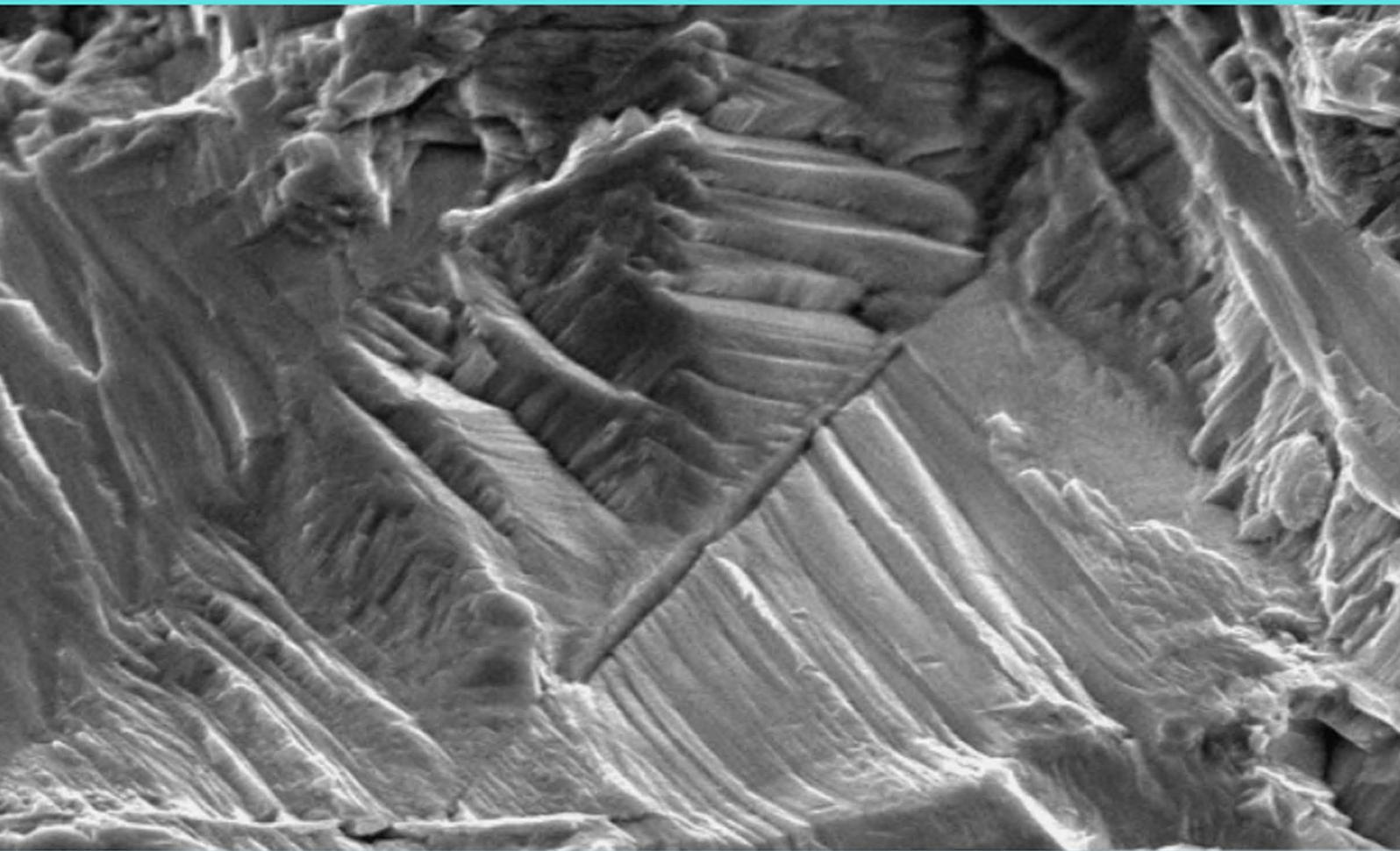


Cesar Roberto de Farias Azevedo

Tibério Cescon

Metalografía y Análisis de Fallas

Casos Seleccionados (1933-2003)



Traductores

Elmer Antonio Mamani Calcina

Edgar Apaza Huallpa

Giancarlo Franko Sanchez Chavez

ipt

EPUSP

2019

Cesar Roberto de Farias Azevedo

Tibério Cescon

**Metalografía y Análisis de Fallas:
Casos Seleccionados (1933-2003)**

Traductores

Elmer Antonio Mamani Calcina

Edgar Apaza Huallpa

Giancarlo Franko Sanchez Chavez

DOI: 10.11606/9788553380060

1ª edición

São Paulo

EPUSP

IPT

2019

"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

Cubierta: Fractura por fatiga de implantes de titanio puro. C.R.F. Azevedo y A.P. Santos. *Environmental effects during fatigue testing: Fractographic observation of commercially pure titanium plate for cranio-facial fixation. Engineering Failure Analysis. Vol. 10 (4) 431-442, 2003.*

La autorización para publicación electrónica del libro en acceso abierto y gratis en el Portal del Sistema Integrado de Bibliotecas de la Universidad de São Paulo (SIBI-USP) fue concedida por el Instituto de Investigaciones Tecnológicas del Estado de São Paulo S.A. (IPT) y por la esposa del Profesor Tiberio Cescon, Sra. Maria Silvia Fairbanks Cescon.

Azevedo, Cesar Roberto de Farias
Metalografía y análisis de fallas: casos seleccionados (1933-2003) [recurso eletrônico] / C.R.F. Azevedo; T.Cescon : Trad. E.A.M. Calcina; E.A. Huallpa; G.F.S. Chavez. – São Paulo : IPT/EPUSP, 2019
411 p.

ISBN 978-85-5338-006-0 (e-book)
DOI 10.11606/9788553380060

1.Componentes metálicos 2.Análise de falhas
3.Metalografia e fractografia 4.Fraturas 5.Mecanismos de falha 6.História da tecnologia no Brasil I. Cescon, T. II. Mamani Calcina, E.A. III. Apaza Huallpa, E. IV. Sanchez Chavez, G.F. V. t.

CDU 620.19

Universidade de São Paulo

Prof. Dr. Vahan Agopyan

Reitor

Escola Politécnica

Profa. Dra. Liedi Legi Bariani Bernucci

Diretora

Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Prof. Dr. Fernando José Gomes Landgraf

Chefe de Departamento



Governo do Estado de São Paulo

Márcio Luiz França Gomes

Governador

**Secretaria de Desenvolvimento Econômico, Ciência,
Tecnologia e Inovação**

Vinícius de Almeida Camarinha

Secretário

Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo

Profa. Dra. Zehbour Panossian

Diretora-presidente



"Failure is the opportunity to begin again more intelligently."

HENRY FORD

Contenido

Prefacio a la edición en español

Prefacio a la edición en portugués

Introducción, 15

Investigadores responsables de los documentos técnicos utilizados en esta publicación, 21

- 1 El problema de la calidad de los rieles, 25
- 2 Rotura por fatiga de los ejes de tender y vagones del ferrocarril, 29
- 3 Análisis de falla en un cuchillo de bronce, 39
- 4 Análisis de fallas en muelles para trucks de tranvia, 45
- 5 Examen microestructural de pines de balancín, 51
- 6 Análisis microestructural de rodillos de tractor, 57
- 7 Análisis microestructural de navajas, 61
- 8 Análisis de falla de rieles, 71
- 9 Examen de grietas en soporte de tren de aterrizaje, 75
- 10 Análisis de falla en un depósito de vapor, 83
- 11 Examen de instrumentos quirúrgicos, 93
- 12 Examen del tambor de un revólver, 101
- 13 Análisis de falla de un compresor de aire, 105
- 14 Examen del eje fracturado de ómnibus, 109
- 15 Examen de las grietas en cubo del ventilador de torre de refrigeración, 113
- 16 Análisis de falla en fuelles de acero inoxidable, 119

- 17 Análisis de falla en pernos de fijación en ruedas de vehículos, 127
 - 18 Examen de la grieta en el jalador del cierre, 135
 - 19 Análisis de falla en caja-soporte de luminaria, 139
 - 20 Análisis de falla en eje de turbo generador, 149
 - 21 Análisis de falla en resorte galvanizado, 155
 - 22 Análisis de falla en espejo del intercambiador de calor, 161
 - 23 Determinación de las causas de falla durante la fabricación de largueros, 175
 - 24 Análisis de falla de la primera rueda de una turbina a vapor, 185
 - 25 Análisis de falla en componentes de grúa, 201
 - 26 Análisis de falla en la base de silla giratoria, 211
 - 27 Examen preliminar de un puente colgante, 215
 - 28 Análisis de fallas en el cubo de rueda de tren de aterrizaje, 229
 - 29 Investigación sobre la fragilización de hierro fundido maleable ferrítico, 235
 - 30 Análisis de falla en componentes de acero maraging 350, 241
 - 31 Análisis de falla en paletas de un compresor de aire, 253
 - 32 Análisis de falla en un tubo supercalentador de una caldera, 261
 - 33 Análisis de falla en el gancho de un equipo de elevación, 267
 - 34 Análisis de falla en un eje de navío oceanográfico, 275
 - 35 Análisis de falla en el marco de aluminio de una bicicleta, 283
 - 36 Análisis de falla en una rueda de automóvil, 291
 - 37 Análisis de falla en tren de aterrizaje, 301
 - 38 Análisis de falla de un cable conductor de aluminio, 321
 - 39 Análisis de falla en implantes quirúrgicos en Brasil, 345
 - 40 Observación fractográfico de un implante de titanio, 365
 - 41 Análisis de falla en cartuchos sinterizados de níquel puro, 383
- Índice, 407

Prefacio a la edición en español

La idea de traducir este libro, publicado originalmente en portugués, surgió de una conversación entre Prof. Cesar Azevedo y Dr. Luiz Otegui, miembros del comité editorial de la revista *Engineering Failure Analysis*, en una conferencia internacional de ingeniería de análisis de fallas. El Departamento de Ingeniería Metalúrgica y de Materiales de la Escuela Politécnica de la Universidad de São Paulo (EPUSP), por suerte, posee en su programa de postgrado innumerables estudiantes brillantes de Colombia y del Perú, en este contexto, tuve la grata oportunidad de orientar el trabajo de maestría del Profesor. E.A. Mamani-Calcina, conocer de cerca el trabajo de doctorado del Profesor E. Apaza-Huallpa, y también ser jurado del trabajo de maestría del Profesor G. F. Sanchez-Chavez, todos ellos de la Universidad Nacional de San Agustín, Arequipa, Perú. Fue de esta convivencia que se consolidó el exhaustivo trabajo de traducción y publicación del libro *Metalografía y Análisis de Fallas: Casos Seleccionados (1933-2003)* en español.

La publicación resalta las contribuciones técnicas prestada por el centenario Instituto de Investigaciones Tecnológicas del Estado de São Paulo (IPT), o, más precisamente, por su distinguido Laboratorio de Metalografía y Análisis de Fallas, entre 1933 y 2003. El conjunto de los casos de análisis de fallas proporciona un aporte para una visión crítica e histórica del modo de organización de las actividades comerciales y tecnológicas de algunos sectores productivos del país. La edición electrónica en español tiene como objetivo la amplia divulgación, abierta y gratuita, del libro que fue publicado en el 2004 por el IPT y, al mismo tiempo, homenajear la memoria del querido y espirituoso Prof. Tiberio Cescon. Una de sus paradojas más contundentes, llamado por el Prof. Ivan Falleiros (EPUSP) como el "Principio Hiperbólico de la Microscopia" donde irónicamente afirmaba que:

"El producto entre el conocimiento y el aumento del examen microscópico es una constante".

Tiberio se graduó en Ingeniería de Minas y Metalurgia por la Escuela Politécnica en 1959 e inició su carrera como investigador del IPT en 1974, donde encabezó por décadas el renombrado Laboratorio de Metalografía y Análisis de Fallas y ejerció el cargo de Director Técnico entre 1989 y 1994. Sus actividades didácticas como Profesor del Departamento de Ingeniería Metalúrgica y de Materiales de la Escuela Politécnica comenzaron en 1988, donde él enseñó las materias de Metalografía, Selección de Materiales y Metalurgia Física, siendo responsable por la formación de cientos de alumnos con enfocados en actividades de laboratorio como medio de consolidación del conocimiento teórico.

Tiberio, junto con el Prof. Hubertus Colpaert (IPT-EPUSP), Prof. Alberto Albuquerque Arantes (IPT-EPUSP), Prof. Renato Rocha Vieira (IPT-EPUSP) e Prof. Paulo Sérgio Carvalho Pereira da Silva (IPT-EPUSP), consolidó el área de análisis de fallas del IPT y en Brasil a través de inversiones en infraestructura de laboratorio y en la sólida formación de innumerables técnicos e investigadores. Tiberio falleció el 29 de septiembre de 2009, a los 73 años, dejando dos hijos, Marcelo y Fabíola, y su esposa, la Sra. Maria Silvia Fairbanks Cescon, que, conjuntamente con el IPT, apoyó la publicación electrónica del libro en acceso abierto al Portal del Sistema Integrado de Bibliotecas de la Universidad de São Paulo.

Sra. Maria Silvia Fairbanks Cescon
Cesar Roberto de Farias Azevedo (EPUSP)
Diciembre del 2018

Prefacio a la edición en portugués

En el presente trabajo, los editores lograron seleccionar 41 casos que representan muy bien el universo de más de 1.500 análisis de fallas del gran archivo del Laboratorio de Metalografía y Análisis de Fallas del Instituto de Investigaciones Tecnológicas del Estado de São Paulo - IPT. Además, los casos escogidos reflejan bien dos series de evoluciones distintas que marcaron el Laboratorio de Metalografía: una, la evolución de la naturaleza de las solicitudes que la industria y la ingeniería iban presentando a lo largo del tiempo; y otra, la del equipo con que el Laboratorio se fue implementando para poder bien atender aquellas solicitudes.

Inicialmente, las solicitudes estaban relacionadas a fallas ocurridas en materiales importados, como rieles y ejes ferroviarios. Algunos casos interesantes ocurridos durante la Segunda Guerra Mundial fueron de fallas en materiales de procedencia americana adquiridos por la industria brasileña, en sustitución de los materiales tradicionalmente importados de Europa. En estos casos, los proveedores estadounidenses no prestaron atención a ciertas sutilezas de las especificaciones originales europeas, lo que causó fallos, algunos de ellos de gran intensidad.

Con el crecimiento de la industria local, para el abastecimiento de nuestro propio mercado, las causas más comunes de fallas se debían a la mala selección de los materiales y de los métodos de producción, la mayoría de las veces copias o adaptaciones de productos anteriormente importados. Además, con el paso de los años se nota que las solicitudes al Laboratorio evolucionaron desde casos simples con el n° 8- "Análisis de falla en rieles", hasta problemas muy complejos, como el de n ° 30 -"Análisis de falla en componentes de acero martensítico 350 "-, en realidad, se trataba de una contribución al desarrollo en el país de una tecnología de punta en un área

crítica, de las que los países avanzados guardan con siete llaves. El caso n° 39 - "Análisis de fallas en implantes quirúrgicos en Brasil", en que se aborda en profundidad problema de interés de la salud pública y se indican los puntos en que se hace necesaria la aportación de entidades técnicas y la intervención de organismos gubernamentales, para elevar el nivel de los materiales y procedimientos empleados.

En este trabajo queda en evidencia la gran evolución en el instrumental del Laboratorio, en la primera mitad de la década de 1970. Hasta entonces, como muestra el histórico del Laboratorio hecho por uno de los editores en el último capítulo, los progresos en equipos habían sido escasos y relativamente pequeños.

Los dos editores del trabajo en cuestión son legítimos representantes de dos generaciones de investigadores del IPT. No sé cuál es el criterio más recomendado para definir generaciones de técnicos, pero una manera expedita es la de considerar sus instrumentos usuales. Tiberio Cescon, promoción 1959 de la Escuela Politécnica de la Universidad de São Paulo, aún usó durante el curso, la regla de cálculo, de forma saludable, más tarde ayudando en la implementación de las calculadoras electrónicas y computadoras. Ya Cesar Azevedo, promoción 1986 de la Escuela Politécnica, sólo debe haber conocido la regla de cálculo por historias. Es interesante comparar la carrera de ambos, después de la graduación como ingenieros.

Prof. Tiberio Cescon, al graduarse, se sumergió en el torbellino de la industria automovilística que entonces se instalaba frenéticamente en el país, para sólo volver al laboratorio de investigaciones quince años después y hacer una sólida carrera académica al lado de un intenso y continuado trabajo en el Laboratorio.

Dr. Cesar Azevedo, una vez graduado, pasó a trabajar como investigador del IPT con el desarrollo de una brillante carrera académica. Hoy, se dedica intensamente al apoyo a la industria, en el Laboratorio de Metalografía y Análisis de fallos del IPT, sin descuidar su fértil actividad académica.

Finalmente, este trabajo debe servir de estímulo a trabajos semejantes de otros laboratorios del IPT. Es posible que trabajos de ese género sean en parte inhibidos por las cláusulas de confidencialidad aplicables a los trabajos del Instituto solicitados por clientes; sin embargo, conviene recordar una antigua directriz del IPT que establece lo siguiente: "Se considera propiedad del IPT el conocimiento acumulado por la realización de innumerables trabajos de mismo contenido, pudiendo el Instituto de él

disponer a su conveniencia, cuidando para que este uso no perjudique al uso interés de terceros”.

Prof. Alberto Arantes, investigador hoy jubilado, que fue el brazo derecho del recordado Hubertus Colpaert, fundador del Laboratorio de Metalografía y Análisis de Fallas, y que luego creó la División de Ingeniería Mecánica del IPT, solía decir que el Laboratorio de Metalografía era "un Hospital de Clínicas de la industria metalúrgica". En realidad, el IPT tiene un conjunto de "Hospitales de Clínicas" de varios sectores industriales. Y cada uno de estos "Hospitales" podría dar lugar a un trabajo tan útil como el presente.

Alberto Pereira de Castro

PRESIDENTE

INSTITUTO DE INVESTIGACIONES TECNOLÓGICAS DEL ESTADO DE SÃO PAULO

2004

Introducción

La presente publicación objetiva rescata parte de la contribución técnica prestada por el IPT, y, más precisamente, por el Laboratorio de Metalografía y Análisis de fallas (LMAF), entre 1933 y 2003, en la investigación de componentes metálicos que fallaron en servicio. Generalmente, las fallas ocasionan pérdidas financieras muy superiores al costo unitario del componente fracturado, además de, en algunos casos, poner en riesgo vidas humanas. En este contexto, se estima que, sólo en 1982, la fractura prematura de componentes causó a Estados Unidos pérdidas de aproximadamente el 4% del PIB, equivalente a 120 mil millones de dólares. Entre los factores que pueden contribuir a la falla prematura de un componente metálico, se puede listar: utilización de materiales inadecuados; presencia de defectos de fabricación; fallas de diseño; y errores de montaje, manutención o uso. En la mayoría de los casos, es posible identificar a los agentes responsables de la falla, previniendo, de esta forma, futuras quiebras. El análisis de fallos, por lo tanto, permite el perfeccionamiento de los niveles de exigencia y de seguridad de los componentes de ingeniería. El conjunto de casos de análisis de fallas también proporciona subsidios para una visión más detallada del modo de organización de las actividades científicas y tecnológicas de un determinado sector productivo, pudiendo además contribuir a la solución de problemas de la industria que involucren aspectos comerciales y jurídicos.

Para esta publicación, se seleccionaron 41 casos de metalografía y análisis de fallas, de un total de más de 1.500 documentos elaborados por técnicos del IPT y sus archivos. Se espera, de este modo, que la memoria de todos los investigadores y metalógrafos que pasaron por el Laboratorio de Metalografía sea preservada por esta publicación. Los editores agradecen la inestimable contribución del investigador y colega José Belotti Neto durante el trabajo de investigación de archivo.

El conjunto de trabajos fue escogido y editado con el objetivo de ofrecer algunos problemas históricos enfrentados por la ingeniería nacional a lo largo de estos 70 años, ilustrar la evolución de las técnicas experimentales, evidenciar la importancia del dominio tecnológico para la solución de los problemas de la industria nacional y demostrar cómo las inversiones gubernamentales en el área de infraestructuras en I & D son esenciales en el fortalecimiento de la producción industrial. El empleo de la microscopía para el estudio de los metales se consolidó sólo en la segunda mitad del siglo XIX, en la ciudad de Sheffield, Inglaterra, dando un paso decisivo para el desarrollo de la Metalurgia. Se ha aclarado que los metales están compuestos por agregados de innumerables cristales o granos, de una o más fases cristalinas, dispuestos más o menos aleatoriamente unos contra otros, para llenar los espacios vacíos entre ellos. A este arreglo de granos se le dio el nombre de microestructura.

La caracterización microestructural de metales (metalografía) fue introducida en Brasil en 1907 por el Prof. Hippolyto Gustavo Pujol Jr., entonces director de la oficina de Resistencia de Materiales de la Escuela Politécnica de São Paulo, que allí instala un laboratorio de metalografía con microscopio óptico tras un viaje de estudios al exterior. Datan de esa época los primeros trabajos de caracterización metalográfica realizados para la industria brasileña, firmados por la oficina de Resistencia de Materiales de la Escuela Politécnica. Al regresar a Brasil, el Prof. Pujol realizó el siguiente relato sobre la metalografía:

"Un curioso método de ensayo que se estaba propagando y que consistía en el examen microscópico de metales previamente pulidos y atacados por ciertos reactivos. Era la metalografía microscópica que comenzaba a divulgarse en Francia y Alemania, en artículos escasos por las revistas científicas, que ya habían atraído la atención del insigne innovador, que todo leía y anotaba (...). Una etapa de un mes en los laboratorios de Guillet y un curso de vacaciones de Le Chatellier, en la Sorbona, y me he vuelto a

aquí, trayendo toda la bibliografía que pude reunir sobre el asunto y un aparato completo, prescrito por el Prof. Martens y construida por la Casa Zeiss. Y, finalmente, ya en 1907, se instalaba la oficina de Resistencia, la sección de metalografía, tan bien aparte como la de Dion Bouton o Lichterfeld, introduciéndose la materia en nuestro programa de enseñanza regular. "

Con el desarrollo ocurrido en São Paulo tras la Primera Guerra Mundial, se hizo necesario que la oficina de Resistencia de Materiales pasara a responder a las nuevas exigencias técnicas aplicadas a los ferrocarriles, construcciones e industrias que surgían en la época. Un grupo liderado por Francisco de Paula Ramos de Azevedo resolvió dotar a São Paulo de un Instituto de Tecnología especializado. En 1926, el Ing. Ary Federico Torres, tras la etapa en el Laboratorio de Ensayos de Zúrich, asume la jefatura de la oficina de Resistencia de Materiales y presenta al Gobierno del Estado de São Paulo un proyecto completo de remodelación del Gabinete, alterando su naturaleza y su designación, que pasa a llamarse Laboratorio de Ensayos de Materiales (segundo decreto n° 4167 de enero de 1927). El nuevo Laboratorio recibió importantes contribuciones de empresas como São Paulo Light & Power, Cia. Paulista de Ferrocarriles, Cia. Mogiana de Ferrocarriles y Ferrocarril Sorocabana, lo que permitió modernizar y ampliar sus instalaciones, además de iniciar su biblioteca especializada. El Laboratorio de Ensayos de Materiales actuó intensamente en 1932 durante la Revolución Constitucionalista, en apoyo a la producción de material bélico para las fuerzas del Estado de São Paulo. La Universidad de São Paulo fue creada en 1934 por el decreto estadual n° 6283, de 25 de enero, por decisión del gobernador de São Paulo, Armando de Salles Oliveira, teniendo como mentor intelectual Júlio de Mesquita hijo, entonces director del diario O Estado de São Paulo. El 3 de abril de 1934, el gobernador transformó, a través del decreto n° 6375, el Laboratorio de Ensayos de Materiales de la Escuela Politécnica de la USP en el Instituto de Investigaciones Tecnológicas (financiera y administrativamente autónomo). El Instituto pasó a ser gestionado por un consejo nombrado por el gobierno, compuesto de ocho miembros. El Instituto heredaba de su predecesor un conjunto de laboratorios, entre ellos el Laboratorio de Ensayos Mecánicos de Metales y el Laboratorio de Metalografía Microscópica. El Ing. Civil Hubertus Colpaert encabezó el Laboratorio de Metalografía Microscópica del IPT entre 1934 y 1957 y, en julio de 1951, publicó el Boletín Técnico

n° 40, titulado *Metalografía de Productos Metalúrgicos* y que se convirtió en el primer Atlas Metalográfico publicado en Brasil. En reconocimiento por los relevantes servicios prestados a la Metalurgia, la Asociación Brasileña de Metales (ABM) confería al Ing. Colpaert su distinción máxima: la medalla de oro. Después de su muerte, en 1957, fue creado el "Premio Hubertus Colpaert", conferido al mejor trabajo sobre metalurgia física presentado en los Congresos de la ABM. Los años de guerra y posguerra testimoniaron una expansión de las actividades de apoyo tecnológico del IPT a programas del gobierno y al desarrollo de la ingeniería y la industria nacionales. El desarrollo de la tecnología industrial fue apalancado por cuatro grupos de entidades: las fuerzas armadas; las empresas estatales de infraestructura (Petrobrás, Eletrobrás y Cia. Siderúrgica Nacional); los sectores dinámicos de la industria manufacturera (piezas y componentes mecánicos); y las empresas filiales de multinacionales (sector automotriz).

Entre 1945 y 1960, hubo el cambio gradual del IPT de sus antiguas instalaciones en la Plaza Cel. Fernando Prestes, en el Buen Retiro, para el campus de la USP en la Ciudad Universitaria. En 1949, entraba en operación la Fabrica de Metalurgia del IPT, que incluía los sustratos de fundición, transformación mecánica, tratamiento térmico, metalurgia del polvo, ensayos mecánicos y metalografía. En 1962, se instituyó en São Paulo la Fundación de Amparo a la Investigación del Estado de São Paulo - FAPESP, que se convirtió en un socio estratégico para el Instituto. En la década de 1970, durante el milagro brasileiro, se fue formando la infraestructura tecnológica del país, posibilitando una mayor interacción con el sector industrial. El Laboratorio de Metalografía del IPT pasa a contar a partir de entonces con equipos de caracterización microestructural de última generación, como el microscopio electrónico de barrido equipado con EDS y WDS, el difractor de rayos X y la microsonda Auger.

En 1975, el Gobierno del Estado de São Paulo creó la Secretaría de Estado de Ciencia, Tecnología y Cultura. En el mismo año, la Asamblea Legislativa del Estado de São Paulo aprobó una ley autorizando al Ejecutivo a transformar el estatuto legal del IPT de autarquía para empresa pública, lo que fue efectuado en 1976, durante el gobierno de Paulo Egydio Martins. La década de 1980 fue marcada por la crisis económica y el cambio de régimen político en el país. Esta década fue denominada década perdida para el desarrollo científico y tecnológico de Brasil. Muchos trabajos

de prestación de servicios se desarrollaron para la simple sustitución de importaciones (ingeniería inversa).

La década de 1990 marcó los procesos de globalización de la economía, privatización de algunos sectores productivos y los sucesivos recortes de la dotación presupuestaria del Instituto, que prioriza cada vez más la atención de la demanda del medio externo, buscando así una mayor autonomía administrativa financiera. La proximidad de una nueva crisis energética y la introducción del uso de gas natural a gran escala en el país, con la posible instalación de plantas termoeléctricas para generación de energía, promovieron la realización de un proyecto conjunto entre el IPT y la JICA (Japan Internacional Cooperation Agency) sobre superaleaciones de níquel. Este proyecto y las seguidas inversiones de la FAPESP en infraestructura y modernización de laboratorio recuperaron la capacitación de laboratorio del LMAF.

El inicio de este nuevo siglo impone al IPT nuevos desafíos en cuanto a su organización estatutaria, autonomía financiera, actuación estratégica e inserción social. En este sentido, el Instituto ya vivió tres importantes transformaciones a lo largo de su historia: la transición de Oficina de Resistencia de Materiales para Laboratorio de Ensayos de Materiales (1927); su transformación hacia el Instituto con autonomía financiera y administrativa (1934); y finalmente su cambio de autarquía para empresa pública (1976). En el caso de los sectores productivos y de la sociedad, corresponde una vez más al Instituto, teniendo en cuenta las necesidades y expectativas del Estado, de los sectores productivos y de la sociedad, de hacer su papel estratégico, buscando una efectiva y creciente participación en el desarrollo tecnológico, capaz de promover el crecimiento económico y social del país, Estado de São Paulo y del país.

Cesar R. F. Azevedo
Tibério Cescon

BIBLIOGRAFIA

BROOKS, C. R.; CHOUDHURY, A. Metallurgical failure analysis. New York: McGraw-Hill, 1993. CASTRO, A. P. de et al. IPT: 100 anos de tecnologia. São Paulo: IPT, 1999. COTTRELL, A. H. Introdução à metalurgia. 2. ed. Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian, 1976. PADILHA, F. Zur metallographie in Brasilien. Practische Metallographie, v. 28, p. 93-197, 1991. SANTOS, M. C. L. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, p. 303-355, 1985.

SANTOS, T. D. S.; WOLLYNEC, S.; MARIOTTO, C. L. Uma síntese da contribuição da Escola Politécnica e do IPT para o desenvolvimento da metalurgia. In: Contribuições para a história da engenharia no Brasil. EPUSP, 1994.

SCOTT, D. A. Metallography and microstructure of ancient and historic metals. California: The Getty Conservation Institute, 1991.

SMITH, C. S. A history of metallography. Cambridge: MIT Press, 1988.

Investigadores responsables por los documentos técnicos utilizados en esta publicación

Alberto Albuquerque Arantes

Ingeniero de minas y metalurgia de la Escuela Politécnica da Universidad de São Paulo. Maestría en metalurgia de la Universidad Carnegie Mellon, Pittsburgh, EUA. Jefe de la sección de metalografía del IPT entre 1957 e 1962. Fundador y Director da División de Ingeniería Mecánica del IPT entre 1962 y 1974. Director Técnico del IPT entre 1975 y 1979. Profesor de la Escuela Politécnica da Universidad de São Paulo entre 1954 y 1964.

Alberto Pereira de Castro

Ingeniero civil de la Escuela Politécnica de la Universidad de São Paulo. Inicio sus actividades de investigación en el IPT en 1936. Profesor de la Escuela Politécnica de la Universidad de São Paulo entre 1944 y 1952. Director Técnico da Fabrica Santa Olimpia entre 1944 y 1948. Superintendente y Director Técnico da Fundición de Acero de la Compañía Brasileña de Material Ferroviario entre 1948 y 1968. Director -Superintendente del IPT entre 1968 y 1985. Director Vice-Presidente del IPT entre 1995 y 1996. Presidente del IPT desde 1996.

Alcindo Márcio Ludovice

Ingeniero metalurgista de la Escuela de Ingeniería Mauá. Investigador del Laboratorio de Metalografía entre 1971 y 1977. Jefe del Laboratorio de Tratamiento Térmico del IPT entre 1977 y 1979. Profesor de la Facultad de Ingeniería Mauá entre 1971 y 1974 y de la Facultad de Ingeniería Industrial desde 1973. Jefe del Departamento de Metalurgia de la Facultad de Ingeniería Industrial entre 1996 y 1999.

Antônio Carlos Gomes

Ingeniero metalurgista de la Escuela Politécnica de la Universidad de São Paulo. Investigador del Laboratorio de Metalografía del IPT entre 1976 y 1984. Gerente de Calidad de Siemens desde 1986.

Ary Frederico Torres

Ingeniero civil de la Escuela Politécnica de la Universidad de São Paulo. Director de la oficina de Resistencia de Materiales y del Laboratorio de Ensayos de Materiales de la Escuela Politécnica. Fue el primer director del IPT entre 1934 y 1939. Miembro de la Academia Brasileira de Ciencias en 1934. Profesor de la Escuela Politécnica entre 1937 y 1942. Secretario de la Tráfico y Obras Públicas del Estado de São Paulo. Miembro de la Comisión Ejecutiva del Plan Siderúrgico Nacional. Director Vice-Presidente de la Compañía Siderúrgica Nacional en 1940. Director Vice-Presidente de la Fábrica de Aceros Paulista entre 1941 y 1942. Miembro del Consejo Fiscal de los Fondos Universitarios de Investigación entre 1944 y 1946. Director-Superintendente de la Compañía Brasileira de Material Ferroviario entre 1951 y 1952. Presidente de la primera directoria del Banco Nacional de Desarrollo Económico y Social - BNDES entre 1952 y 1953. Presidente da Asociación Brasileira de Metales en 1954. Fundador y Presidente de la Brassinter S/ A Industria y Comercio entre 1956 y 1973. Presidente de la Compañía Ferro y Acero de Vitória entre 1959 y 1961. Miembro del Consejo Consultivo de Sud América, Marítima, Terrestres y Accidentes entre 1960 y 1967.

Cesar Roberto de Farias Azevedo

Ingeniero y maestro en ingeniería metalúrgica de la Escuela Politécnica de la Universidad de São Paulo. Doctor en ciencia de los materiales del Imperial College of Science, Technology and Medicine, Universidad de Londres. Jefe del Laboratorio de Metalografía y Análisis de Fallas del IPT desde 1998. Miembro del comité editorial del periódico Engineering Faifure Analisis (ElsevierLtd.) desde 2003.

Cláudio Augusto Desideri

Ingeniero Metalurgista de la Escuela Politécnica de la Universidad de São Paulo. Doctor en metalurgia de la Universidad de Sheffield. Investigador del Laboratorio de Metalografía del IPT entre 1979 y 1986. Actualmente sócio-diretor de Maqbrit Comercio Industria de Máquinas Ltda.

Eduardo Hippert Jr.

Ingeniero de materiales de la Universidad Federal de São Carlos. Doctor en ingeniería naval de la Escuela Politécnica de la Universidad de São Paulo. Jefe del Laboratorio de Mecánica de Fractura e Integridad Estructural del IPT entre 1998 y 2003. Actualmente investigador de CENPES - Petrobrás.

Hamilton Lélis Ito

Ingeniero, maestro y doctor en Ingeniería metalúrgica de la Escuela Politécnica de la Universidad de São Paulo. Pós-doctorado de la Universidad de Tennessee. Jefe del Laboratorio de Metalografía del IPT entre 1989 y 1997. Jefe del Laboratorio de Mecánica de Fractura e Integridad Estructural del IPT entre 1999 y 2001. Profesor de la Facultad de Ingeniería Industrial entre 1977 y 1997. Actualmente investigador del Laboratorio Metalúrgico del Testing Institute of Alaska, EUA.

Hubertus Colpaert

Ingeniero civil de la Escuela Politécnica de la Universidad de São Paulo. Inicio sus actividades de investigación en el Laboratorio de Ensayos de Materiales en 1927. Jefe de la Sección de Metalografía del IPT entre 1937 y 1957. Profesor de la Escuela Politécnica de la Universidad de São Paulo entre 1930 y 1957.

José Belotti Neto

Químico de la Facultad de Filosofía, Ciencias y Letras Oswaldo Cruz (1981). Investigador del Laboratorio de Metalografía y Análisis de Fallas del IPT, donde actúa desde 1976.

José Eduardo Gonçalves Lamas

Ingeniero metalurgista de la Escuela Politécnica de la Universidad de São Paulo. Investigador del Laboratorio de Metalografía del IPT entre 1992 y 1996. Actualmente ingeniero de Embraer - Empresa Brasileira de Aeronáutica S.A.

Noriyuki Sugiyama

Ingeniero y maestro en metalurgia de la Escuela Politécnica de la Universidad de São Paulo. Investigador del Laboratorio de Metalografía del IPT entre 1964 y 1973. Profesor de la Facultad de Ingeniería Industrial desde 1966.

Octavio Gaspar Souza Ricardo

Ingeniero y doctor en ingeniería civil de la Escuela Politécnica de la Universidad de São Paulo. Inicio sus actividades de investigación en la Sección de Aeronáutica del IPT entre 1942 y 1944. Ingeniero aeronáutico del Imperial College of Science, Technology and Medicine, Universidad de Londres. Profesor del ITA- Instituto Tecnológico de Aeronáutica - entre 1950 y 1967. Profesor de la Escuela Politécnica de la Universidad de São Paulo entre 1962 y 1986. Profesor de la Escuela de Ingeniería Mauá entre 1964 y 1976. Consultor de la Embraer entre 1967 y 1975. Consultor de la División de Ingeniería Naval del IPT entre 1975 y 2003.

Odair Caltabelotti

Ingeniero maestro y doctor, en ingeniería naval de la Escuela Politécnica de la Universidad de São Paulo. Investigador de la División de Tecnología de Transportes del IPT. Profesor de la Escuela Politécnica de la Universidad de São Paulo desde 1973.

Paulo Sérgio Carvalho Pereira da Silva

Ingeniero metalurgista de la Escuela Politécnica de la Universidad de São Paulo. Maestro y doctor en metalurgia de la Universidad de Sheffield. Investigador del Laboratorio de Metalografía del IPT entre 1963 y 1974. Jefe del Laboratorio de Metalografía del IPT entre 1970 y 1974. Director de la División de Metalurgia del IPT entre 1980 y 1984. Profesor de la Escuela Politécnica de la Universidad de São Paulo entre 1970 y 1998. Profesor de la Universidad Federal de Paraná entre 1999 y 2003.

Renato Rocha Vieira

Ingeniero de minas y metalurgia, maestro y doctor en ingeniería metalúrgica de la Escuela Politécnica de la Universidad de São Paulo. Investigador del Laboratorio de Metalografía del IPT entre 1969 y 1975. Profesor de la Escuela Politécnica de la Universidad de São Paulo entre 1964 y 1991.

Rubens Lima Pereira

Ingeniero civil de la Escuela Politécnica de la Universidad de São Paulo. Investigador del IPT entre 1946 y 1954. Profesor de la Escuela de Ingeniería de São Carlos de la Universidad de São Paulo entre 1955 y 1981. Director y Vice-Director de la Escuela de Ingeniería de São Carlos de la Universidad de São Paulo entre 1967 y 1974. Director del Instituto de Ciencias Matemáticas y de Computación de la Universidad de São Paulo en 1974.

Tadeu Carneiro

Ingeniero y maestro en ingeniería metalúrgica de la Escuela Politécnica de la Universidad de São Paulo. Investigador del IPT entre 1984 y 1987. Maestro en Administración de la Universidad de Pittsburgh. Actualmente Vice-Presidente de la Reference Metals Company, Inc., EUA.

Tibério Cescon

Ingeniero de minas y metalurgia y doctor en ingeniería metalúrgica de la Escuela Politécnica de la Universidad de São Paulo. Ingeniero de calidad de materiales y ensayos de vida de componentes de VEMAG/VW entre 1962 y 1974. Jefe del Laboratorio de Metalografía del IPT entre 1974 y 1989. Director Técnico del IPT entre 1989 y 1992. Profesor de la Escuela Politécnica de la Universidad de São Paulo desde 1988.

Toshiyuki Kuronuma

Ingeniero metalurgista de la Escuela Politécnica de la Universidad de São Paulo. Jefe del Laboratorio de Soldadura y Ensayos Especiales del IPT entre 1970 y 1996.

Vera Lucia Lana Joaquim

Licenciada en Física y Matemática de la Pontificia Universidad Católica de São Paulo. Maestro en Ciencias de la Escuela de Ingeniería de São Carlos de la Universidad de São Paulo. Investigadora del Laboratorio de Microsonda del IPT entre 1976 y 1988.

1

El problema de calidad de los rieles[†]

Ary F. Torres, 1933

En 1929, L. Lubinoff expuso en la Revue de Métallurgie las observaciones recogidas en una sesión de ensayos dispuesta en 1889 en el ferrocarril Nicolas, entre las estaciones de San Petersburgo y Obouchawo, a petición de la Asociación Técnica Rusa. Esta línea era recorrida por todos los trenes de mercancía, desde Moscú hasta San Petersburgo. Ciento y noventa rieles de 31.74 kg por metro fueron suministrados por las fábricas rusas, presentando composiciones químicas diversas. Los rieles fueron colocados en la referida sesión de ensayo, y pasaron a trabajar en condiciones absolutamente idénticas de trazado de la línea, naturaleza, conservación, velocidad y carga rodante. En 1918, hubo modificación de la línea Obouchawo y todos los rieles de la sesión experimental fueron retirados. En virtud de la gran transformación experimentada por Rusia en aquella época, el antiguo personal de la carretera fue sustituido y el precioso archivo, constituido por los rieles que ya tenían 29 años de servicio, fue utilizado para los fines más diversos: postes telegráficos y otras construcciones secundarias. En 1926, gracias a la intervención del Consejo Superior Técnico del Comisariado de las Vías y Comunicaciones Rusas, fue posible salvar 90 de los antiguos rieles en observación. El examen de este material y la comparación con los perfiles primitivos permitieron evaluar el desgaste de cada riel.

[†] Reimpreso de la publicación IPT 24, Ary Frederico Torres, El problema de calidad de los rieles, 1933, con autorización del Instituto de Investigaciones Tecnológicas del Estado de São Paulo - IPT .

Los interesantes resultados recogidos en esta línea experimental llevaron a la Sección de Superestructura de Línea del Consejo Superior Técnico Ruso a organizar un nuevo trecho de observación situado en el ferrocarril Moscú-Koursk, sujeto a la vigilancia de un agente técnico que dos veces al año, debería transmitir el resultado de sus observaciones a dicho Consejo.

En Suiza se busca solucionar de la mejor manera el problema planteado por el desgaste excesivo de los rieles en la línea de Saint-Gothard, donde se han producido desgastes notables, que llegan a alcanzar un tercio de la anchura delacabeza (parte superior del riel, sobre la cual se desplazan las ruedas de la locomotora y vagones) en menos de un año de servicio. Con la colaboración del Prof. Ros, del Laboratorio de Ensayo de Materiales de Zúrich, se están observando rieles tratados y no tratados, de diversas procedencias, colocados en un tramo de la rampa del Saint Gothard, entre Faido y Biasca. Con el objetivo de comparar varios rieles sometidos a la acción de patinajes violentos, se realizaron experimentos en varias carreteras de hierro, siendo particularmente interesante la realizada en el Réseau du Nord en 1930, bajo el control de una comisión mixta de ingenieros ferroviarios y metalurgistas. En esta línea experimental, se colocaron rieles de diversas procedencias, destacándose la superioridad de los rieles tratados térmicamente, conforme se puede concluir de una nota de Viteaux, publicada en 1931 en la Revue de Métallurgie.

Es inútil multiplicar los ejemplos, pues son evidentes las ventajas que ocurren de la observación sistemática del comportamiento de rieles en condiciones normales o anormales de servicio. Esas observaciones in situ son incluso indispensables, pues las condiciones de la infraestructura, cargas por eje, velocidades, material de los aros, temperaturas mínimas y otras que afectan la vida de los rieles no son las mismas en las diversas líneas. Sería interesante organizar una línea de observación en un tramo de gran movimiento de una de nuestras rutas del tren. En esa línea, se dispondrían de varios procesos, de diversos procesos de fabricación, de composiciones químicas diferentes, no tratados y tratados por diversos procesos. Además de las indicaciones suministradas por los fabricantes, la ficha de cada tipo de riel se haría en el Laboratorio de Ensayos de Materiales de la Escuela Politécnica de São Paulo, abarcando análisis químico, macrográfico y micrográfico, y la determinación de todas las características mecánicas. Una vez proporcionadas por las vías de ferrocarril las informaciones referentes a la vida del material, desgaste constatado y detalles sobre posibles accidentes verificados, esas fichas pasarán a tener gran valor, constituyendo la documentación indispensable para formar un criterio seguro para las nuevas adquisiciones, atendiendo a las condiciones de empleo entre nosotros. Así,

perfectamente identificado el material de cada riel, sería fácil concluir de las observaciones periódicas cuál es el material que más conviene a las condiciones especiales de servicio a las que se sometió la línea de ensayo. Se analizarían las diversas cualidades de rieles hoy utilizadas, y nuevas composiciones o procesos de fabricación y tratamiento sugeridos por la industria podrían ser sometidas a la observación en la misma línea, en función de la carga rodante, fácil de determinar. De esta forma, podríamos formar una opinión segura en cuanto al tipo de rieles que más conviene, e iríamos acompañando la evolución del problema, observando sistemáticamente, en las mismas condiciones de empleo, cada nuevo material aconsejado por la industria. Así, con ocasión de las compras, nuestras líneas de ferrocarril tendrían un criterio seguro en la imposición de calidad, procesos de tratamiento, etc., y podrían ser más adecuadas a las condiciones particulares del empleo en nuestro país.

Las especificaciones extranjeras, siempre influenciadas por las condiciones locales de mineral, proceso de fabricación y empleo, varían de un país a otro, dificultando la tarea del comprador brasileño. Como las especificaciones se basan en las condiciones de uso y en la disponibilidad de materiales de sus países de origen, ellas pueden estar privilegiando aspectos que no tengan interés para las condiciones brasileñas de empleo. Considerando que el problema de la calidad del material de los rieles es de los más complejos y que las características que mejoran una propiedad a menudo perjudican a otra, llegamos a la conclusión de que la mejor forma de constituir un criterio seguro es el de la observación sistemática del comportamiento del material en servicio y, sobre todo, el de la formación de una línea de ensayo. Al lado de eso, es indispensable el conocimiento de los procesos de fabricación, y, principalmente, un examen completo de laboratorio que posibilite una buena interpretación de las observaciones de la línea de ensayo.

2

Rotura por fatiga de los ejes de t nder y vagones del ferrocarril[†]

Hubertus Colpaert, 1936

1. INTRODUCCIÓN

Bajo la acción de choques, cargas y descargas, o de esfuerzos cíclicos alternados, una pieza de máquina puede romperse con tensión menor que la del límite de resistencia dado por ensayos est ticos. A este fenómeno de disminución de resistencia de un material a los esfuerzos repetidos se da el nombre de fatiga. En laboratorio, se realizan ensayos de fatiga sometiendo una serie de cuerpos de prueba del metal estudiado a un número creciente de solicitudes repetidas, por flexión, por tracción o por choque, con ciclos definidos. De estos ensayos, se deduce un límite de fatiga, es decir, la tensión máxima bajo la cual, la pieza podría resistir indefinidamente.

Incluso trabajando por debajo del límite de fatiga, una pieza puede romperse en virtud de la eventual presencia de ranuras, defectos internos del metal (inclusiones, porosidad, heterogeneidades) o cambios bruscos en la sección, que provoquen concentraciones de tensiones capaces de promover este fenómeno.

Las roturas por fatiga son siempre temerarias, porque, en general, se dan con la pieza en servicio, y sin que las deformaciones permanentes visibles prevengan la inminente rotura. El hecho de haber superado el límite de fatiga, bien por la concentración de

[†] Reimpreso del Boletín Del Instituto de Ingeniería. 24, n.125, Rotura por fatiga de ejes de t ndery vagones de ferrocarril, 1936, con autorización del Instituto de Ingeniería

tensiones en virtud de sus defectos, el fenómeno no se inicia por una grieta en un punto de una sección de la pieza. Una vez formada, y bajo la acción de los esfuerzos alternados, esa grieta avanza y se extiende, debido a la concentración de tensiones en sus bordes, hasta que el núcleo aún no afectado de la pieza se reduzca de tal manera que ya no pueda resistirse a las solicitudes, rompiendo bruscamente.

El examen de la pieza de fractura quebrada revelará, en general dos zonas más o menos diferenciadas: una superficie lisa relativamente brillante, que corresponde al aumento progresivo de la grieta inicial, y cuyo aspecto es debido a la fricción y el contacto repetido entre sus dos caras, presentando frecuentemente formas de líneas características; la otra, menos brillante y con apariencia cristalina, corresponde al último núcleo resistente, según el cual se dio la rotura brusca final.

Un eje de carro ferroviario representa un ejemplo de pieza sometida a la fatiga: tenemos no sólo un ciclo de tensiones varía entre $-\sigma$ y $+\sigma$, así como choques repetidos. Como su eventual rotura puede acarrear un serio accidente, queremos divulgar dos ejemplos interesantes estudiados por el IPT.

2. PRIMER CASO

Una importante línea de ferrocarril de un estado vecino nos remitió un eje de ténder roto en servicio, solicitando el estudio de las causas de ese accidente. La figura 1 muestra el aspecto de la sección de la fractura; se observa una zona periférica lisa, formado por la propagación de la fisura inicial y el núcleo que se rompió finalmente, con aspecto cristalino, mostrando una zona donde se superaron las fuerzas de cohesión, en el último momento de vida útil del eje. Es un hecho firmado por muchos experimentadores, e incluso justificable teóricamente o por lo menos en parte, que toda discontinuidad del material o de la forma, da origen a las concentraciones de tensiones, que facilitan el surgimiento de las pequeñas grietas. En el eje en cuestión no había cambios bruscos de sección y ni muescas que justificasen la fractura por fatiga.

Se realizaron ensayos para caracterizar las propiedades mecánicas del metal, su composición química, su macro y microestructura y la presencia de eventuales heterogeneidades. En el sentido longitudinal del eje, se extrajo un cuerpo de prueba para tracción, bajo la norma ASTM, el cual ensayado dio los siguientes resultados: límite de fluencia (kg/cm^2)=2170; límite de resistencia (kg/cm^2)=4250, alargamiento(%)=35 y estricción(%)=60. Dos ensayos de dureza Brinell (billa de 10mm) hechos en una sección de los ejes, uno en el centro y otro cerca al borde, dieron

como resultado, 121 y 122 kg/mm². Los resultados del análisis químico son: 0.18C-0.51Mn-0.035S-0.037P. Un ataque macrográfico (reactivo de yodo), hecho en una sección del eje próxima a la fractura, muestra que esos elementos estaban distribuidos con una relativa homogeneidad. La figura 2 muestra el aspecto medio de la microestructura del metal.

2.1 Discusión

El metal del eje no presentaba heterogeneidad en su constitución, fallas o concentraciones de impurezas que pudieran explicar la rotura. Como el eje no presentaba muescas o cambios bruscos de sección, la causa de la rotura debe ser explicada por el bajo contenido de carbono del acero, y por lo tanto por su bajo límite de resistencia, pues se sabe que el límite de fatiga - de modo general es igual a todos los demás factores - aumenta con el límite de resistencia y, por lo tanto, con el contenido de carbono. De hecho, para la naturaleza y la intensidad a las solicitudes a las que está sometido un eje de ferrocarril, las especificaciones exigen niveles mínimos de carbono, muy por encima de lo que se ha encontrado en el eje roto. La especificación de la American Railway Association, por ejemplo, para los ejes de acero al carbono para los vagones y tónder de hasta 6 1/2" de diámetro nominal, exige que el metal presente un contenido de carbono entre 0.40 y 0.55%; manganeso entre 0.40 y 0.70%, y contenidos de azufre y fósforo por debajo del 0.05%.

2.2. Conclusiones

- El contenido de carbono revelado por el análisis químico, y confirmado por la cantidad de perlita en la microestructura, muestra que se trata de un material poco carburado (acero dulce). Las características mecánicas (límite de resistencia, alargamiento y dureza) son compatibles con las de un acero con ese contenido de carbono.
- El contenido de impurezas (S y P) dado por el análisis es relativamente bajo y la microestructura muestra un reducido número de inclusiones.
- El eje en su sección transversal, presenta cierta homogeneidad en su constitución: el carbono es prácticamente constante; las impurezas se presentan homogéneamente distribuidas, e incluso concentraciones de azufre por medio de un ataque (Baumann).

3. SEGUNDO CASO

Con la finalidad de extender la vida de ejes desgastados en los bordes por el uso, una línea brasileña trató de restaurarlos con la deposición de capas de soldadura, aplicados eléctricamente por medio de una máquina automática; el diseño esquemático de la figura 3 da idea del caso. La figura 4 muestra una región restaurada; un ataque macrográfico evidencia las capas de soldadura y la influencia de esta operación en el metal subyacente. Una serie de roturas verificadas en los ejes restaurados llevó esa línea a suspender ese método y solicitar al laboratorio un estudio al respecto. Estas roturas se daban a lo largo de la inserción de la extremidad del eje donde entra la rueda(manga). El aspecto de estas fracturas ejemplificadas (ver figura 5) eran típicas de rotura por fatiga.

Para el estudio del caso, fue establecido un programa de ensayos para caracterizar el eje y la soldadura, y la influencia de esta última sobre el primero. Fueron aplicados ensayos que abarcan la macro y micrografía, tracción, dureza, doblamiento y resistencia a la fatiga (flexión rotativa y choques repetidos); de estos ensayos, solo podemos entregar una síntesis. El metal del eje, en las partes afectadas por la soldadura presentó, en el ensayo de tracción: límite de fluencia (kg/cm^2)=3200; resistencia máxima (kg/cm^2)=5450; alargamiento en $10\phi\text{cm}$ (%)=24,2; alargamiento en $4\phi\text{cm}$ (%)=34,9 y estricción (%)=64,1.

Por el ensayo de una serie de cuerpos de prueba, fue determinado que el límite de fatiga del metal del eje en flexión rotativa es de 2550kg/cm^2 . En cuanto a la resistencia, veinte cuerpos de prueba tipo Mesnager, retirado de varios puntos del eje (en puntos no afectados por la soldadura), ensayados por péndulo de Charpy de 30kg.m , dieron resiliencias oscilando valores entre 11.8 y 14.7kg.m/cm^2 . Una serie de cinco cuerpos de prueba, en la zona de soldadura, dio resiliencias entre 4.1 y 9.4kg.m/cm^2 apenas. En ensayos de doblamiento, los cuerpos de prueba del metal no afectado soportaron, sin grietas, un ángulo de doblamiento de 180° . Un cuerpo de prueba con soldadura, sobre un ángulo de 3° apenas, se ha dividido en su superficie de contacto entre la soldadura y el material de soporte. La gran heterogeneidad mecánica existente entre el metal de la soldadura y del eje fue comprobada aun por una serie de ensayos de dureza Brinell, que creímos interesante reproducir (ver tabla 1). La figura 5 muestra los puntos en que fueron hechas las impresiones.

Tabla 1. Resultados de dureza Brinell

Punto	Diametro de impresión (mm)	Dureza (HB)	Observaciones
1	2585	133	Material soldado
2	2640	127	Material soldado
3	2660	125	Material soldado
4	2155	196	Zona calentada del eje
5	2035	221	Zona calentada del eje
6	2160	195	Zona calentada del eje
7	2130	200	Zona calentada del eje
8	2100	207	Zona calentada del eje
9	2280	174	Zona calentada del eje
10	2,385	158	Zona no calentada del eje
11	2,480	155	Zona no calentada del eje
12	2,480	145	Zona no calentada del eje

3.1. Discusión

El eje original poseía características satisfactorias para su empleo, lo que, por cierto, su largo uso anterior a la soldadura demostró. La soldadura provocó una alteración estructural en el eje, en las proximidades de la restauración, notándose una sensible diferencia entre el metal de soldadura y del eje, como poros y fallas en la propia soldadura y en la línea de división. El material del eje, debido al calentamiento producido por la soldadura seguido de enfriamiento brusco, paso a tener una microestructura de calentamiento blanda en la zona de contacto y también una estructura esferoidizada, típica de un supercalentamiento (ver figura 7). El material de soldadura, en virtud de su estructura bruta de fusión, presenta características de fragilidad y, debido a ciertas fallas, la parte restaurada, en algunos puntos, no es perfectamente unida al eje. En el caso parece justificado atribuir las roturas por fatiga a las siguientes causas, todas ellas provenientes por la soldadura:

- Presencia de concentración de tensiones en la periferia del eje, a lo largo del cordón de soldadura, en virtud de la discontinuidad y heterogeneidad de la región soldada, agravada por la presencia de fallas que actúan con entalles agudos (figura 8).

- La parte restaurada del eje del metal y el material de soldadura presentan propiedades mecánicas inferiores a las deseadas, debido a la baja concentración de carbono y a la presencia de regiones frágiles.

Por otra parte, en caso análogo estudiado en laboratorio extranjero, la soldadura fue dada como causa de rotura por fatiga. Después de los estudios realizados en el IPT, encontramos en la *Railway Gazette* una declaración de los fabricantes de aros y ejes en Gran Bretaña no aconsejan en absoluto el empleo de soldadura (eléctrica u oxi-acetilénica) en ejes (y aros) de coches ferroviarios².

4. REFERENCIAS

1. SCHOTIKY, H. Soldadura por fusión y rotura por fatiga. *Kruppsche Monatshefte*, VII, p. 213-226, 1926.
2. THE RAILWAY Gazette, Oct. 1933

5. FIGURAS

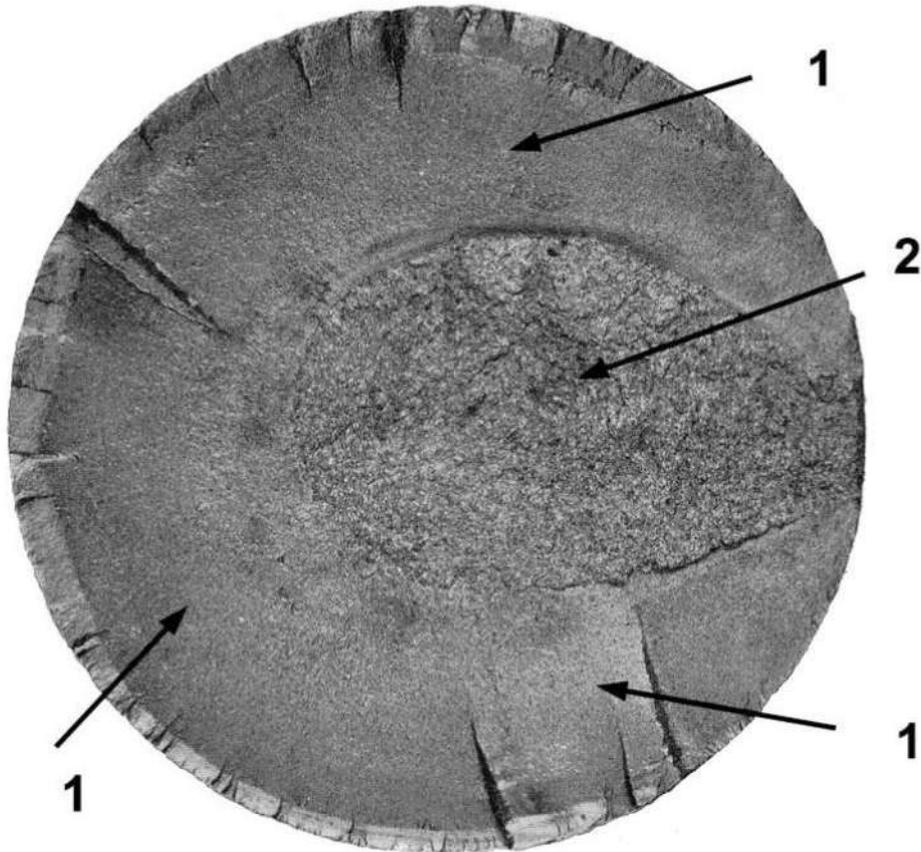


Figura 1. Aspecto de la fractura del eje del t nder. Flecha 1 presenta la región lisa, de fractura estable, y la flecha 2 la región de fractura inestable

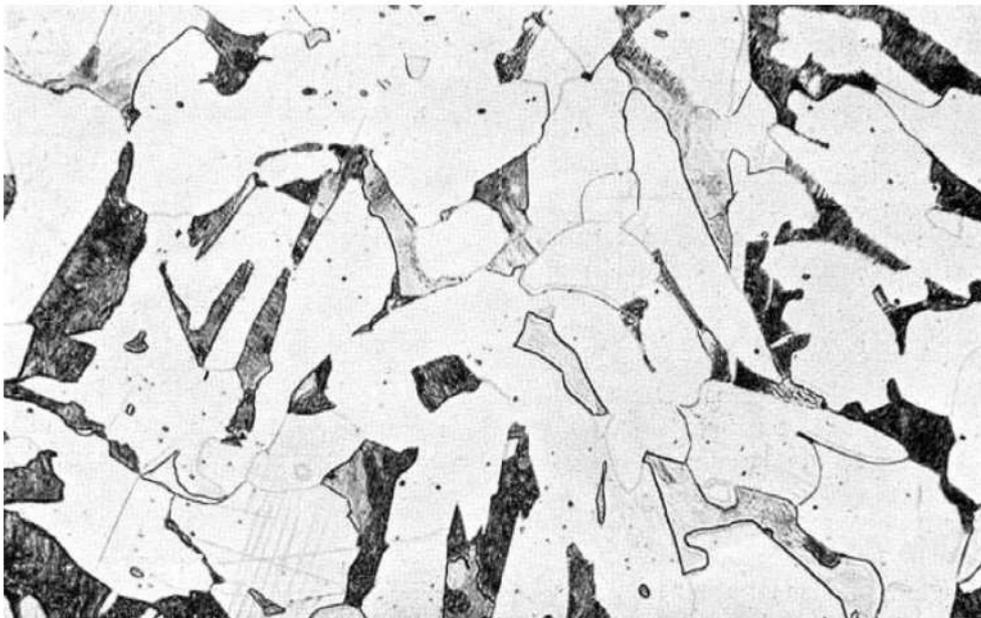


Figura2. Microestructura del eje, en sección transversal. Perlita (oscuro) sobre ferrita (blanco) e inclusiones. Reactivo de ácido azotico. 200X.

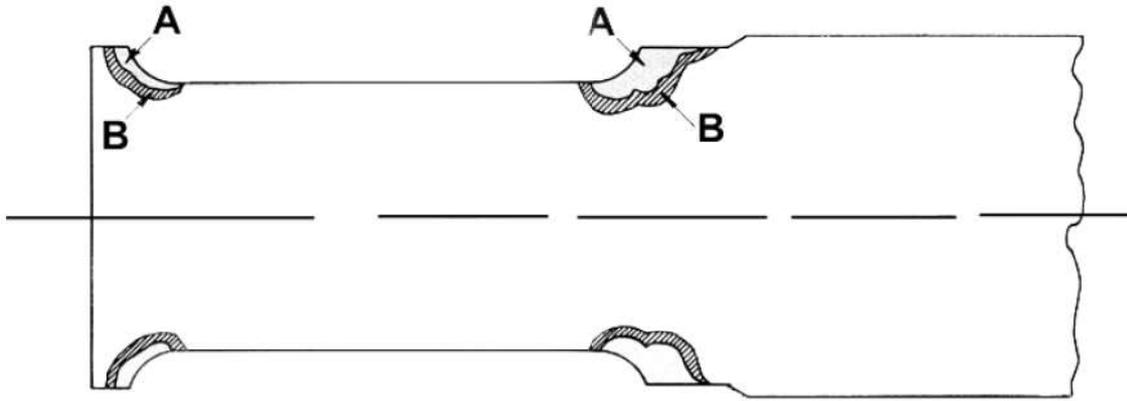


Figura 3. Dibujo esquemático de una sección longitudinal de la manga de un eje restaurado. A: material añadido por soldadura; B: zona afectada térmicamente.

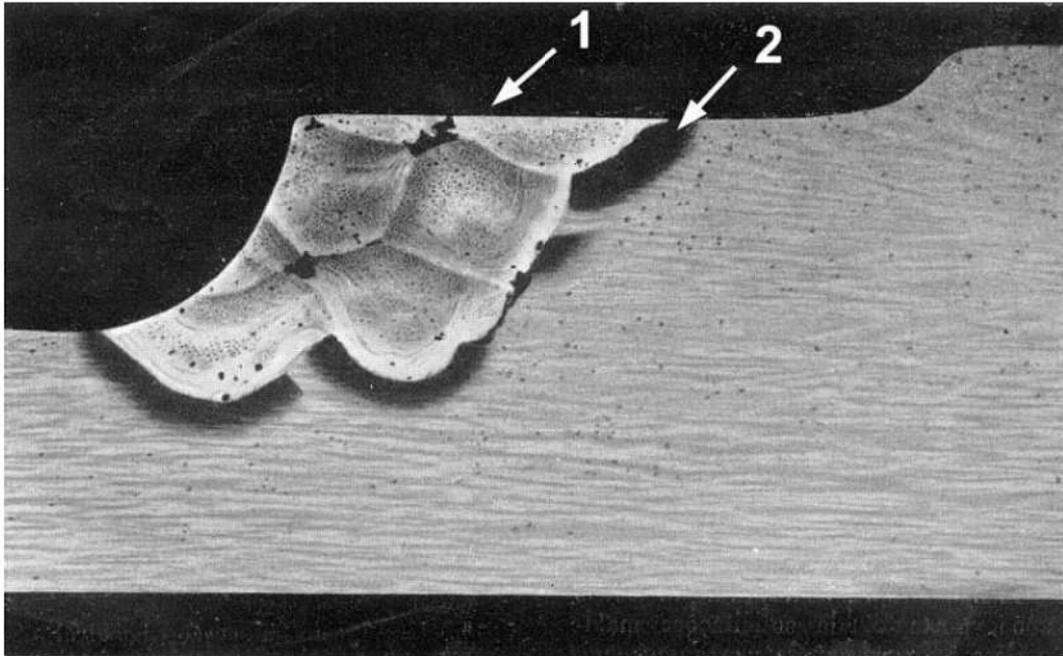


Figura 4. Zona restaurada eje- bordes restaurados por soldadura (flecha 1). Circulo gris (flecha 2) muestra de la zona afectada térmicamente en el metal base. Reactivo de yodo.

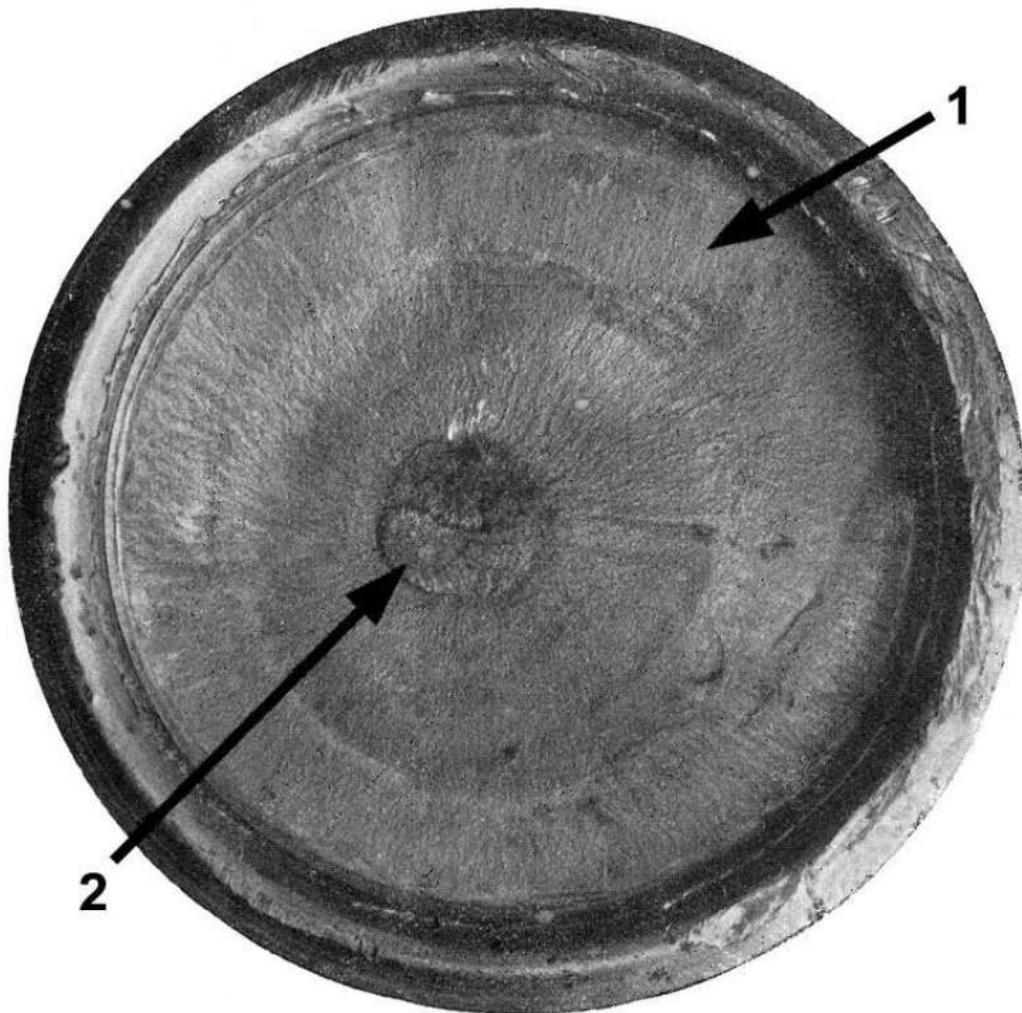


Figura 5. Aspecto de la fractura de la manga, en el plano de su inserción con el cuerpo del eje. Flecha 1 apunta para la región de aspecto liso, fractura estable y flecha 2 para la región de fractura inestable.

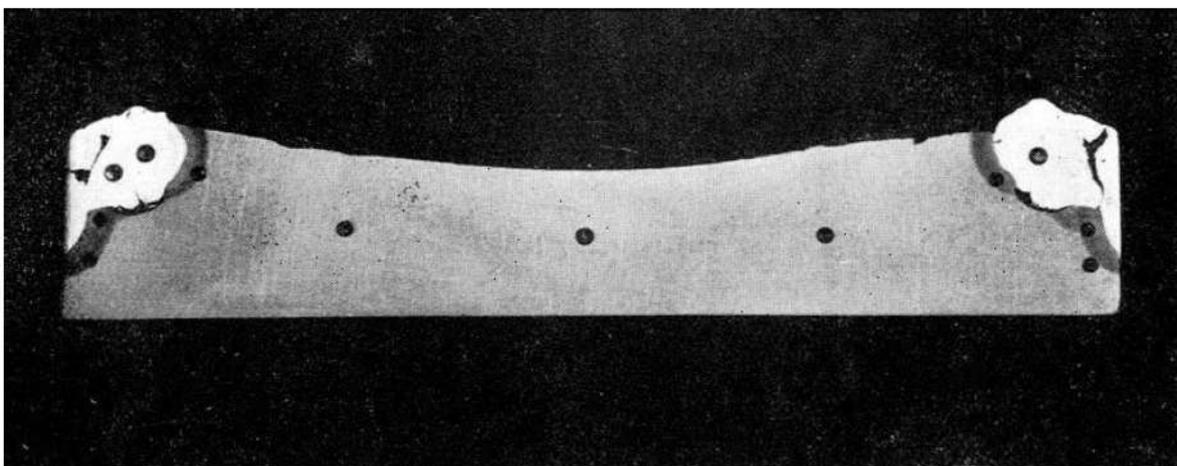


Figura 6. Aspecto de la sección diametral de la parte del eje comprometida entre la fractura y una sección transversal. Se observa las impresiones de la dureza. Reactivo de yodo.

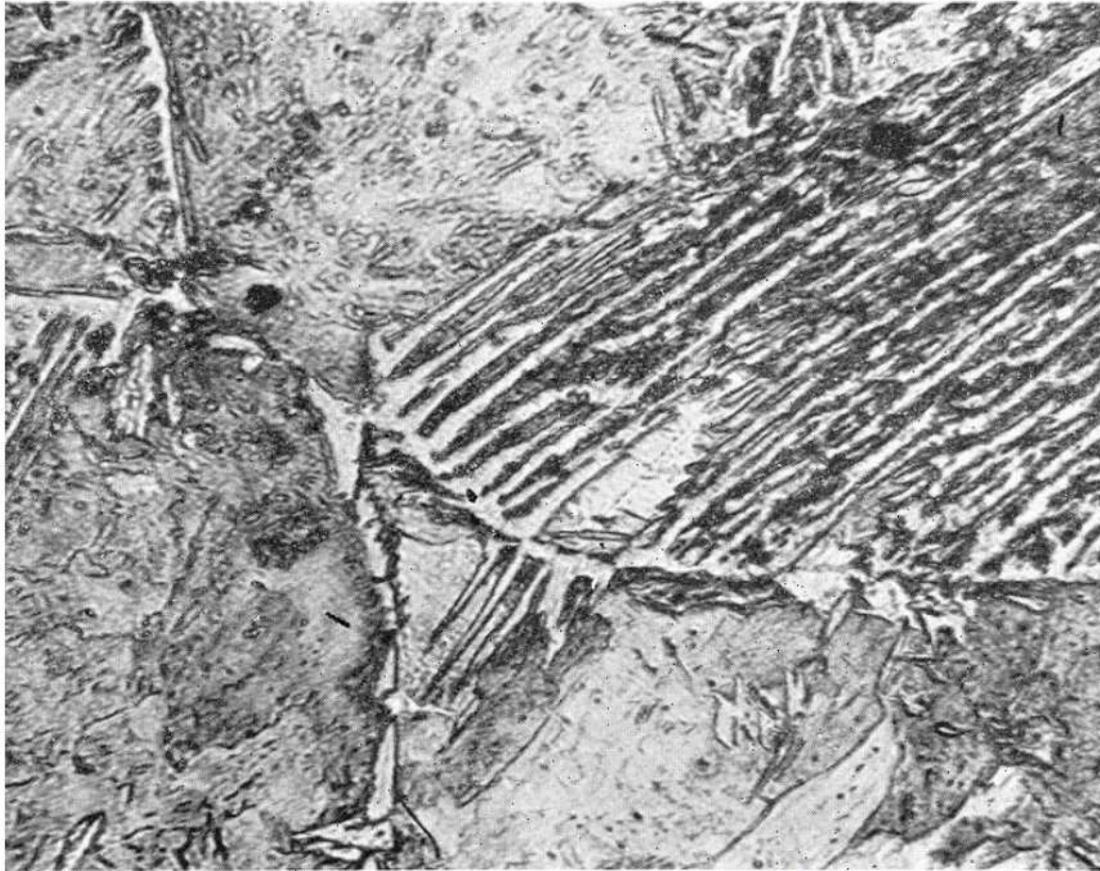


Figura 7. Aspecto de la zona afectada térmicamente, con microestructura típica de acero súper calentado, seguido de enfriamiento rápido. Formación de ferrita de Widmans-taten en bordes de grano. Reactivo de ácido nítrico. 700X.

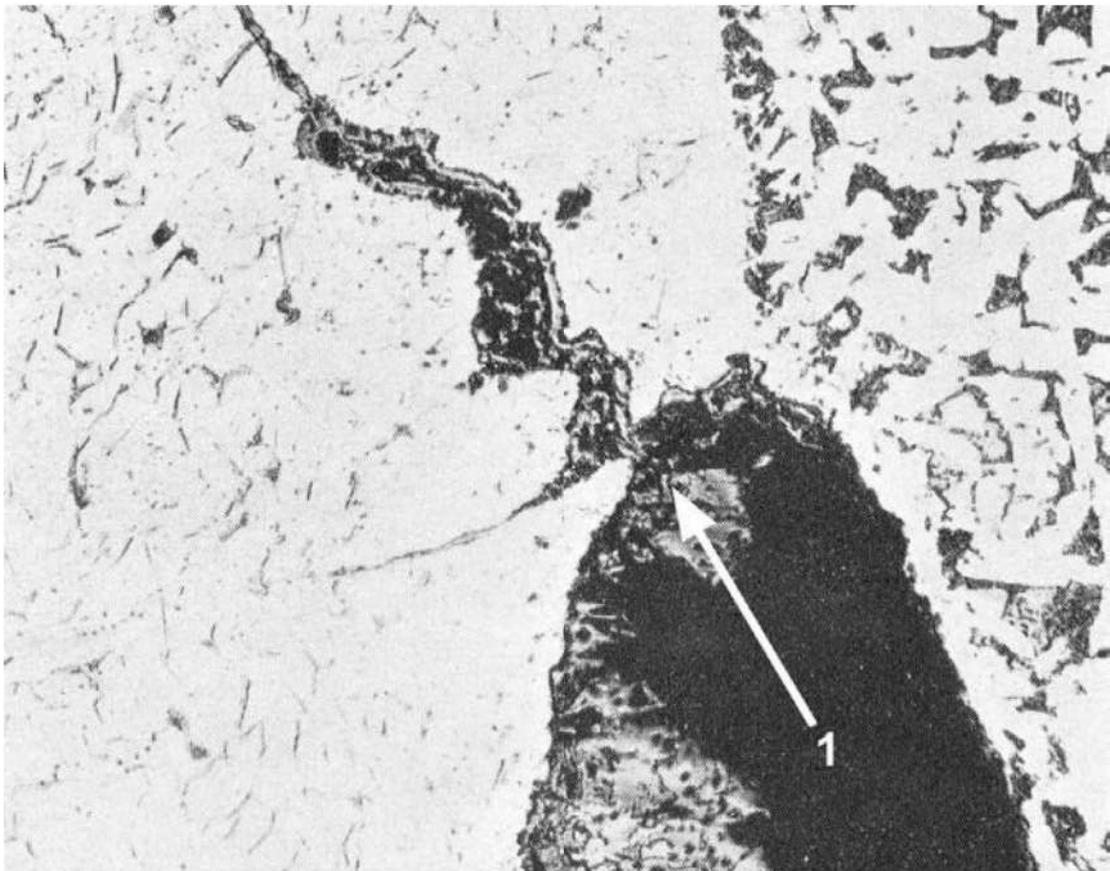


Figura 8. Región de contacto de la soldadura con el metal del eje. Se ven fallas (flecha 1) que nuclea una grieta. 170X.

3

Análisis de falla en un cuchillo de bronce

Hubertus Colpaert* e Alberto P. de Castro*, 1940

1. INTRODUCCIÓN

Se investigó un cuchillo de bronce, utilizado para cortar papel, con las dimensiones de 1.50m de longitud, 13cm de largo y 0.8 cm de espesor. El cuchillo presentaba una grieta longitudinal, que cubría en cierto punto todo su espesor. El objetivo es determinar la causa probable de la rotura, considerando condiciones de trabajo y estudiar un modo de corregir ese defecto.

2. ENSAYOS REALIZADOS

Se realizaron las siguientes pruebas en el cuchillo de bronce:

- Pruebas de inmersión del material del cuchillo en solución sólida de nitrato de mercurio para estudiar la susceptibilidad de este material a la acción de los elementos químicos. Para ello, una sección transversal del cuchillo fue sumergida en un litro de solución acuosa que contenía 100gr de nitrato de mercurio y 13 cm³ de ácido nítrico con densidad de 1.4 y se investigó la aparición de grietas durante el ensayo.
- Simulación de tratamientos térmicos para aliviar tensiones internas del cuchillo a temperaturas de 200 a 350°C.
- Exámenes macro y micrográficos.

* Investigadores responsables por el documento técnico

- Ensayos de dureza Rockwell y Brinell después de varias condiciones de tratamiento térmico
- Ensayos de doblamiento para estudiar la ductilidad del material antes y después del tratamiento térmico.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Se tuvo una hipótesis de grietas cristalinas, que se produce frecuentemente de un fenómeno conocido como corrosión bajo tensión- season –cracking 1. Este fenómeno es causado por la acción simultanea de tensiones internas y por determinados agentes químicos. Siendo el cuchillo constituido por una aleación de cobre altamente trabajada en frio, la probabilidad de la existencia de tensiones internas era grande. Las figuras 1 y 2 muestran que la grieta en cuestión realmente era de naturaleza intercristalina. Para confirmar la ocurrencia de corrosión bajo tensión, se investigó la susceptibilidad del material por la acción de elementos químicos. Se observó que después de 15 minutos de ensayo la aparición de grietas en el cuchillo, confirmaron esa hipótesis.

Determinada la causa probable de rotura, fueron investigados formas de evitar que tal problema se repita. Se supuso que por medio de un tratamiento térmico se podrían liberar las tensiones internas del material. Por lo tanto, uno de los factores que habrían causado la rotura seria eliminado, proporcionando al cuchillo una mayor vida útil. Fueron seccionados cinco cuerpos de prueba transversalmente, de modo que abarcasen toda la sección del cuchillo. Cada uno de los cinco segmentos recibió un tratamiento térmico diferenciado en un horno eléctrico.

Tabla 1. Resultados de dureza y agrietamiento después de tratamiento térmico

Cuerpo-de-prueba	Temperatura de calentamiento(un tiempo de 60 min)	Dureza Rockwell B (HRB)	Susceptibilidad
1	Sin tratamiento	102	Grietas antes de 1/2 hora
2	200°C	102	Grietas antes de 1/2 hora
3	300°C	101	No presento grietas después de 24 horas sumergida
4	325°C	88	No presento grietas después de 24 horas sumergida
5	350°C	78	No presento grietas después de 24 horas sumergida

Las temperaturas, determinadas por medio de un pirómetro de par termoeléctrico, permanecerán constantes por una hora. Para medir los resultados obtenidos, se utilizó un durómetro Rockwell tipo 5H, con una billa del 1/16", con una carga de 100kg. En seguida, se sumergió cada cuerpo de prueba en solución acuosa para evaluar la susceptibilidad del material a la formación de grietas. Los resultados están presentados en la tabla 1.

Se investigó, también la influencia del tiempo de tratamiento en la dureza del material. Tres nuevos segmentos del cuchillo fueron retirados y llevados a un horno de 300°C. El primer cuerpo de prueba permaneció en esas condiciones durante una hora, el segundo durante dos horas y el tercero durante tres horas. Los resultados obtenidos son presentados en la tabla 2.

Tabla 2. Resultados de dureza

Cuerpo-de-prueba	Tiempo (300°C)	Dureza Rockwell B (HRB)	Dureza Brinell (kg/ mm ²)	Observación
1	Sin tratamiento	102	250	(1)
2	1 hora	101	245	(1)
3	2 horas	99	235	-
4	3 horas	98	230	-

El último estudio realizado, los valores de dureza Brinell fueron obtenidos a partir de los valores de dureza Rockwell, con el auxilio de la conversión de Wilson Chart 38.

(1) Valores extrapolados de la tabla de conversión, cuyo límite superior es la dureza 100 Rockwell B

Tabla 3. Resultados del ensayo de doblamiento

Cuerpo-de-prueba	Temperatura (por una hora)	Angulo de doblamiento	Observación
1	Sin tratamiento	13°	(1)
2	300°C	108°	(1)
3	325°C	180°	(2)
4	350°C	180°	(2)

Ensayo ejecutado en una maquina Amsler de doblamiento. Los cuerpos de prueba flexionados sobre dos apoyos por la acción de un cuchillo terminado por una superficie cilíndrica con diámetro de 40mm y espesor de cuerpo de prueba de 7.8mm.

(1) El cuerpo de prueba rompió cuando alcanzo el ángulo de doblamiento indicado

(2) El cuerpo de prueba no rompió.

Se buscó analizar la ductilidad del material antes y después del tratamiento térmico. Cuatro cuerpos de prueba nuevos fueron seleccionados y cortados transversalmente, con 25mm de largo. El primero no recibió ningún tratamiento térmico. Los demás fueron tratados durante una hora, cada uno a una temperatura constante. Los resultados están en la tabla 3, y el aspecto de los cuerpos de prueba después del ensayo está en la figura 3.

4. CONCLUSIONES

- Después del tratamiento de alivio de tensiones a 300°C, el material se tornó menos susceptible de grietas de tensión interna y corrosión, y su dureza no se alteró considerablemente.
- El tiempo de duración del tratamiento más adecuado es de una hora, una vez después que este tiempo disminuye satisfactoriamente las tensiones internas del material sin afectar sustancialmente la dureza de la lámina.

5. REFERENCIA

1. MOORE; BECKINSALE; MALLINSON. The season-cracking of brass and other copper alloys. The Journal of the Institutet of Metais, v. 25, 1921.

6. FIGURAS

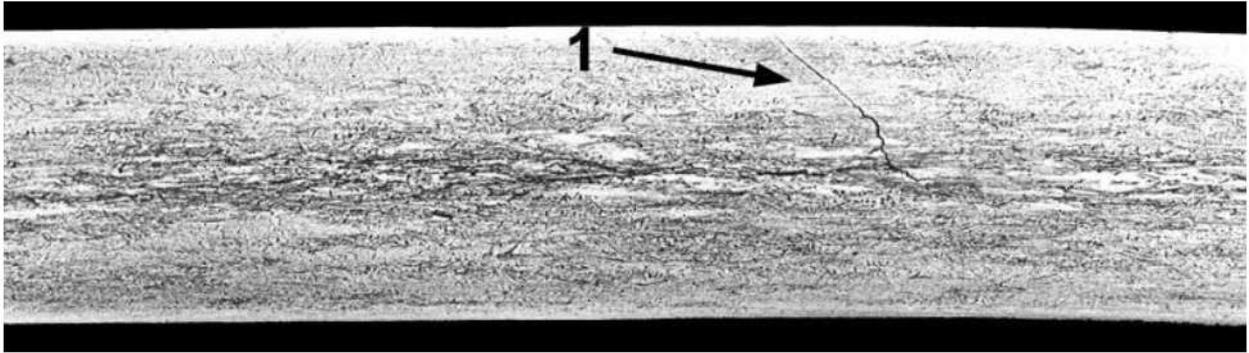


Figura 1. Aspecto de una grieta (flecha1) vista en sección transversal del cuchillo. Reactivo de per clorito de ácido férrico.



Figura 2. Detalle de grieta atravesando un área de eutéctico. Reactivo de per clorito de ácido férrico. 1000X.

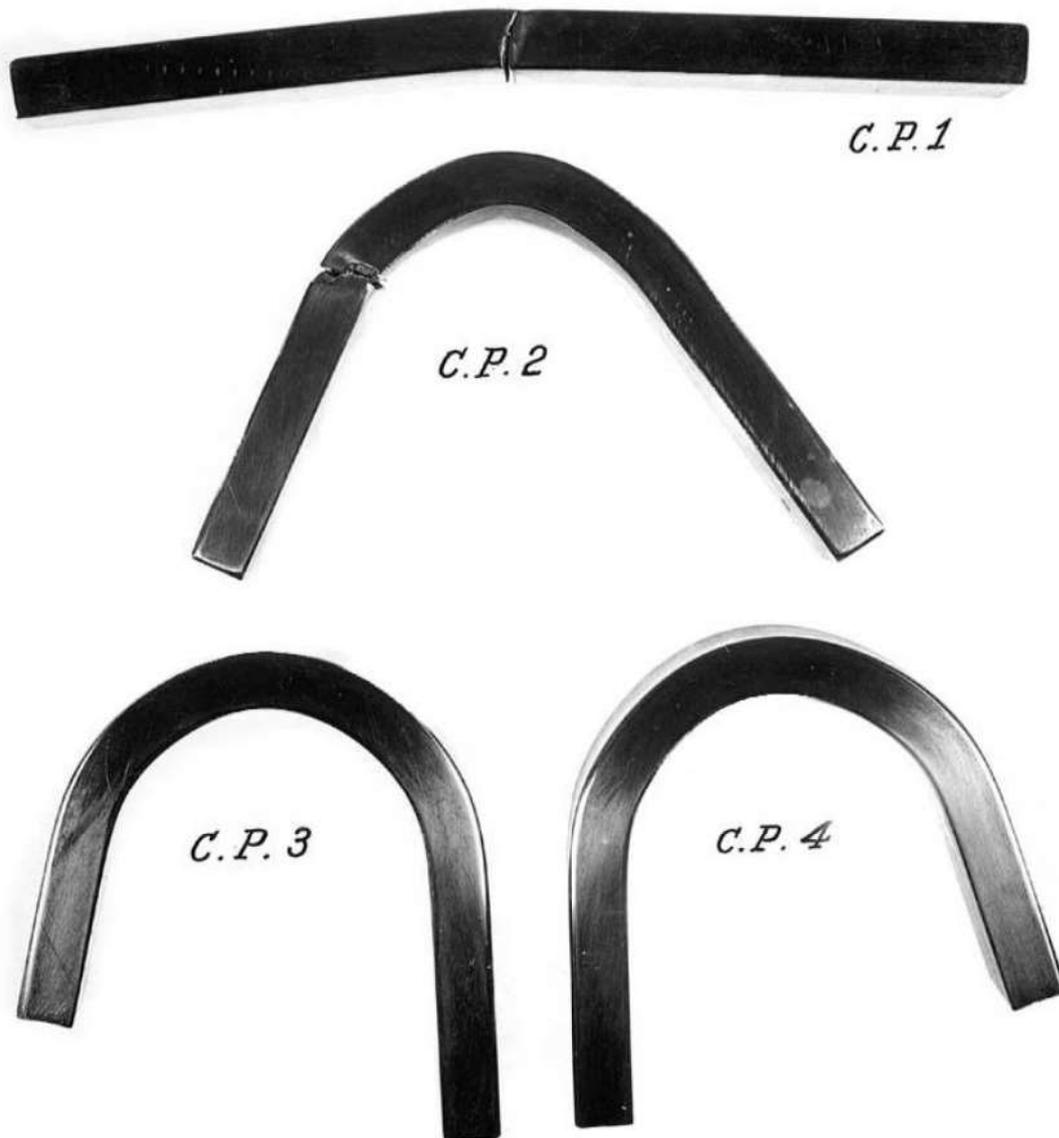


Figura 3. Aspecto de los cuerpos-de-prueba después del ensayo de doblamiento.

4

Análisis de fallas en muelles para *trucks* de tranvia

Hubertus Colpaert*, 1942

1. INTRODUCCIÓN

Fue solicitado un estudio de la calidad de un segmento de una barra de acero al carbono de 22.2 mm de diámetro (7/8”), utilizado en muelles de tranvías, así como la definición del tratamiento térmico más adecuado para su aplicación. Aparte de esa muestra se recibieron tres muelles hechos con este mismo acero, dos de ellos partidos y uno sin ningún uso previo, para que se efectuara un análisis de la falla.

2. ENSAYOS REALIZADOS

Las muestras de acero fueron sometidas a análisis químico, inspección visual y examen metalográfico.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

El análisis químico de la muestra de acero reveló que se trata de un acero silicio-manganeso, cuya composición se aproxima a la de un acero SAE 9250 y de las especificaciones de un ASTM A59-39, ambas descritas en la tabla 1, comparada con la composición de la barra enviada.

* Investigador responsable por el documento técnico

Tabla 1. Resultados de análisis químico

Elemento	Resultado (%)	SAE 9250 (%)	ASTM A59-39 (%)
C	0.52	0.45-0.55	0.55-0.65
Mn	0.74	0.60-0.90	0.60-0.90
p	0.040	0.040 máx.	0.045 máx.
S	0.021	0.050 máx.	0.045 máx.
Si	1.64	1.80- 2.20	1.80-2.20

Los defectos superficiales observados en varios tramos de la muestra de la barra (ver figura 1) fueron probablemente originados durante la laminación. También fueron fotografiados tramos de los muelles fracturados, que presentan grietas (ver figura 2), posiblemente originadas en el forjado de las partes extremas. Las figuras 3 y 4 muestran el aspecto de grietas junto con las secciones transversales y longitudinales de los muelles, en los cuales se puede notar su profundidad, así como cierta descarbonatación en las partes contiguas. El aspecto micrografico de una de los muelles rotos presenta una microestructura sorbitica (martensita revenida a baja temperatura), característica de un acero templado y revenido (ver figura 4).

El aspecto medio del material de la barra, sin ataque, indica la presencia de numerosas inclusiones. La microestructura de la barra (ver figura 5) no presenta nada anormal, a no ser una gran cantidad de inclusiones, cuya naturaleza, dado su tamaño reducido, es difícil de determinar micrográficamente.

4. CONCLUSIONES

- Los exámenes revelaron que el material no se aparta de las composiciones recomendadas. Por lo tanto, la barra enviada y algunos tramos de las piezas rotas presentan defectos superficiales inadmisibles en rieles. Estos defectos pueden actuar como entallas, comprometiendo seriamente la resistencia a la fatiga.
- En cuanto al tratamiento térmico más adecuado para este tipo de acero, se recomienda no pasar los 954°C (1750°F) en la forja1; calentar el material a partir de 850 a 870°C y revenirlo entre 450 y 560°C. La dureza Brinell del acero así tratado tendrá valores aproximados entre 360 y 430HB.

5. REFERENCIAS

1. METALS Handbook. American Society for Metals, 1939, p.985.

6. FIGURAS

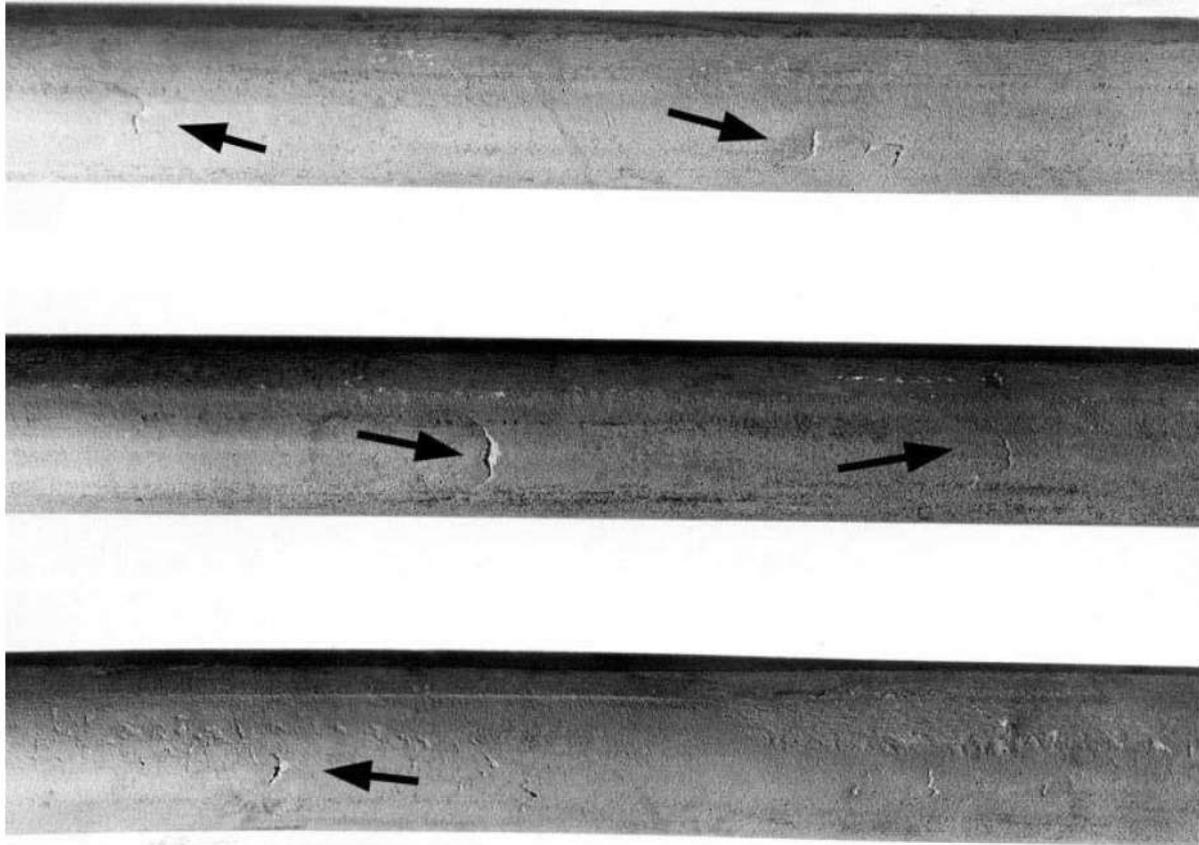


Figura 1. Aspecto de tramos de la barra original, presentando defectos en la superficie (flechas).

