) Detalle de la propagación transgranular dentro del tubo, sin agrietamiento en escalones a lo largo de la microestructura bandeada. MEB, IER y IES [248].

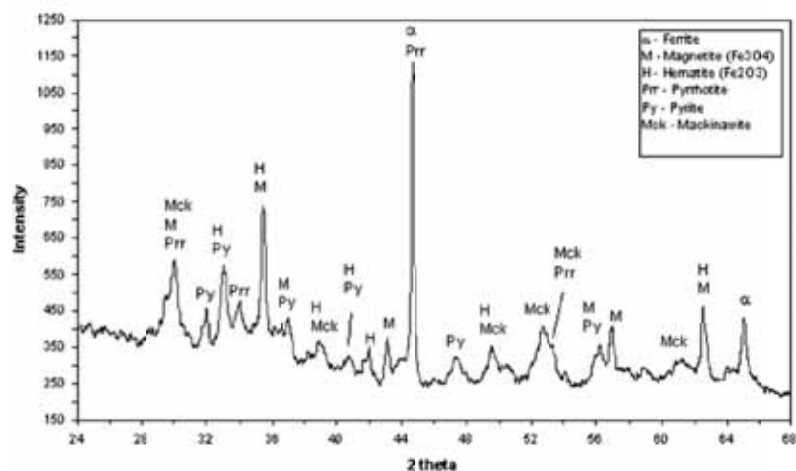


Figura 105 -- Resultado de la difracción de rayos X de la camada presente en la superficie interna del tubo al lado de la grieta pasante [248].

Los equipos fabricados en acero carbono y que trabajan con altas presiones en ambiente que contienen H_2S y agua, necesitan de atención especial en el procedimiento de soldadura y en el control de las condiciones de operación para evitar la ocurrencia de daños provocados por el hidrógeno. En este sentido, la concentración máxima de H_2S en el petróleo crudo en el oleoducto debe ser mantenida bajo un riguroso control [248-252]. Uno de los modelos que representa las reacciones catódicas y anódicas que ocurren durante la corrosión del acero en la presencia de H_2 es mostrado en la **Tabla 20**. La corrosión del acero en presencia de H_2S causa la formación de un filme de sulfuro de hierro (Fe_3S_4) y la absorción de hidrógeno atómico en el retículo cristalino del acero [256-257].

En 1975, la Asociación Nacional de Ingenieros de Corrosión (NACE) publicó la primera edición de la norma sobre las consecuencias de fallas súbitas de componentes metálicos (en el área de petróleo y gas) asociadas a la presencia de H_2S . Una versión más actualizada de esta norma (ISO 15156-1:2001, *Petroleum and natural gas industries – Materials for use in H_2S -containing environments in oil and gas production. Part 1: General principles for selection of cracking-resistant materials*) afirma que la dureza de los cordones de soldadura, de las ZACs y del tubo desempeñan un papel importante en la determinación de la susceptibilidad de aceros a la corrosión sobre tensión por H_2S . Esta

norma define como límite de dureza el valor de 249 HV para determinar la susceptibilidad del acero a este mecanismo.

Tabla 20 – Reacciones catódicas y anódicas en la corrosión de acero por H_2S [256-257].

Modelo	Reacciones catódicas:	$H_2S \rightarrow HS^- + H^+$ $HS^- + e^- \rightarrow H^0 + S^{2-}$
	Reacciones anódicas:	$Fe \rightarrow Fe^{2+} + 2e^-$
Reacción general		$Fe^{2+} + HS^- \rightarrow Fe_3S_4 + H^+$
Disociación del hidrógeno molecular		$H_2 (g) \rightarrow 2 H^0$
Reacciones de adsorción y de recombinación del hidrógeno		$2 H^0 \rightarrow 2 \underline{H}$ $2 \underline{H} \rightarrow H_2 (g)$

El mapeado de microdureza de la soldadura fue realizado de acuerdo con la norma ISO 15156-2: 2003 (*Petroleum and natural gas industries - Materials for use in H_2S -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 con carga de 4,9 N en dos cortes transversales (véase **Figuras 106-a** y **106-b**).

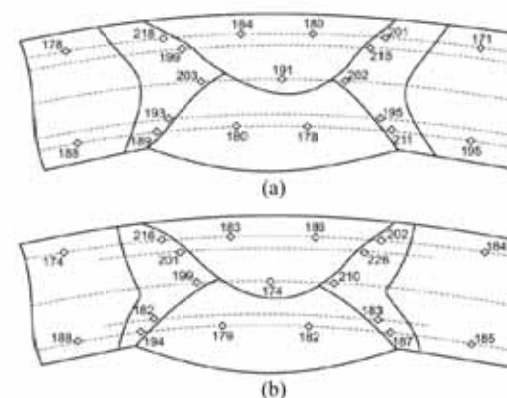


Figura 106 - Mapa de microdurezas Vickers (HV_{500}) en dos regiones del cordón de soldadura del tubo. Sección transversal [248].

Los valores de dureza próximos de la región de nucleación de la grieta están muy por debajo del valor crítico de 249 HV. Los resultados del mapeo de la dureza (véase

Figuras 106-a y 106-b) indican, por tanto, que el oleoducto investigado no es susceptible a la fractura sobre tensión en presencia de H₂S.

De acuerdo con Crag [258], los investigadores de corrosión crearon varias nomenclaturas para describir las grietas provocadas por la corrosión en H₂S (con o sin aplicación de tensión), mas, los daños causados por el H₂S no pueden ser completamente separados (véase **Tabla 21**). De este modo el agrietamiento del acero en la presencia de H₂S puede ocurrir por una combinación de mecanismos, con o sin la aplicación de tensión.

Tabla 21 – Efecto de la dureza y de la tensión en los mecanismos de agrietamiento por H₂S [248].

Mecanismo	Acero laminado		Cordón de soldadura		ZAC	
	Dureza	Tensión	Dureza	Tensión	Dureza	Tensión
Formación de Ampollas de H ₂	Ocorre < 249 HV	No	No es susceptible		Ocorre < 249 HV	No
HIC (hydrogen induced cracking)	Ocorre < 249 HV	No	No es susceptible		Ocorre < 249 HV	No
SOHIC (stress oriented hydrogen induced cracking)	Ocorre < 249 HV	Si	No es susceptible		Ocorre < 249 HV	Si
SSC (sulphide stress cracking)	Ocorre > 249 HV	Si	Ocorre > 249 HV	si	Ocorre > 249 HV	Si

Uno de los principales danos causados por el H₂S acuoso en contacto con aceros de baja aleación es el agrietamiento inducido por hidrógeno (HIC), que puede ocurrir incluso sin la presencia de tensiones (externas o residuales). Este agrietamiento ocurre debido a la absorción, difusión, reacciones de asociación y acumulación de hidrógeno atómico (véase **Tabla 20**) en sitios preferenciales (*traps*) en la microestructura del acero, como las inclusiones no-metálicas, las regiones de la microestructura con segregación de impurezas y elementos de aleación y las interfaces entre la ferrita y las colonias de perlita y entre ferrita y cementita (véase **Figuras 107-a y 107-b**), cuando la concentración de hidrógeno atómico alcanza un valor crítico, ocurre la reacción de combinación, $2\text{H} \rightarrow \text{H}_2$ (g), con formación localizada de burbujas de H₂. Dependiendo del valor de la presión de hidrógeno, puede ocurrir la nucleación y propagación de la grieta (HIC) a lo largo de la

dirección de laminación del acero (véase **Figura 107-a**). Microestructuras baneadas y con baja resistencia mecánica son mas susceptibles al agrietamiento por HIC [259-273].