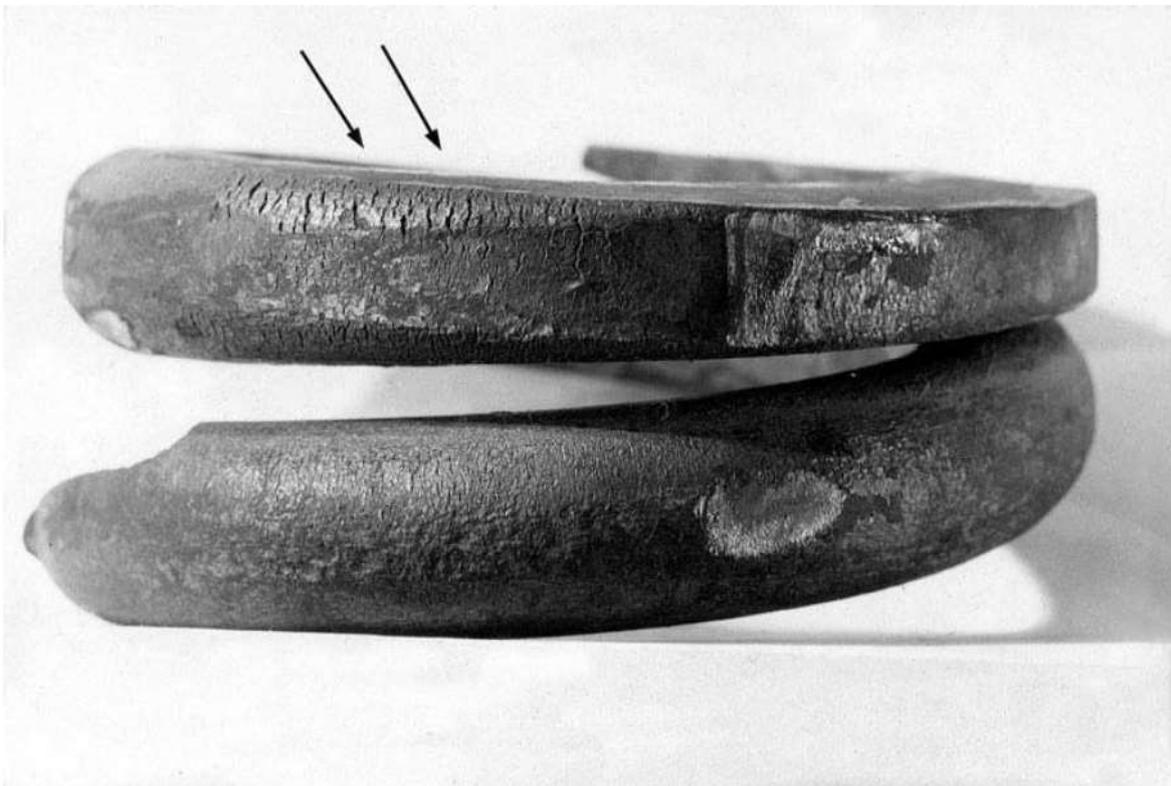


Figura 2. Grietas observadas en tramos próximos en los extremos de los muelles (flechas).

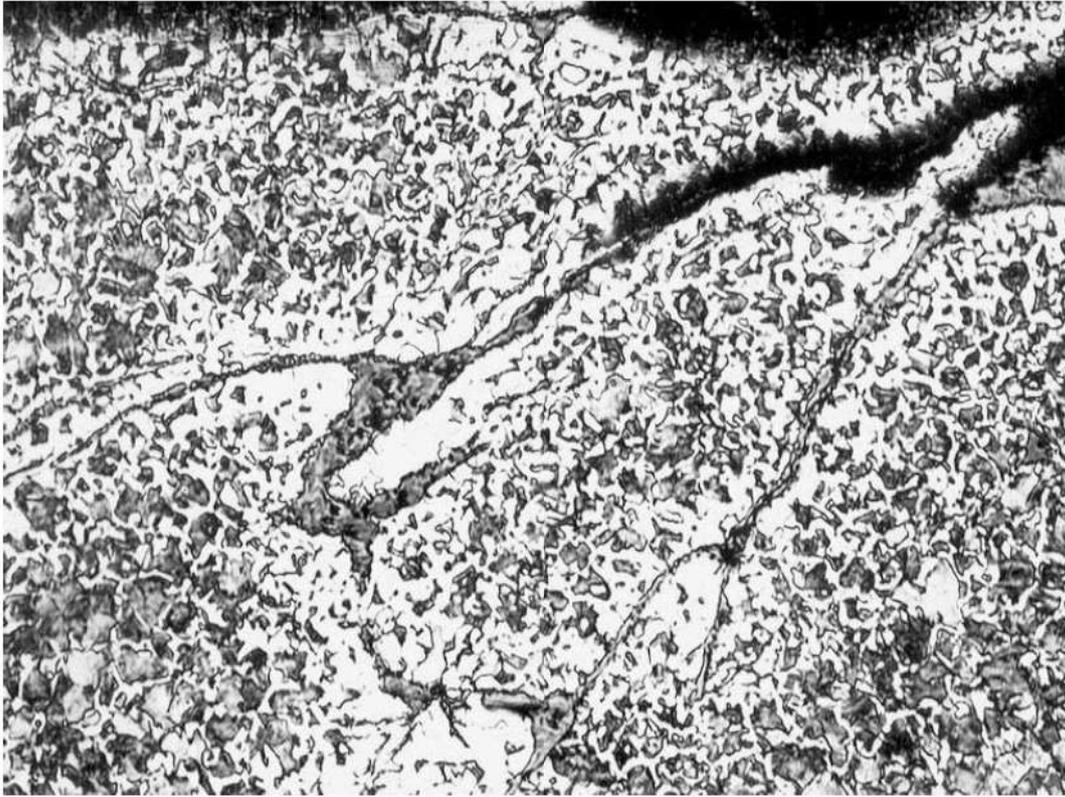


Figura 3. Barra original. Sección transversal. Aspecto junto a la periferia de la barra mostrando la penetración de uno de los defectos mostrados en la figura 1, con descarbonatación de la región adyacente a la grieta (áreas claras). Reactivo de ácido nítrico. 100x.



Figura 4. Muelle quebrado. Sección longitudinal-radial. Aspecto junto a la periferia del muelle, mostrando la penetración de uno de los defectos observados en la figura 2, con descarbonatación, de la región adyacente a la grieta (áreas claras). Microestructura sorbitica (martensita revenida a baja temperatura). Reactivo de ácido nítrico. 200X.

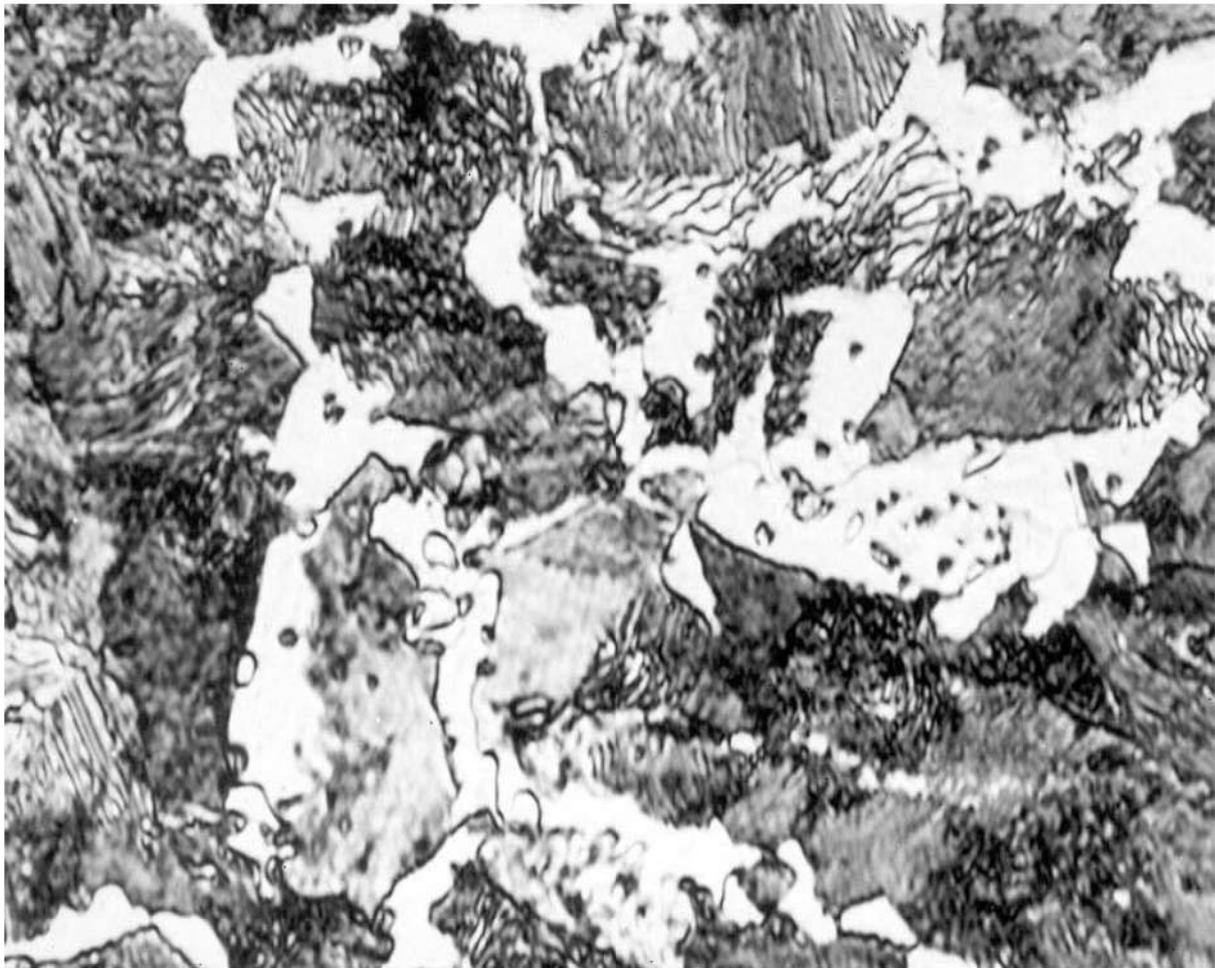


Figura 5. Barra original. Sección transversal. Granos de perlita y de ferrita e inclusiones. Reactivo de ácido nítrico. 1000X

5

Examen microestructural de pines de balancín

Hubertus Colpaert*, 1944

1. INTRODUCCIÓN

Una aerolínea de transporte regular envió dos pines de balancín siendo uno nacional y otro alemana (ver figura 1). Los pines de origen nacional rompían frecuentemente durante el ajuste de la tuerca. El objetivo es investigar las causas de falla prematura de los componentes nacionales.

2. ENSAYOS REALIZADOS

Fueron realizados un análisis químico, para comparar las composiciones del pin nacional e importado, el examen metalográfico, con el fin de recoger los datos de su proceso de fabricación. Adicionalmente, las dos piezas fueron sometidas a ensayos de dureza.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Por el análisis químico, se verifico que el material nacional, en comparación con el extranjero, presenta mayor cantidad de carbono y cantidades bajas de manganeso, níquel y molibdeno. El examen macrografico muestra que las dos piezas son cementadas; siendo la pieza nacional no tan homogénea como la extranjera.

* Investigador responsable por el documento técnico

Las dos piezas fueron hechas de aceros previamente laminados (ver figura 2). La caracterización microestructural muestra que la pieza extranjera es cementada en la superficie externa, mientras que la nacional presenta este tratamiento también en la superficie interna (ver figuras 3 a 6).

Las durezas Rockwell C, medidas en las superficies de los pines son altas, y prácticamente equivalentes entre las dos piezas (61HRC en la pieza extranjera y 62 en la pieza nacional, lo que representa, respectivamente, valores de cerca de 740 y 760 Brinell-esfera de carburo de tungsteno). En el centro de la base del pin roscado, en tanto, la dureza del producto nacional es del orden de 350HB, contra 250HB del extranjero, lo que significa que la pieza importada probablemente sufrió un revenido a una temperatura más elevada en esa región.

4. CONCLUSIÓN

La pieza nacional es menos homogénea que la extranjera y presenta una dureza mayor en la base del pin roscado debido a un revenido insuficiente (utilización de baja temperatura).

5. FIGURAS

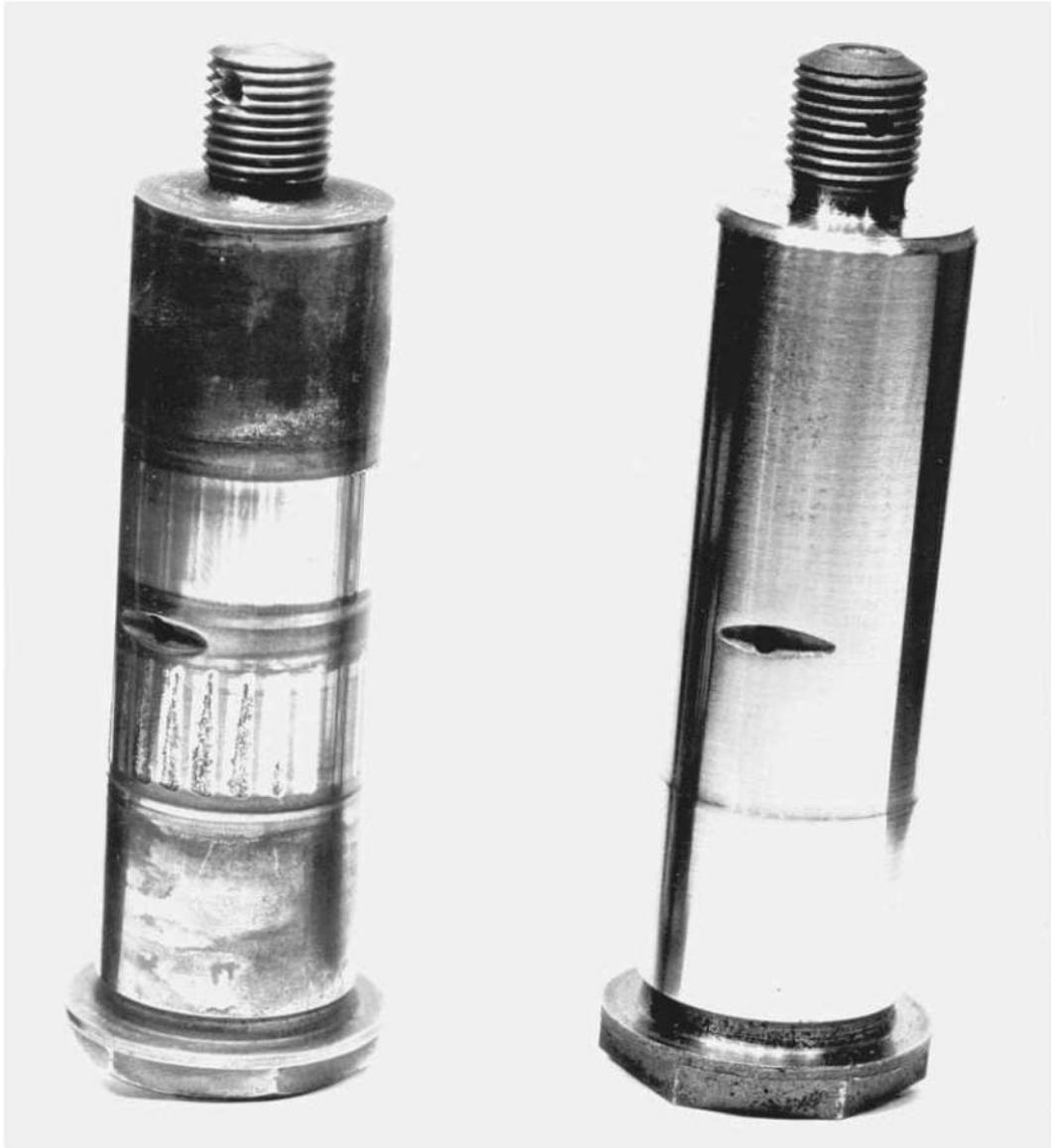


Figura 1. Aspecto de los pines recibidos

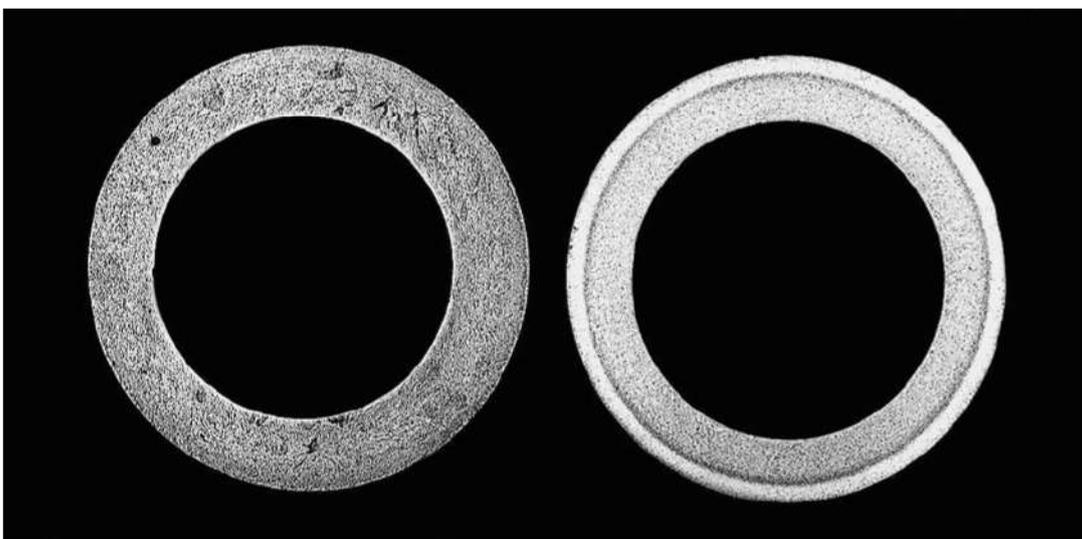


Figura 2. Aspecto de los pines recibidos (nacional la izquierda)

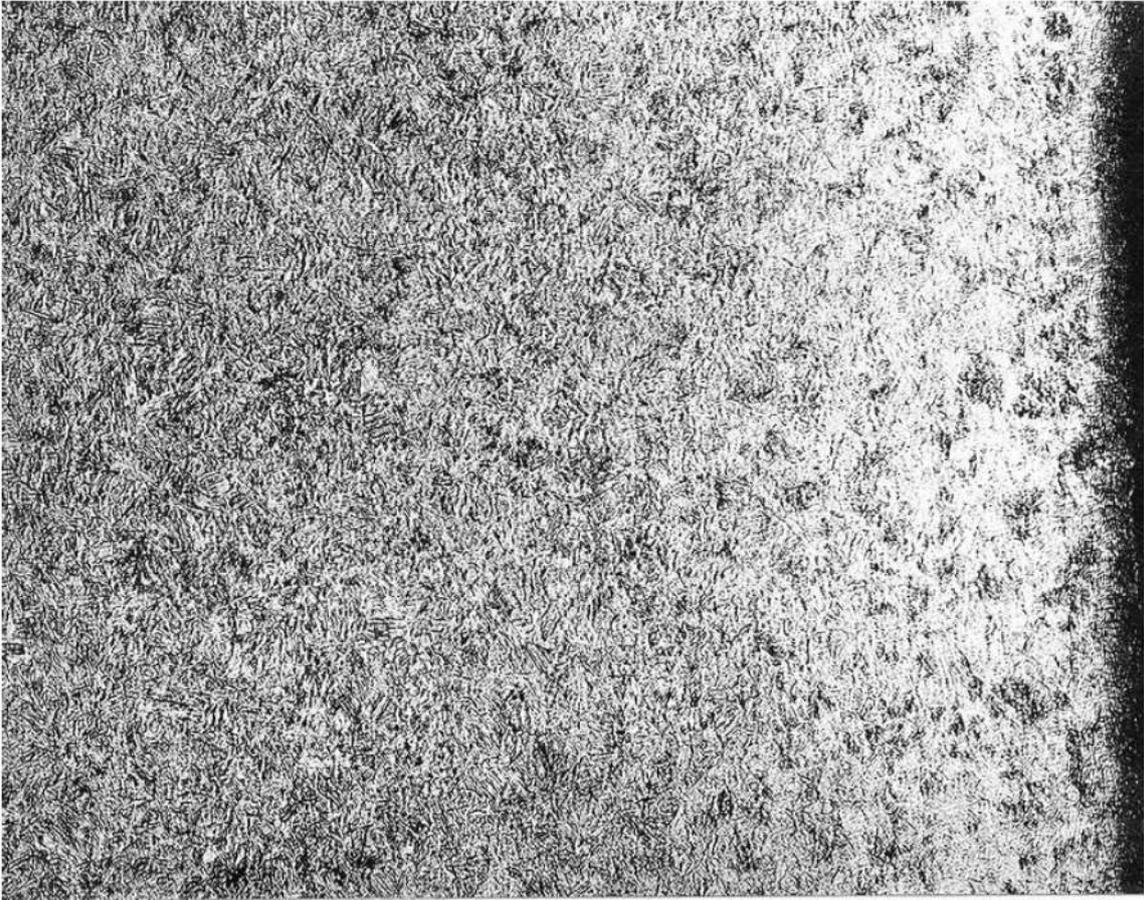


Figura 3. Pieza nacional-superficie externa. Capa cementada. Reactivo de ácido nítrico. 150X

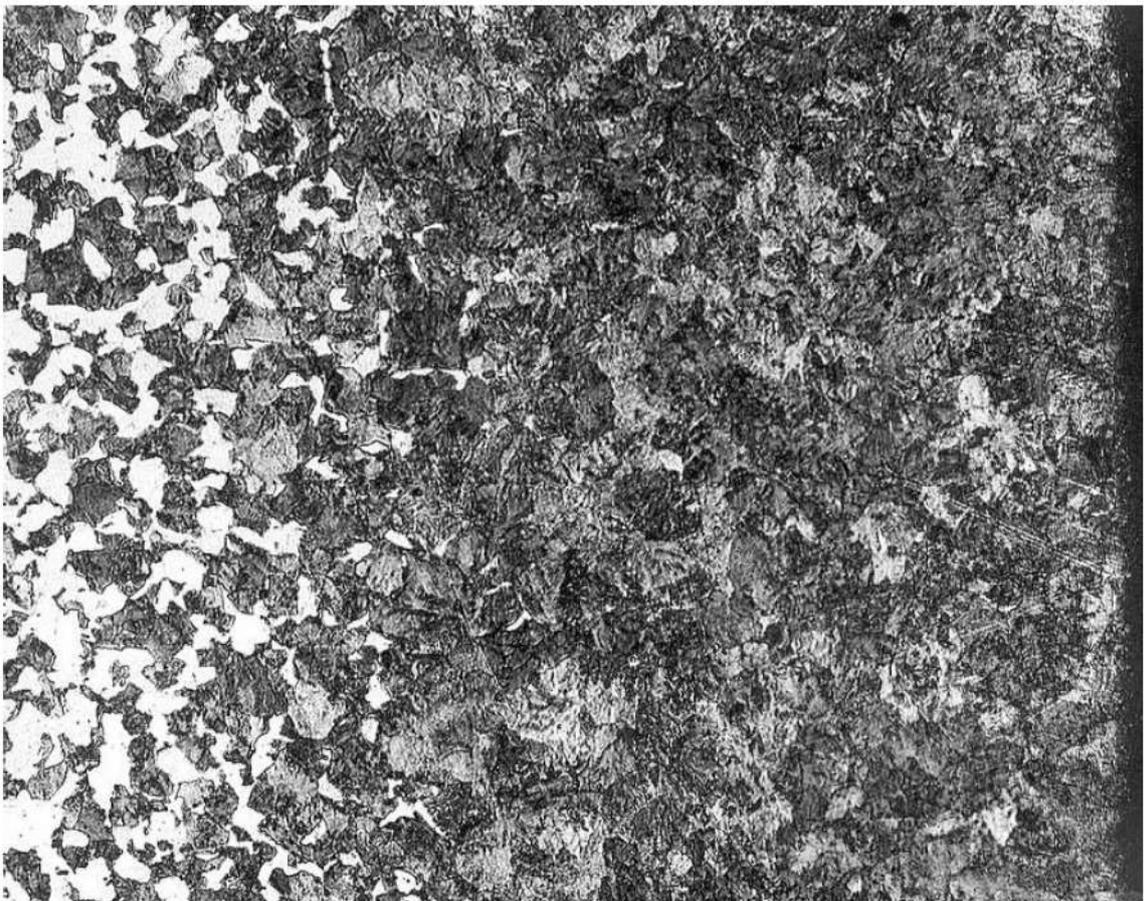


Figura 4. Pieza importada- superficie externa. Capa cementada. Reactivo ácido nítrico. 150X.

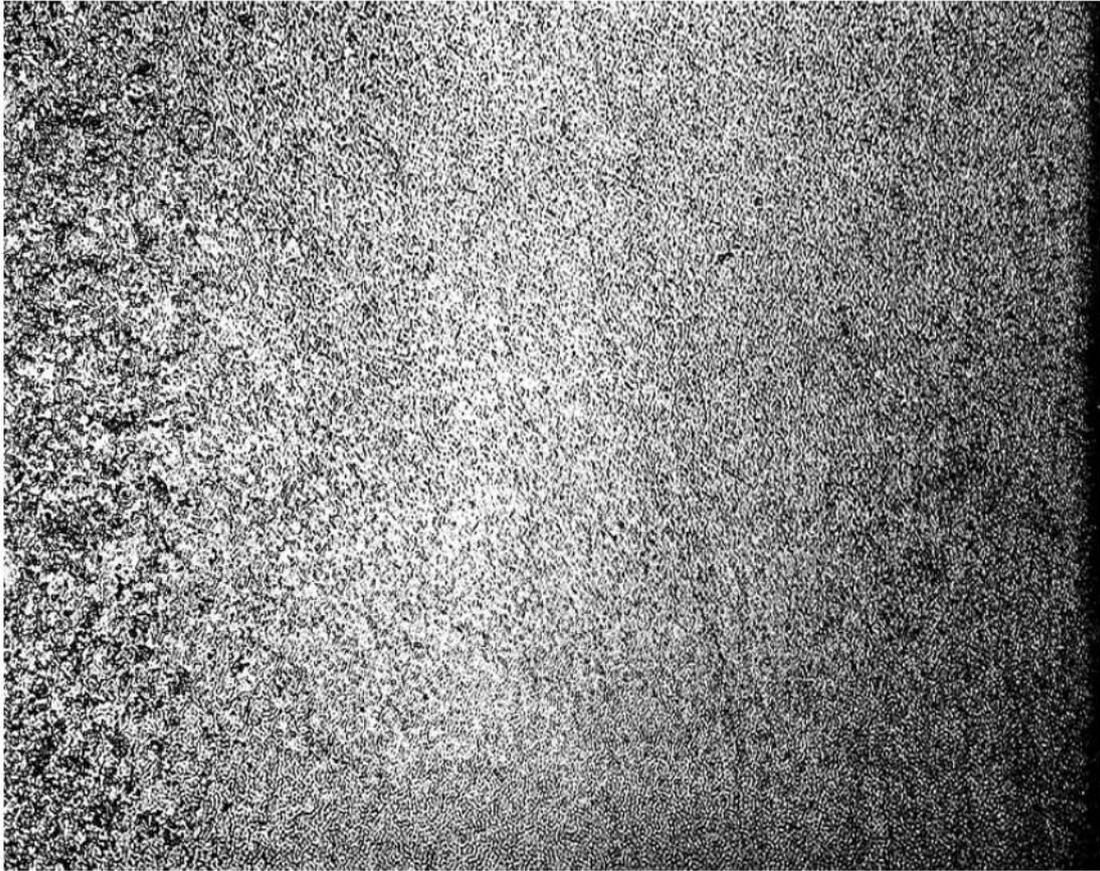


Figura 5. Pieza nacional-superficie interna. Capa cementada. Reactivo de ácido nítrico. 150X

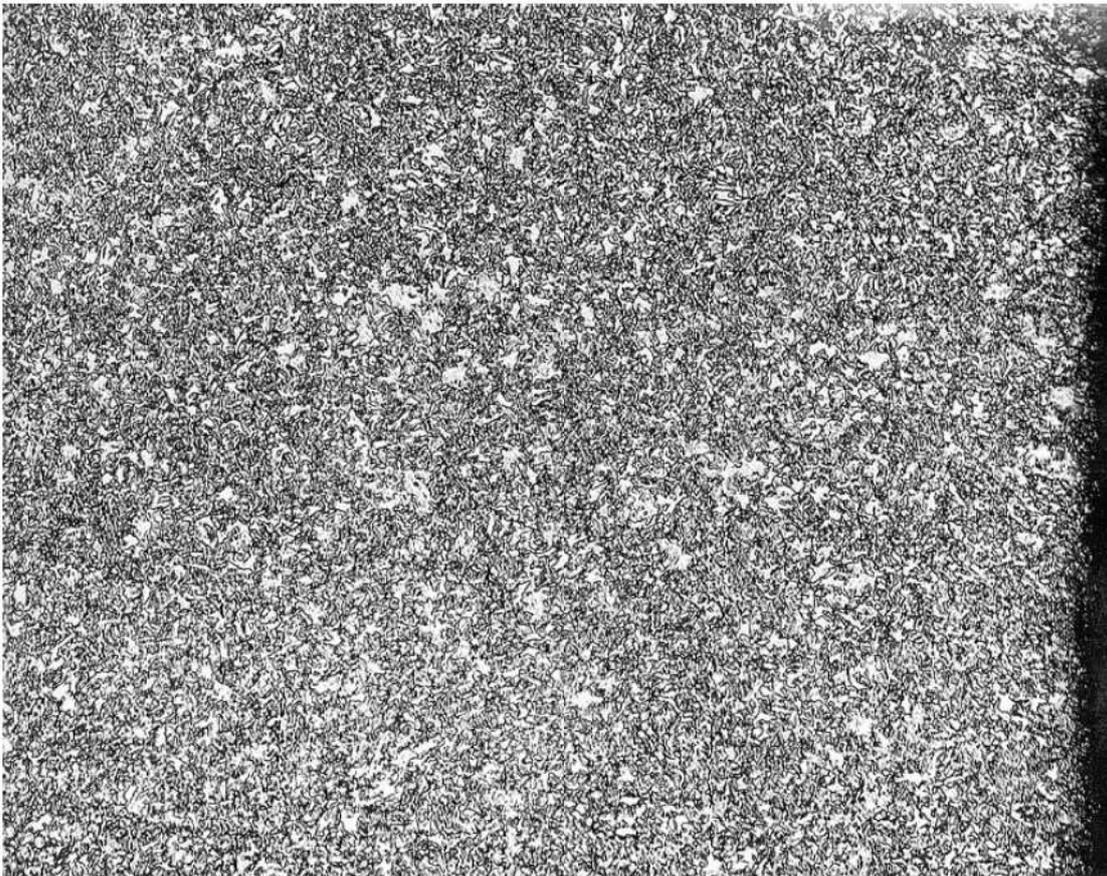


Figura 6. Pieza importada-superficie interna. No hay cementación. Reactivo de ácido nítrico. 150X.

6

Análisis microestructural de rodillos de tractor

Hubertus Colpaert*, 1944

1. INTRODUCCIÓN

Fue realizado un análisis de rodillo de tractor de fabricación nacional que presentaba numerosas grietas, para que fuesen estudiadas las causas de la falla. Como comparación, fue enviado otro rodillo, de origen extranjero, cuyo comportamiento en servicio fue considerado satisfactorio.

2. ENSAYO REALIZADOS

Fueron realizados análisis químico, ensayo de dureza y análisis metalográfico de las dos piezas.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

El análisis químico reveló la presencia de cromo y cobre solamente en la pieza nacional, así como un contenido de manganeso menor al de la pieza extranjera. El contenido de carbón es comparable en las dos piezas, siendo las diferencias verificadas en cuanto al silicio, fósforo y azufre de poca influencia para el caso.

La dureza Rockwell C medida en el rodillo importado, en estado original, presentaba en la superficie valores del orden de 40HRC (± 370 Brinell), decreciendo la

* Investigador responsable por el documento técnico

dureza rápidamente en la dirección al interior de la pieza. El rodillo nacional presenta, en la periferia, una dureza Rockwell C de cerca de 60 HRC (\pm 600 Brinell). Estos valores no se alteraron mucho en el interior de la pieza. Esta particularidad se explica en virtud del elevado contenido de manganeso, y, especialmente, por la presencia de cromo.

El análisis macrográfico (ver figura 1 y 2) reveló claramente que la pieza importada fue obtenida a través de un forjado intenso, mientras que la nacional fue obtenida por fundición.

La microestructura del material importado es típico de un acero que fue templado, sin sobrepasar la temperatura crítica, dada la presencia de restos de ferrita aun no absorbida por la austenita (campo austenita +ferrita). Después, el material fue revenido, probablemente a una temperatura cerca a los 400°C, como se puede concluir por la microestructura sorbitica (martensita revenida a baja temperatura) y por el valor de dureza (370 Brinell). Estas características dan al material buenas propiedades mecánicas. En cuanto a la pieza nacional, la dureza fue de cerca de 600 Brinell. Este valor sería prácticamente el mismo si no fuese realizado ningún revenido después del temple.

4. CONCLUSIONES

- La forja de la pieza extranjera orientó las impurezas del material de tal forma de colocar como "fibras", paralelas próximas a la superficie sujetas a un agrietamiento.
- La pieza nacional, por ser fundida, presenta una estructura dendrítica, que hace que con una cierta cantidad de impurezas quede alineada perpendicularmente a la superficie de la pieza, Por lo tanto, las impurezas quedan alineadas a la dirección de las tensiones que se desarrollan durante el enfriamiento, lo que facilita el agrietamiento.
- El manganeso, cuando está entre 1 y 2%, es señalado como uno de los más serios causantes de agrietamiento durante el temple. La pieza nacional presenta este elemento dentro de este rango, lo que favorece a su agrietamiento durante el temple.
- A la vista de la elevada dureza presentada por la pieza nacional, no es probable que la pieza no haya sufrido revenido. Este tratamiento sería indispensable para mitigar la fragilidad y, en particular, para eliminar las tensiones internas (en el supuesto de que la grieta no se produjo durante el temple).

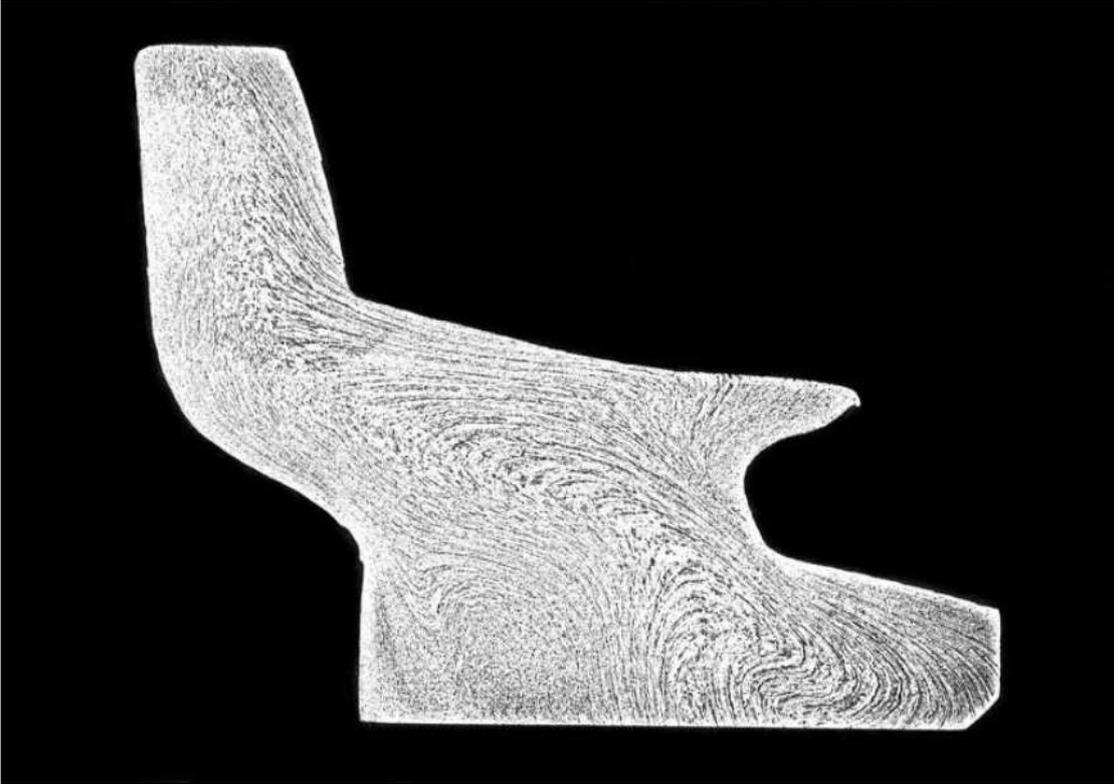
5. FIGURAS

Figura 1. Sección axial del rodillo extranjero. Reactivo de yodo

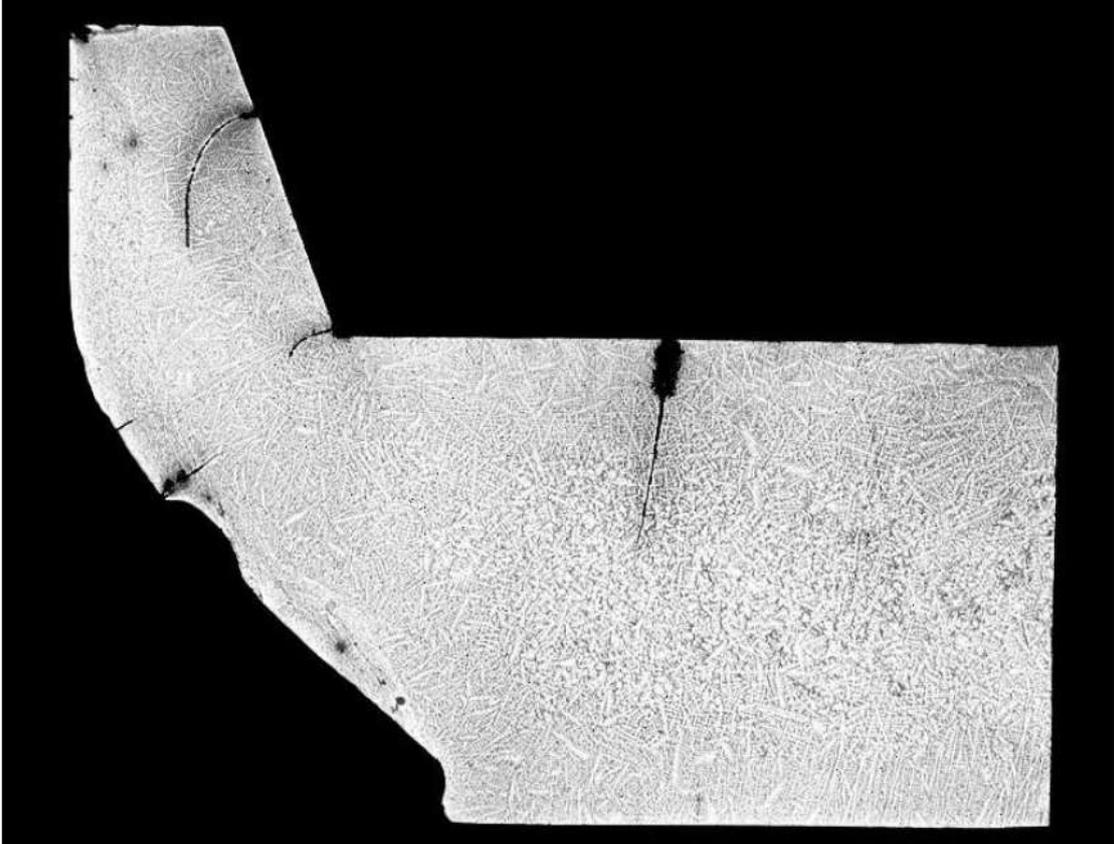


Figura 2. Sección axial del rodillo nacional. Reactivo de yodo

7

Análisis microestructural de navajas

Hubertus Colpaert*, 1948

1. INTRODUCCIÓN

Diversas muestras de navajas en varias etapas de su fabricación fueron examinadas para determinar las causas de su excesiva fragilidad. La descripción de las muestras es presentada en la tabla 1. Las navajas, fueron hechas con acero sueco así como con acero americano, presentaban excesiva fragilidad, al punto a destacar es la de tener fragmentos durante su esmerilado y eventualmente en el proceso de acabado final. Se sospecha que hubo quema durante la forja

2. RESULTADOS

El análisis químico de la barra de acero americano demostró que se trataba de un acero tipo SAE 52100 (según la clasificación de Society of Automotive Engineers), como se puede verificar en los resultados expuestos en la tabla 2.

2.1 Barras de acero

Las barras de acero sueco y americano fueron sometidas a un análisis metalográfico. El aspecto encontrado es reproducido en las figuras 1 y 2 característico de un acero de alto contenido de carbono, enteramente esferoidizado, cuya microestructura es formada por glóbulos de cementita en matriz de ferrita.

* Investigador responsable por el documento técnico

Tabla 1. Muestras enviadas para análisis

Muestra	Observaciones
Barra de acero original sueco	Composición química: carbono 1.3%, manganeso 0.3%, silicio 0.2%, cromo 1.0%
Tres colas de navaja de acero sueco recocida	Tratamiento térmico: calentado a 750°C por media hora, seguido de media hora a 700°C, media hora a 750°C y enfriado en el horno
Tres colas de navaja de acero sueco templada, presentando fractura con granos finos, medios y grandes	Tratamiento térmico: calentado hasta 780°C en baño de sal fundida, y templada en aceite hasta temperatura ambiente. En seguida, revenida a 170°C
Barra de acero original americano	Declarado "adecuado para fabricar navajas"
Cola de navaja de acero americano en estado bruto de forjado.	Temperatura de forjado debe ser cercano a los 900°C

Tabla 2. Resultados del análisis químico del acero americano

Elemento	Acero americano (%)	Acero sueco (%)*	SAE 52100
C	0.99	1.3	0.95 a 1.10
Si	0.34	0.2	-
Mn	0.38	0.3	0.20 a 0.50
P	0.014	-	0.030% máx.
S	0.018	-	0.035% máx.
Cr	1.34	1.0	1.20 a 1.50

* Composición nominal

2.2. Navaja forjada – acero americano

La navaja en estado bruto de forja, hecha con acero americano, también paso por un análisis metalográfico. La figura 3, que presenta una pieza de la sección transversal, muestra un doblez de forjado. La figura 4 tiene una pieza en sección longitudinal, en la parte más gruesa, donde pueden notarse dos de estos dobleces. Uno de los dobleces de la sección longitudinal fue examinada más detalladamente (ver figura 5), revelando nítidamente la deformación de la microestructura del material, confirmando que se trata de doblez de forjado. Los altos valores de carbón y cromo, asociados al bajo valor de molibdeno, vuelven al material apto para un endurecimiento por templado. El enfriamiento del aire que sigue a la forja fue suficiente para templar parcialmente el material, como se puede verificar por la

microestructura observada en la figura 6 (granos de martensita con perlita fina y carburos en los contornos) y por la elevada dureza encontrada, de 560 Brinell. No se verifico quema ni un súper calentamiento del material, porque no fueron encontradas partes oxidadas en el interior del metal, ni granos muy gruesos.

2.3. Navaja recocida – acero sueco

El examen metalográfico de la navaja recocida producida a partir de acero sueco (figura 7) muestra, además de la presencia de pequeños glóbulos de cementita, la existencia de cementita precipitada en los contornos del grano. Esta red se origina normalmente en los aceros con más de 0.9% de carbono, cuando, durante el calentamiento, la temperatura alcanza valores dentro de la zona crítica, o encima de ella, y el enfriamiento subsecuente lento. El tratamiento térmico probablemente buscaba fundir el acero, esto es, darle una microestructura en que los carburos (cementita) se presentasen, mas posiblemente, en glóbulos, como se observa en el material de la barra de acero sueco (figura 1).

2.4. Navaja templada y revenida – acero sueco

Las figuras 8 al 10 se refieren a las microestructuras de las muestras de las navajas de acero sueco después del templado y revenido, que presentan fracturas de aspecto grueso a fino. Las microfotografías revelan tamaños de grano que corresponden a aspectos de las fracturas, notándose la presencia de cementita dispuesta en los bordes de grano.

3. DISCUSIÓN

Por el análisis químico del acero declarado americano, fue posible constatar que se trata de un acero de alto contenido de carbono, con cromo. La composición difiere de aquella atribuida al acero sueco, debido a que tiene menos carbono y más cromo. Piezas de acero con esa composición pueden ser enmarcadas en el tipo SAE 52100. La bibliografía consultada sobre aceros adecuados para navajas recomienda composiciones con mayor contenido de carbono del encontrado en el acero americano, aproximándose más a la composición de un acero sueco.

La microestructura del acero de la muestra forjada con acero americano no está quemada, pero presenta pliegues del forjado que pueden actuar como grietas. La microestructura de la navaja recocida hecha con acero sueco presenta carburos en los bordes de grano, lo que demuestra que no hubo esferoidizado completo con la practica adoptada en este tratamiento. Las causas de ese esferoidizado incompleto

pueden ser un número de oscilaciones de la temperatura insuficiente, o la utilización de una temperatura superior a la conveniente a este tratamiento. Una temperatura muy alta provocaría una entrada, en solución sólida, de una cantidad mayor de carburos que, durante el enfriamiento lento, precipitarían en los contornos de grano.

La variación del tamaño de grano, observado en las navajas templadas y revenidas hechas con acero sueco muestra que las temperaturas alcanzadas en el recocido no fueron iguales para todas las muestras, correspondiendo granulaciones gruesas para temperaturas más elevadas. La presencia de cementita en los contornos de grano se tornan más visibles en la micrografía y es también a causa del aspecto granular cristalino de la fractura. Estas redes de carburos ya existían en el momento del templado. Ella puede haberse formado en virtud de un calentamiento excesivo, seguido de un enfriamiento lento hasta dentro de la zona crítica, y la temperatura subsiguiente. Sin embargo, es más probable que venga de un recocido insuficiente. La presencia de una red de cementita, que es un compuesto durísimo, vuelve a la pieza aún más frágil de lo que es naturalmente, y muy quebradiza para soportar los choques y esfuerzos a los que está sujeta durante el trabajo de acabado. Para disminuir la excesiva fragilidad del producto, se debe atenuar la formación de cementita en los bordes de grano, y revenir a una temperatura más elevada, porque se verificó que la dureza de las piezas tratadas, superior a 700 Brinell, era exagerada.

Siendo las composiciones químicas de dos aceros diferentes, las temperaturas utilizadas en sus tratamientos no pueden ser las mismas, debiendo adecuarse al tipo de acero empleado. Se debe tener un cuidado especial para asegurar la distribución de los carburos lo más homogénea posible en el momento del templado.

4. CONCLUSIONES

- El análisis químico del acero declarado americano reveló ser un acero de alto contenido de carbono, con cromo. La composición difiere de aquella atribuida al acero sueco, porque tiene menos carbón y más cromo.
- La microestructura de la navaja forjada (acero americano) presenta dobleces de forja que pueden actuar como grietas
- La microestructura de la navaja recocida (acero sueco) presenta precipitación intergranular de carburos
- La variación del tamaño de grano observada en las navajas templadas y revenidas (acero sueco) muestra que las temperaturas alcanzadas en el recocido no fueron iguales para todas las muestras, correspondiendo granulaciones gruesas a temperaturas más elevadas

- La presencia de una red de cementita vuelve a la pieza frágil y muy quebradiza para soportar los choques y esfuerzos a los que está sujeta durante el trabajo de acabado. Para disminuir la excesiva fragilidad del producto, se debe atenuar la formación de cementita en los contornos de los granos, y revenir a una temperatura más elevada, Se verifico la dureza de las piezas tratadas(>700HB) era exagerada

5. FIGURAS



Figura 1. Barra de acero sueco. Glóbulos de cementita sobre un fondo de ferrita. Microestructura de acero completamente esferoidizado. Reactivo de ácido nítrico.1000X

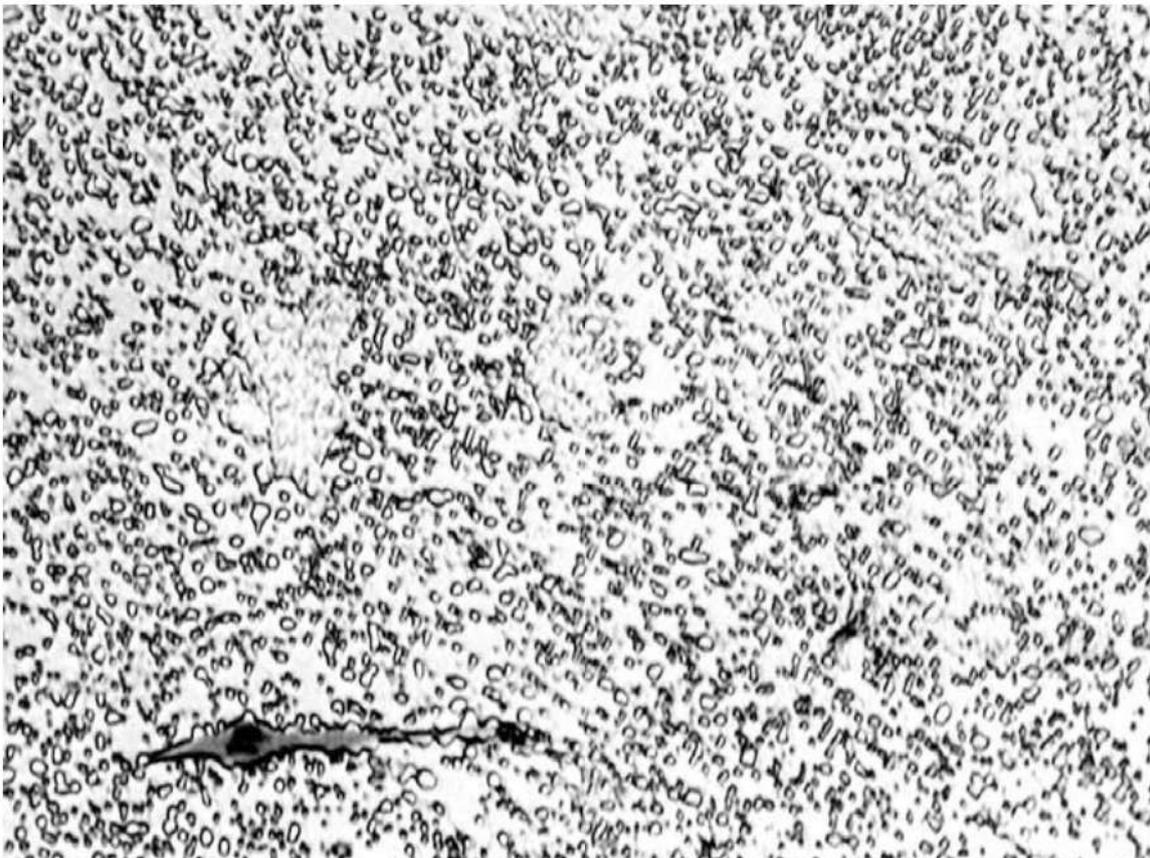


Figura 2. Barra de acero americano. Glóbulos de cementita sobre un fondo de ferrita. Microestructura de acero completamente esferoidizado. Reactivo ácido nítrico. 1000X

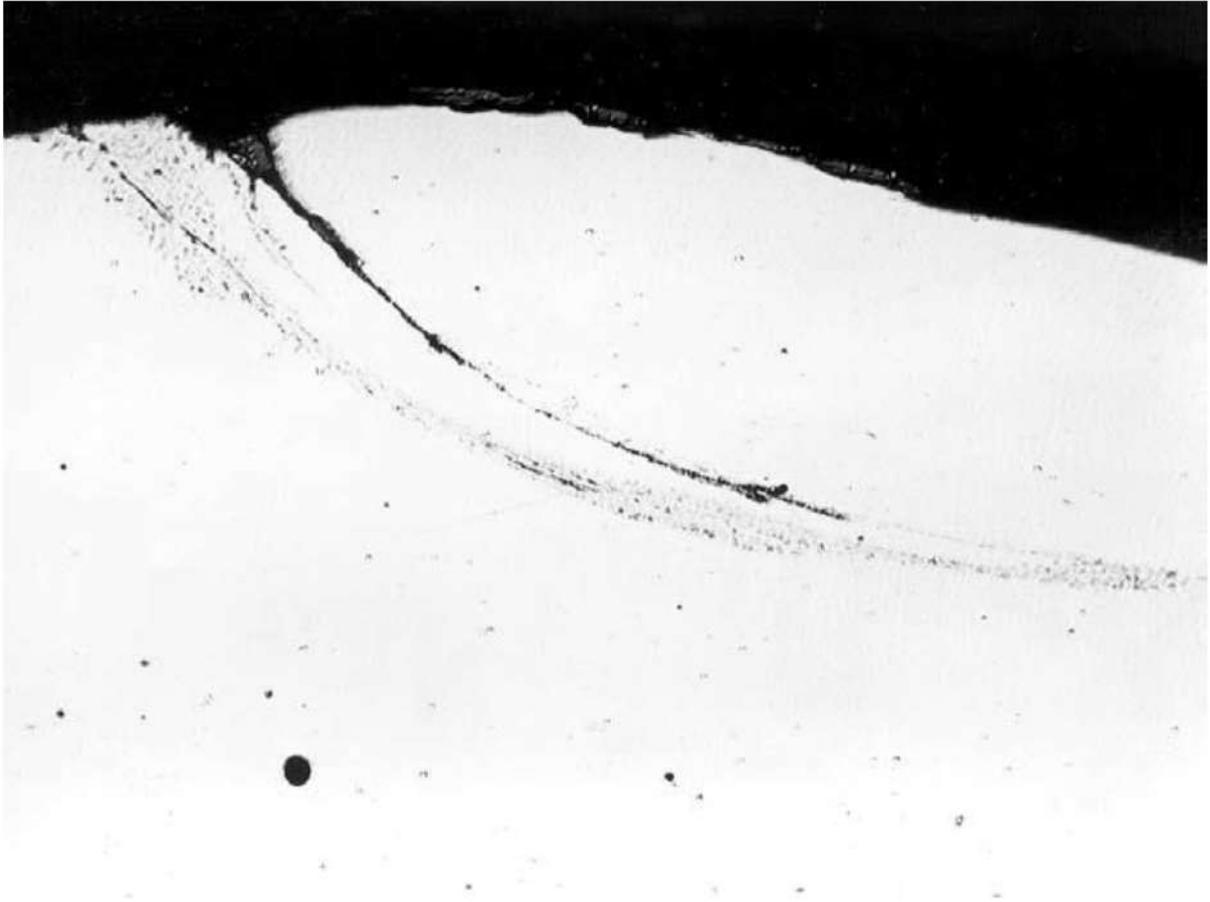


Figura 3. Navaja en estado bruto de forjamiento. Sección transversal sin ataque. Aspecto de un doblez del forjado. 200X.

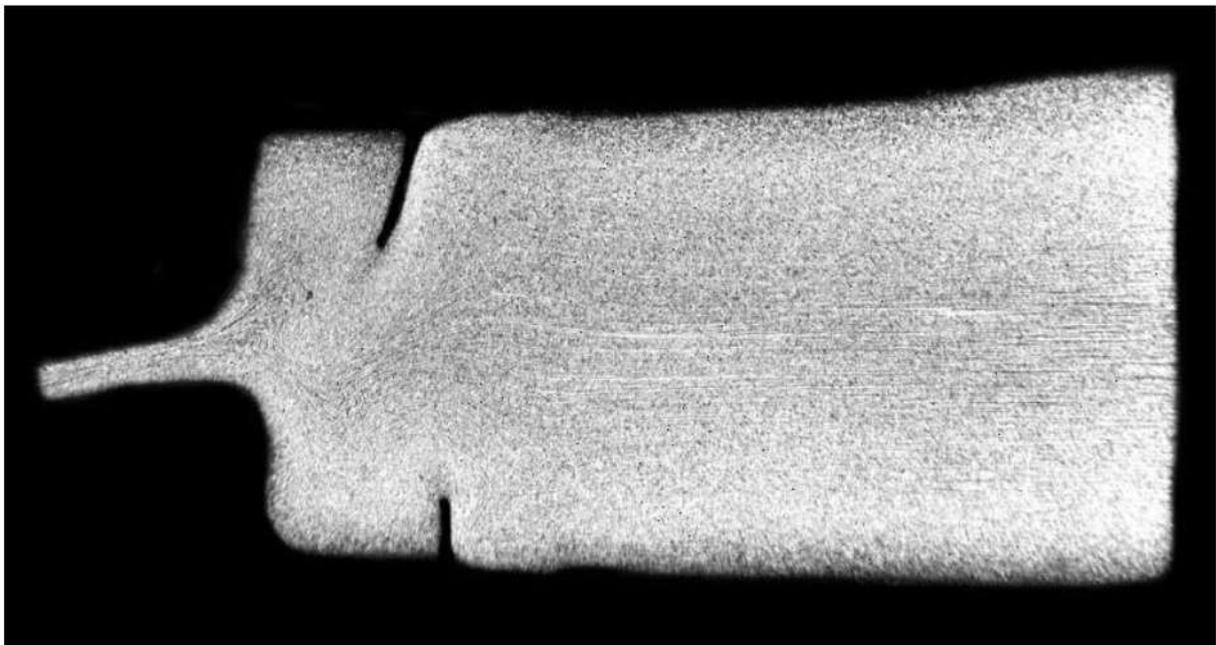


Figura 4. Navaja en estado bruto de forjamiento. Sección longitudinal, en la parte más gruesa. Se notan dobleces del forjamiento. Reactivo ácido nítrico. 10X.

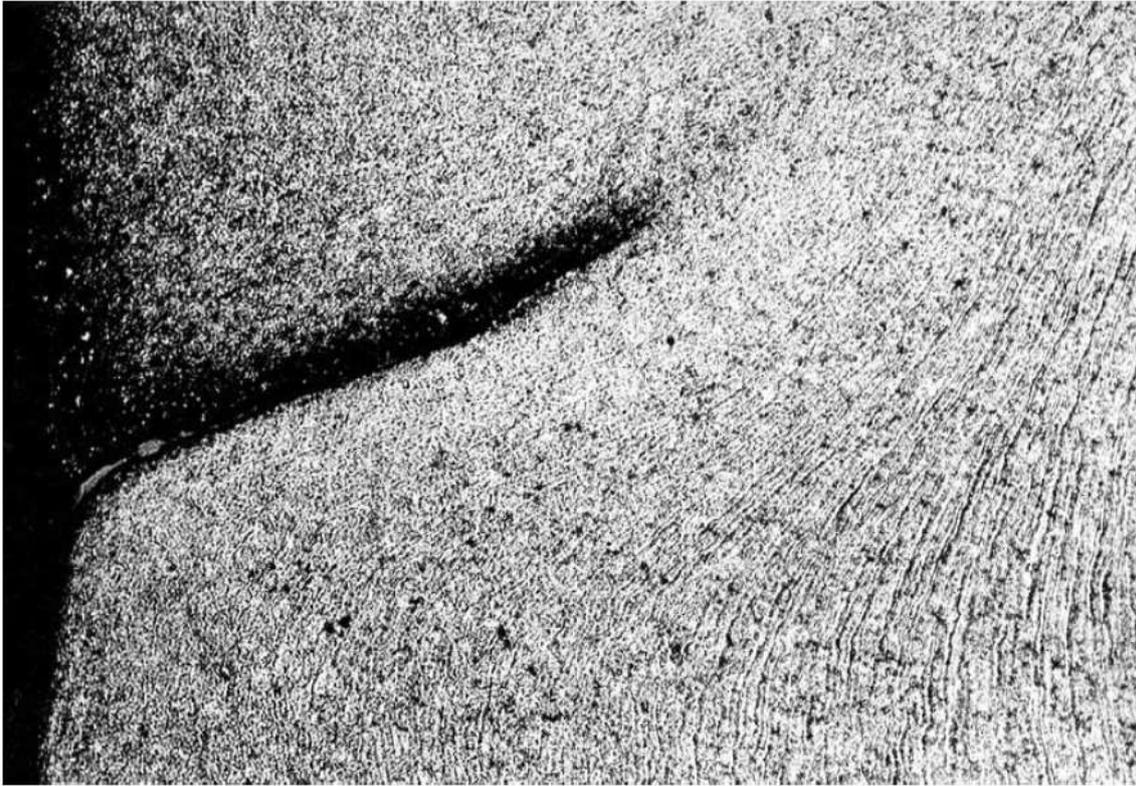


Figura 5. Navaja en estado bruto de forjamiento. Sección longitudinal. Se notan las deformaciones internas que el doblé produjo en el interior del material. Reactivo ácido nítrico. 60X.

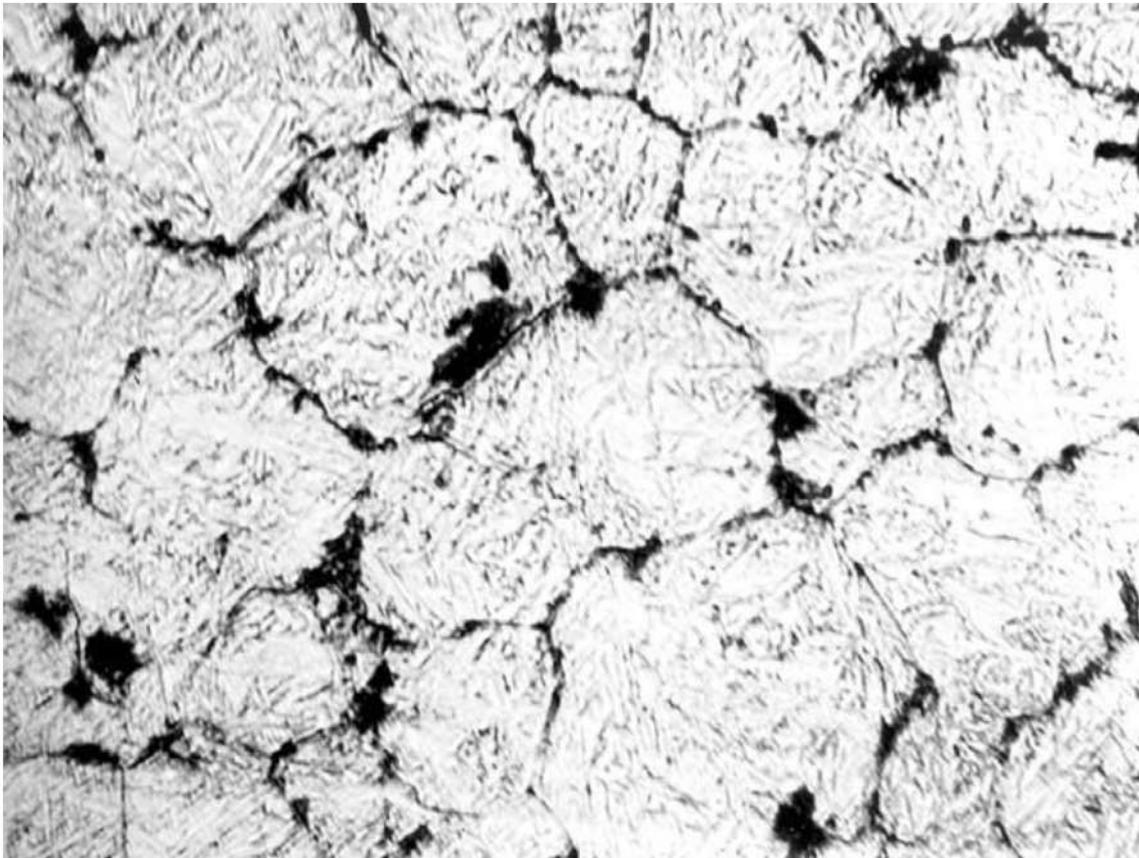


Figura 6. Navaja en estado bruto de forjamiento. Sección longitudinal. Granos de martensita con áreas de perlita fina y de carburos en su contorno. Reactivo, ácido nítrico. 1000X.

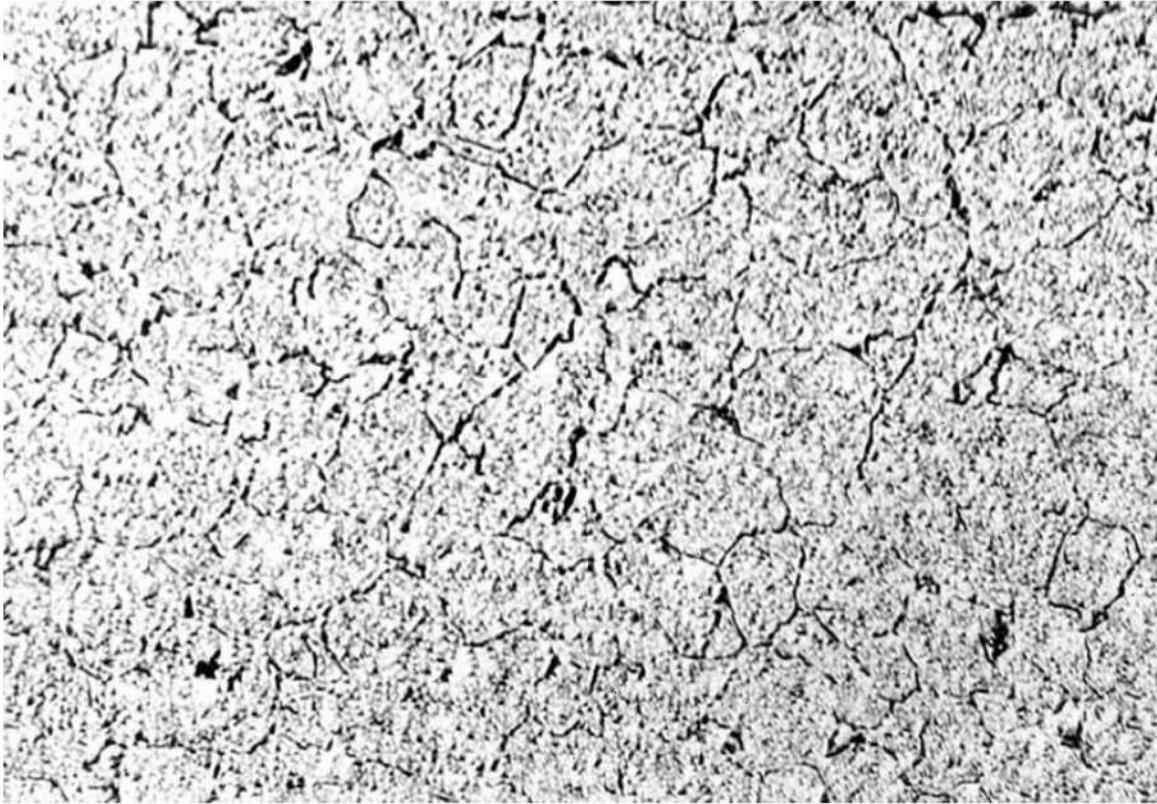


Figura 7. Navaja recocida. Sección transversal. Cementita en glóbulo y en parte dispuesta en red en los bordes de los granos de ferrita que forman el fondo. Picrato de sodio. 500X

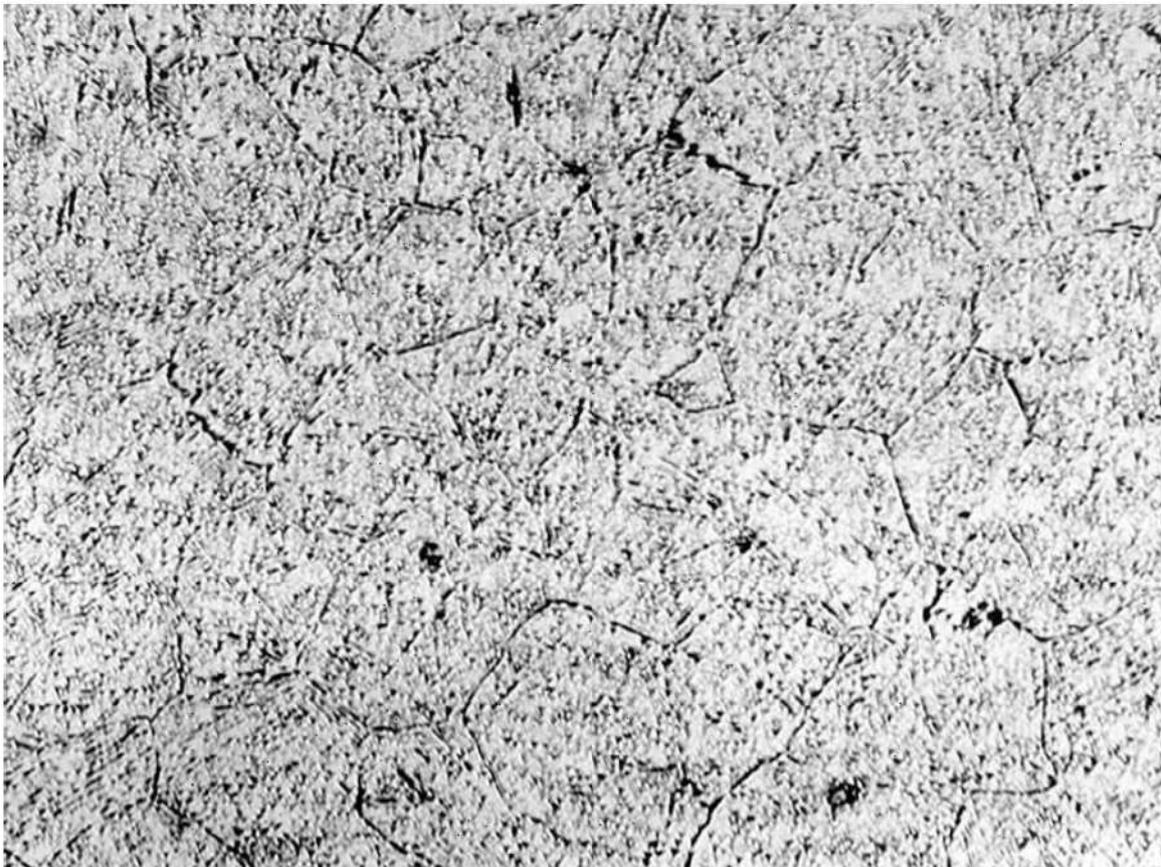


Figura 8. Navaja templada y revenida, presenta granulación importante en la fractura. Cementita en glóbulos y en parte del contorno de los granos de martensita. Picrato de sodio. 500X.

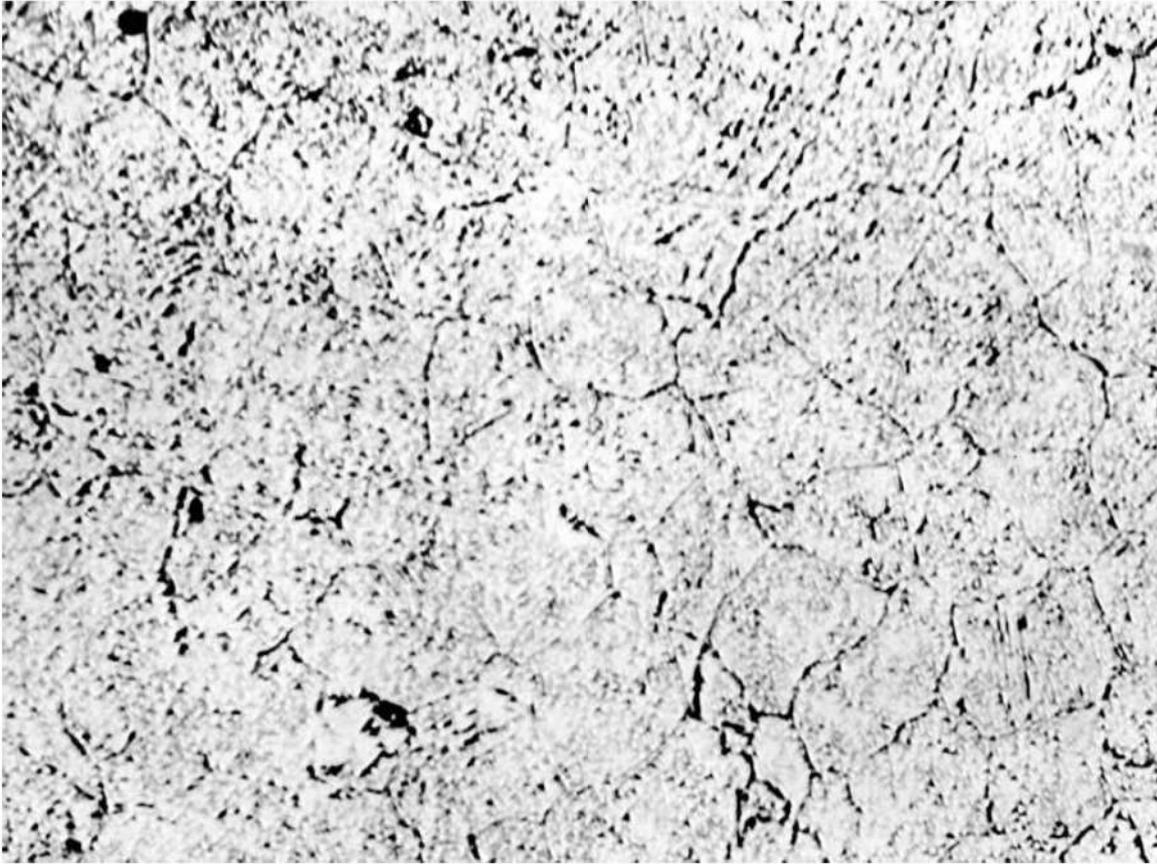


Figura 9. Navaja templada y revenida, presenta granulación media en la fractura. Cementita en glóbulos y en parte de los bordes de grano de la martensita. Picrato de sodio. 500X.

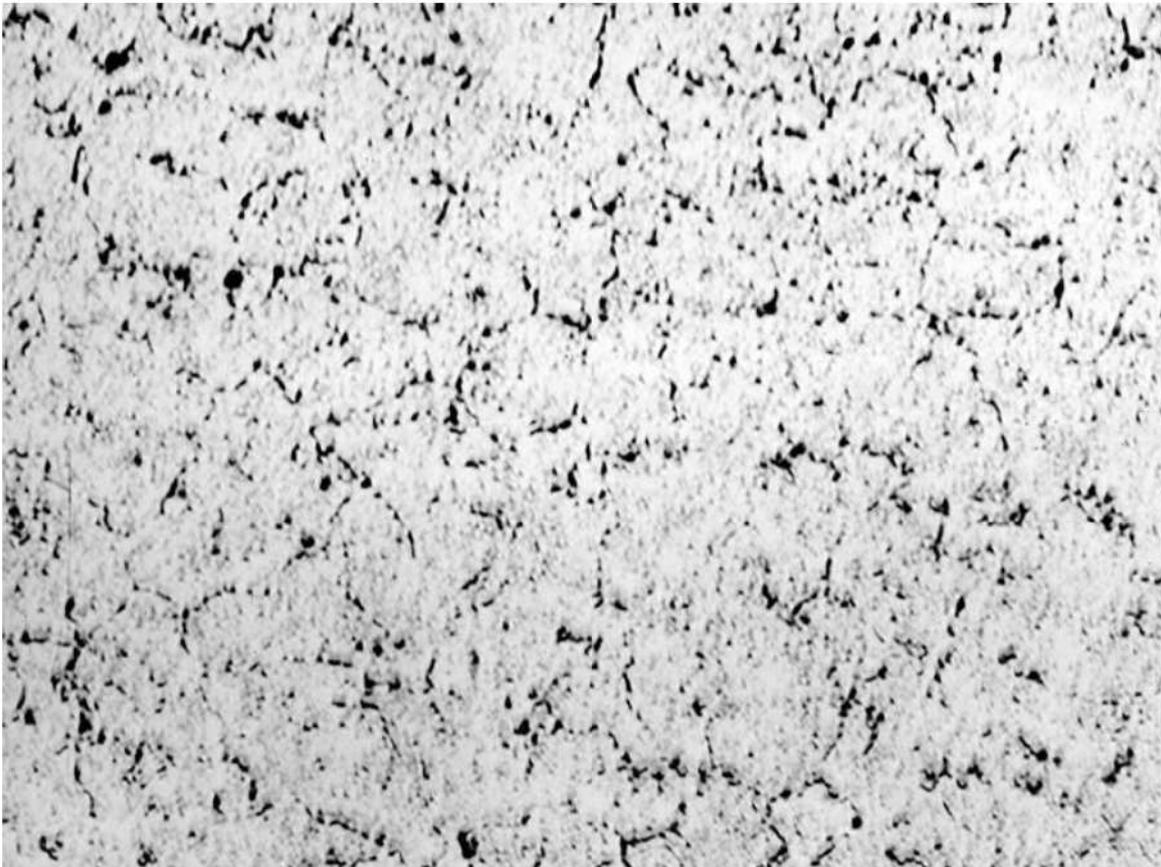


Figura 10. Navaja templada y revenida, presenta granulación fina en la fractura. Cementita en glóbulos y en parte del borde de los granos de la martensita. Picrato de sodio. 500X.

8

Análisis de falla en rieles

Rubens L. Pereira*, 1950

1. INTRODUCCIÓN

Un pedazo de riel quebrado en servicio fue analizado para que fuesen estudiadas las causas probables de su rotura. Fueron realizados ensayos de dureza y exámenes macro y microestructurales.

2. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

La superficie de fractura es vista en la figura 1. En su aspecto es característico a una rotura por fatiga. La grieta se inició en la cabeza del riel, que estaba liso, y de allí se propago hasta que la sección restante se volvió insuficiente para resistir los esfuerzos, resultando una rotura por desplazamiento. En una sección próxima a la superficie de fractura fue obtenida en la figura 2, donde se puede notar la existencia de una reparación por soldadura. La influencia del calor en la soldadura en la microestructura del riel ha llevado a esta ligera segregación. En el patín no se nota nada anormal. Los ensayos de dureza Rockwell C presentaron los siguientes resultados: Soldadura= 20 HRC; microestructura normal del riel = 23 HRC; microestructura alterada del riel = 35 HRC. La microestructura alterada se encontraba templada blandamente, como puede ser constatado por su dureza.

* Investigador responsable por el documento técnico

3. CONCLUSIONES

Las causas de la rotura pueden haber sido las siguientes:

- Templado local, provocada por el calentamiento instantáneo de la superficie de rodamiento, en el punto donde se dio un rodamiento en falso.
- Impactos repetidos que el riel sufrió al paso de los trenes sobre la parte socavada por el rodamiento en falso.
- La reparación con soldadura, produjo las siguientes consecuencias: heterogeneidad estructural entre el metal depositado y el riel; templado con tensiones internas en las zonas adyacentes; y, eventualmente, pequeñas fallas durante la operación.

4. FIGURAS

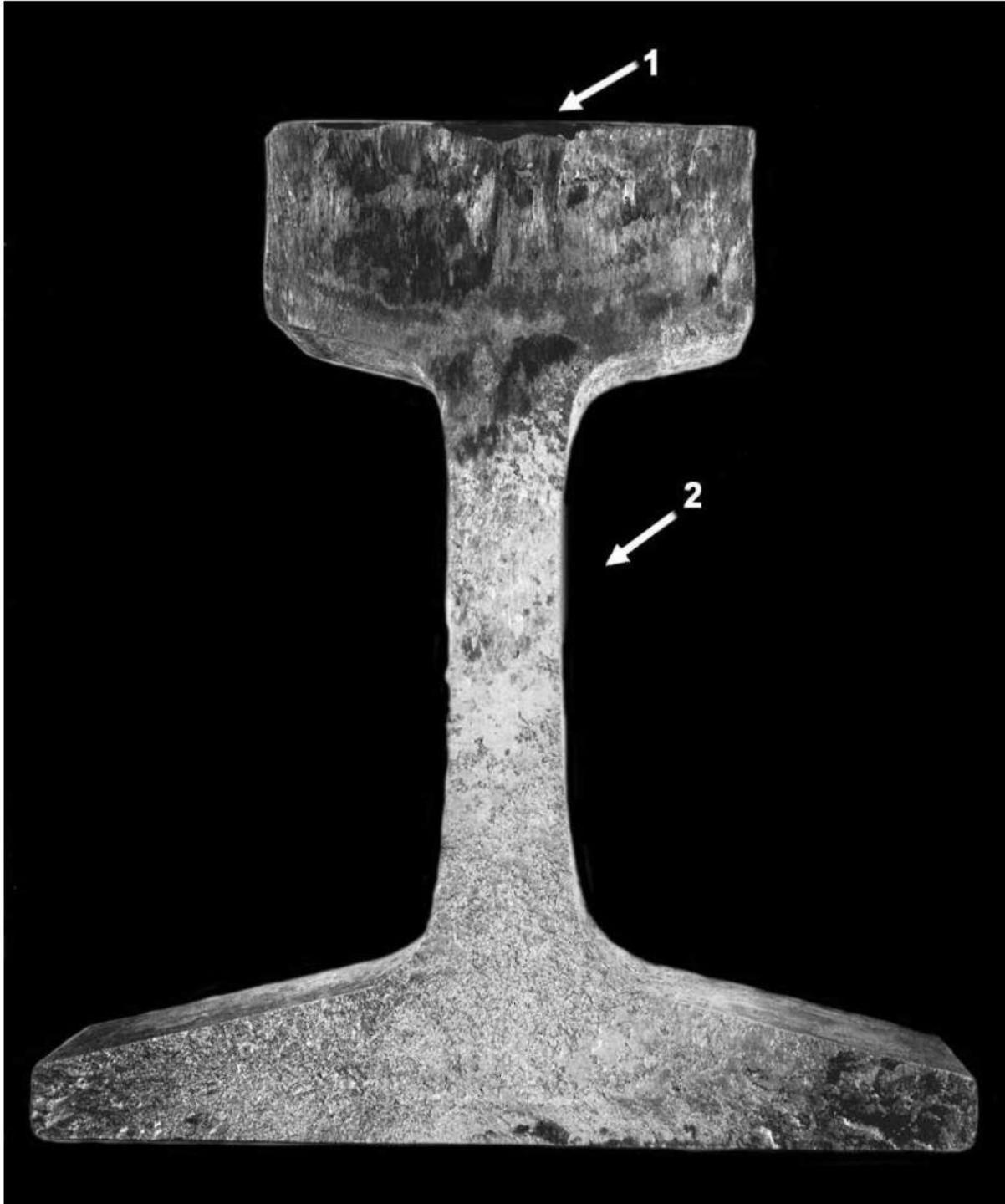


Figura 1. Superficie de fractura mostrando la región lisa con marcas de tipo playa (flecha 1) y región más rugosa (flecha 2). Aspecto típico de rotura por fatiga iniciada en la cabeza.



Figura 2. Reparación por soldadura (ver flecha 1) e influencia del calor de la soldadura en la microestructura del riel, mostrando leve segregación. Reactivo de yodo.

9

Examen de grietas en soporte de tren de aterrizaje

Hubertus Colpaert*, 1954

1. INTRODUCCIÓN

El soporte retráctil derecho del tren de aterrizaje de un avión fue examinado para que fuesen determinadas las causas probables de formación de una extensa grieta. La falla se desarrolló en un tramo rectangular, en la región donde esta soldada una pieza destinada a la articulación.

2. ENSAYOS REALIZADOS Y RESULTADOS

2.1. Inspección visual

La figura 1 muestra el aspecto de la pieza enviada y la figura 2 la región donde se encuentra la grieta. La figura 3 presenta un detalle de la grieta después de la remoción de la capa de pintura de la pieza por medio de una solución de sodio. Nótese que la grieta acompaña al límite entre la capa de soldadura y el tubo, y después prosigue para ambos lados. La falla atraviesa todo el espesor de la pared del tubo, porque ella fue observada también en su cara interna. El tubo presenta una pequeña disminución de diámetro externo, en el trecho que fue unido por la soldadura eléctrica a la pieza destinada a la articulación. La parte soldada, que puede

* Investigador responsable por el documento técnico

ser vista del lado derecho de la figura 3, esta reproducida de frente en la figura 4, en la cual se constata también grietas en la línea de separación entre la soldadura y el tubo.

2.2. Examen metalográfico

La parte soldada que aparece del lado izquierdo de la figura 3 fue seccionada longitudinalmente, pulida y atacada, y es reproducida en la figura 5. Se puede notar en esta macrografía: la presencia de la región soldada y de las zonas alteradas por el calor de la soldadura, además de la disminución del espesor de la pared del tubo, que se procesa según un bisel suave; y de una grieta incipiente en la línea de contacto exterior entre la soldadura y el tubo. Las áreas oscuras son alteraciones sufridas por su microestructura como consecuencia de la soldadura (figuras 5 y 6). La grieta puede ser observada mejor en la figura 7. El aspecto macrografico de la sección transversal (lado superior de la figura 3, ver figura 8) muestra que tanto el material del tubo como del refuerzo son de acero bastante homogéneo.

El material del tubo original sufrió un tratamiento térmico como de un templado blando, como indica su microestructura (lado izquierdo de la figura 8). La figura 9 muestra la microestructura de supercalentamiento y templado parcial, que el tubo presenta en la transición con la soldadura. En esta figura se puede observar también la microestructura columnar, sin refinar, de fusión de la soldadura.

2.3. Análisis químico

El análisis químico del material del tubo es: C=0.32%; Si=0.24%; Mn=0.54%; P=0.016%; S=0.010%; Cr=0.88% e Mo=0.18%. El análisis espectrografico revelo también la presencia de aluminio y cobre.

2.4. Ensayo de dureza y metalografía

Los ensayos de dureza efectuados en el tubo, en regiones no alteradas por el calor de la soldadura, tienen un valor medio del orden de 29 Rockwell C (cerca de 280 Brinell). En las regiones alteradas por el calor de la soldadura, la dureza es más baja, del orden de 24 Rockwell C (247 Brinell), cayendo a valores en torno de 20 Rockwell C (226 Brinell) en el límite entre el material inalterado y el comienzo de la alteración, que corresponde a la región que alcanzo cerca de los 700°C. El calentamiento a esa temperatura provoca cierto esferoidizado de la microestructura, lo que acarrea una disminución de la dureza

La dureza de una muestra de un tubo sometida a recocido, con enfriamiento en el horno, cayó a 81 Rockwell B (153 Brinell). Este valor es perfectamente concordante con el que presentan los aceros al 0.3% de carbono, incluso con pequeños contenidos de elementos de aleación, como es este caso.

3. DISCUSIÓN

La grieta se dio en una zona en que ocurre un cambio brusco de rigidez del tubo, como consecuencia del refuerzo que el presta a la parte soldada para formar la articulación. Se trata de una región donde hay concentración de esfuerzos. Esta concentración aumenta no sólo por la pequeña reducción que se observa en el espesor de la pared justo antes de la soldadura, sino también por el ángulo más agudo que el bisel reduce la forma entre el tubo y la soldadura.

El material en ese punto es más frágil porque el calor intenso desarrollado por el arco eléctrico produce un supercalentamiento localizado. La absorción de este calor por las partes adyacentes más frías provoca cierto templado en esa región, tornándose aún más frágil. En virtud de esto, surgen tensiones internas que, sumados a los de la pieza que sufre en servicio por aterrizajes y despegues, pueden dar origen a grietas por fatiga, que más tarde se propagaran en las capas adyacentes. Estas capas poseen resistencia a la tracción inferior al del tubo original, porque las características de resistencia mecánica que el tubo adquirió en el tratamiento térmico al que fue sometido en su manufactura se perjudicaron en la región expuesta al calor de la soldadura.

4. CONCLUSIÓN

La grieta por fatiga fue nucleada en una región de la pieza con gran concentración de tensiones asociada a la presencia de microestructura supercalentada (zona afectada térmicamente por la soldadura).

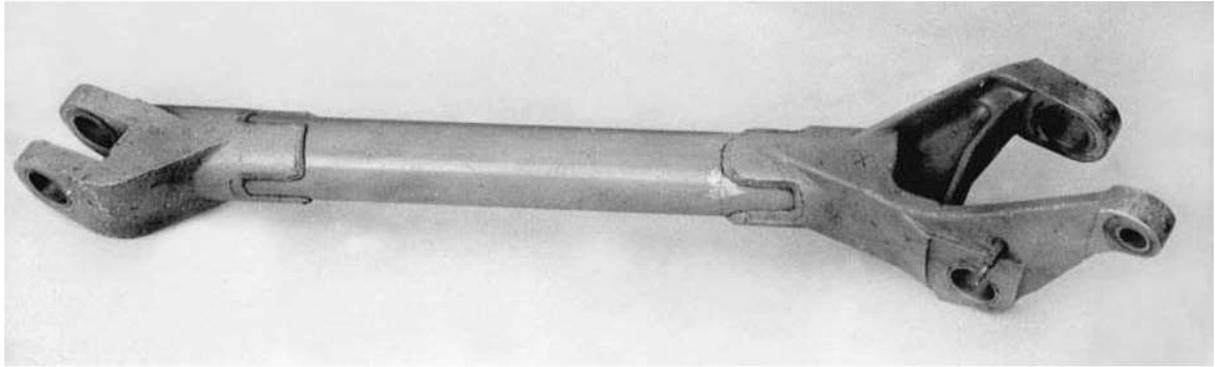
5. FIGURAS

Figura 1. Aspecto de la pieza recibida

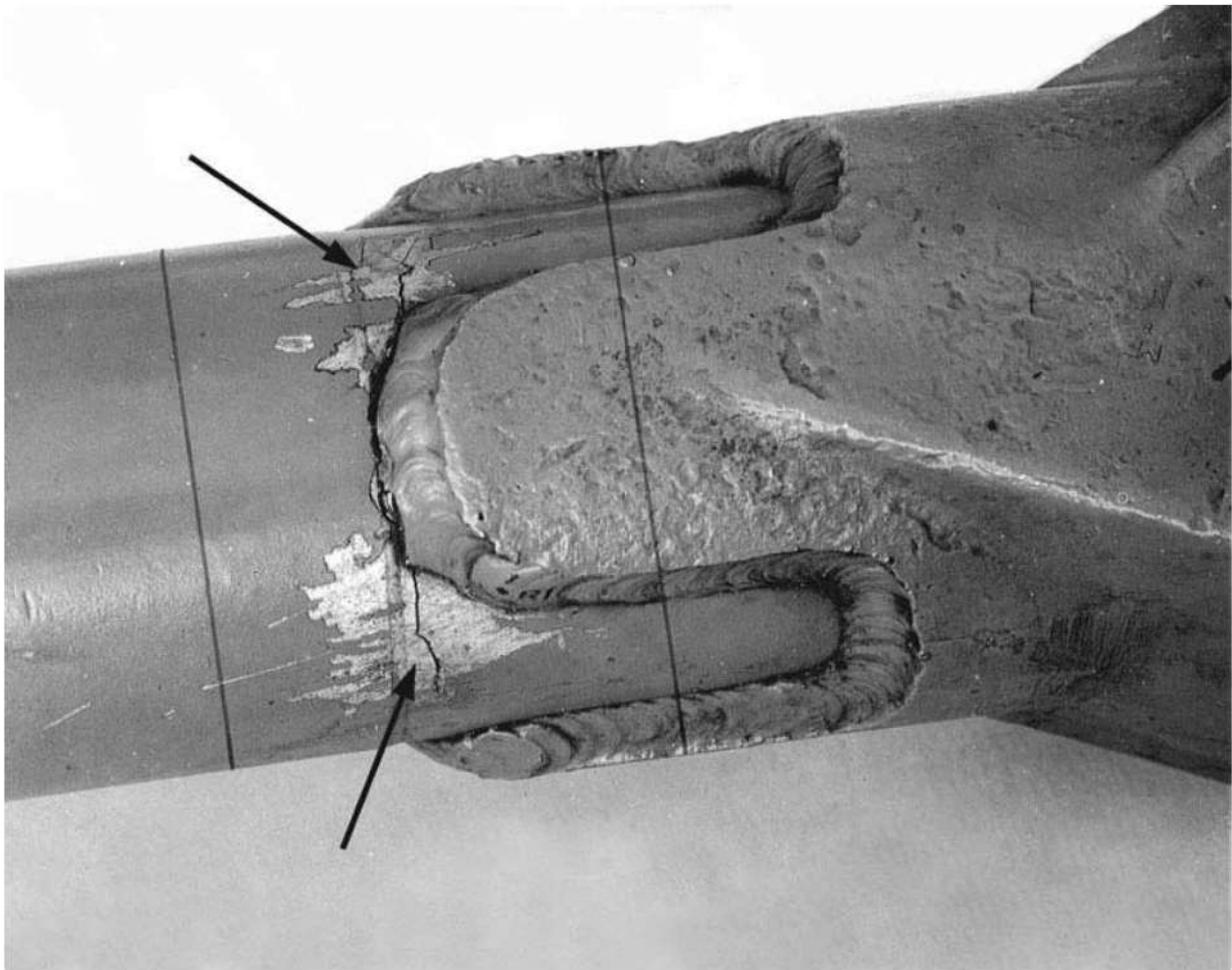


Figura 2. Trecho donde se presenta una grieta (flechas). Las líneas están delimitando el segmento cortado para el examen.