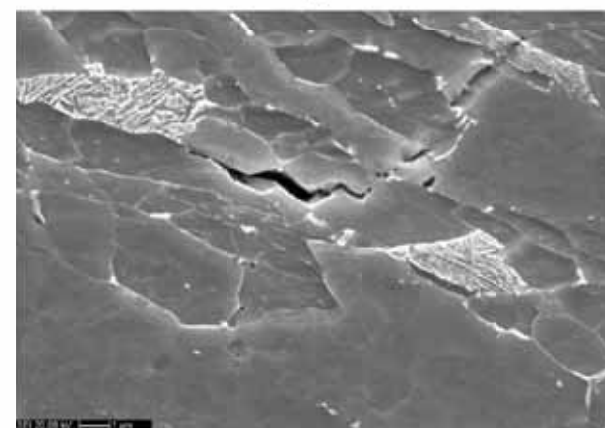
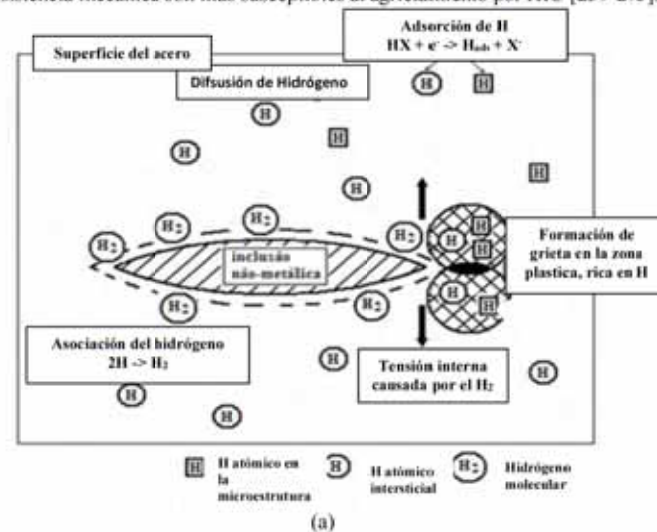


Figura 107 – (a) Esquema de la formación de grietas en la interface de las inclusiones alargadas – a partir de la reacción de combinación de hidrógeno- y de la propagación de la grieta por la presencia de hidrógeno en la zona plástica asociada con la tensión interna de tracción en la punta de la grieta [270]; (b) Grieta por HIC nucleada en la interface entre ferrita y cementita en un acero API 5L X65 [269].

Incluso en la ausencia de tensión, las grietas por HIC a lo largo de la dirección de laminación pueden ser conectadas, provocando el agrietamiento en escalones a lo largo del espesor del tubo. Este agrietamiento puede ser favorecido por los mecanismos HEDE (*Hydrogen Enhanced Decohesion*), AIDE (*Adsorption Induced Dislocation Emission*) y HELP (*Hydrogen Enhanced Local Plasticity*) debido a la alta concentración de hidrógeno atómico en la región al frente de la grieta – sinergia entre la fuerza motriz para la difusión del hidrógeno y la triaxialidad de tensiones al frente de la punta grieta, véase **Figuras 108-a y 108-b** [267, 268, 273]. La comprobación de la acción de estos mecanismos en el rasgado de la sección resistente entre las grietas por HIC aún es un desafío experimental.

El mecanismo de descohesión provocada por el hidrógeno (HEDE) afirma, resumidamente que el hidrógeno atómico y acumulado al frente de la punta de la grieta (por HIC) alcanza concentraciones tan altas que disminuye significativamente la fuerza cohesiva de unión entre los átomos de Fe del acero. El clivaje de esas uniones ocurre cuando la tensión de tracción local al frente de la punta de la grieta es mayor que la fuerza cohesiva, resultando en una fractura frágil de la sección resistente entre las grietas por HIC [268]. El mecanismo de emisión de discordancias inducido por el hidrógeno atómico (AIDE) propone, a su vez, que estos átomos de hidrógeno facilitan la emisión (nucleación y multiplicación) de discordancias, originando grietas en partículas de segunda fase o en intersecciones de bandas de deslizamiento y favoreciendo el rasgado por fractura dúctil de la sección resistentes entre las grietas por HIC [268]. El mecanismo de plasticidad localizada provocada por hidrógeno (HELP) propone que la movilidad de las discordancias al frente de la grieta esté favorecida por la acumulación de hidrógeno atómico en el reticulado cristalino, que, facilitaría el movimiento y el *cross-slip* de discordancias, provocando el rasgamiento por fractura dúctil de la sección resistente entre las grietas por HIC [267, 268].

En el caso del oleoducto estudiado en este capítulo, existe la presencia de tensiones externas (tensión media de 104 MPa, tensión circunferencial de 208 MPa y una tensión de von Mises media de 180 MPa). En este caso, la conexión de las grietas por HIC está influenciada por la presencia de tensión externa, que altera la posición del plano de tensión máxima de cizalladura en la punta de la grieta [267-268]. En la presencia de tensión aplicada, las grietas por HIC son conectadas por un agrietamiento en la dirección a lo largo del espesor del tubo (promovida por la acción de HELP), resultando en un arreglo de grietas en forma de escalones y referida como grieta inducida por hidrógeno y

orientada por tensión (SOHIC, *stress oriented hydrogen induced cracking*), véase **Figuras 109 y 110** [265, 267-268, 271-272].

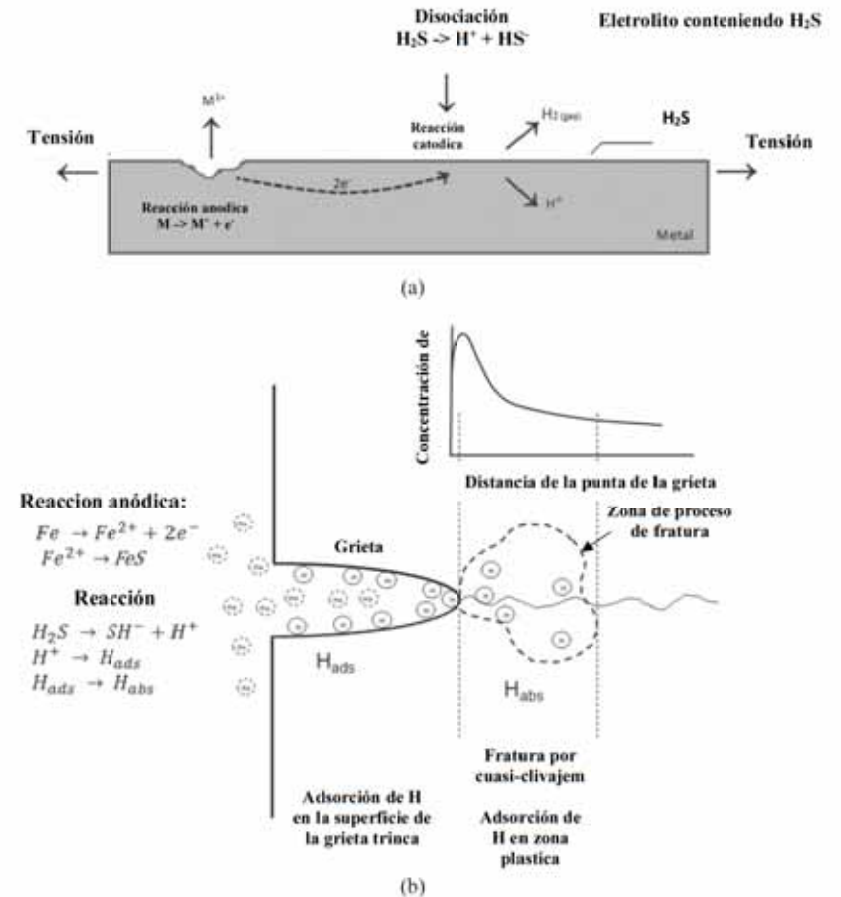
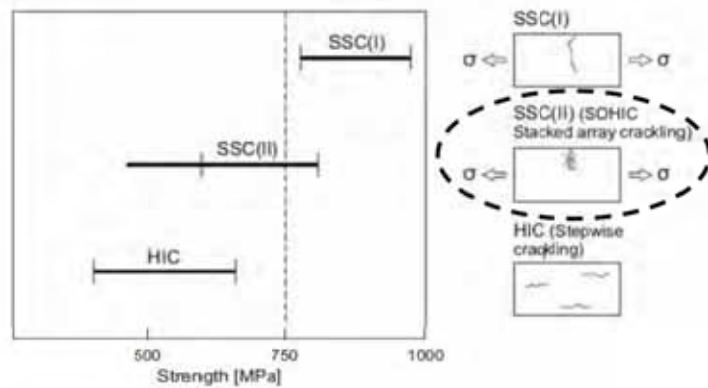
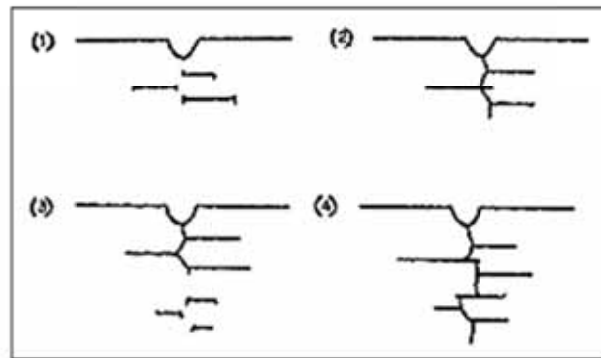


Figura 108 – (a) Diagrama esquemático del sulfuro de hidrógeno y el proceso de generación de hidrógeno atómico; (b) Ilustración esquemática de los procesos en la punta de la grieta envueltos en el mecanismo de agrietamiento inducido por hidrógeno, mostrando alta concentración de hidrógeno en el frente de la grieta (controlado por difusión de H y triaxialidad de tensiones en la punta de la grieta), que lleva a la fragilización localizada del material en la zona del proceso de fractura (FPZ) [273].



(a)



(b)

Figura 109 – (a) Diagrama de propagación de grietas por *Sulphide Stress Cracking* (SSC), *Stress-Oriented Hydrogen Induced Cracking* (SOHIC, véase área) e *Hydrogen Induced Cracking* (HIC). La grieta del tipo I representa la falla en aceros de alta resistencia, mientras que la grieta del tipo II representa la falla en aceros de media y baja resistencia (denominada SOHIC) [271]; (b) Esquema mostrando la posible secuencia de agrietamiento por SOHIC: (1) formación de grietas por HIC abajo del concentrador de tensiones (defecto); (2) la grieta nucleada en el concentrador de tensiones crece y conecta las grietas formadas por HIC; (3) las grietas por HIC se forman al frente de la grieta principal y las inclusiones de MnS actúan como puntos de nucleación preferencial de estas grietas; (4) la grieta principal conecta las grietas por HIC y se propaga perpendicularmente a la tensión aplicada [272].

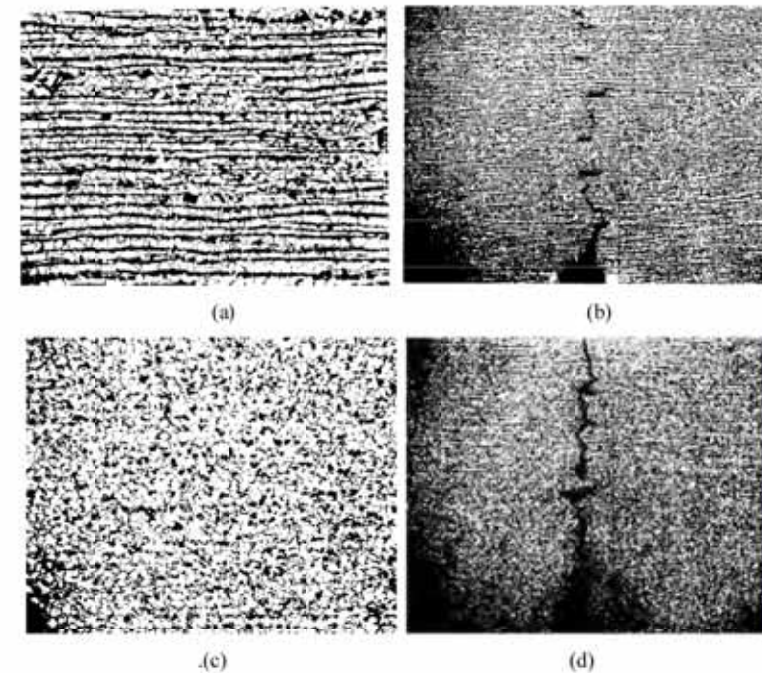


Figura 110 – (a) Microestructura ferrítico-perlítica bandeadada en un acero; (b) falla por SOHIC de este acero; (c) Microestructura ferrítico-perlítica no bandeadada en un acero (resistente al HIC); (d) Falla por SOHIC del acero resistente al HIC. El acero resistente al HIC se mostró aparentemente, mas susceptible al agrietamiento por SOHIC [265].

La falla por SOHIC provoca un arreglo de grietas alineadas en dos sentidos de la propagación: perpendicular a la tensión principal (tensión circunferencial, véase **Figura 109** y **110**) y paralela a la orientación de la microestructura bandeadada. El agrietamiento por HIC es una etapa precursora de la falla por SOHIC [265-268, 271-272]. La norma A norma DIN EN ISO 15156- 2: 2003 (*Erdöl-, petrochemische und Erdgasindustrie – Werkstoff für den Einsatz in H₂Shaltiger Umgebung bei der Öl- und Gasgewinnung – Teil 2: Gegen Rissbildung beständige unlegierte und niedriglegierte Stähle und die Verwendung vom Gusseises*) afirma que la acción del mecanismo de SOHIC debe ser siempre considerada en la evaluación de fallas en chapas de acero carbono (con o sin soldadura) sometidas a condiciones de servicio en medio ácido, conteniendo H₂S, y bajo la acción de tensión aplicada.