Figura 3. Detalle donde se nota la grieta transversal(flecha) que acompaña una larga extensión al borde de la capa de soldadura.

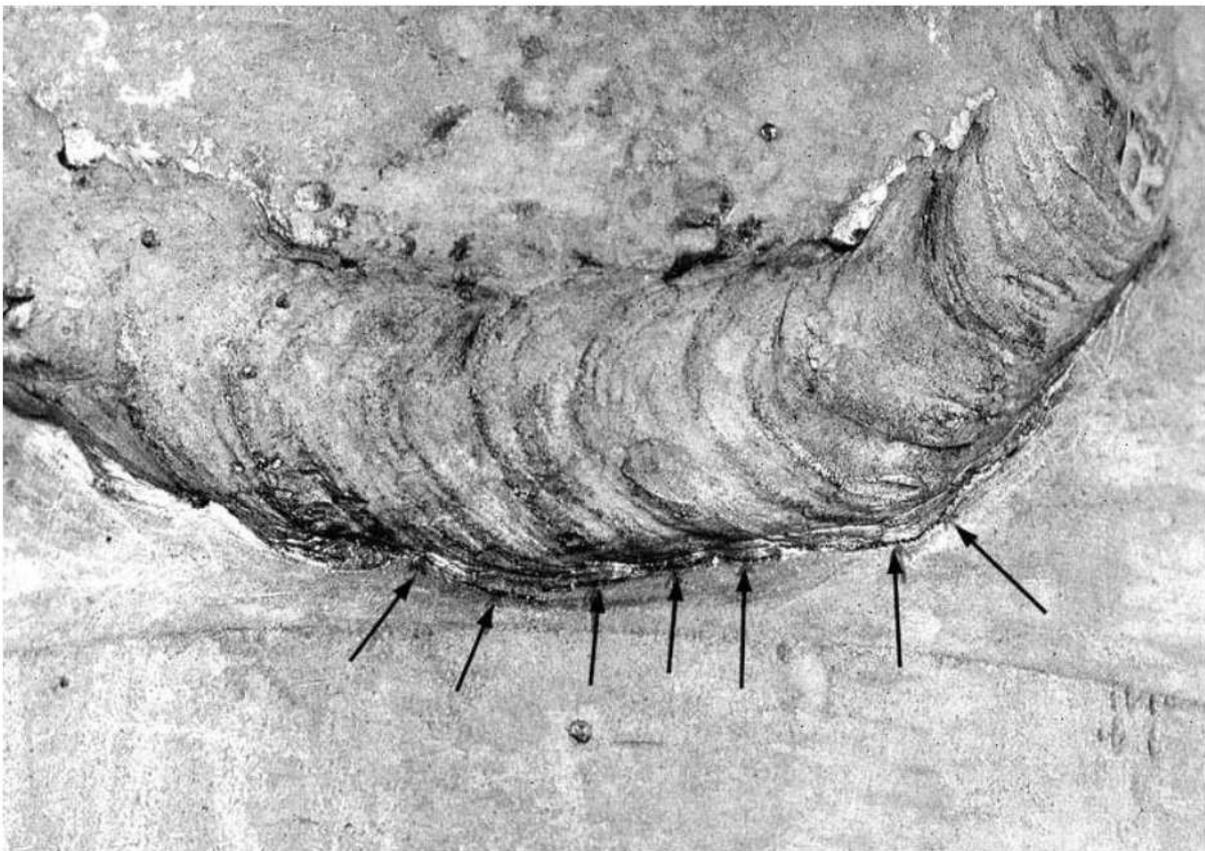


Figura 4. Aspecto de otra parte soldada, en la cual están marcadas por flechas pequeñas grietas en situación análoga a las representadas en la figura 3.

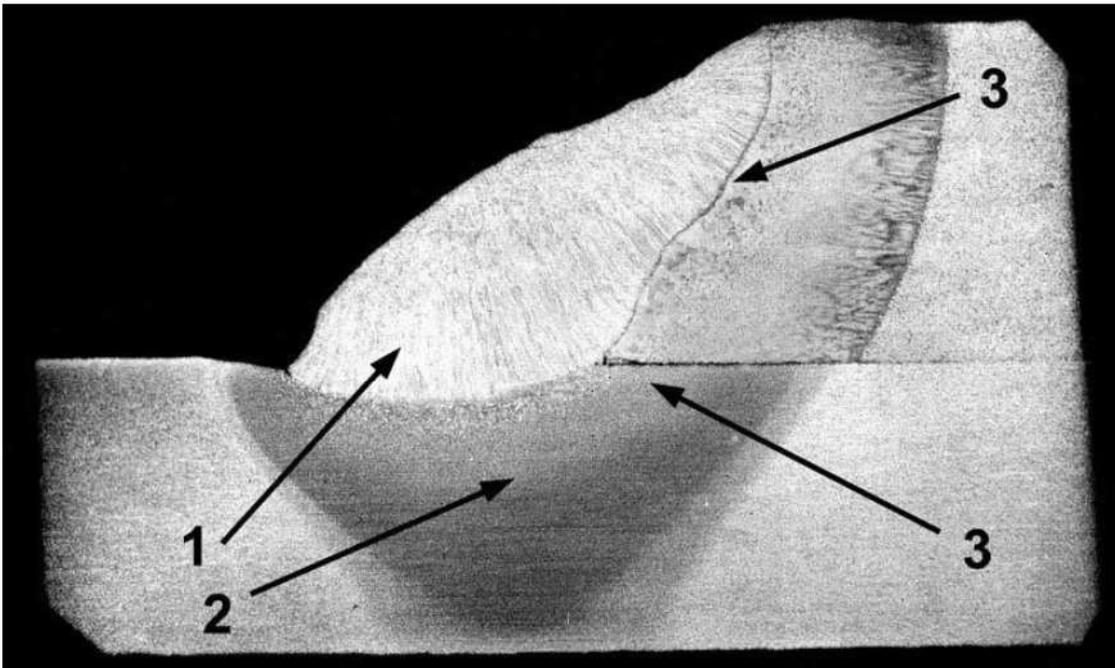


Figura 5. Aspecto de la sección transversal (figura 3). El tubo y la parte del refuerzo (soldadura, flecha 1) presentan alteraciones microestructurales (flecha 2) por el proceso de soldadura. Existen fallas en el encuentro entre la soldadura, el tubo y el refuerzo (flecha 3). Reactivo de yodo.

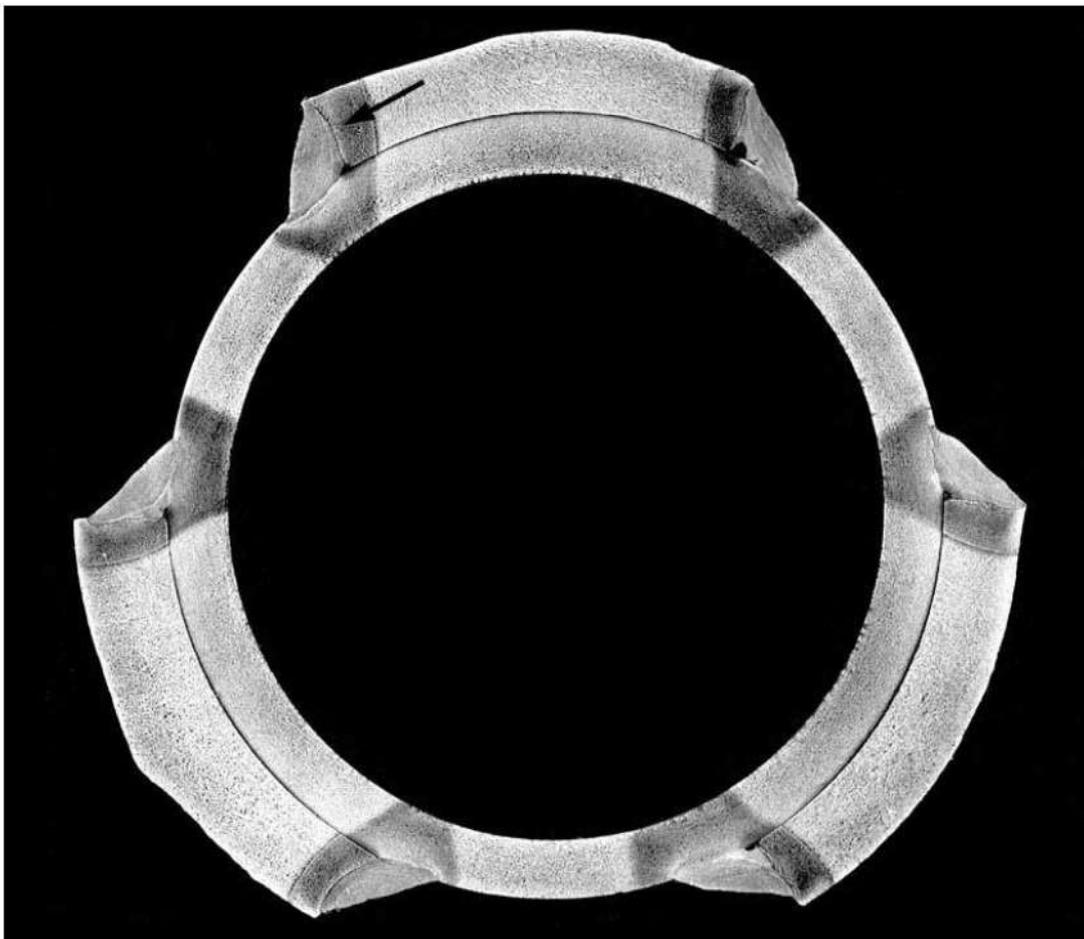


Figura 6. Sección longitudinal a través de la soldadura, donde se puede apreciar el inicio de una grieta (flecha) en la separación soldadura-tubo. Se observa también unos granos más gruesos en las zonas próximas de la soldadura, debido al supercalentamiento. La línea de separación entre la región alterada por el calor del soldado y las partes originales es más áspera en el refuerzo y más suave en el tubo. Reactivo de ácido nítrico. 6X

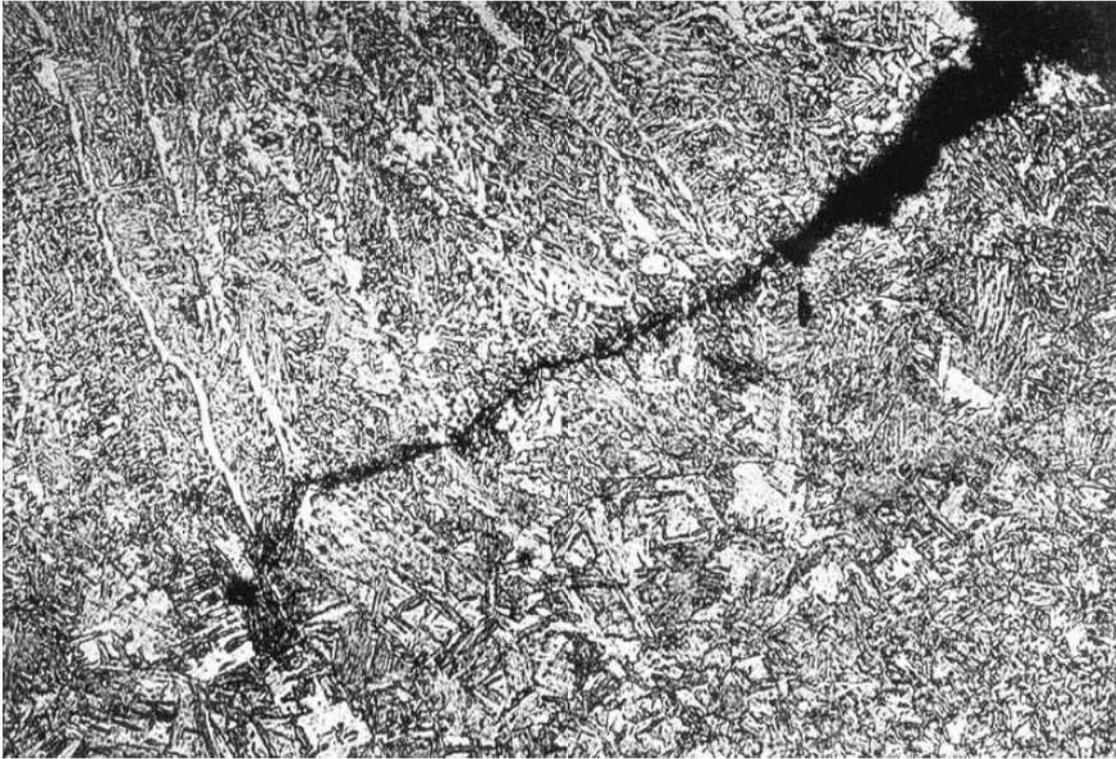


Figura 7. Aspecto de la grieta que desarrolla en la zona de transición entre el tubo y la soldadura. En la parte superior, se ve una microestructura columna, debido a la fusión en la soldadura, y en la parte inferior, la microestructura supercalentada y parcialmente templada del tubo. Reactivo de ácido nítrico. 200X.

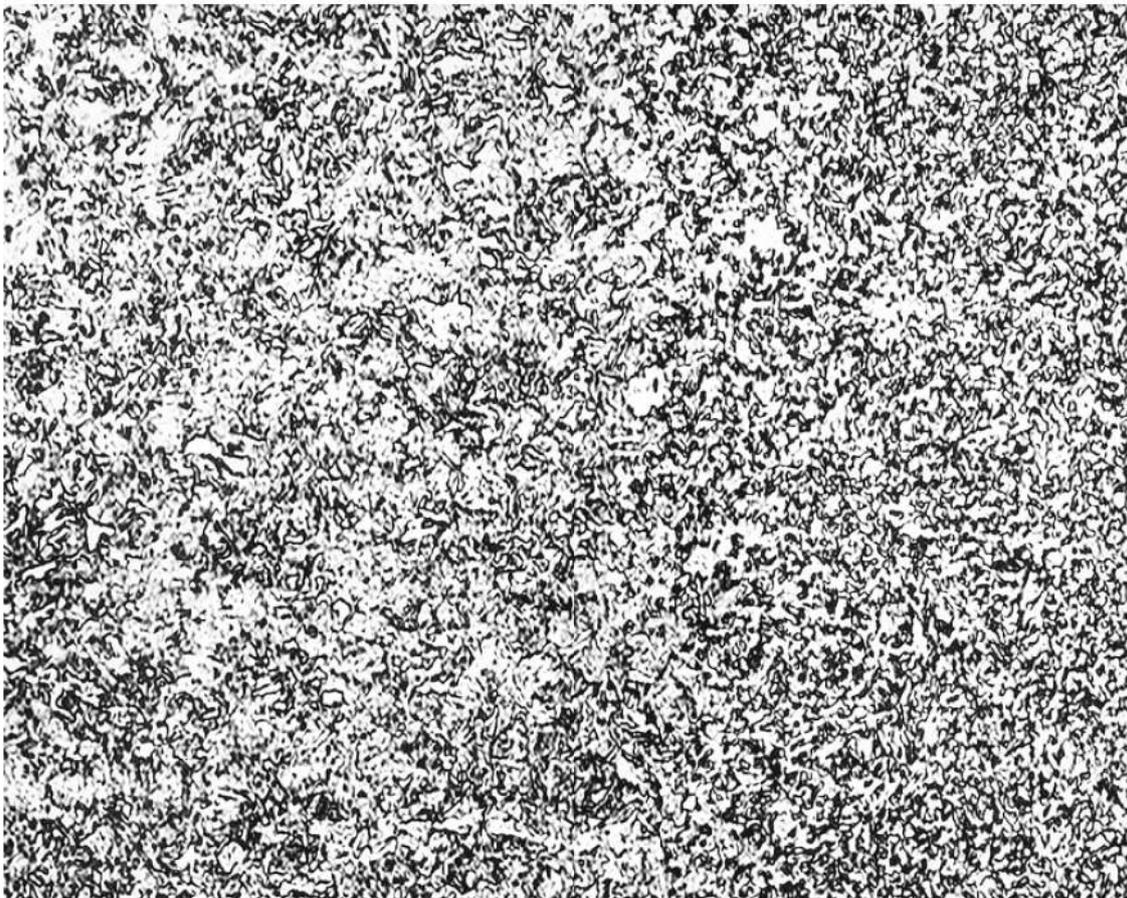


Figura 8. Otro aspecto de la zona de transición entre el tubo y la soldadura, en un punto más alejado de la superficie. En esa región, el aspecto de supercalentamiento y templado del acero del tubo es más característico. Reactivo de ácido nítrico. 200X.

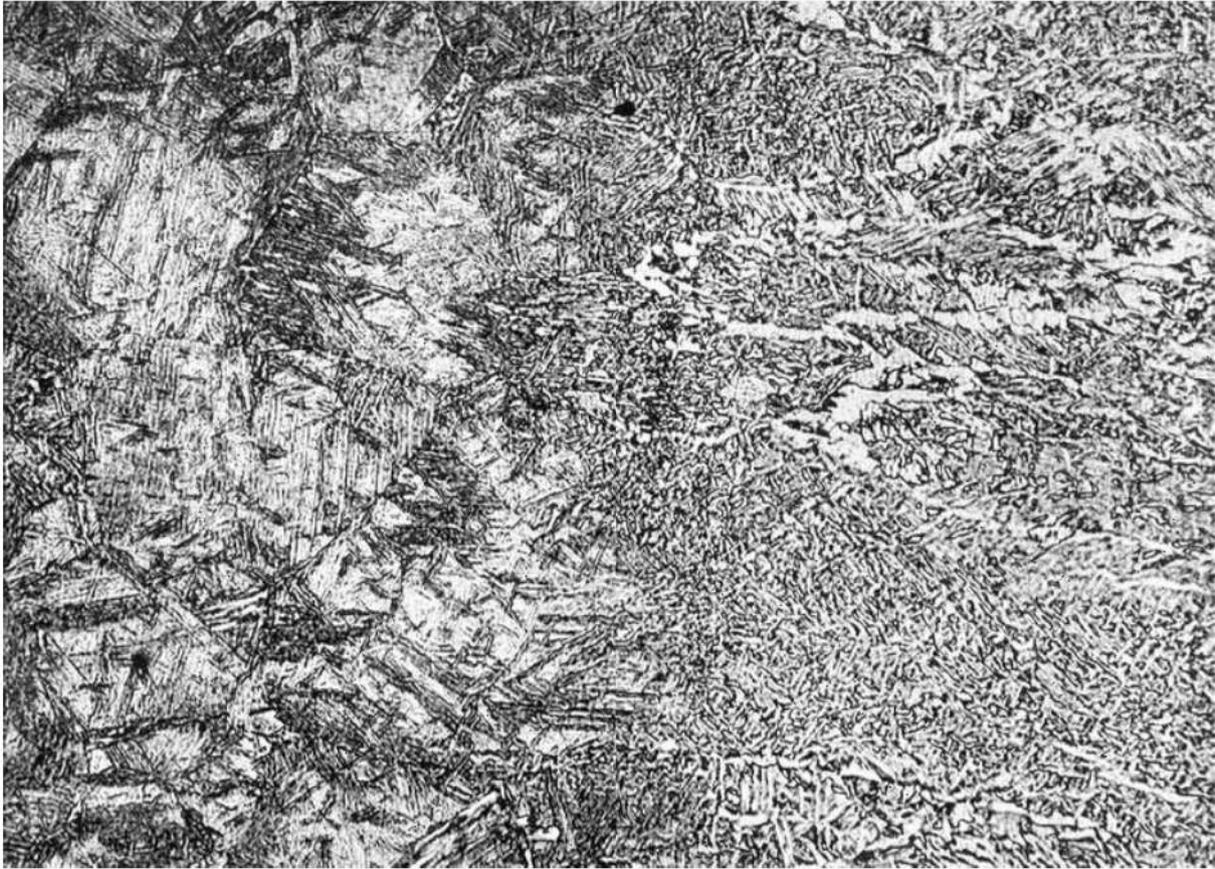


Figura 9. Zona de transición del tubo junto a la soldadura. A la izquierda presenta un aspecto sorbitico (martensita revenida a baja temperatura) con pequeñas áreas de ferrita constituyendo la microestructura original del tubo. La derecha corresponde a la región en que la temperatura comenzó a ultrapasar los 700°C y posee una microestructura más refinada, formada de ferrita y perlita en parte esferoidizada. Reactivo de ácido nítrico. 200X.

10

Análisis de falla en un depósito de vapor

Hubertus Colpaert*, 1955

1. INTRODUCCIÓN

Un depósito de vapor que alimentaba las máquinas de un 4º nivel en Serra do Mar se rompió en servicio. El reservorio, apenas en uso hace un año, estaba en fase de descompresión cuando el accidente ocurrió. Fueron solicitados estudios sobre alguna de las muestras, con el fin de establecer las causas de la rotura.

La rotura ocurrió en el momento en que las máquinas, que accionan los cables, llegaban a su nivel de destino, situación en que normalmente la presión es baja en el depósito. El depósito fue traído para las oficinas de Lapa, donde dos ingenieros del IPT pudieron examinarlo y retirar, en esa ocasión dos muestras más.

2. EXAMENES REALIZADOS

2.1 Examen visual

En ese examen, se verificó que la rotura se dio en gran parte a lo largo de una línea de soldadura longitudinal, pasando en determinado punto hacia el otro lado de esa soldadura y prosiguiendo por desgarro de la placa, más o menos paralelamente a

* Investigador responsable por el documento técnico

la referida línea. La muestra de la caldera conteniendo la posible región de inicio de fractura fue enviada para la fábrica del depósito, en los Estados Unidos.

2.2 Examen metalográfico

La figura 1 muestra una sección transversal del tramo soldado, regiones vecinas donde se presupone que haya iniciado la rotura. Se nota que la fractura comenzó en la superficie de la placa junto con la soldadura. En el otro lado de la soldadura está bien visible otra grieta penetrante partiendo de la posición simétrica (ver flecha). Esta grieta puede ser observada con mayor aumento en la figura 2.

La figura 3 se refiere a una de las muestras, que abarca un tramo donde la fractura se propago en la propia placa, después de haber pasado para el otro lado la soldadura. El examen metalográfico en los puntos C y K se muestra en la figura 4. En ambas se puede notar una grieta junto a la soldadura, que está representada en mayor aumento en la figura 5. Esas grietas están del mismo lado en el que ocurrió la rotura inicial. Parecen transcurrir de una contracción de soldadura y de placa durante el enfriamiento, después de las operaciones de soldado. Estas operaciones, por otra parte, fueron realizados dos procesos diferentes: la interna fue ejecutada manualmente y la externa, con máquina y probablemente por el proceso de soldadura sumergida.

La diferencia de aspecto macrografico entre la placa de un lado u otro de la soldadura, aunque se trate de la misma placa cuyos extremos allí se encuentran, es consecuencia de la heterogeneidad de la barra original del cual las placas fueron laminadas, correspondiendo el lado más homogéneo a la parte más periférica de la barra y el lado con estrías oscuras (más rico en carbono y en impurezas) a la parte más central de la barra.

Se observaron algunas grietas internas en la región de la transición entre soldadura y placa al ser examinados cuerpos de prueba recocidos. Estos defectos coinciden con las estrías más ricas en fósforo (ghost-lines) de la placa, ver figura 6.

El aspecto de la microestructura de la placa fuera de la zona que sufrió la influencia del calor de la soldadura, es el de la figura 7, en la cual se nota apreciable endurecimiento de la placa, como consecuencia de su laminación en frío. Se temía que ese endurecimiento, bajo la influencia prolongada del calor del vapor, pudiese haber tornado frágil la placa, se sacó un cuerpo de prueba de plegado del material que, ensayado, dobló 180° alrededor del diámetro de un cuchillo igual y la mitad del grosor de la placa, sin presentar grietas. Lo mismo ocurrió con otro cuerpo de prueba después de ser sometido por media hora a una temperatura de 300°C.

La figura 8 presenta una sección transversal de la soldadura en la zona señalada por la letra F en la figura 3, donde el aspecto de la fractura denota señales típicas de fatiga. El tramo "a-b" corresponde a la fractura por agrietamiento transgranular lento y progresivo, sin deformación plástica visible de los granos (propagación de grieta por fatiga). El tramo "b-c" rompió bruscamente con ocasión del accidente mostrando granos deformados y superficie de fractura irregular. La figura 9 muestra en detalle los dos tipos de fractura arriba mencionados.

3. DISCUSION

La rotura se dio en virtud de un agrietamiento existente de ambos lados de un cordón de soldadura colocado del lado interno del depósito, y que progreso lentamente hasta tornarse la sección restante insuficiente para resistir las presiones normales para las cuales el depósito fue calculado.

Grietas incipientes y con mayor o menor grado de desarrollo fueron encontradas en varios puntos de las muestras examinadas. La nucleación de las grietas puede ser atribuida a las tensiones excesivas que se desarrollan en la zona de transición entre la superficie interna de la placa del depósito y de la soldadura interna. Su continuación se dio bajo la acción de esfuerzos repetidos durante el servicio.

La placa estaba sujeta a dos tipos de tensiones: las del propio material y las que son introducidas durante el servicio. Entre las primeras se cuentan:

- Tensiones internas, por estar endurecida como consecuencia de las deformaciones plásticas que sufrió durante la laminación en frío.
- Tensiones resultantes de su curvatura
- Tensiones provenientes de las soldaduras hechas por dos métodos diferentes.

Las tensiones introducidas durante el servicio son variables y repetidas, siendo responsables por el desarrollo de grietas por fatiga. En este caso las oriundas son de la presión de vapor y de la dilatación y contracción térmica, a las que se suman las tensiones de flexión que el depósito sufre cuando una de las calderas que lo alimenta no está en funcionamiento.

4. CONCLUSIONES

- La rotura se dio en virtud de un agrietamiento existente de ambos lados de un cordón de soldadura colocado del lado interno del depósito
- Grietas incipientes y con mayor o menor grado de desarrollo fueron constatadas en varios puntos de las muestras examinadas. La nucleación de las grietas puede ser

atribuido a las tensiones excesivas que se desarrollaran en la zona de transición entre la superficie interna de la placa del depósito y la soldadura interna.

- Las grietas proseguirán lentamente, por fatiga, hasta hacer la sección restante, insuficiente para resistir las presiones normales para los cuales el depósito fue calculado.

5. FIGURAS

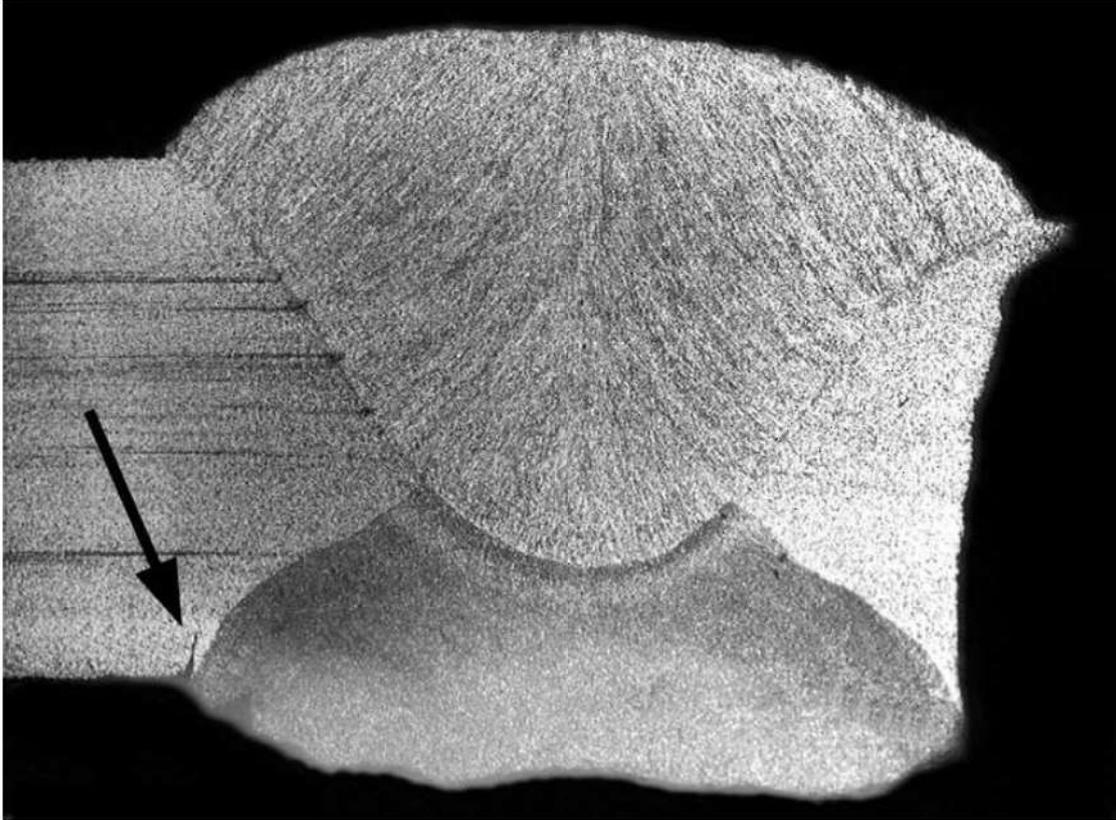


Figura 1. Sección transversal de soldadura en un tramo próximo a la región de inicio de la rotura. A la derecha de la fractura, y la izquierda, abajo, se nota la presencia de grieta (flecha). Reactivo ácido nítrico. 4X.

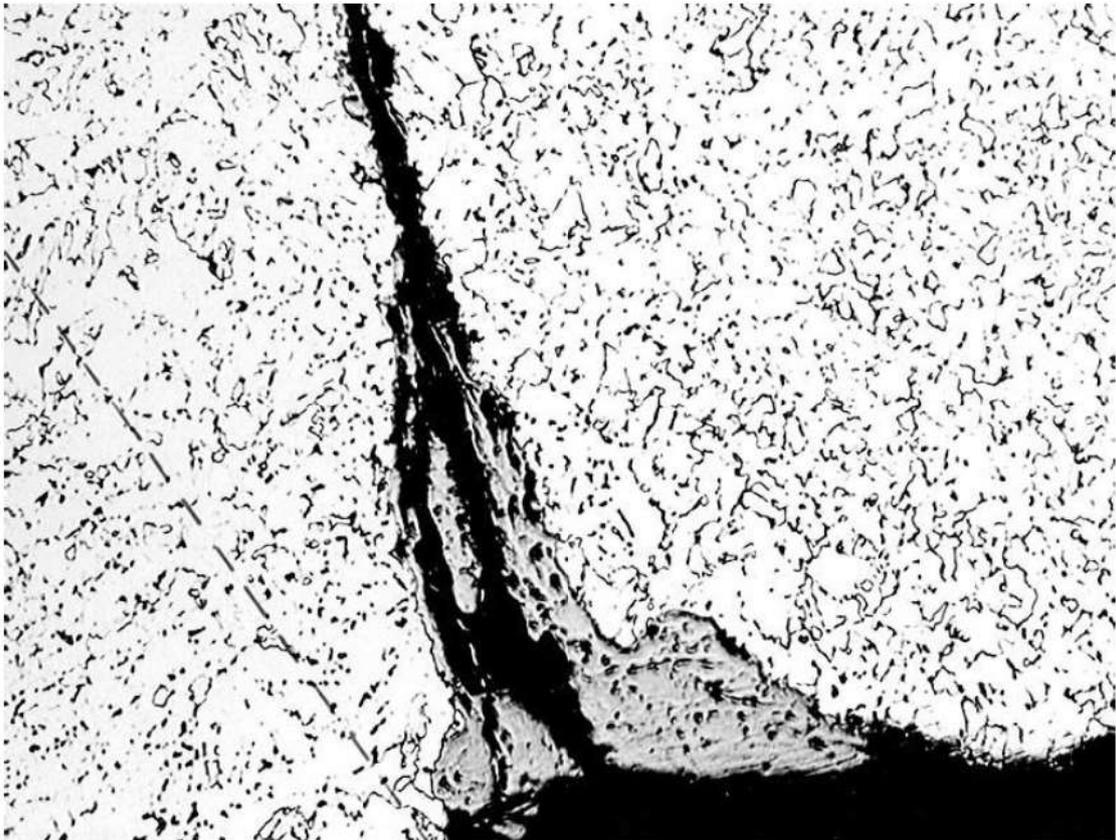


Figura 2. Detalle de grieta. Reactivo de ácido nítrico. 100X.

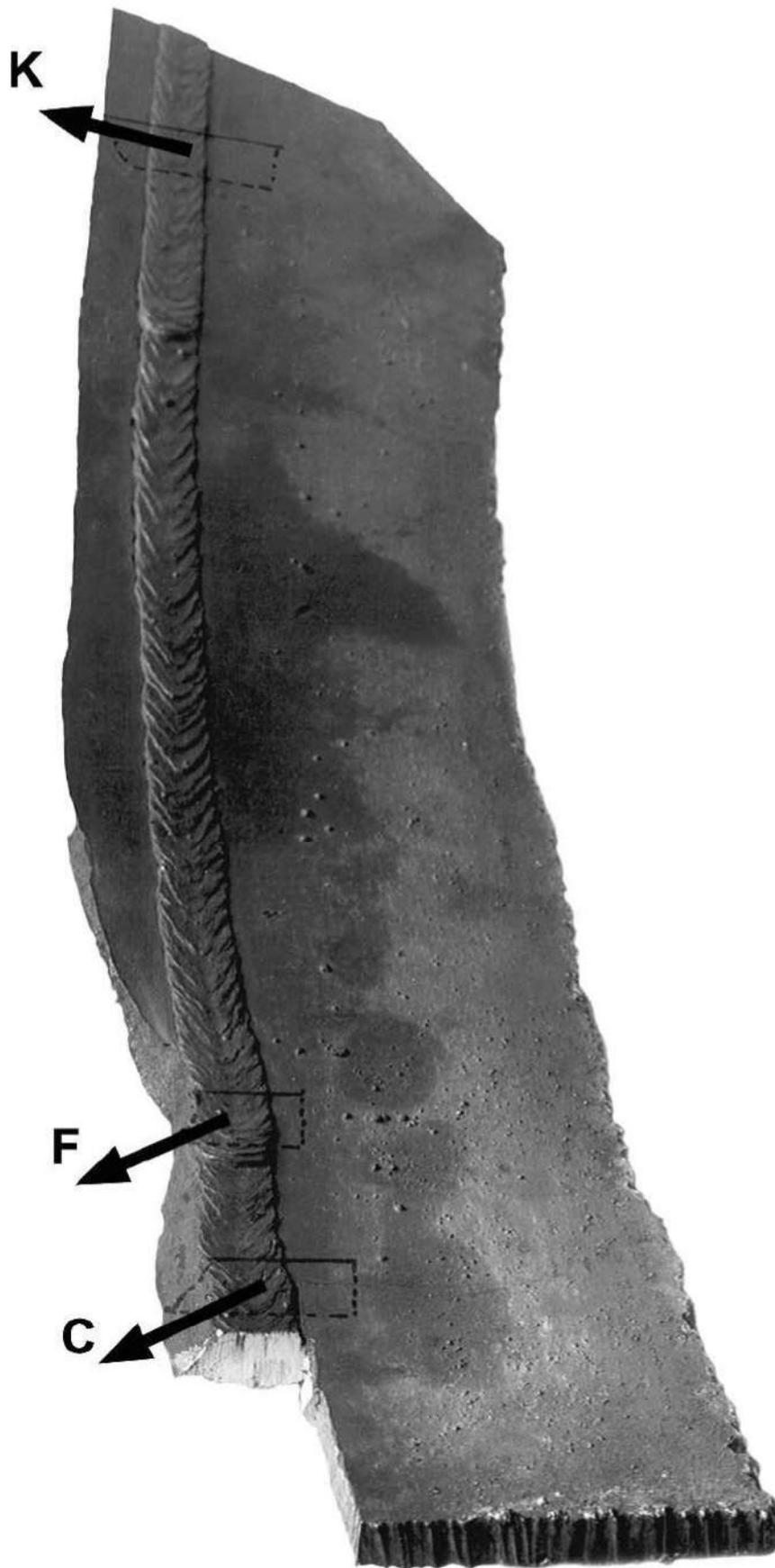


Figura 3. Aspecto general de una de las muestras, se ven señaladas las regiones de donde fueron extraídos los cuerpos de prueba C, K e F.

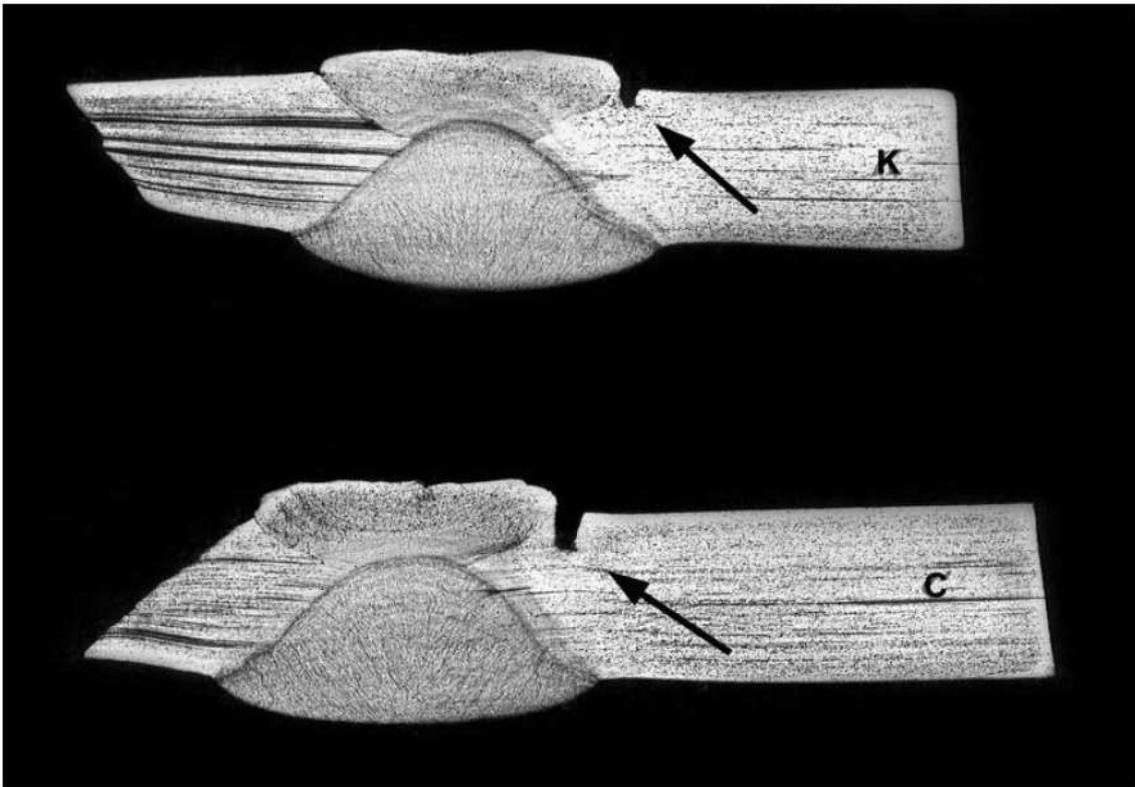


Figura 4. Sección transversal de la superficie de fractura y de la soldadura en los tramos K (pieza superior) y C (pieza inferior) señalados en la figura 3. Ataque con reactivo de yodo. Las grietas (flechas) que se notan junto a la soldadura son reproducidos con mayor detalle en la figura 5. Reactivo de yodo. 1.5X.

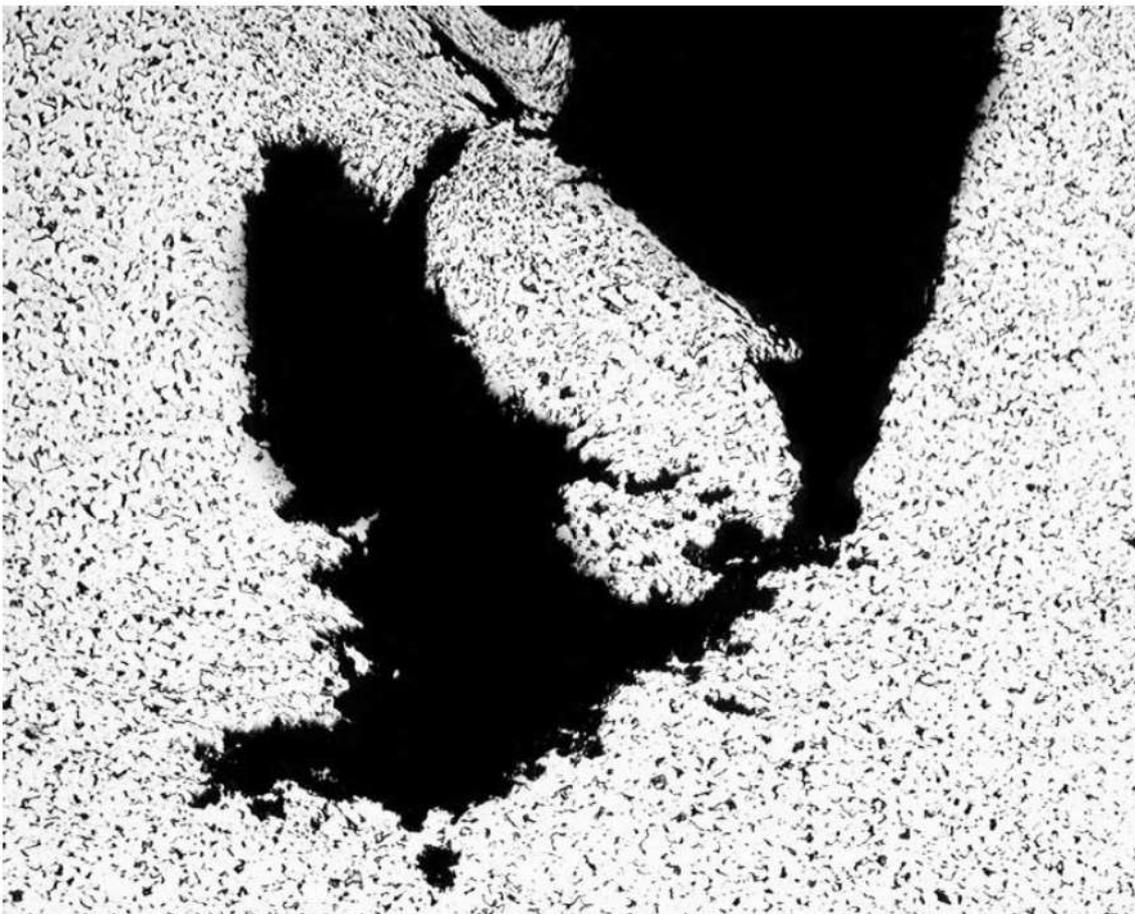


Figura 5. Aspecto con mayor aumento de la grieta observada en el cuerpo de prueba K. Reactivo de ácido nítrico. 70X.

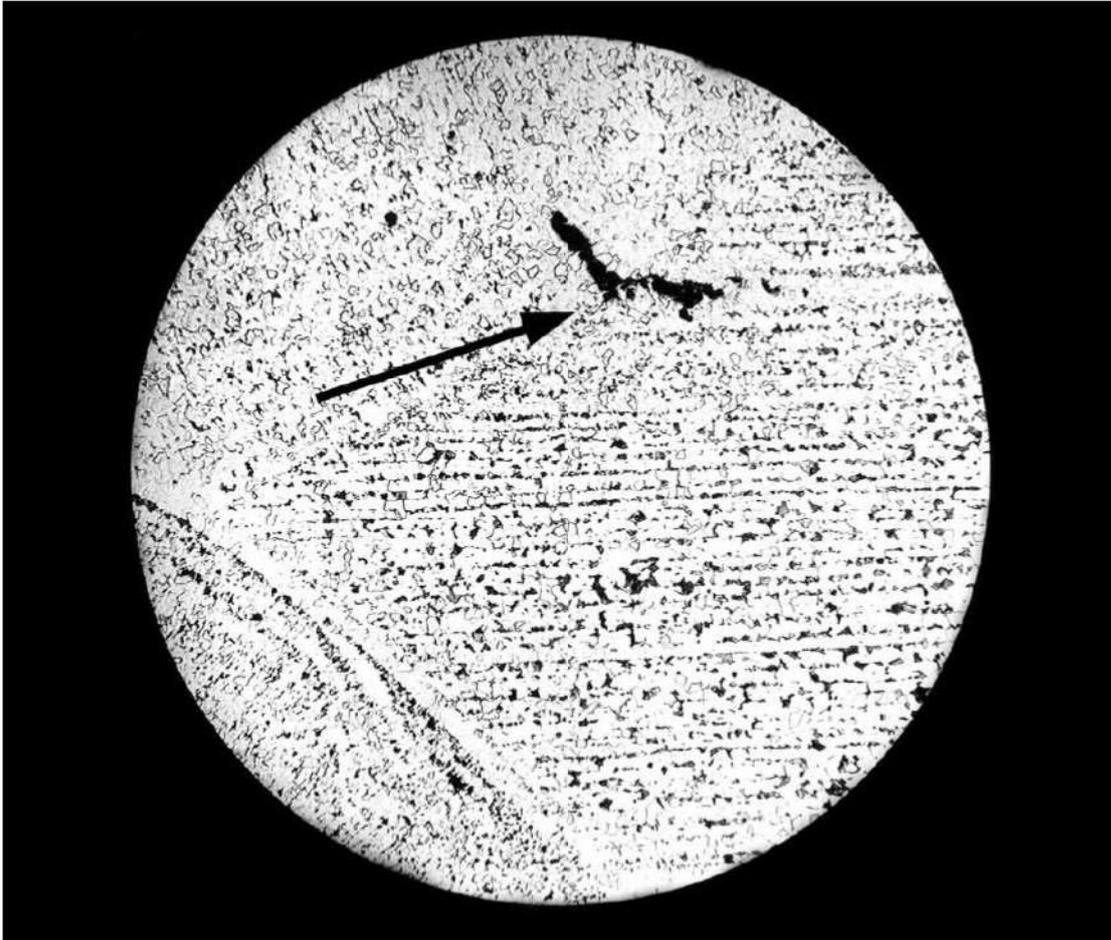


Figura 6. Aspecto de las microestructuras de la placa y de las dos soldaduras después del recocido. Se nota una falla o grieta (flecha) en la zona de transición en la dirección de una faja más rica en fósforo (ghost-lines) de la placa. Reactivo de ácido nítrico. 40X.



Figura 7. Material de la placa. Microestructura endurecida. Granos de ferrita y de perlita plásticamente deformados. Reactivo de ácido nítrico. 200X.

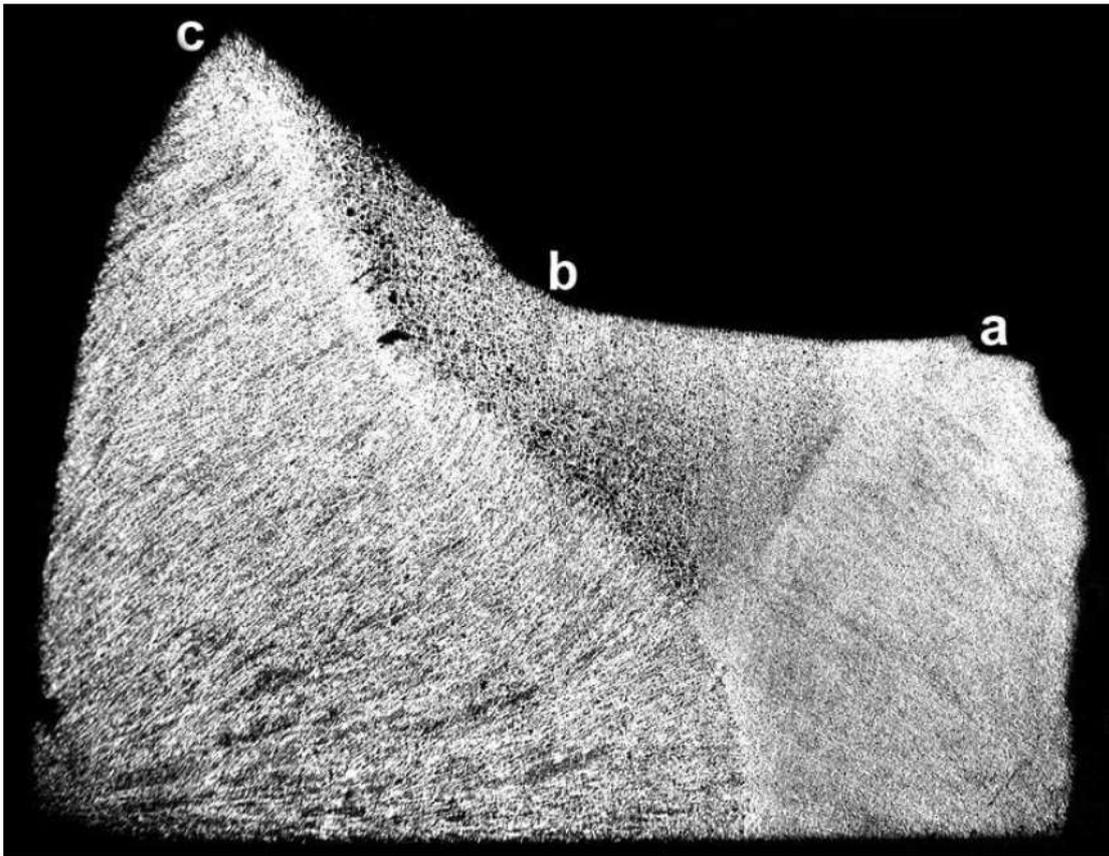


Figura 8. Aspecto de la sección transversal de la soldadura. El tramo “a-b” se rompió por fatiga, y el tramo “b-c”, bruscamente. Reactivo de ácido nítrico. 6X.

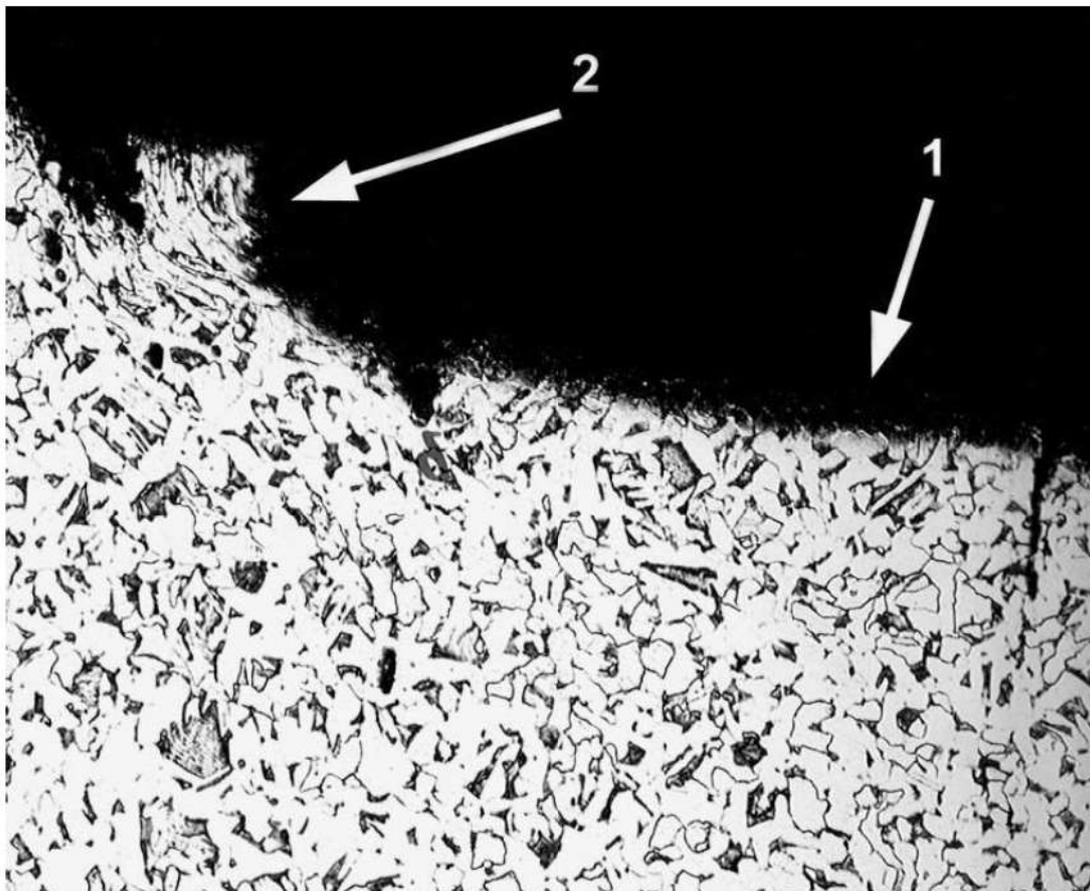


Figura 9. Aspecto de la zona de transición entre la parte que rompió por fatiga (flecha 1) y la parte que rompió bruscamente (flecha 2). Reactivo de ácido nítrico. 150X.

11

Examen de instrumentos quirúrgicos

Alberto A. Arantes*, 1956

1. INTRODUCCIÓN

Varias muestras de instrumentos quirúrgicos fueron examinadas con el objetivo de determinar las causas del bajo rendimiento en su producción, debido a la pérdida de piezas por defectos de fabricación. En un examen previo, se constató de algunos tipos de defectos, como la variación de propiedades mecánicas, tamaño de grano, así como la presencia de grietas del temple y de grietas frágiles en las secciones más solicitadas.

2. EXÁMENES REALIZADOS Y RESULTADOS

2.1 Examen metalográfico

La figura 1 reproduce el aspecto de la microestructura de la materia prima, que es un acero inoxidable con 13% de cromo y 0.3% de carbono. Esa microestructura constituida por carburos sobre una matriz ferrítica, revela que el material se encuentra perfectamente recocido. La microestructura del material forjado se reproduce en la figura 2. Se trata de carburos, algunos precipitados en el contorno de grano, sobre una matriz martensítica. La presencia de carburos en el contorno de

* Investigador responsable por el documento técnico

grano en una pieza fina, que en el forjado enfrió rápidamente, denota que la forja fue hecha a baja temperatura, lo que normalmente origina juntas frías y grietas en el forjado o roturas de las matrices. Por otro lado, la presencia de estos carburos indica precipitación en los contornos de los granos, que ocurre durante el enfriamiento, dando como resultado un material aún más frágil que el simplemente templado.

La figura 3 representa el material de una muestra ya terminada. Se trata de una microestructura sorbitica (martensita revenida a baja temperatura) resultante de templado y revenido, con carburos y pequeñas áreas de carácter ferrítico. La presencia de carburos y de áreas ferríticas denota que las condiciones de homogenización para el templado fueron inadecuadas, o por insuficiente temperatura, o tiempo insuficiente en la temperatura de templado. La figura 4 presenta una grieta con desarrollo intergranular observada junto al encaje de la articulación de la pinza. Este desarrollo intergranular es característico de roturas en material templado, ocasionadas por tensiones internas debido a un enfriamiento muy brusco en el temple, o por deformaciones producidas en el material antes del revenido, como puede ocurrir en la operación de encaje de la articulación del instrumento. Este examen demostró la existencia de defectos de tratamientos térmicos y mecánicos. En vista de estos resultados, se programó una serie de ensayos con el objetivo de determinar las características del material empleado y seleccionar los tratamientos más aconsejables para cada tipo de pieza.

2.2. Tratamiento térmico y ensayos mecánicos

Cinco muestras de la materia prima fueron trabajadas de acuerdo al esquema presentado en la tabla 1 y sometidas al ensayo de tracción. Los resultados de los ensayos mecánicos (ver tabla 2) muestra que la influencia de la temperatura de temple sobre las propiedades obtenidas es bastante acentuada, mientras que la influencia de los tiempos de homogeneización, en las condiciones en que fueron elegidos, no afectan de modo tan marcadas a las propiedades del producto. El primer tratamiento indiscutiblemente produce mejores propiedades mecánicas, pero es un tratamiento más costoso, pues requiere larga permanencia en el horno y dos templados intermedios de baja temperatura, para alivio de tensiones. Desde el punto de vista económico, el tratamiento térmico representado por la muestra n° 3 es el más aconsejable.

Tabla 1. Tratamientos térmicos

Muestra	Descripción del tratamiento térmico
1	Templado en aceite a 80°, después de homogeneizada a 1020°C durante 1 hora; enfriada en agua después de dos tratamientos para alivio de tensiones a 180°C durante 15 minutos; revenida a 350°C durante 2 horas
2	Templada en aceite a 80°, después de homogeneizada a 1020°C durante 1 hora; enfriada a 350°C durante 2 horas
3	Templada en aceite a 80°, después de homogeneizada a 1020°C durante 1/ 2 hora; enfriada a 350°C durante 2 horas
4	Templada en aceite a 80°, después de homogeneizada a 925°C durante 1 hora; enfriada a 350°C durante 2 horas
5	Templada en aceite a 80°, después de homogeneizada a 925°C durante 1/2 hora; enfriada a 350°C durante 2 horas

Tabla 2. Resultados de ensayos mecánicos

Muestra	Límite de elasticidad (kgf/ mm ²)	Límite de resistencia (kgf/ mm ²)	Alargamiento (%)
1	1 41.0	16.,5	14
2	136.5	149.5	13
3	133.5	149.5	16
4	130.5	134.5	14
5	130.5	137.5	12

2.3. Visita a las instalaciones

En una visita realizada a la empresa, pudieron observarse las diversas etapas de la fabricación, con excepción de las operaciones de forja, recocido y corte de rebabas de forja, que en el caso de las piezas delgadas se verificaron ser las principales fuentes de defectos. En esa ocasión, se notaron algunas deficiencias en el proceso de tratamiento térmico, en la parte de control de temperatura y homogeneización, que confirman los resultados obtenidos en el examen metalográfico inicialmente ejecutado. Tres muestras de instrumentos quirúrgicos idénticos, ya acabados, fueron tomadas, con ocasión de esa visita, para un examen de la uniformidad del producto aprobado por el control de fabricación. El resultado del examen de estas muestras se muestra en la tabla 3. El examen metalográfico reveló

que todas las muestras presentaban grietas longitudinales en la región de la rebaba de forja. A pesar de las variaciones de propiedades, todas demostraron poseer alta ductilidad de cuando sometidas a pruebas de plegado.

Estas muestras fueron tratadas de acuerdo con el tratamiento realizado con la muestra n° 3 (ver tabla 1), y los resultados se muestran en la tabla 4. Después de ese tratamiento, la ductilidad se mantuvo alta y las grietas longitudinales se tornaron más visibles debido a las tensiones internas resultantes del nuevo temple. La ocurrencia de esas grietas exigió el estudio de nuevos métodos de temple para las piezas delgadas, habiéndose llegado a la conclusión que el templando con chorro de aire, en el rango de 980 a 1000°C, después de 20 minutos de homogeneización y revenido a 350°C durante 2 horas, se obtiene un resultado satisfactorio (ausencia de grietas provocadas en las operaciones de forja). Este tratamiento, aplicado a 50 muestras de pinzas pequeñas, resultó en una dureza final de 42 Rockwell C.

Tabla 3. Resultados del ensayo metalográfico en piezas acabadas

Muestra	Tamaño de grano (n° ASTM)	Dureza Rockwell
A	4	46
B	4 a 7	27
C	6	49

Tabla 4. Resultados del ensayo metalográfico en piezas acabadas

Muestra	Tamaño de grano (n° ASTM)	Dureza Rockwell
A	6	42
B	7	43
C	8	42

2.4 Recomendaciones

No siendo posible observar las operaciones de forja, ninguna recomendación especial se pudo hacer con respecto a esa etapa de fabricación, excepto a aquellas fundamentales, que se enumeran a continuación:

- Para la forja, independientemente del estado del material, precalentar lentamente hasta 700°C, para permitir la máxima precipitación y esferoidización de carburos.
- Calentar rápidamente de 700 a 1100°C, para evitar la solubilización completa de los carburos, que aumenta la resistencia a la deformación del material.
- Forjar interrumpiendo la operación si la temperatura de la pieza cae por debajo de 950°C.

- Emplear matrices con aristas redondeadas para reducir la tendencia al cizallamiento del material y la posibilidad de formación de pliegues de forja.
- Recocer completamente a 900°C con enfriamiento en el horno de forma más lenta posible, antes de cualquier otra operación.
- Realizar el corte de rebabas de forja gruesas en caliente.

3. CONCLUSIONES

- El acero actualmente empleado, con un 13% de cromo y un 0.3% de carbono, es un producto de buena calidad y dará buenos resultados cuando se trata de acuerdo con las normas establecidas para ese tipo de composición.
- Los resultados del examen metalográfico demostraron que los tratamientos mecánicos y térmicos no se realizaron de acuerdo con los métodos normalmente prescritos para ese tipo de material.
- Las grietas longitudinales de los instrumentos delgados pueden resultar de templados con una velocidad de enfriamiento excesivamente alta, pero en la mayoría de los casos, denota haber originado en la forja y en el corte de las rebabas, debido a su ubicación y al hecho de presentarse oxidadas internamente.
- Los demás casos de grietas y roturas resultaron de deformaciones impuestas al material templado y no revenido, como ocurre en los casos de enfriamiento al aire, en la operación de encaje de la articulación.
- Los instrumentos más pesados podrán ser tratados de acuerdo con el esquema del tratamiento al que se haya sometido la muestra n° 3.
- Para piezas que requieran mayor resistencia mecánica, se recomienda el tratamiento al que se sometió la muestra n° 1.
- Los instrumentos delgados deberán ser templados en chorro de aire, después de homogeneizados durante 20 minutos en el rango de 980 a 1000°C. A continuación, deberán ser revenidos a 350°C durante 2 horas.

4. FIGURAS



Figura 1. Material original. Carburos sobre matriz ferrítica. Microestructura del acero inoxidable martensítico, bien recocido, Reactivo de perclorito de hierro. 1000X.

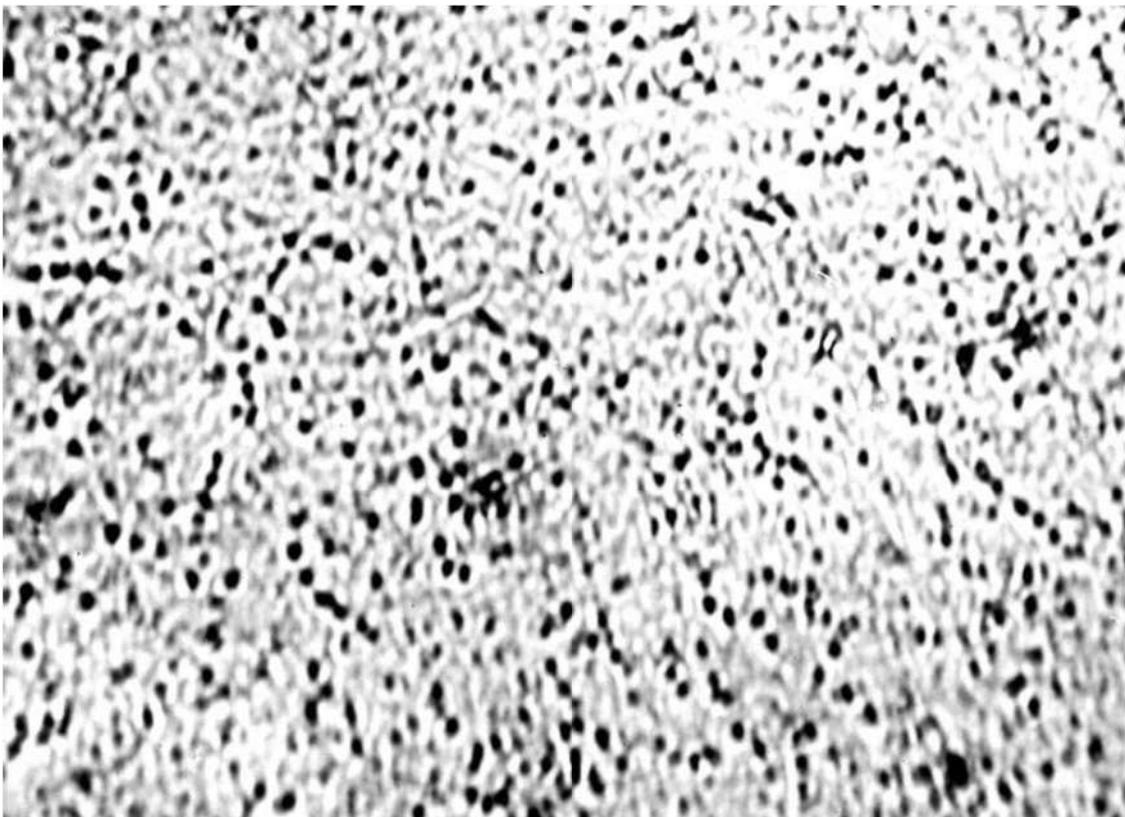


Figura 2. Material forjado. Red de carburos sobre matriz martensítica. Microestructura resultante del forjamiento de austenita insuficiente homogénea. Reactivo de perclorito de hierro. 1000X.

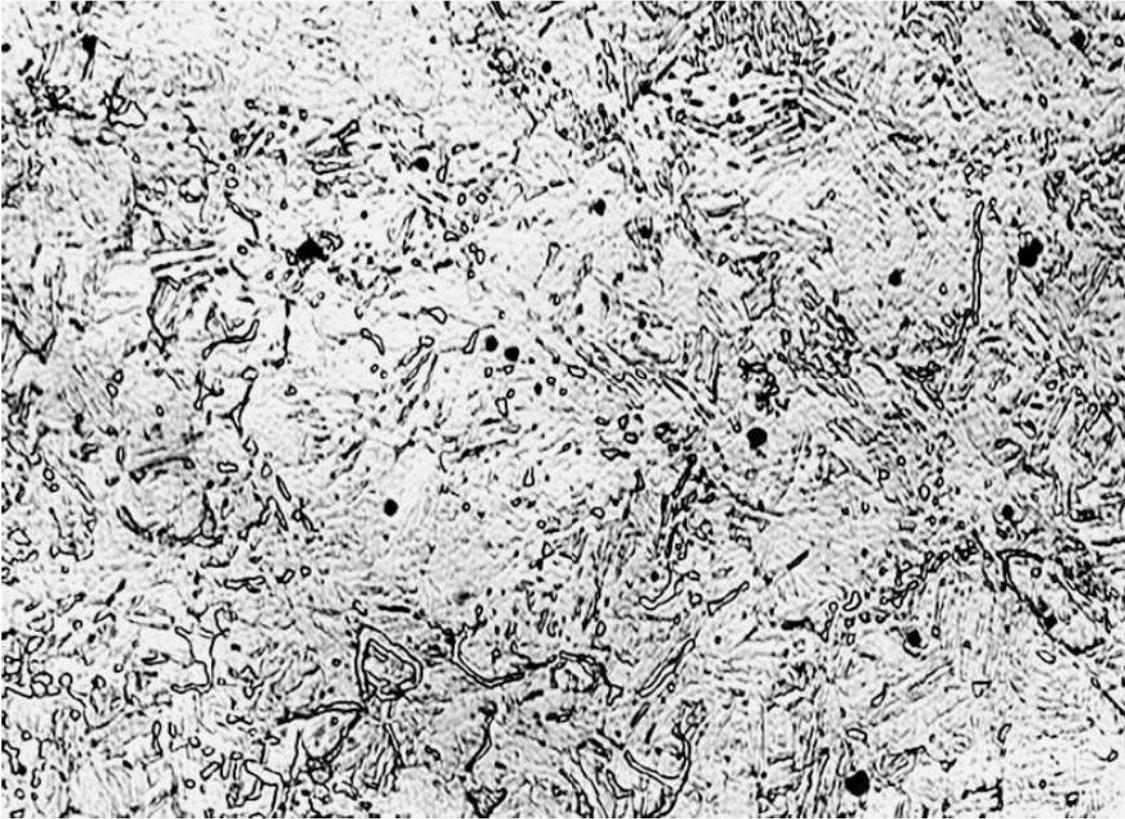


Figura 3. Muestra templada y revenida. Carburos y pequeñas áreas de carácter ferrítico sobre matriz sorbitica (martensita revenida a baja temperatura). Producto resultante de templado y revenido de austenita heterogénea. Reactivo de perclorito de fierro. 200X.

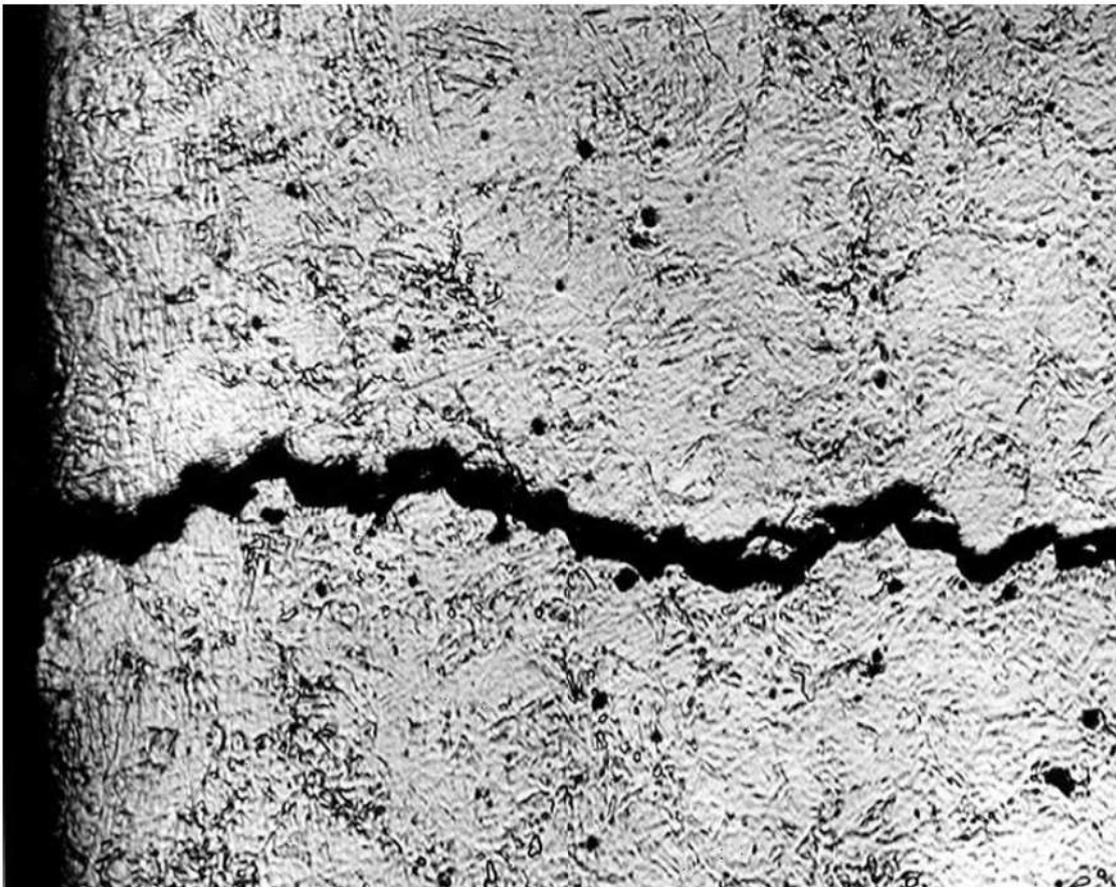


Figura 4. Grieta con desarrollo intergranular sobre matriz martensítica. Reactivo de perclorito de fierro. 200X.

12

Examen del tambor de un revólver

Alberto A. Arantes*, 1957

1. INTRODUCCIÓN

Fue examinada la mitad de un tambor de un revólver calibre 38, cañón medio, con la finalidad de determina la causa de su rotura. El examen previo de la muestra revelo que la fractura ocurrió con poca estricción y presentaba granulometría gruesa característica de un acero de baja tenacidad

2. EXÁMENES REALIZADOS Y RESULTADOS

2.1. Examen metalográfico

En el examen metalográfico, se pudo observar que el material, además de poseer baja resistencia al impacto, también presenta baja resistencia a la tracción, de ahí resultando la acentuada ovalización de las cámaras evidenciada en la figura 1. El examen micrográfico (ver figura 2) se trata de un acero de bajo contenido de carbono y alto contenido de azufre, en el estado recocido, es decir, un acero resulfurado de corte fácil (free cutting). Las determinaciones de dureza presentaron un valor medio en torno a 85 Rockwell B (165 Brinell), lo que está de acuerdo con la microestructura presentada por el material.

* Investigador responsable por el documento técnico

2.2. Análisis químico

Los resultados del análisis químico (C=0.20; Mn=1.44% y S=0.29%) indican que el material es un acero resulfurado con composición aproximada al de un SAE 1119.

3. DISCUSIÓN

Los aceros con esta composición no deben emplearse en piezas sujetas a esfuerzos dinámicos, particularmente cuando tales esfuerzos son normales a la dirección de laminación como en el caso de la pieza en cuestión, debido a su baja resistencia al impacto. El Small Arms Department do British Ministry of Supply especifica que, para cámaras de armas de pequeño calibre, aceros con 0.50 a 0.60% de carbono, 0.50 a 0.70% de manganeso y un máximo del 0.030% para los contenidos de fósforo y azufre, por lo que 10 veces inferior al contenido de azufre del material en cuestión. Además, estos aceros son sometidos a tratamientos térmicos para dar al menos 41 kgf / mm² al límite de fluencia, lo que corresponde en el caso del acero con 0.50% de carbono, templado y revenido, a una dureza 92 Rockwell B y una resistencia de 7.3 kg.m (Izod). En el caso en cuestión, el material además de no tener una composición adecuada no sufrió ningún tratamiento que pretendía mejorar sus propiedades mecánicas.

4. CONCLUSIONES

- El tambor de revolver fue fabricado con material inadecuado.
- La ovalización que se observa en las cámaras no rotas denota que el proceso de deformación fue progresivo con el uso del arma y la rotura debe haber ocurrido con munición normal.
- Dada la naturaleza del material empleado en la fabricación del tambor, el uso de una munición de mayor energía habría provocado la rotura de esa pieza en el primer disparo.

5. FIGURAS

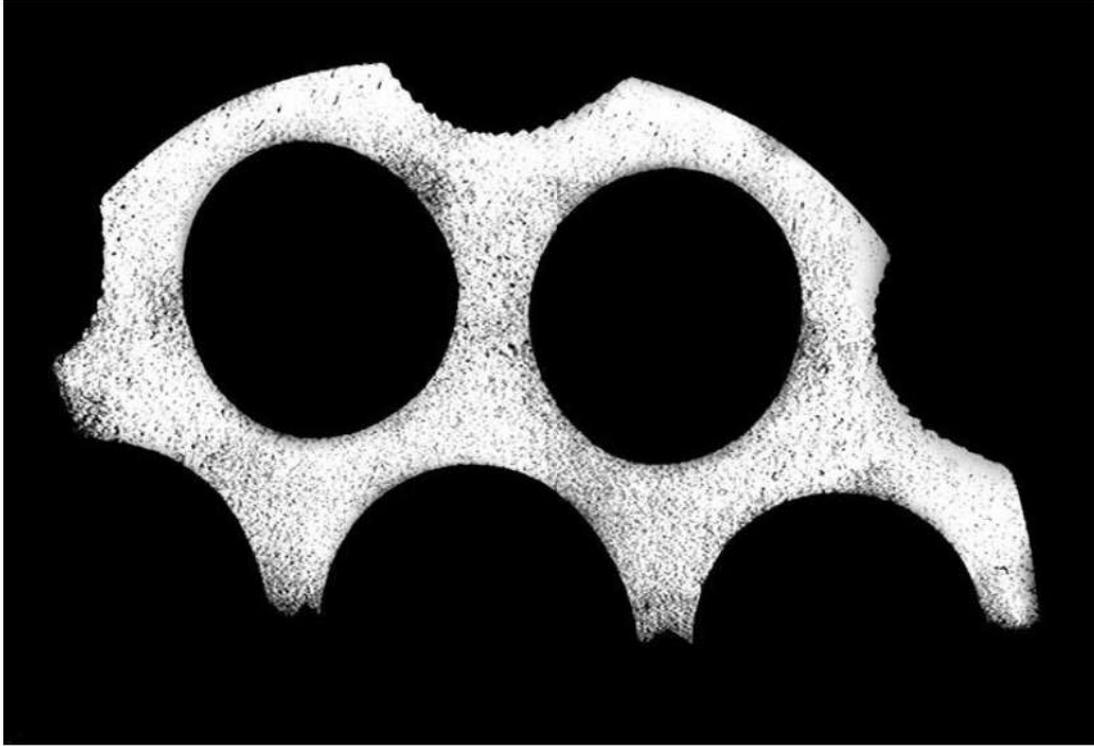


Figura 1. Sección transversal de la muestra. Material homogéneo. Deformación de las cámaras debido a la baja resistencia del material. Reactivo de yodo.



Figura 2. Sección longitudinal. Microestructura del acero resulfurado, de bajo contenido de carbono, en estado recocido. Reactivo de ácido nítrico. 200X.

13

Análisis de falla de un compresor de aire

Alberto A. Arantes*, 1958

1. INTRODUCCIÓN

Un compresor de aire de 4.100 cv se dañó en servicio cerca a las 4000 horas de funcionamiento. El objetivo de este estudio es identificar las causas de esta falla prematura y determinar los orígenes de los esfuerzos que provocan la rotura del vástago.

2. EXÁMENES REALIZADOS

Durante el examen de las partes dañadas, se observó que el vástago del pistón presentaba una fractura de desarrollo progresivo (fatiga) provocada por esfuerzos de flexión en el plano del movimiento de la biela. Este tipo de sollicitación no debería existir por tratarse de máquina con cruceta. Por otro lado, la reducida sección del vástago que finalmente rompió con desplazamiento, por esfuerzos de tracción, denota que para las condiciones de operación el material del vástago poseía resistencia y tenacidad adecuadas. El examen de otros componentes rotos mostró que estos fallos fueron resultado de choques en el sistema móvil de la máquina, después de la rotura del vástago.

* Investigador responsable por el documento técnico

En vista de esta conclusión inicial, el examen de los diversos componentes del sistema móvil del compresor fue orientado en el sentido de determinar los orígenes de los esfuerzos que provocaron la rotura del vástago.

Como se ha dicho, la fractura del vástago (figura 1) mostró que el proceso de rotura tuvo desarrollo progresivo, habiéndose iniciado en la superficie cónica de acoplamiento con la cruceta, del lado opuesto al de la zapata mayor de la cruceta. Otro detalle importante es el hecho de que la grieta inicial se produjo en un punto de variación brusca de sección en el conjunto vástago-cruceta, que, debido a su engastado de forma cónica, se comporta como una pieza única. Los límites de la región engastada están bien definidos por las áreas de corrosión por fretting, que se ven en la figura 2. Esta corrosión puede haber favorecido el inicio de la rotura de fatiga, pero como su desarrollo fue solamente en una dirección, se puede concluir que la causa principal de la rotura no fue la corrosión inicial que existe en toda periferia de la sección rota, pero existen esfuerzos anormales de flexión en esta sección.

El desarrollo de la grieta por fatiga en el vástago muestra que los esfuerzos responsables de la rotura de la pieza fueron producidos por el componente radial de la fuerza transmitida por el extremo superior de la biela a la cruceta, que en condiciones normales debería ser absorbida por la zapata mayor de la cruceta, tanto en el ciclo ascendente como en el descendente, por tratarse de un compresor de doble efecto. Se examinó la superficie de la zapata, revestida por aleación antifricción (véase la figura 3), se ve que su asentamiento, después de más de 4000 horas de operación, no alcanzó el 10% de la superficie total. Este hecho demuestra que durante ese período el vástago del pistón, además de los esfuerzos normales de funcionamiento, que son de presión y de tracción, también trabajó la flexión debido a su engaste rígido en la cruceta y su contacto con la tapa de la falda del pistón. Estas condiciones de sollicitación provocaron el desarrollo de grietas por fatiga, que resultó en la rotura del vástago.

Los choques de la cruceta contra el vástago, ocurridos después de su rotura, provocaron la rotura de las bases de las zapatas de la cruceta, la deformación del casquillo del perno de la biela, la rotura de las garras de los contrapesos del cigüeñal, con cizalla parcial de sus tornillos de fijación, la rotura de las ranuras de la cabeza del pistón, y así sucesivamente.

3. CONCLUSIONES

- El accidente se inició con la rotura del vástago, por fatiga

- El daño de la superficie del vástago por choques repetidos contra la tapa de la falda del pistón del lado de la zapata mayor de la cruceta y la falta de asentamiento de esta zapata después de 4000 horas de funcionamiento demuestran que el vástago estaba absorbiendo buena parte del servicio provocado por componente radial de la fuerza actuante en el tornillo de la biela, que, en condiciones normales, debería ser totalmente absorbida por la cruceta.
- El contacto entre el vástago y la tapa de la falda del pistón resultó de una imperfección en el método de verificación del ajuste de la cruceta.
- El tipo de fijación cónica del vástago en la cruceta, debido a su alta rigidez, creó en el límite de engaste en una zona de concentración de tensiones que posibilitó el desarrollo de grietas por fatiga.
- Todas las demás roturas observadas en componentes móviles de la máquina (pistón, cruceta, contrapesos del cigüeñal, etc.) resultaron de los choques producidos entre la cruceta y el vástago después de la rotura de ésta.

4. FIGURAS

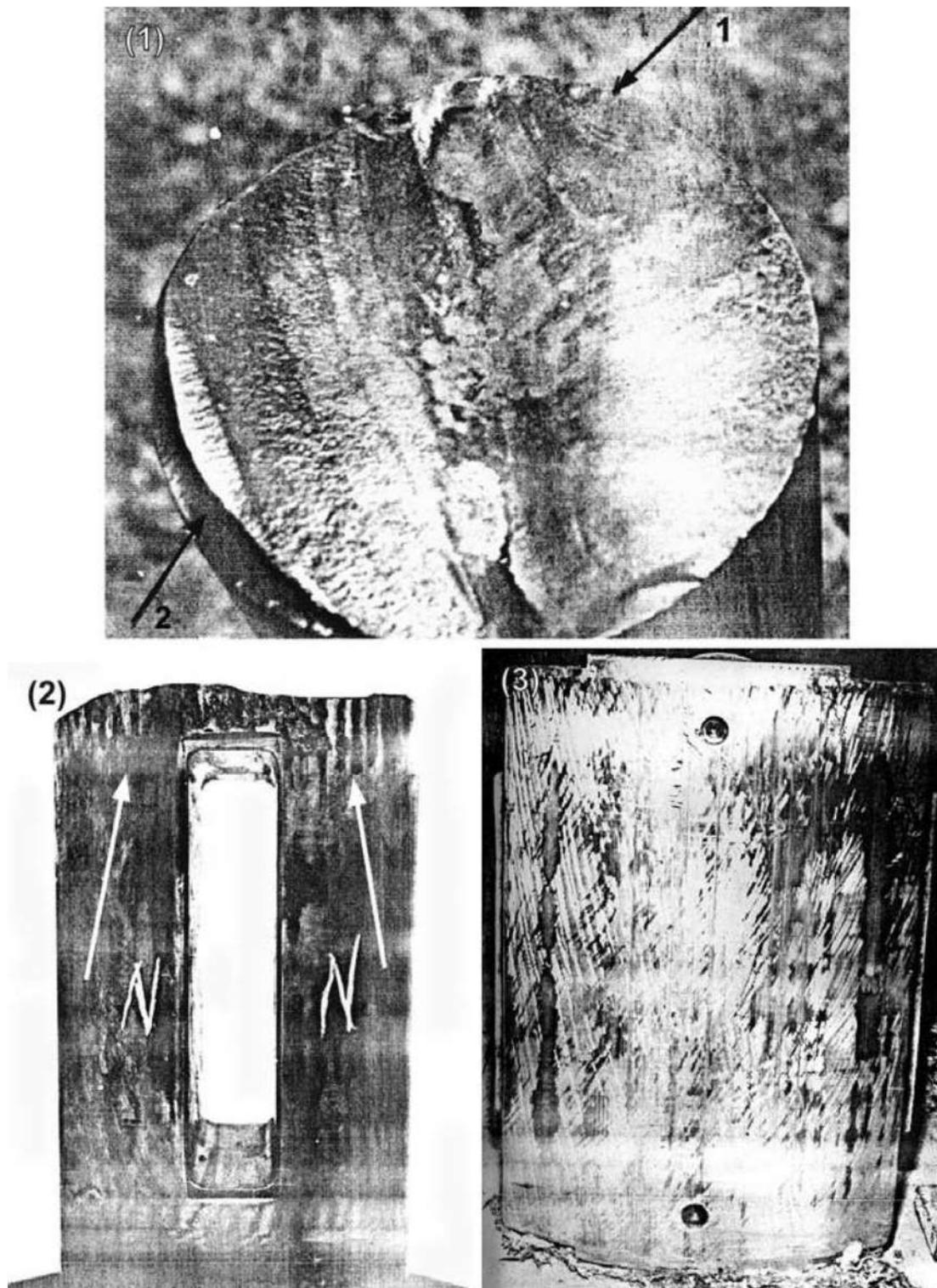


Figura 1. Aspecto de la fractura en un segmento del vástago engastado en la cruceta. Rotura por desarrollo progresivo (fatiga) iniciada en el punto de la flecha, que se sitúa al lado opuesto de la zapata mayor de la cruceta (flecha 2).

Figura 2. Aspecto de mismo segmento del vástago, del lado donde tuvo inicio la rotura por fatiga (lado opuesto de la zapata mayor de la cruceta). Las escoriaciones longitudinales (flechas) vistas en la extremidad superior son resultantes de corrosión por fricción.

Figura 3. Aspecto de la superficie de la aleación antifricción de la zapata mayor. Las reducidas áreas de contacto indican su poca utilización, por el hecho de que parte del componente radial de los esfuerzos transmitidos por la extremidad inferior de la biela tiene que ser absorbido por el vástago.

14

Examen del eje fracturado de ómnibus

Renato R. Vieira*, 1962

1. INTRODUCCIÓN

La pericia policial solicitó el examen de un eje delantero fracturado de un ómnibus de pasajeros accidentado. El examen preliminar de la pieza reveló que se trata de una rotura de desarrollo progresivo (fatiga), como muestra la Figura 1. La grieta de fatiga se inicia en la extremidad delantera del borde inferior del perfil y se desarrolló hasta llegar hasta la mitad del alma. La rotura final, con claridad, ocurrió con acentuada deformación plástica, lo que denota que la fisura inicial, de fatiga, no produjo un estado de fragilidad en la sección rota al final. La rotura final se dio por sobrecarga, debido a la reducción de sección de la pieza, producida por la fisura de fatiga.

2. ENSAYOS REALIZADOS

Un examen macrográfico de una sección longitudinal del eje, junto a la fractura, reveló una estructura fibrosa y deformada, normal de acero laminado y forjado, notándose apenas una orientación desfavorable de las fibras en la zona por donde se propagó la rotura de fatiga (ver figura 2). Un examen micrográfico (ver figura 3), ejecutado en la extremidad del borde donde ese origen la grieta de fatiga, reveló una microestructura normal, de acero aleado mejorado, notándose apenas una

* Investigador responsable por el documento técnico

capa superficial temperada, que parece haber sido provocada por fricción contra el suelo, después la rotura de la pieza. A fin de verificar el efecto de la distribución irregular de las fibras, que se observó en la figura 2, sobre la tenacidad del material, fueron realizados tres ensayos de resistencia al choque, con cuerpo de prueba ASTM tipo A, extraídos del borde inferior delantero, en la zona donde se originó la fisura. Los resultados indican un valor medio de resistencia al choque de 16.0 ± 2.2 kg.m, lo que comprueba que el material del eje, en la zona que se rompió por fatiga, también presenta alta tenacidad, como ya se había constatado por el aspecto de la fractura de la zona rota por sobrecarga.

3. CONCLUSIÓN

El accidente de la pieza fue causado por las condiciones de utilización del vehículo (exceso de llenado de personas y de uso, tráfico por calles mal pavimentadas, etc.), y no por la naturaleza del material empleado.

4. FIGURAS



Figura 1. Aspecto de la fractura. Rotura de desarrollo progresivo (fatiga) iniciada en el borde inferior del perfil. Rotura final con desprendimiento, presentando acentuada deformación plástica (borde superior).

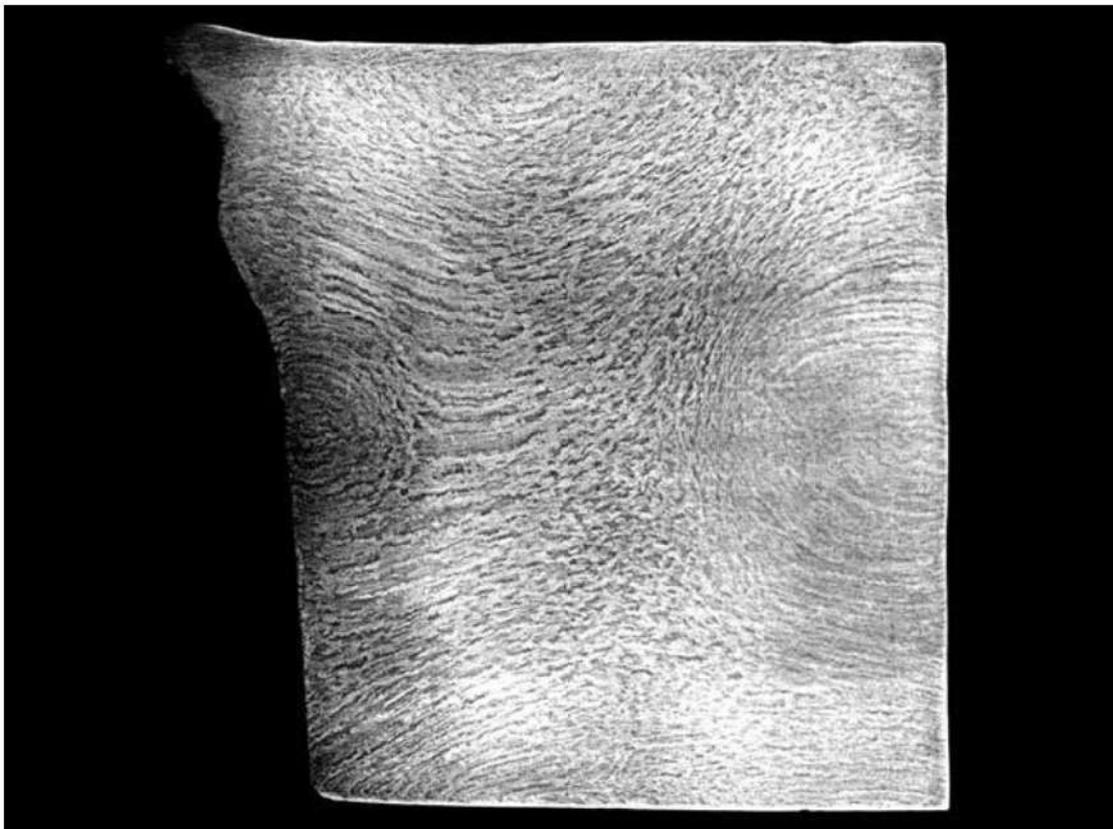


Figura 2. Examen macrográfico. Aspecto de una sección longitudinal junto a la fractura. Estructura fibrosa y deformada de acero laminado y forjado. Reactivo de Yodo, 1X.

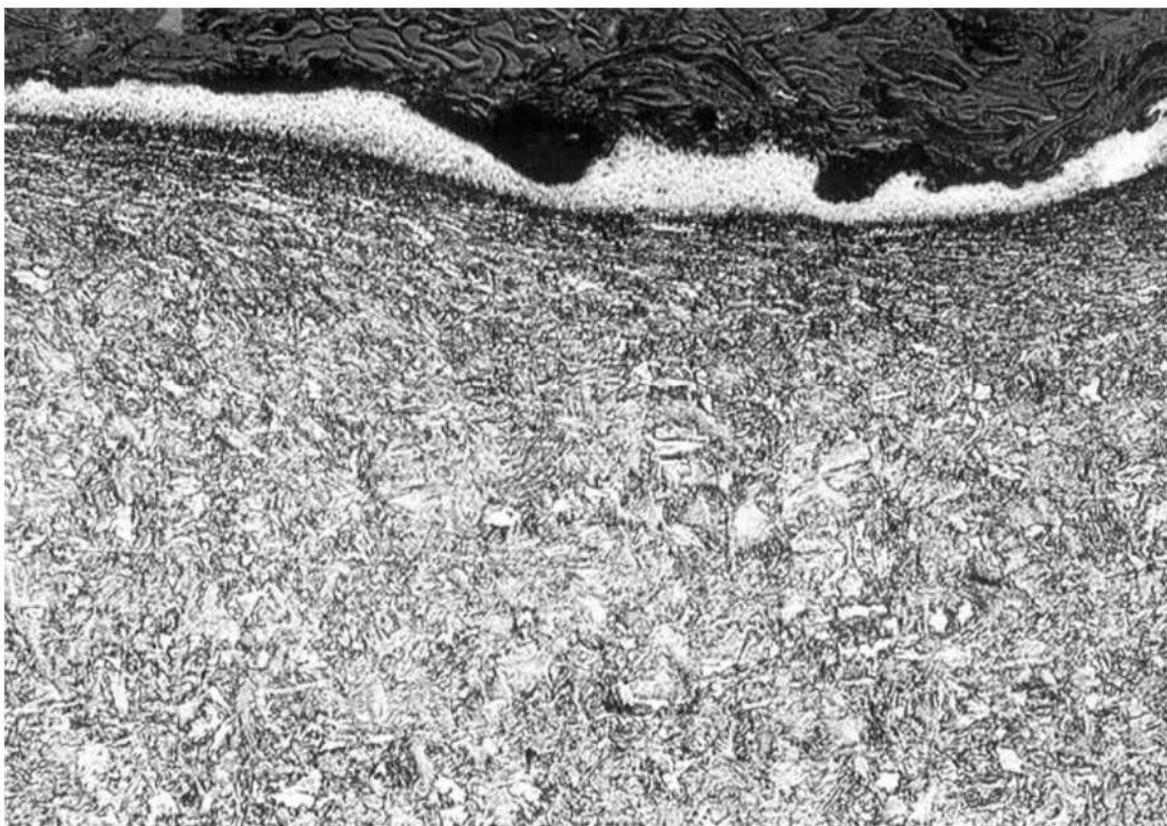


Figura 3. Examen metalográfico. Aspecto de la microestructura del material en la zona donde se inició la rotura por fatiga, mostrando martensita revenida. Capa superior temperada por fricción. Nital. 160X.

15

Examen de las grietas en cubo del ventilador de torre de refrigeración

Noriyuki Sugiyama*, 1969

1. INTRODUCCIÓN

Una pieza “Y” (cubo de ventilador de la torre de refrigeración), que trabaja a una temperatura poco arriba del ambiente, presenta una grieta (ver figuras 1 y 2). El objetivo de la presente investigación determina las causas para la formación de esta grieta.

2. EXÁMENES REALIZADOS

El cubo del ventilador presento una grieta en la superficie externa en la región presentando variación de sección, localizada en la extremidad de uno de sus brazos (ver figuras 1 y 2). La grieta con formato irregular se desarrolló perpendicularmente a la superficie, teniendo su longitud sobrepasando la mitad del espesor de la pieza (ver figura 3).

Se observó en la extremidad externa de la grieta (en la región de variación de sección) un deposito superficial de soldadura en estado recocido. La grieta se presenta oxidada y acentuadamente descarbonatado (ver figura 4). La región de variación de sección, simétrica aquella indicada en la figura 1, también evidencio deposito superficial de soldadura, además de grietas oxidadas y descarbonatadas.

* Investigador responsable por el documento técnico

3. DISCUSIÓN

Las grietas de contracción son de formato irregular, con superficies acentuadamente oxidadas, las cuales se desarrollan en las piezas fundidas durante las últimas etapas de solidificación. Son atribuidas, generalmente, a la retención de las contracciones de ciertas regiones de la pieza fundida, conjugada con gradientes térmicos desfavorables existentes en esa región.

La profunda descarbonatación existente alrededor de las grietas debe ser atribuida, por lo menos en una parte, al tratamiento térmico de recocido efectuado en la pieza después de la deposición superficial de soldadura.

4. CONCLUSIÓN

Las grietas existentes en el cubo del ventilador son grietas de contracción y ocurren durante las últimas etapas de solidificación de la pieza.

5. FIGURAS



Figura 1. Aspecto de la pieza “Y” (cubo del ventilador). La flecha muestra la región agrietada.

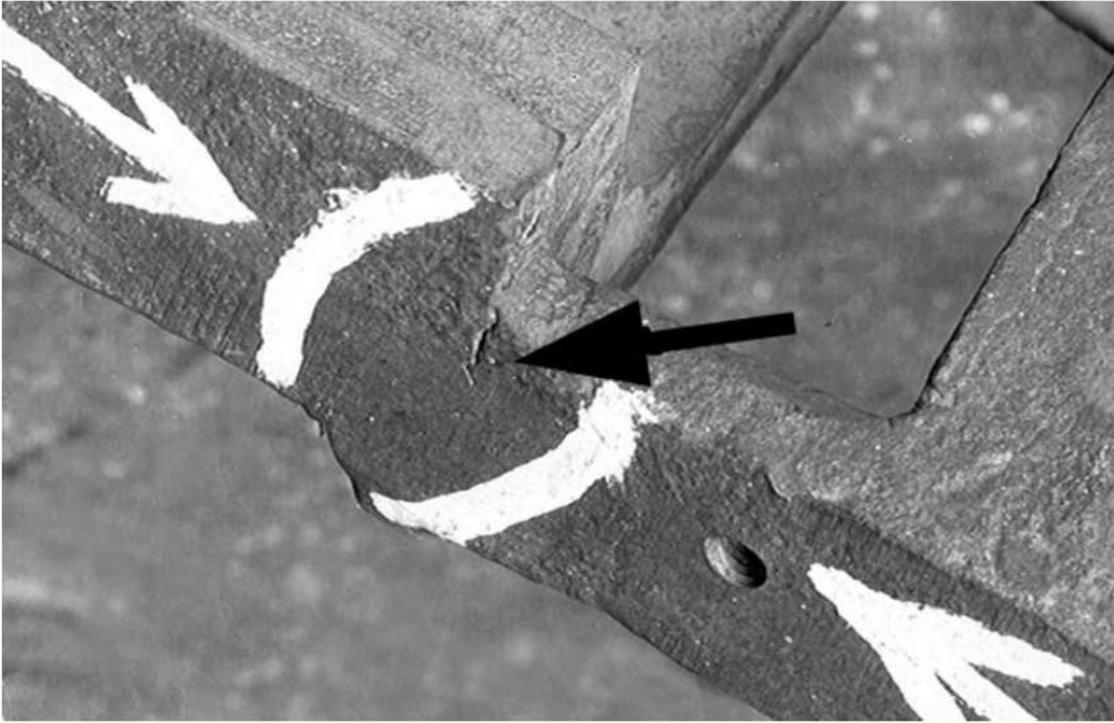


Figura 2. Aspecto de la pieza, mostrando una grieta superficial en una variación de sección (flecha).

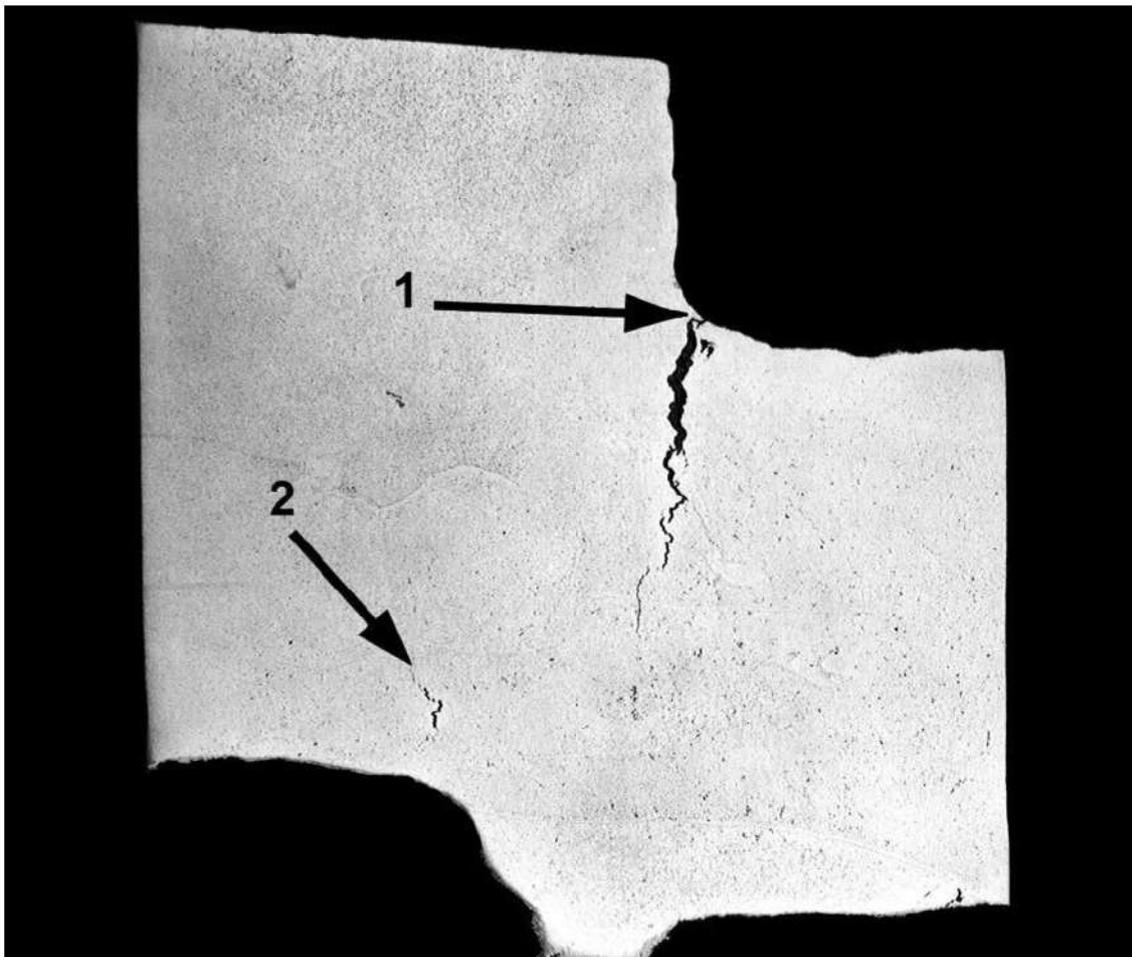


Figura 3. Macroestructura del material de la superficie. Material prácticamente homogéneo. La grieta (flecha 1), de formato irregular, se desarrolló hasta más de la mitad del espesor de la pieza. En la región inferior se nota una pequeña grieta (flecha 2). Reactivo de yodo.

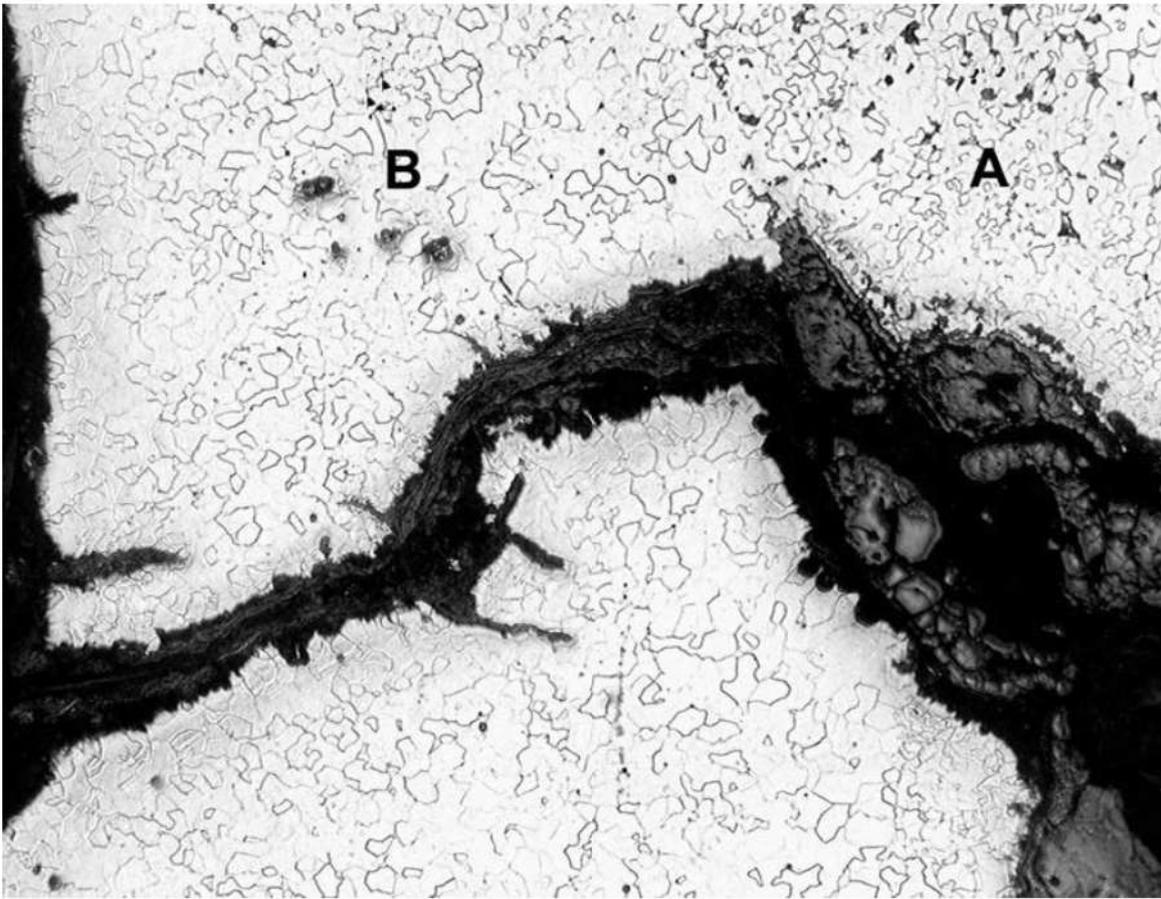


Figura 4. Microestructura del material de la región indicada por la flecha 1 en la figura 3. Región A: material del cubo del ventilador. Ferrita, perlita e inclusiones. Región B: material de la soldadura. Ferrita, pequeñas áreas de perlita, inclusiones y algunos vacíos. Microestructuras de acero de bajo carbono recocido. Se nota descarbonatación alrededor de la grieta, que presenta sus superficies oxidadas. Nital. 50X.

16

Análisis de falla en fuelles de acero inoxidable

Alcindo M. Ludovice*, 1975

1. INTRODUCCIÓN

Dos fuelles de acero inoxidable AISI 304 rotos, uno con diámetro de 8" con un corrugado (ver figura 1) y el otro de diámetro de 6" con cuatro corrugados (ver figura 2), fueron enviados para ser examinados con el objetivo de determinar las causas de la rotura. Los fuelles trabajan en contacto con vapor de agua.

2. EXÁMENES REALIZADOS Y RESULTADOS

En un examen previo de los fuelles, se constató la existencia de grietas con ramificaciones en ambos de los fuelles, como puede ser observado en las figuras 3 y 4.

El examen metalográfico del material de los fuelles reveló que los mismos presentan una estructura de acero inoxidable austenítico deformado plásticamente en frío. En ese examen, se constató la existencia de grietas intergranulares, con inicio en la superficie interna del fuelle, ramificadas (ver figuras 5 y 6), características de un proceso de corrosión sobre tensión. El proceso de corrosión sobre tensión es resultante de la acción simultánea de un medio agresivo y de tensiones de tracción debida a esfuerzos externos y/o residuales.

* Investigador responsable por el documento técnico

En el caso de aceros inoxidable austeníticos, soluciones de cloruros, soluciones alcalinas como hidróxido de sodio, fenol, etc., son medios agresivos capaces de provocar corrosión sobre tensión.

Como no fue enviado para análisis el condensado que circulaba en el interior de los fuelles, se sometió el material depositado en la superficie interna de los mismos a un examen por microsonda electrónica, con la finalidad de verificar que elementos estarían presentes.

Los resultados de estos exámenes se encuentran indicados en las figuras 7 a 10. Se nota por estos perfiles de concentración que los depósitos son heterogéneos, como es de esperarse, conteniendo regiones con elevada concentración de los elementos sodio, potasio y azufre, indicando que el material fue sometido a un medio agresivo.

3. CONCLUSIÓN

Las roturas ocurridas en los fuelles fueron provocadas por corrosión sobre tensión.

4. FIGURAS

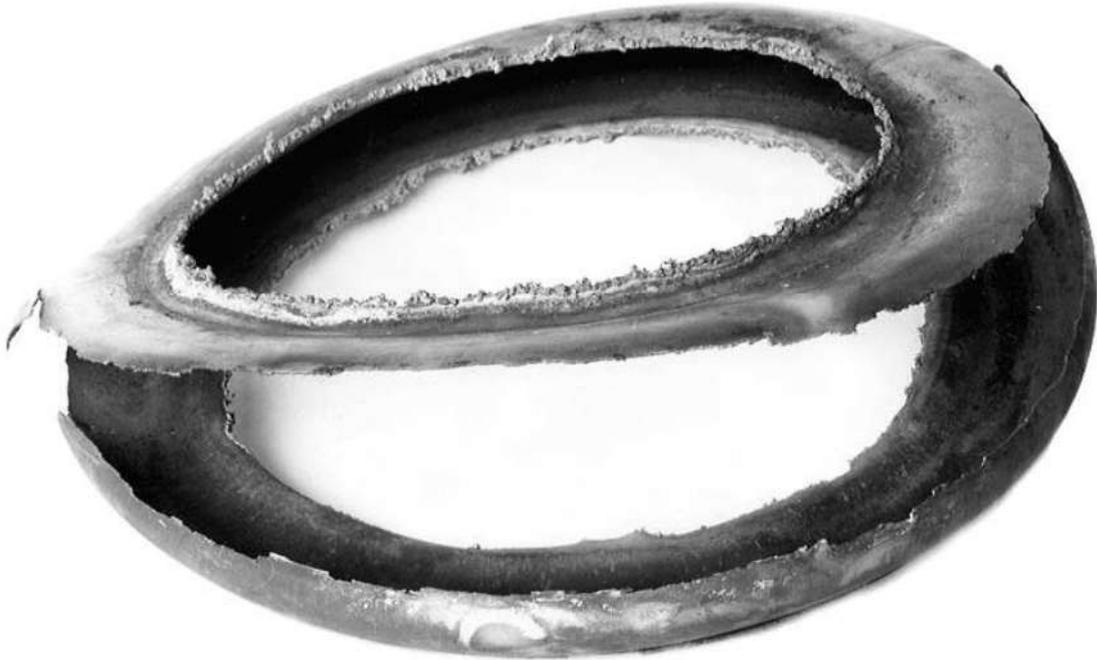


Figura 1. Aspecto del fuelle de $\text{Ø } 8''$ recibido.



Figura 2. Aspecto del fuelle de $\text{Ø } 6''$ recibido.



Figura 3. Aspecto del fuelle de $\text{Ø } 8''$. Se nota la existencia de grietas paralelas a la rotura observada (flechas).

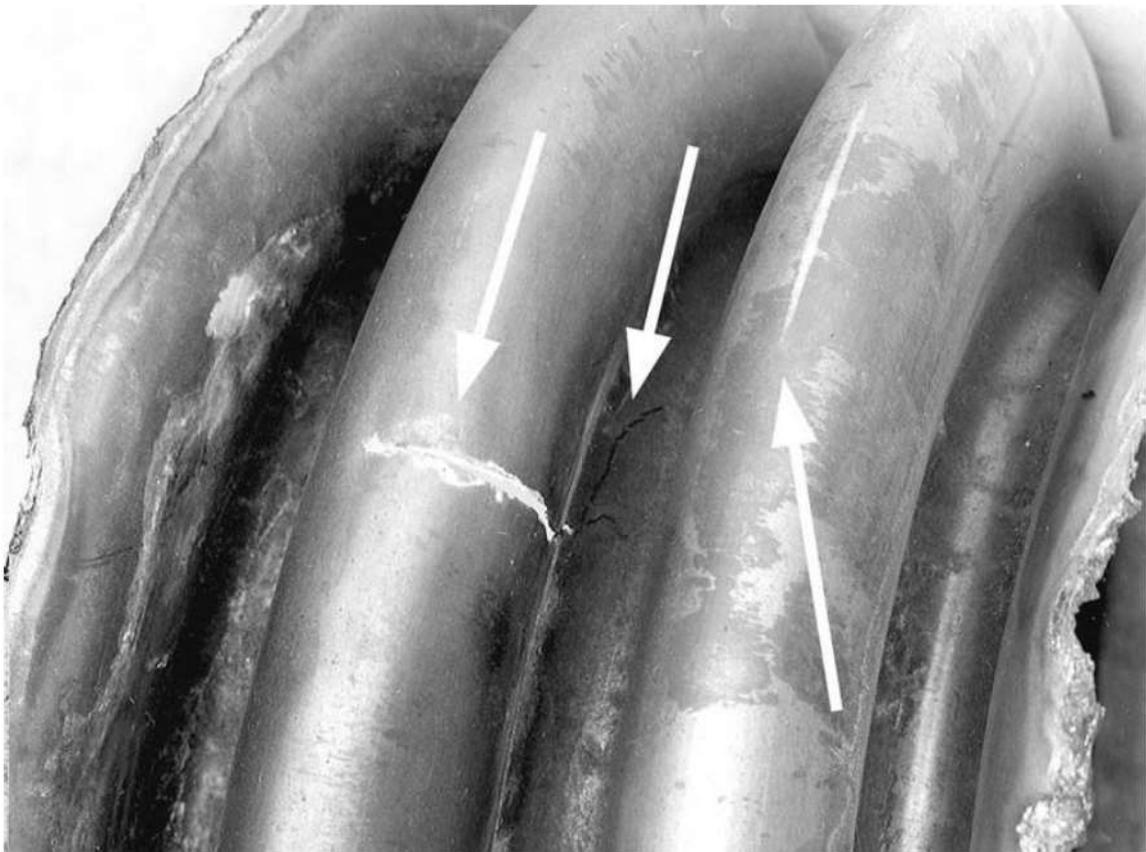


Figura 4. Aspecto del fuelle de $\text{Ø } 6''$. Se nota la existencia de grietas ramificadas (flechas).

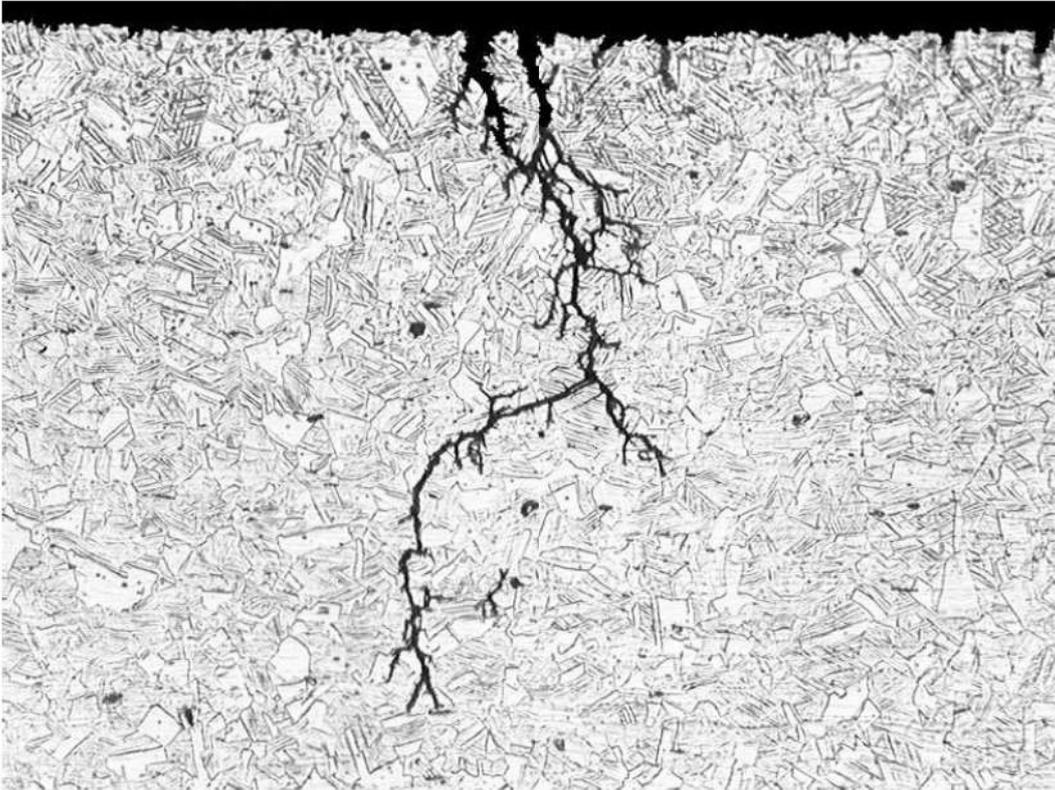


Figura 5. Aspecto longitudinal de la microestructura del material del fuelle de Ø 8". Estructura de acero inoxidable austenítico deformado plásticamente en frío. Se nota la presencia de grietas intergranulares con ramificaciones. Acido oxálico. 100X.

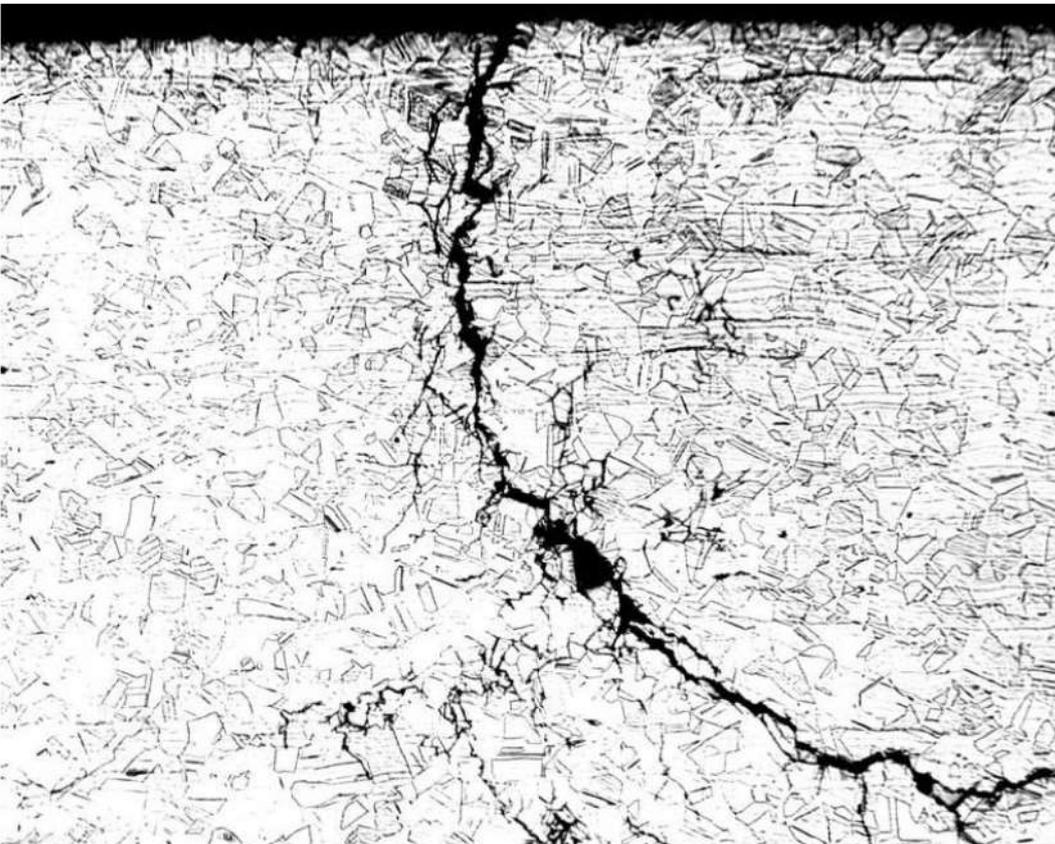


Figura 6. Aspecto longitudinal de la microestructura del material del fuelle de Ø 6". Estructura de acero inoxidable austenítico deformado plásticamente a frío. Se nota la presencia de grietas intergranulares con ramificaciones. Acido oxálico. 100X.

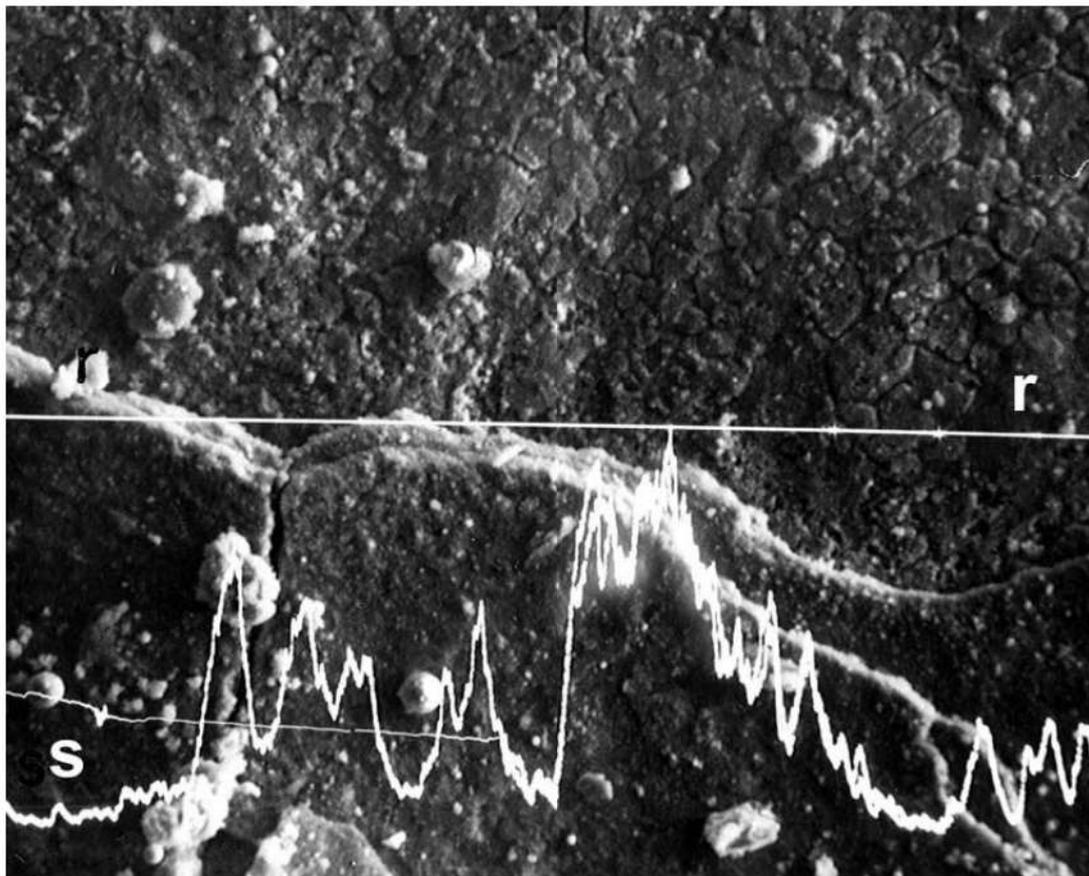


Figura 7. Fuelle de $\text{Ø } 8''$. La foto muestra el perfil de concentración de azufre (línea s) a lo largo de la línea r. MEB-SEI. 500X.

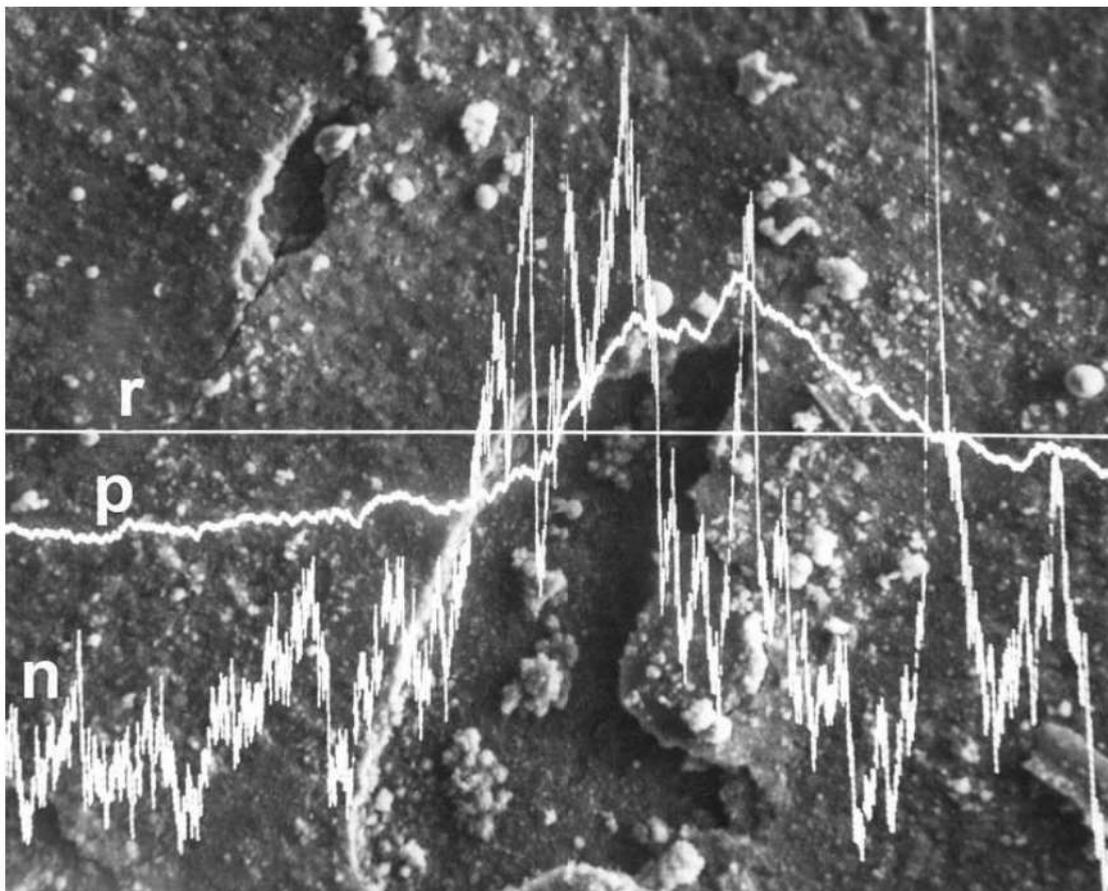


Figura 8. Fuelle de $\text{Ø } 8''$. La foto muestra el perfil de concentración de sodio (línea n) y de potasio (línea p) a lo largo de la línea r. MEB-SEI. 500X.

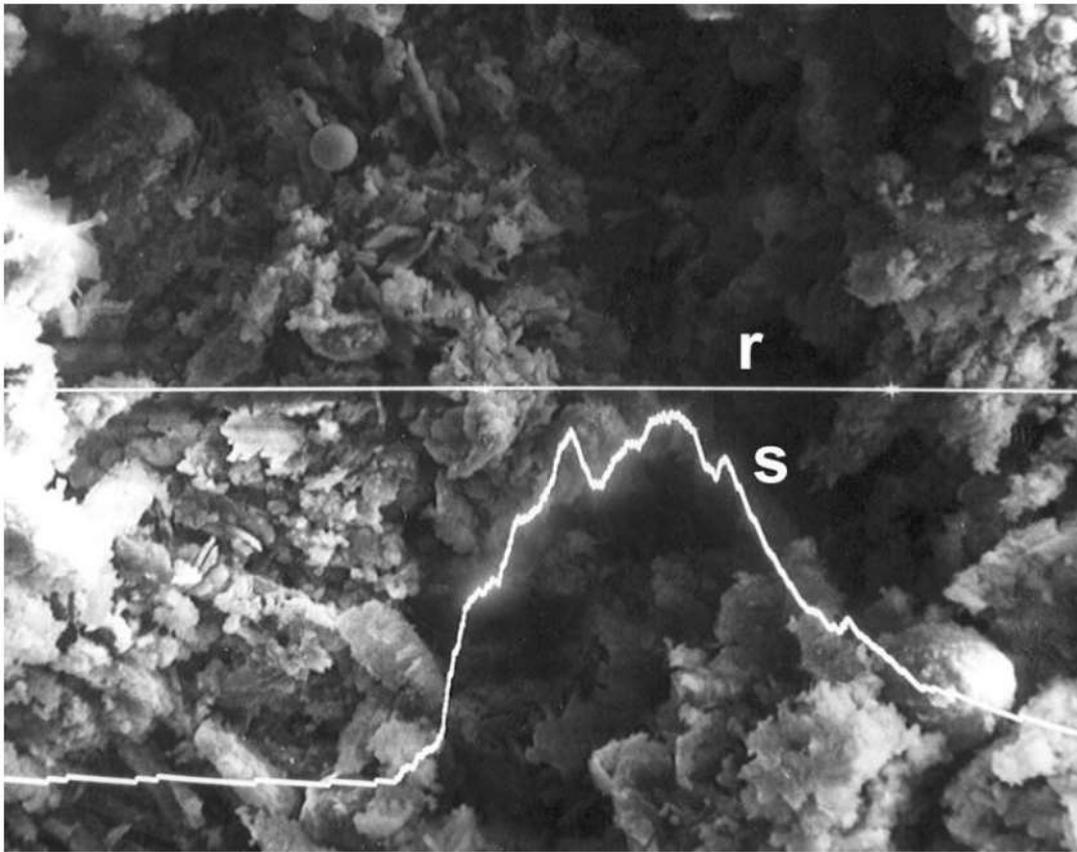


Figura 9. Fuelle de Ø 6". La foto muestra el perfil de concentración de azufre (línea s) a lo largo de la línea r. MEB-SEI. 500X.

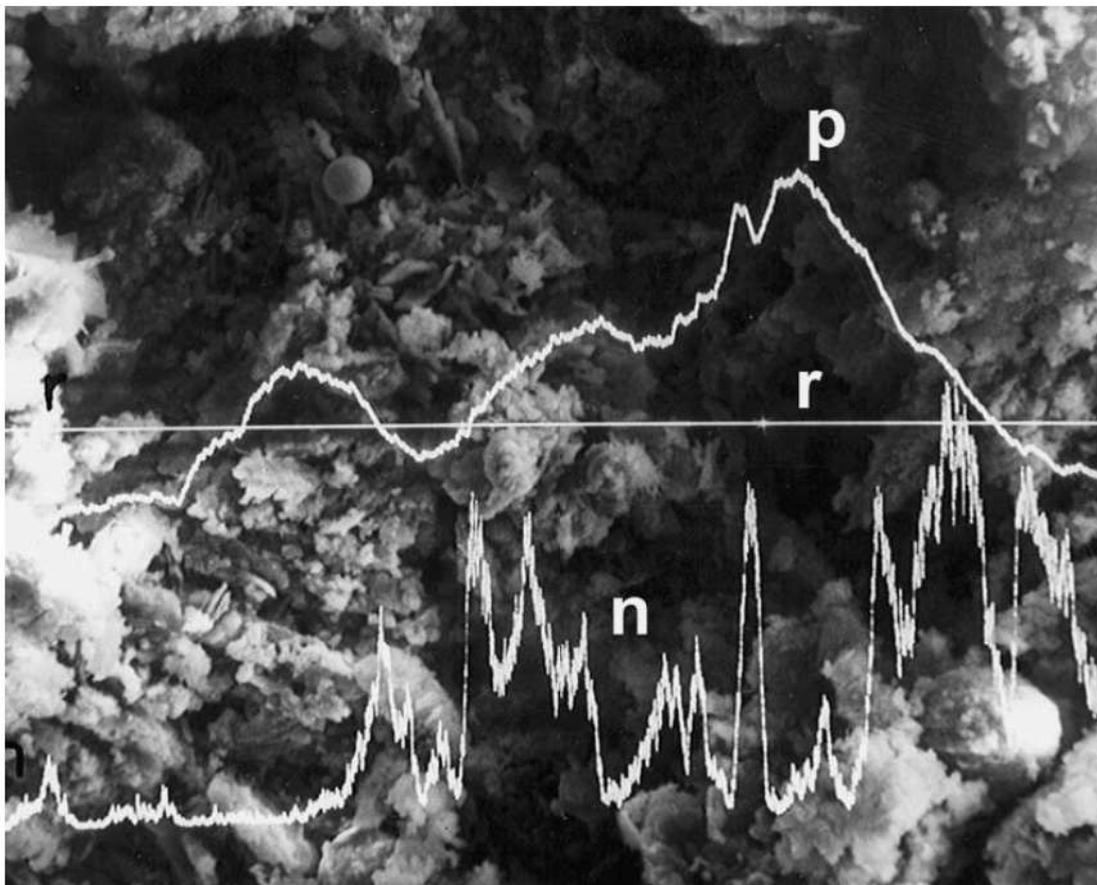


Figura 10. Fuelle de Ø 6". La foto muestra el perfil de concentración de sodio (línea n) y de potasio (línea p) a lo largo de la línea r. MEB-SEI. 500X.

17

Análisis de falla en pernos de fijación en ruedas de vehículos

Paulo S. C. P. da Silva*, 1975

1. INTRODUCCIÓN

Fueron examinados pernos de fijación de rueda rotos después del montaje con el torque dentro del intervalo especificado. Las fracturas fueron verificadas en vehículos ya montados y estacionados en el patio de la montadora. Fueron recibidos 15 pernos rotos, 12 pernos enteros (del mismo lote) y 12 pernos retirados de cables (clavados, pero no sometidos al torque de montaje).

2. EXÁMENES REALIZADOS Y RESULTADOS

2.1. Inspección visual

La figura 1 muestra el aspecto típico de la fractura. Los 12 pernos enteros (ya montados) fueron sometidos a ensayos con líquidos penetrantes, teniendo a cuatro con grietas, como muestra la figura 2. Con la finalidad de verificar la profundidad de estas grietas, se provocó la rotura de un perno agrietado por impacto. La figura 3 muestra el aspecto de la fractura, evidenciando la pre grieta y la región de fractura por impacto.

* Investigador responsable por el documento técnico

2.2. Examen metalográfico y de dureza

Los exámenes metalográficos y de dureza, realizados en pernos rotos, permitieron constatar que el material del perno presenta estructura de acero cementado, temperado y revenido. Dureza del núcleo: 368 HV1. Dureza de la capa cementada: 420 HV1. La profundidad de la capa cementada, medida por el método mecánico, conforme práctica recomendada por la norma SAE J423a – 1963, es de 0.3 mm. Los resultados de estos exámenes satisfacen las especificaciones del proyecto.

2.3. Examen fractográfico

La superficie de la fractura de los pernos rotos fue sometido a exámenes por microscopia electrónica de barrido. Este examen reveló preponderancia de fractura intergranular, como muestra la figura 4. Este micromecanismo de fractura ocurre en aceros temperados y revenidos cuando son fragilizados por hidrogeno y sometidos a la carga estática o a bajas velocidades de deformación. El hecho de que las fracturas no han sido constatadas durante el montaje, pero posteriormente, con los vehículos ya en el patio, también sugiere el mecanismo de fractura retardada (*delayed fracture*), también conocido como fatiga estática (*static fatigue*), provocado por fragilización por hidrogeno.

A fin de verificar esta hipótesis, se procedió al examen del perno agrietado y roto por choque (ver figura 3). Una característica de la fractura de aceros fragilizados por hidrogeno es que el carácter frágil tiende a desaparecer a la medida que se aumenta la velocidad de sollicitación, al contrario del comportamiento normal en que el comportamiento frágil es agravado por sollicitación por choque. La región de la grieta preexistente mostro en el microscopio electrónico de barrido preponderancia de fractura intergranular (ver figura 5); la región fracturada por choque, sin embargo, se propago por formación de alveolos como muestra la figura 6, micro mecanismo típicamente dúctil. Considerándose que esta región fue fracturada sobre elevado estado triaxial de tensiones, debido a la grieta pre existente, y sobre elevada velocidad de sollicitación, este cambio de micro mecanismo solo se justifica en un material fragilizado por hidrogeno.

A fin de verificar la hipótesis de que los pernos se hayan roto por torque excesivo, se clavó uno de los 12 pernos que no había sido sometido a torque de montaje en una placa con orificio apropiado y se rompió un perno por torque excesivo. La superficie de la fractura mostro 100% de rotura por deformación de alveolos, descartando definitivamente esta hipótesis (ver figura 7).

La fragilización por hidrogeno puede ocurrir en varias etapas del procesamiento de la pieza o de su utilización. Son frecuentemente citadas como orígenes posibles de hidrogeno:

- Uso de carga húmeda durante la elaboración del acero.
- Proceso de decapado.
- Tratamientos termo-químicos (por ej., cianuración en presencia amonio).

No es posible, sin embargo, obtener evidencias conclusivas del origen del hidrogeno a partir del examen de las piezas fracturadas.

3. CONCLUSIÓN

Los pernos examinados presentan comportamiento característico de acero fragilizado por hidrogeno.

4. FIGURAS

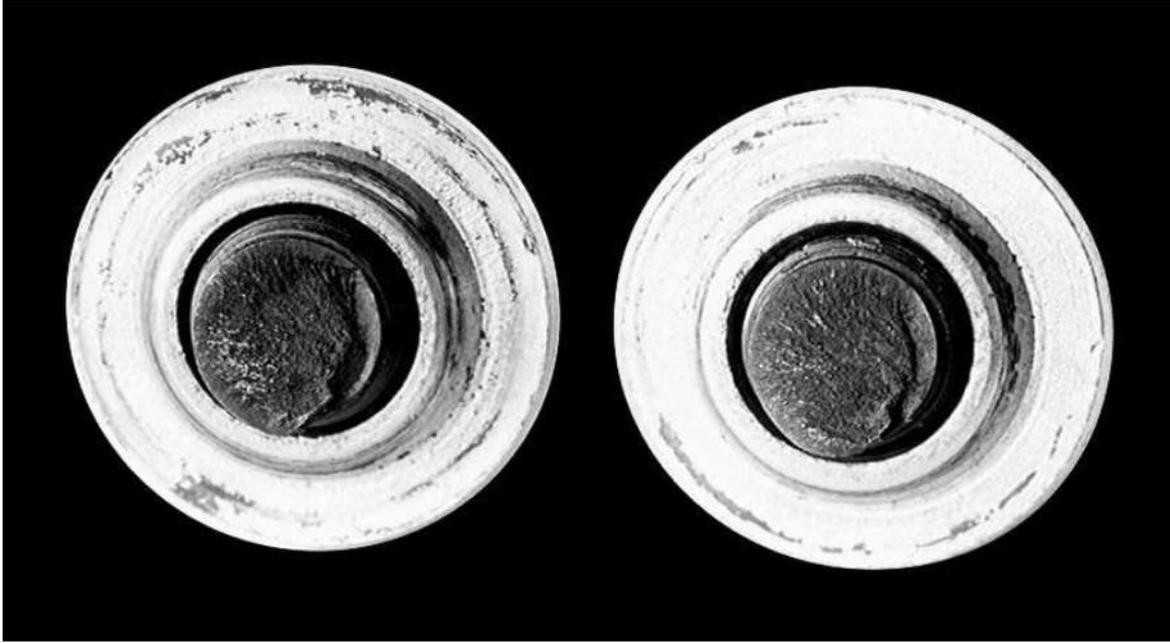


Figura 1. Aspecto de la fractura de los pernos rotos. Fractura de carácter frágil iniciada en el primer filete de la rosca.

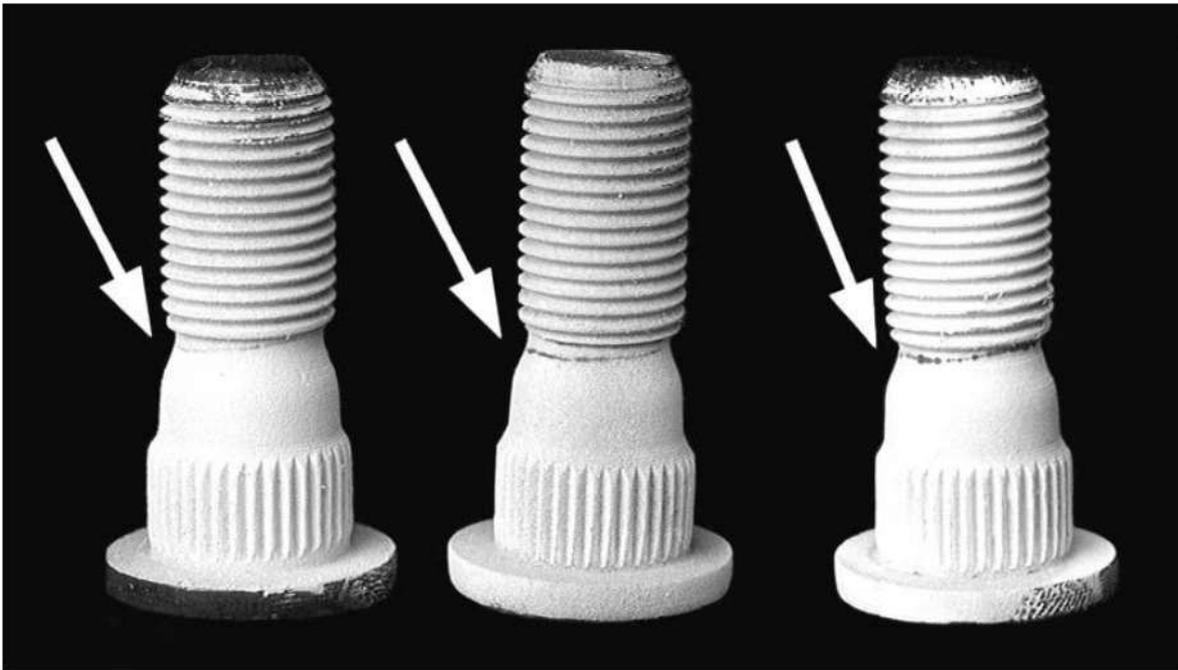


Figura 2. Aspecto de las grietas (flechas) constatadas después del examen con líquidos penetrantes en pernos declarados enteros.

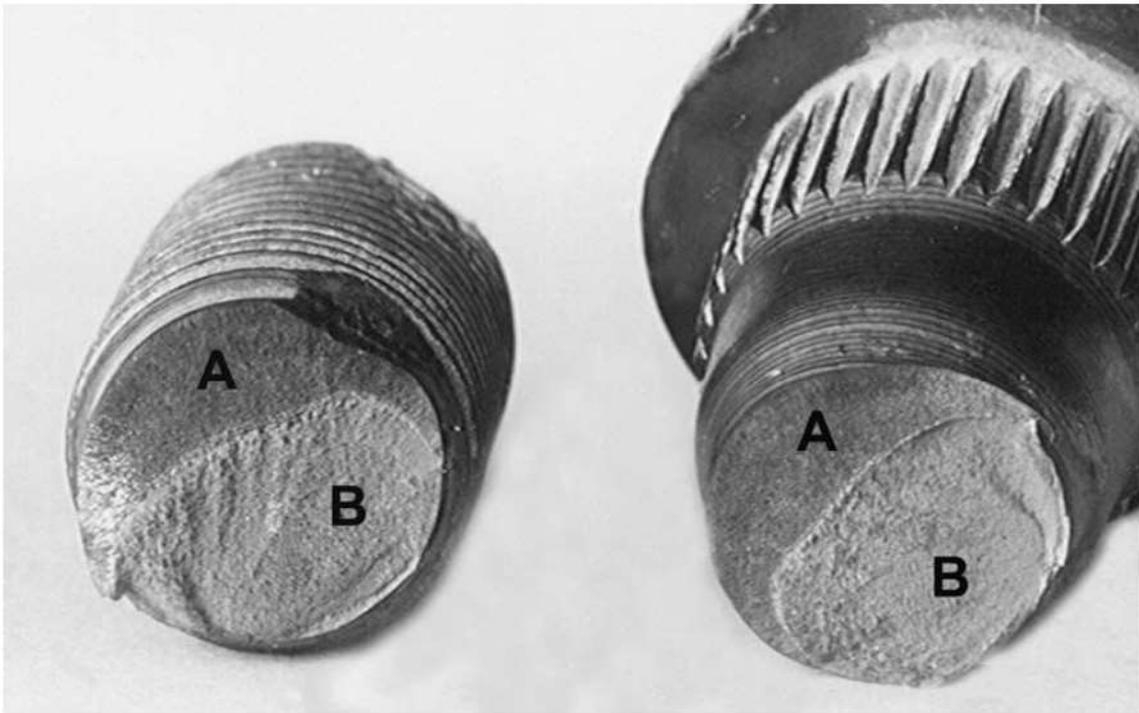


Figura 3. Aspecto de la fractura del perno agrietado y roto por choque. Región A: región pre-agrietada. Región B: región rota por choque, iniciada en la punta de la grieta preexistente.

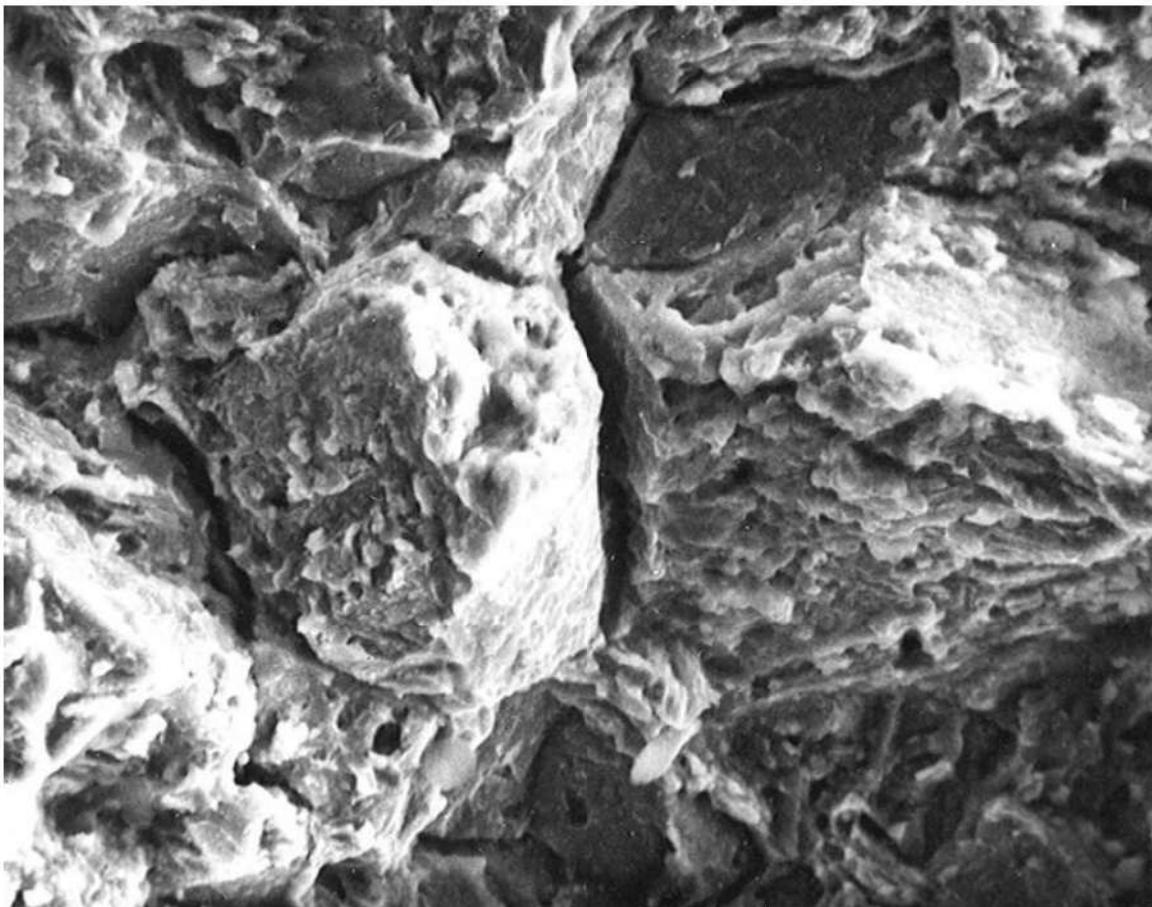


Figura 4. Aspecto de la fractura de los pernos rotos. Fractura intergranular. MEB-SEI. 1000X.

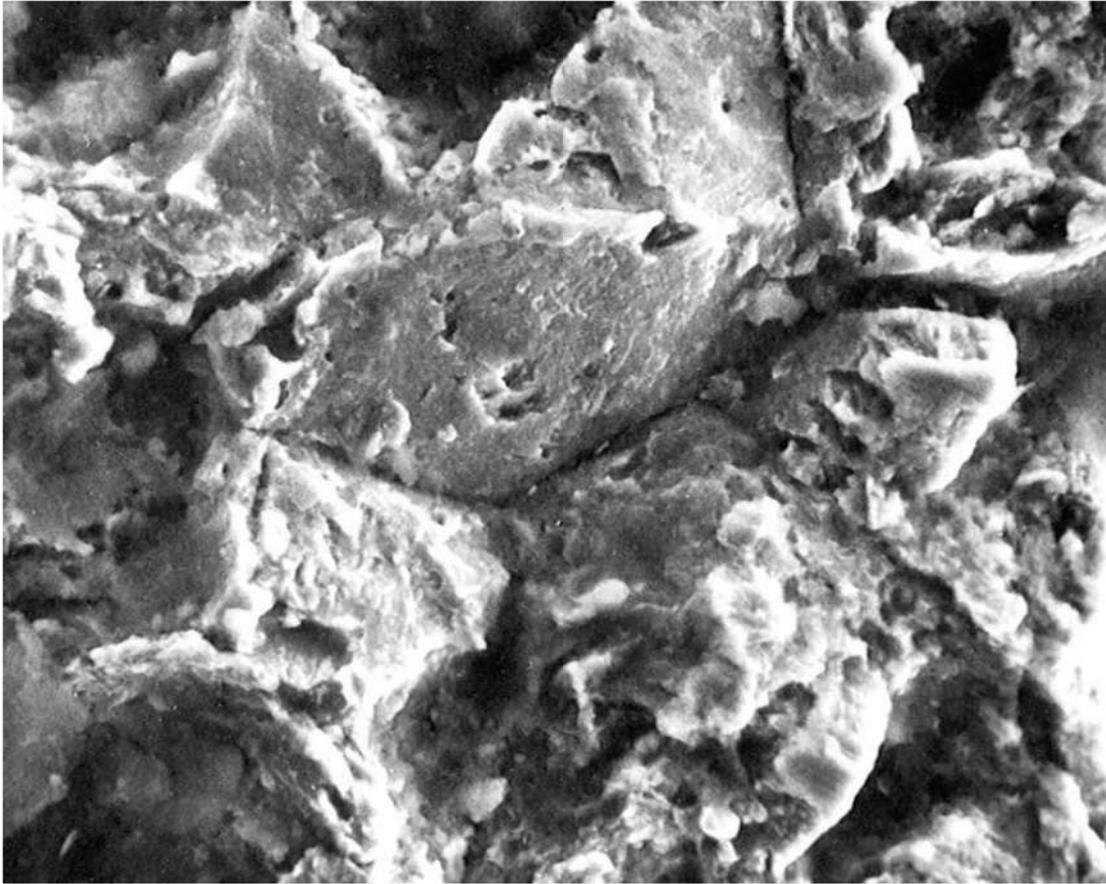


Figura 5. Aspecto de la región A de la figura 3. Fractura intergranular. MEB-SEI. 1000X.

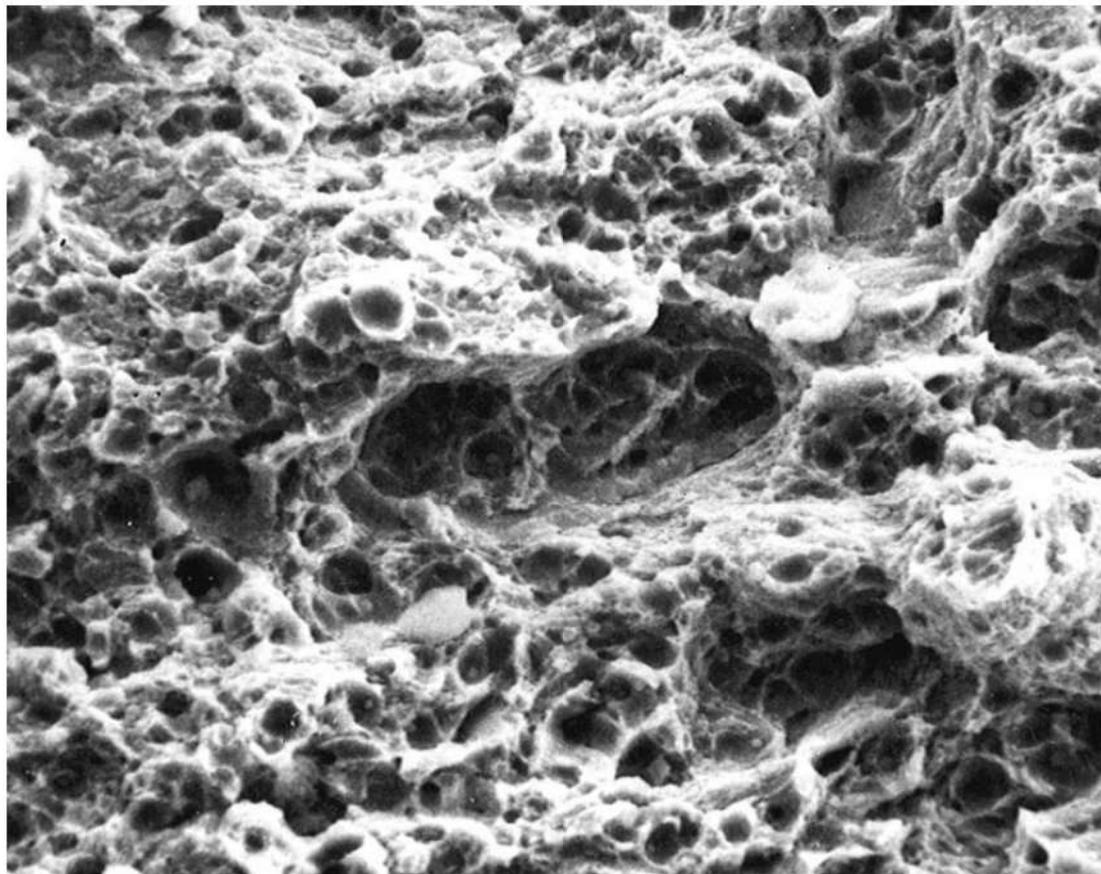


Figura 6. Aspecto de la región B de la figura 3. Rotura por deformación de alveolos. MEB-SEI. 1000X.

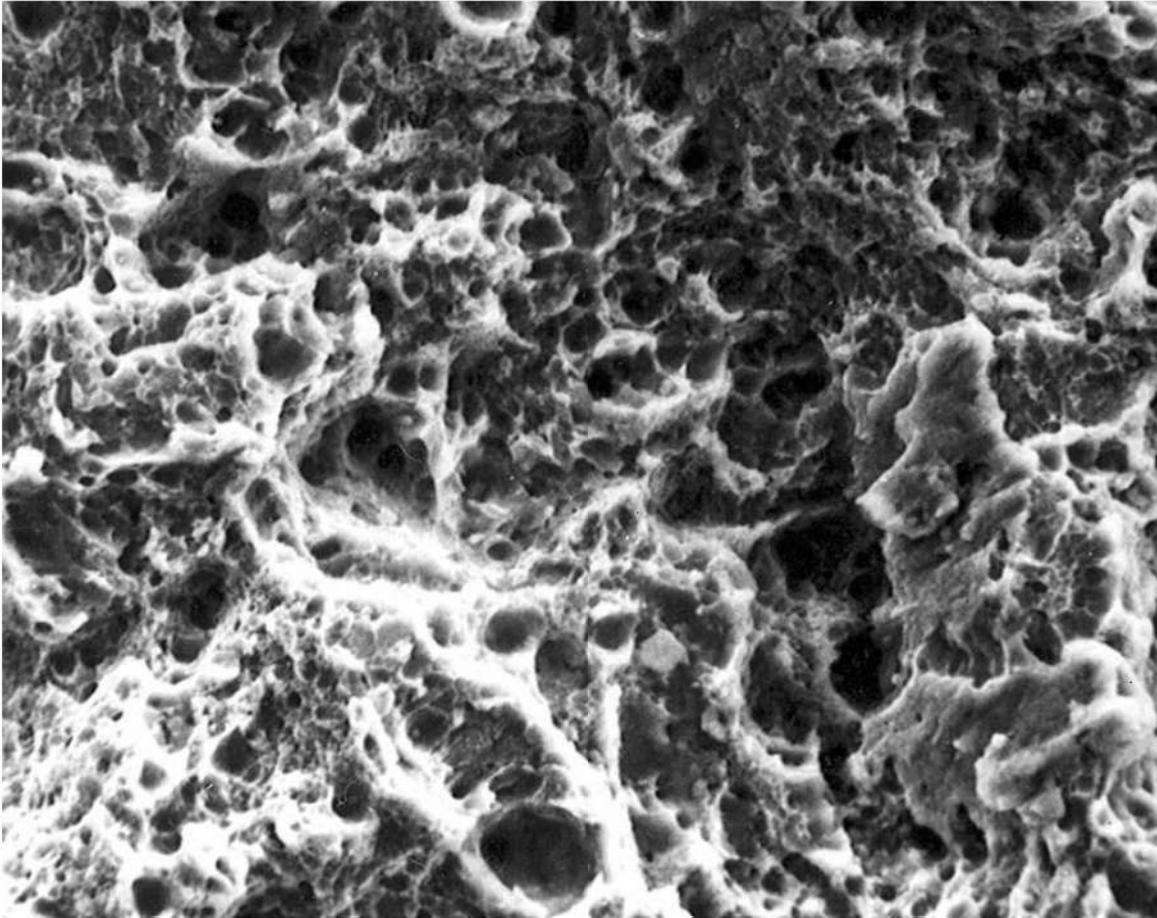


Figura 7. Aspecto de la fractura del perno roto por torque excesivo. Rotura por formación de alveolos. MEB-SEI. 1000X.

18

Examen de la grieta en el jalador del cierre

Alcindo M. Ludovice* y Tibério Cescon*, 1976

1. INTRODUCCIÓN

Fueron enviadas tres muestras de cierres sometidas a los siguientes tratamientos: muestra 1 – lavados en condiciones de laboratorio; muestra 2 – no sometidas a proceso de lavado; muestra 3 – lavados en condiciones residenciales, sin control del producto de lavado. El objetivo es determinar las causas de agrietamiento de la muestra 3.

2. ENSAYOS REALIZADOS

La observación de la superficie de las muestras evidencio que las muestras 1 y 2 no presentan grietas superficiales. La figura 1 muestra la superficie de la muestra 2. La muestra 3 presento grietas en los jaladores, como puede ser observado en la figura 2. La abertura de la grieta en la muestra 3 revelo fractura predominantemente integranular (figura 3). El examen metalográfico evidencio microestructura de latón α con intensa deformación plástica y grietas intergranulares ramificadas (ver figura 4).

3. CONCLUSIÓN

El agrietamiento de la muestra 3 fue provocado por corrosión sobre tensión.

* Investigador responsable por el documento técnico

4. FIGURAS

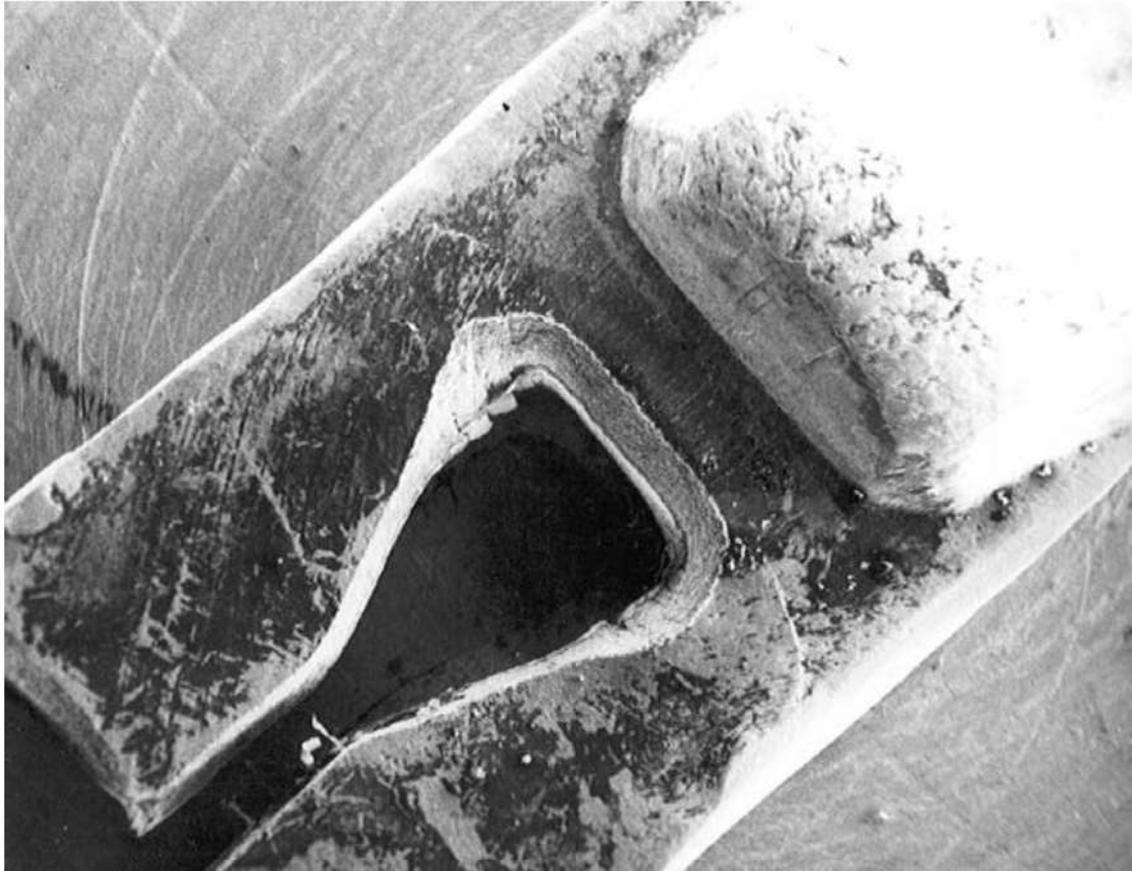


Figura 1. Aspecto del jalador lavado en laboratorio (muestra 2). MEB-SEI. 30X.

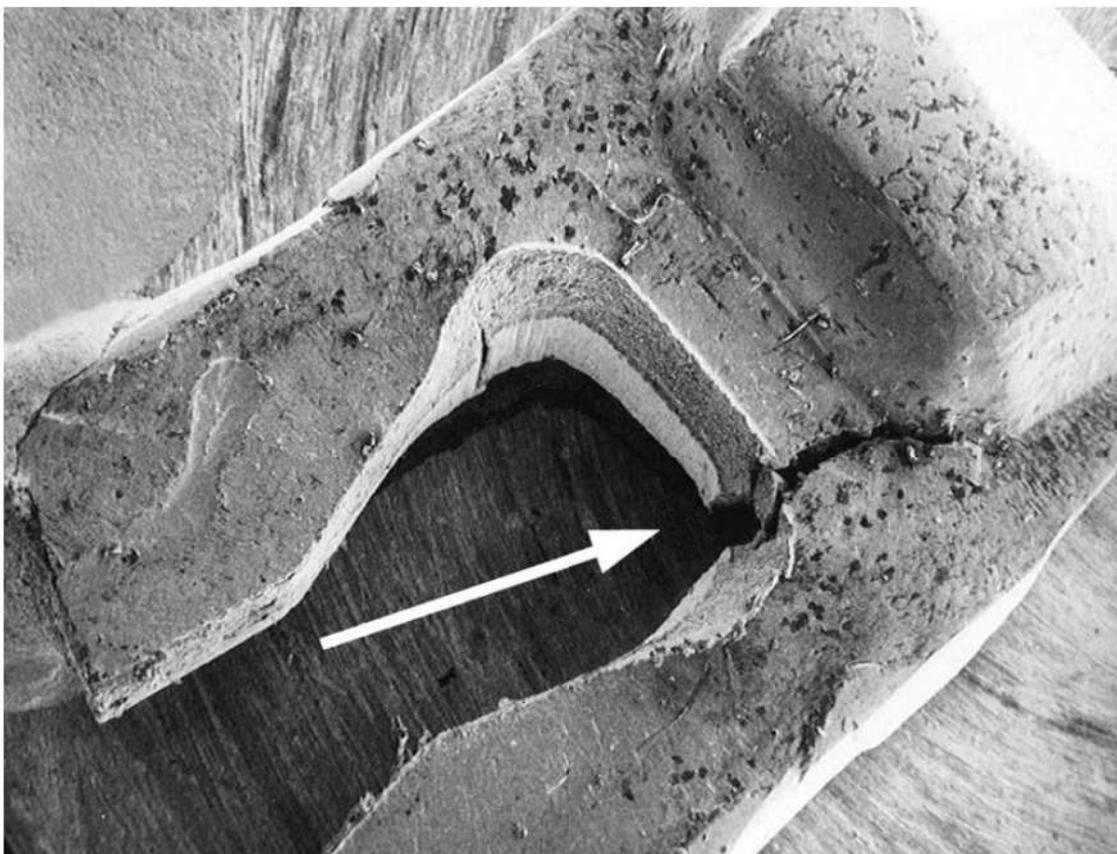


Figura 2. Aspecto del jalador roto (muestra 3). La flecha indica presencia de grieta. MEB-SEI. 30X.

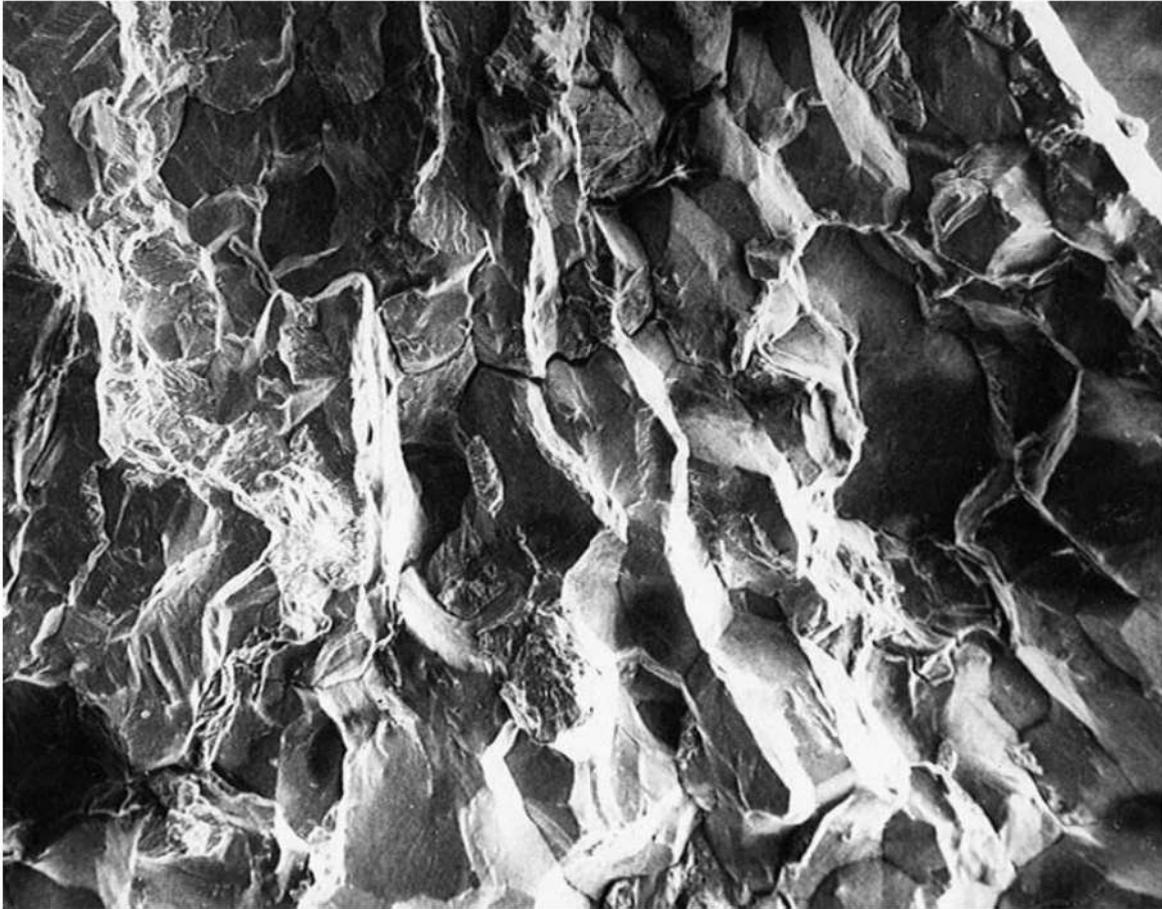


Figura 3. Rotura intergranular. MEB-SEI. 300X.

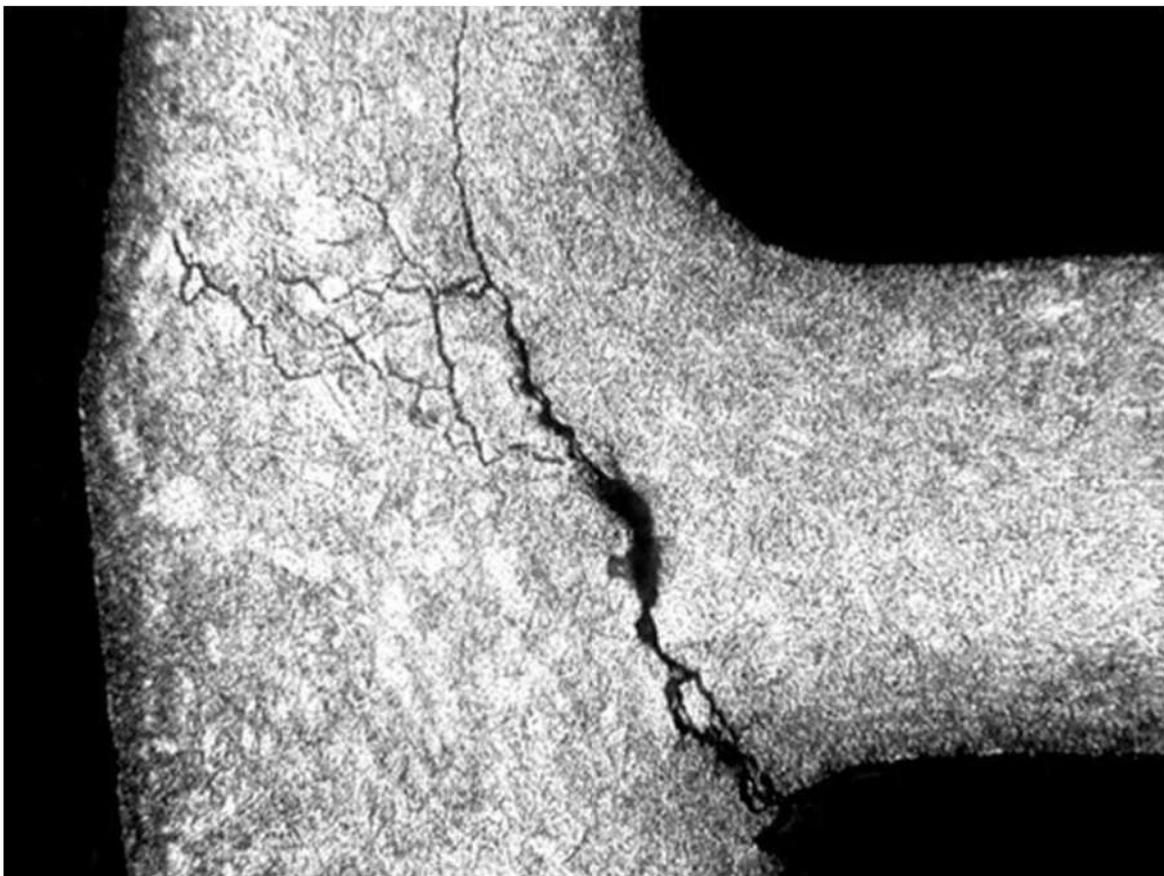


Figura 4. Microestructura de latón α deformado plásticamente a frío con presencia de grietas intergranulares ramificadas. Sección longitudinal. Ataque: cloruro férrico. 100X.

19

Análisis de falla en caja-soporte de luminaria

Paulo S. C. da Silva* y Tibério Cescon*, 1977

1. INTRODUCCIÓN

Se examinó una caja-soporte de luminaria con la finalidad de determinar las causas de su rotura. La caja-soporte estaba instalada en un poste tipo pétalo de iluminación pública. El accidente ocurrió por la caída espontánea de las luminarias debido a la rotura de la caja-soporte donde las luminarias son fijadas.

2. ENSAYOS REALIZADOS

2.1. Examen visual y fractografico

La tapa de la caja-soporte se rompió por esfuerzos de flexión (figura 1). El espesor de la misma en la sección de rotura es irregular, variando de 5.9 a 8.7 mm y no llegando al valor nominal de 10 mm especificado en el proyecto. La sollicitación a la flexión de la tapa fue agravada por el cargado excéntrico resultante de armado de las luminarias en la caja a 90° (figura 2).

La superficie de la fractura principal (figura 3) presenta dos rangos distintos. El rango AB se cree cubierto por productos de corrosión, que imposibilitan el examen de detalles para identificación del proceso de rotura al microscopio electrónico de

* Investigadores responsables por el documento técnico

barrido, pero que evidencian que este rango estaba agrietado antes del instante de rotura. Las demás regiones de fractura corresponden a una rotura brusca final y no presentan evidencias de deformación plástica.

2.2. Análisis químico

El análisis químico del material de la tapa, realizada por cuantometría, dio los siguientes resultados: Al-9.45Zn-2.41Cu-1.65Si-1.31Fe-0.14Ni-0.12Mg. Esta composición no corresponde a ninguna especificación para las aleaciones de aluminio fundidas en las normas ASTM B-26-76, SAE J453B, DIN 1725 Bl.1, ni es citada en la referencia.

2.3. Examen metalográfico

Los resultados del examen metalográfico, realizado con ayuda del microscopio electrónico de barrido acoplado con una microsonda (figuras 4 a 7), evidenciaron que se trata de una aleación de aluminio con presencia de precipitados interdendriticos ricos en cobre, eutéctico del tipo escritura china rico en hierro y elevada porosidad, favoreciendo el comportamiento frágil de la pieza. La microestructura mostrada en la figura 8 evidencia la elevada susceptibilidad a la corrosión interdendritica de la aleación asociada a la presencia de la fase interdendritica rica en cobre.

2.4. Análisis preliminar del proyecto caja-soporte

El análisis preliminar de los esfuerzos en la caja-soporte muestra la importancia de evitar el cargado excéntrico resultante del armado asimétrico de las luminarias con el actual proyecto de la caja-soporte.

La caja-soporte es una caja prismática de boca cuadrada volteada para abajo, sobre tu tapa, que presenta un cubo central de forma tubular volteado para arriba, esto es, para el interior de la caja. El cubo central tubular de la tapa, cubierto con holgura, la extremidad del poste y presenta pernos radiales de fijación por presión, que eliminan la holgura citada y al mismo tiempo permiten nivelar la tapa y, en consecuencia, el conjunto. Las luminarias, tipo, pétalo, se fijan en las caras laterales de la caja-soporte y esta está atornillado sobre la tapa.

2.4.1. Carga

En estas condiciones, el peso del conjunto recae sobre la tapa y se transmite al poste por el cubo central.

2.4.2. Carga centrada

Para una distribución simétrica y regular de las luminarias en la caja-soporte, el peso del conjunto está centrado en relación al cubo central. Como modelo simplificado, la tapa puede, entonces, ser asimilada a una placa cuadrada apoyada en su contorno y cargada en una región circular central². La tensión máxima de flexión (en la región central de la placa) puede ser expresada por:

$$\sigma_A = \frac{3P}{2\pi mt^2} \left[(m + 1) \ln \frac{a}{2r_0} + 0.75m \right] \quad (1)$$

Dónde: P = peso del conjunto (kgf); $m = 1/\nu \approx 3$, ν = coeficiente de Poisson ≈ 0.33 para el aluminio fundido; a = distancia del lado de la placa = 35 cm; r_0 = radio de la región circular central (cubo central) sobre la cual actúa el peso es igual a 7.2 cm; t = espesor de la placa es igual a 1 cm. Como no tenemos el valor exacto del peso del conjunto, la tensión máxima de flexión es igual a $0.92P$ (kgf/cm²).

2.4.3. Carga Excéntrica

En el caso de una distribución asimétrica de las luminarias, o mismo cuando la colocación de la primera, el peso del conjunto no es más centrado en relación al cubo central. Eso origina un momento sobre la tapa, responsable por nuevas tensiones de flexión a ser incrementadas a las ya existentes.

Solamente para estimativa, podemos asimilar este caso a la de una placa circular apoyada en el contorno y sujeta a un momento provocado por la flexión de un cubo perpendicular central. Es la mejor aproximación disponible, pues no disponemos de la solución para placa cuadrada. Adoptamos, como radio de la placa circular equivalente, la mitad del valor medio entre diagonal y lado de la placa cuadrada. La tensión máxima de flexión tiene dirección radial y ocurre junto al cubo central, siendo dada en la ecuación:

$$\sigma_B = \frac{3M}{4\pi t^2 r_0} \left[1 + \left(\frac{m+1}{m} \right) \ln \frac{2(a-r_0)}{K_a} \right], \text{ con } K = \frac{0.49a^2}{(r_0+0.7a)^2} \quad (2)$$

Dónde: M = momento de transporte $P.b$ (kgf.cm) siendo b = brazo de transporte de P al centro de la placa (cm); t = espesor de la placa es igual a 1 cm; r_0 = radio de la región circular central (cubo central) sobre el cual actúa el peso es igual a 7.2 cm; $m = 1/\nu \approx 3$; a = mitad de la media entre el lado y diagonal de la placa = 21.1 cm. Sustituyéndose los valores, encontramos $\sigma_B = 0.82P.b$.

La mayor tensión de flexión en el caso de carga excéntrica puede ser calculada por la ecuación $\sigma = \sigma_A + \sigma_B = P(0.92 + 0.08b)$. Dependiendo del valor de b , la tensión puede

llegar a valores inadmisibles para un mismo peso P . Sin los valores de P y b , se puede inferir apenas consideraciones comparativas.

2.4.4. Sugerencias constructivas

Suponiendo que la tapa hubiera sido dimensionada para carga centrada, ella sufriría sobrecarga en los conjuntos asimétricos y durante el armado. Para corregir ese defecto, se puede adoptar algunas soluciones, como:

- a) aumentar el espesor de la tapa;
- b) colocar soportes diagonales en la tapa hasta la región de los huecos de los pernos en los cantos (figura 9-a);
- c) colocar el cubo central en la caja-soporte y soportes diagonales, utilizando la tapa (ahora lisa y con hueco central) apenas para cerrar la boca de la caja (figura 9-b);
- d) colocar una espiga en el poste que se encaja en una cavidad en forma de vaso de la caja-soporte, siendo necesarios, sin embargo, más pernos radiales en ese vaso para fijar bien la espiga en el mismo. En este caso, el momento debido a la carga excéntrica es equilibrado por el binario formado por las fuerzas agentes en los pernos del vaso y en los pernos del cubo central de la tapa (figura 9-c);
- e) idéntico al ítem c, sin embargo, colocar la caja con boca para arriba, lo que facilita el contacto de los cables. La tapa en este caso deberá proveer, sin embargo, un buen empaque contra la lluvia (figura 9-d). Esta solución parece ser la más funcional.

3. CONCLUSIONES

- La fractura ocurre por esfuerzos de flexión a partir de la grieta desarrollada gradualmente y agravados por la carga excéntrica resultante del armado de las luminarias a 90° y espesor de la tapa por debajo de lo especificado.
- La aleación utilizada en la confección de la tapa tiene composición química no convencional y estructura inadecuada para esta aplicación, debido a la susceptibilidad a la corrosión interdendrítica y tendencia a comportamiento frágil.

4. REFERENCIAS.

1. COMMERCIALLY castable aluminum alloys. In: *Metals Handbook*, v. 1, p. 892.
2. CASO n^o 31, tabela X. In: YOUNG, W. C.; BUDYNAS, R. G. *Roark's formulas for stress and strain*. 4. ed. McGraw-Hill.

5. FIGURAS

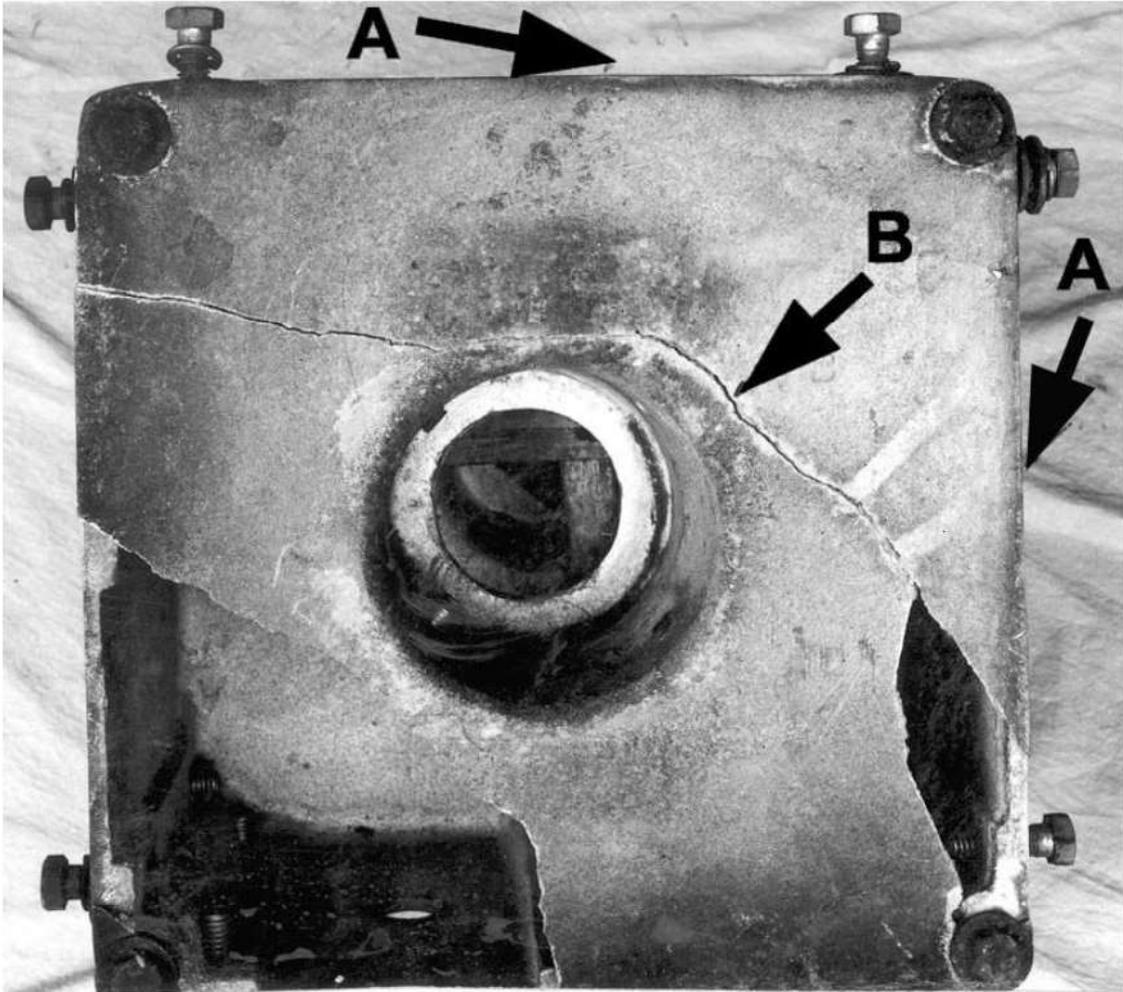


Figura 1. Aspecto de la caja-soporte recibida. Las flechas A indican las caras de fijación de las luminarias. La rotura principal (flecha b) fue provocada por esfuerzos de flexión. Las demás fracturas ocurrieron por causa de la propagación de la rotura principal.

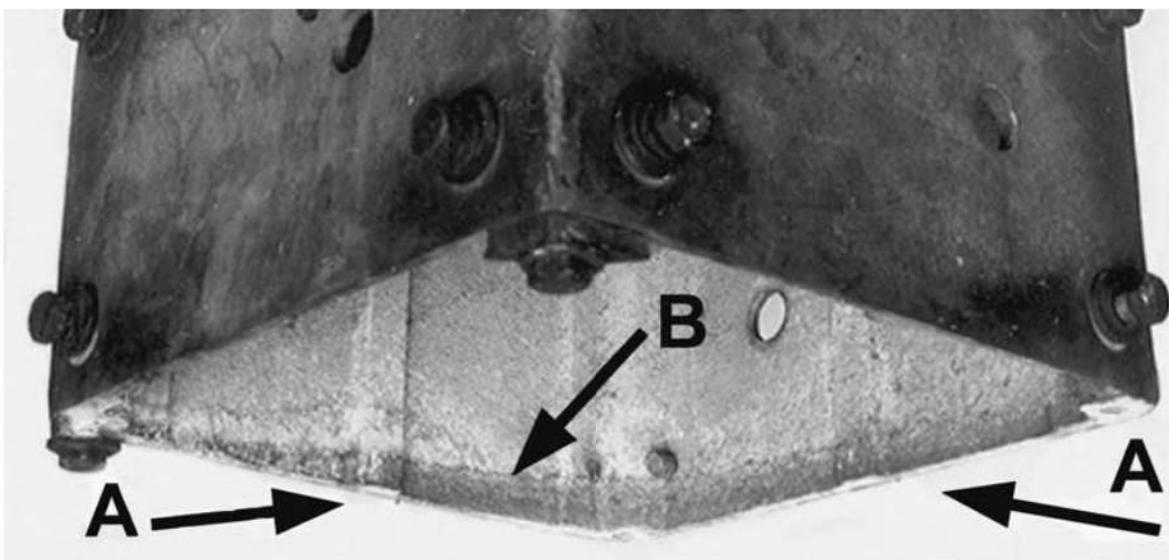


Figura 2. Detalle del interior de la caja. Las flechas A indican las caras de fijación de las luminarias. La línea de agua (flecha B) evidencia la inclinación de la caja resultante de la carga excéntrica. Se observa corrosión generalizada provocada por acumulación de agua en el interior de la caja.