Pargeter [267] afirmó que la falla SOHIC puede ocurrir también en materiales resistentes al HIC (aceros con bajo nivel de inclusiones de sulfuro y sin microestructura bandeada). En estos casos se cree que la formación inicial de grietas por HIC en el sentido de laminación del acero ocurre preferencialmente en las colonias perlíticas. Para que esto ocurra, se sugirió que los valores de la tensión externa y/o de la concentración de hidrógeno absorbido por el acero sean elevados. Estos dos factores están aparentemente relacionados, o sea, el aumento de la tensión hidrostática aumenta la solubilidad del hidrógeno en sitios críticos de la microestructura del acero. La interconexión de las grietas por HIC durante la falla SOHIC debe ocurrir por un mecanismo de deslizamiento (AIDE o HELP) en vez de clivaje (HEDE) o fractura intergranular, mas el autor [267] no presentó evidencias experimentales. Venegas et al. [274] mostraron que el ángulo de agrietamiento de la sección resistente entre las grietas por HIC en un acero X46 (muestras retiradas de un oleoducto en servicio) ocurría a 45° (plano de máxima tensión de cizalladura sin la presencia de tensión aplicada), véase Figuras 111-a a 111-g. Ellos [274] mostraron que el agrietamiento intergranular ocurría en los contornos de alta energía y el agrietamiento transgranular por clivaje a lo largo de los planos {001} de ferrita o por el deslizamiento en los sistemas {112}<111> y {123}<111> de la ferrita.

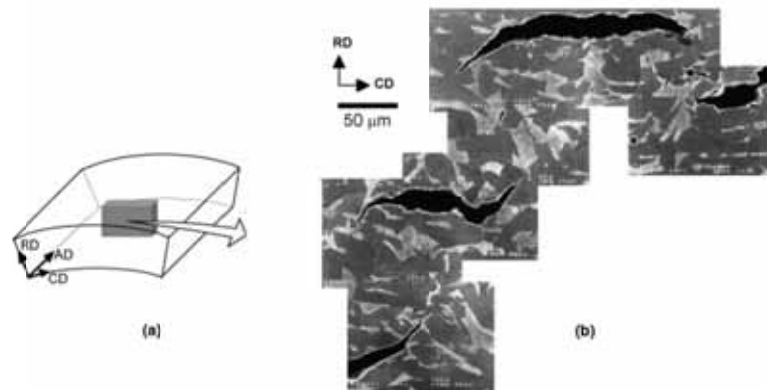


Figura 111 - (a) Posición de la probeta; (b) Presencia de grietas por HIC en el oleoducto [274].

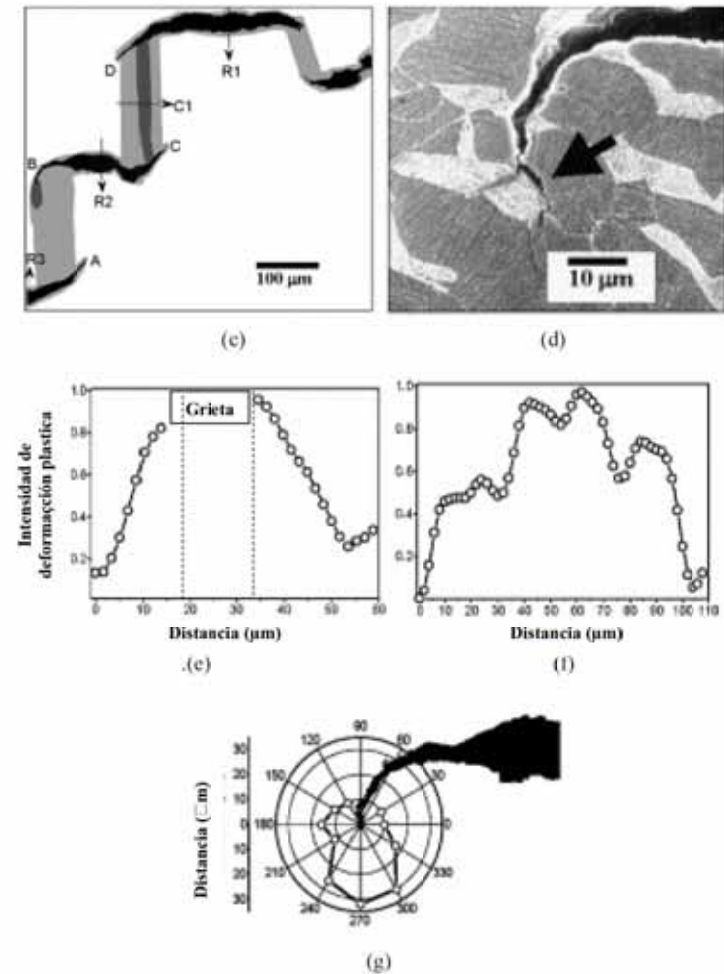


Figura 111 (continuación) – (c) Ilustración esquemática de los campos de deformación plástica en el contorno de las grietas por HIC (véase flechas R1, R2 y R3) y de la grieta que conecta (véase flecha C1) dos grietas por HIC. La región gris oscuro representa la región con deformación plástica mas intensa; (d) camino de propagación a 45° de la grieta en B (punta de la grieta por HIC) en la interface ferrita/perlita; (e) Intensidad de deformación plástica al lado de la grieta por HIC (flecha R1 a lo largo de la dirección de la flecha); (f) Intensidad de deformación plástica al lado de la región que conecta dos grietas por HIC (flecha C1 a lo largo de la dirección de la flecha); (g) Extensión del campo de deformación plástica en la punta de la grieta en B [274].

La asociación de un ambiente corrosivo severo con elevadas tensiones de trabajo y la presencia de heterogeneidades microestructurales es la condición necesaria para la ocurrencia de fallas por SOHIC en aceros resistentes a HIC [268]. Periodos cortos de intensa difusión de hidrógeno atómico para lugares preferenciales de la microestructura y/o grieta pueden afectar irreversiblemente el acero a la falla por SOHIC. Aceros con un bajo nivel de inclusiones (resistentes al agrietamiento por HIC) también están sujetos a ese tipo de efecto, aunque muestren mayor resistencia a la falla por SOHIC [268].

La asociación del medio agresivo con la carga mecánica compleja (triaxial) debe incentivar la formación de pequeñas grietas por HIC – incluso en acero resistentes al HIC – por inducir tensiones de tracción normales al plano de laminación y por aumentar la solubilidad del hidrógeno en la microestructura del acero. Faltan evidencias experimentales y resultados de modelado matemático que comprueben esta hipótesis para diferentes microestructuras de aceros sometidos a diferentes niveles de concentración de hidrógeno y de tensión aplicada. Sin embargo, se afirma que la reducción o eliminación de las inclusiones alargadas es fundamental para evitar el mecanismo de SOHIC en aceros expuestos a condiciones de una severa “carga” de hidrógeno atómico [267-268].