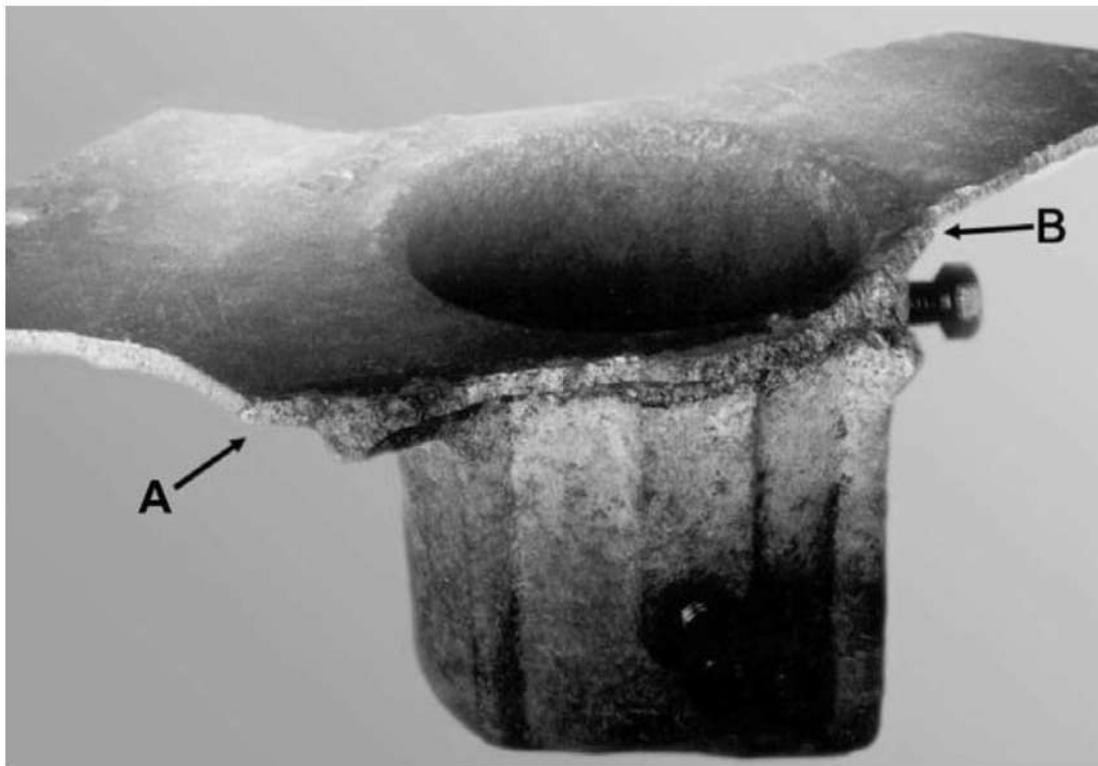


Figura 3. Aspecto de la región de la rotura principal. El rango AB corresponde a la región de propagación lenta de la grieta, exhibiendo depósitos de productos de corrosión. Las demás regiones de la fractura corresponden a la rotura brusca final.

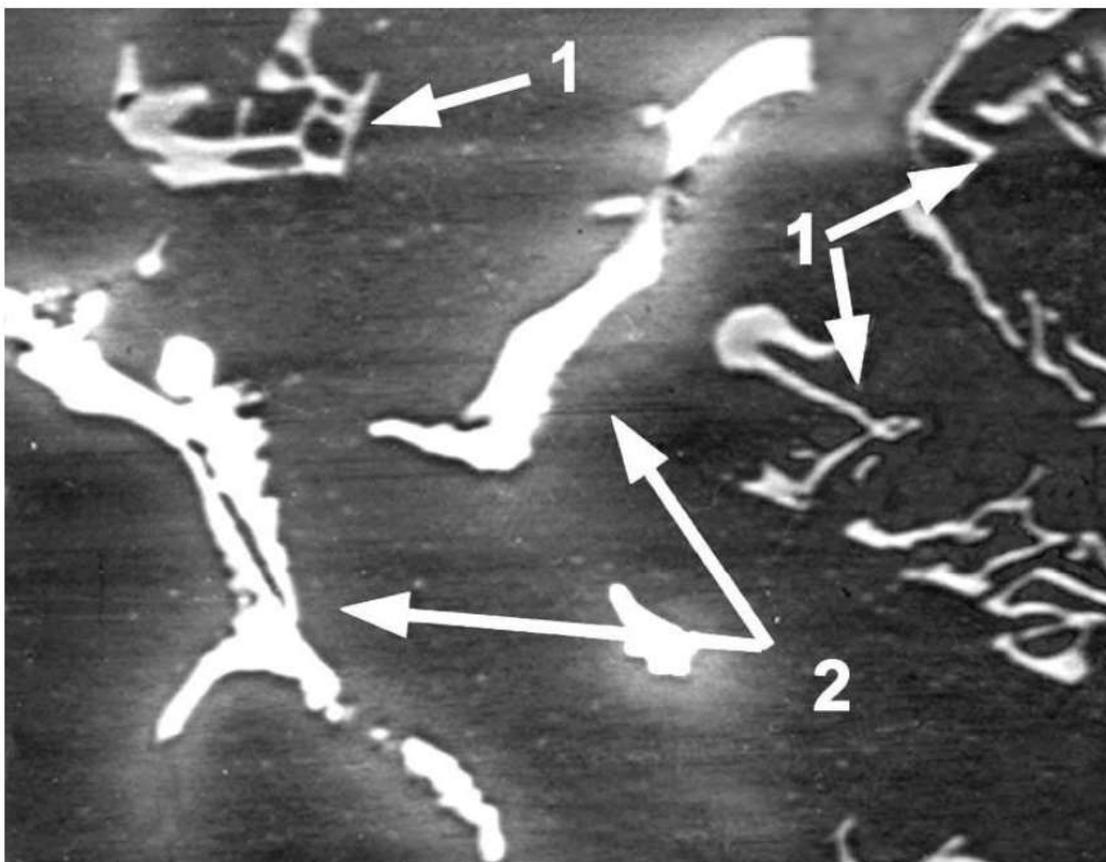


Figura 4. Microestructura del material de la tapa. Eutético tipo escritura china rico en Fe (flecha 1) y fase interdendritica rica en Cu (flecha 2) en matriz de solución sólida rica en Al. Estructura de aleación de aluminio fundida sin tratamiento térmico posterior. MEB-BEI. 800X.



Figura 5. Imagen de rayos X del elemento silicio línea K, obtenida en el mismo campo de la figura 4.

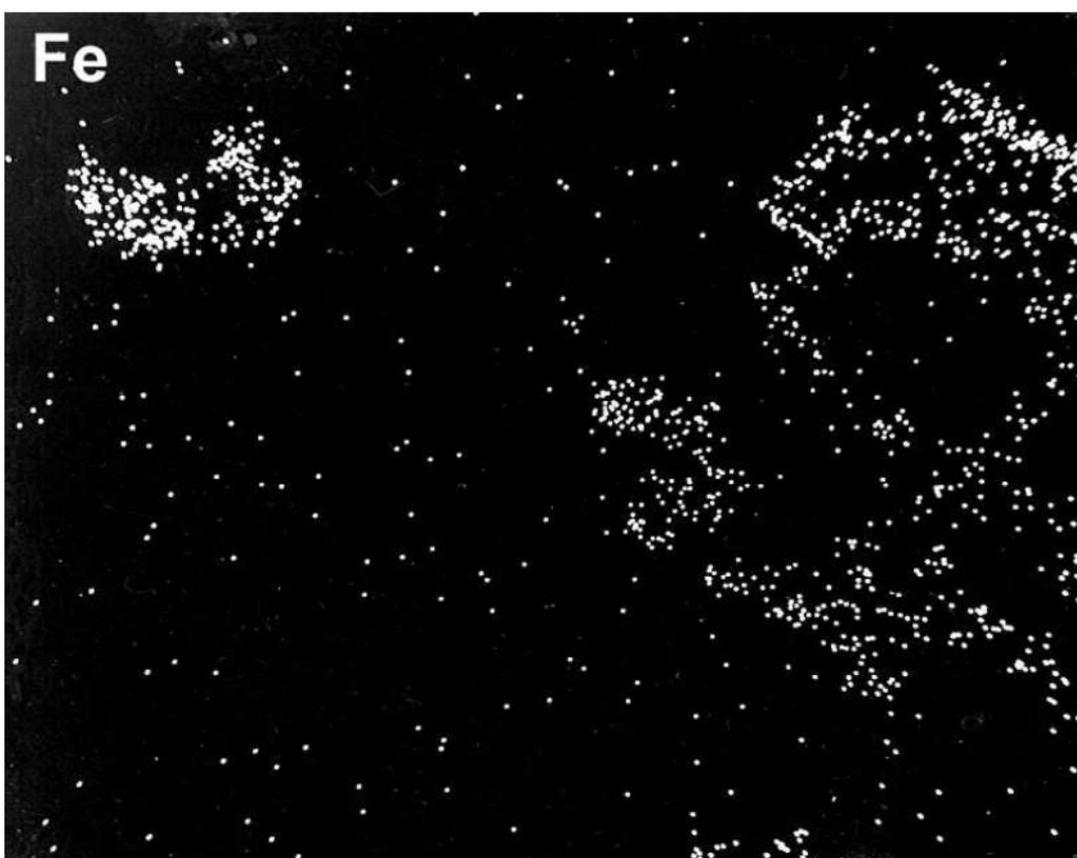


Figura 6. Imagen de rayos X del elemento hierro línea K, obtenida en el mismo campo de la figura 4.

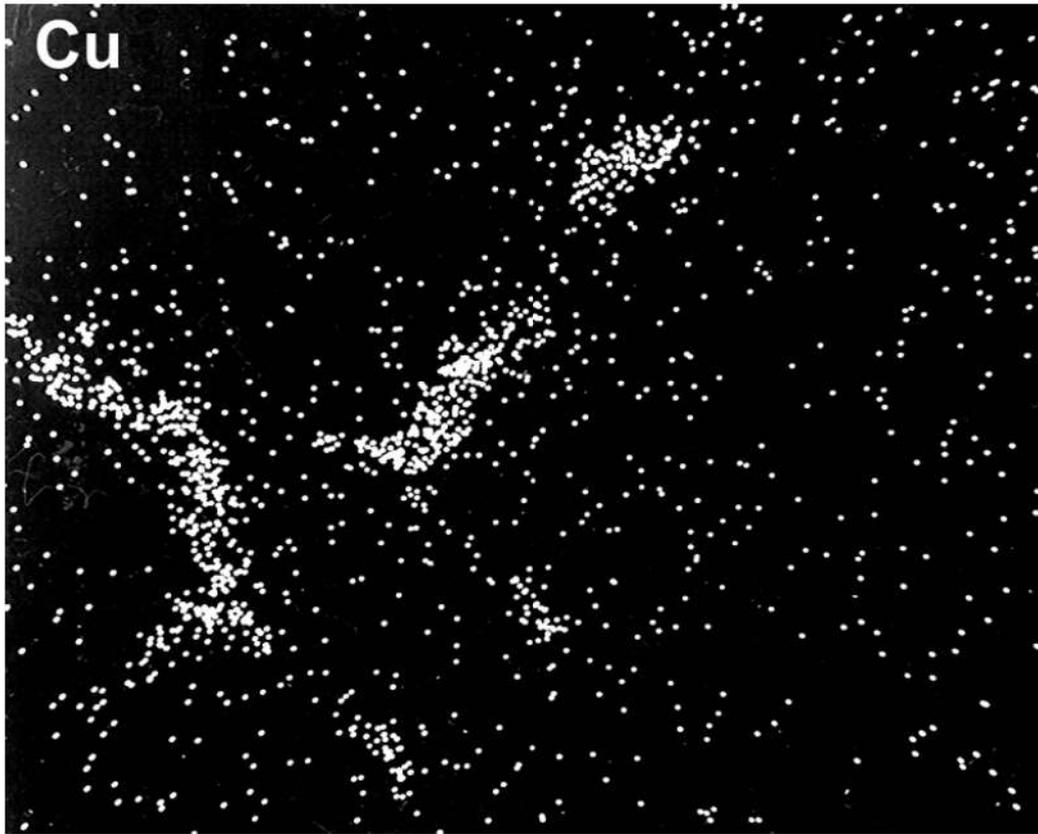


Figura 7. Imagen de rayos X del elemento cobre línea K, obtenida en el mismo campo de la figura 4.

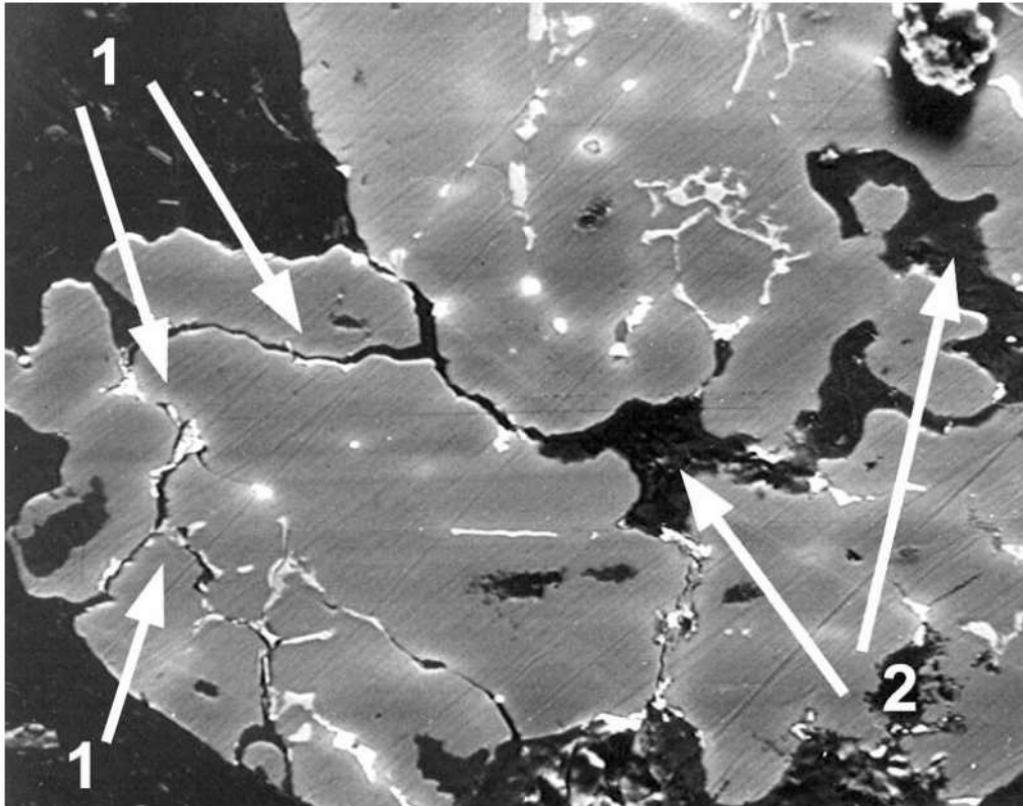


Figura 8. Microestructura del material de la tapa en una sección transversal en el rango AB de la fractura, exhibiendo intensa corrosión interdendrítica (flecha 1) e intensa porosidad interdendrítica (flecha 2). MEB-BEI. 200X.

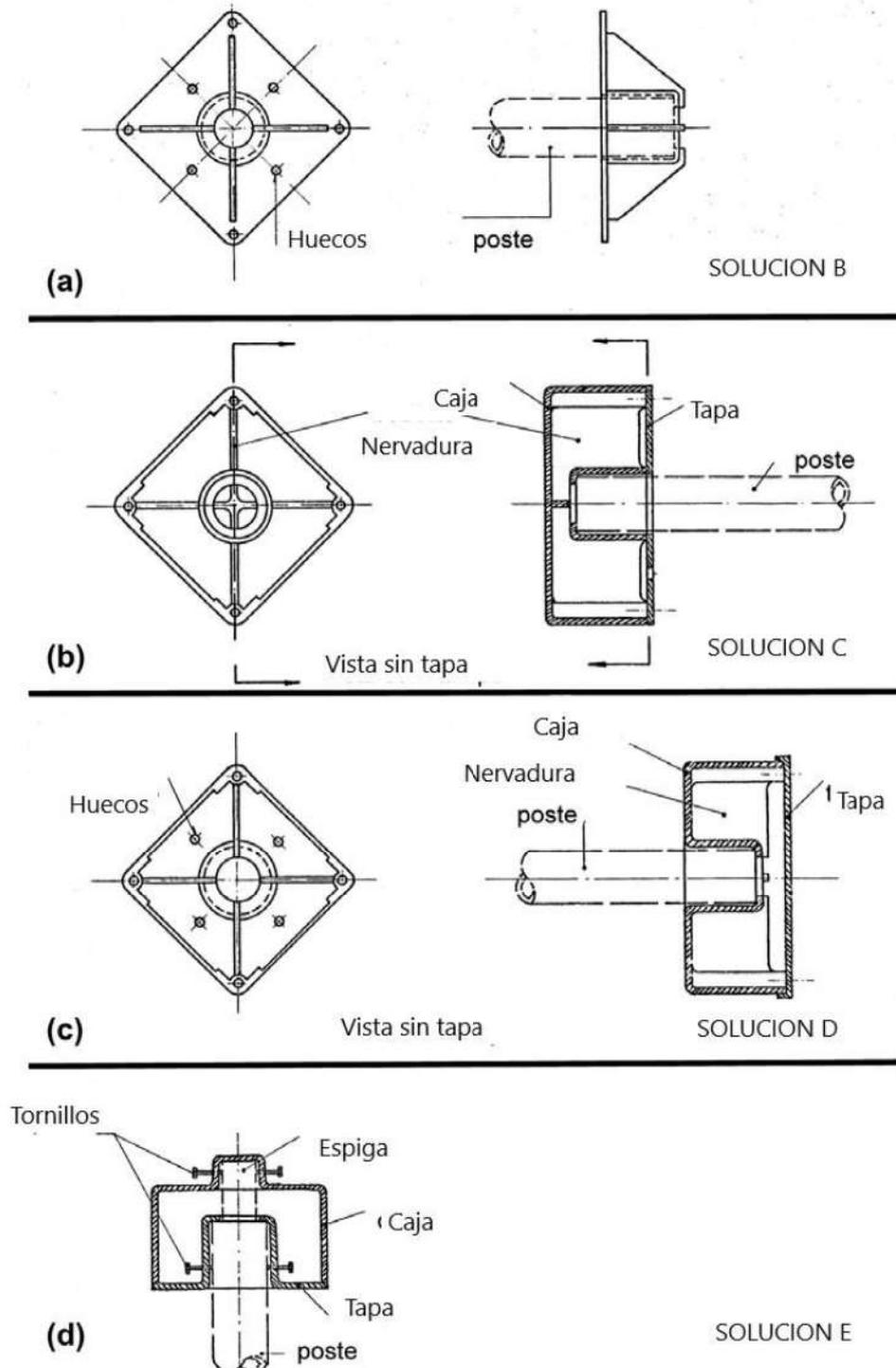


Figura 9. Soluciones constructivas: (a) soportes diagonales en la tapa; (b) cubo central y soportes diagonales; (c) espiga en el poste por medio de pernos radiales; (d) ver (c), pero posicionando la caja con la boca para arriba.

20

Análisis de falla en eje de turbo generador

Paulo S. C. P. da Silva* y Tibério Cescon*, 1977

1. INTRODUCCIÓN

Un eje de turbina de cinco niveles sufrió una fractura (ver figuras 1 y 2). La turbina formaba parte de un turbo generador de un navío, y la fractura ocurrió durante la reducción de sección del eje en el muelle del cojinete auto-alineable de la extremidad de baja presión de la turbina. El presente trabajo tiene por objetivo investigar las causas de falla prematura de este eje.

2. ENSAYOS REALIZADOS Y RESULTADOS

El examen de la superficie de la fractura (ver figura 3) revelo dos regiones características: (i) anillo externo típico de fractura de desarrollo progresivo (fatiga) provocada por esfuerzos alternados de flexión, ocupando un área relativamente pequeña de la sección transversal (flecha A) y (ii) región central fibrosa, típica de fractura dúctil, con zona de desprendimiento final junto al contorno del eje (flecha b). La figura 4, de la otra superficie de fractura, muestra, con mayor detalle, la región fibrosa, sin embargo, no se puede detectar el anillo externo, típico de fractura por fatiga, debido al amasamiento ocurrido después de la rotura del eje.

Estas regiones observadas en la superficie de la fractura no son típicas de procesos ocurrido exclusivamente por fatiga, así, normalmente, la región fracturada

* Investigadores responsables por el documento técnico

por sobrecarga presenta características de fractura frágil, con marcas radiales. Durante la visita a las instalaciones de la turbina, fue examinada la superficie de deslizamiento del cojinete auto-alineable, que se presentaba totalmente dañada, indicando ocurrencia de ataque.

Estas observaciones indican que la fractura ocurre en dos etapas: esfuerzos alternados de flexión provocaron el inicio de la fractura por fatiga (anillo externo); la reducción en la rigidez del eje perjudicó la lubricación del cojinete auto-alieable, dañando la superficie de deslizamiento y provocando ataque. Los esfuerzos de torsión resultantes combinados con esfuerzos de flexión provocaron la rotura final del eje entallado por la fractura por fatiga. La figura 5 muestra un detalle en la superficie del muelle con grietas, aproximadamente a 45° , en la capa de cromo depositada, características de esfuerzos de torsión en material frágil.

La figura 6 muestra la acentuada deformación plástica por flexión sufrida por el eje. La combinación de flexión y torsión dio a la región central fibrosa de la fractura el aspecto observado en la figura 5, sin la deformación acentuada característica de las fracturas dúctiles por torsión.

Los esfuerzos alternados de flexión fueron provocados por falta de alineamiento del eje. El examen de engranaje que acopla con el piñón de la turbina (ver figura 7) confirma este hecho, por la observación del desgaste desigual de los dientes, característico del engranaje defectuoso. Además de eso, el desgaste sufrido por la capa de cromo depositado en el eje (figura 8), entre las regiones de contacto con los carbones de sellado del vapor, indican la ocurrencia del contacto metal/metal probablemente resultante de vibración provocada por la falta de alineamiento del eje.

3. CONCLUSIONES

- La fractura fue iniciada por esfuerzos alternados de flexión (fatiga), provocados por falta de alineamiento del eje y que perjudican la lubricación del cojinete auto-alineable.
- La rotura final fue decurrente de esfuerzos combinados de flexión y torsión provocados por el engranaje del cojinete auto-alineable en consecuencia de la lubricación deficiente.

4. FIGURAS

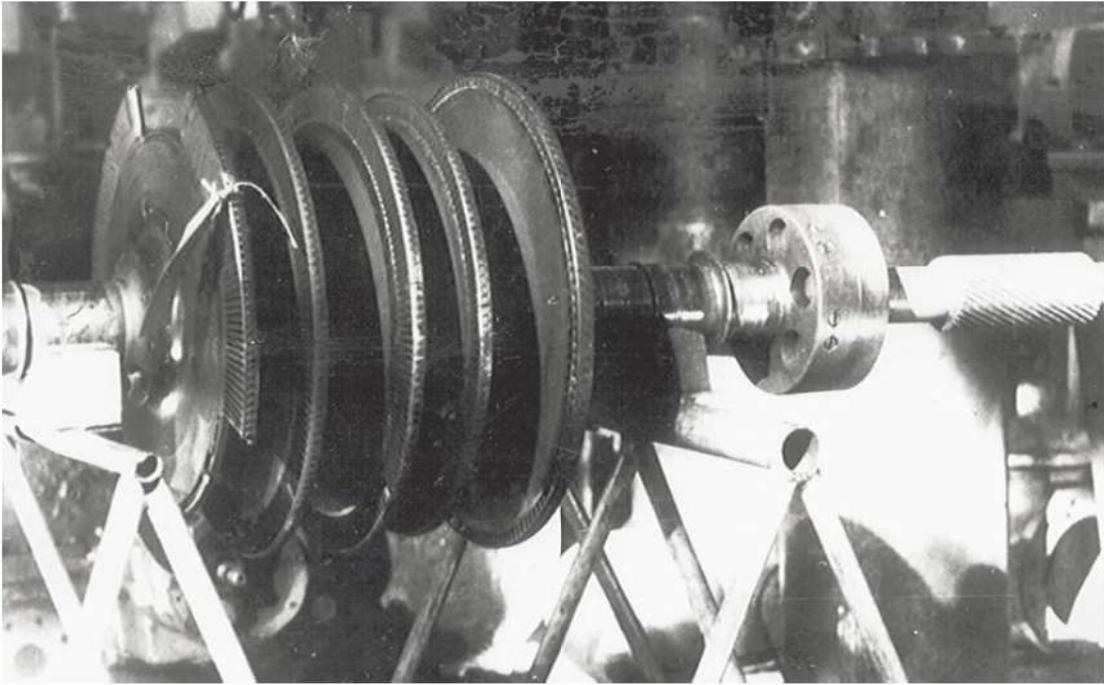


Figura 1. Aspecto general del eje de la turbina.

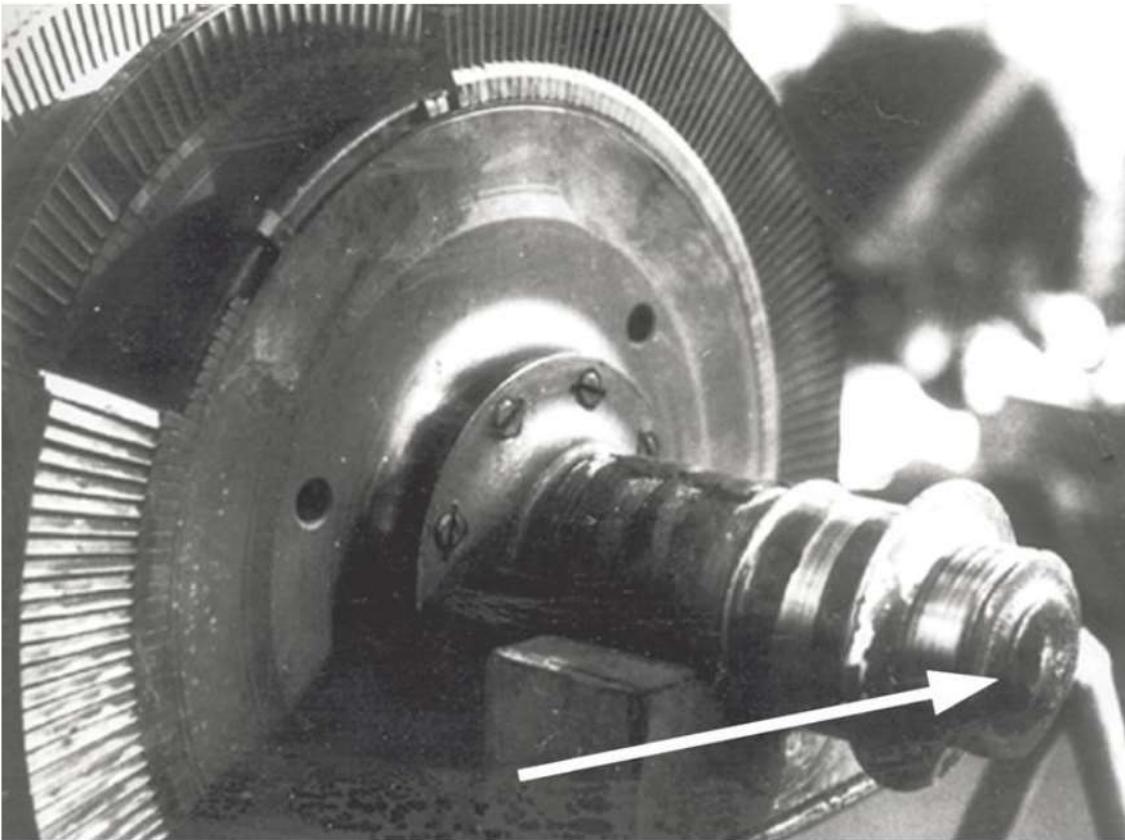


Figura 2. Detalle de la figura 1, en la región fracturada (flecha).

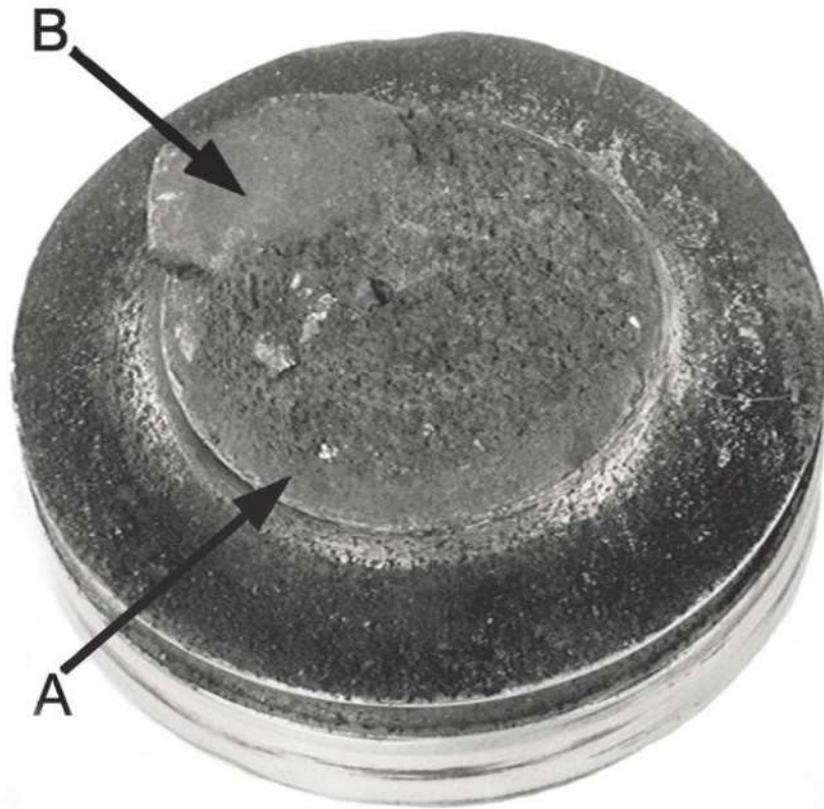


Figura 3. Aspecto de la superficie de la fractura. Flecha A: fractura de desarrollo progresivo (fatiga) provocada por esfuerzos alternados de flexión. Flecha B: zona de arrancamiento final de la región central fibrosa, característica de fractura dúctil.

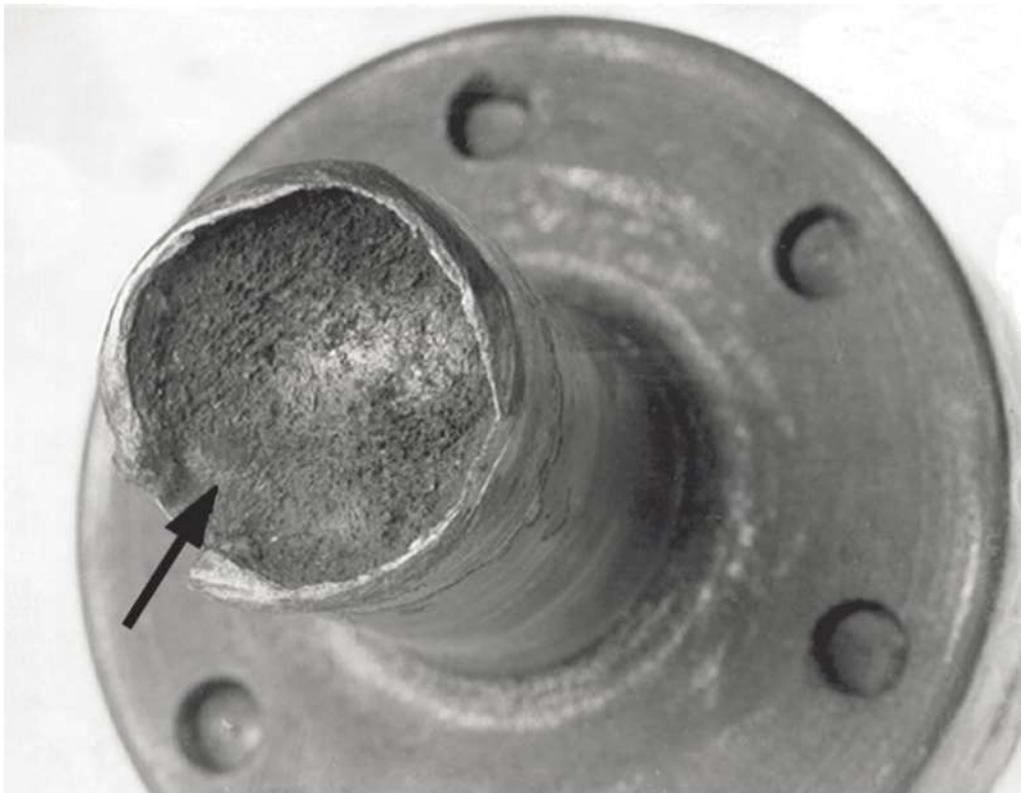


Figura 4. Detalle de la región fibrosa central, la flecha indica la zona de arrancamiento final.

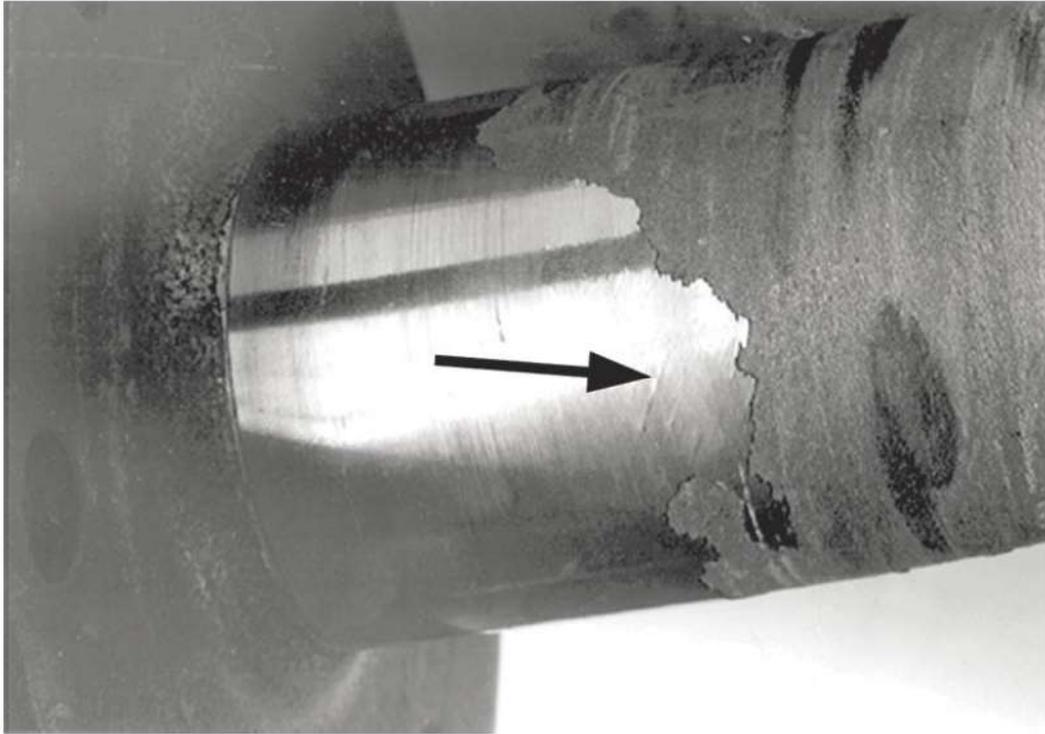


Figura 5. Superficie del eje en el muelle del cojinete auto-alieable. Grietas aproximadamente a 45° provocadas (flecha) por esfuerzos de torsión.

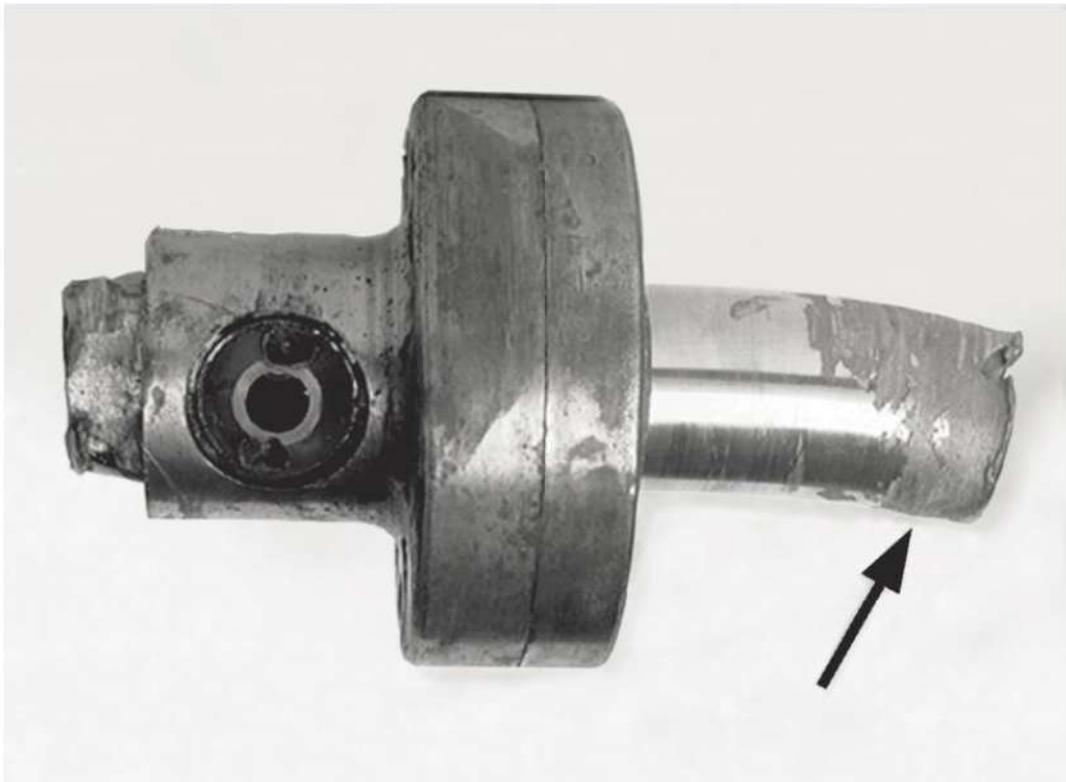


Figura 6. Extremidad rota del eje. Acentuada deformación plástica (flecha) provocada por esfuerzos de flexión.



Figura 7. Dientes de engranaje que se acopla con el piñón de la turbina. Las flechas indican desgaste acentuado en una de las extremidades de los dientes, característico del engranaje defectuoso (más fácilmente detectable inclinándose la fotografía para observación a lo largo de los dientes).

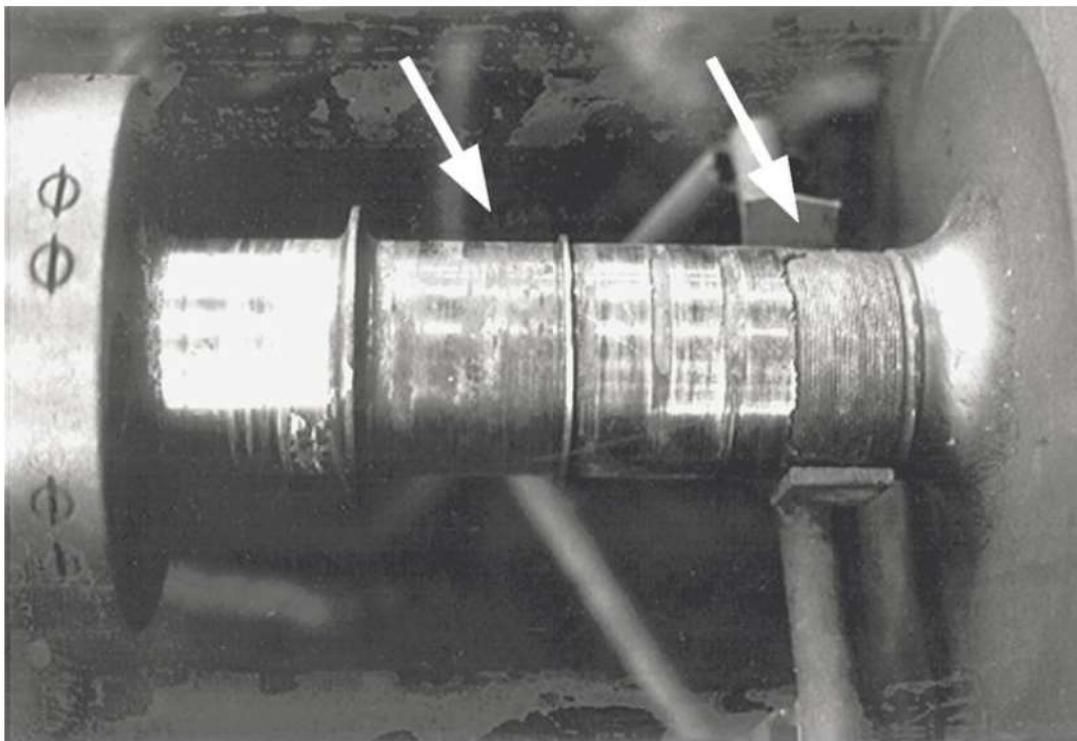


Figura 8. Detalle de la superficie del eje junto a la extremidad de alta presión de la turbina. Capa de cromo dañado, entre las regiones de contacto con los carbones de sellado de vapor (flechas), en consecuencia, contacto metal/metal.

21

Análisis de falla en resorte galvanizado

Paulo S. C. P. da Silva* y Tibério Cescon*, 1978

1. INTRODUCCIÓN

Fueron examinadas resortes galvanizados para la determinación de la causa de la rotura de las mismas durante ensayos mecánicos.

2. ENSAYOS REALIZADOS Y RESULTADOS

El examen de la superficie de la fractura en el microscopio electrónico de barrido reveló presencia de alveolos característicos de fractura dúctil (figura 1). En toda la superficie de la fractura, con mayor concentración en la región central del espesor de la placa, se observan cavidades características de rotura nucleada por inclusiones alargadas (figura 2 y 3) e indicativos que la ductilidad de la placa fue comprometida por la presencia de estas inclusiones. El examen metalográfico confirmó la presencia de excesiva cantidad de inclusiones (figura 4), como la nucleación, en estas inclusiones, de las cavidades observadas en la fractura (figura 5). El análisis por microsonda electrónica reveló que se trata de inclusiones de sulfato de magnesio asociadas con alúmina (figuras 6 y 7), estas últimas, probablemente, siendo críticas para la nucleación de las cavidades.

La hipótesis de fragilización por hidrógeno debe estar lejos de las características de la fractura. Con efecto, el hidrógeno provoca, en aceros de alta

* Investigadores responsables por el documento técnico

resistencia, fractura intergranular con aspecto característico. En aceros de baja resistencia ($\sigma < 70 \text{ kgf/mm}^2$), el hidrogeno provoca una reducción de la ductilidad, sin alterar el modo de fractura que permanece alveolar. Ya el material examinado exhibe elevada resistencia, con límite de resistencia cerca de 170 kgf/mm^2 estimado por la dureza (75 HRA).

3. CONCLUSIÓN

Fractura proveniente de la reducción de la ductilidad del material en consecuencia de la cantidad excesiva de inclusiones en material proyectado para alcanzar elevado nivel de resistencia.

4. REFERENCIA

1. BERNSTEIN, I. M. et al. *Effect of hydrogen on the behavior of materials*. New York: The Metallurgy Society of AIME, 1976, p. 43.

5. FIGURAS

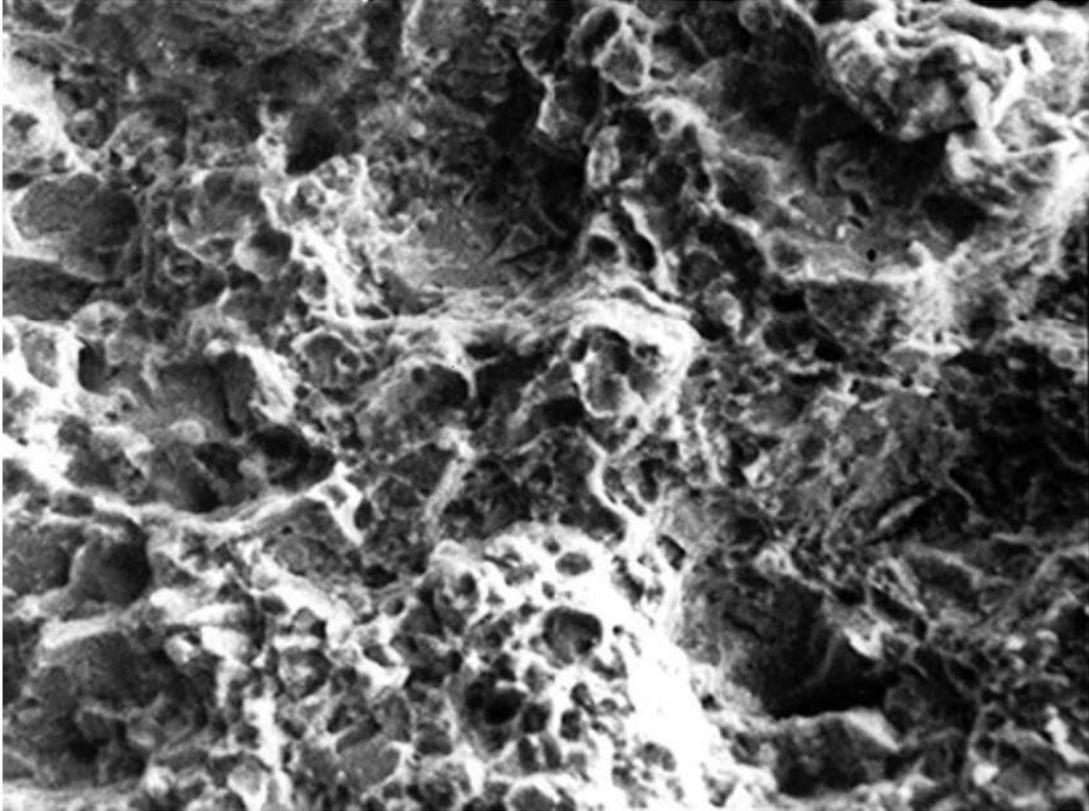


Figura 1. Aspecto de la superficie de la fractura. Alveolos característicos de fractura dúctil. MEB-SEI. 1000X.



Figura 2. Superficie de la fractura. Cavidades provocadas por la rotura de inclusiones alargadas en la sección normal a la superficie de la fractura. MEB-SEI. 100X.

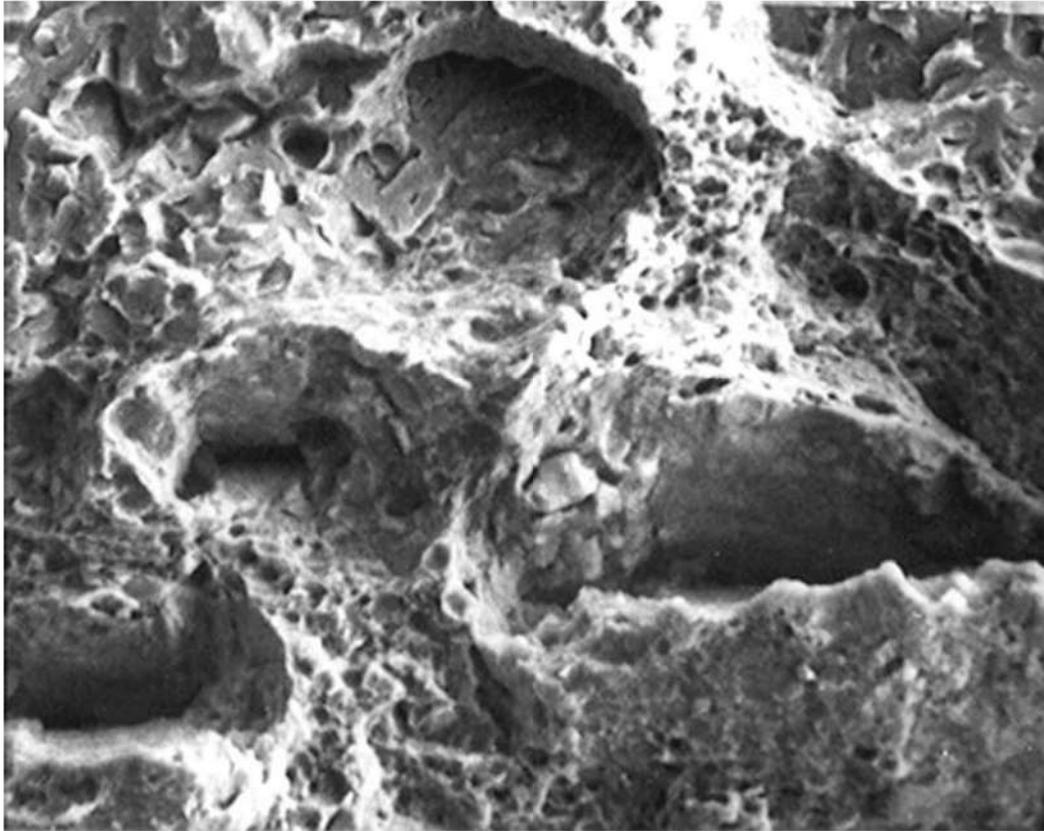


Figura 3. Detalle de las cavidades mostradas en la figura 2. MEB-SEI. 1000X.



Figura 4. Sección transversal a la fractura, sin ataque. Aspecto de la microestructura del material del resorte. Capa superficial electro depositada y numerosas inclusiones. 100X.



Figura 5. Sección transversal a la fractura. Aspecto del perfil de una cavidad observada en la figura 3, notándose la inclusión responsable por su nucleación (ver flecha). 400X.



Figura 6. Detalle de una de las inclusiones mostradas en la figura 5. MEB-BEI. 8000X. La imagen de rayos X evidencio tratarse de inclusiones de sulfato de magnesio con el aluminio concentrado en la región más espesa y aproximadamente globular.

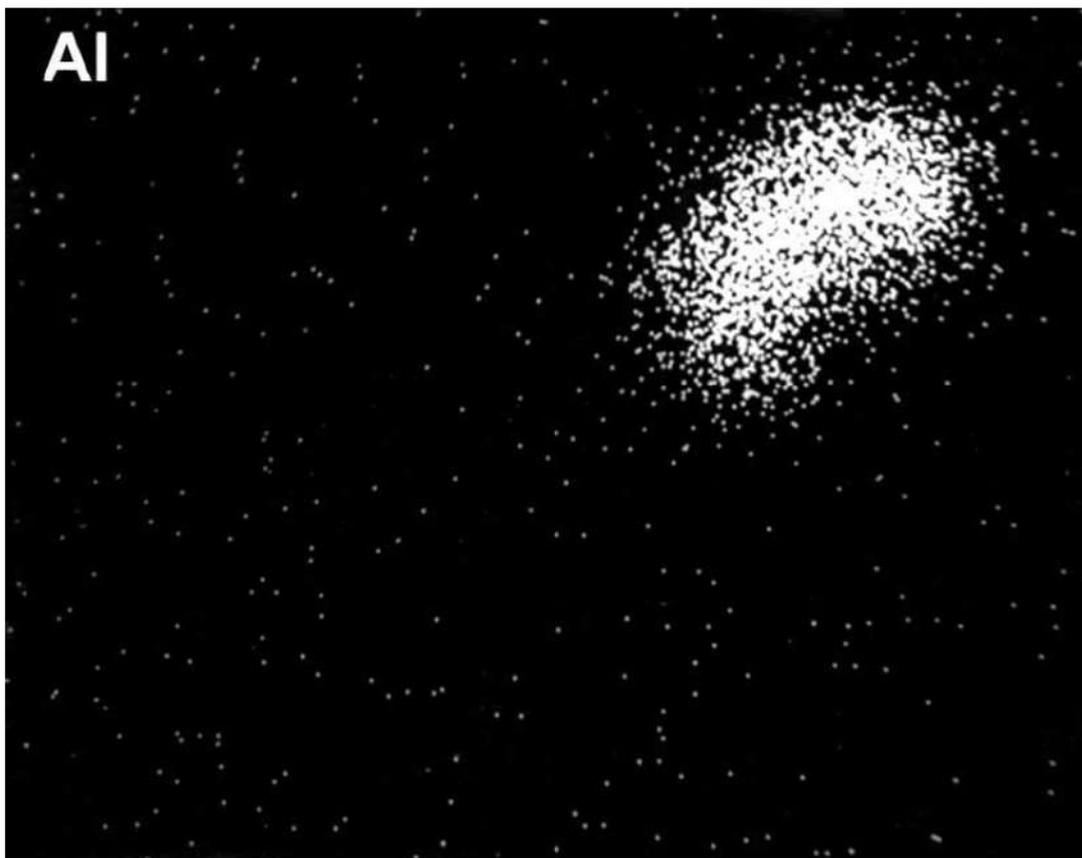


Figura 7. Imagen de rayos X del elemento aluminio en la misma inclusión mostrada en la figura 6.

22

Análisis de falla en espejo del intercambiador de calor

Paulo S. C. P. da Silva* y Tibério Cescon*, 1978

1. INTRODUCCIÓN

Un espejo del intercambiador de calor fue sometido a un análisis de falla. El intercambiador de calor recibe gas reformado, cuya composición es dada en la tabla 1. La temperatura nominal del gas de entrada es de 840° C, en la salida 400° C y presión de operación 17.9 kgf/cm². El intercambiador produce agua saturada a 282 °C y 68 kgf/cm² de presión. El agua es tratada, controlándose la relación presentando las características mostradas en la tabla 2.

Se notó, a partir de setiembre de 1977, un aumento continuo y gradual de la presión del gas reformado en la entrada del intercambiador, de aproximadamente 18.0 kgf/cm² hasta 23.5 kgf/cm² (final de noviembre, cuando la operación fue interrumpida y el intercambiador abierto). Se verifico que en el espejo de la entrada prácticamente todos los tubos presentaban estrangulamiento total o parcial. Las figuras 1 y 2 muestran, respectivamente, el aspecto del espejo del lado del gas, notándose el estrangulamiento sufrido por los tubos. La figura 4 muestra un detalle del lado del agua, notándose el depósito en el contorno de los tubos junto a los orificios del espejo. El espejo se presenta estufado, con abultamiento visible del lado del gas (figura5).

* Investigadores responsables por el documento técnico

Tabla 1. Composición química del gas

H ₂ (%)	N ₂ (%)	O ₂ (%)	CO (%)	CO ₂ (%)	CH ₄ (%)
72.45	1.48	Traza	14.16	10.52	1.39

Tabla 2. Características del agua tratada

Propiedad	Valor
pH	9.3
Alcalinidad F (ppm CaCO ₃)	3.63
Alcalinidad M (ppm CaCO ₃)	18.16
Conductividad (mho/cm)	62.0
Hidracina	0.92
Fosfato (ppm)	15.0
Sólidos totales (ppm)	14.0
Sílice (ppm SiO ₂)	3.07
Fierro (ppm Fe)	0.13

2. ENSAYOS REALIZADOS Y RESULTADOS

2.1. Examen del espejo

El espejo fue sometido a examen por ultrasonido, con haz directo, transductor de 12.7 mm; 3.5 MHz, posicionado en el centro de las regiones entre los tubos, a partir de ambos lados del espejo. Los resultados obtenidos indican que el espejo tiene una discontinuidad intensa, aproximadamente en el tercio central de su espesor (ver figura 6).

Uno de los tubos fue retirado, después del esmerilado de la soldadura de cerrado del lado del gas, pudiéndose observar intenso agrietamiento longitudinal y circunferencial en la superficie interna del orificio, como muestra la figura 7.

El espejo fue seccionado con arco de carbono, a lo largo de la línea indicada en la figura 6, mirándose del lado del gas. A partir de esta sección, una región fue cortada por sierra mecánica a una distancia suficiente de corte con arco de carbono para no presentar alteración estructural. La figura 8 muestra el agrietamiento sufrido por el espejo con grietas abiertas paralelas a su superficie externa, que explican el llenado observado. El examen macrográfico (figura 9) muestra, con mayor claridad, este agrietamiento, que se extiende hasta la posición correspondiente a los huecos más externos del espejo.

El examen metalográfico del material en la región agrietada (figura 10) revelo la naturaleza predominante intergranular de estas grietas, e intensa descarburación a lo largo de las mismas. Esta descarburación se torna más evidente cuando se compara con la estructura del material del espejo en una región no agrietada (figura 11).

Estas observaciones permiten concluir que el agrietamiento sufrido por el espejo fue provocado por hidrogeno. El mecanismo normalmente propuesto para esta fragilizacion se compone de las siguientes etapas:

- Introducción de hidrogeno en el acero.
- Reacción con los carburos produciendo metano que nuclea como burbujas a lo largo de los contornos de grano y, con el aumento de la presión, provoca el agrietamiento.

El examen de los tubos, cuyos resultados se encuentran a seguir, permite concluir que el hidrogeno responsable por el agrietamiento del espejo no fue introducido en consecuencia de falta de hermeticidad de las soldaduras o materiales en contacto con el gas reformado.

2.2. Examen de los tubos

La figura 12 muestra el estrangulamiento sufrido por uno de los tubos retirados del espejo. La figura 13 muestra una sección de un tubo en el interior del espejo, notándose el estrangulamiento junto a la soldadura de cerrado del lado del gas y la espesa capa de óxido formada en la superficie externa del tubo que sufrió pequeño estrangulamiento.

La figura 15 muestra la microestructura del tubo en la región de formación del óxido. Examinándose en el microscopio sobre la luz polarizada, se constató apenas una capa de óxido que, una vez raspada, era fuertemente atraída por el imán, tratándose, por lo tanto, de Fe_3O_4 . Este óxido de hierro tiene normalmente características pasivantes y protectoras y la formación de una capa gruesa, como la observada, es favorecida por la concentración de iones OH^- .

Las características de la capa de óxido formada eliminan la posibilidad de la fragilizacion del espejo ocurrido debido al hidrogeno del gas reformado, pues una fuga en la soldadura crearía, en la región del estrangulamiento, condiciones reductoras y no habría diferencia de presión entre las caras externas e internas del tubo capaz de provocar el estrangulamiento. Además de eso, la condición de pH elevado que favorece el crecimiento de la capa caracteriza el proceso como fragilizacion caustica.

Todavía un error en el tratamiento del agua podría haber agravado la situación, en consecuencia, la posibilidad de descomposición del di y tri-fosfatos, produciendo soldadura libre, condiciones para ocurrencia de pH elevado en grietas, existen mismo cuando el tratamiento es adecuado. Sin embargo, se debe atribuir a la posibilidad del agua entrar entre el tubo y el espejo la causa fundamental de la avería observada. Fue verificada la razón de expansión en el torneado a que fueron sometidos los tubos, encontrándose valores en torno de 2.3%, comparable a la de 2% recomendada en el proyecto, no pudiéndose, sin embargo, atribuir el error en esta operación la posibilidad de la entrada de agua entre el espejo y los tubos durante la operación del intercambiador.

El examen metalográfico de los tubos en la región del estrangulamiento revelo estructura de acero esferoidizado (figura 16) indicando calentamiento local alrededor de 650° C (comparar con la figura 17). Se puede concluir, por lo tanto, que el estrangulamiento fue provocado por fluencia, pues a diferencia de presión entre las caras externas e interna del tubo (cerca de 50 kgf/cm²) es suficiente para provocar deformación sobre carga constante del material a esas temperaturas.

Tabla 3. Resultado del análisis químico

Elemento	Tubo, contenido (%)	Espejo, contenido (%)
C	0.16	0.26
Si	0.25	0.28
Mn	0.55	0.59
P	0.023	0.021
S	0.041	0.007
Cr	0.020	0.076
Ni	0.014	0.020
Mo	0.018	0.014

Una aparición posible para la introducción del agua en el espacio entre el tubo y el espejo, con el consiguiente estrangulamiento del tubo y agrietamiento del espejo, sería la formación de vapor junto a la superficie del espejo en consecuencia de condiciones inadecuadas de su aislamiento térmico y/o circulación del agua en el intercambiador. Esto provocaría dilatación diferencial entre el espejo y los tubos, que se mantendrían, junto a la superficie interna, la temperatura próxima del agua (290°C).

Los análisis químicos de los materiales del espejo y de los tubos no revelaron nada que pueda haber contribuido para el proceso descriptivo. Los resultados de los análisis cuantitativos por espectrometría de rayos X fluorescentes y por cuantometría son mostrados en la tabla 3.

3. CONCLUSIONES

- Condiciones inadecuadas de aislamiento térmico del espejo y/o circulación del agua saturada en el intercambiador provocaron dilatación diferencial, permitiendo la entrada del agua en el espacio entre el espejo y los tubos.
- Los tubos sufrieron estrangulamiento por fluencia y el espejo sufrió agrietamiento por la adición de hidrogeno resultante de la concentración de iones OH^- en la grieta entre el espejo y los tubos.

4. FIGURAS

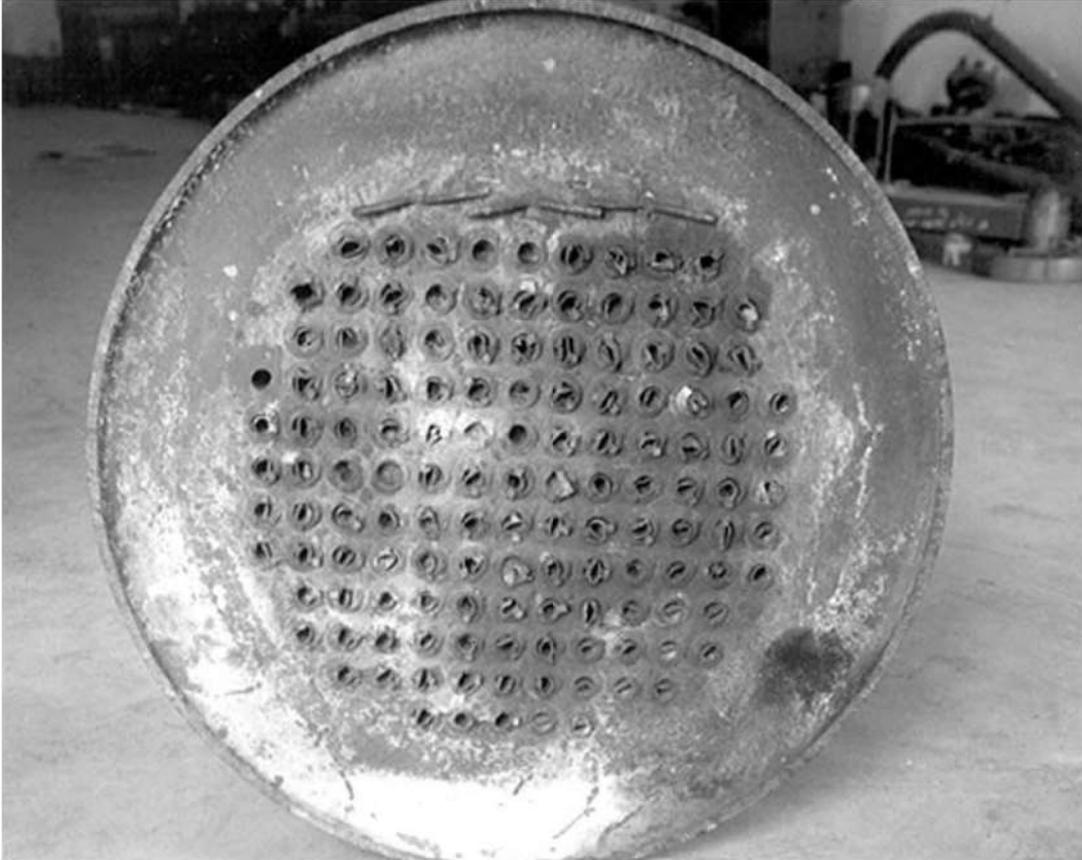


Figura 1. Aspecto del espejo, del lado del gas, recibido.

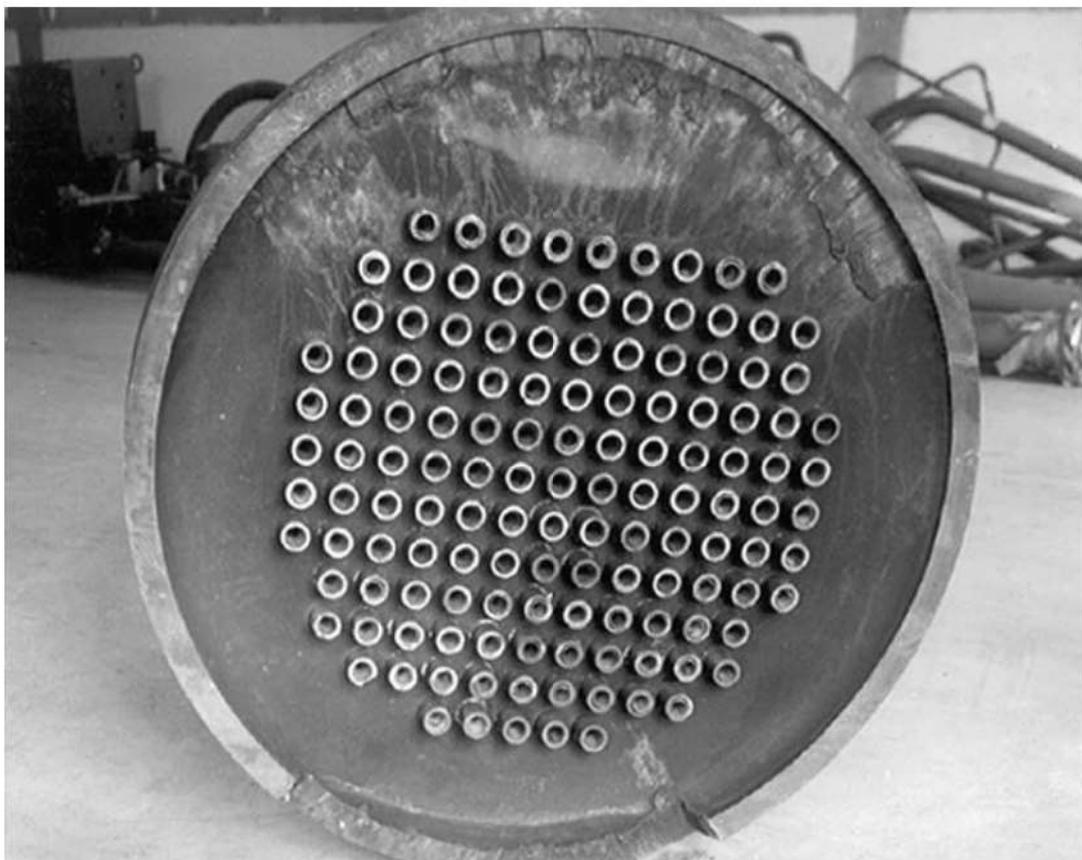


Figura 2. Aspecto del espejo, del lado del agua, recibido.

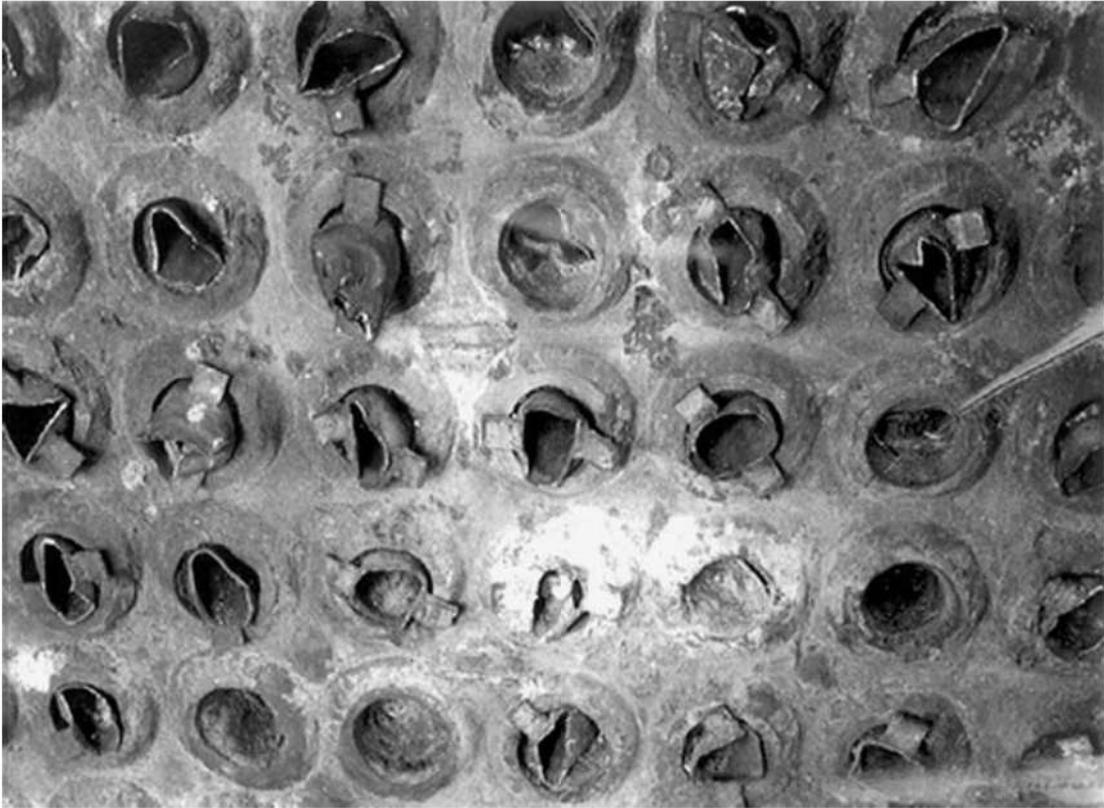


Figura 3. Aspecto del espejo, del lado del gas, se notan los tubos estrangulados.

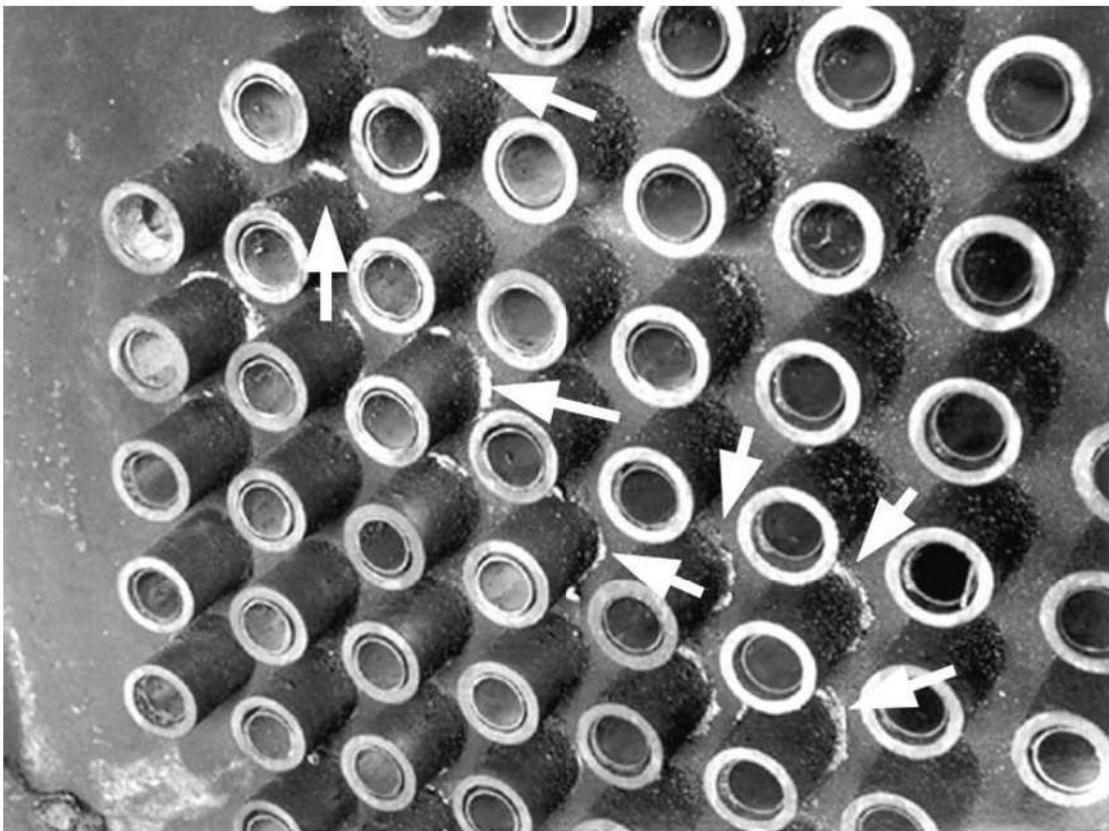


Figura 4. Detalle del espejo. Se notan depósitos (flechas) en el contorno de los tubos junto a los orificios del espejo.



Figura 5. Detalle del espejo, mostrando el llenado sufrido por el mismo (flechas).

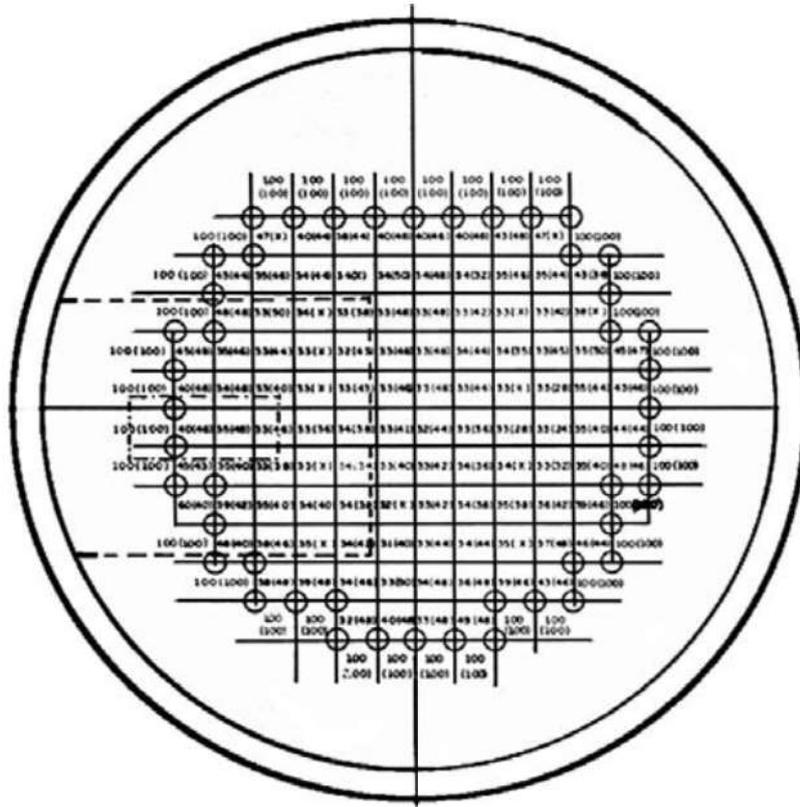


Figura 6. Mapeamiento realizado por ultra sonido con haz directo (transductor de 12.7 mm y 3.5 MHz) en ambos lados del espejo. Las líneas trazadas indican las regiones de intensa discontinuidad.

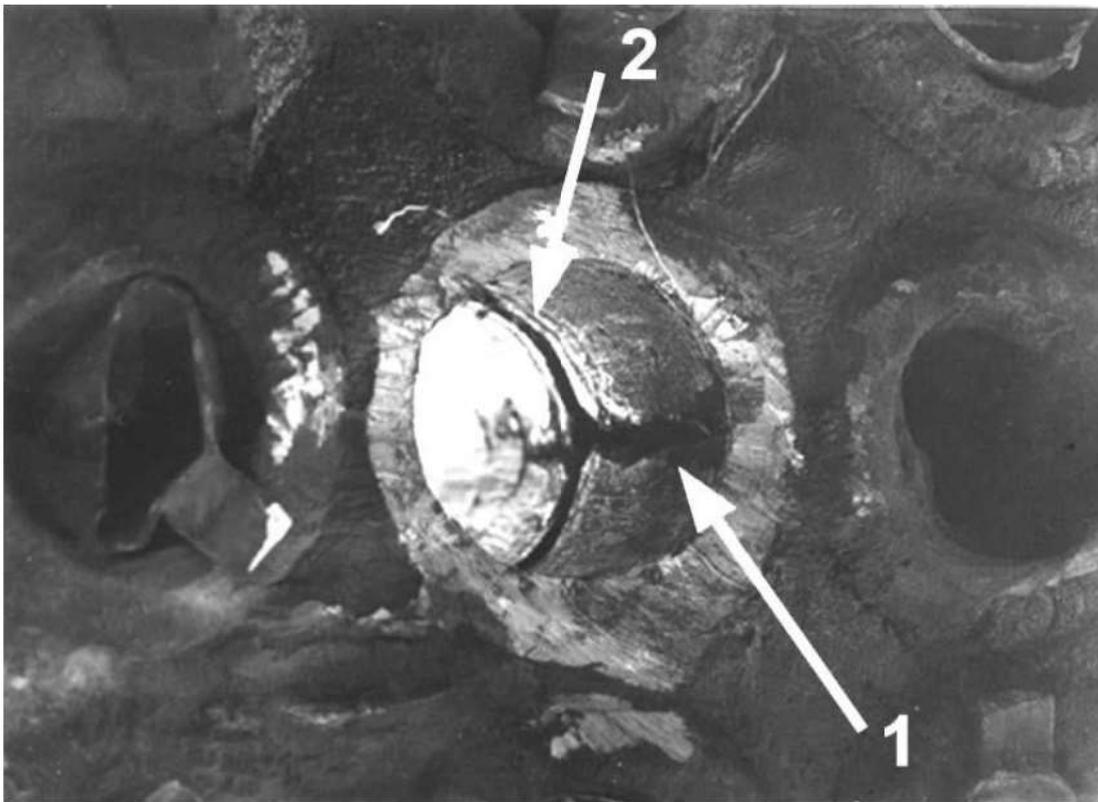


Figura 7. Agrietamiento longitudinal (flecha 1) y circunferencial (flecha 2) en la superficie interna del orificio del espejo.

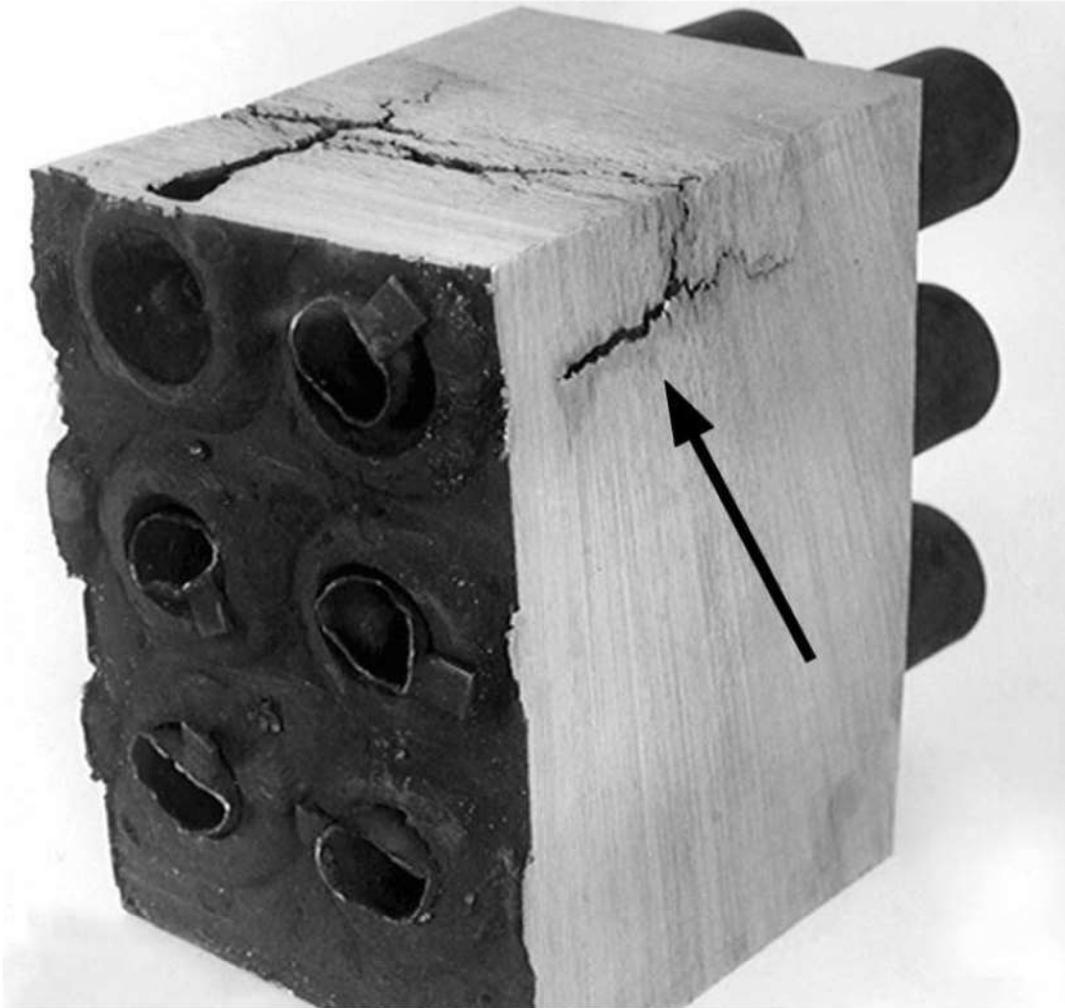


Figura 8. Grietas en el espejo, paralelas a la superficie a lo largo de los orificios. El agrietamiento se extiende hasta la altura de los tubos inferiores de la fotografía.

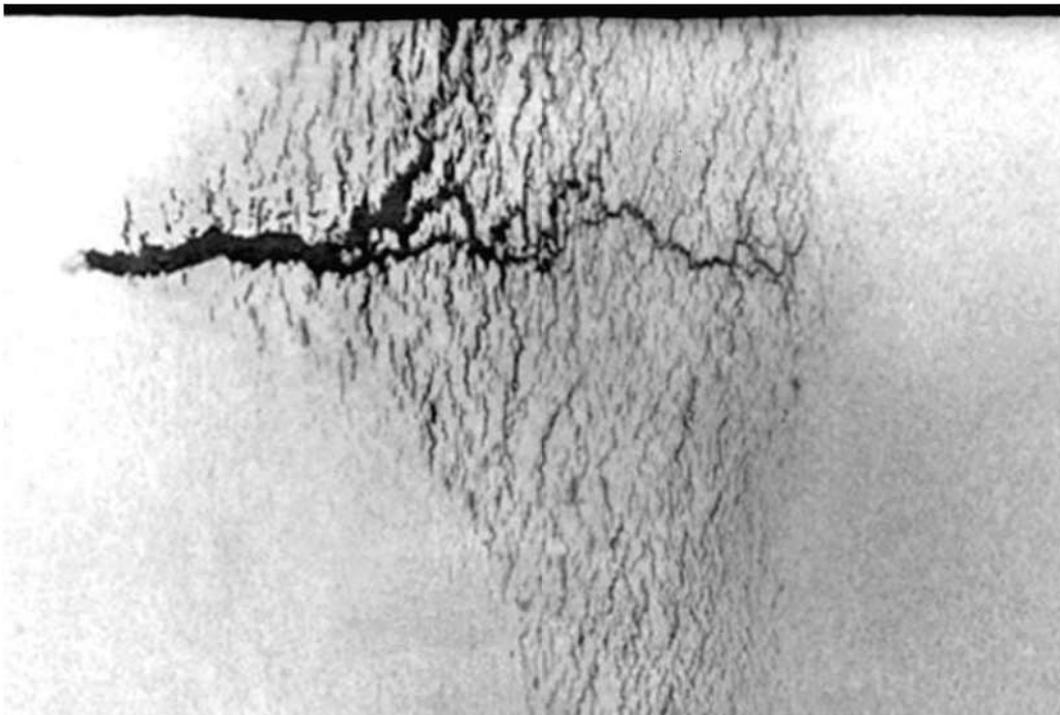


Figura 9. Agrietamiento intenso, extendiéndose hasta la posición correspondiente a los orificios mas externos del espejo (detalle de la figura 8, flecha). Reactivo de Yodo.

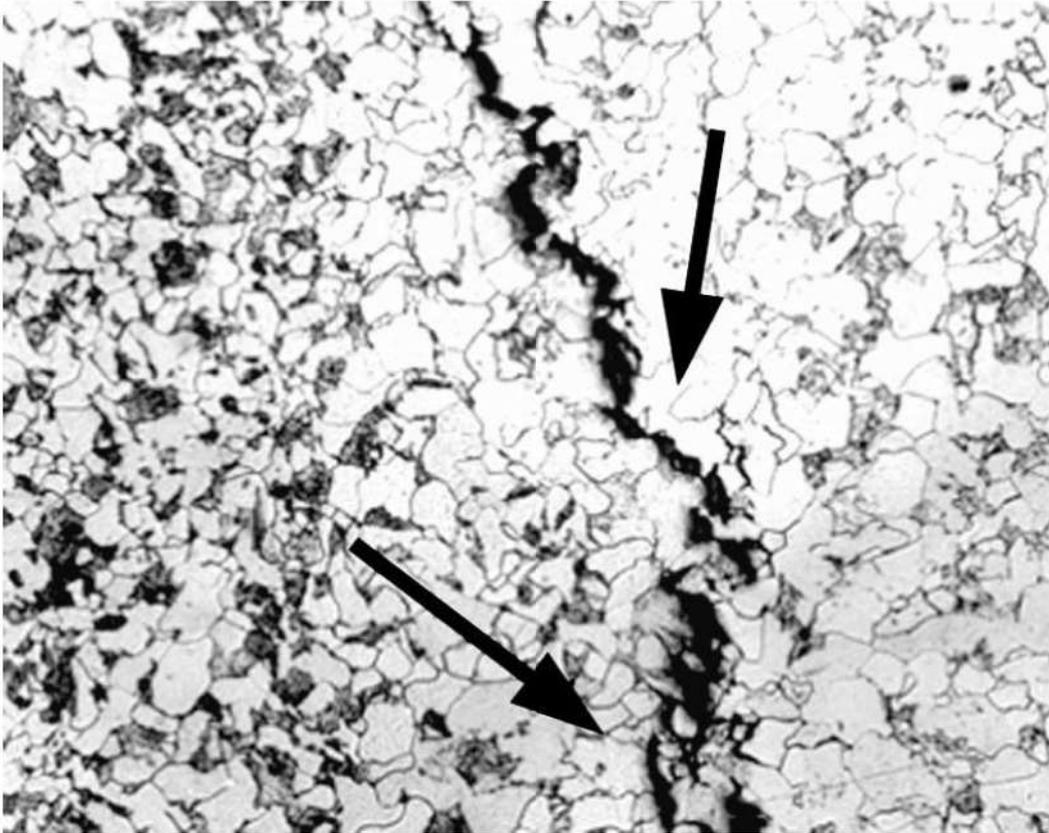


Figura 10. Sección transversal del espejo en la región agrietada. Ferrita (fase clara) y perlita (granos oscuros). Grietas intergranulares e intensa descarburación (flechas) a lo largo de las mismas. Nital. 100X.

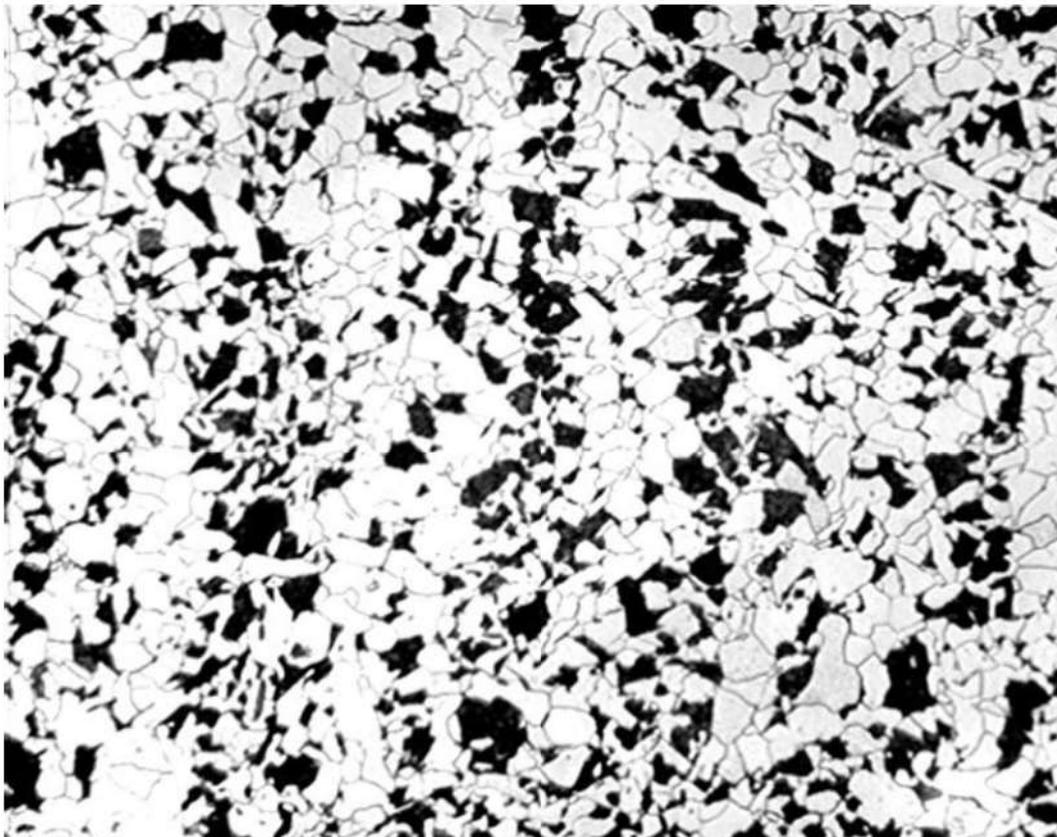


Figura 11. Sección transversal del espejo lejos de la región agrietada. Ferrita (fase clara) y perlita (granos oscuros). Nital. 100X.



Figura 12. Aspecto de uno de los tubos estrangulados (flecha).

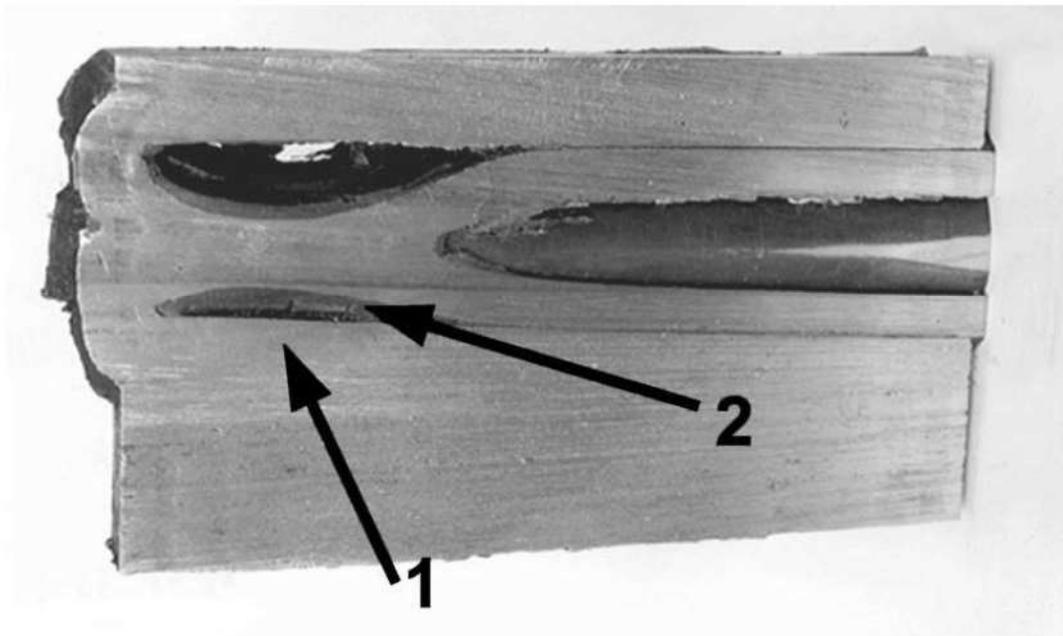


Figura 13. Sección de un tubo en el interior del espejo. Estrangulamiento junto a la soldadura (flecha 1) y capa espesa de óxido (flecha 2) en la superficie externa del tubo.

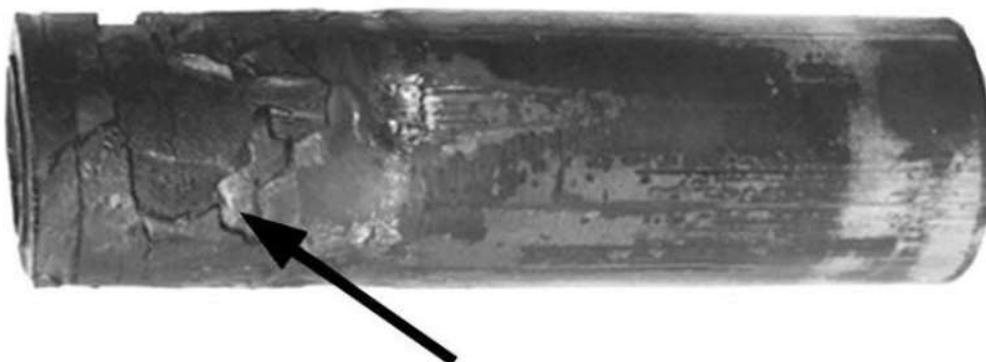


Figura 14. Óxido formado en la superficie externa de un tubo que sufrió pequeño estrangulamiento (flecha).