Como explicado en este capítulo, otras heterogeneidades microestructurales, tales como las interfaces entre ferrita y perlita, particularmente en aceros con microestructura bandeada, también pueden suministrar sitios preferenciales de nucleación de grietas por SOHIC, o sea, las condiciones de contorno para la activación de la falla por SOHIC deben ser tratadas de modo holístico (medio, microestructura y tensión) y con mejores bases teóricas y comprobación experimental. Estudios recientes [276-278] mostraron, por ejemplo, la importancia del control de la orientación cristalográfica de la ferrita de la microestructura ferrítico-perlítica para aumentar la resistencia del acero al agrietamiento por HIC tanto a través de la reducción de la cantidad de contornos de grano de ferrita con alta energía, cuanto por la disminución de la cantidad de granos de ferrita orientados con el plano {001} paralelo a la dirección de laminación del acero. Las texturas dominantes de la ferrita en {111}, {112} e {332}, por ejemplo, aparentemente aumentan la resistencia al agrietamiento por HIC. La optimización microestructural por el control de la textura durante procesamiento termomecánico de los aceros – que aumente la resistencia al HIC y al SOHIC – necesita ser investigada en más detalle.

Finalmente, es importante y desafiante que los métodos de ensayo para el agrietamiento SOHIC representen con buena precisión la combinación de carga mecánica

triaxial y la concentración de hidrógeno atómico en el metal que ocurre en condiciones de servicio [267- 268]. El uso de mecánica de la fractura asociado con técnicas avanzadas de caracterización microscópica resulta fundamental para que las diversas condiciones de nucleación y de propagación de las grietas por SOHIC sean mejor comprendidas. Las curvas de resistencia a la fractura J-R (véase Figuras 112-a y 112-b) muestran, por ejemplo, la reducción en torno del 70% en el valor de resistencia a la fractura del acero después de su exposición a un medio conteniendo H₂S. El examen fractográfico de las probetas de los ensayos de tracción y de flexión con presencia de entalle (usado para medir propiedades de resistencia a la fractura) reveló una transición de fractura dúctil con alveolos para fractura cuasi-clivaje después de la exposición al medio corrosivo. Según los autores, estos resultados indican la acción de un mecanismo de fragilización por hidrógeno debida a la difusión de hidrógeno para la región al frente de la grieta [273].

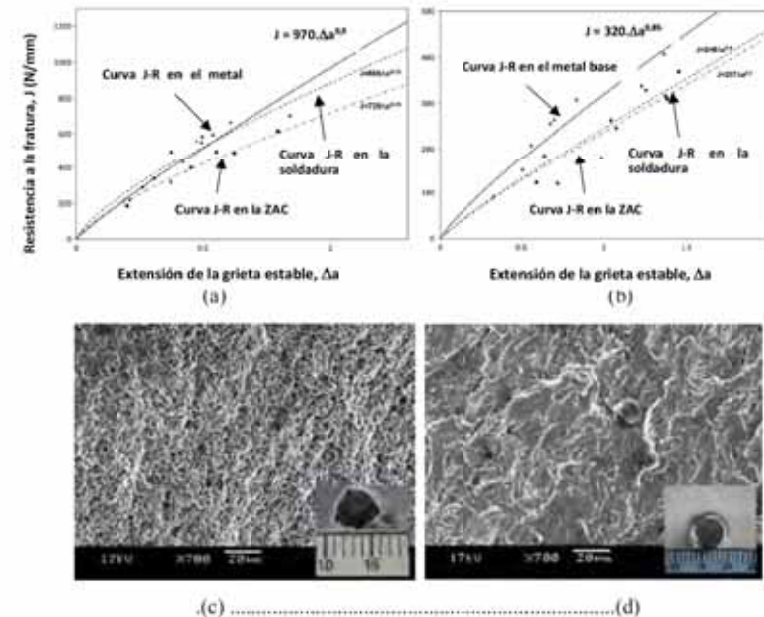


Figura 112 – (a) Curvas J-R al aire a 24°C; (b) Curva J-R en medio ácido a 24°C; (c) fractura dúctil por alvéolos en el metal base; (d) Fractura frágil por cuasi-clivaje en el metal base después de la exposición al H₂S [273].

Los resultados experimentales indican que la grieta pasante en el oleoducto con casi 40 años de servicio fue causada por la acción del mecanismo de agrietamiento inducido por hidrogeno orientado por tensión (SOHIC). Resultó evidente que la grieta pasante presentó un agrietamiento en escalones apenas en la región de la ZAC, pero no en el metal base (véase Figuras 101, 104 y 113), al contrario del resultado mostrado en las Figuras 110-a y 110-b.

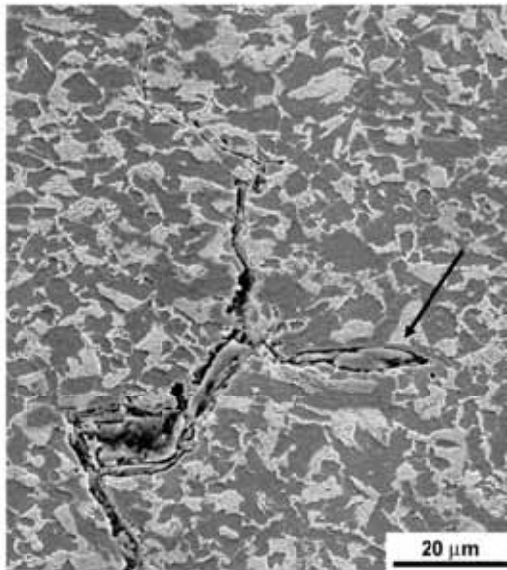


Figura 113 - Detalle de la formación de una grieta por HIC al lado de la interface metal/inclusión de sulfuro (flecha) en la ZAC durante la propagación de la grieta por SOHIC. MEB, IES [248].

Azevedo [248] recomendó que un trayecto del oleoducto localizado cerca a la estación de bombeo fuese inspeccionado para verificar la presencia de grietas subcríticas y, posiblemente, sustituir los tramos comprometidos del punto de vista de integridad estructural por tubos fabricados con aceros mas resistentes al SOHIC. El autor [248] también sugirió que el control de la concentración de H₂S máximo en el petróleo crudo (20 ppm) fuese efectivamente implementado antes del bombeo del petróleo. No fue comentado, sin embargo, que el oleoducto está expuesto a altos picos de concentración

de H₂S, que puede tornarlo irreversiblemente susceptible al agrietamiento por SOHIC [266, 267].

Se estima que, en el mundo, 40% de la malla de ductos ya alcanzaron su vida útil (20 años) y existe un esfuerzo para extender la vida operacional de los oleoductos a través de la evaluación de la integridad estructural, principalmente en los casos de presencia de defectos de soldadura.

El accidente de un tramo de oleoducto con casi 40 años de servicio, descrito en este capítulo, causo un derrame de aproximadamente 270 m³ de petróleo en el interior de una reserva ambiental. El petróleo derramado afecto el acuífero freático, resultando en el afloramiento de petróleo en el nacimiento de un río y esparciendo el contaminante hasta llegar al mar.