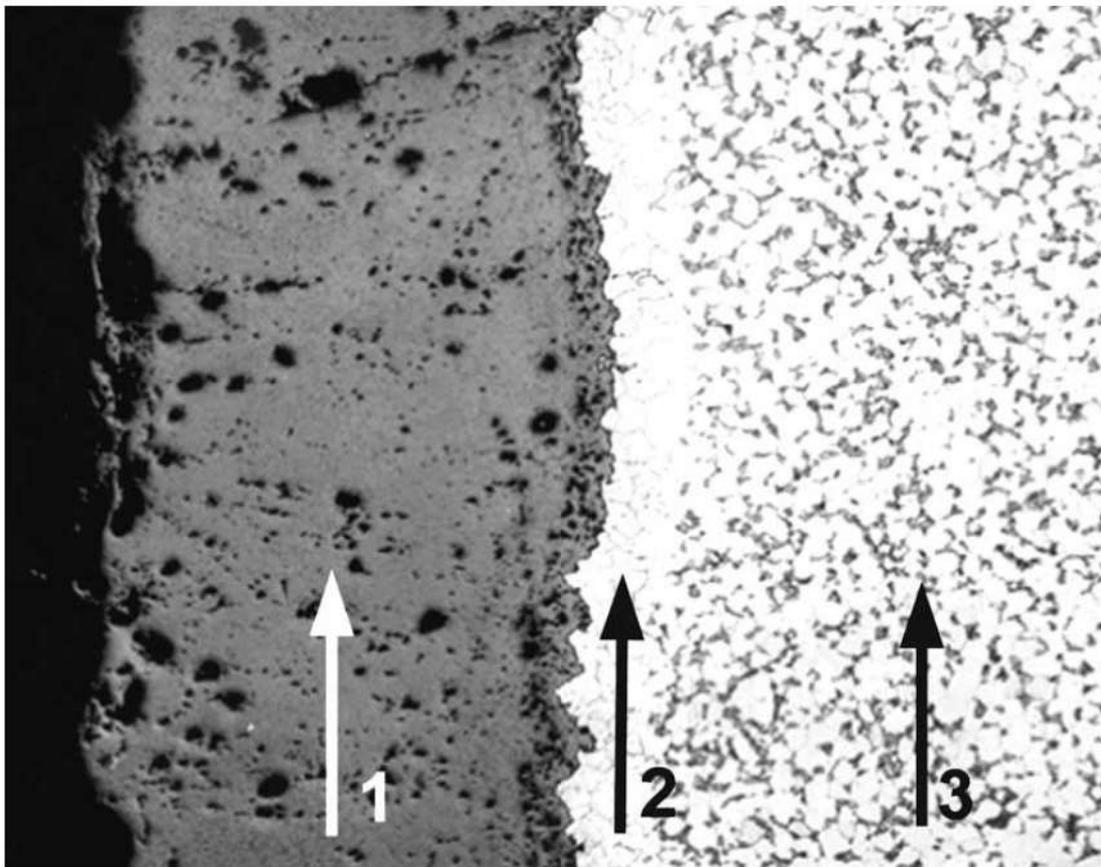


Figura 15. Sección longitudinal. Tubo en la región de estrangulamiento. Espesa capa de óxido (flecha 1), región descarburada y oxidada intergranularmente (flecha 2), ferrita y carburos esferiorizados (flecha 3). Nital. 100X.

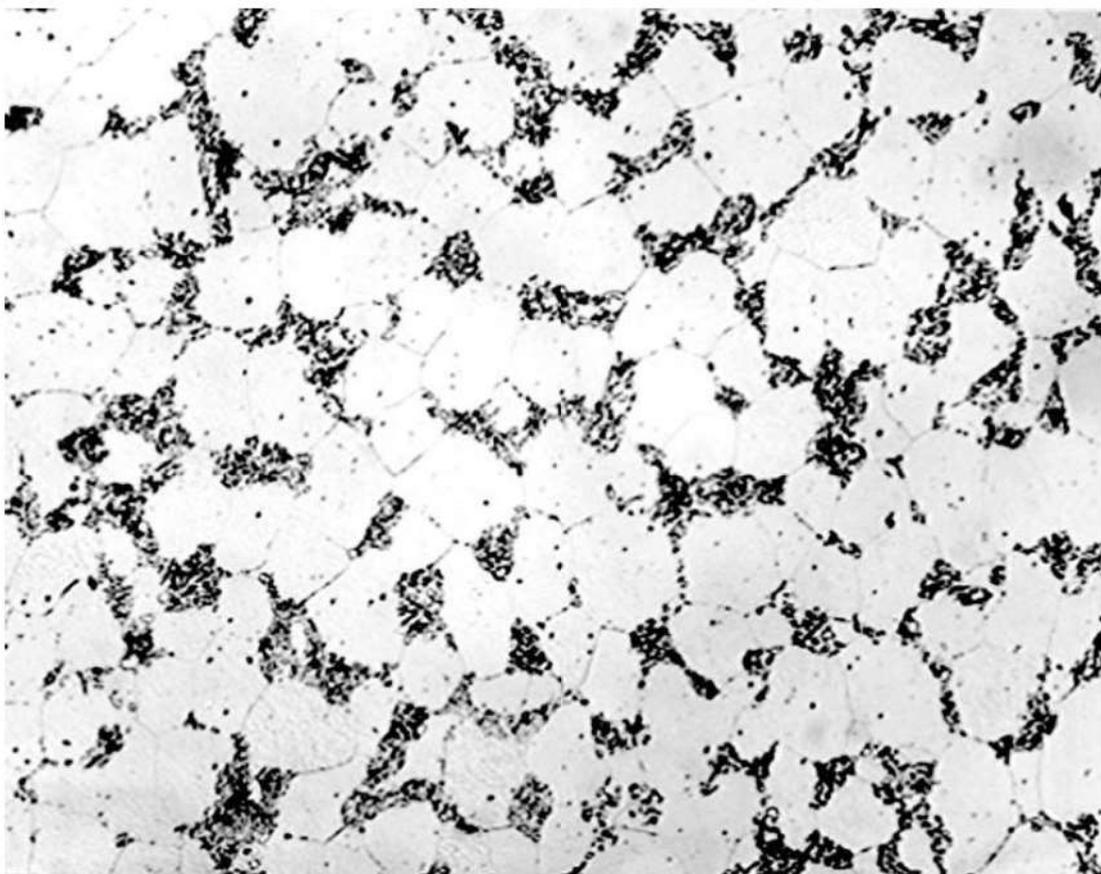


Figura 16. Detalle de la microestructura. Granos de ferrita y carburos esferiorizados. Nital. 400X.



Figura 17. Sección longitudinal. Microestructura del tubo lejos de la región estrangulada. Granos de ferrita y colonias de perlita. Estructura de acero de bajo contenido de carbono normalizado. Nital. 100X.

23

Determinación de las causas de falla durante la fabricación de largueros

Paulo S. C. P. da Silva* y Tibério Cescon*, 1978

1. INTRODUCCIÓN

Se investigaron las fallas ocurridas durante la conformación de largueros de acero inoxidable importadas, destinadas a la fabricación de las vigas centrales y laterales de vagones del metro. El presente trabajo pretende determinar las causas de las fallas y las medidas necesarias para que la conformación de los largueros y su posterior utilización sean bien sucedidas.

2. EXÁMENES REALIZADOS Y RESULTADOS

2.1. Inspección visual

En la conformación de los largueros, fueron observados dos tipos de fallas:

- Grietas observables a simple vista, ocurridas en la región de la curva de los largueros, tanto central como lateral, fabricadas respectivamente con aceros tipo AISI 201 y AISI 301. Estas grietas, que podían o no atravesar el espesor total de la chapa (ver figura 1), quedaron conocidas durante las discusiones del problema como “bocas de cocodrilo” y así se denominaran en este trabajo. Estas “bocas de

* Investigadores responsables por el documento técnico

cocodrilo” ocurrían particularmente en el tramo de la bobina que permanecía bajo tensión en la máquina de conformación, entre el fin del expediente y el inicio de trabajo en el día subsecuente, siendo observadas, según declaración de los técnicos de la empresa responsable por la conformación de los largueros, en las posiciones correspondientes a los rodillos de conformación.

- Micro grietas observables con lupa o después de un examen con líquido penetrante, ocurridas en la región de la curva y detectadas inmediatamente después de la conformación de los largueros. Después del examen con líquido penetrante, estas micro grietas presentan un aspecto alineado e interrumpido. Habiendo sido comprobado durante los exámenes que estos dos tipos de fallas tienen causas distintas, ellas fueron tratadas separadamente.

2.2. Examen metalográfico

2.2.1. Microgrietas

El aspecto de las microgrietas es característico del agrietamiento en consecuencia de la existencia de inclusiones sub-superficial. El examen metalográfico en secciones transversales a el larguero en las regiones de las microgrietas revela un aspecto característico ilustrado en la figura 2. Por lo tanto, se puede concluir que las microgrietas son provocadas por efecto mecánico como consecuencia de la presencia de inclusiones sub-superficiales. Estos defectos no acarrearán problemas para la conformación de los largueros. Con respecto a su orientación longitudinal, en una pieza que en servicio deberá estar sujeta principalmente a esfuerzos de flexión y torsión, la presencia de las microgrietas no debe comprometer la estructura de los vagones en servicio. Aunque su influencia sobre la vida de la pieza bajo sollicitaciones alternadas (fatiga) debe ser reducida, debido al redondeo de la punta de la grieta provocada por la propia inclusión, se recomienda el lijado del larguero después el examen con líquido penetrante.

2.2.2. “Bocas de cocodrilo”

El examen metalográfico en una sección transversal a el larguero, en una región con “bocas de cocodrilo”, reveló la naturaleza claramente intergranular de estas grietas (ver figura 3). Esto fue confirmado por el examen de la superficie de la grieta en el microscopio electrónico de barrido, como muestra la figura 4. Sin embargo, el material presenta rotura dúctil por formación y coalescencia de

microcavidad, cuando sometido a esfuerzo mecánico más allá del límite de rotura, como fue verificado a través de ensayos mecánicos (figura 5).

2.3. Ensayos mecánicos

Cuatro cuerpos de prueba, dos de tracción y dos de doblado, fueron retirados de una viga central (acero AISI 201) y de un lateral (acero AISI 301) presentando resultados que satisfacen las especificaciones técnicas, como se puede comprobar en la tabla 1. Se procede al aplastamiento de los cuerpos de prueba de doblado hasta la rotura y el examen en el MEB de la superficie de fractura, se puede observar el aspecto característico de rotura dúctil, como se muestra en la figura 6. Provocándose la rotura por doblado de la placa en una sección parcialmente agrietada, se puede observar el cambio en el mecanismo de la fractura de intergranular en la región de la grieta pre-existente, para transgranular por formación y coalescencia de microcavidades (dimples), en la región rota por doblado (ver figura 6). Por lo tanto, no se puede atribuir simplemente al esfuerzo mecánico la causa de aparición de las “bocas de cocodrilo” durante la conformación de los largueros. Por otro lado, el cambio en el mecanismo de fractura es característico de rotura provocada por influencia del medio (corrosión sobre tensión o fragilización por hidrógeno).

Tabla 1. Resultados del ensayo de tracción

Cuerpos-de-prueba	Límite de fluencia (kgf/mm ²)	Límite de resistencia (kgf/mm ²)	Alargamiento (%)
1, viga central	79.8	111.0	25.8
2, viga lateral	85.3	114.2	24.0

2.4. Ensayos de corrosión sobre tensión

Como se mencionó anteriormente, las “bocas de cocodrilo” se observaron particularmente en los tramos de bobinas que permanecían sobre tensión en la máquina de conformación de un día para el otro. Este efecto del tiempo para el agrietamiento, bajo tensión constante y a temperatura ambiente, es característico de rotura por influencia al medio. Los cuerpos de prueba retirados de los largueros examinados, dobladas con cuchilla de diámetro igual a dos veces su espesor y mantenidos bajo tensión por medio de pernos, se colocaron en una solución de agua del mar sintético (British Standards BS: 1391: 1952, parte 2, ítem 8: 2.3% NaCl; 0.89% Na₂SO₄; 10 H₂O; 0.98% MgCl₂, anhidro) y en una solución acuosa de 42% MgCl₂ en ebullición. Se observó el agrietamiento intergranular de los cuerpos de

prueba en ambas soluciones en menos de 24 horas, confirmando datos de la literatura que consideraban los aceros del tipo AISI 201 y 301 como susceptibles a agrietamiento por influencia del medio, particularmente cuando son endurecidos (ver figura 7 y 8). La sensibilidad, que agravaría esta susceptibilidad, no fue detectada en los materiales examinados, ni por el ensayo electrolítico con ácido oxálico (práctica A de la especificación ASTM A 262). Se puede concluir, por lo tanto, que las grietas denominadas “bocas de cocodrilo” fueron provocadas por rotura bajo influencia del medio como consecuencia de los esfuerzos aplicados durante la conformación de los largueros y de la presencia del medio específico. No existen evidencias suficientes para concluir sobre el medio específico responsable del agrietamiento. Tanto la exposición al aire marino durante el transporte de las bobinas como la grasa y aceite soluble usados durante la conformación (tabla 2) en principio, habían proporcionado las especies químicas agresivas necesarias para el proceso.

Tabla 2. Análisis químico de la grasa y aceite soluble

Muestra	Elementos
Grasa	Preponderantes: potasio y azufre; pequeña proporción: plomo. Trazas: cobre, fierro, zinc, titanio, fosforo silicio y aluminio.
Aceite soluble	Trazas: calcio, silicio, cloro, potasio, azufre, fosforo, fierro, cobre, zinc, titanio y níquel.

3. DISCUSIÓN

Dos intentos independientes se realizaron para determinar las medidas necesarias para que la conformación de los largueros pudiera ejecutarse satisfactoriamente. Los técnicos responsables por el proyecto reajustaron el posicionamiento de los rodillos de conformación de los largueros, lo que provocó una alteración del radio de curvatura de aproximadamente 11 mm a 19 mm, y sugirieron que la tensión de los rodillos fuera aliviada cuando un tramo de bobina tuviera que permanecer en la máquina de un día para el otro. Estas dos medidas pueden haber reducido el nivel de tensiones en las zonas traccionadas a valores inferiores al crítico para que ocurra rotura bajo influencia del medio.

Las declaraciones de técnicos de la empresa responsable por la conformación de los largueros indicaron que las “bocas de cocodrilo” ya no se observaron después del ajuste de los rodillos de conformado, siendo probable que los largueros puedan ser conformados con éxito, siempre que cumplan las condiciones de ajuste de los rodillos y

que no se tenga en una bobina una combinación particularmente crítica de acabado superficial y resistencia mecánica alta, aun dentro del rango permisible.

Dos resultados adicionales de experiencias realizadas en el laboratorio son relevantes para el juzgamiento de la posibilidad de utilización de los largueros fabricados con el material examinado:

- No se observó agrietamiento de cuerpos de prueba doblados y mantenidos bajo tensión por medio de pernos incluso después de 100 horas de permanencia en la solución de agua del mar sintética anteriormente descrita cuando el doblado se hizo con la cuchilla perpendicular a la dirección de laminación de la placa.
- No fue observado agrietamiento, incluso después de 100 horas de permanencia en la solución de agua de mar sintética anteriormente descrita, de cuerpos de prueba doblados y sometidos exclusivamente a la acción de las tensiones residuales resultantes del doblado.

Estos resultados indican una posibilidad de utilización de los largueros a pesar de la susceptibilidad de los materiales a la rotura por influencia del medio. Sin embargo, no disponiéndose en el momento de datos históricos sobre la utilización de estos materiales en condiciones análogas a las que estarán sometidas, la autorización final deberá ser dada por el responsable por el proyecto de los vagones.

4. CONCLUSIONES

- Los materiales examinados presentan propiedades mecánicas que cumplen las especificaciones técnicas. Se observó la presencia de inclusiones sub-superficiales responsables de la aparición de microgrietas durante la conformación, además de acabado superficial irregular con ataque intergranular, pudiendo presentarse como red continua en la región de las curvas después de la conformación de los largueros.
- Las piezas examinadas exhibieron grietas de dos orígenes distintos: microgrietas, observables con lupa o después de un examen con líquido penetrante, provocadas por efecto mecánico como consecuencia de la presencia de inclusiones sub-superficiales; y grietas observables a simple vista, denominadas “bocas de cocodrilo” provocadas por rotura bajo influencia del medio, como consecuencia de los esfuerzos aplicados durante la conformación del larguero y de la presencia del medio específico.
- Las microgrietas no acarrearán problemas para la conformación de los largueros y no comprometen la estructura de los vagones en servicio, ya que se eliminan por lijado después del examen del larguero con líquido penetrante.

- Es probable que los largueros puedan ser conformados sin la presencia de “bocas de cocodrilo”, siempre que se cumplan las condiciones de ajuste de los rodillos y que no se tenga en una bobina una combinación particularmente crítica de acabado superficial y resistencia mecánica elevada.
- De los ensayos realizados en el laboratorio, se puede concluir que los materiales examinados son susceptibles de agrietamiento intergranular bajo la influencia del medio, en solución de agua de mar sintético, a temperatura ambiente, siempre que estén sometidos a un nivel de tensión adecuado, independientemente del estado de la superficie.
- En ausencia de datos históricos sobre el empleo de estos materiales en condiciones análogas a las que estarán sometidos en los vagones del metro, la autorización final para su utilización en el estado que se encuentran debe ser dada por el responsable por el proyecto de los vagones.

5. FIGURAS

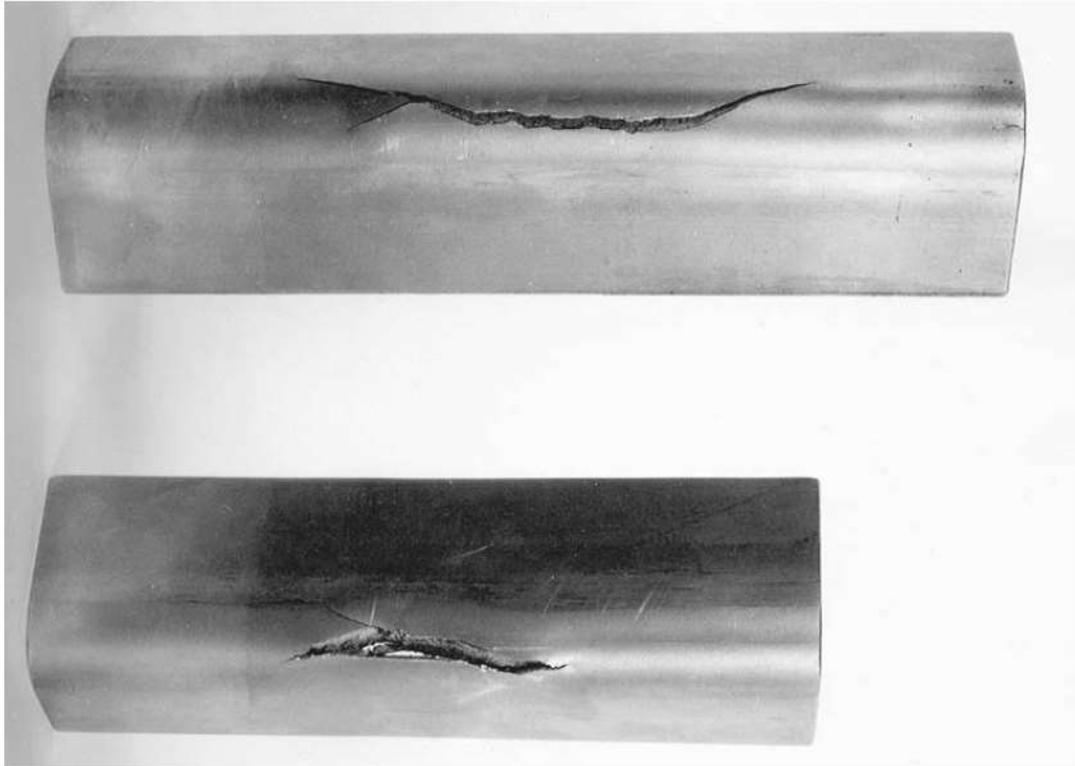


Figura 1. Aspecto de las grietas tipo “boca de cocodrilo”, atravesando el espesor total de las placas.

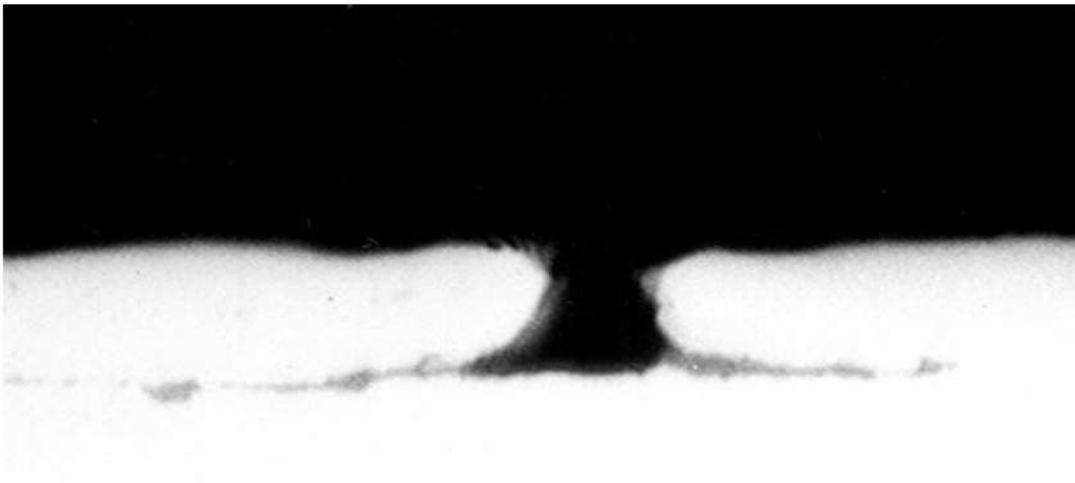


Figura 2. Aspecto cerca de la superficie externa de la placa en una región curva del larguero con microgrietas. Inclusiones sub-superficiales y grieta abierta junto a la inclusión. Sección transversal. 200X.



Figura 3. Microestructura del material, mostrando grieta intergranular en matriz de acero inoxidable austenítico de alta resistencia deformado plásticamente en frío, conteniendo austenita endurecida y martensita. Dureza Rockwell C = 36. Sección transversal. Reactivo de Vilella. 800X.

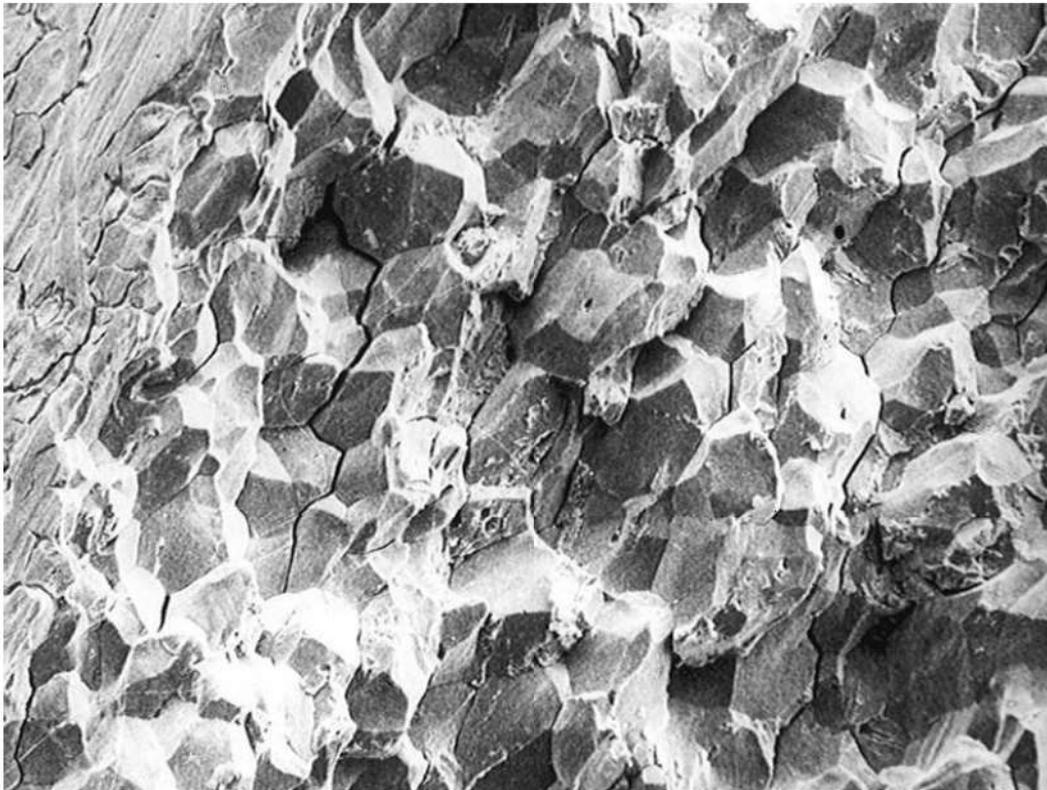


Figura 4. Aspecto de la superficie de una grieta que atraviesa todo el espesor de la placa. Agrietamiento predominantemente intergranular en toda la superficie. MEB-SEI. 150X.

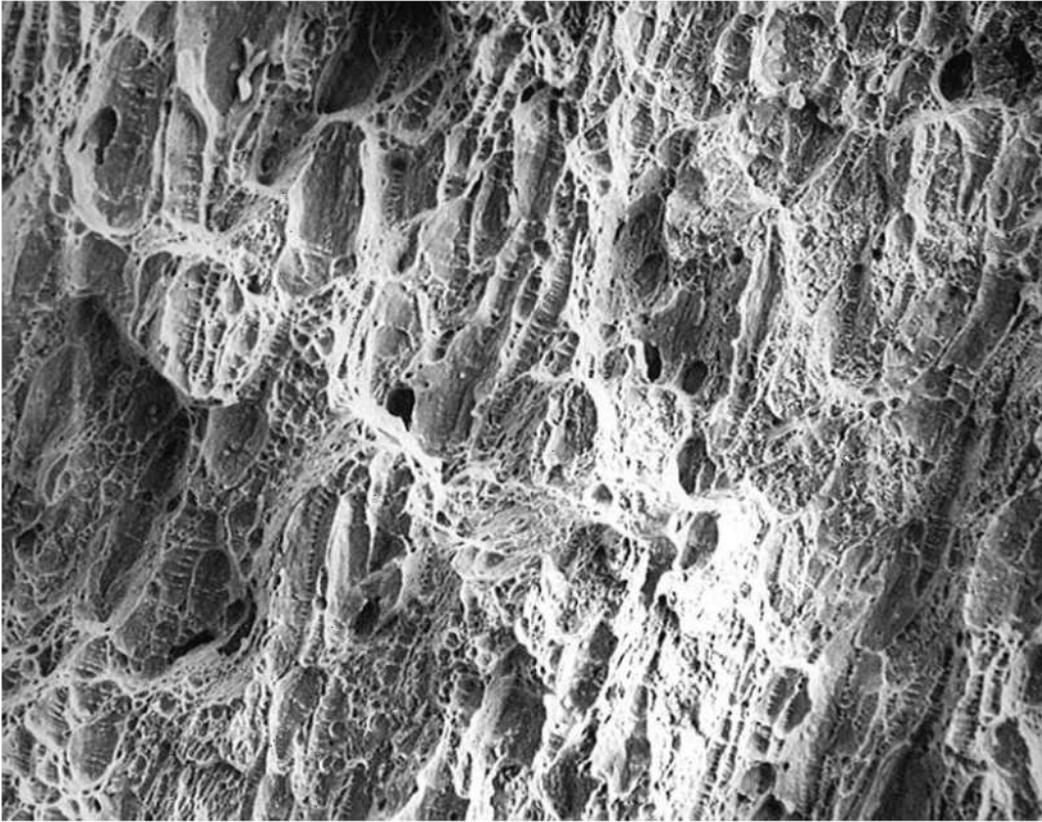


Figura 5. Superficie de fractura después de la prueba de doblado. Rotura de carácter dúctil por formación y coalescencia de microcavidades. MEB-SEI. 150X.

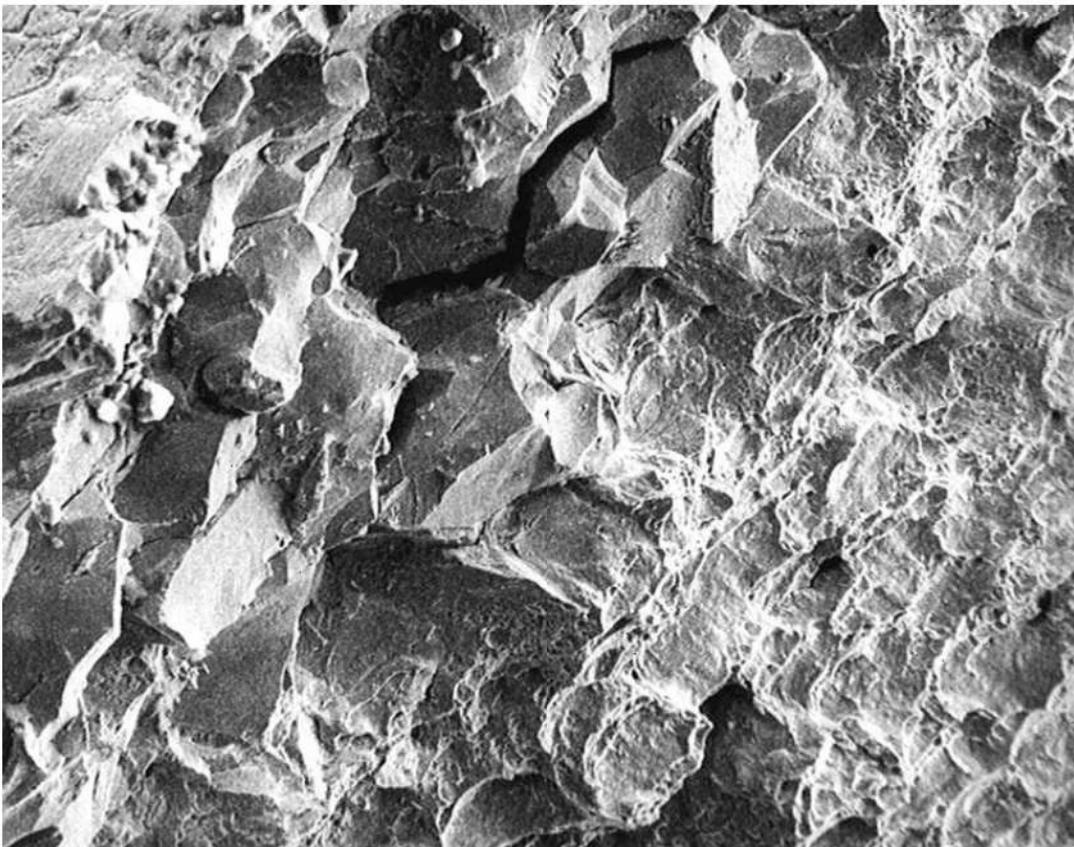


Figura 6. Aspecto de la superficie de rotura por doblado en una sección pre-agrietada. Región central: fractura preponderantemente intergranular. Canto inferior derecho: rotura dúctil. MEB-SEI. 100X.



Figura 7. Aspecto del cuerpo de prueba mantenido en agua de mar sintético después de la retirada del perno de fijación. Agrietamiento intergranular.

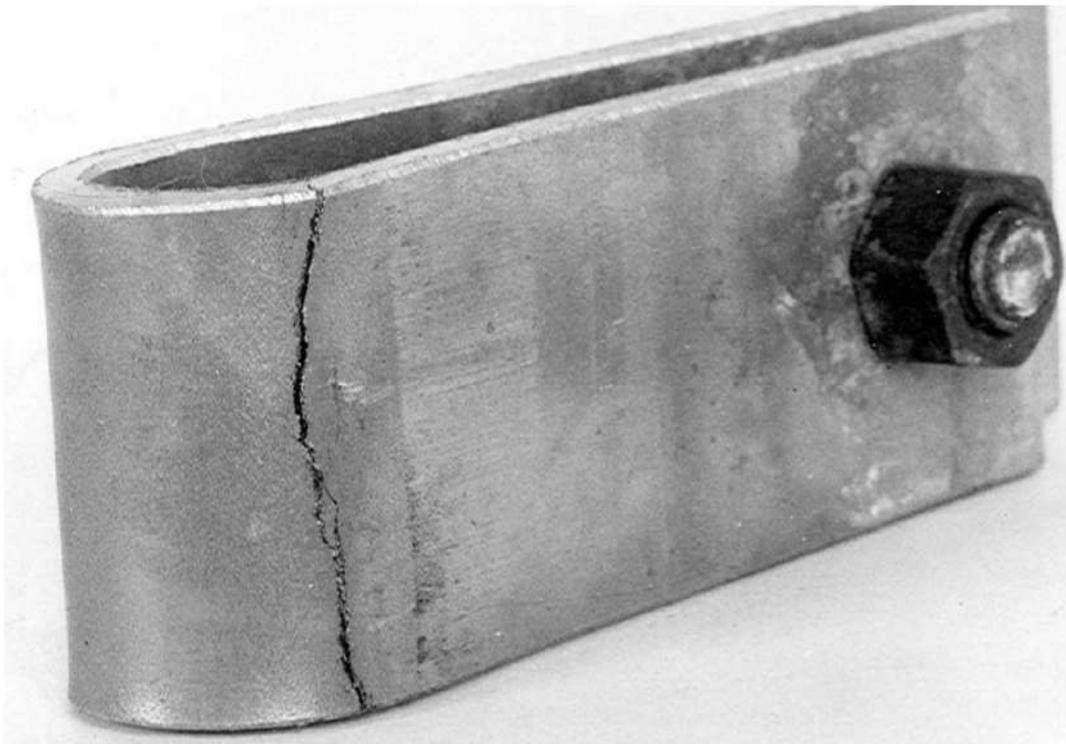


Figura 8. Aspecto del cuerpo de prueba. Solución acuosa de $MgCl_2$ en ebullición. Agrietamiento intergranular.

24

Análisis de falla de la primera rueda de una turbina a vapor

Paulo S. C. P. da Silva* y Tibério Cescon*, 1979

1. INTRODUCCIÓN

La primera rueda de una turbina a vapor que mueve un compresor de aire se rompió en servicio. Las características del diseño de la turbina se encuentran en la tabla 1. Las figuras 1 y 2 muestran la ubicación de la fractura que provocó el arrancamiento total de las palas de la primera rueda. El accidente con la turbina ocurrió durante el Trip Test después de la operación de mantenimiento a la que fue sometida la turbina. Anteriormente, otra turbina similar a la investigada y alimentada por vapor de mismo origen sufrió fractura en el mismo local con arrancamiento parcial de las palas y consecuente desequilibrio.

2. EXÁMENES REALIZADOS Y RESULTADOS

2.1. Inspección visual

Las figuras 3 y 4 muestran el estado de la primera rueda de la turbina en el momento de su abertura poco después del incidente. Se observa que las palas sufrieron flexión, deformándose hacia adelante de la turbina (ver figura 5). Esta

* Investigadores responsables por el documento técnico

deformación debe haber ocurrido antes del desprendimiento de las palas y del choque que ocurrió con partes fijas de la turbina en la cara posterior (ver figura 6), pues la rueda también presentó deformación en el mismo sentido (ver figura 7).

Tabla 1. Datos sobre la turbina

Numero de etapas	8
Potencia nominal HP (KW)	11270 (7410)
Rotación nominal, rpm	6825
Velocidad continua máxima, rpm	6825
Rotación de corte, rpm	7371 – 7508
Presión nominal de admisión, psig (kg/cm ²)	557 (39.2)
Temperatura nominal de admisión, °F (°C)	615 (324)
Presión máxima de admisión, psig (kg/cm ²)	600 (42)
Presión de escape, HgA (mmHgA)	4.06 (103)
Presión máxima de escape, psig (kg/cm ² G)	15 (1.05)
Ajuste de válvula de seguridad, psig (kg/cm ²)	5 (0.35)
Ajuste de la válvula de alivio, psig (kg/cm ²)	10 (0.703)

2.2. Examen fractográfico

La superficie de fractura de la primera rueda de la turbina no presentó restos de deformación plástica (ver figura 8). Se observan, sin embargo, varias grietas radiales (ver figuras 9 y 10) en la muestra del tramo fracturado de la rueda de la turbina. Se supone que estas grietas se desarrollaron después de la propagación de la fractura principal, antes del arrancamiento total del tramo fracturado. Estas grietas tampoco presentan vestigios de deformación plástica, a no ser en ciertos puntos, como mostrado en la figura 11, claramente resultante de la deformación sufrida después de la rotura. El examen fractográfico fue inconcluso, pues la superficie de la fractura está completamente recubierta de óxido. Los intentos de decapado con inhibidores no se realizaron correctamente.

2.3. Examen Metalográfico

El examen metalográfico realizado en secciones radiales, perpendicularmente a la superficie de la fractura principal, reveló el aspecto ramificado de las grietas (figura 12). Este aspecto es característico de agrietamiento por corrosión bajo tensión, aunque también pueda ocurrir en un proceso de fatiga-corrosión. Se puede concluir, por tanto, que la fractura fue consecuencia de un proceso de agrietamiento – asistido

por el medio (*environment-assisted-cracking*). Como la ramificación siempre ocurre en el sentido de la propagación de la grieta, es decir, las ramas forman un ángulo menor que 90° con el sentido de propagación de la grieta principal, el examen con bajo aumento de la sección fracturada (figura 13) muestra que la fractura se inició en el esquina superior interna de la ranura circunferencial mecanizada en la cara posterior de la rueda para fijación de pesos de equilibrio. El examen metalográfico reveló que las grietas son esencialmente transgranulares (figura 14). Se encuentran llenas de óxidos, incluso en las extremidades de las ramificaciones secundarias más finas (figura 15), por lo que es razonable suponer que esta oxidación fue consecuencia de la exposición del material agrietado al vapor después a fractura.

Las figuras 16 y 17 reúnen los resultados del examen por microsonda electrónica del material existente en el interior de las grietas. Se trata, esencialmente, de óxido de fierro, notándose, como era de esperar, una disminución en los niveles de cromo y níquel en relación a la matriz. El examen con luz polarizada en el microscopio óptico revelo apenas una capa de óxido, siendo razonable, por lo tanto, suponerse que se trata de Fe_3O_4 . El examen por microsonda electrónica no detectó la presencia de ningún elemento que pudiera provocar corrosión bajo tensión, en particular azufre, cloro u oxido. Aunque la presencia de óxido en el interior de las grietas no elimina la posibilidad de que el proceso haya ocurrido por corrosión bajo tensión, ella es típica de fatiga-corrosión. Además, el carácter transgranular de las grietas es típico de fatiga-corrosión, aunque existen datos en la literatura sobre agrietamiento transgranular por corrosión sobre tensión en aceros martensíticos de baja aleación en presencia de hidróxido de sodio y de $H_2O-CO-CO_2^2$.

El examen detallado junto al indicio de la fractura principal revelo la presencia de grietas paralelas al plano de fractura principal (figura 18 y 19). El examen de las grietas radiales, en la sección indicada en la figura 9 muestra esta evidencia aún más claramente (ver figura 20). Este aspecto es típico de fatiga-corrosión; el menor número de grietas paralelas junto a la fractura principal se debe a la concentración de tensiones, que tiende a localizar la grieta en el fondo del canto interno de la ranura.

El proceso de fatiga-corrosión normalmente está asociado a la formación de muescas en la superficie del componente, que aceleran la nucleación de grietas y promueven la nucleación múltiple, lo que, por su vez, resulta en las grietas paralelas antes mencionadas. El examen de la capa de óxido formada en la cara lateral externa de la muestra reveló un crecimiento irregular que promueve la formación de muescas y la nucleación de grietas (ver figura 21). Es posible que este crecimiento irregular

este asociado al agrietamiento de la capa de óxido, provocado por tensiones alternadas.

El conjunto de evidencias y consideraciones anteriores permiten concluir que la fractura fue consecuencia de un proceso de fatiga-corrosión y, por tanto, independiente de la contaminación del medio. No existe datos para juzgar la importancia relativa de la presencia de concentración de tensiones por la ranura circunferencial, donde la fractura principal se inició, y de la influencia de la temperatura en que la turbina trabajó en la formación de las muescas superficiales, por el crecimiento irregular de la capa de óxido. Los resultados de análisis químico (C=0.21%; Mn=0.52%; P=0.017%; S=0.028%; Si=0.25%; Ni=2.76%; Cr=1.42%; Mo=0.49%; Cu=0.20% y Nb=0.012%) corresponden al acero ASTM A-470 clase 7, con un contenido de níquel ligeramente por debajo de lo especificado.

3. CONCLUSIONES

- La fractura de la primera rueda de la turbina se inició en la esquina superior interna de la ranura circunferencial mecanizada en la cara posterior de esta rueda para fijación de pesos de equilibrio.
- La fractura fue consecuencia de un proceso de agrietamiento asistido por el medio.
- Las grietas son ramificadas, presentando, por tanto, aspecto característico de corrosión bajo tensión, que, sin embargo, también puede ocurrir en un proceso de fatiga-corrosión.
- La existencia de grietas paralelas a la superficie de la grieta principal; la presencia de óxido de hierro en toda la extensión de las grietas y sus ramificaciones; el carácter esencialmente transgranular de las grietas y sus ramificaciones; y la existencia de grietas paralelas creciendo a partir de ranuras provocados por el crecimiento irregular de la capa de óxido permiten concluir que la fractura fue consecuencia de fatiga-corrosión.
- Siendo fatiga-corrosión el proceso responsable de la fractura, esta ocurrirá independientemente de la presencia de contaminación del medio, debiendo atribuirse la existencia de concentraciones de tensiones provocadas por el diseño de la ranura circunferencial y/o ranuras provocados por el crecimiento irregular de la capa de óxido, crecimiento este posiblemente asociado a las temperaturas en que la turbina opero.

4. REFERENCIAS

1. CORROSION-FATIGUE. National Association of Corrosion Engineers, 1971, p. 34-41.
2. STRESS corrosion cracking and hydrogen embrittlement of iron base alloys. National Association of Corrosion Engineers, 1973, p. 680.

5. FIGURAS

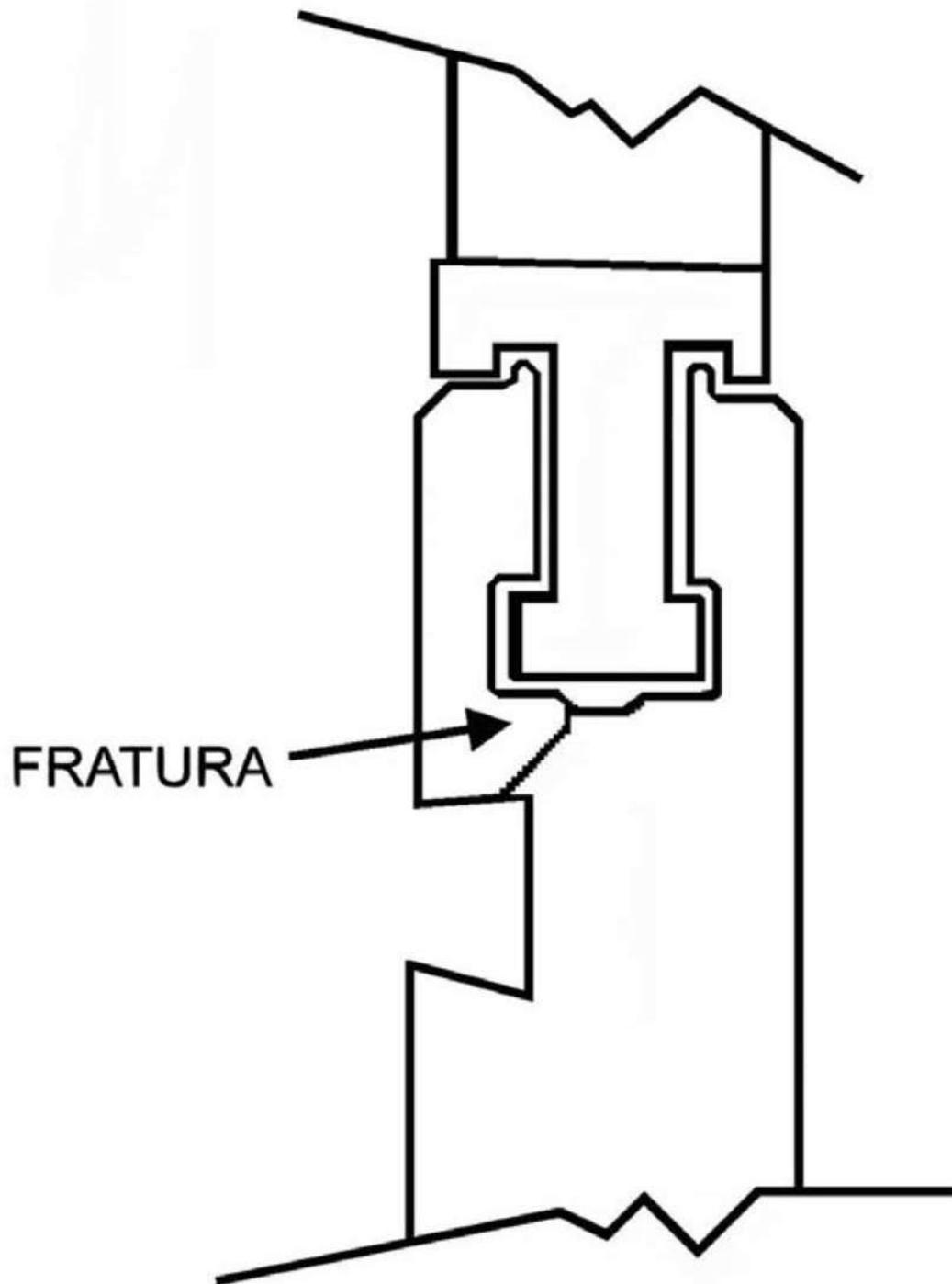


Figura 1. Esquema mostrando región de rotura de la turbina.

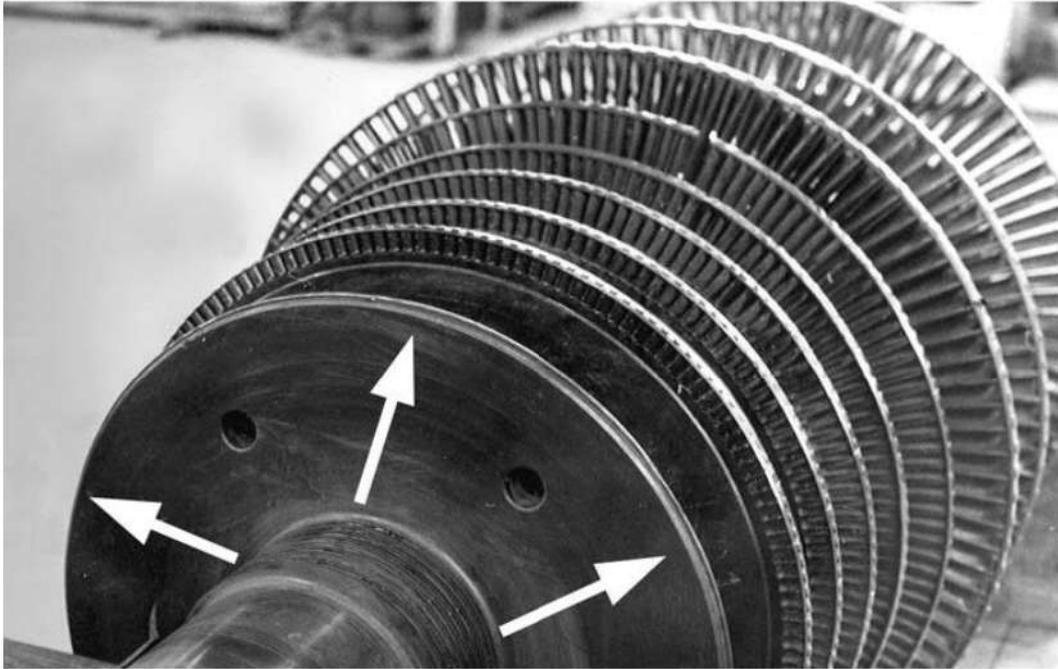


Figura 2. Aspecto del rotor de la turbina. Arranque completo de las palas de la primera rueda (flechas).

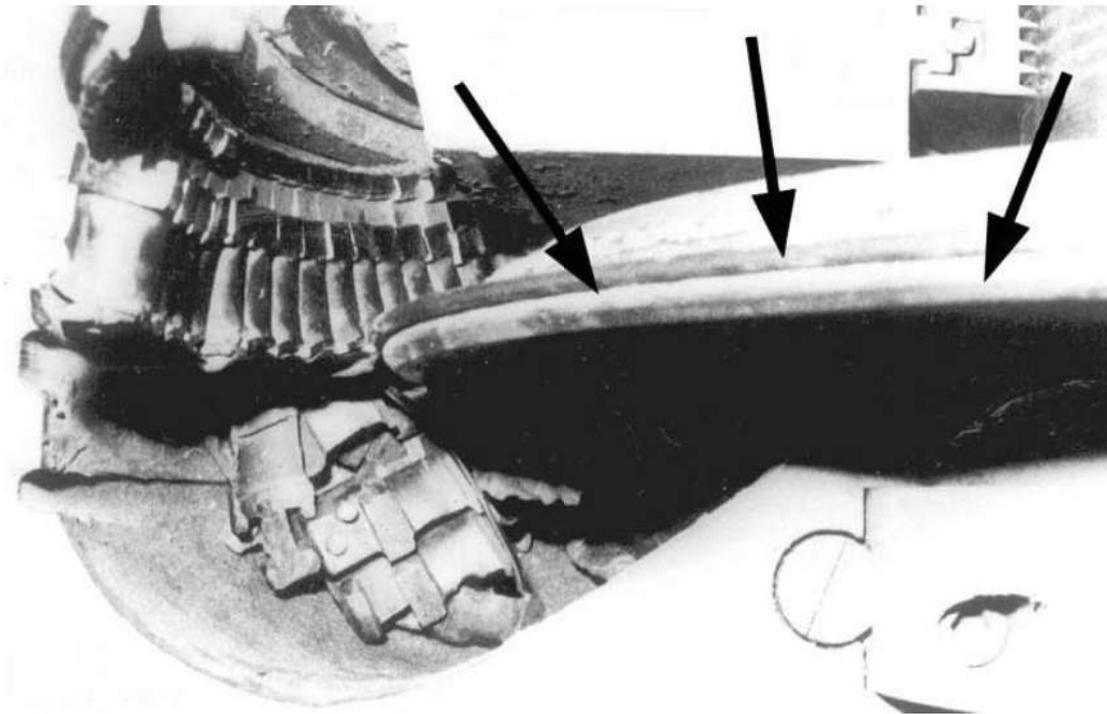


Figura 3. Aspecto de la primera rueda de la turbina (flechas) en el momento de su abertura. Ausencia de las palas.

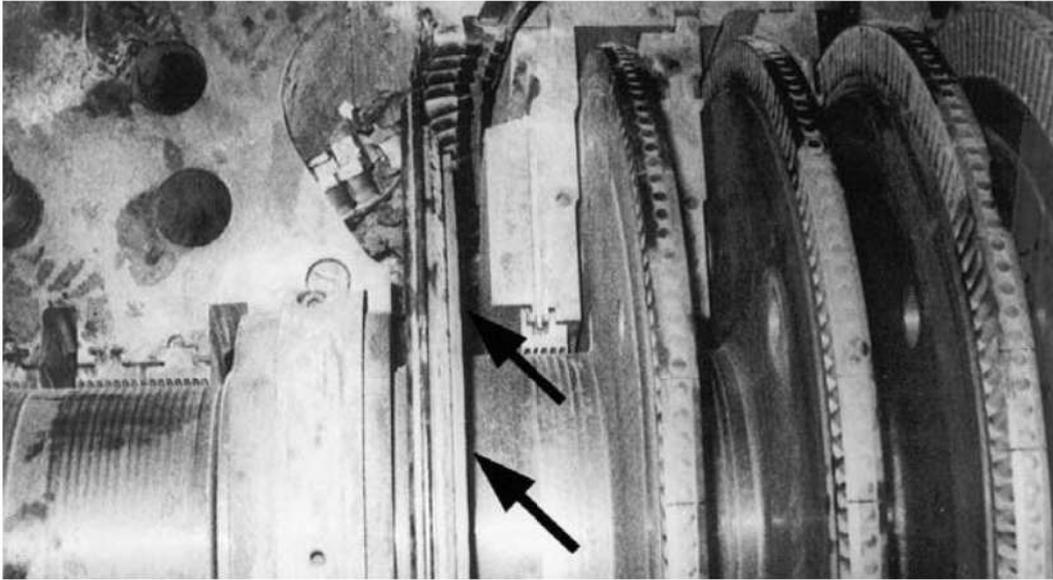


Figura 4. Aspecto de la turbina en el momento de su abertura. Las flechas apuntan a la primera rueda.

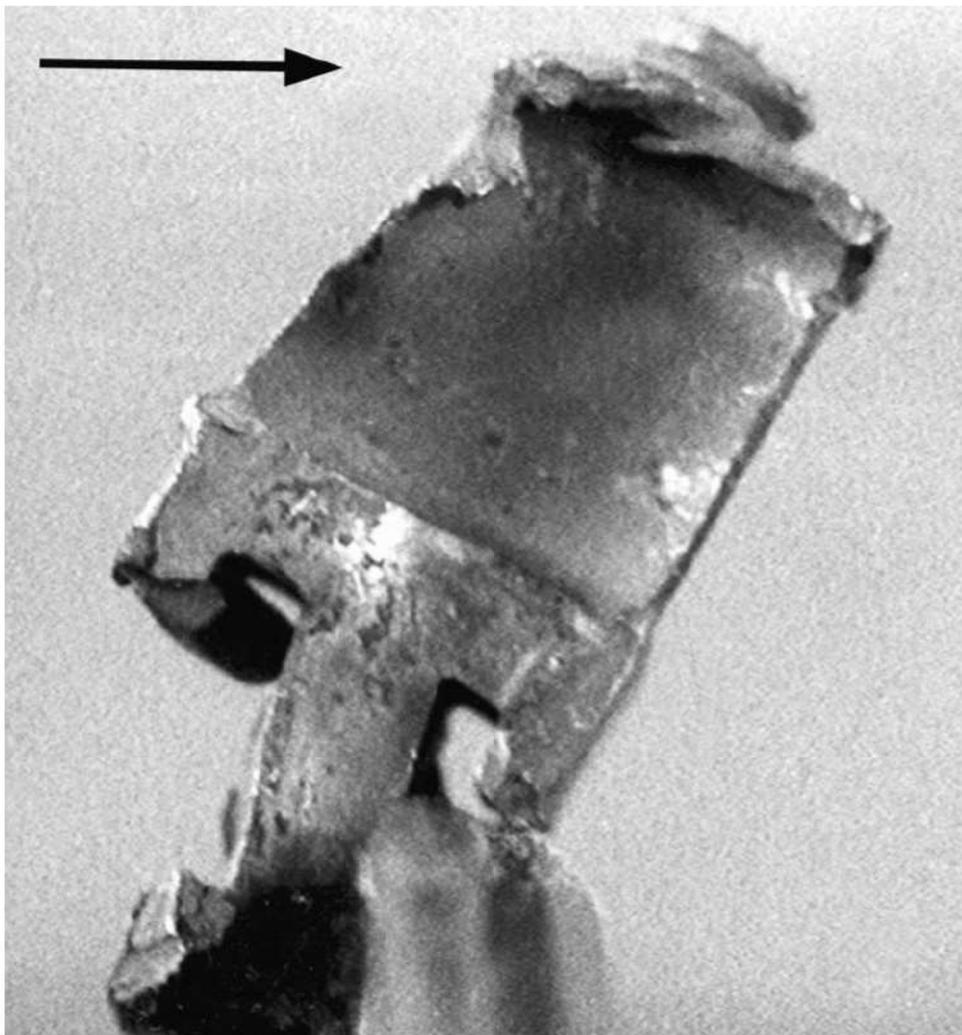


Figura 5. Montaje de una pala de la primera rueda de la turbina, evidenciando la flexión (flecha) sufrida por la pala.

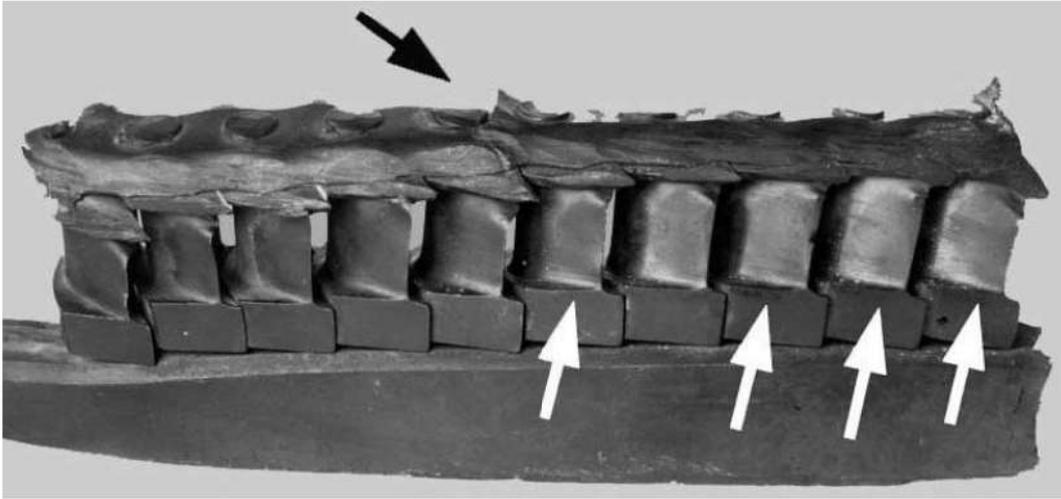


Figura 6. Aspecto de la cara posterior de la muestra fracturada. Deformación intensa (flechas) consecuente de choque y arrastre contra partes fijas de la turbina.

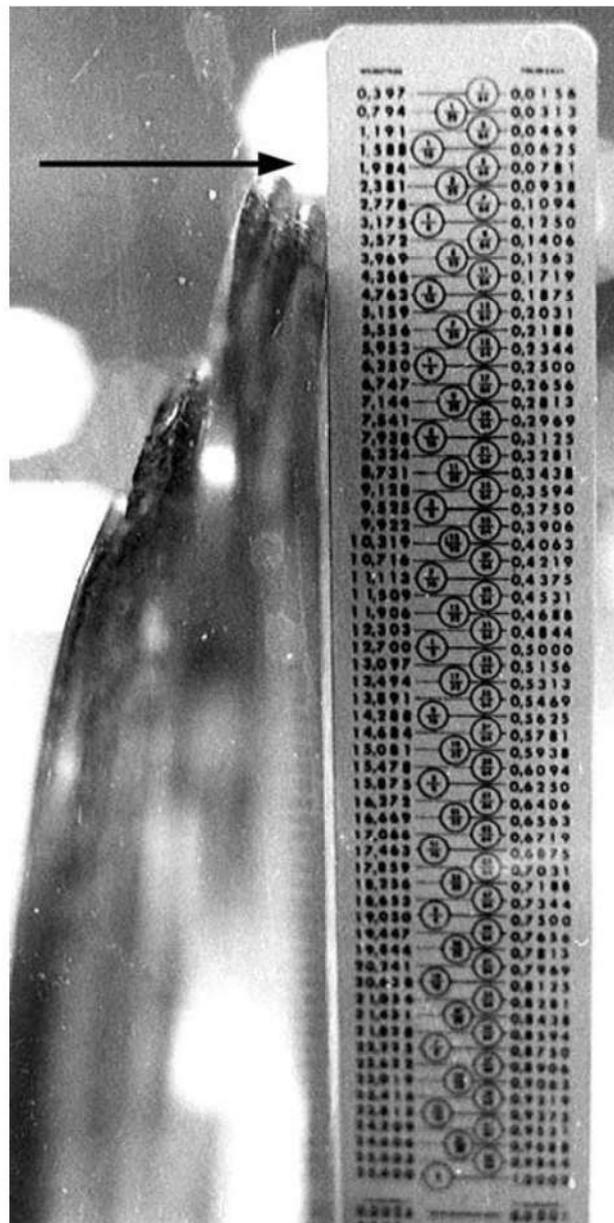


Figura 7. Flexión del extremo (flecha) de la primera rueda de la turbina 101JT.

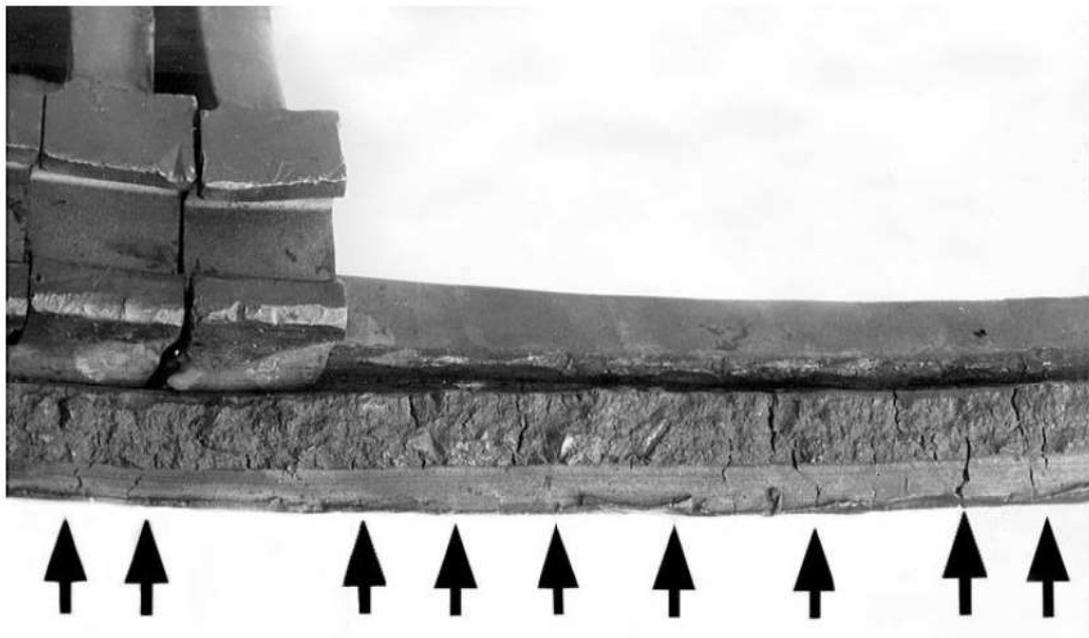


Figura 8. Aspecto de la superficie de la fractura principal. Presencia de grietas radiales (flechas) y ausencia de deformación plástica.

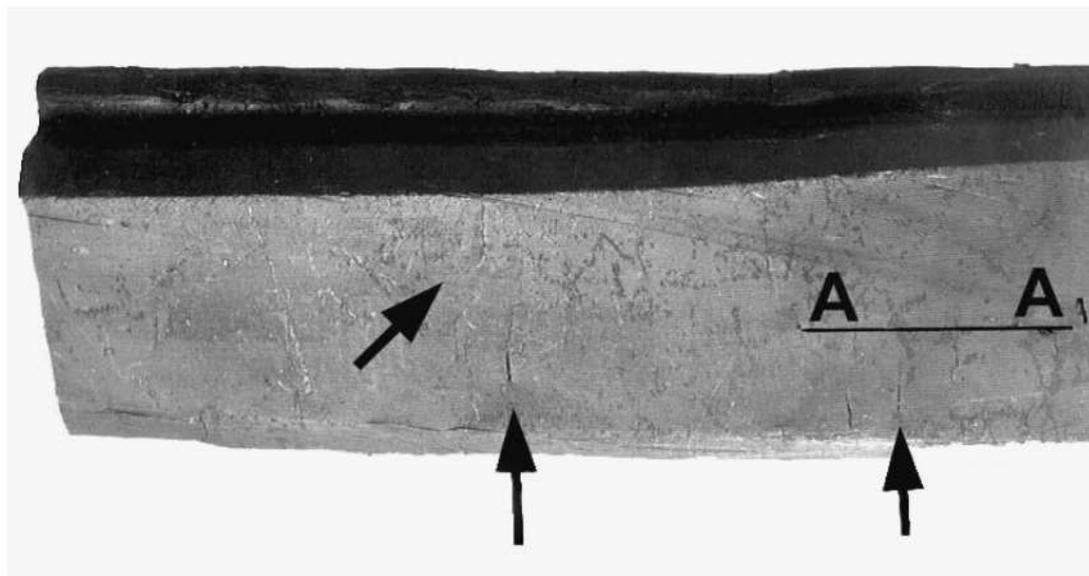


Figura 9. Presencia de grietas superficiales. Segmento A-A indica corte para examen microestructural (ver figura 20).

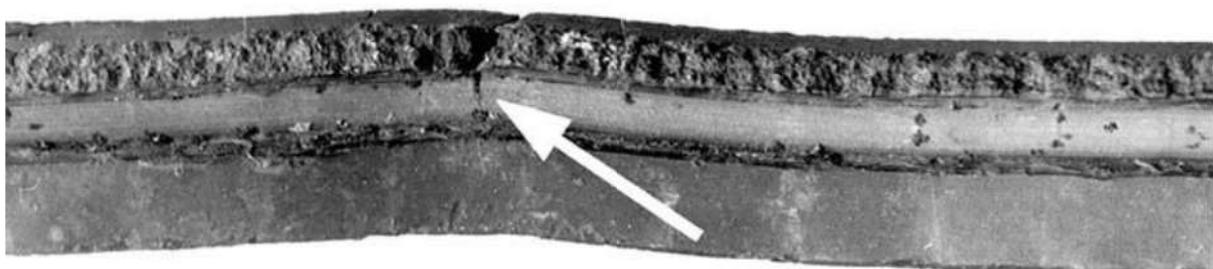


Figura 10. Deformación plástica en la punta de la grieta radial (flecha) provocada por la deformación sufrida por la muestra después de la fractura principal.



Figura 11. Aspecto de la superficie de la fractura de la primera rueda de la turbina. Las flechas indican la región de arrancamiento final, por cizallamiento radial, en consecuencia de esfuerzos centrífugos.



Figura 12. Sección transversal. Ramificación de las grietas secundarias, característico de corrosión bajo tensión. Ver detalle en la figura 15. 400X.

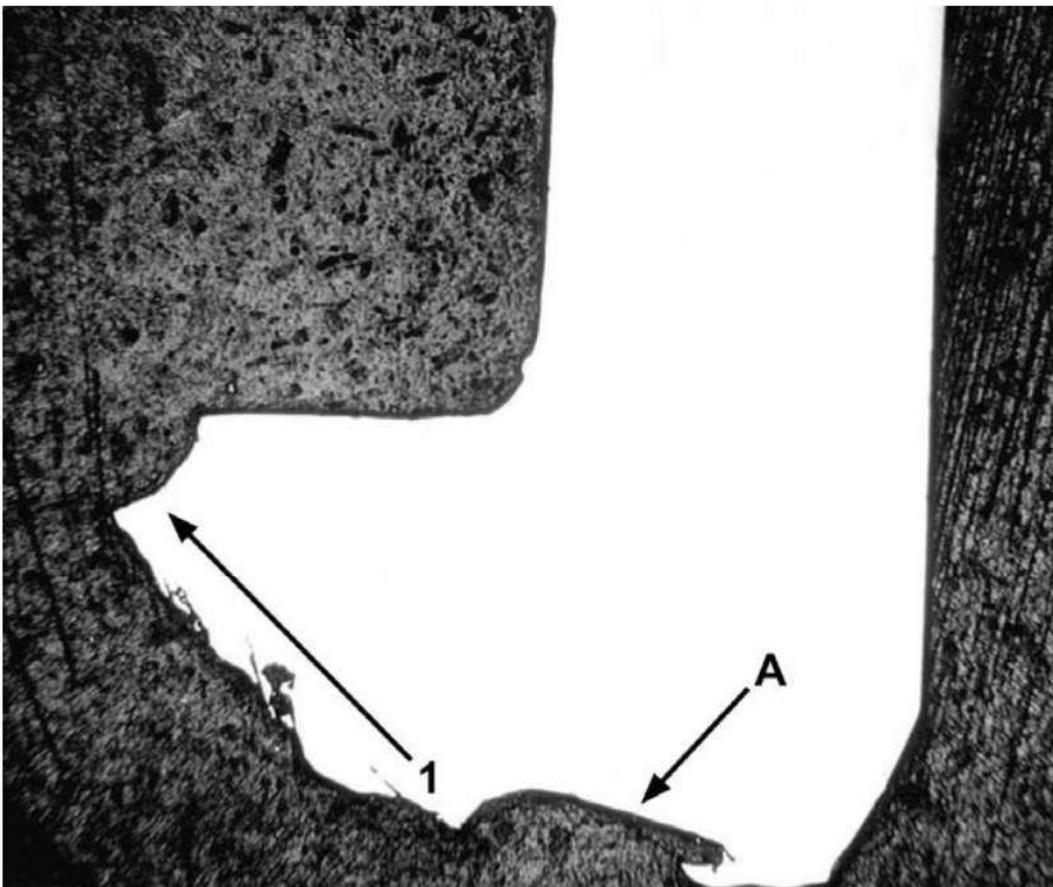


Figura 13. Sección transversal. La orientación de las ramificaciones junto a la fractura principal indica el sentido de propagación (flecha 1). La flecha A corresponde al detalle mostrado en la figura 21. 5.5X.

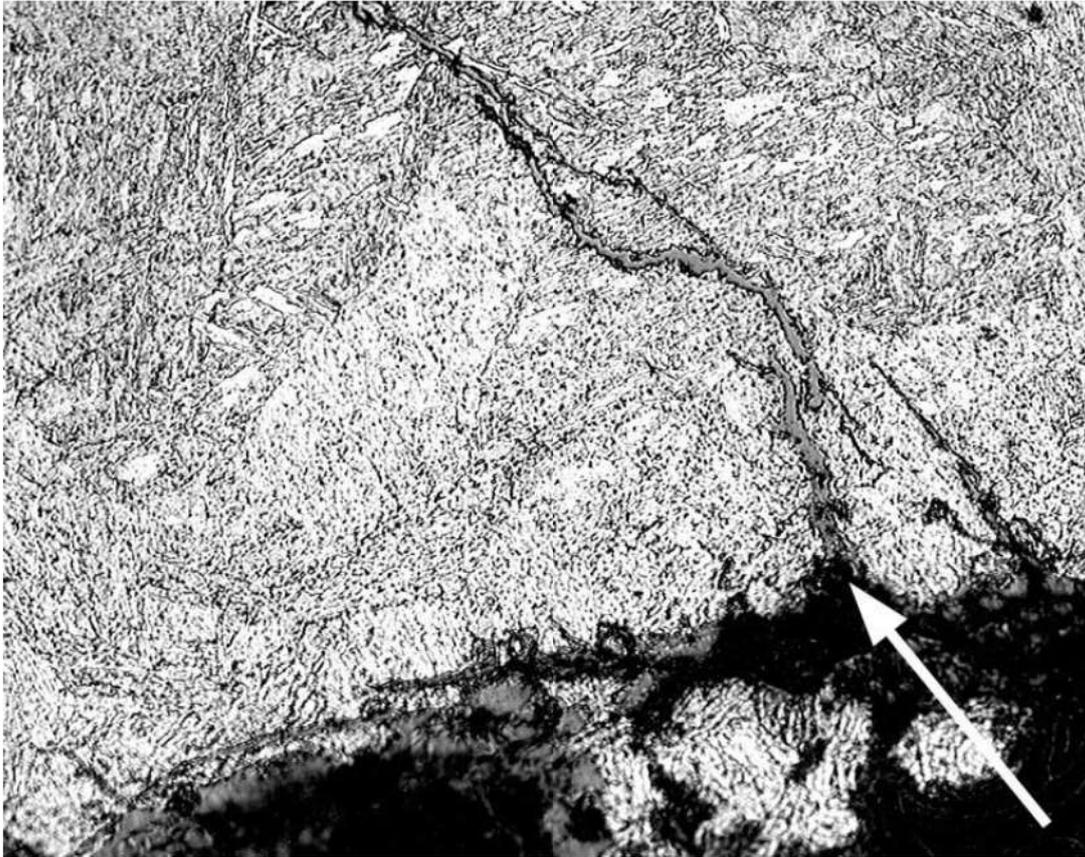


Figura 14. Sección transversal. Microestructura del material junto a la fractura. Bainita y martensita revenida. Agrietamiento transgranular (flecha). Nital. 400X.



Figura 15. Detalle de la figura 12, evidenciando la presencia de óxido (flecha) en las caras internas de las grietas. 1500X.

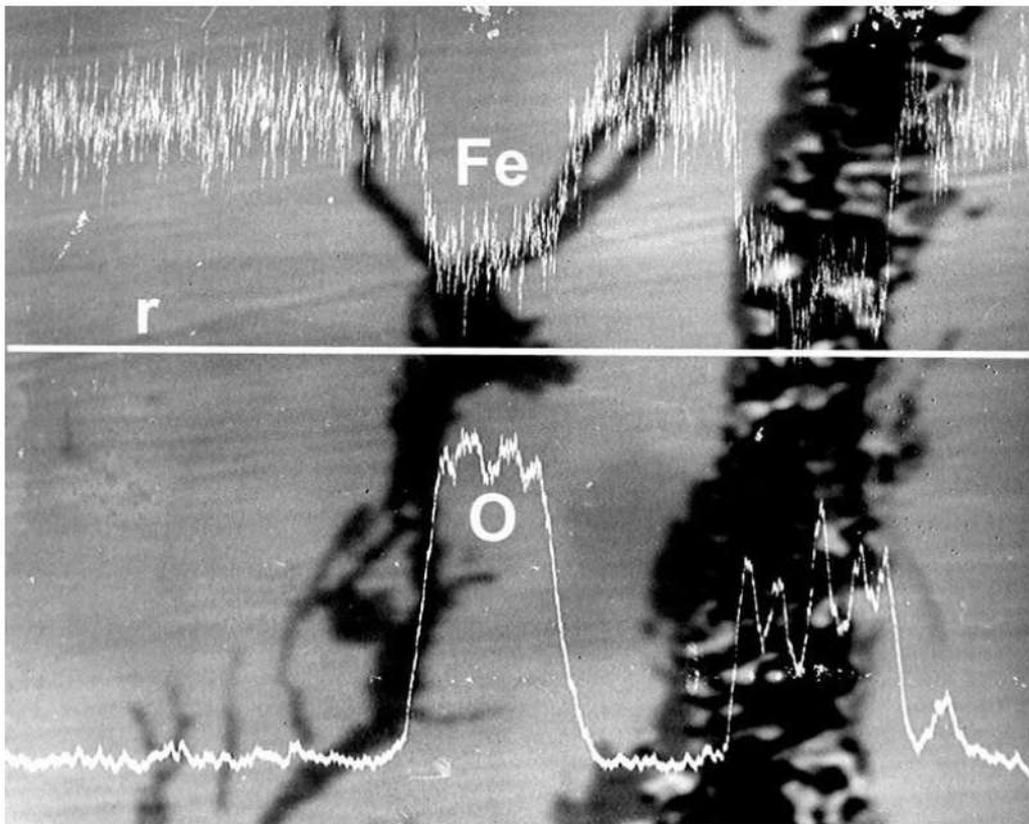


Figura 16. Microanálisis EDS en la región de la grieta (oscura). La fotografía muestra los perfiles de análisis a lo largo de la línea de referencia (r) de los elementos Fe y O. MEB-BEI. 1000X.

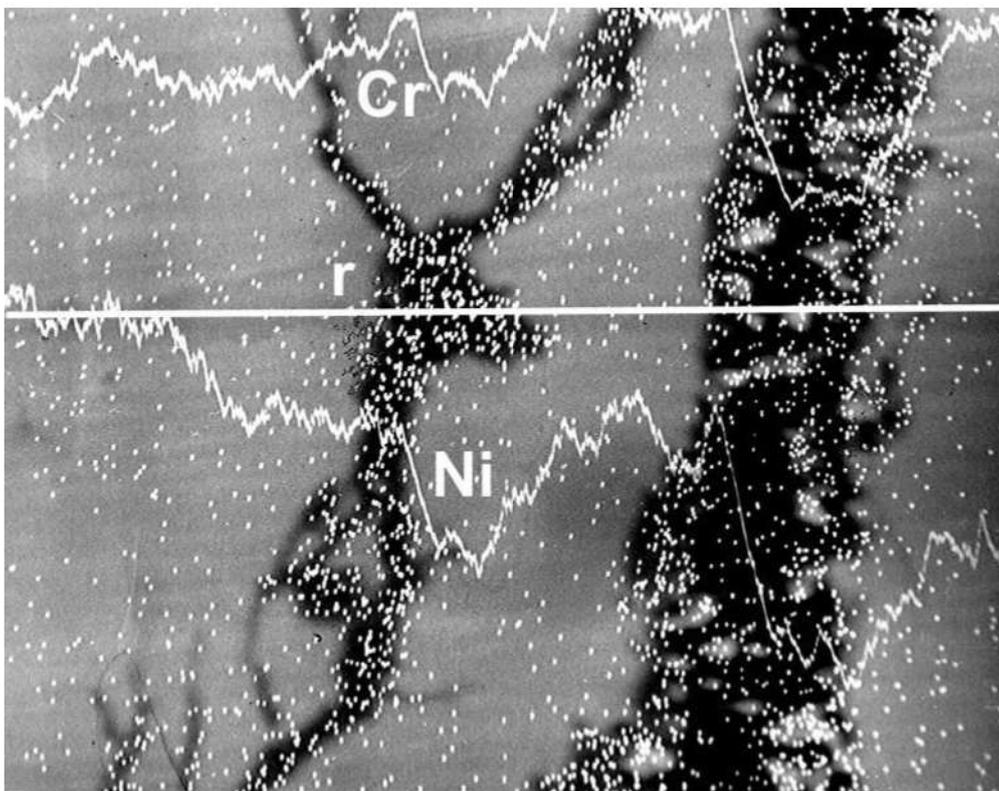


Figura 17. Idéntico a la figura 16. Los puntos claros indican distribución del elemento oxígeno. Los perfiles corresponden a la análisis de los elementos Cr y Ni a lo largo de la línea de referencia (r). MEB-BEI. 1000X.

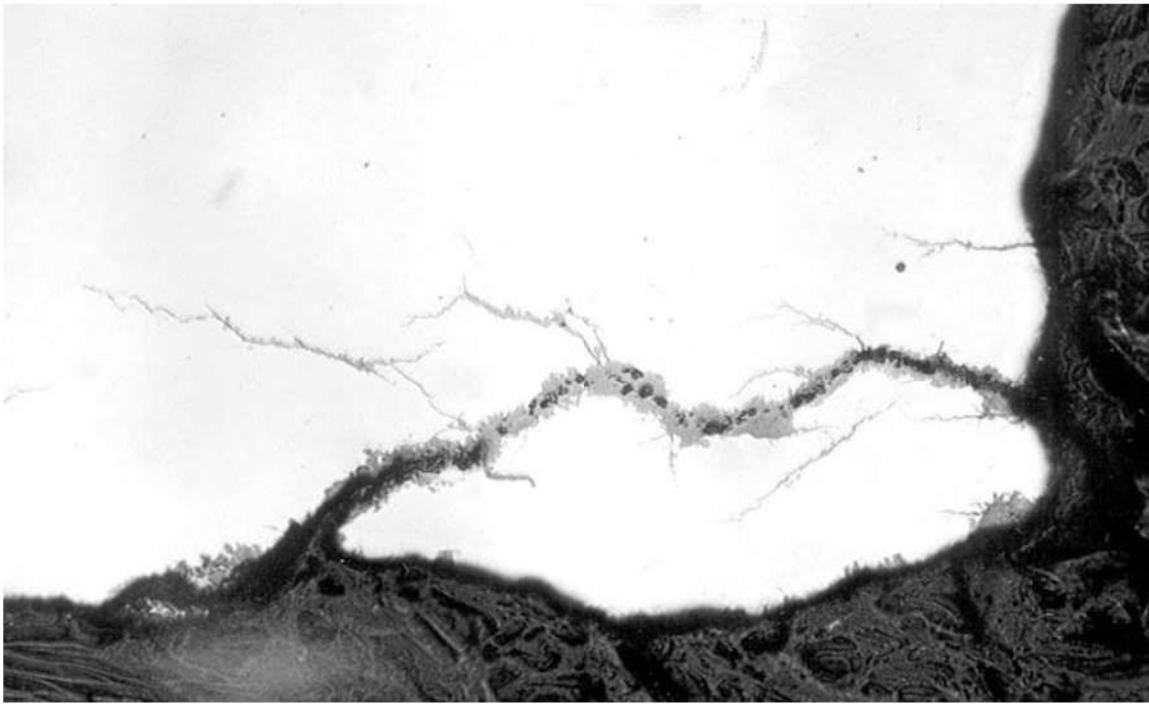


Figura 18. Sección transversal, grietas paralelas a la superficie de la fractura principal (ver flecha 1 en la figura 13) junto a la región de nucleación en la ranura circunferencial. 100X.

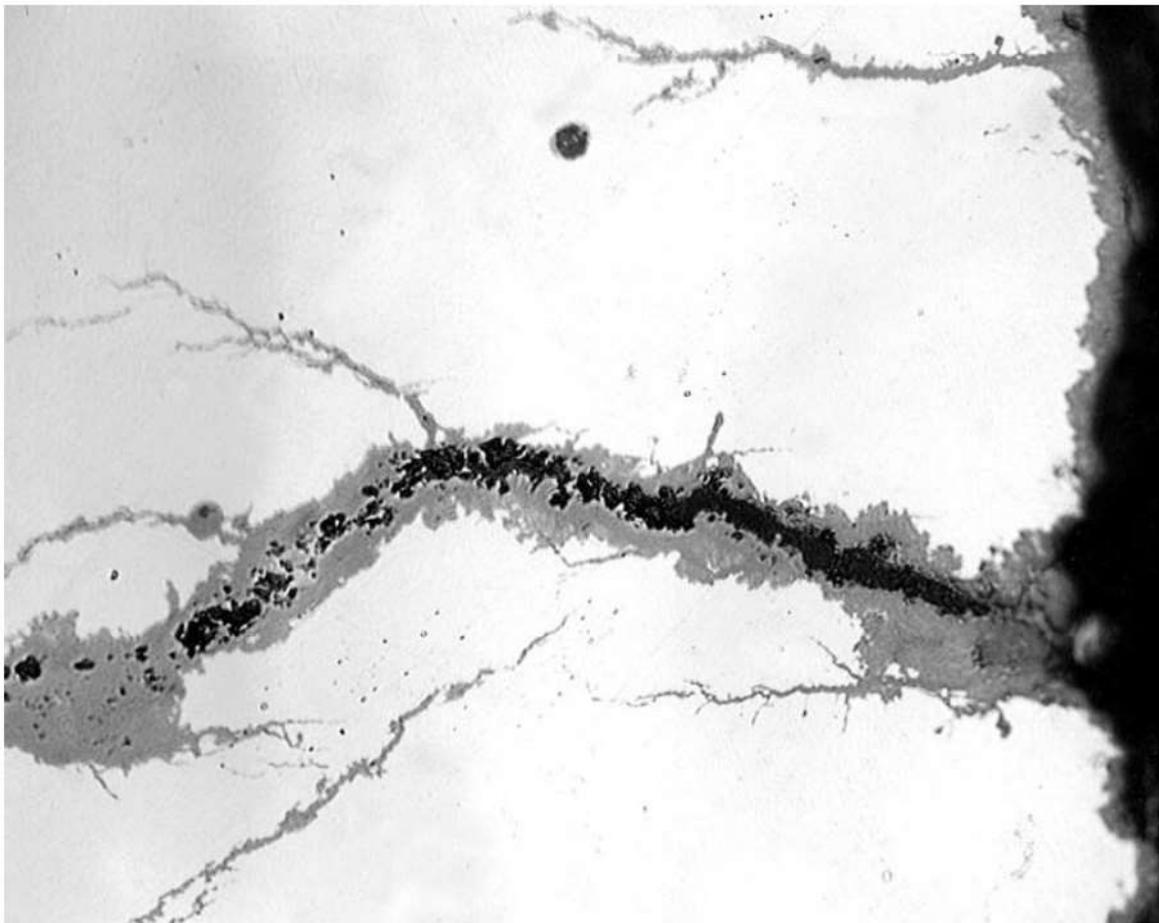


Figura 19. Detalle de la micrografía de la figura 18. 400X.



Figura 20. Sección transversal. Aspecto de las grietas radiales en la sección A-A indicada en la figura 9. 50X.

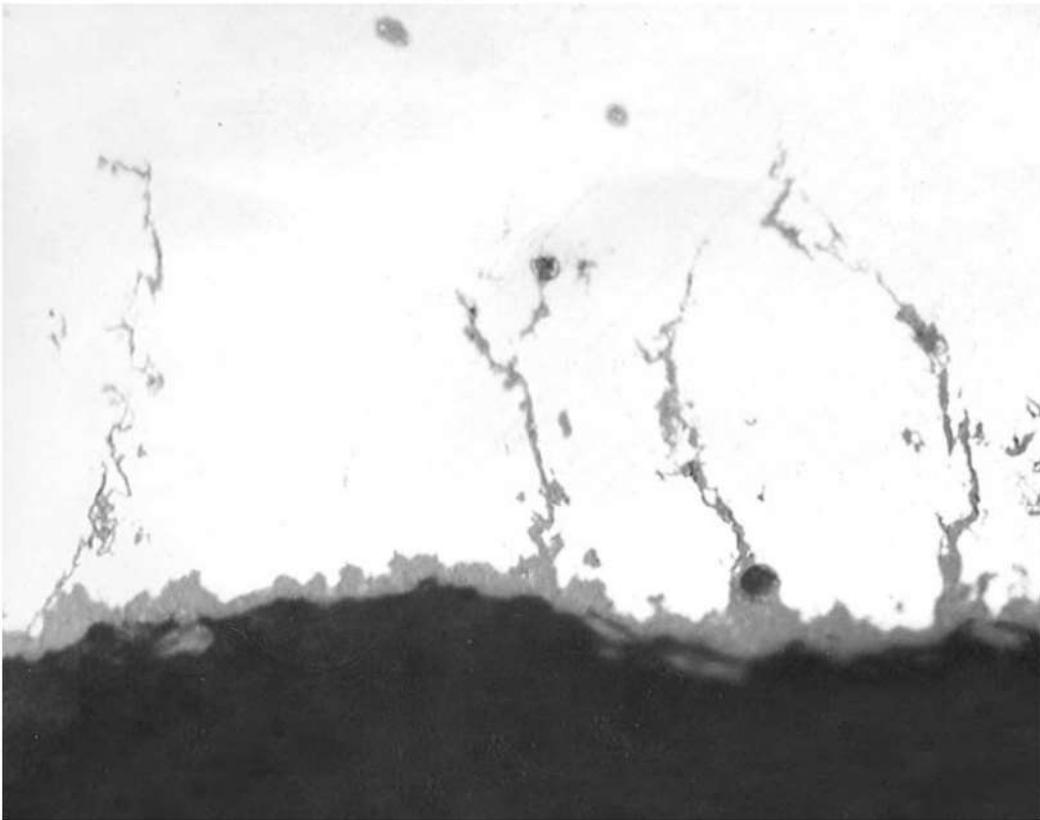


Figura 21. Sección transversal. Aspecto de la capa de óxido junto a la superficie indicada por la letra A en la figura 13. Se observan grietas a partir de las ranuras provocados por la oxidación. 1000X.

25

Análisis de falla en componentes de grúa

Tibério Cescon*, 1980

1. INTRODUCCIÓN

En el montaje de grúas de grande tamaño para la construcción de una central hidroeléctrica se produjo la rotura de tres componentes. Estos fueron enviados para estudio de las fracturas e identificados como: muestra A – tirante M36, pertenece a la cerradura de la columna donde será fijada la torre; muestra B – tirante M36, que fija la mesa de giro en el giro móvil; muestra C – perno M27, perteneciente a la grúa. Las muestras A y B se rompieron en la rosca después de la aplicación del torque especificado. La muestra C se partió en la cabeza con 50% del torque especificado. Los tirantes deben cumplir con la norma DIN 6914, y el perno, a la norma DIN 267 – clase 10.9. Según la norma DIN 6914, el nivel de resistencia de las barras también debe ajustarse a la clase 10.9 de la DIN 267.

2. ENSAYOS REALIZADOS

2.1. Análisis químico

Los tirantes y el perno fueron producidos con acero cromo-molibdeno del tipo 42CrMo4DIN 17200, adecuados para la clase 10.9 de la DIN 267 (tabla 1).

* Investigador responsable por el documento técnico

Tabla 1. Resultados del análisis químico

Elemento	Muestra A, Cantidad (%)	Muestra B, Cantidad (%)	Muestra C, Cantidad (%)
C	0.40	0.42	0.41
Si	0.29	0.37	0.34
Mn	0.63	1.08	0.89
P	0.016	0.016	0.015
S	0.019	0.021	0.018
Ni	0.17	0.22	0.044
Cr	1.00	1.09	0.94
Mo	0.26	0.28	0.23

2.2. Examen metalográfico y ensayo de dureza

El examen metalográfico evidencio, para todas las muestras, estructura de acero aleado templado y revenido (figuras 1 a 3). Las figuras 4 y 6 muestran anomalías observadas junto a la superficie de las tres muestras. Los resultados de dureza son mostrados en la tabla 2. La dureza Rockwell C indicada es de valor medio de cinco pruebas. El ensayo de dureza Brinell fue ejecutado con carga de 19400 N (3000 kgf), y esfera de 10mm y el valor indicado es el promedio de tres pruebas.

Tabla 2. Resultados de los ensayos de dureza en las escalas Rockwell C y Brinell

Muestra	HRC	HB
A	35	334
B	38	365
C	47	444

2.3. Examen fractográfico

Las figuras 7 a 9 muestran los resultados del examen macrofractográfico. La muestra A muestra una pequeña área más oscura del lado izquierdo que se rompió por un micromecanismo de fractura diversa del resto de la sección (figuras 10 y 11).

2.4. Examen dimensional

Los resultados muestran que los tirantes (muestras A y B) poseen fondo recto, no presentando redondeo. El perno M27 (muestra C) muestra un radio de redondeo de 0.48 +/- 0.05 mm. La norma DIN 13, hoja 15 pide un radio de redondeado mínimo de 0.4 mm para las barras M36 y 0.300 mm para el perno M27.

3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Tirante M36 (muestras A y B)

Los tirantes fueron sometidos a tratamiento térmico de templado y revenido, resultando dureza y microestructura correctas. El comportamiento deficiente de estos componentes debe atribuirse a la presencia de cantos vivos en el fondo del filete, que, además de actuar como concentradores de tensión, constituyen lugares preferenciales para la formación de grietas de templado y de fragilización por hidrógeno procedente del revestimiento electrolítico de zinc que los tirantes exhiben.

La muestra A muestra expansión volumétrica sub-superficial (*blísters*) junto a las inclusiones de sulfuro (figura 4) debido a la presencia de hidrógeno no removido después del cincado electrolítico. La zona intergranular en la superficie de fractura de la muestra A (figura 10) puede originarse en una de las dos hipótesis siguientes:

- a) pre-grieta de templado;
- b) grieta intergranular debido a la presencia de hidrógeno que se propagó después del montaje (*delayed fracture*).

En la muestra B, se encontraron grietas en la raíz del filete iniciando en los cantos vivos (ver figura 5), con características de grieta de templado, pero que también podría haber sido provocada por acción del hidrógeno en una región de alta concentración de tensiones, lo que explicaría que la rotura se produjo después de la aplicación del torque máximo.

3.2. Perno M27

El perno en examen se rompió debido a la insuficiencia de revenimiento en el tratamiento térmico y a la presencia de dobleces de forja en el radio de concordancia de la cabeza. El perno sufrió un templado, pero no fue revenido adecuadamente, resultando en una dureza de 444 HB, muy por encima del especificado (la norma DIN específica para la clase 10.9 un valor mínimo de 280 HB y máximo de 365 HB). La figura 6 muestra claramente que la grieta que provocó la fractura del perno fue nucleada en el fondo de una de los dobleces presentes en la región del radio de concordancia.

4. CONCLUSIONES

- La rotura de los tirantes M36 ocurrió por la presencia de cantos vivos en el filete de la rosca resultante de la utilización de rodillos para producir las roscas con perfil fuera de la especificación y falta de (o inadecuada) remoción del hidrogeno después del cincado electrolítico.
- La rotura del perno M27 fue causada por la forja inadecuada de la cabeza que dio origen a dobleces en el radio de concordancia de la cabeza con el cuerpo y dureza excesiva resultante del revenido insuficiente después del templado.

5. FIGURAS



Figura 1. Microestructura de la muestra A. Martensita revenida e inclusiones alargadas de sulfuro. Sección longitudinal. Nital. 400X.

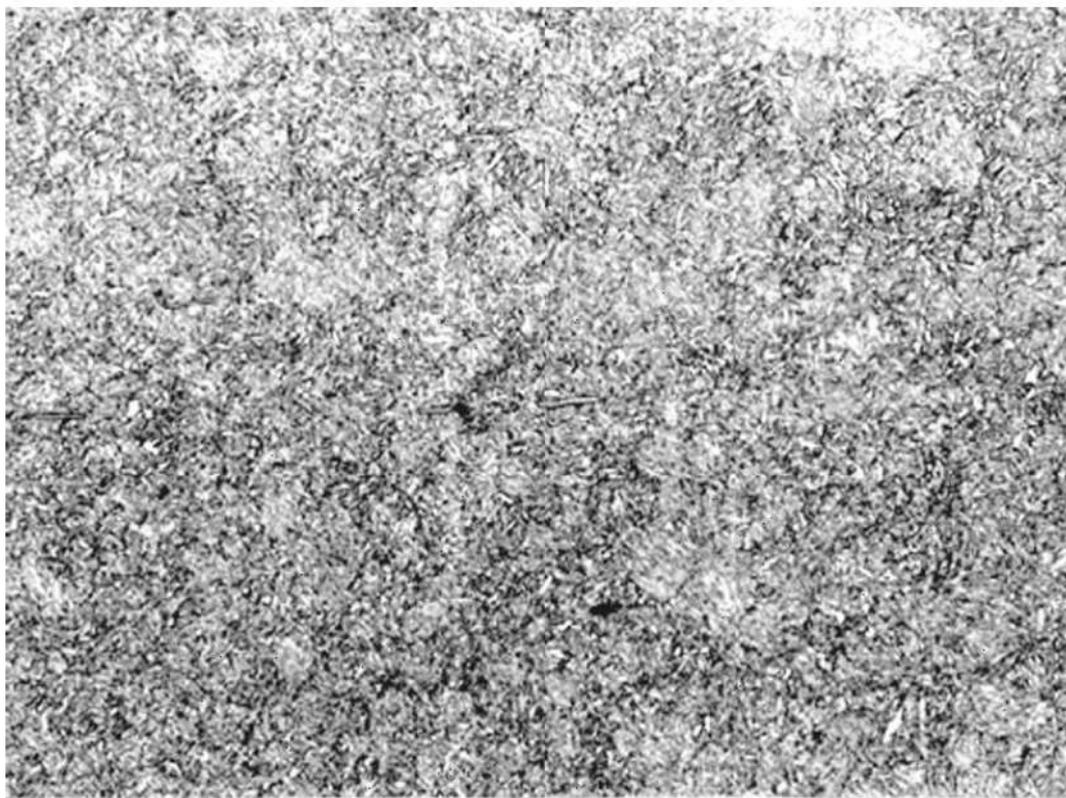


Figura 2. Microestructura de la muestra B. Martensita revenida y bainita con porcentaje bajo. Sección longitudinal. Nital. 400X.



Figura 3. Microestructura de la muestra C. Martensita revenida y bainita con porcentaje bajo. Sección longitudinal. Nital 400X.

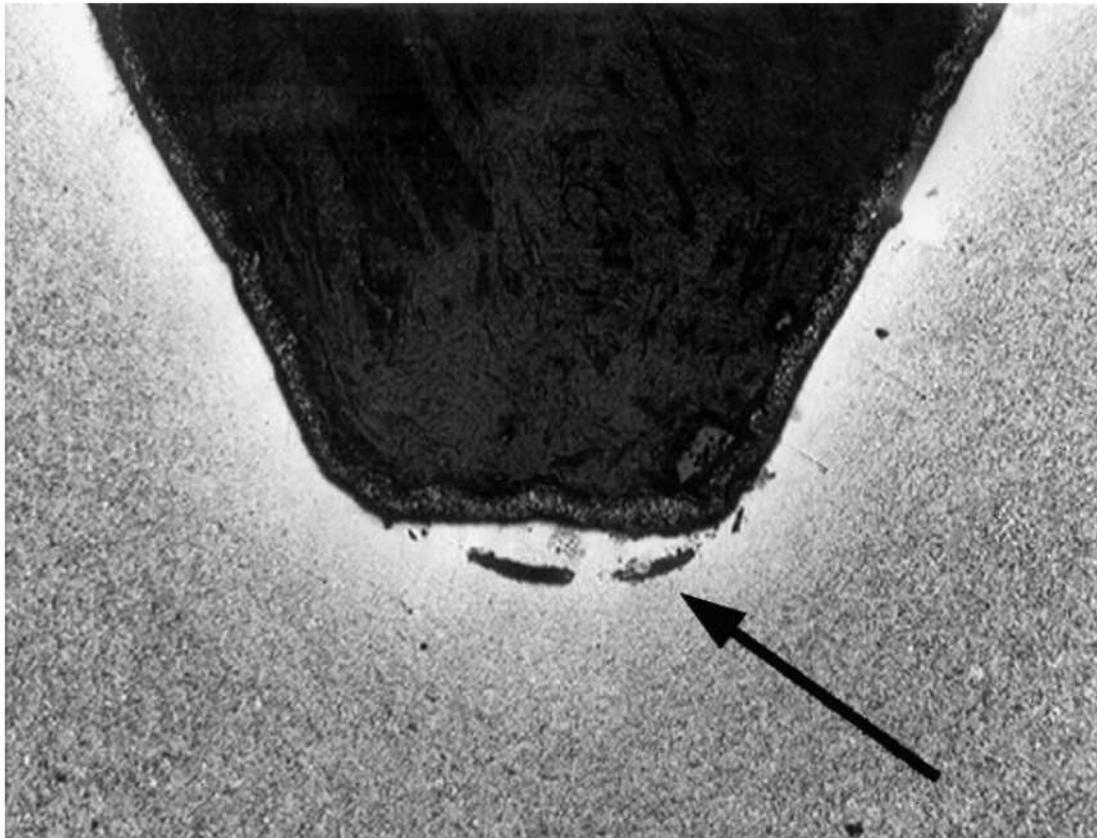


Figura 4. Muestra A: microestructura junto a la superficie en la región roscada. Rosca enrollada revestida por capa de zinc electrolítico. Se observa la presencia de defectos sub-superficiales resultantes de la expansión de gas (blisters), acompañando la orientación de las inclusiones. Sección longitudinal. Nital. 100X.

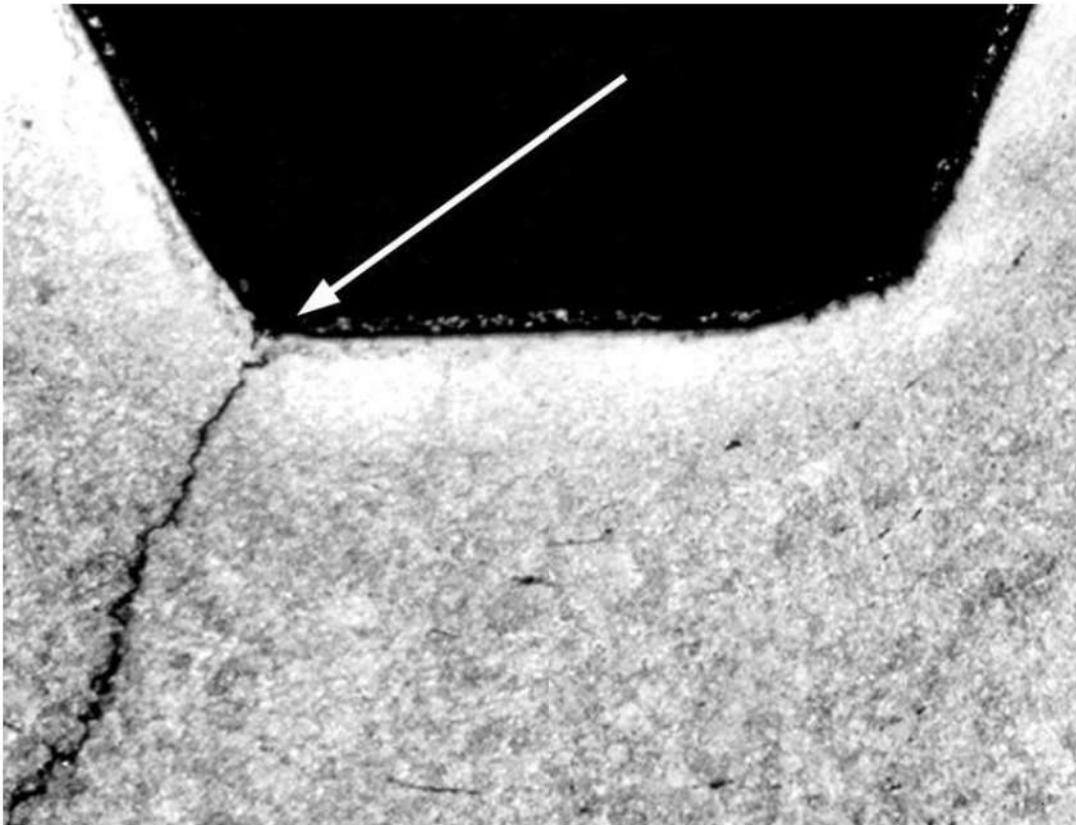


Figura 5. Muestra B: microestructura junto a la superficie en la región roscada. Rosca enrollada revestida por capa de zinc electrolítico. Se observa grieta intergranular iniciada en canto vivo (flecha), característica de templado. El perno está libre de descarbonación. Sección longitudinal. Nital. 150X.

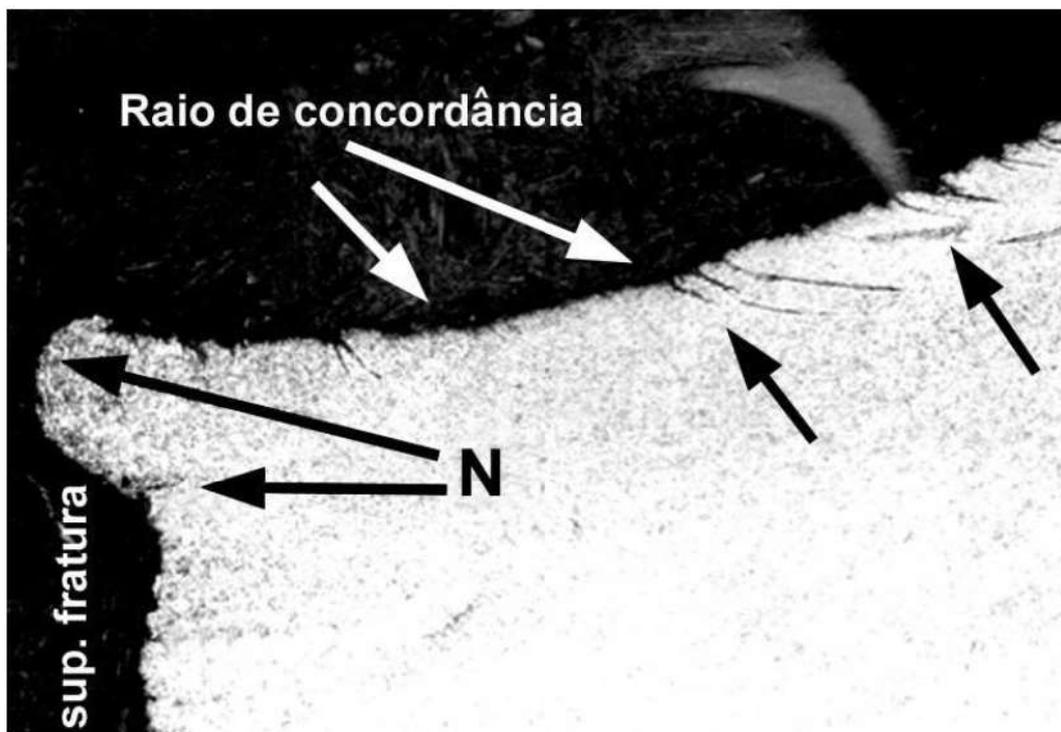


Figura 6. Muestra C: microestructura junto a la región del radio de concordancia del cuerpo del perno con la cabeza (local de rotura). Numerosos dobleces de forja (flechas) junto a la superficie. La grieta que provocó la fractura tiene origen en el fondo de un doblado de forja (N). Sección longitudinal. Nital. 100X.

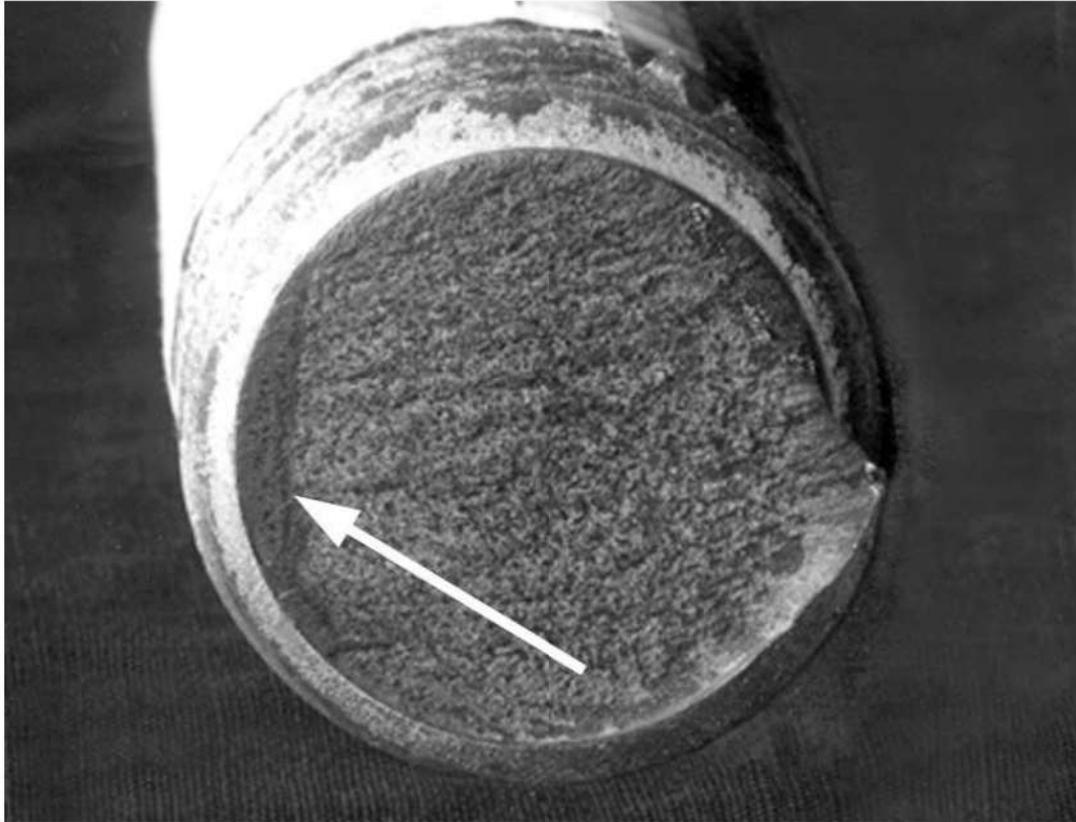


Figura 7. Muestra A. Fractura frágil iniciada en la grieta preexistente (flecha) en el fondo del filete.

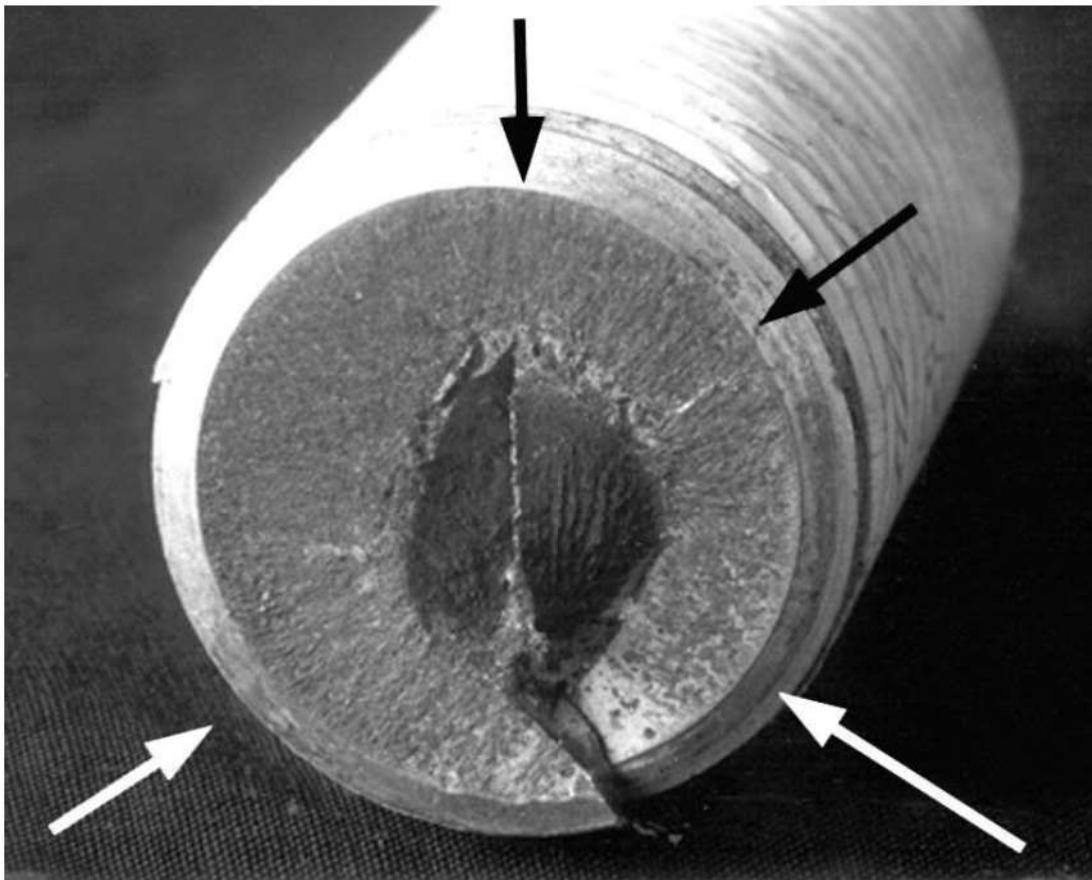


Figura 8. Muestra B. Fractura frágil con propagación radial desde el fondo del filete (flechas) hacia el centro.

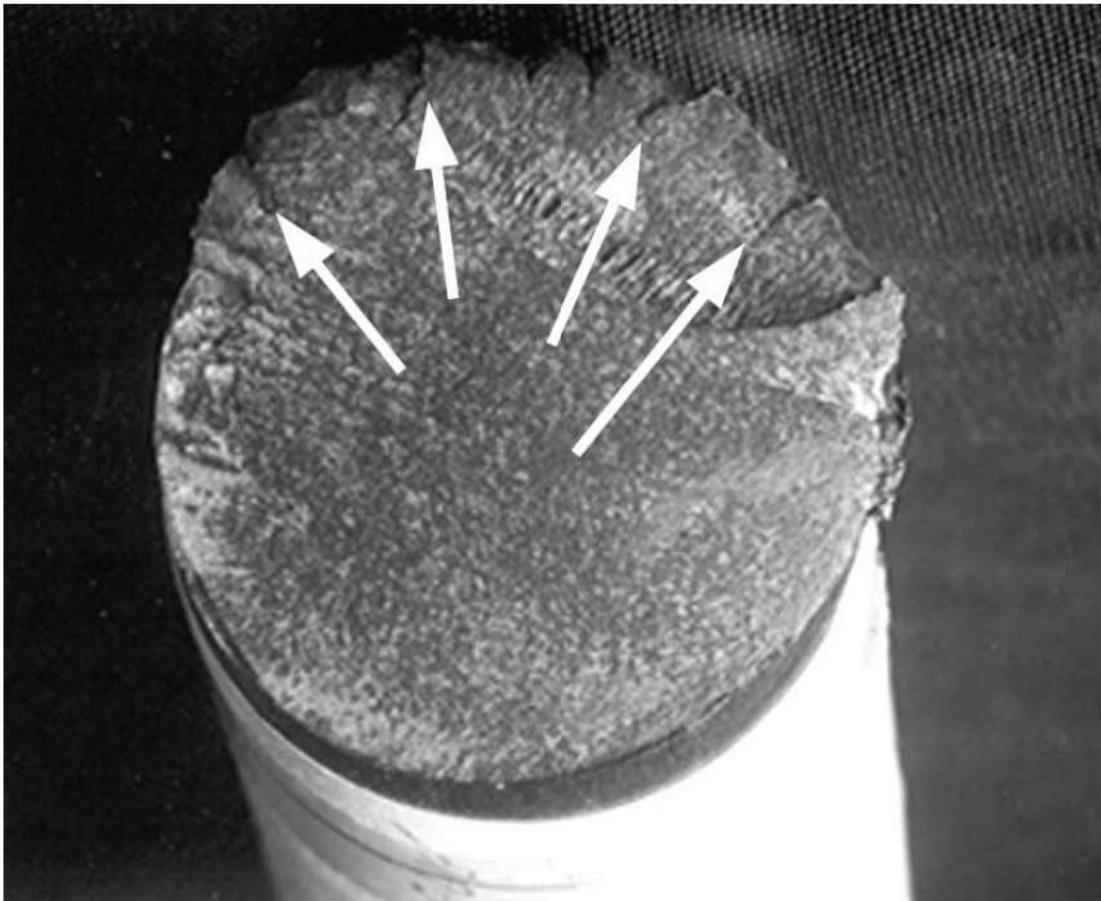


Figura 9. Muestra C. Fractura frágil con múltiple nucleación junto al radio de concordancia de la cabeza del perno (flechas). 1000X.



Figura 10. Muestra A. Aspecto de la superficie de fractura en la región de inicio de fractura. Fractura predominantemente intergranular. MEB-SEI. 1000X.

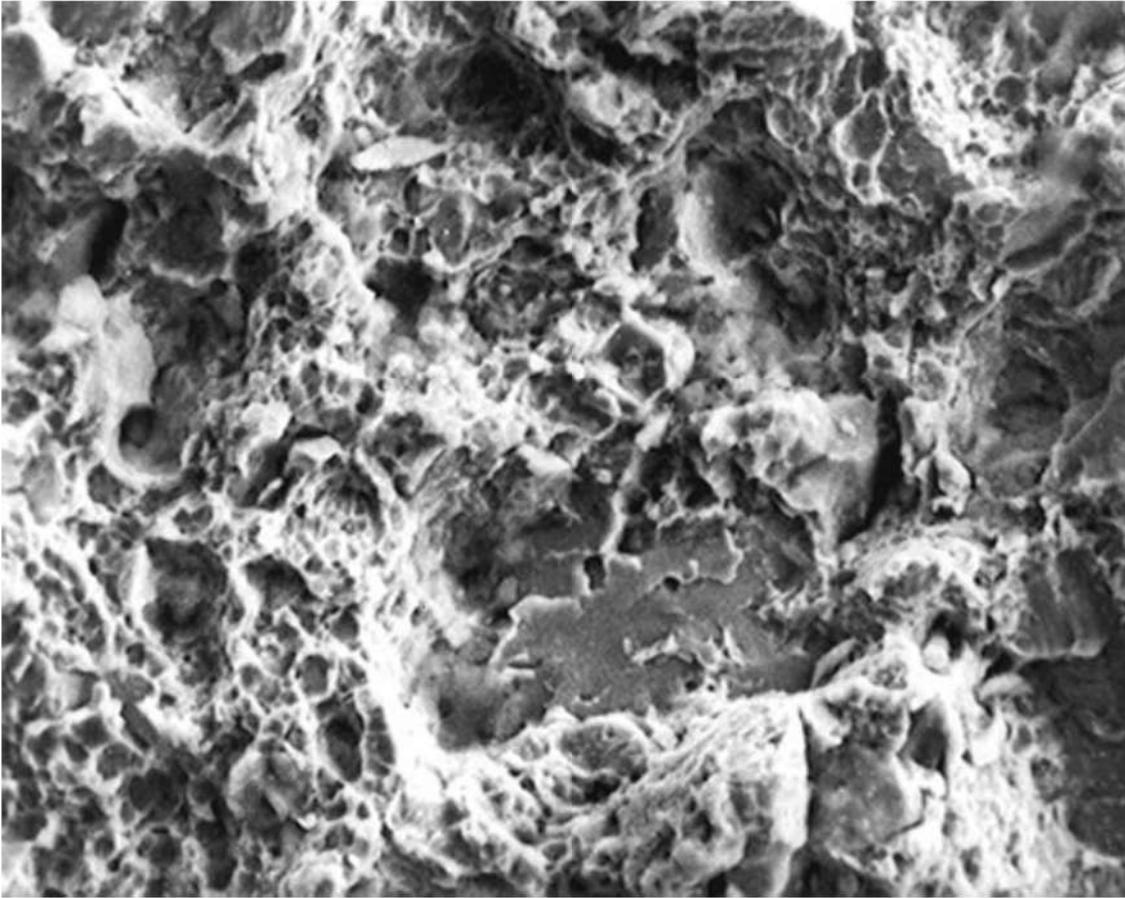


Figura 11. Muestra A. Aspecto de la superficie de fractura en la región de propagación de la grieta. Fractura mixta, preponderantemente por alveolos (dúctil). MEB-SEI. 1000X.

26

Análisis de falla en la base de silla giratoria

Cláudio A. Desideri* y Tibério Cescon*, 1981

1. INTRODUCCIÓN

Se realizó el examen microestructural de una base de silla giratoria fundida en aleación de aluminio, con dos palas rotas en el ensayo de compresión estática al ser alcanzada la carga de 775 kgf (ver figura 1).

2. EXÁMENES REALIZADOS Y RESULTADOS

2.1. Inspección visual y análisis químico

Las fracturas ocurrieron sin deformación plástica con origen en la extremidad inferior del nervio central de las palas (ver figura 2). El análisis químico (tabla 1) reveló que se trata de una aleación G-AlSi12(Cu) de la DIN 1725, con pequeñas desviaciones en los contenidos de manganeso y níquel.

2.2. Examen metalográfico

El examen metalográfico de la región del extremo inferior del nervio central de la pala no reveló la presencia de defectos de fundición (ver figura 3). Aunque se trate de una aleación con composición eutéctica, la microestructura del material en la

* Investigadores responsables por el documento técnico

región de la fractura es gruesa con cristales de silicio idiomorfos y agujas de grandes dimensiones (ver figura 4). Esta estructura evidencia la falta de un tratamiento de modificación que podría mejorar las propiedades mecánicas, particularmente la ductilidad. Para la aplicación en cuestión, aunque la base ha tenido un buen resultado en el ensayo de compresión estática, no tiene ductilidad necesaria para el tipo de responsabilidad inherente a una silla giratoria.

Tabla 1. Resultados del análisis químico

Elemento	Cantidad (%)	DIN 1725
Si	11.7	11.0 a 13.5
Mn	0.18	0.2 a 0.5
Fe	0.52	0.8 máx.
Ti	0.008	0.15 máx.
Zn	0.40	0.5 máx.
Cu	0.43	1.0 máx.
Mg	< 0.01	0.3 máx.
Ni	0.024	0.02 máx.
Sn	0.04	0.1 máx.

3. CONCLUSIONES

- La microestructura de la pala en la región de rotura es indeseable para la aplicación en cuestión, pues resulta en un comportamiento frágil del componente.
- La introducción y un tratamiento de modificación en el proceso de fundición deberá mejorar las propiedades mecánicas, particularmente la ductilidad.

4. FIGURAS

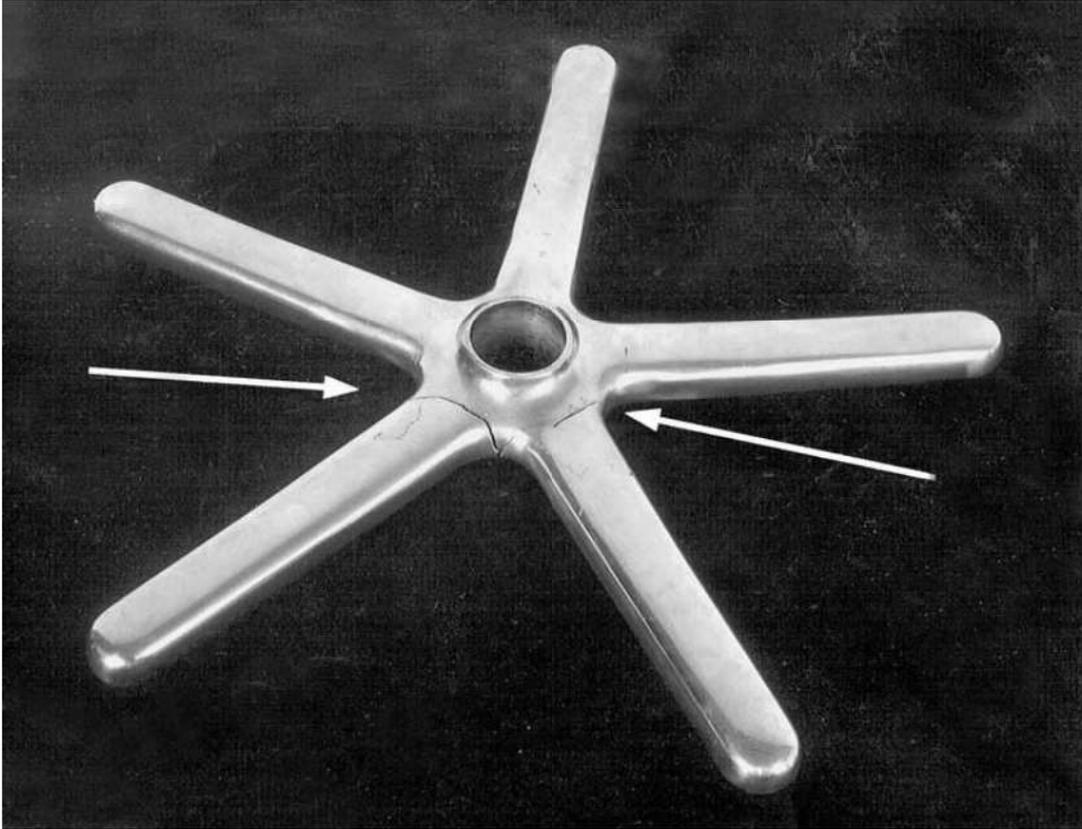


Figura 1. Aspecto de la base después del ensayo de compresión estático. Flechas muestran los lugares de rotura.

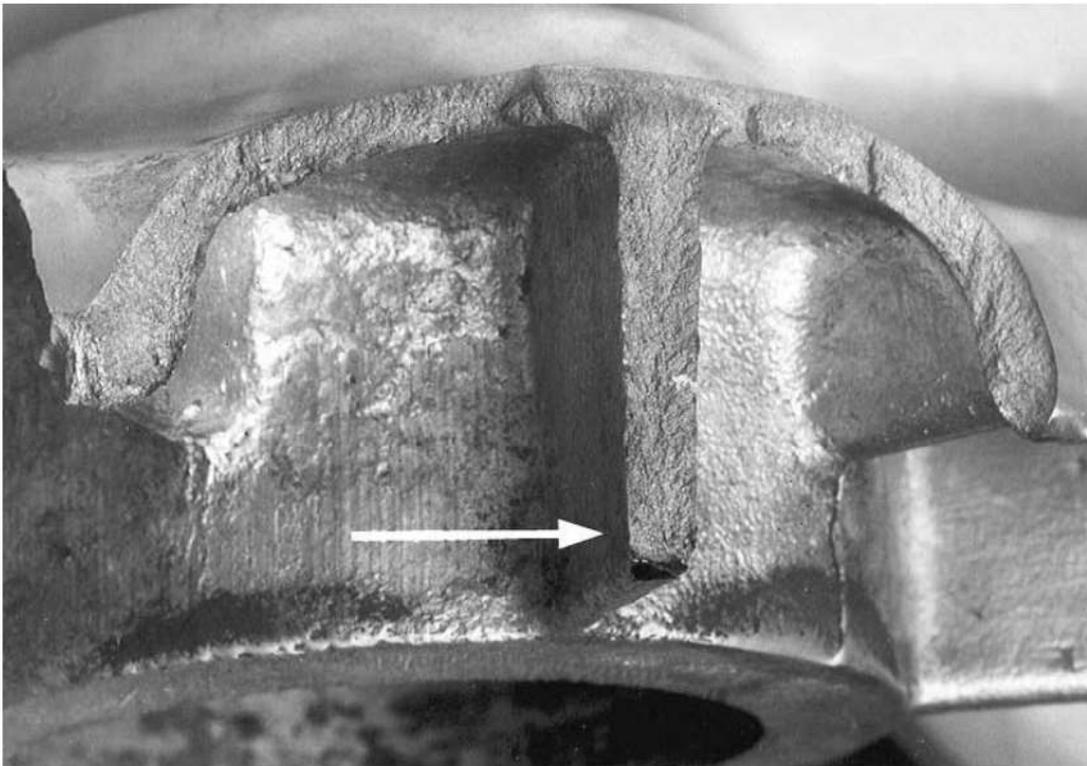


Figura 2. Aspecto de la superficie de fractura de las palas. Fractura de carácter frágil iniciada en el extremo inferior del nervio (flecha) central de la pala.

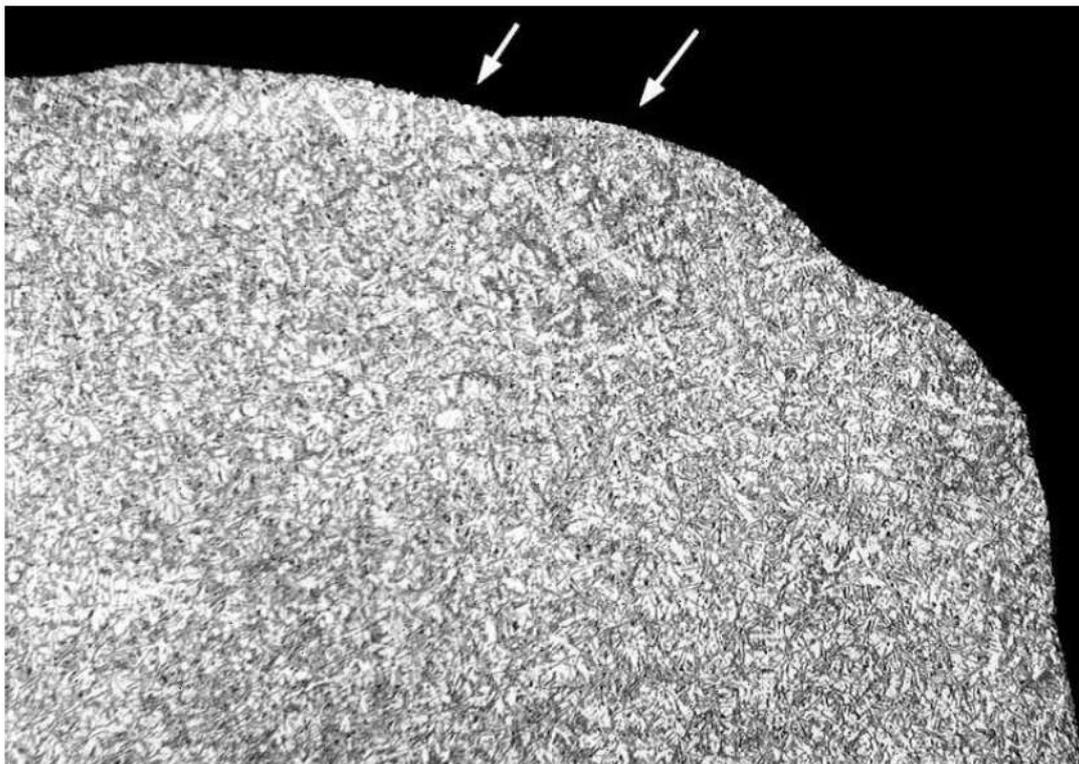


Figura 3. Microestructura del material en la región del extremo inferior del nervio central de la pala (flechas). Material sin defectos de fundición. Reactivo de ácido fluorhídrico. 50X.

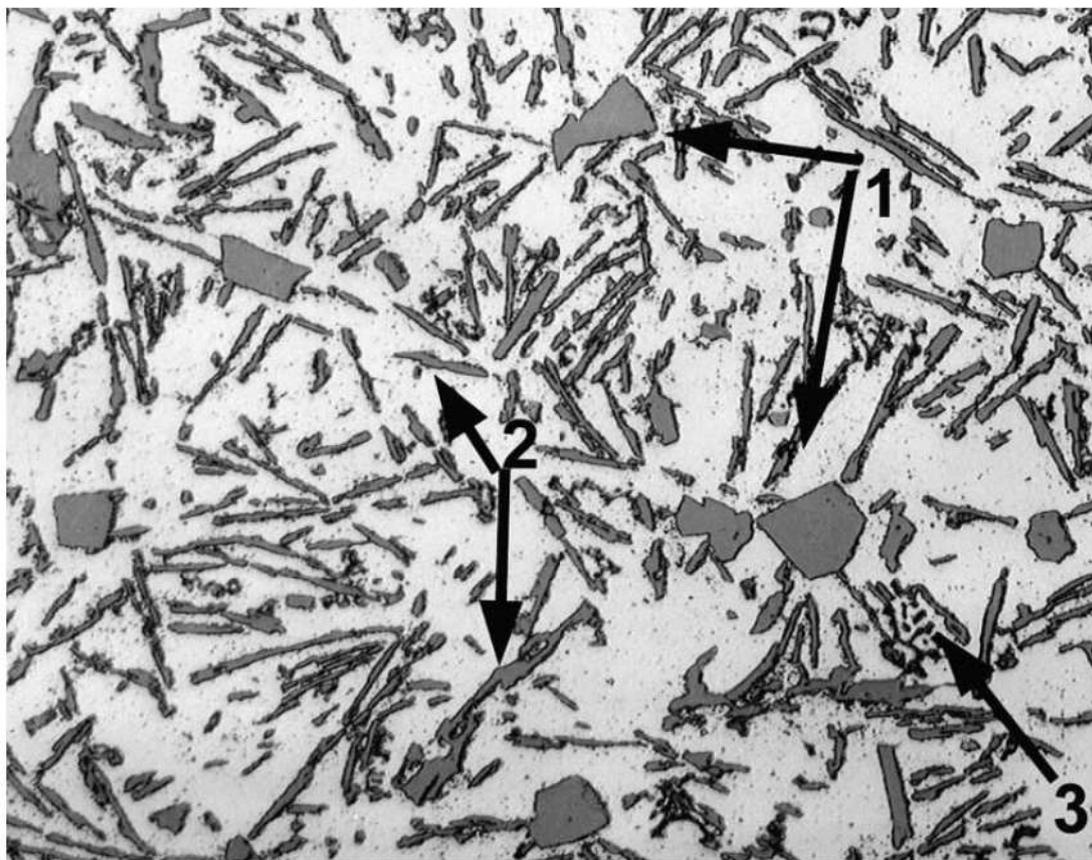


Figura 4. Cristales primarios de silicio (flechas 1), agujas gruesas de silicio (flechas 2) y precipitados intermetalicos (flecha 3) distribuidos en una matriz de aluminio. Reactivo de ácido fluorhídrico. 400X.

27

Examen preliminar de un puente colgante

Antônio C. Gomes*, Odair Caltabelotti*, Octávio G. S. Ricardo* y Paulo S. C. P. Silva*, 1981

1. INTRODUCCIÓN

El puente examinado se caracteriza por tener los cables de la catenaria reemplazados por una “barra de ojo” construida con placas de espesor de la orden de 5 cm, por 30 cm de ancho en las dos extremidades. Una vez pasado el chorro de arena para la remoción de la pintura antigua y de óxido, se notaron defectos en varias regiones en las proximidades de los ojales. Los ingenieros responsables del mantenimiento del puente sugirieron su examen preliminar.

2. INSPECCIÓN DEL PUENTE

Fueron examinados visualmente los ojales en cuestión, constatándose la presencia de defectos superficiales con aspecto característico de dobleces de conformación mecánica, distribuidos irregularmente sobre varias áreas de los ojales (ver figura 2), incluso a lo largo del espesor de los mismos (ver figura 3). La mayoría de estos defectos no se presentaba en los lugares previstos para las tensiones de tracción máxima. Sin embargo, en algunos casos, se observaron defectos junto a la región de máxima concentración de tensiones en los ojales (ver figura 4). Se constataron varias regiones de corrosión generalizada, con profundidad evaluada en hasta 12 mm, tanto en los ojales como en los pines. Algunas de estas regiones son

* Investigadores responsables por el documento técnico

inaccesibles, permitiendo apenas una inspección visual a distancia. En varios puntos, la corrosión toma la forma, en líneas generales, de una superficie cónica, con base de 3 a 4 cm, altura de la orden de 10 mm, terminando en un vértice esferoidal, con radio aproximado de 2 a 3 mm. En al menos un ojal, toda la anchura presenta tal tipo de corrosión. La corrosión generalizada y los “conos invertidos” forman un área estimada, a distancia, abarcando prácticamente toda la anchura, a lo largo de una longitud de 10 cm (ver figura 5). Las regiones examinadas se restringieron a las proximidades de los cuatro pines (dos en cada lado del puente, en las cadenas de anclaje en la altura de la vía carrosable), que había sido pasadas con chorro de arena.

Dentro, evidentemente, de las limitaciones impuestas por una inspección visual, muchas veces a la distancia, se concluye previamente:

- Teniendo en cuenta la descripción de los acoplamientos (eyebars)¹, en particular de las placas laminadas que son reubicadas en la región de los ojales, tales defectos deben haberse originado en la operación de reubicación. Una confirmación indirecta de este hecho sería la no existencia de tales defectos en las regiones de sección rectangular de los acoplamientos, que no pudieran ser examinadas pues ya se encontraban pintadas.
- Los demás defectos se debían obviamente a la corrosión generalizada, fácilmente explicable en un ambiente a la orilla del mar, sujeto a vientos frecuentes.
- No se notó en la superficie ninguna grieta típica de fatiga en una etapa avanzada de propagación que la tornara visible a simple vista.
- El aspecto era similar en las cuatro regiones examinadas.

3. RESUMEN DE INFORMACIONES

Tres puentes del mismo tipo fueron construidas. La primera en el Brasil y dos en los Estados Unidos. De estas, una colapso y las otras se encuentran intervenidas. El puente colapsado fue examinado, constatándose rotura inicial de un acoplamiento; desequilibrio del pin correspondiente (el cual une cuatro acoplamientos de un lado, con cuatro del otro); deslizamiento de los siete acoplamientos restantes a lo largo del pin inclinado; y el colapso del puente. Resultando de cálculos realizados: tensión admisible del acero de los acoplamientos: $\sigma_{adm} = 3800 \text{ kgf/cm}^2$; tensión real prevista: $\sigma = 3170 \text{ kgf/cm}^2$.

4. POSIBILIDAD DE SOBREVIVENCIA DEL PUENTE

A primera vista, esta es una estructura que se suele designar como *fail-safe*. Sin embargo, con la ausencia de bridas o tuercas en las extremidades de los pines, y

con el mínimo saliente de los mismos respecto a los ojales, en sus extremos, se entiende fácilmente que, si uno de los acoplamientos se rompe, toda la unión se convierte inestable, se desmonta y el puente colapsa. Se podría pensar en frenar tal movimiento de los ojales, introduciéndose un nuevo pin de aproximadamente 10.2 cm de diámetro en el agujero central de cada pin existente, sosteniendo este nuevo pin con bridas o tuercas enroscadas en sus extremidades, suficientemente resistentes (figuras 6 y 7-a). Sin embargo, la rotura de un acoplamiento puede inclinar el pin porque modifica el equilibrio de este, y los ojales estarán sujetos a una deformación transversal que, sumado a las fuerzas axiales, podría romperlos (figura 7-b). Esta solución no parece útil.

5. DATOS DEL PROYECTO

El proyectista y constructor del puente, Steinman2, inserto datos sobre el proyecto y la construcción de la misma. A continuación, se presenta un resumen de los datos más interesantes:

- Tensiones en las armaduras, tensiones calculadas: por el método aproximado = 18500 psi; por el método exacto 14500 psi.
- Barras (acoplamientos) *eyebars*: admisible 50000 psi = 3520 kgf/cm²; distribución mínima garantizada 75000 psi = 5280 kgf/cm²; rotura mínima garantizada 105000 psi = 7390 kgf/cm² (acero con carbono más elevado que los aceros estructurales comunes, templado y revenido).
- Cargas del diseño: peso propio en el tramo central = 4370 lb/pie – 4400 lb/pie (incluida la madera del tablero); tramo = 1114 pies; peso total = 2208 tn; carga útil (para el cálculo de la cadena) 1850 lb/pie, equivalente a 935 tn.
- Material de los pines de unión de los acoplamientos (*eyebars*): limite elástico = 60 a 65 ksi; rotura = 100 a 105 ksi.
- Peso de la tabla de madera y complementos: 2080 kgf/m.
- Peso de la vía carrosable (después de la reforma del puente): se estima, para un largo carrosable de 8.53 m y altura de 15 cm de concreto y asfalto, 3200 kgf/m o 1080 tn en el tramo colgante.
- Área de la barra: 138 cm².

6. ESTIMATIVA DE LA TRACCIÓN EN LA CADENA

- Peso propio (4 torres = 552 tn por torre) = 2208 tn; inclinación de las barras del tramo central, junto a las torres ~23.5°; tracción en la cadena debida al peso

propio, N: 1400 tn en 4 barras; tensión en una barra (eyebar): 2.54 tn/cm² debido al peso propio.

- Factores de aumento: concreto del piso: el maderamiento primitivo fue retirado y sustituido por un piso de concreto y asfalto (factor de aumento (f_1) y dado por: $f_1 = 1.17$); peso de los automóviles (se estima el factor de aumento (f_2) como siendo: $f_2 = 1.09$); factor total: $f_1 \cdot f_2 = 1.27$.
- Tensiones: tensión en una barra, debida al peso propio actual: 2.98 tn/cm²; tensión estimada total, en la sección uniforme de una barra: 448 tn en cada acoplamiento.
- Tensión máxima en el ojal:

$$\text{Tensión media: } \sigma_m = \frac{\frac{N_t}{2}}{(R_e - R_1)t} = 2.06t/cm^2 \quad (1)$$

Tensión máxima: ocurre en los puntos A (figura 7-c). Su determinación, en el régimen elástico, es hecha con mayor seguridad apenas por la fotoelasticidad. Puede ser evaluada, en este caso, como de la orden de 3.5 a 4. $\sigma_A = 3.5 \text{ a } 4 \cdot 2.06 \approx 7 \text{ a } 8 \text{ tn/cm}^2 > \sigma_{\text{fluencia}}$ y de la orden de σ_{rotura} .

Efectos plásticos: es común la tensión máxima ultrapasar la tensión de fluencia cerca de los puntos A. La plasticidad tiene un efecto benéfico, provocando una tendencia a la uniformización de las tensiones.

7. POSIBILIDAD DE APARICIÓN DE GRIETAS EN EL OJAL

La aparición de grietas de fatiga, que conducirán con mayor o menor rapidez a la rotura completa del ojal, depende de la amplitud de la variación de las tensiones superpuestas a la tensión uniforme y del número de repeticiones o ciclos. En el puente estudiado, la variación de las tensiones entre el puente con 0.667 tn/m debido a los automóviles (valor aquí arbitrario apenas como referencia) será dada por f_2 (1.09). ósea:

$$\sigma_{\text{medio}} \cong \frac{f_2 + 1}{2} \sigma_2 \cong 3.75t/cm^2 \quad (2)$$

$$\Delta\sigma = \text{amplitud} \approx (1.09 - 1.05) \sigma_2 = 0.04 \sim 0.05 \cdot \sigma_2$$

Esto es, una variación de $\pm 5\%$ $0 \pm 0.16 \text{ t/cm}^2$. Tal valor, en un diagrama de Goodman, indica una vida bastante larga, lo que confiere con los 55 años de uso del puente. Sin embargo, hasta la inauguración de un nuevo puente, todo el tráfico de camiones y ómnibus pasaba por el puente en cuestión, lo que elevo aquella amplitud durante muchos años, a lo largo de los cuales el peso de los ómnibus y camiones aumentarían continuamente. El viento puede ser un excitador de vibraciones

naturales en la cadena, principalmente en los tramos entre las torres y respectivos anclajes, donde:

$$D \cong \left[90m \cdot 0.35m \cdot \frac{1}{16} \cdot V^2 \right] C_D = 2C_D V^2 \quad (3)$$

Si $C_D = 0.8$, $D \approx 1.6 V^2$

Si $V = 36 \text{ km/h} = 10 \text{ m/s}$, $D = 160 \text{ kgf}$

Si $V = 108 \text{ km/h} = 30 \text{ m/s}$, $D = 1440 \text{ kgf}$

Teniendo en vista que la cadena es prácticamente recta por el hecho de estar traccionada, el arrastre puede generar aumentos ponderables de tracción mismo estáticamente, dependiendo de su mayor o menor rigidez transversal. Tal efecto, sumado aquellos causados por vibración transversal de la cadena, puede llegar a niveles elevados de variaciones de tensiones. En el lugar, con un viento evaluado groseramente en 40 km/h o 10 m/s , se podía notar fácilmente, con la mano, la vibración lateral de la cadena de anclaje.

8. EFECTO DE LA CORROSIÓN GENERALIZADA

Nos parece que el efecto más grave sobre la resistencia del puente sea por corrosión generalizada. Como observado anteriormente, fue observada un área apreciable de corrosión justamente en la región de mayor concentración de tensiones. Tenemos entonces factores adicionales de concentración de tensiones: f_c – debido a la reducción de área, por la corrosión, evaluado en 1.1 (reducción de 10% de la área resistente); f_g – debido a la influencia de la geometría de la superficie corroída, es de difícil evaluación, pues depende de los radios mínimos, pero un valor representativo puede ser 2.0. Por ahí se ve que hay fuertes posibilidades de factores de ocurrencia del orden de 2.2 (o más) en una zona donde la geometría del ojal conduce a un factor inicial de concentración de tensiones de la orden de 3 a 4. Se debe, todavía, considerar que el ambiente marítimo puede aumentar la velocidad de propagación de las grietas.

9. COLAPSO DEL PUENTE POINT PLEASANT EN RIO OHIO

Bennett y Mindlin³ publicaron los resultados de los estudios realizados para determinar la(s) causa(s) del colapso de este puente, ocurrido en diciembre de 1967. Este puente fue proyectada sobre los mismos principios del puente en cuestión, con acoplamientos presumiblemente del mismo material, acero SAE 1060 (0.61%C, 0.65%Mn, 0.03%S), laminado, reubicado en las extremidades, templado en agua y revenido por 2 horas a 640°C , con módulo de elasticidad mínimo garantizado de 75000 psi (5820 kgf/cm²). La tensión admisible en los acoplamientos era también de

50000 psi (3520 kgf/cm²). El colapso ocurrió en consecuencia de la fractura frágil de un acoplamiento, a lo largo de la sección diametral del ojal.

El examen de la superficie de la fractura reveló que ella se propagara a partir de dos grietas preexistentes, que se presentan originalmente cubiertas por una capa de óxido adherida, y que tenían las dimensiones mostradas en la tabla 1.

El examen metalográfico reveló: (i) numerosas grietas partiendo del hueco del ojal, bastante ramificadas, características de corrosión sobre tensión; (ii) descarburación superficial del material del acoplamiento; (iii) estructura martensítica heterogénea en consecuencia de baja templabilidad del acero empleado. La inspección de otros acoplamientos por varias técnicas no-destructivas probó ser extremadamente difícil en consecuencia de la presencia de productos de corrosión en la superficie y el daño causado por las técnicas de limpieza intentadas. Los ensayos mecánicos tradicionales en cuerpos de prueba retirados del acoplamiento fracturado dieron los resultados mostrados en las tablas 2 y 3.

Tabla 1. Dimensiones de las pre-grietas

Parámetro	Grieta mayor (cm)	Grieta menor (cm)
Profundidad (a)	0.3	0.1
Longitud en la superficie (2c)	0.71	0.51
a/2c	0.43	0.20

Tabla 2. Resultados del ensayo de tracción

Localización	Límite de fluencia (kgf/cm ²)	Límite de resistencia (kgf/cm ²)
Superficie	6056	8535
Centro	4993	8253
Estimado para el acoplamiento	5704	8451

Tabla 3. Resultados del ensayo Charpy V

Temperatura (°C)	Superficie (kgf.m)	Centro (kgf.m)
0	0.30	0.36
24	0.32	0.48
100	2.03	1.74

Estos resultados muestran que, a pesar de que el acero satisface las exigencias en cuanto a la resistencia, se presenta extremadamente frágil. Otros ensayos fueron realizados, tales como: susceptibilidad al agrietamiento por hidrogeno,

susceptibilidad a la corrosión sobre tensión en la presencia de H₂S, velocidad de propagación de grieta sobre tensiones alternadas (fatiga) y, en particular, la tenacidad a la fractura a través del parámetro K_{IC} (ver tabla 4).

Tabla 4. Resultados de tenacidad a la fractura

Temperatura (°C)	K_{IC} (kgf.cm ⁻¹)
-18	3570
0	4690
21	5100

A partir de la ecuación de Irwin (ecuación 4) se puede determinar un intervalo para el valor de la tensión que provoco fractura frágil a partir de las grietas preexistentes⁴, encontrándose tensiones de la orden del límite de fluencia del material (5300 kgf/cm² < σ < 6000 kgf/cm²).

$$K_{IC} = 1.1\sigma \sqrt{\frac{\pi a_{cr}}{Q}} \quad (4)$$

Dónde: σ = tensión de trabajo; a_{cr} = tamaño crítico de la grieta; y Q = factor de forma de la grieta, función de $a/2c$. Bennett y Mindlin³ concluyeron todavía que las grietas preexistentes fueron provocadas por corrosión sobre tensión, probablemente debido a la presencia de H₂S.

10. COMPARACIÓN CON LAS CONDICIONES DEL PUENTE EN ESTUDIO

El material y el proceso de fabricación de los acoplamientos del puente en estudio son probablemente los mismos a la del puente Point Pleasant, debiendo, por lo tanto, esperarse características mecánicas análogas a las encontradas por Bennett y Mindlin. Las tensiones de tracción junto al hueco del ojal de los acoplamientos alcanza, una estimativa conservadora, el límite de fluencia del material. El colapso de la puente Point Pleasant ocurrió cuando la temperatura ambiente era aproximadamente 0°C. Rehaciéndose los cálculos del ítem anterior, tomándose los valores de K_{IC} a la temperatura ambiente (21°C) y tensiones iguales al límite de fluencia (5280 kgf/cm²), se encuentra el tamaño crítico de dos grietas (una esbelta y otra con características geométricas iguales al del puente Point Pleasant) capaces de provocar fractura frágil (ver tabla 5).

Tabla 5. Valores de tamaño crítico de la grieta

Tipo de grieta	a (cm)	2c (cm)
Geoméricamente semejante a la de la Point Pleasant	0.30	0.84
Esbelta ($a/2c < 10$)	0.20	2

Como se sabe, la ocurrencia de corrosión sobre tensión depende de la conjugación de tres factores principales: material susceptible, tensiones de tracción y medio específico capaz de provocar el agrietamiento del material. Como el medio ambiente en el puente estudiado es evidentemente diferente de aquella de la Point Pleasant, en la ausencia de informaciones sobre las características de este medio, como, por ejemplo, presencia de H₂S no se puede afirmar que corrosión sobre tensión ocurrirá en sus acoplamientos. Entretanto, otros mecanismos, tales como fatiga y/o *fretting*, podrían provocar el apareamiento de grietas en regiones de difícil inspección (hueco en el ojal), convirtiéndose prácticamente imposible su detección antes de la ocurrencia de fractura catastrófica, teniendo en vista el tamaño crítico extremadamente pequeño que estas grietas deberían alcanzar debido a la fragilidad del material.

11. CONCLUSIONES

- De lo expuesto, es razonable concluir que hay riesgo de un colapso total del puente. Se puede afirmar que tal riesgo es grande, todavía que no sea posible estimarse la sobrevida. Dada la importancia de la decisión de mantener el puente en uso (con riesgo para sus usuarios) o intervenirlo (con gran incomodidad para la población local), recomendamos la intervención del puente; adopción de medidas de seguridad teniendo en vista el posible colapso repentino del puente sobre su propio peso, y la apreciación de las razones expuestas, por otros ingenieros.
- Se sugiere que un programa de ensayos sea iniciado en el sentido de verificar las cargas actuantes, las características del material, particularmente tenacidad, y la agresividad del medio.

12. REFERENCIAS

1. STEINMAN, D. B. Suspension bridges. New York: John Wiley, 1929.
2. GROVE, W. G.; STEINMAN, D. B. The eyebar cable suspension bridge at Florianópolis – Brazil. Transactions of the American Society of Civil Engineers, v. 92, p. 266, 1928.

3. BENNETT, J. A.; MINDLIN, H. *Journal of Testing and Evaluation*. ASTM, v. 1, n. 2, Mar. 1973.
4. HERTZBERG, R. W. *Deformation and fracture mechanics of engineering materials*. 1976.

13. FIGURAS



Figura 1. Aspecto general de un puente tipo colgante.

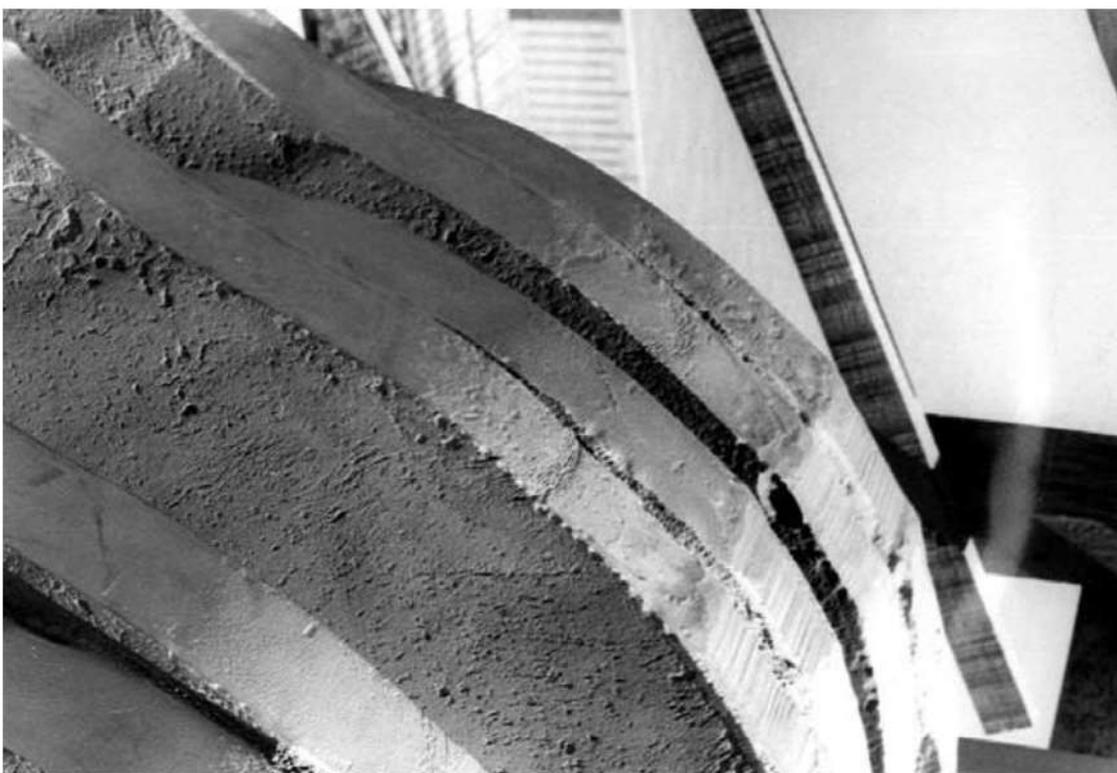


Figura 2. Aspecto típico de los ojales examinados. Se notan los defectos superficiales característicos del doblado de conformación mecánica, presentes en varias regiones de los ojales.

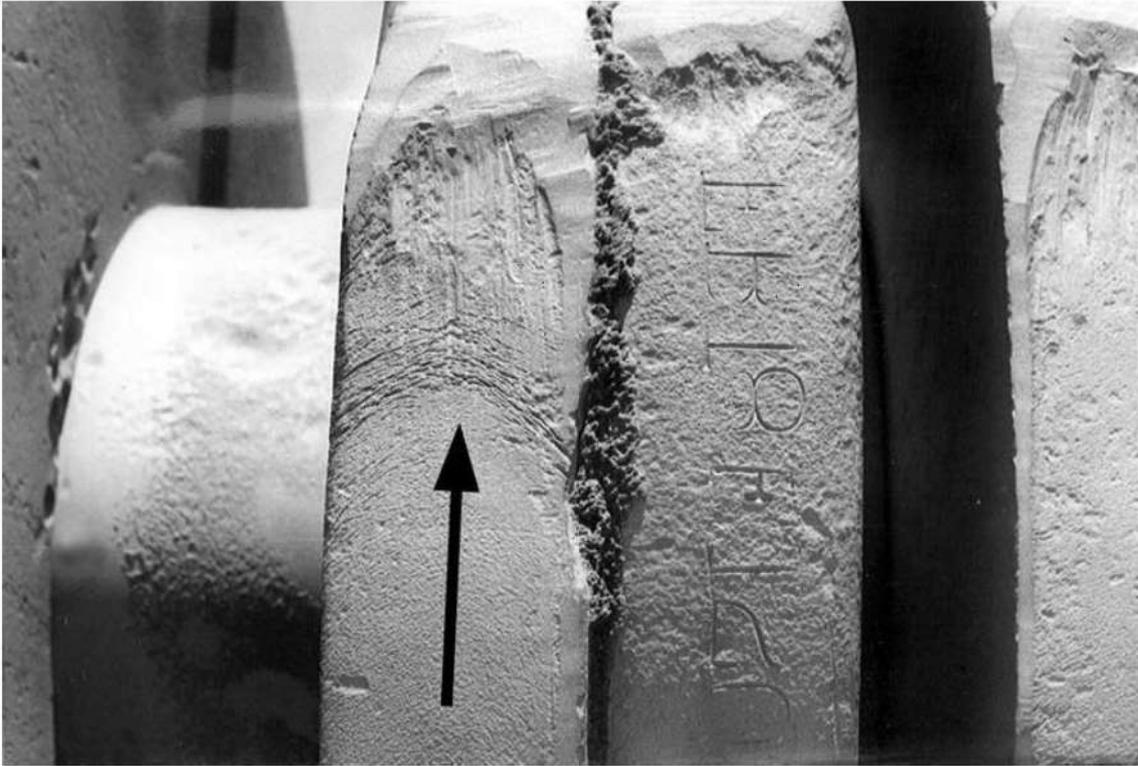


Figura 3. Aspecto del espesor de algunos ojales, en uno de ellos se observa, con detalle, la presencia de defectos característicos de doblado de conformación mecánica (flecha).

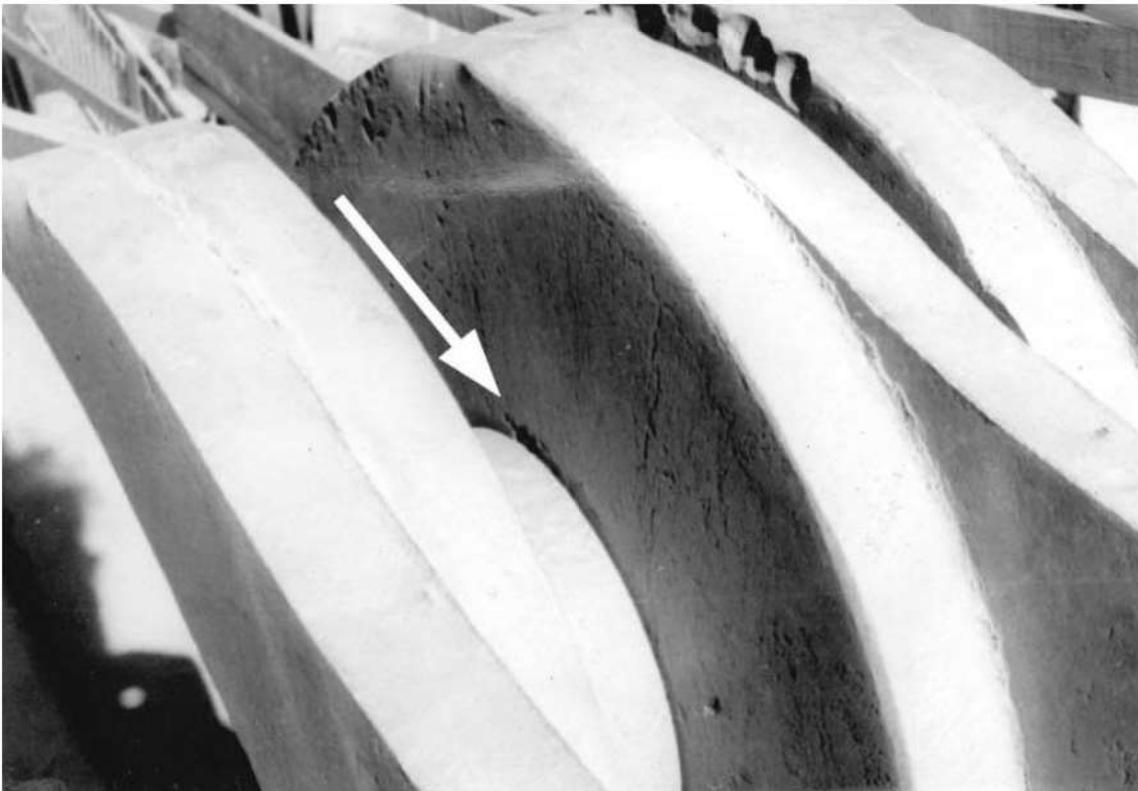


Figura 4. Aspecto de algunos ojales, mostrando que en uno de ellos los defectos superficiales se extienden hasta regiones de máxima concentración de tensiones del ojal (flecha). Ver figura 7-c.

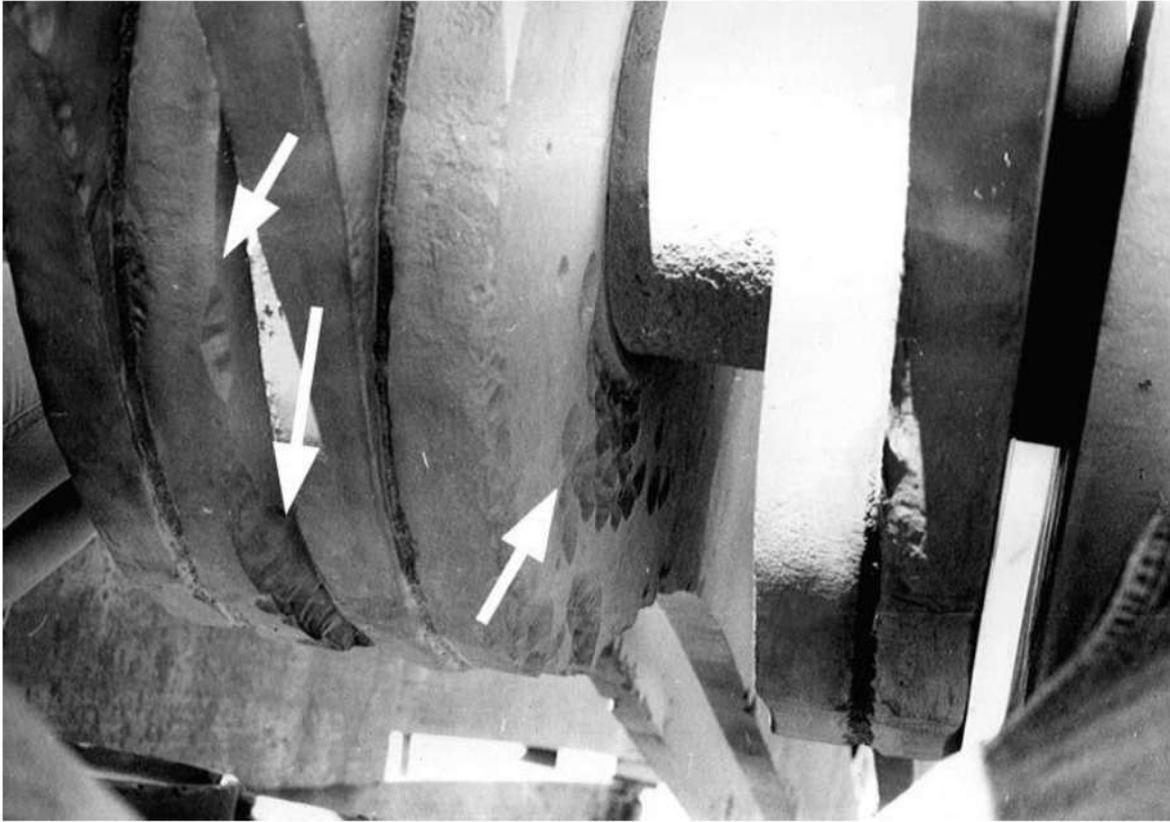


Figura 5. Aspecto de un ojal donde la corrosión generalizada, con la formación de superficies cónicas, abarca prácticamente todo el largo del ojal (flechas), en un rango de cerca de 10 cm.

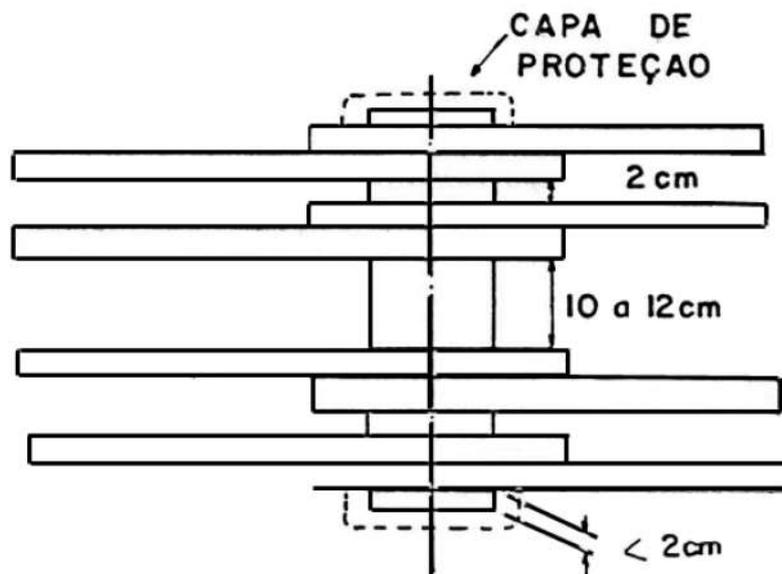


Figura 6. Ejemplar de junta. La distribución de los acoplamientos varía a lo largo de la cadena.

28

Análisis de fallas en el cubo de rueda de tren de aterrizaje

Hamilton L. Ito* y Tibério Cescon*, 1981

1. INTRODUCCIÓN

El objetivo de este trabajo es determinar las causas de la rotura de un cubo de la rueda del tren de aterrizaje principal que ocurre durante la operación de una aeronave.

2. EXÁMENES REALIZADOS Y RESULTADOS

2.1. Análisis químico

La composición química del material atiende a la especificación para la aleación 2014 (ANSI/ASTM B247), conforme a los resultados mostrados en la tabla 1. Esta aleación de aluminio es tradicionalmente utilizada en la fabricación de ruedas de las aeronaves.

2.2. Inspección visual y examen metalográfico

Las figuras 1 a 3, muestran respectivamente la pieza como recibida, detalle de la región fracturada y el aspecto de la superficie de fractura, donde se puede observar

* Investigadores responsables por el documento técnico

la presencia de cuatro regiones distintas, que fueron identificadas como I, II, III y IV. Las regiones II, III y IV son características de fatiga. La superficie I, mostrada en la figura 4, no exhibe evidencias de área con propagación por fatiga. El examen metalográfico efectuado en corte paralelo a la superficie de la fractura I reveló una microestructura con intensa precipitación de intermetálicos en el contorno de grano (figura 5), evidenciando un estado de súper envejecimiento del material.

Tabla 1. Resultados del análisis químico

Elemento	Valor (%)	AA2014
Cu	4.5	3.9-5.0
Fe	0.2	0.7 máx.
Mg	0.68	0.20-0.8
Mn	0.66	0.40-1.2
Si	0.85	0.50-1.2
Ti	0.043	0.015 máx.
Al	balanceado	balanceado

2.3. Ensayo de dureza

El ensayo de dureza Brinell efectuado con una carga de 4.904 N (500 kgf) y esfera de 10 mm de diámetro ofreció un valor medio de 116 HB. Para esta aleación, con tratamiento T6, se espera valores alrededor de 135 HB, confirmando el estado de súper envejecimiento del material (baja dureza). Mediciones de dureza Rockwell C en la región de trabajo de las válvulas del freno ofrecieron un valor medio de 22 HRC, muy inferior al mínimo de 38 HRC, recomendado por el fabricante.

3. DISCUSIÓN

Los resultados indican que la rueda sufrió un apreciable calentamiento que provocó agrietamiento en la brida (región I de la superficie de la fractura). Esta grieta, no siendo removida por mecanizado, propició el desarrollo de una grieta de fatiga circunferencial (región II de la superficie de la fractura) y posteriormente fatiga por torsión en el cubo (regiones III y IV de la superficie de fractura).

4. CONCLUSIÓN

La rotura de la pieza ocurrió por fatiga que tuvo inicio en la grieta de naturaleza térmica ocurrida en la brida.

5. FIGURAS



Figura 1. Aspecto en la rueda como recibida. La flecha indica la región fracturada.

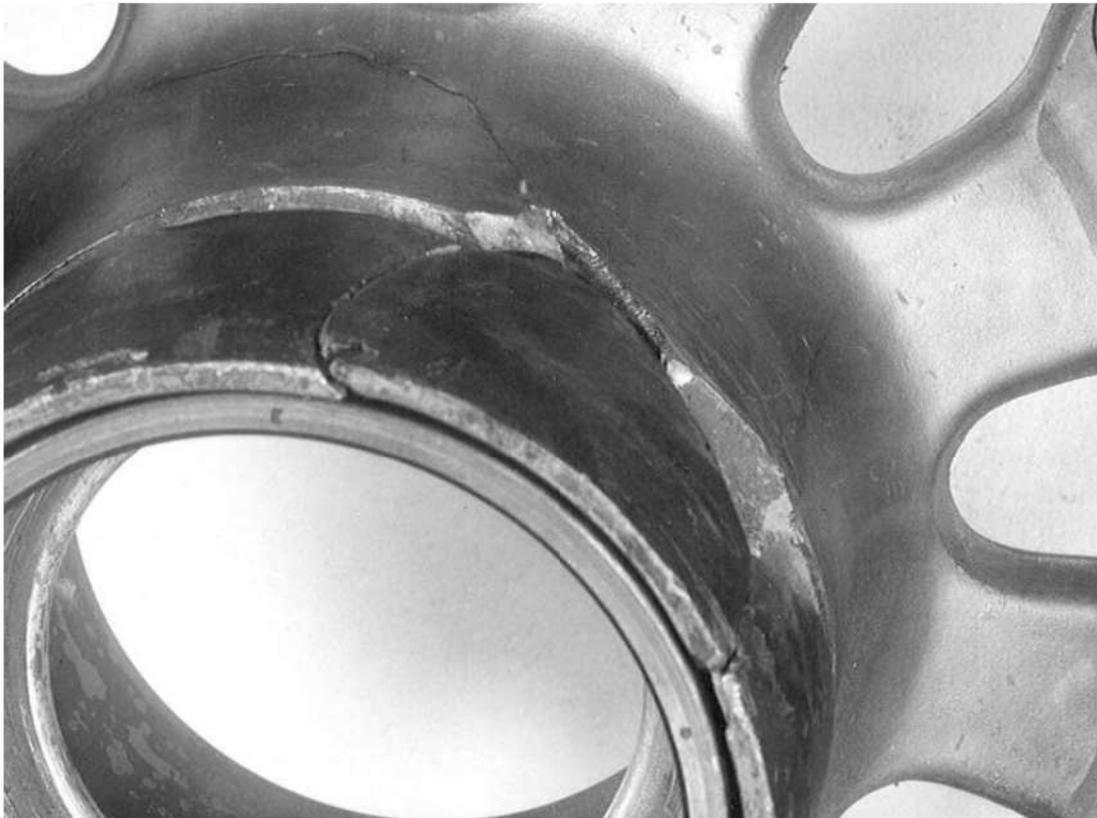


Figura 2. Detalle mostrando la región de la fractura

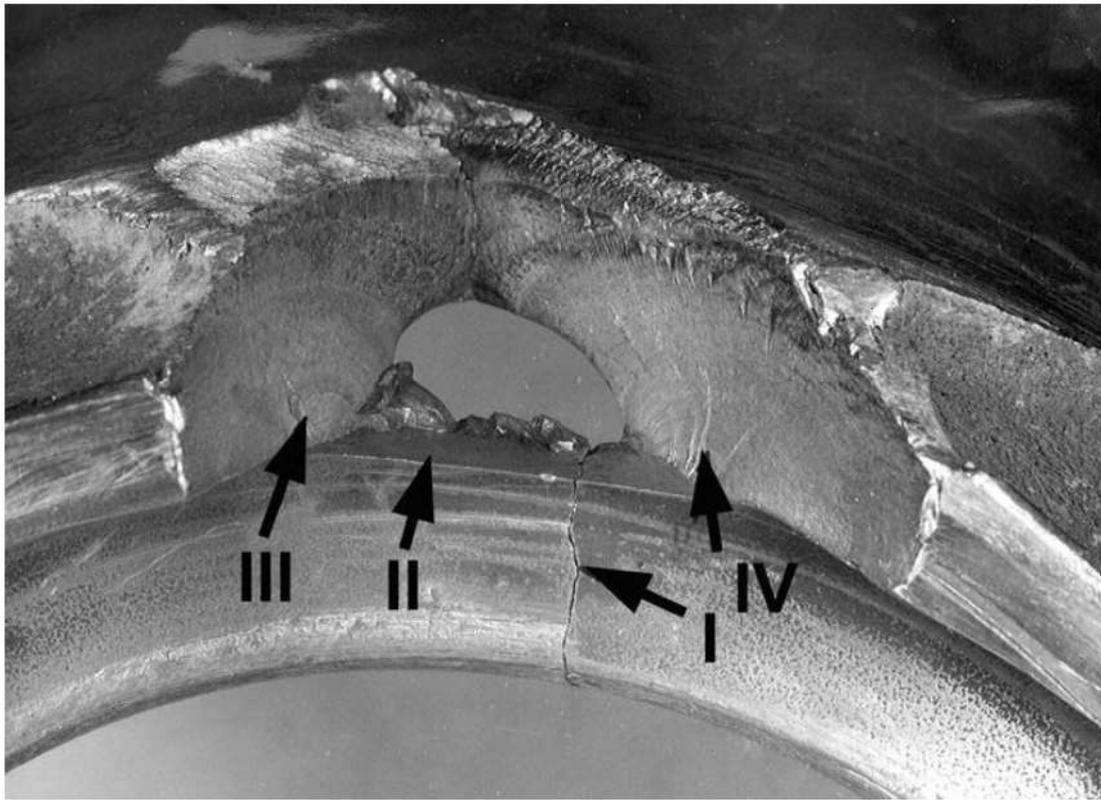


Figura 3. Aspecto de la superficie de fractura. Las regiones II, III y IV sufrieron rotura con desarrollo progresivo de la fatiga.

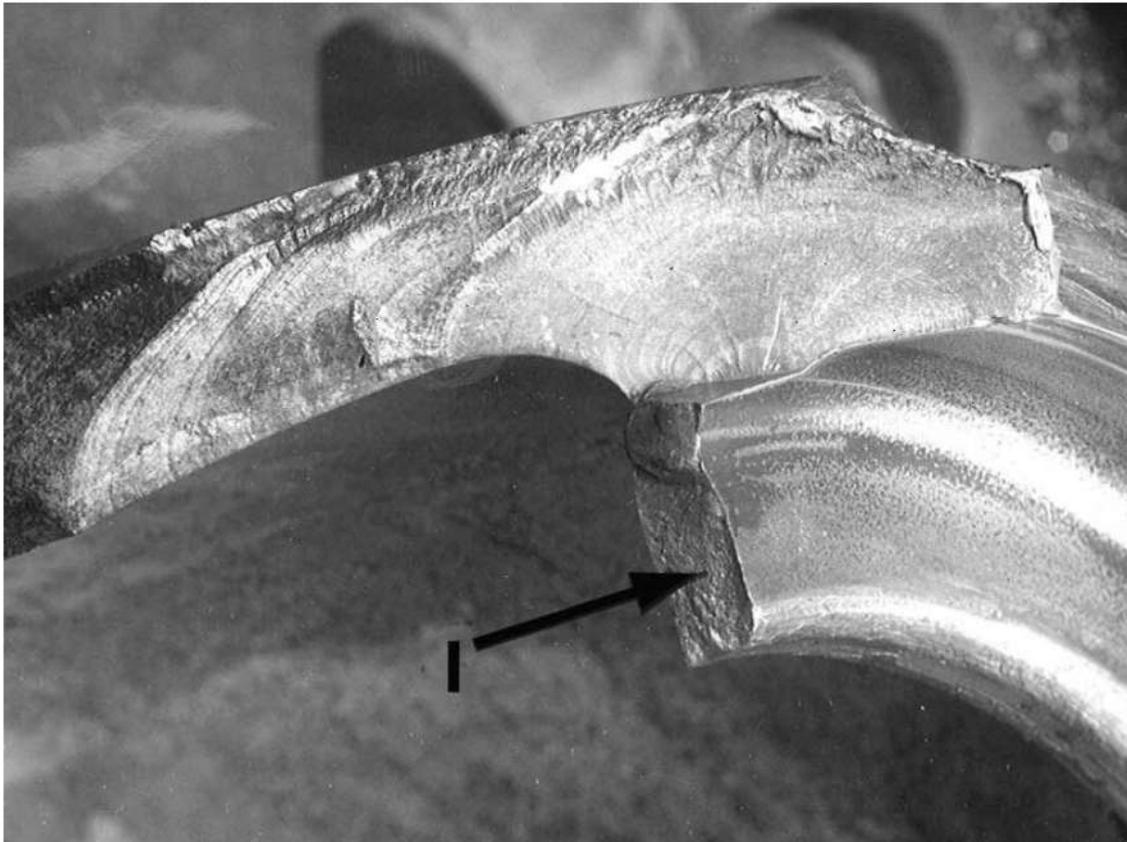


Figura 4. Aspecto de la superficie de la fractura, evidenciando la región I.

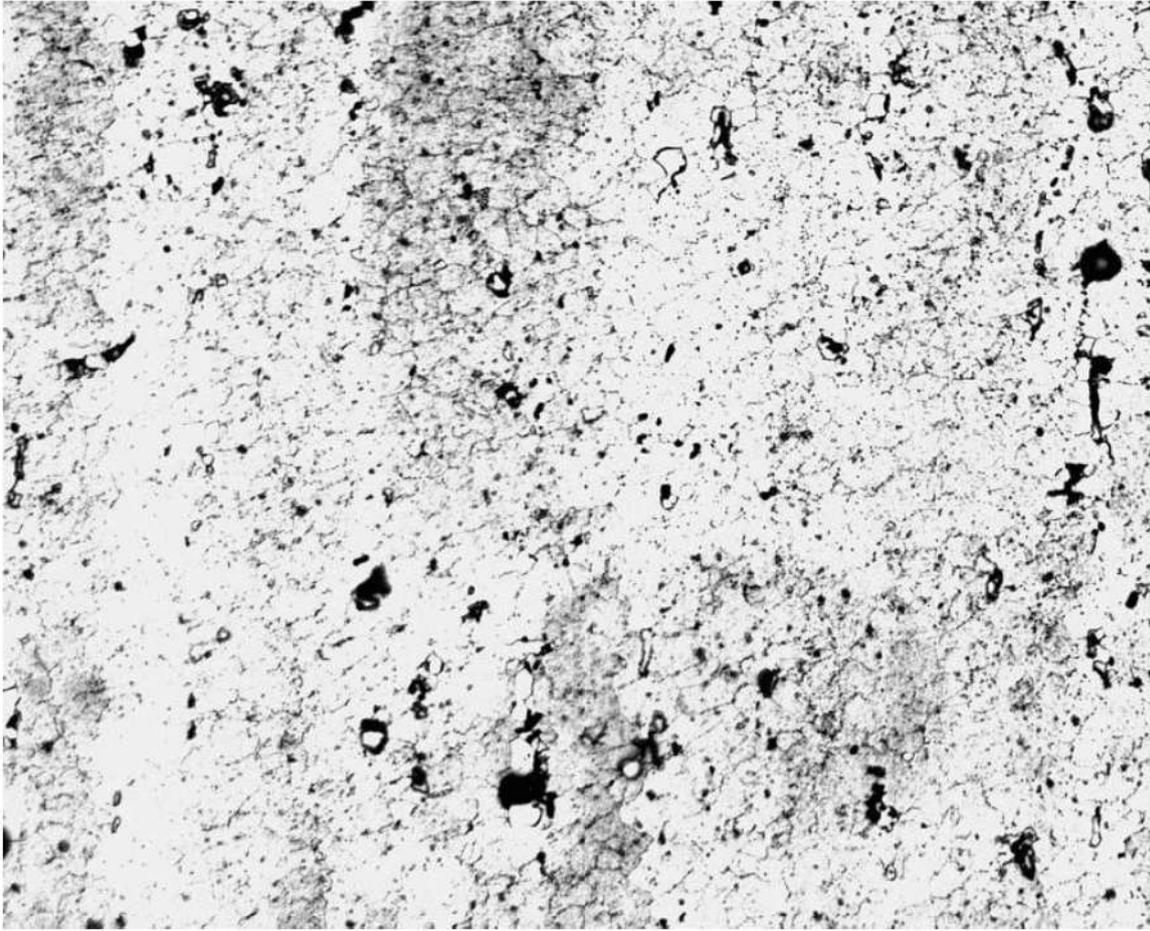


Figura 5. Precipitados de CuAl_2 partículas insolubles de $(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{SiAl}_{12}$ matriz del aluminio (fase α). La intensa precipitación de CuAl_2 en contornos de grano indica súper envejecimiento. Reactivo Keller. 400X.

29

Investigación sobre la fragilización de hierro fundido maleable ferrítico

Vera L. L. Joaquim* y Tibério Cescon*, 1981

1. INTRODUCCIÓN

Con la finalidad de identificar la naturaleza de la fragilización observada en hierro fundido maleable ferrítico, fueron enviados para el análisis muestras declaradas sin fragilización (muestras identificadas como NF1 y NF2) y muestras que presentan fragilización (muestras F1 y F2). El estudio fue hecho de modo comparativo, utilizándose un espectrómetro de electrones Auger equipado con un dispositivo de fractura en la cámara de alto vacío para el estudio de segregaciones. Adicionalmente al examen de la microsonda Auger las fracturas de las muestras rotas en la cámara de alto vacío fueron examinadas en el microscopio electrónico de barrido.

2. ENSAYOS REALIZADOS

2.1. Examen con microscopio electrónico de barrido

El examen con microscopio electrónico de barrido de las fracturas de las muestras declaradas como no fragilizadas (NF1 y NF2) revelo tratarse de fracturas dúctiles

* Investigadores responsables por el documento técnico

formadas por alvéolos nucleados en inclusiones del material. Las figuras 1 y 2 ilustran el aspecto característico de estas fracturas. Las fracturas de las muestras declaradas fragilizadas presentan fractura mixta formada por alvéolos y substancial fracción de fractura intergranular. El aspecto característico de estas fracturas es mostrado en las figuras 3 e 4.

2.2. Examen con microsonda Auger

El examen con microsonda Auger fue realizado para verificar posible presencia de segregación en contornos de grano para justificar el cambio de micromecanismos de fractura dúctil para intergranular. Ante la dificultad de este examen, fueron analizados diferentes puntos de las muestras en regiones con fracturas integranular y alveolos. Las figuras 5 a 8 ilustran los espectros de electrones Auger representativos de las cuatro muestras. En las muestras no fragilizadas y en las regiones de rotura de las muestras fragilizadas no fueron verificados picos significativos de elementos segregables. En las regiones intergranulares de las muestras fragilizadas se observó apreciable elevación del pico de fósforo (120 eV). Para una evaluación semicuantitativa de la concentración de estos elementos fueron calculadas las relaciones entre los picos de fósforo 120 eV y del pico de hierro 562 eV, encontrándose los valores 0.82 para la muestra F1 y 0.88 para la muestra F2. En las muestras no fragilizadas esta relación no fue calculada, ya que el pico de fósforo es muy reducido. Mientras que, en los demás elementos, los espectros de todas las muestras son semejantes.

3. CONCLUSIONES

- Las muestras fragilizadas exhiben apreciable fracción de fractura intergranular.
- En las muestras fragilizadas se observa, en las regiones intergranulares, fuerte segregación de fósforo para los contornos de grano. Esta segregación debe ocurrir durante el ciclo de maleabilización y es similar a la fragilización de revenido de dos etapas, que ocurre debido a la segregación de solutos para los contornos de grano.

4. FIGURAS

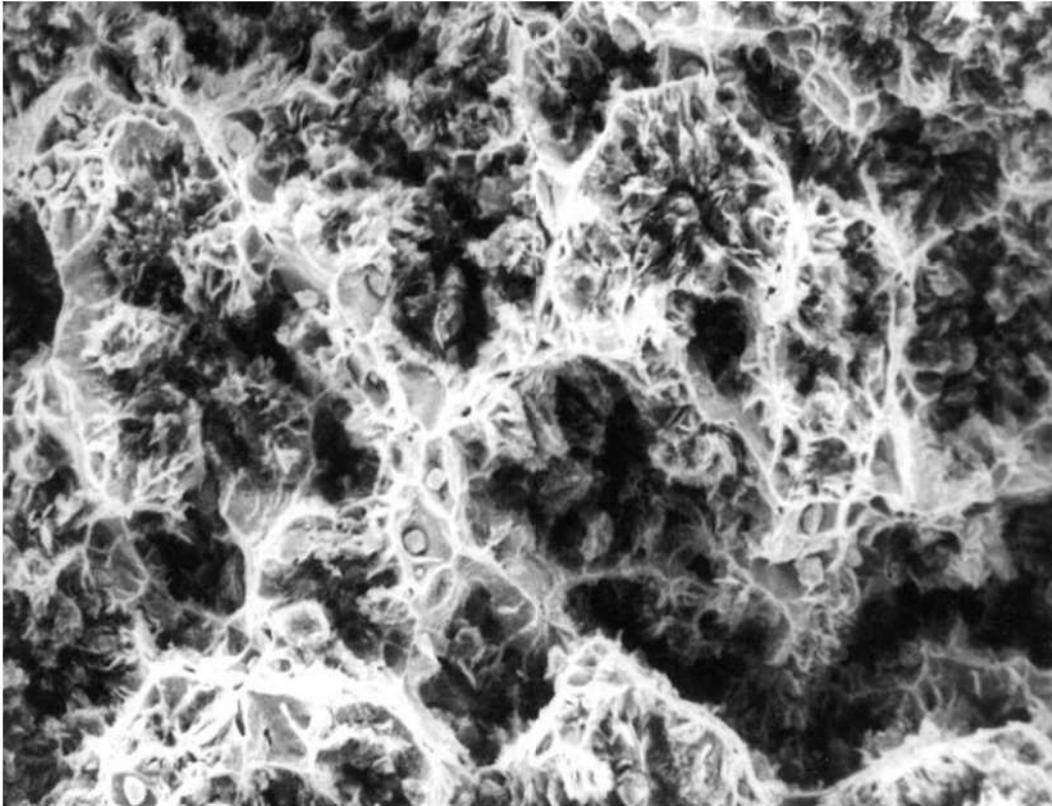


Figura 1. Muestra NF1. Fractura dúctil por formación de alvéolos. MEB-SEI. 300X.

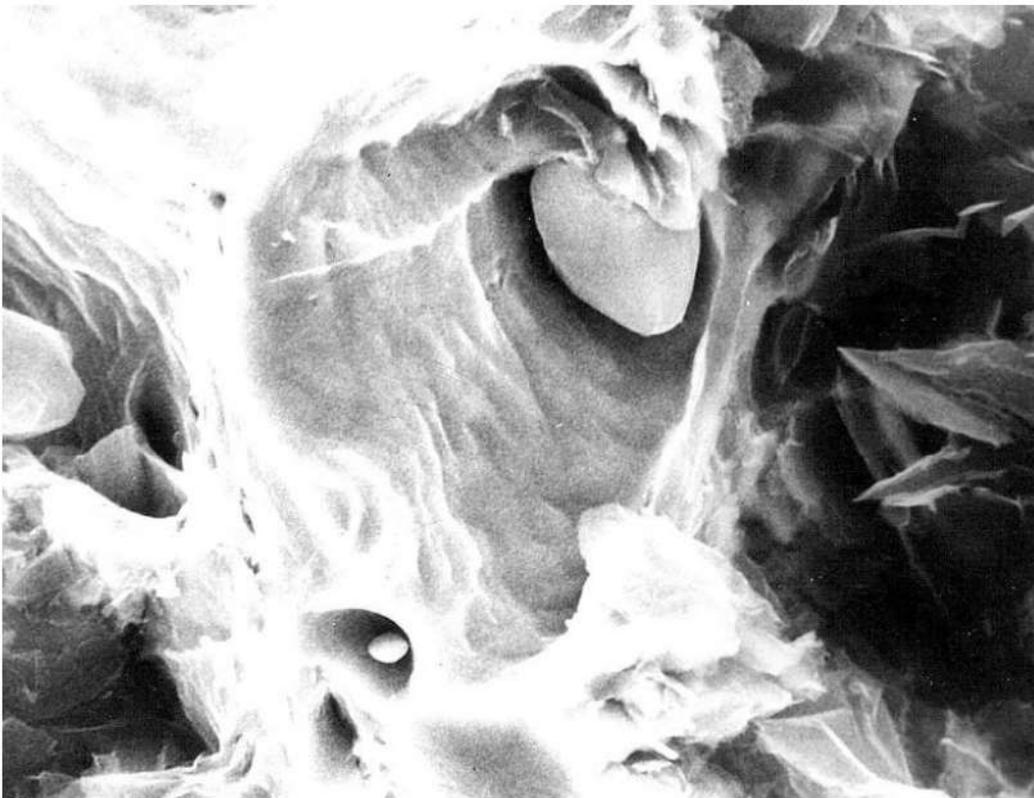


Figura 2. Muestra NF1. Detalle con mayor ampliación. Alvéolos nucleados en inclusiones. MEB-SEI. 3000X.

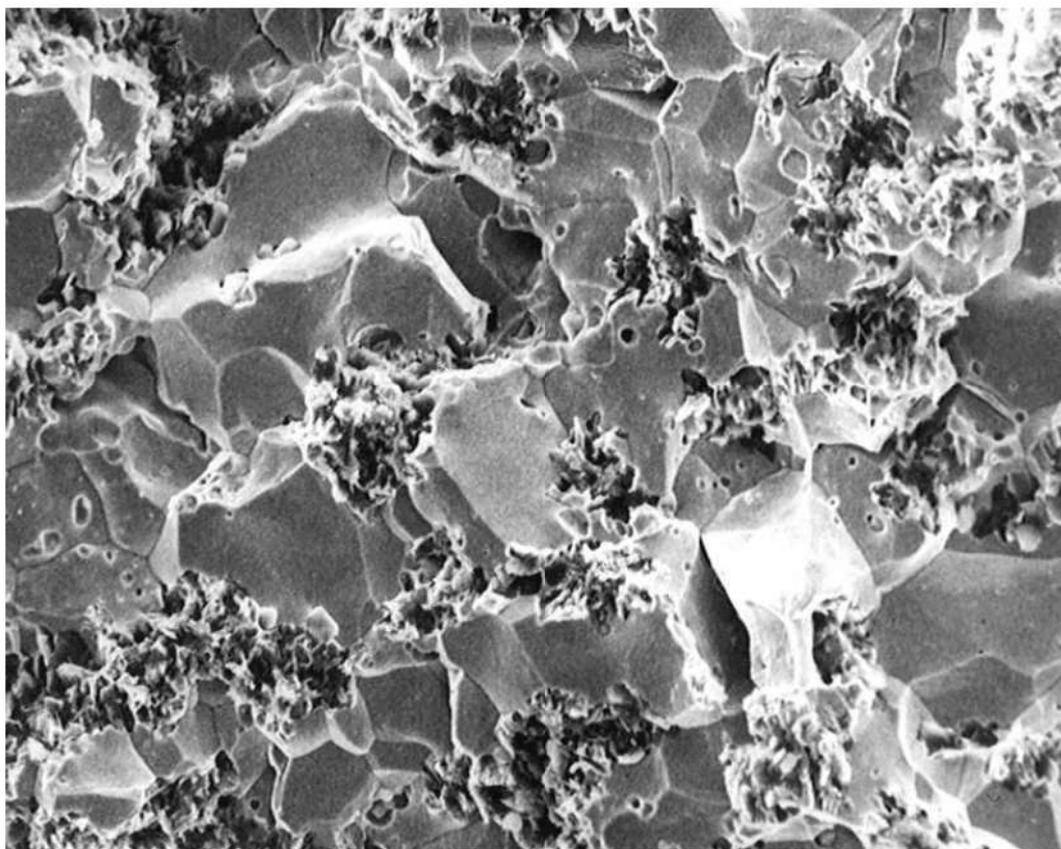


Figura 3. Muestra F1. Fractura mixta formada por substancial fracción de fractura por clivaje intergranular bien como alvéolos. MEB-SEI. 300X.