Como consecuencia, la compañía de control ambiental aplicó una multa de casi US\$ 80.000,00 contra la empresa propietaria del oleoducto [279-280]. En 2017, los fiscales entablaron una acción civil publica contra la empresa por el derrame de petróleo, que pide el pago de una indemnización de más de US\$ 100 millones por los daños al medio ambiente [281-282].

Estos números muestran que la cuestión ambiental asumió un papel importante, demostrando la necesidad de estudios sobre integridad estructural de oleoductos y un mejor entendimiento de los mecanismos de nucleación y de agrietamiento por SOHIC para las diferentes combinaciones de medio, microestructura y tensión aplicada. La administración, la inspección y el monitoreo de los oleoductos mas antiguos son fundamentales para garantizar la integridad, de este modo a evitar accidentes ambientales

3. COMENTARIOS FINALES

Los artículos del sector transportes [20-21,52,68] presentaron poco impacto en los lectores brasileños (véase **Tabla 22**). Uno de los artículos [52] presentó números significativos de bibliometría, a pesar de su contenido técnico ser simple. Esta paradoja muestra que los datos bibliométricos son una buena medida de la popularidad y no, necesariamente, de la calidad técnica de los artículos científicos.

El análisis de los artículos de ruptura en trenes de aterrizaje de aviones Fokker 100 [20-21] permitió calcular, de forma exploratoria, los valores de tensión crítica de fractura para dos pre-grietas, de acuerdo con la dirección de propagación inestable inicial de la grieta en relación con la microestructura bandeada de la forja. Los resultados de mecánica de la fractura indicaron que la fractura del tren de aterrizaje del accidente 1 [20] fue causada por la presencia de pre-grietas de corrosión, mientras que la fractura del tren de aterrizaje del accidente 2 [21] por la sobre carga sufrida por el tren de aterrizaje durante el poso de la aeronave.

El análisis del artículo de falla por desgaste del pantógrafo del metro [52] mostró la necesidad de la selección de materiales más apropiados para la fabricación de la lámina conductora del pantógrafo (compuesto de cobre con grafito), de manera a evitar la transición del régimen de desgaste adhesivo para el régimen de desgaste abrasivo. No fue posible, sin embargo, determinar si esta sugerencia fue adoptada por la empresa. El acompañamiento de los casos de análisis de falla aún no es una práctica común en nuestro país y en algunos documentos de análisis de falla sirven apenas para cumplir las exigencias del sistema de calidad.

El análisis del artículo de la rueda ferroviaria fundida en acero perlítico [68] mostró que el análisis microfractográfico es una técnica cualitativa y sujeta a interpretaciones, que pueden interferir en la identificación inequívoca de los mecanismos que actúan en la fractura de componentes metálicos. El cálculo por elementos finitos [283], cuando son usados con destreza, puede ser útil para complementar la interpretación de los resultados de caracterización microfractografía y microestructural. Fue discutida, aún, la necesidad de la notificación de accidentes ferroviarios junto a la agencia reguladora de transportes ferroviarios para la creación de un banco de datos de este sector.

Los artículos de análisis de falla en implantes ortopédicos metálicos [83-84 y 104] presentaron un buen alcance en los autores y lectores brasileños (véase **Tabla 22**),

indicando la creciente preocupación de la sociedad con la calidad de los implantes ortopédicos comercializados en el Brasil. El indicador de desempeño de dos artículos en portugués [11 y 284] fue analizado por el uso de herramientas bibliométricas no convencionales [285-286], indicando la importancia de la publicación de artículos en portugués y de la pérdida del monopolio de herramienta bibliométricas más conservadoras [1-2].

El análisis de los artículos de fractura de implantes de titanio puro [83-84] mostró que el análisis fractográfico y microestructural de la ruptura por fatiga en titanio puro presenta características únicas, definidas por la acción resultante de los mecanismos de deformación plástica por deslizamiento y maclación mecánica. La revisión del artículo del análisis sectorial de la comercialización de implantes metálicos en el Brasil [104] mostró que la situación de este sector no mejoró desde el 2002. Aún no existe la notificación de los casos de falla de implantes ortopédicos ante la agencia reguladora (ANVISA) y el procedimiento de certificación de productos delante de la ANVISA aún puede ocurrir sin la realización de ensayos de conformidad. Fue discutida la necesidad del SUS incentivar el uso de las normas ABNT en sus procesos de licitación. Las inversiones en infraestructura de laboratorios para la caracterización mecánica y química de implantes ortopédicos no resolvieron los problemas de acreditación de laboratorios y de la habilitación de ensayos de materiales frente a la REBLAS-ANVISA.

Los artículos del área de energía mostraron un buen desempeño bibliométrico y buena entrada en los investigadores y lectores brasileños (véase **Tabla 22**), excepto el artículo de falla de álabes de una turbina de vapor de una termoeléctrica. Estos resultados están de acuerdo con el tamaño y diversidad de la matriz energética brasileña y refleja la preocupación del sector con actividades de investigación y desarrollo.

El análisis crítica de la fractura del cable subconductor de transmisión de energía eléctrica [161-162] indicó que la propagación de la grieta por fatiga por *fretting* de los hilos helicoidales de Al puede ocurrir a 45° de la dirección axial. Resultados recientes del modelado por elemento finitos de los cables subconductores [204-205] fueron presentados para ilustrar la complejidad de las cargas mecánicas en estos hilos helicoidales junto a los elementos de fijación. Fue discutida la importancia de considerar la acción de la fuerza de fricción entre los hilos para el cálculo de tensiones y la identificación de los hilos más susceptibles a la falla. Finalmente, fue mostrado que hay bastante espacio para la optimización del diseño del sistema de fijación de los cables

subconductores y en el método de inspección y monitoreo de las líneas de transmisión de energía eléctrica en el Brasil.

El análisis de la ruptura de los álabes de una turbina de vapor de una planta termoeléctrica por erosión-fatiga [211] mostró que la operación de las turbinas de vapor en régimen de carga parcial (más común para las instalaciones de ciclo combinado) puede promover la acción de erosión por partículas en los álabes debido a la inversión de la dirección del flujo del fluido en la salida de la turbina. El análisis crítico reforzó la hipótesis de que la causa raíz de la ruptura fue causada por falla en la operación de la turbina. El análisis crítico del artículo de falla en un oleoducto [248] reveló la importancia del mejor entendimiento de los mecanismos de nucleación y propagación de grietas por SOHIC en función del medio, microestructura y tensión aplicada.

El análisis crítico del conjunto de artículos mostró la importancia de la publicación de casos de análisis de falla y de la existencia de una buena documentación microscópica, permitiendo explorar nuevas interpretaciones de los resultados a discutir, en más detalle, los mecanismos de fractura y las acciones preventivas. La publicación de análisis de fallas puede ayudar tanto en la construcción de un diálogo entre las partes envueltas en las fallas de componentes de ingeniería como en la creación de un ambiente más seguro para los sectores industriales del país. Se cree que algunas personas naturales y jurídicas, que actúan intensamente en el análisis de falla, aún no publican sus resultados por cuestiones de confidencialidad o por la baja calidad de la documentación de sus informes técnicos, puesto que más del 50% de los artículos técnicos sometidos a la revista *Engineering Failure Analysis* fueron rechazados en los últimos 5 años [12-16].

Tabla 22 - Cuadro resumen del análisis bibliométrica [1-3, 272].

Parámetro	Transportes	Implantes	Energía	Total
Total de citasiones	98	79	148	325
Citasiones en el Brasil	1 (1%)	22 (29%)	15 (10%)	38 (11%)
Citasiones en la China	74 (76%)	14 (18%)	43 (29%)	131 (41%)
Total de lecturas	11.539	5.791	21.298	38.628
Lectura en el Brasil	101 (1%)	137 (2,4%)	414 (2%)	652 (1,7%)
Lectura en los EUA	2.724 (24%)	1.586 (27%)	5.937 (28%)	10.247 (27%)
Porcentaje de citasiones en relación al total de lecturas	0,8%	1,4%	0,7%	0,84%

4. REFERENCIAS 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#>. Acceso: 10/05/2017.
- 2- *Web of Science, Thomson Reuters*. CRF Azevedo (*Research ID: E-8105-2011*). Informe de citasiones. https://apps.webofknowledge.com/CitationReport.do?product=WOS&search_mode=CitationReport&SID=3FD1ZemOV6lh3wo6cF&page=1&cr_pqid=6&viewType=summary&colName=WOS. Acceso: 10/05/2017.
- 3- Mendeley, Elsevier. Perfil de Cesar Roberto de Farias Azevedo. <https://www.mendeley.com/profiles/cesar-roberto-de-faria-azevedo/>. Acceso: 10/05/2017.
- 4- *Scopus, Elsevier*. Documentos publicados no periódico *Engineering Failure Analysis*. Analisis de citasiones. <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&sd=cl&cluster=scocxactsrctitl e%2c%22Engineering+Failure+Analysis%22%2ct&sl=38&s=SRCTITLE%28engineering+failu re+analysis%29&origin=resultslist&zzone=leftSideBar&editSaveSearch=&txGid=CF15C4E3C1 C157C9024345C5869CE0FB.wsnAw8kcdt7IPYLO0V48gA%3a13>. Acceso: 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>. Acceso en: 10/05/2017.
- 6- *Scimago Journal & Country Rank*. Banco de datos: *Scopus, Journal of Failure Analysis and Prevention*. <http://www.scimagojr.com/journalsearch.php?q=12327&tip=sid&clean=0>. Acceso: 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, recibida en 10/07/2016.
- 8- InCities, *Web of Science, Thomson Reuters*. Engineering Failure analysis. <https://jcr-incites-thomsonreuters.cz67.periodicos.capes.gov.br/JCRJournalProfileAction.action?pg=JRNLPROF &journalImpactFactor=1.358&year=2015&journalTitle=ENGINEERING%20FAILURE%20A NALYSIS&edition=SCIE&journal=ENG%20FAIL%20ANAL>. Acceso: 10/05/2017.
- 9- Qualis-Periódicos, Plataforma Sucupira. Periódico Engineering Failure Analysis. <https://sucupira.capes.gov.br/sucupira/public/consultas/coleta/veiculoPublicacaoQualis/listaCon sultaGeralPeriodicos.jsf>. Acceso: 10/05/2017.
- 10- *Scimago Journal & Country Rank*. Banco de dados: *Scopus, Polimeros*. <http://www.scimagojr.com/journalsearch.php?q=5000156907&tip=sid&clean=0>. Acceso: 10/05/2017.
- 11- CiteScoreRank, Scopus. Source Details. Engineering Failure Analysis. <https://www.scopus.com/sourceid/20593?origin=resultslist#tabs=1>. Acceso: 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/>. Acceso: 10/05/2017.
- 18- Castro, A.P. Prefácio. In: *Metalografia e Análise de Falhas, Casos Seleccionados (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 Seleccionados (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 nodding 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. *Eletrochimica Acta*, v. 41, p.1933-1946, 1996
- 26- Patton, G.; Rinaldi, C.; Brechet, Y.; Lomand, G.; Fougeres, 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 at% alloy. *Scripta Materialia*, v. 41, p. 1031-1038, 1999.
- 30- Lebensohn, R.; Sofas, D.; Cancova, 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, 1990.
- 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/escs.nl/Handbooks/ECSS-E-HB-32-20_Part5A.pdf. Acesso: 12 de mayo 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: 13 de mayo 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://vejia.abril.com.br/economia/fokker-100-fara-seu-ultimo-voo-comercial-no-brasil-nesta-terca/>. Acesso: 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: 10/05/2017.
- 51- Fokker 100, current operators. https://en.wikipedia.org/wiki/Fokker_100#Current_operators. Acesso 10/05/2017.
- 52- Azevedo, C.R.F.; Sinátorá, 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. 267-278, 1999.
- 55- Classification chimique des mineraux, <http://www.chez.com/pgosse/gem/chim.htm>. Acesso 10/05/2017.
- 56- Engineering fundamentals, Hardness conversion (Vickers versus Mohs). http://www.efunda.com/units/hardness/convert_hardness.cfm. Acesso 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.; Sinátorá, 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. Acesso: 15 de mayo 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-tcep>. Acesso: 15 de mayo 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: 15 de mayo de 2017.
- 64- Oliveira, A. Caso dos 'trens-fantasma' da gestão Alckmin vai à Justiça. O que ocorre agora? *El País*, 12 de julio de 2016.

- http://brasil.elpais.com/brasil/2016/07/12/politica/1468337035_778205.html. Acesso: 16 de mayo de 2017.
- 65- Oliveira, A. Os trens fantasmas do metro. El País. 29 de marzo de 2016. http://brasil.elpais.com/brasil/2016/03/02/politica/1456956313_726844.html. Acesso: 17 de mayo de 2017.
- 66- Rossi, M. Metrô de SP tem menor oferta de linhas entre principais metrópoles do mundo. El País. 1 de marzo de 2016. http://brasil.elpais.com/brasil/2016/02/24/politica/1456347938_610133.html. Acesso: 17 de mayo de 2017.
- 67- Wikipedia. List of metro systems. https://en.wikipedia.org/wiki/List_of_metro_systems. Acesso: 17 de mayo 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: Stahlisen-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.; Gonzales, 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 junio 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 septiembre 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 Fundação, Divisão de Metalurgia, Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo. 32 p., 22 de septiembre 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.; Pitman, 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: 18 de mayo de 2017.
- 81- Agência Nacional dos Transportadores Ferroviários. Informações gerais. <http://www.antf.org.br/informacoes-gerais/>. Acesso: 18 de mayo 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 marzo de 2016. <http://pesquisa.in.gov.br/imprensa/jsp/visualiza/index.jsp?jornal=3&pagina=126&data=01/03/2016>. Acesso: 19 de mayo 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 α -titanium. *Metallurgical Transactions*, v. 11A, p. 1007-1017, 1980.
- 87- Haicheng, G.; Hui Fang, 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.; Kusukawa, 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.; Nossow, 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*. 8th 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*. 9th. 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 8th 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 β -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 β -type titanium alloy with ultralow elastic modulus and high strength. *Nature, Scientific Reports*, v. 5, article nº 14688, 2015. doi: 10.1038/srep14688.
- 103- Izique, 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/. Acesso: 23 de mayo 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. Saíndo 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: 20 de mayo 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 of 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 of 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 29 de mayo 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: 23 de mayo 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: 23 de mayo 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 13 de mayo de 2017.
- 134- Reblas - Rede Brasileira de Laboratórios Analíticas em Saúde. <http://portal.anvisa.gov.br/rede-brasil-eira-de-laboratorios-analiticos-em-saude-reblas>. Acesso: 23 de mayo 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. Acesso: 23 de mayo 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: 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: 23 de mayo de 2017.
- 138- Notícias IPT. http://www.ipt.br/noticias_interna.php?id_noticia=111. Acesso: 23 de mayo 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: 23 de mayo 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: 29 de mayo 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: 23 de mayo 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. Keida, 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 (COLAQB), 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: 30 de mayo de 2017.
- 186- Cioto, R. Centro Tecnológico de Fixação. Comunicação pessoal em 06/06/2017. <https://laboratorioctf.wixsite.com/home/rubens-cioto>. Acesso: 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. Acesso: 06 de junho de 2017.
- 189- Agência Nacional de Energia Elétrica. <http://www.aneel.gov.br/>. Acesso: 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: 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.; Hills, D.A. Recent developments in the understanding of fretting fatigue. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 73, p. 207–22, 2006.
- 204- Lalonde, S.; Guibault, 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.; Guibault, 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.; Martinez, 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 Sinótoro 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-Amezcuca, 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-Rosette, 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.; García-Illescas, R.; Aguirre-Romano, J.; Perez-Rodríguez, 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.; Sommiisch, 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 18th, 2013. <http://www.ccej-online.com/alert-steam-can-flow-backwards-and-erode-trailing-edges-of-last-stage-turbine-blades/>. Acesso: 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 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.; Lucion, 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. Acesso: 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: 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 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: 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: 01 de junho de 2017.
- 242- El Paso continua a investir no Brasil. *GasNet*. <http://www.gasnet.com.br/conteudo/528>. Acesso: 01 de junho de 2017.
- 243- El Paso makes planned investment in Brazil. *Gas & Oil*. November, 13th, 2002. http://www.gasandoil.com/news/ms_america/9ebe03feab3a1c4fdb3d7492a195ba5. Acesso: 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_. Acesso: 02 de junho de 2017.
- 245- Termo Norte-II CCGT Power Plant Brazil. *Global Energy Observatory*. <http://globalenergyobservatory.org/geoid/43327>. Acesso: 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.egu.gov.br/relatorios-antigos/ra190232>. Acesso: 02 de junho de 2017.
- 247- IRB-Brasil Resseguros S/A. <https://www.irbrasilre.com/PT-BR/Paginas/default.aspx>. Acesso: 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 H₂S service. 6 p., 1999. http://www.eptq.com/view_article.aspx?intAID=57. Acesso: 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: 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, 9th 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: 03 de junho de 2017.
- 254- Esteves, F. C. Alguns resultados sobre a corrosão pelo H₂S: 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 H₂S na corrosão pelo CO₂: 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, 10th 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 SOHC 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 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 SOHC 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: 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. Acesso: 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 H₂S 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.; Hallen, J.M.; Baudin, T.; 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.; Béres, 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: 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: janeiro de 2018.
- 282- INQUÉRITO CIVIL N. 14.0701.0000104/2015-7 http://www.mpf.mp.br/sp/sala-de-imprensa/docs/acep_vazamentooleo.pdf. Acesso 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: 18 de junho de 2017.
- 285- CRF Azevedo, Google acadêmico. <https://scholar.google.com.br/citations?user=tz4LP18FS6YC&hl=pt-BR>. Acesso: 18 de junho de 2017.
- 286- Cesar Roberto de Farias Azevedo, Researchgate. https://www.researchgate.net/profile/Cesar_Azevedo. Acesso: 18 de junho de 2017.

5. SOBRE EL AUTOR



Nacido en la ciudad de São Paulo, el 03/04/1964, realizó sus estudios de primaria y secundaria en la red pública: “Escola Estadual de Primeiro Grau” Prof. Brasílio Machado (Vila Madalena, São Paulo, SP, 1970-78) y “Escola Estadual de segundo Grau” Prof. Manuel Ciriádão Buarque (Lapa, São Paulo, SP, 1979-81). Posee pregrado (1982-1986) y maestría (Efecto del tamaño de grano austenítico en la reacción bainítica en hierro fundido nodular, 1989-91) en ingeniería Metalúrgica por la Escuela Politécnica de la Universidad de São Paulo. Obtuvo los títulos de especialista en *Metal Casting Technology* por la *Government Industrial Research Institute Nagoya* y *Japan International Cooperation Agency* (Japón, 1990-91), Doctor por el *Imperial College* (Diagrama de fases en aleaciones del sistema Ti-Al-Si conteniendo intermetálicos, Londres, 1991-96) y *livre docência* por la Escuela Politécnica de la Universidad de São Paulo (Materiales metálicos, 2018).

Trabajó como educador de adultos analfabetos (1983-85) durante su pregrado para la Alcaldía Municipal de São Paulo en el mandato de Mario Covas y como pasante y, posteriormente, investigador para el *Instituto de Pesquisas Tecnológicas do estado de São Paulo*, IPT (1987 a 2006) donde actuó en el refinamiento de aceros inoxidables (proceso AOD), en la fundición de metales, en el tratamiento térmico de hierros fundidos y en el análisis de falla de componentes metálicos. Dirigió el Laboratorio de Metalografía y Análisis de Fallas del IPT por una década (1996-2006), hasta que se mudó para el Departamento de Ingeniería Metalúrgica y de Materiales de La Escuela Politécnica de la Universidad de São Paulo (EPUSP). Actualmente es profesor Asociado de la EPUSP, donde coordina las disciplinas de Transformación de Fases; Metalurgia Física y Selección de Materiales. Becario de productividad en investigación de CNPq nivel 2. Fue visitante académico en el *Imperial College* (materiales nucleares, Londres 2010) y científico visitante de la DAAD en *Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung* (Tribología, Berlín, 2012). Actualmente como editor asociado de la revista *Engineering Failure Analysis* (Elsevier, UK) desde 2012; y como miembro del comité técnico de la *International Conference on Engineering Failure Analysis* (Elsevier, UK) desde 2006. Fue coordinador (*Conference chairman*) de la *6th International Conference on Engineering Failure Analysis* (Lisboa, 2014) y *Keynote speaker* da *8th International Conference on Engineering Failure Analysis* (Budapest, 2018). Es autor de más de 50 artículos en revistas indexadas y de dos libros (*Metalografía e Análise de Falhas: casos selecionados 1933 – 2003* y *Casos Selecionados de Análise de Falhas*). Sus principales líneas de interés son: relación entre propiedades, microestructura y desempeño de componentes metálicos, con foco en tribología, optimización microestructural y análisis de fallas.