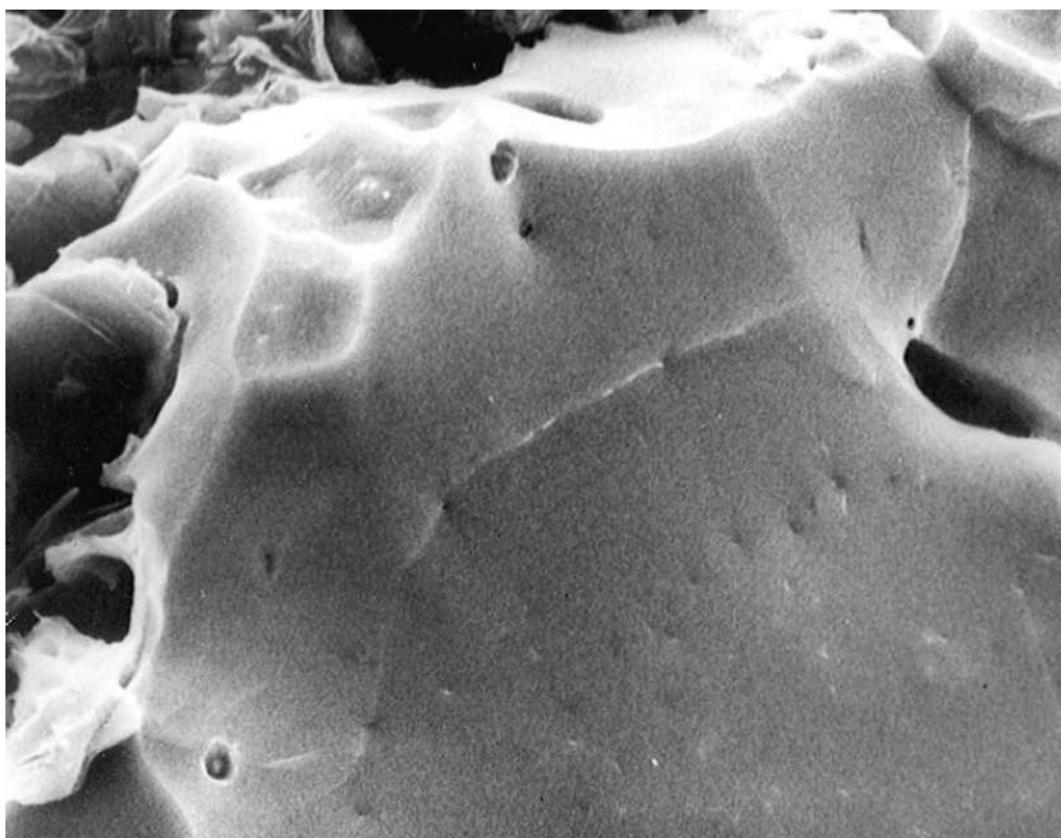


Figura 4. Muestra F1. Detalle de la región con rotura predominantemente intergranular. MEB-SEI. 3000X.

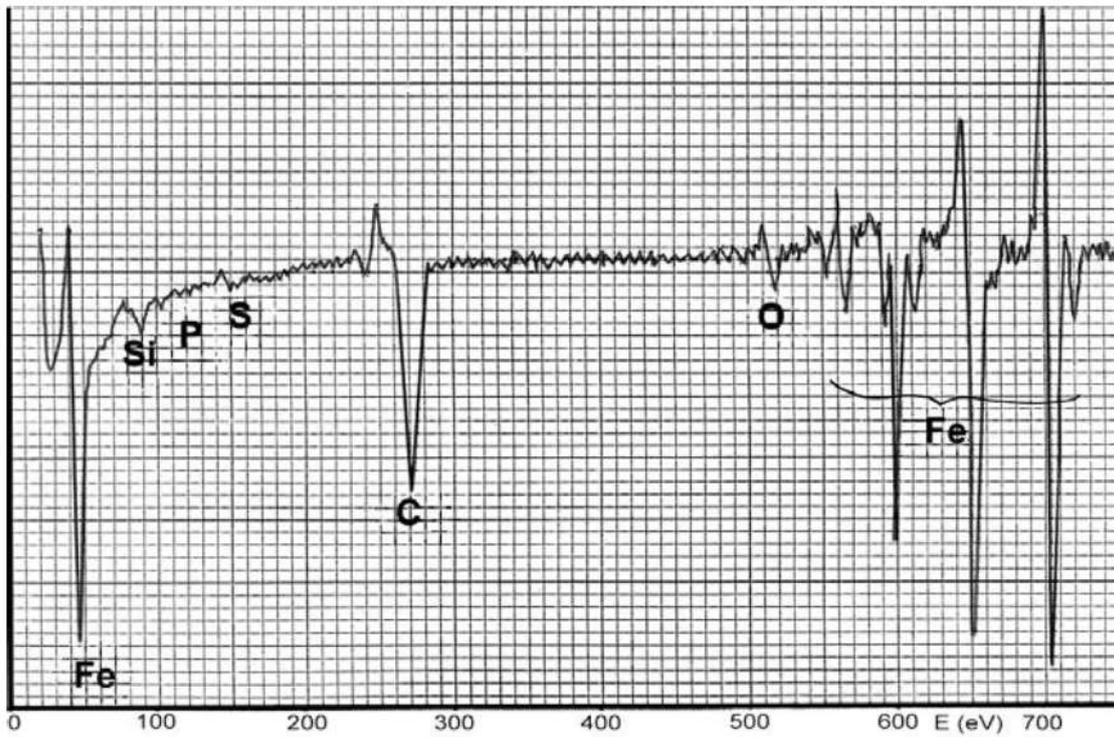


Figura 5. Muestra NF2. Espectro de electrones Auger. $E_p = 3$ kV, $i_p = 0.5$ μ A, $V_{mod} = 6$ eV, $V_{mult} = 1,65$ kV.

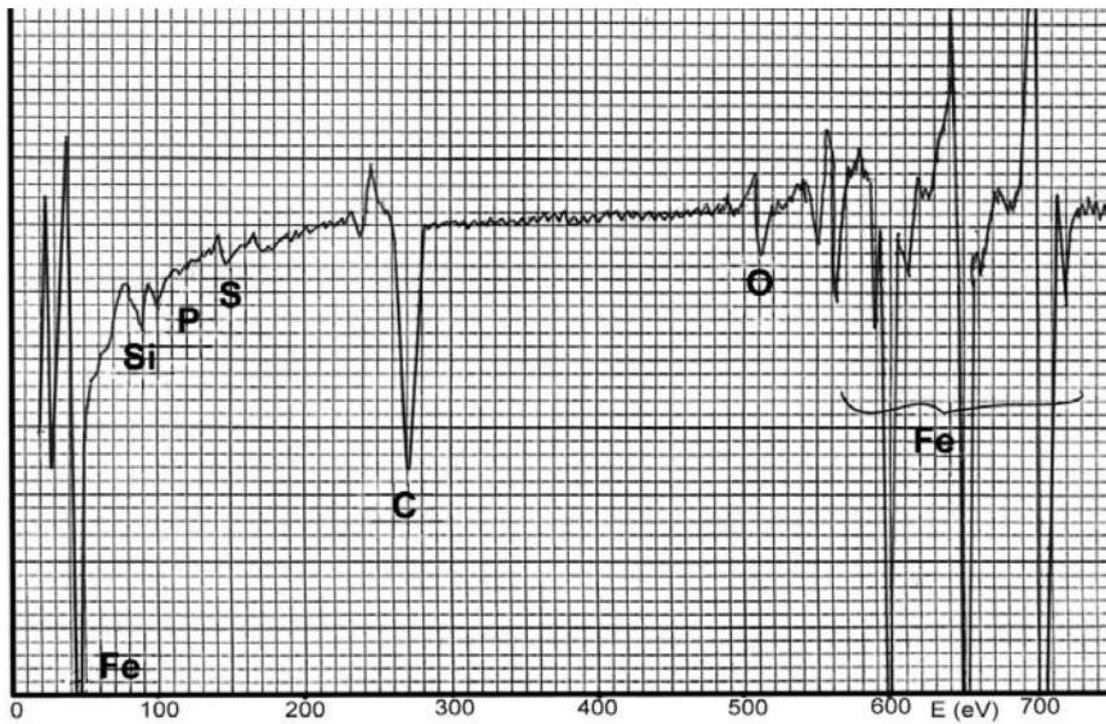


Figura 6. Muestra NF1. Espectro de electrones Auger. $E_p = 3$ kV, $i_p = 0.5$ μ A, $V_{mod} = 6$ eV, $V_{mult} = 1,65$ kV.

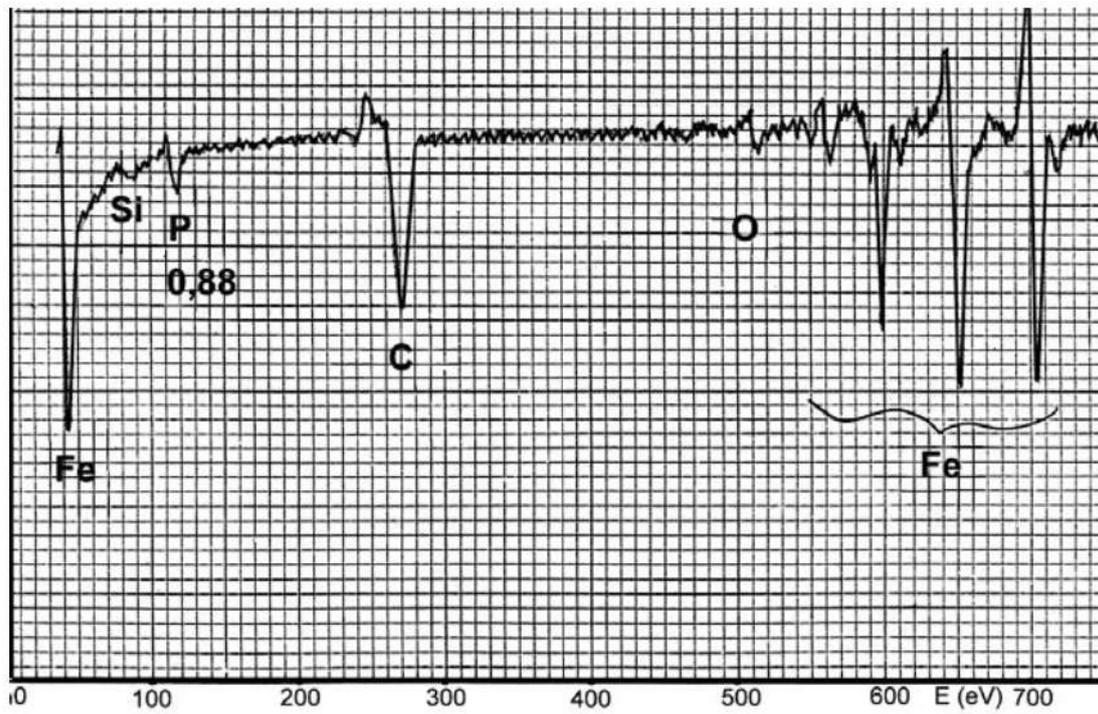


Figura 7. Muestra F1. Espectro de electrones Auger. La razón entre la intensidad de los picos de fósforo y hierro = 0.88. $E_p = 3$ kV, $i_p = 0,5$ uA, $V_{mod} = 6$ eV, $V_{mult} = 1,65$ kV.

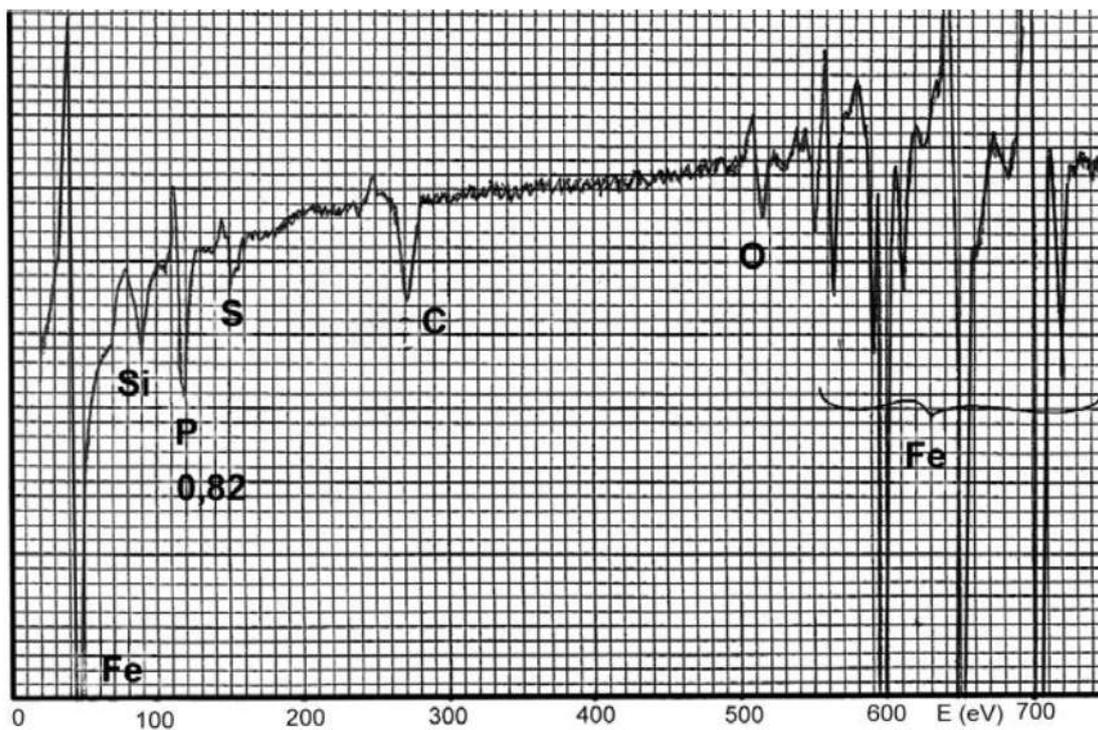


Figura 8. Muestra F2. Espectro de electrones Auger. La razón entre la intensidad dos picos de fósforo y hierro = 0.82. $E_p = 3$ kV, $i_p = 0.5$ uA, $V_{mod} = 6$ eV, $V_{mult} = 1.65$ kV.

30

Análisis de falla en componentes de acero *maraging* 350

Tibério Cescon*, 1984

I. INTRODUCCIÓN

Para la fabricación de rotores y cilindros de ultracentrífugadoras fue utilizado un acero maraging 350 de fabricación experimental. Durante el desarrollo del proyecto, hubo fracturas de los componentes en rotaciones abajo del límite previsto. Para el estudio del origen de las fallas, fueron examinados los siguientes componentes:

- a) tarugo forjado de la corrida utilizada en la fabricación de los componentes;
- b) rotor n° 3 fabricado por maquinado y sometido a tratamiento de solubilización y envejecimiento;
- c) cilindro II obtenido por maquinado y sometido a tratamiento de solubilización y envejecimiento;
- d) cilindro IV fabricado por estiramiento a partir del tarugo y sometido a tratamiento de solubilización y envejecimiento. Este componente agrietó espontáneamente dos días después del tratamiento térmico.

* Investigador responsable por el documento técnico

2. ENSAYOS REALIZADOS Y RESULTADOS

Se sometieron los componentes a exámenes de composición química, metalográfico, fractográfico, por microsonda convencional y de electrones Auger.

2.1. Examen del rotor 3

La fractura del rotor 3 es macroscopicamente frágil, con presencia de pequeño labio de cizallamiento en la región de rotura final (figura 1). El micromecanismo de la fractura es mixto, esto es, intergranular con alvéolos en la región de origen (figura 2) con transición para alvéolos en la región central (figura 3).

2.2. Examen del cilindro I I

El cilindro II fracturo de forma frágil en inúmeros fragmentos. La fractura es predominantemente intergranular junto a la superficie con propagación transgranular predominantemente por cuasiclivaje (figuras 4 y 5). La microestructura muestra tratarse de un acero maraging tratado térmicamente con dureza 58.6 HRC, exhibiendo granulación grosera y precipitación intergranular (figura 6).

2.3. Examen del cilindro V

El cilindro V agrietado espontáneamente después del tratamiento térmico. La grieta se desarrolló a lo largo de una generatriz y con una abertura tal que el diámetro medio original $D_o = 157.4$ mm paso para $D = 162.5$ mm. Considerándose que el espesor medio de la pared del cilindro es de 5 mm, se puede estimar que la rotura se dio con tensiones residuales de tracción del orden de 254 MPa.

El material presenta granulación fina y fractura frágil predominantemente intergranular y por cuasiclivaje, con pequeña cantidad de alvéolos (figura 7). El examen metalográfico sin ataque evidenció que el proceso de manufactura introdujo una alteración superficial del acero (figura 8). El examen por microsonda constató en esta región superficial la presencia de zinc, oxígeno y fósforo.

2.4. Examen del tarugo

El análisis químico de dos tarugos pertenecientes a la corrida que dio origen a las piezas examinadas es mostrado en la tabla 1. El nivel de inclusiones es reducido. Sin embargo, fueron encontradas inclusiones idiomórficas de titanio con hasta 6 μm e inclusiones alineadas ricas en zirconio y azufre, con longitud total de hasta 60 μm . El

ensayo de dureza Brinell, realizado con carga de 29.421 N (3000 kgf) y esfera de 10 mm, ofreció los siguientes resultados: tarugo A = 363 HB; tarugo B = 363 HB.

Tabla1. Resultados del análisis químico

Elemento	Tarugo A(%)	Tarugo B (%)
Ni	17.9	17.1
Co	12.8	12.7
Mo	3.7	3.81
Ti	1.77	1.76
Al	0.11	0.11
C	< 0.01	0.01
N	44 ± 4 ppm	-
s	< 0.01	< 0.01
P	0.001	< 0.01

2.5. Ensayos adicionales

Muestras del tarugo A fueron sometidas a los tratamientos térmicos abajo relacionados y sometidos a ensayos de dureza e impacto (véase los resultados en la tabla 2). Adicionalmente, las muestras sometidas a tratamiento "b" fueron ensayadas al impacto (orientación L-R) en diferentes temperaturas (véase tabla 3):

- a) solubilizado a 815°C por 1 h y enfriado en aceite,
- b) solubilizado a 815°C por 1 h, enfriado en aceite y envejecido por 4 h a 480°C;
- c) solubilizado a 815°C por 1 h, enfriado en aceite y envejecido por 8 h a 480°C;
- d) solubilizado a 815°C por 1 h, enfriado en aceite y envejecido por 3 h a 540°C;
- e) solubilizado a 815°C por 1 h, enfriado en aceite y envejecido por 1 h a 590°C;
- f) doble solubilización a 875°C por 1 h + 815°C por 1 h, con enfriamiento en aceite;
- g) doble solubilización a 875°C por 1 h + 815°C por 1 h, con enfriamiento en aceite y envejecimiento de 4 h a 480°C.

Los resultados de los ensayos después de los tratamientos térmicos son presentados en las tablas 2 y 3.

El examen fractográfico de los cuerpos-de-prueba sometidos al ensayo de impacto no difieren substancialmente de la fractura encontrada en las muestras de los rotores y cilindros, con excepción de la muestra sometida al tratamiento "a", que presento fractura por alvéolos con distribución bimodal de tamaños en toda la sección (figura 9). Las demás exhibieron fractura intergranular en la superficie, en la región

junto al entalle, extendiéndose por una profundidad variable, con cambio para una fractura predominantemente transgranular por cuasiclivaje.

Finalmente, se efectuó la verificación de la naturaleza de los precipitados en el contorno de grano en las fracturas intergranulares. En muestras fracturadas en la cámara de alto vacío del espectroscopio Auger, fueron hechos análisis comparativos en los contornos de grano y en la matriz del rotor 3 y en los cilindros II y V. Los resultados evidenciaron enriquecimiento en titanio en la región con precipitados.

Tabla 2: Resultados de dureza e impacto para los tratamientos térmicos indicados

Tratamiento térmico	Dureza HRC	Charpy A (kg.m)*
a	34.3	11.5
b	58.7	0.6
c	59.2	0.6
d	57.8	0.7
e	55.5	0.9
f	34.7	7.9
g	58.6	0.6

*Cuerpo-de-prueba con orientación L-R.

Tabla 3. Influencia de la temperatura en los resultados del ensayo de impacto para muestras sometidas a tratamiento "b"

T (°C)	Charpy (kg.m)*
-196	0.2
-40	0.5
20	0.6
98	0.6

*Cuerpo-de-prueba con orientación L-R.

3. DISCUSIÓN

3.1. Material

La composición química atiende a lo especificado en la MIL-S-46850 para el *maraging* 350 con excepción de los elementos cobalto 12.8% (especificado: 11.5-12,5%), titanio 1.77% (especificado: 1.3-1.6%) y molibdeno 3.7% (especificado: 4.6-5.2%). Se debe resaltar que algunos fabricantes de este acero utilizan composiciones diversas como la INCO, con composición nominal 17.5Ni-3.8Mo-12.5Co-1.7Ti.

La literatura sobre la contribución de la composición química en el procesamiento y propiedades del 18Ni (350) es escasa. Se sabe que la reducción de intersticiales y bajos niveles de Si, Mn y S mejoran la ductilidad y la tenacidad. La adición de B y Zr es citada como protectores contra la precipitación de carburos y nitruros de titanio en los contornos de los granos de la austenita y que valores elevados de Mo y Ti aumentan la microsegregación durante la solidificación.

El proceso de manufactura del acero no había sido informado, pero la cantidad de inclusiones observado en el tarugo es bajo, con excepción de algunos sitios con inclusiones alineadas conteniendo titanio, zirconio y azufre con longitud total de hasta 60 μm e inclusiones idiomórficas conteniendo titanio con hasta 6 μm . En los exámenes de las fracturas no observamos asociación de esas inclusiones con la nucleación de las grietas que provocaron las fracturas examinadas.

Muestras tratadas térmicamente en laboratorio alcanzaron una dureza elevada: 58.7 HRC cuando solubilizada a 815°C y envejecida 4 h a 480°C y 59.2 HRC con envejecimiento de 8 h a 480°C. Ensayos de impacto mostraron poca sensibilidad las variaciones de temperatura, y los valores obtenidos en la temperatura ambiente fueron inferiores al especificado en la MIL-S-546850 ($> 0.83 \text{ kg.m}$). El examen por microscopio electrónico de barrido de las muestras ensayadas por impacto evidencio fractura por alvéolos apenas en la muestra solubilizada. Las demás exhibieron fractura intergranular en la región junto al entalle, con transición en profundidad variable para fractura predominantemente transgranular por cuasiclivaje. La doble solubilización utilizada causo apenas leve refinó de grano y aumento la fracción de la fractura intergranular.

3.2. Rotor

El rotor 3 rompió de modo frágil, con presencia apenas de un pequeño labio de cizallamiento en la región de rotura final. El micromecanismo de la fractura es mixto, esto es, intergranular con alvéolos en la interface y transgranular por alvéolos. Los exámenes por microscopia Auger y microsonda EDS confirmaron enriquecimiento en titanio, indicando la presencia de fragilización por precipitación intergranular.

3.3. Cilindros

El cilindro II exhibe granulación grosera y fractura frágil, predominantemente por cuasiclivaje, excepto junto a la superficie, donde predomina la fractura intergranular debido a una precipitación intergranular más acentuada. El cilindro V exhibió granulación fina y fractura frágil, predominantemente

intergranular y cuasiclivaje con pequeña cantidad de alvéolos. El examen por microsonda evidencio en la región superficial, un enriquecimiento en los elementos zinc, oxígeno y fósforo, probablemente provenientes del fosfato de zinc utilizado en la extrusión y no removido antes de los tratamientos térmicos, resultando en la difusión de esos elementos en el acero. En este cilindro, la deformación a frio con elevadas reducciones puede haber introducido texturas que conducen a la reducción en la tenacidad del material.

4. CONCLUSIONES

- La composición química del tarugo con relación a los principales elementos de aleación es compatible con algunas especificaciones de fabricantes de este acero, pero presenta desvíos con relación a los requisitos de la norma MIL-S-46850.
- Muestras del tarugo sometidas a tratamientos térmicos exhibieron susceptibilidad del material a la fragilización térmica.
- Todos los componentes examinados rompieron de forma frágil sin ninguna evidencia de deformación macroscópica. La presencia de fractura intergranular debe ser atribuida a la precipitación de carburos (carbonitruros) de titanio causada por el procesamiento del acero o por el tratamiento térmico realizado. Los micromecanismos de fractura de los componentes fueron predominantemente frágiles e incompatibles con las exigencias de ductilidad y tenacidad del maraging 18Ni (350).
- El cilindro extruido (cilindro V) presento, adicionalmente, oxidación e introducción de elementos nocivos (P, Zn, O) por difusión, debido a la presencia de residuos de lubricantes no removidos antes de los tratamientos térmicos.

5. REFERENCIAS

1. METALS Handbook. 9. ed. Metals Park: American Society for Metals, 1978, v. 1, p. 447.
2. FLOREEN, S. The physical metallurgy of maraging steels. Metallurgical Reviews, v. 13, n. 126, p. 115-128, Sept. 1968.
3. MELLER, E.; POLLOCK, J. T. A. The optical metallography of some maraging steels. Australian Atomic Energy Commission AAEC/E 513, 1981.
4. KALISH, D.; RACK, H. J. Thermal embrittlement of 18Ni (350) maraging steel. Metallurgical Transactions, v. 2, n. 9, p. 2665-2672, Sept. 1971.
5. RACK, H. J.; KALISH, D. The strength and fracture toughness of 18Ni (350) maraging steel. Metallurgical Transactions, v. 2, n. 11, p. 3011-3020, Nov. 1971.

6. BRADHURST, D. H.; HEVER, P. M. Environmental cracking of high strength maraging steels: Part 2 - Gaseous fluoride atmospheres. *Corrosion*, v. 37, n. 2, p. 63-70, Feb. 1981.
7. PETTY, E. R. *Martensite*. London: Longman, 1970, p. 186.
8. HAGIWARA, M.; KAWABE, Y. Strength and toughness of a cold rolled 13Ni-15Co-10 maraging steel. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, v. 21, n. 6, p. 422-428, June 1981.
9. RACK, H. J. Fracture mode transitions in aged ultra-high strength 18Ni (350) maraging steel. *Transactions of the American Society of Mechanical Engineers. Series H - Journal of Engineering Materials and Technology*, v. 102, n. 3, p. 264-268, July 1980.

6. FIGURAS

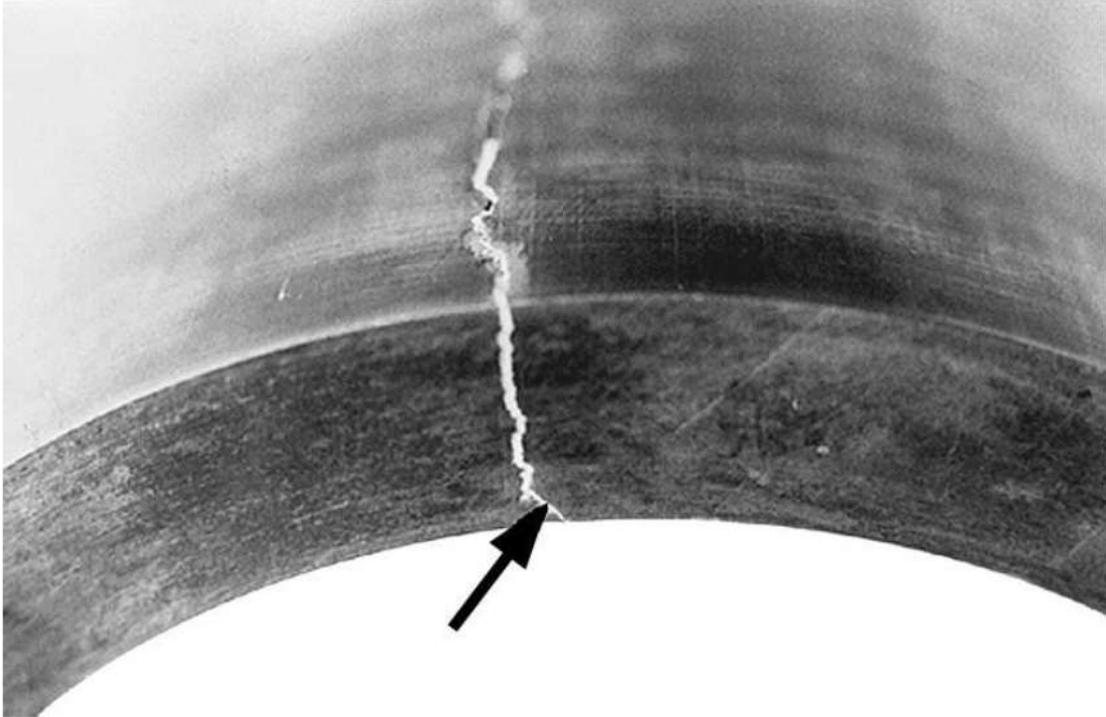


Figura 1. Aspecto del rotor 3. Fractura sin deformación macroscópica con pequeño labio de cizallamiento al final de la rotura (flecha).

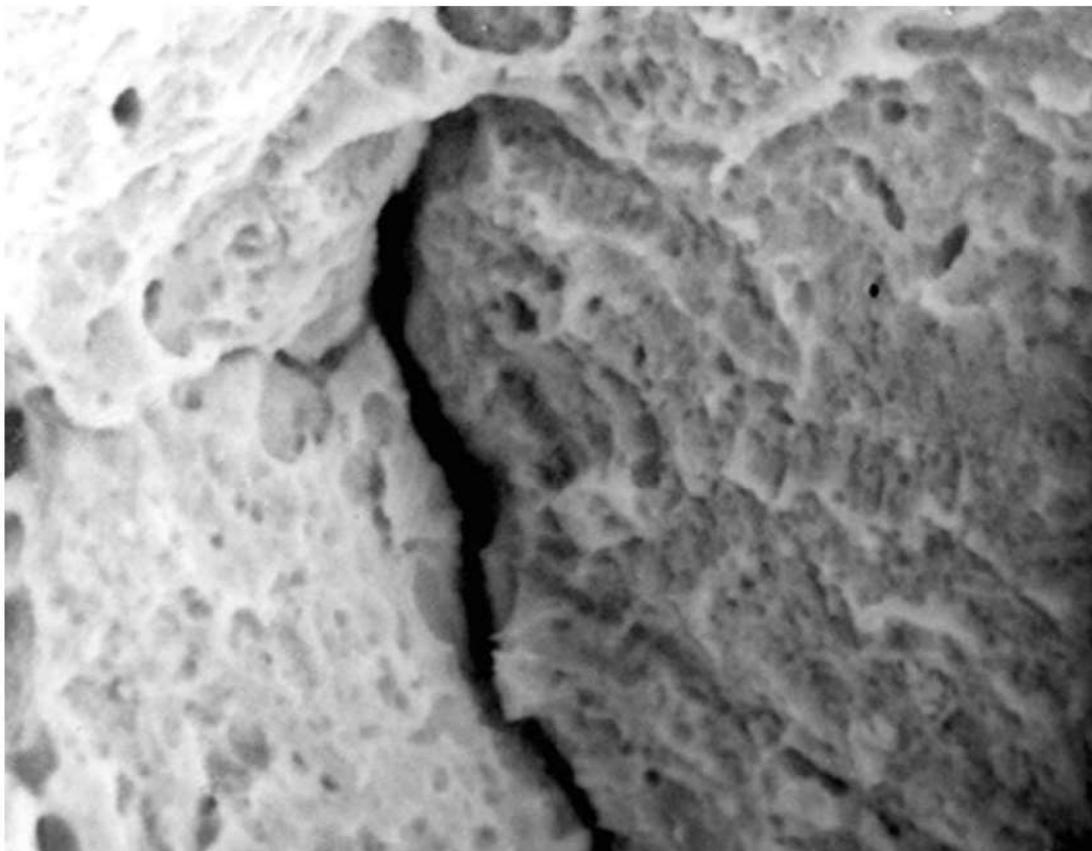


Figura 2. Rotor 3. Aspecto de la superficie de la fractura dúctil intergranular. MEB, 3000X.

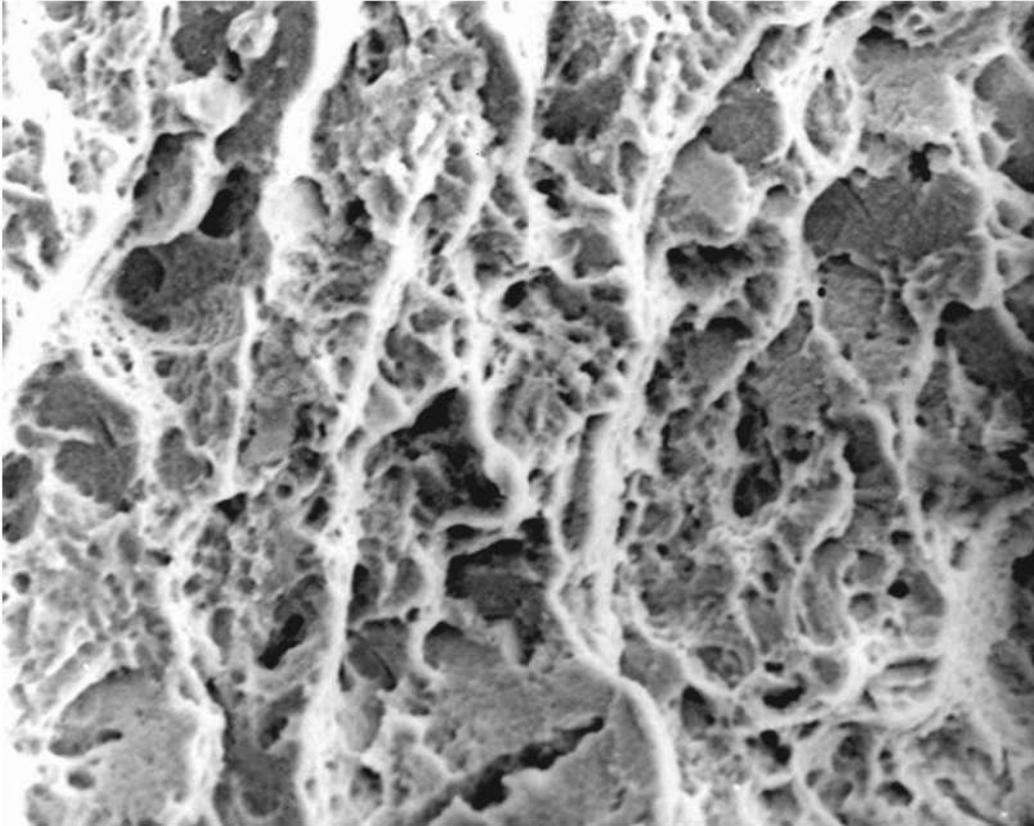


Figura 3. Rotor 3. Aspecto da region transgranular formada por alvéolos. MEB, 1000X.

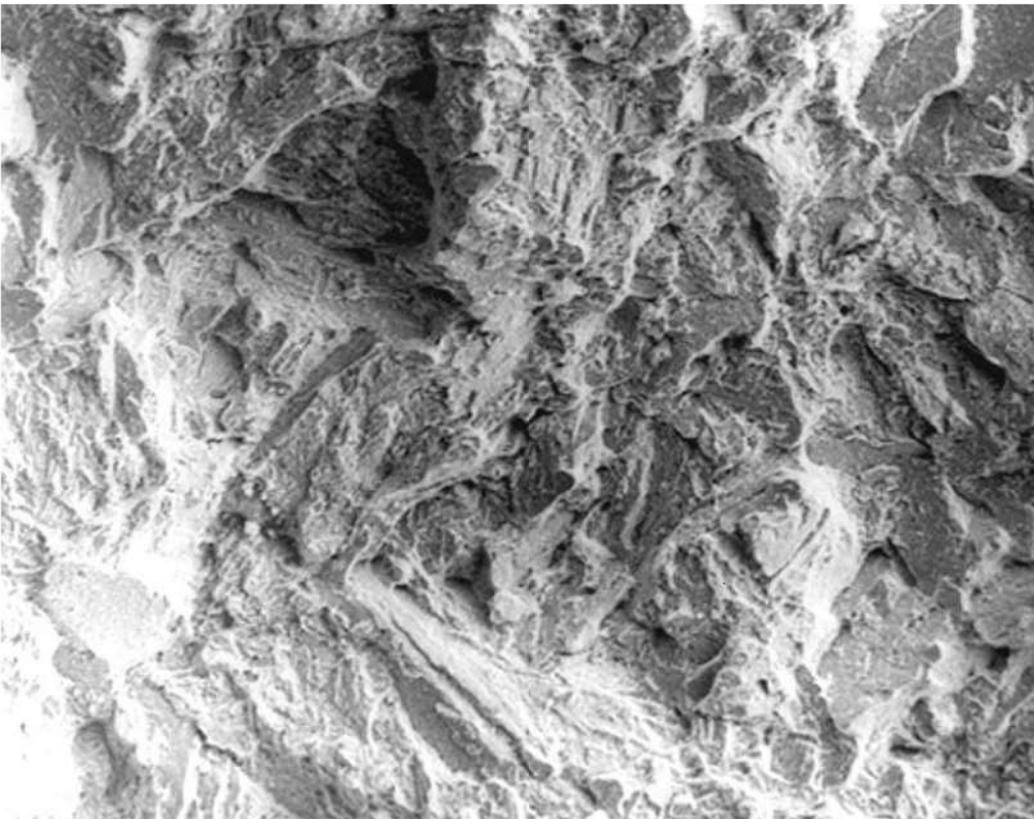


Figura 4. Aspecto da fractura de uno de los fragmentos do cilindro II. Fractura transgranular predominante por cuasiclivaje en toda la sección, excepto junto a la superficie (ver figura 5). MEB, 300X.

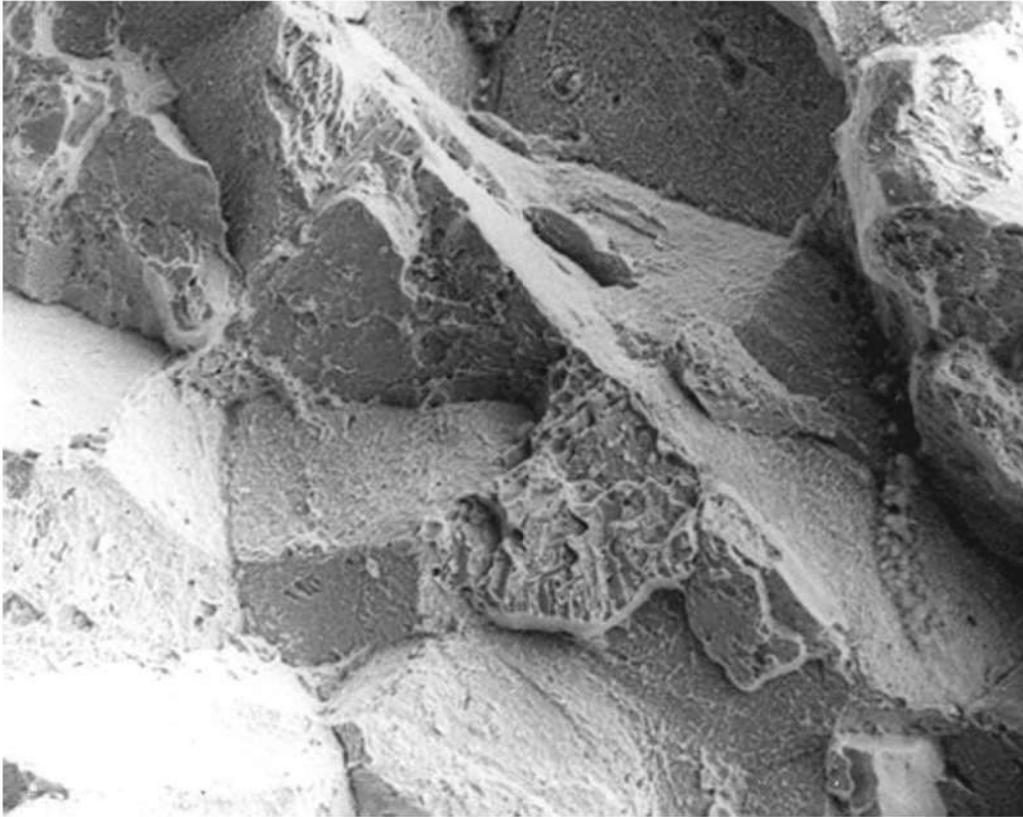


Figura 5. Aspecto de la fractura junto a la superficie del fragmento del cilindro II examinado en la figura 4. Fractura intergranular. MEB, 300X.



Figura 6. Microestructura del cilindro II. Martensita revenida con granulación gruesa y precipitación intergranular. Estructura del acero maraging solubilizado y envejecido. Reactivo de HCl-NH₄OH-CuCl₂-H₂O. 100X.

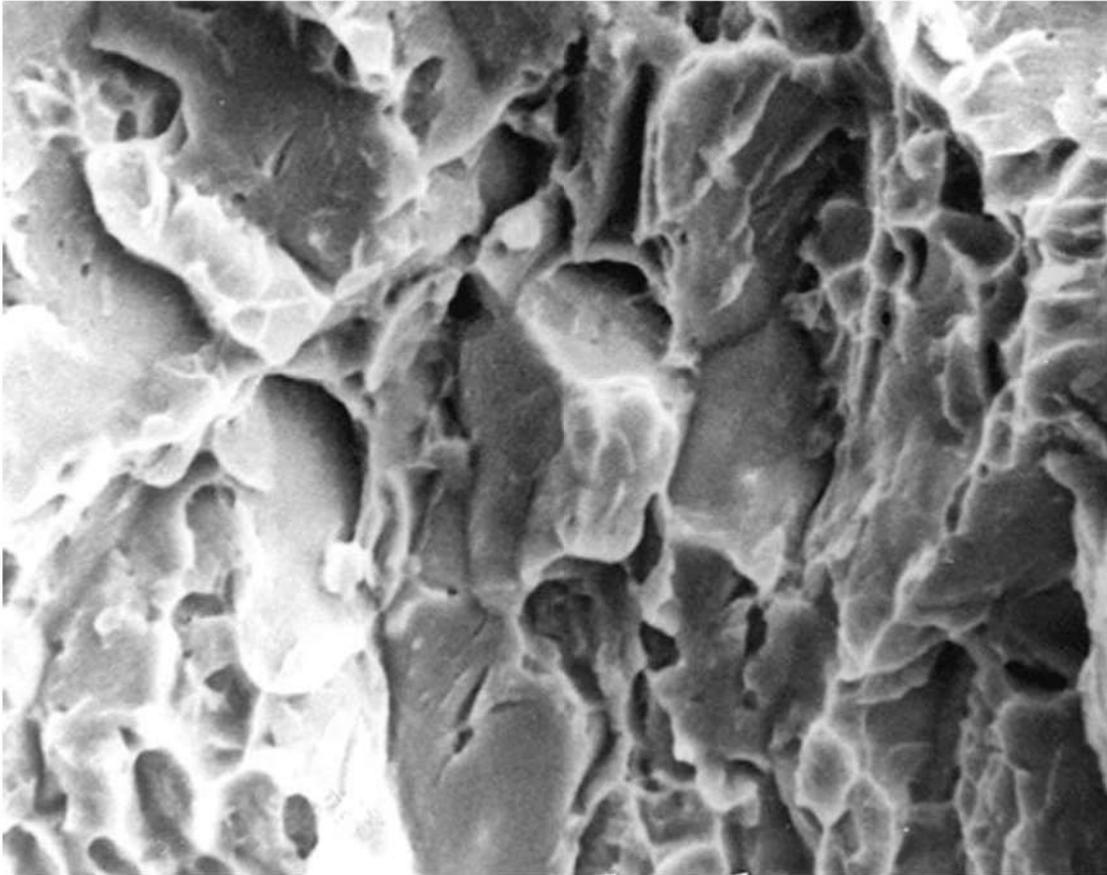


Figura 7. Cilindro V. Fractura frágil con elevada fracción de rotura intergranular, clivaje, cuasiclivaje y pequeña fracción de alvéolos. MEB. 3000X.



Figura 8. Cilindro V. Aspecto de la microestructura del material del cilindro junto a la superficie. Sin ataque, 100X.



Figura 9. Muestra del tarugo A, sometido al tratamiento térmico "a" (solubilización a 815°C por una hora seguida de enfriamiento en aceite). Fractura dúctil con alvéolos, presentando una distribución bimodal. MEB. 1000X.

31

Análisis de falla en paletas de un compresor de aire

Tibério Cescon*, 1984

1. INTRODUCCIÓN

Se investigó la falla prematura en uso de dos paletas de un compresor de aire.

2. EXÁMENES REALIZADOS Y RESULTADOS

2.1. Análisis químico

El análisis químico ofreció el siguiente resultado: C = 0.21%; Cr = 13.5%; Si = 0.90%; Mn = 0.42%; P = 0.01%; S = 0.01%, atendiendo a la composición especificada para el acero inoxidable DIN 20Cr13.

2.2. Examen de la superficie de fractura

El aspecto de la fractura de la paleta es característico de la rotura por fatiga (figura 1). La superficie de las paletas exhibe intenso ataque corrosivo por picadura, principalmente en los bordes de ataque y fuga en la cara cóncava (plano inferior). El proceso actuó inclusive en la superficie formada por la propagación de la fisura de fatiga (figuras 2 a 4).

* Investigador responsable por el documento técnico

2.3. Análisis metalográfico

El análisis metalográfico evidenció tratar se de una pieza de acero inoxidable martensítico, forjada, temperada y revenida. Fue observado un nivel elevado de inclusiones ricos en silicio, aluminio y calcio. En las picaduras se observa alta concentración de contaminantes (cloro y azufre) y la frecuente asociación de las picaduras con las inclusiones que afloran en la superficie (figuras 5 a 9).

3. CONCLUSIONES

- Las piezas examinadas presentan regiones con acentuada corrosión por picadura, debido al ataque químico por agentes contaminantes de la atmosfera.
- La rotura examinada se dio por desarrollo progresivo y la presencia de las picaduras aceleró el proceso de nucleación de la fisura de fatiga.
- La presencia de elevado nivel de inclusiones puede haber contribuido a la aceleración del proceso de fractura en las paletas.

4. FIGURAS

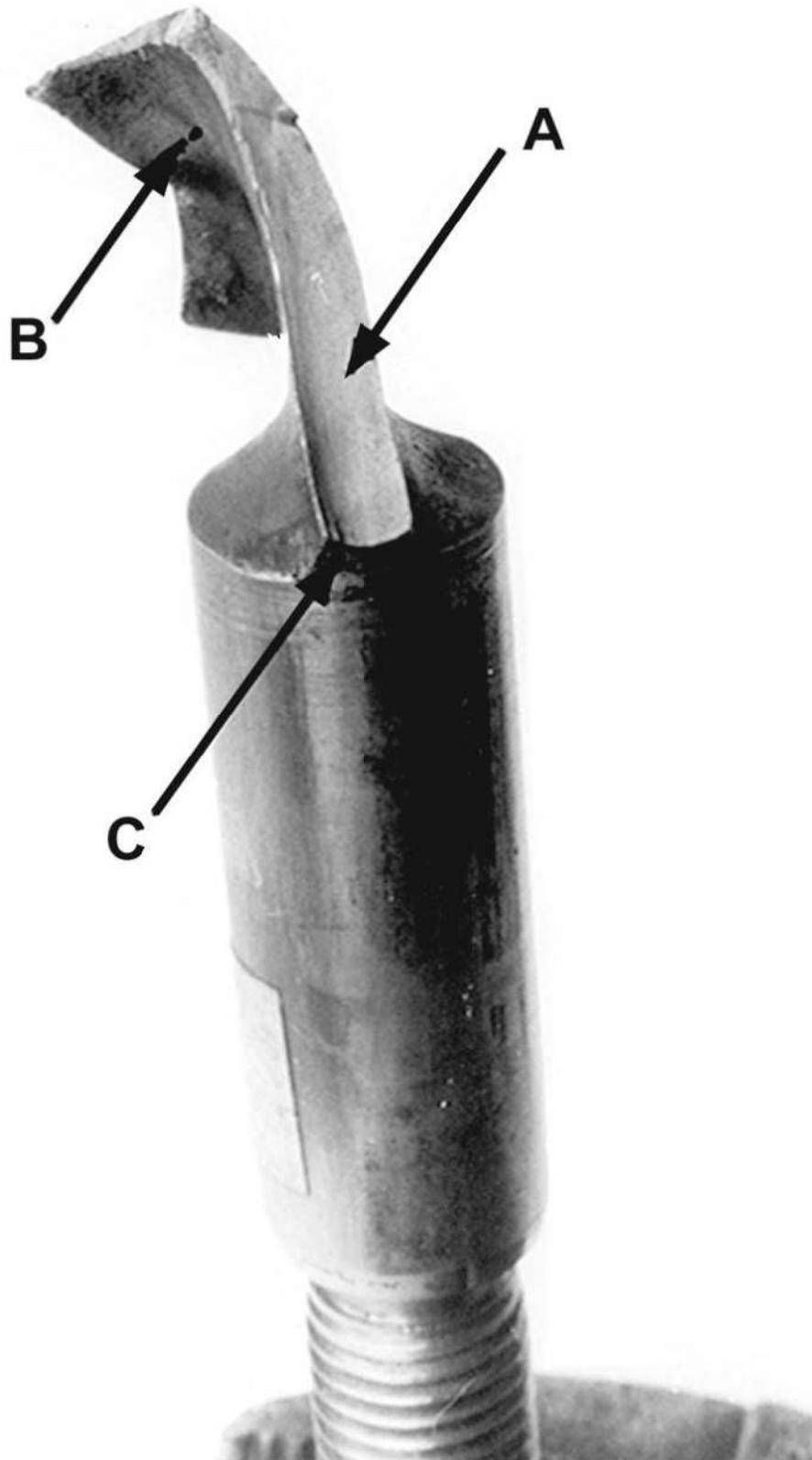


Figura 1. Aspecto de la paleta rota. Fractura por desarrollo progresivo (fatiga). Las flecha A, B y C indican regiones examinadas por MEB.

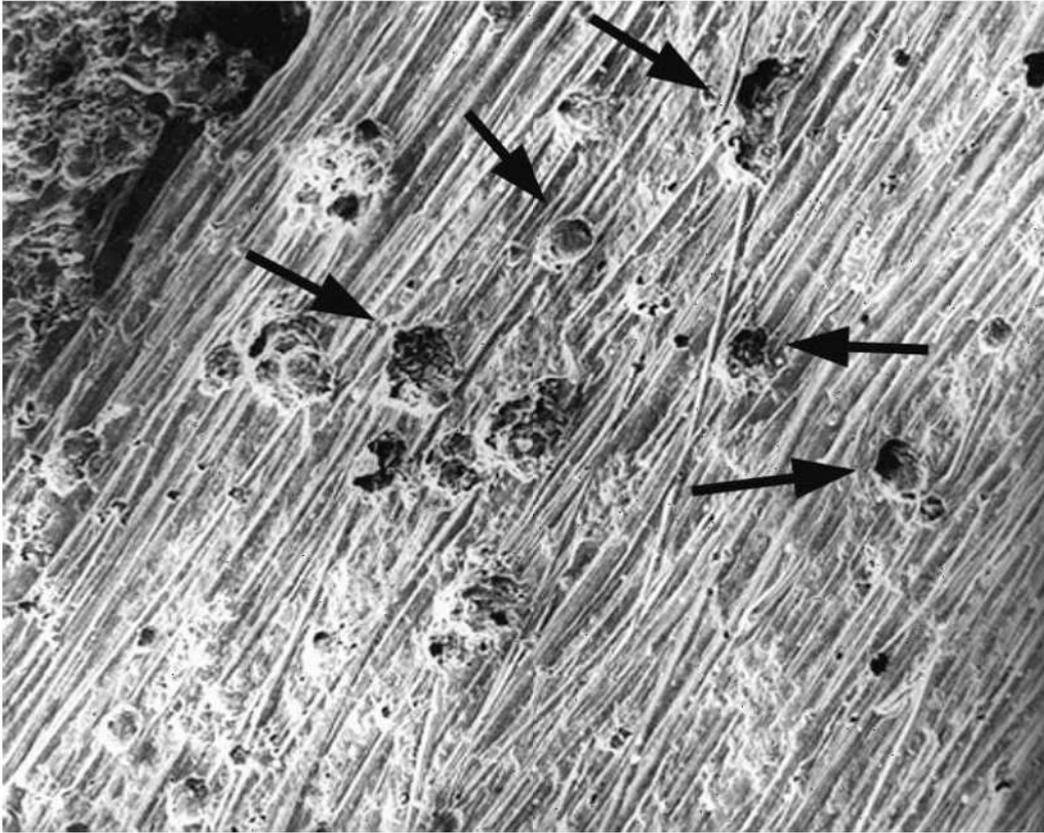


Figura 2. Detalle de la región A de la superficie de fractura. Se observa la presencia de corrosión por picadura (flechas). MEB-SEI. 100X.

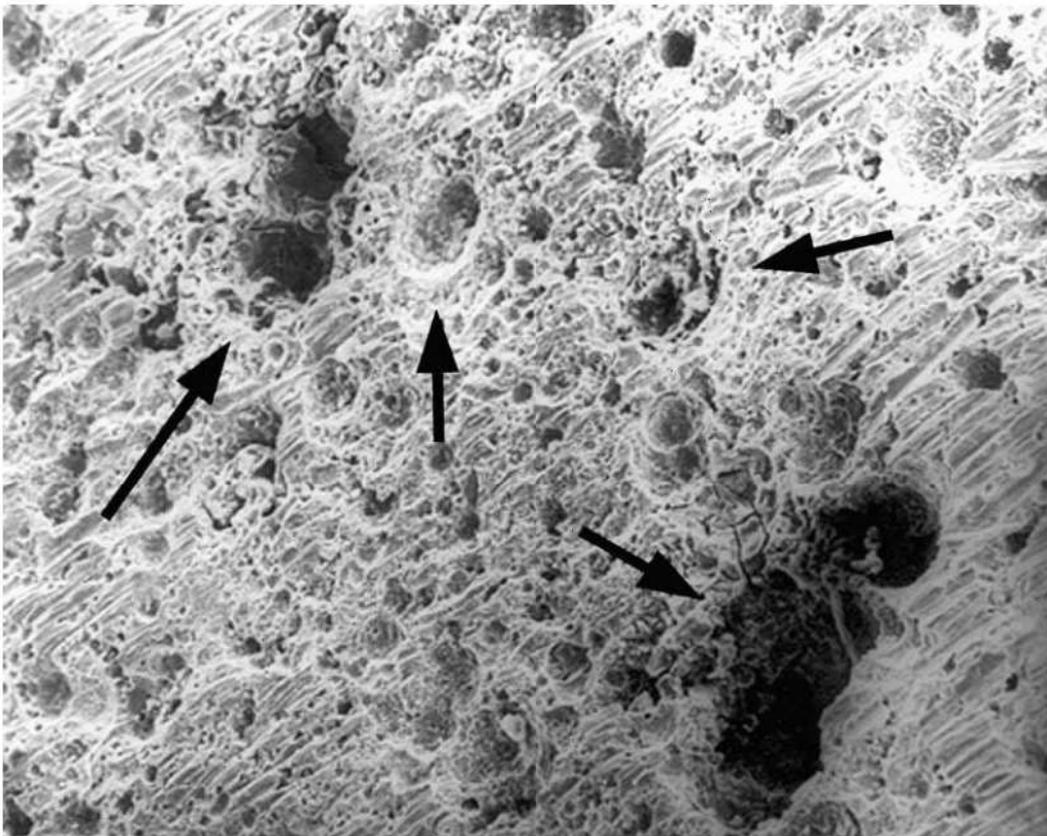


Figura 3. Detalle de la región B de la superficie de fractura, evidenciando intensa corrosión por picadura (flechas). MEB-SEI. 100X.

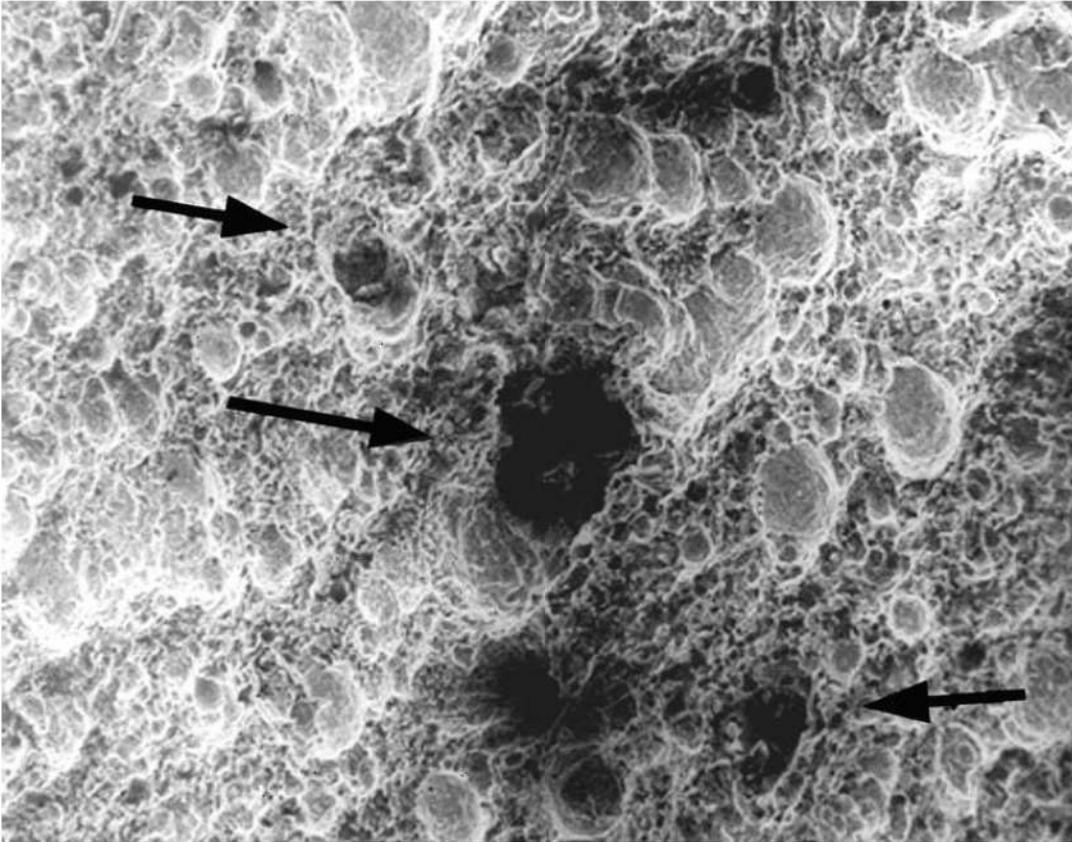


Figura 4. Detalle de la región C de la superficie de fractura, evidenciando intensa corrosión por picadura. MEB-SEI. 100X.

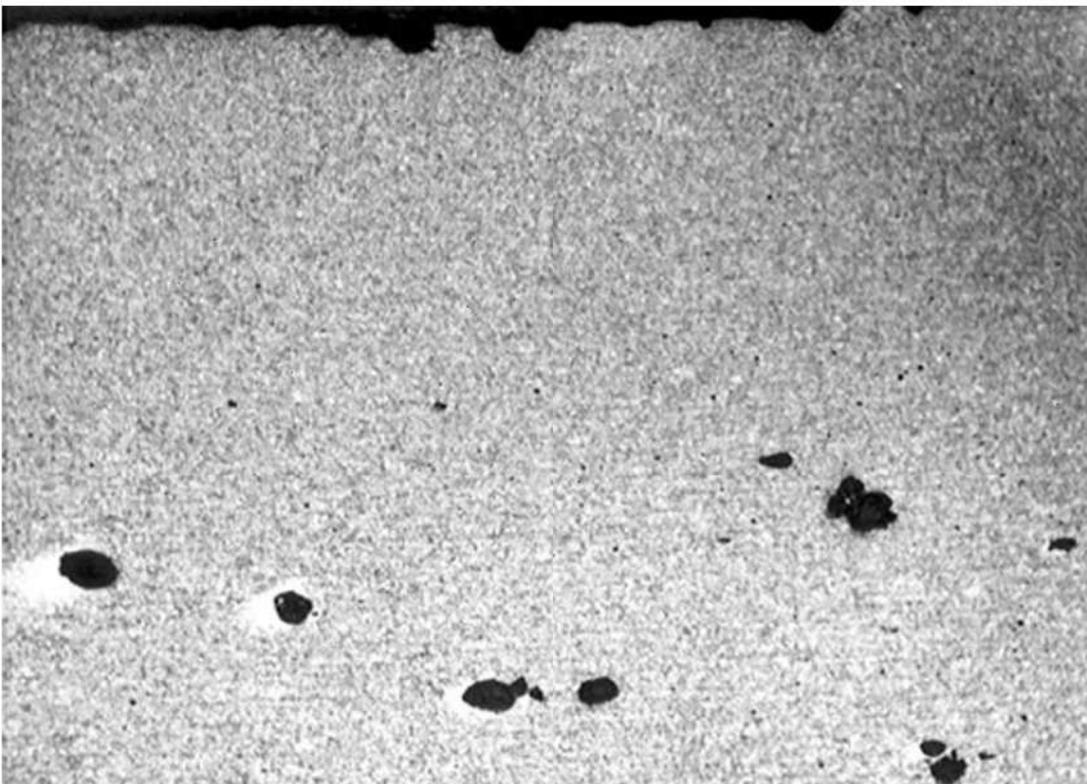


Figura 5. Microestructura en sección normal a la superficie de fractura. Acero inoxidable martensítico templado y revenido. Dureza Rockwell C = 21. Presencia de gran cantidad de inclusiones y picaduras junto a la superficie (cara lateral de la paleta). Vilella. 50X.

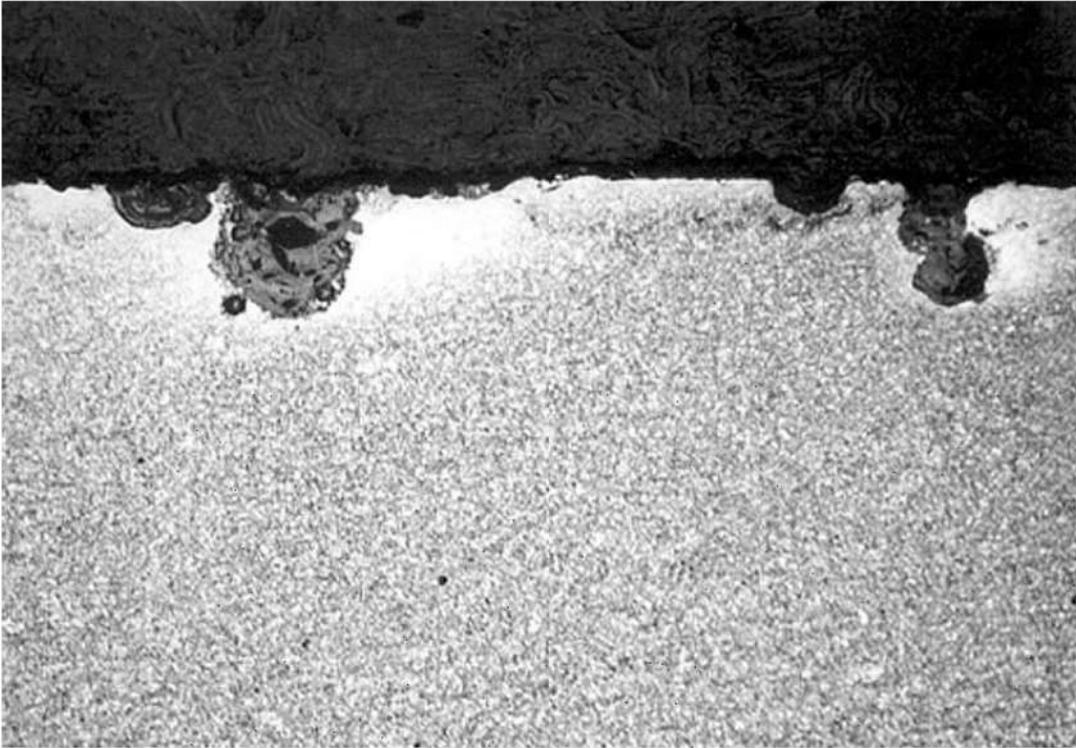


Figura 6. Detalle de la figura 5, evidenciando la presencia de inclusiones bien como el ataque químico con formación de picaduras. Vilella. 100X.

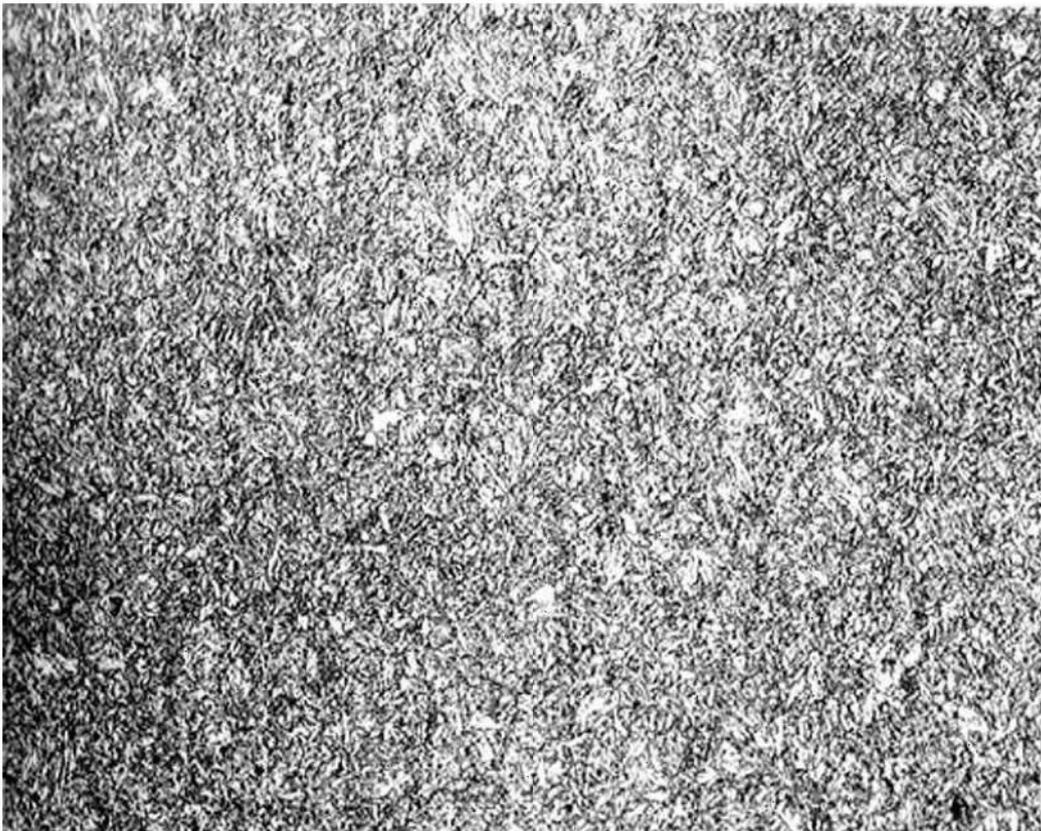


Figura 7. Microestructura del material en la región con baja densidad de inclusiones. Martensita revenida a alta temperatura. Vilella. 400X.

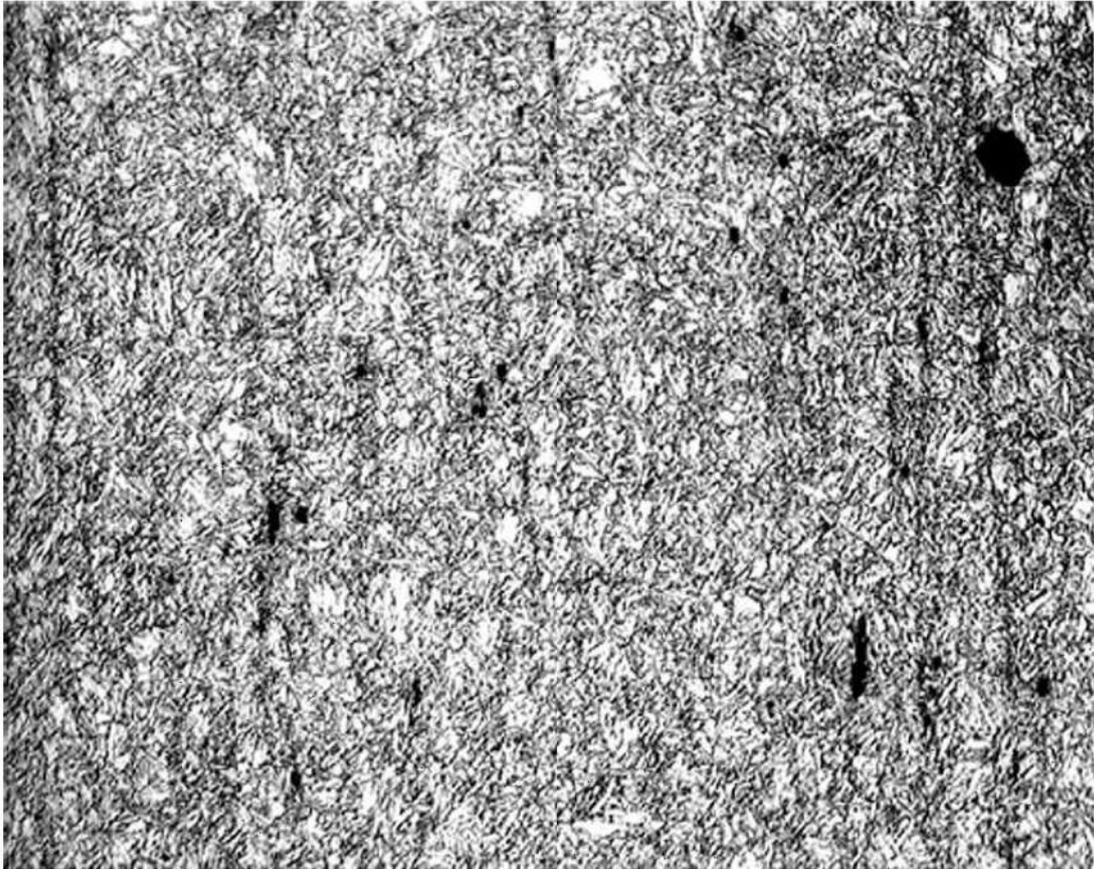


Figura 8. Microestructura del material en la región con elevada densidad de microinclusiones. Nital. 400X.

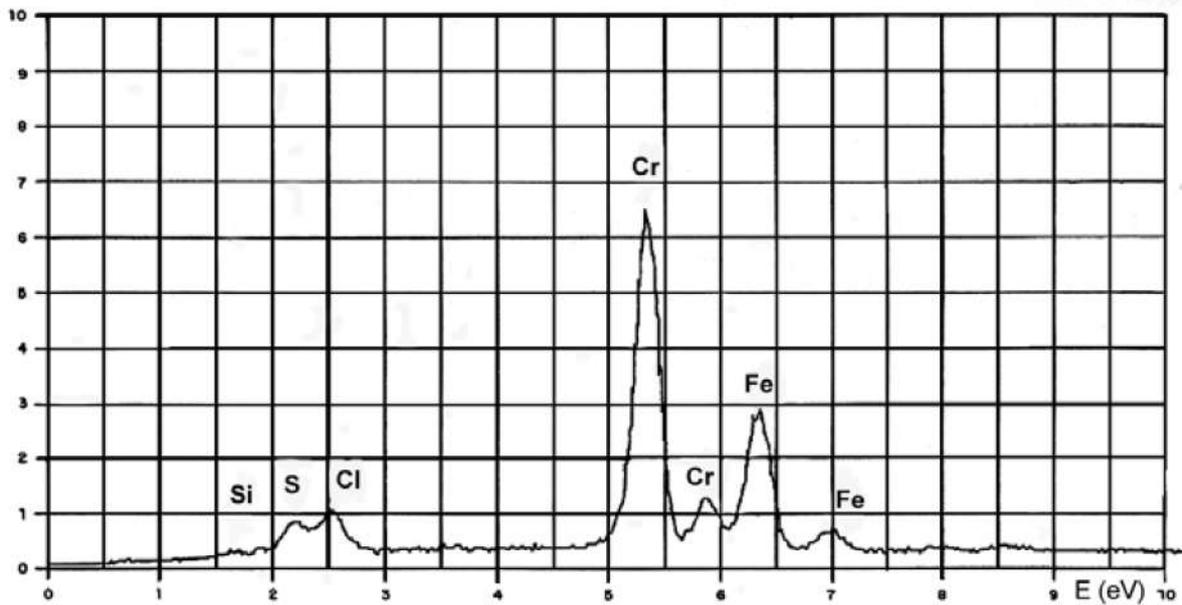


Figura 9. Resultados de microanálisis EDS en una picadura localizada en la superficie de la paleta.

32

Análisis de falla en un tubo supercalentador de una caldera

Tadeu Carneiro* y Tibério Cescon*, 1985

1. INTRODUCCIÓN

Fue solicitada la investigación de las causas de la falla prematura de un tubo de supercalentador secundario de una caldera fabricado en acero ASTM A213 grado T12. Para fines comparativos, también fue analizado un tubo adyacente al tubo fracturado (figura 1).

2. ENSAYOS REALIZADOS Y RESULTADOS

2.1. Análisis químico

Los resultados de los análisis químicos de los tubos son dados en la tabla 1. El valor de silicio del tubo fracturado se encuentra fuera de la especificación con relación a la composición química para el acero ASTM A213 grado T12. Entretanto, ese desvío no acarrea problemas perjudiciales relativos al comportamiento de la fluencia del material.

Se realizó también el análisis cualitativo por espectrografía de emisión de las incrustaciones presentes en los dos tubos, no siendo observada la presencia de

* Investigadores responsables por el documento técnico

carbono o sodio. La difracción de rayos X de estas incrustaciones reveló la presencia de magnetita y hematita en el caso del tubo fracturado, y de magnetita y ferrita en el caso de la incrustación interna del tubo adyacente. La determinación de la densidad superficial de incrustaciones internas, para los dos tubos enviados, ofreció los siguientes resultados: tubo fracturado: 157.7 mg/ cm²; tubo adyacente: 37.2 mg/ cm².

Tabla 1. Resultados del análisis químico

Elemento	Tubo fracturado (%)	Tubo adyacente (%)	ASTM A213 (%)
C	0.081	0.081	0.15 máx.
Si	0.95	0.28	0.50 máx.
Mn	0.49	0.44	0.30-0,61
P	0.02	0.02	0.045 máx.
S	0.024	0.035	0.045 máx.
Ni	0.1	0.16	-
Cr	1.17	1.06	0.80 – 1.25
Mo	0.5	0.53	0.44 – 0.65

2.2. Ensayo de tracción

Los resultados del ensayo de tracción son mostrados en la tabla 2. El material del tubo fracturado presenta mayor resistencia mecánica del que la observada en el tubo adyacente y en las especificaciones de la norma.

Tabla 2: Resultados del ensayo de tracción

Parámetro	Tubo fracturado	Tubo adyacente	ASTM A213 grado T12
Límite de elasticidad (MPa)	872	279	207
Límite de resistencia (MPa)	981	437	414
Alargamiento (%)	13	30.4	-

2.3. Análisis metalográfico

Los resultados del examen metalográfico se encuentran en las figuras 2 a 7. Se observa que la microestructura del tubo adyacente es compuesta de ferrita, perlita coalescida, carburos precipitados en los contornos de grano de la ferrita e inclusiones alargadas del tipo sulfuro. Se evidencia la incrustación interna, con aproximadamente 0.08 mm de espesor, y la capa descarburada junto a esta superficie, con cerca de 0.12 mm de profundidad. El examen metalográfico del tubo

fracturado, junto a la superficie de fractura, evidencia la ocurrencia de deslizamientos relativos entre los granos con la formación de cavidades alargadas intergranulares, típica de la fractura por fluencia. Su microestructura es compuesta de martensita, bainita e inclusiones.

3. DISCUSIÓN

El hecho de que la fractura del tubo se haya desarrollado sin estricción (fractura con labio grueso) y de la microestructura junto a la misma haber presentado evidencias de deslizamientos relativos entre los granos indican que la fractura del tubo ocurrió por un proceso de fluencia. El proceso de fluencia podría haber sido ocasionado por operación de la caldera en condiciones de supercalentamiento, relativamente a los niveles permitidos. Una evidencia adicional a este hecho es que el tubo adyacente al fracturado presento microestructura coalescida, típica de manutención del material en temperaturas encima de los niveles permitidos, por tiempo prolongado. Además de eso, la presencia de magnetita en la incrustación interna es otra evidencia clara en ese sentido. Mientras eso, la deformación observada en el tubo fracturado y la alteración microestructural de este tubo (responsable por los resultados del ensayo de tracción) indican que el sufrió calentamiento en temperaturas del campo austenítico (encima de cerca de 750°C).

4. CONCLUSIÓN

El tubo del supercalentador de la caldera presento un proceso de fractura por fluencia agravado por su supercalentamiento brusco.

5. FIGURAS



Figura 1. Aspecto de los tubos enviados para el análisis.

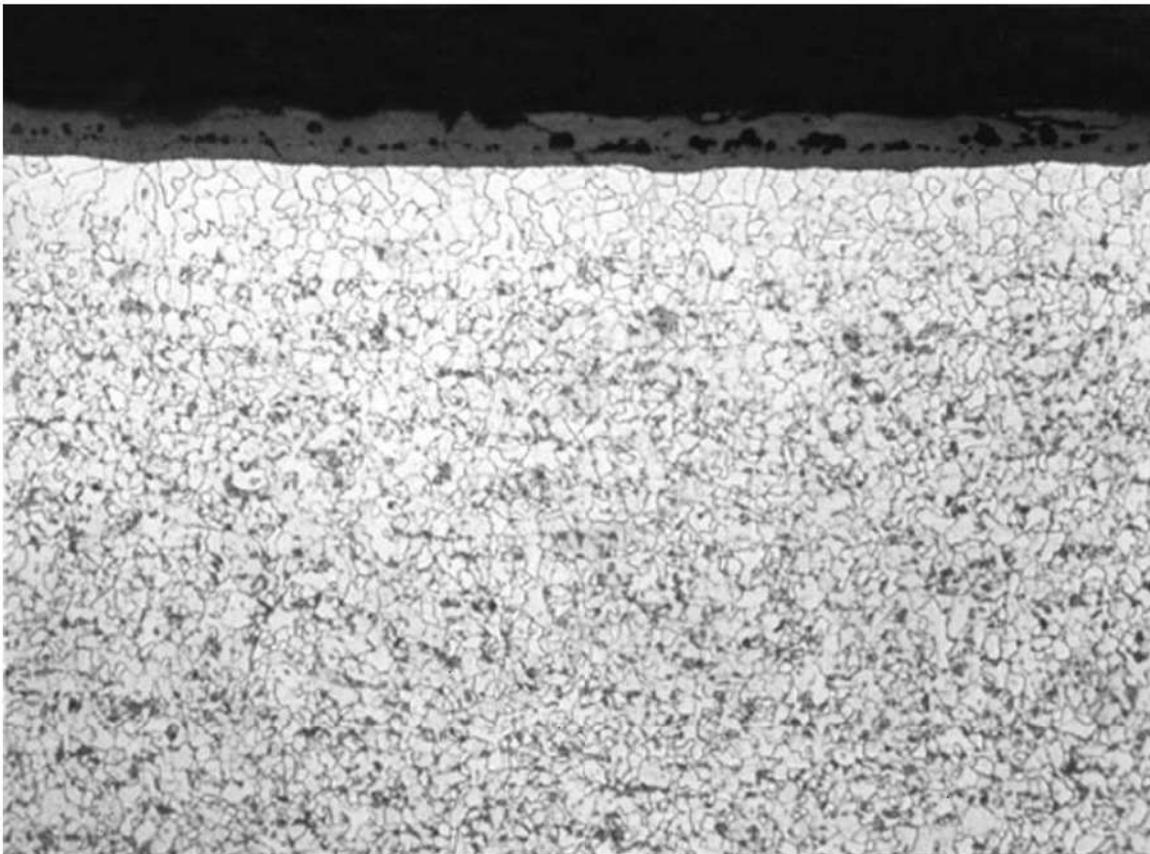


Figura 2. Microestructura del tubo adyacente al fracturado. Se evidencia la incrustación interna, con cerca de 0.08 mm de espesor y la camada descarburada junto a esta superficie, con cerca de 0.12 mm de profundidad. Sección longitudinal. Nital. 100X.

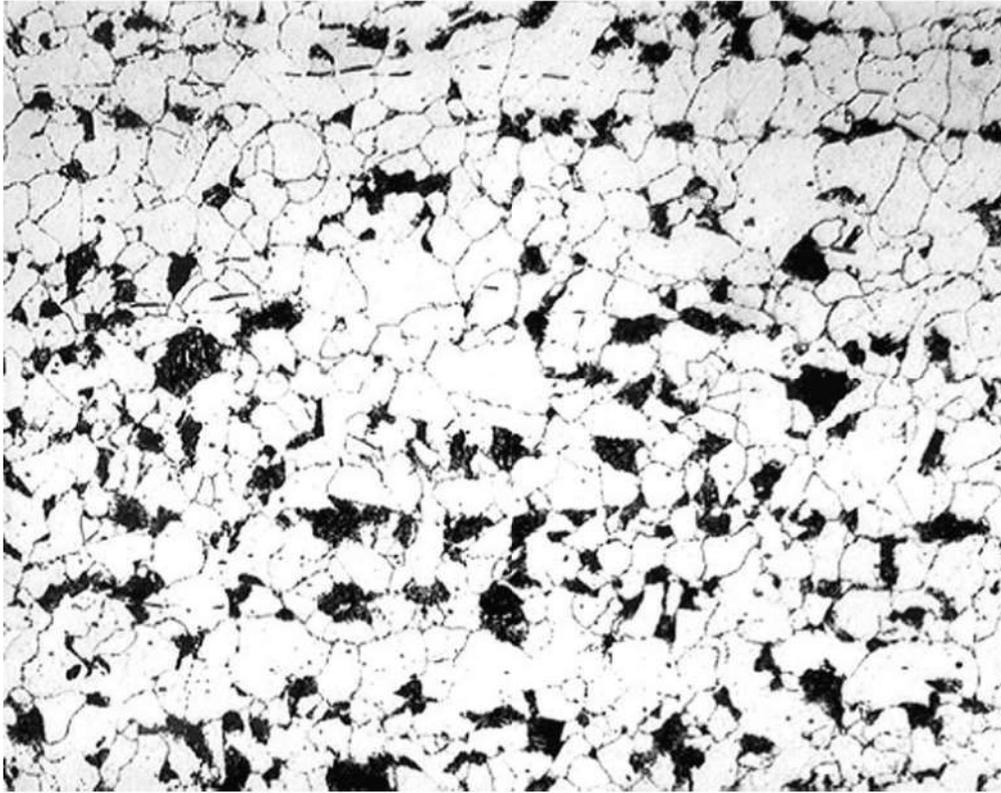


Figura 3. Detalle de la figura 2. Ferrita, perlita coalescida, carburos precipitados en los contornos de grano de la ferrita e inclusiones alargadas del tipo sulfuro. Nital. 400X.

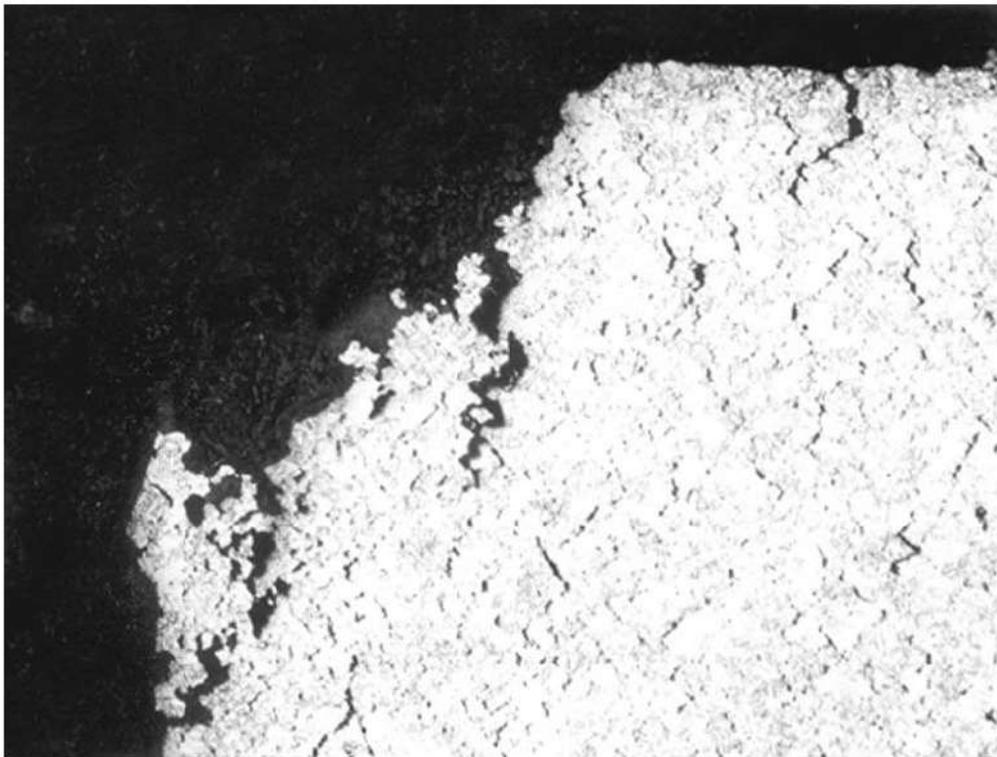


Figura 4. Microestructura junto a la superficie de fractura, evidenciando la ocurrencia de deslizamientos relativos entre los granos con la formación de cavidades alargadas intergranulares, típica de fractura por fluencia. Sección transversal. Nital. 50X.

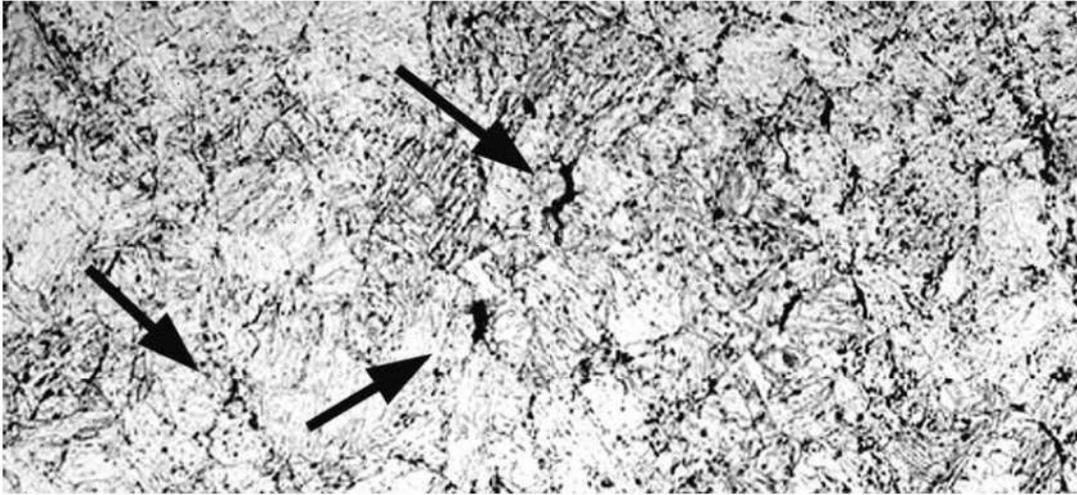


Figura 5. Detalle de la figura 4, evidenciando los microconstituyentes presentes. Martensita, bainita e inclusiones. Se observan las cavidades intergranulares (flechas) formadas por fluencia. Sección transversal. Nital. 400X.

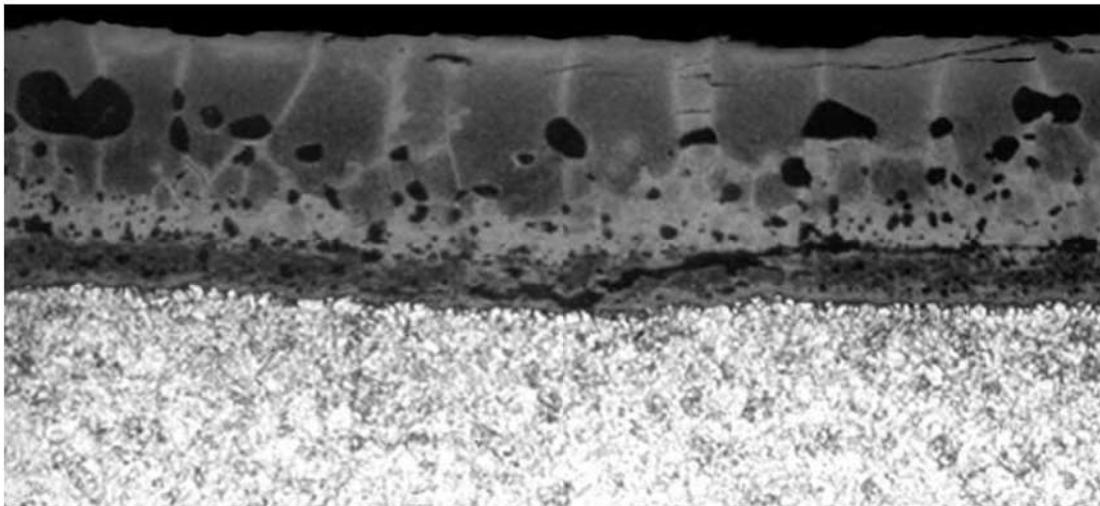


Figura 6. Aspecto de la microestructura del material junto a una de las extremidades de la muestra del tubo fracturado (lejos de la fractura). Se evidencia incrustación interna con cerca de 0.33 mm de espesor. Sección transversal. Nital. 400X.

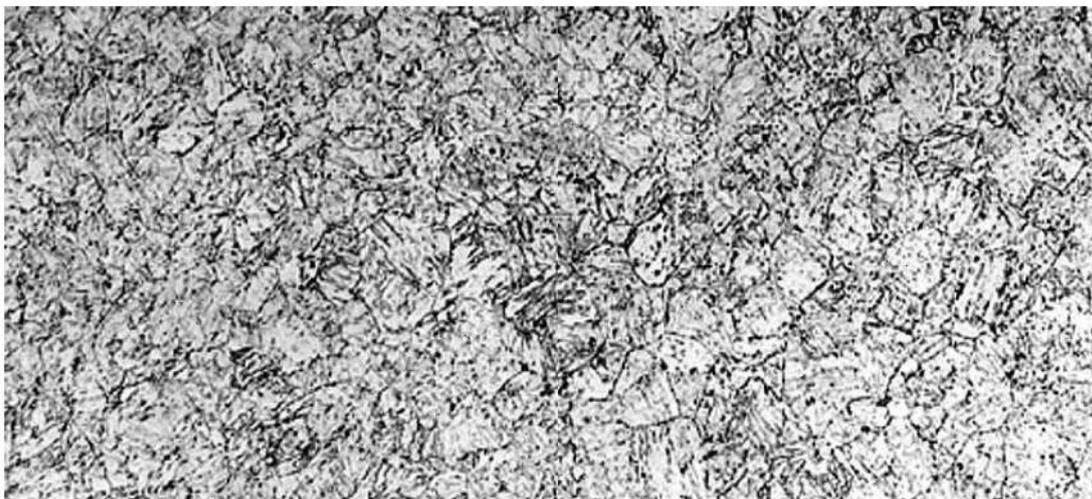


Figura 7. Detalle de la figura 6, evidenciando los microconstituyentes presentes. Martensita, bainita, carburos en los contornos de grano e inclusiones. Sección transversal. Nital. 400X.

33

Análisis de falla en el gancho de un equipo de elevación

Tadeu Carneiro* y Tibério Cescon*, 1986

1. INTRODUCCIÓN

Se examinó un gancho utilizado para cargar chapas de acero bobinadas, que fracturo en servicio prematuramente (figura 1).

2. ENSAYOS REALIZADOS Y RESULTADOS

Los resultados del análisis químico son mostrados a seguir: C = 0.23%; Si = 0.18%; Mn = 1.04%; P = 0.02%; S = 0.014% y Cr = 0.02%. Los resultados del ensayo de tracción, efectuado conforme la norma ASTM E-8 en el cuerpo de prueba longitudinal, son dados a seguir: límite de elasticidad (MPa) = 241; límite de resistencia (MPa) = 503; alargamiento (%) = 25; y estricción (%) = 64.

La posición de la fractura se dio en la región de máxima sollicitación en flexión del componente (figura 1). La superficie de la fractura puede ser vista en las figuras 2 y 3. Se nota la presencia de cuatro regiones distintas. Se concluye que parte de la fractura ocurrió por desarrollo progresivo (fatiga) debido a esfuerzos alternados de flexión (región III). La grieta de fatiga fue nucleada por la región II de la fractura. La región IV es la de arrancamiento final, y corresponde a la sección resistente del componente para el nivel de sollicitación en el momento de la rotura final.

* Investigadores responsables por el documento técnico

Los resultados de la observación de la región II en el microscopio electrónico de barrido pueden ser vistos en las figuras 4 y 5. El aspecto microscópico es característico de aquella debido a la acción fragilizante del hidrogeno por el mecanismo de formación de escamas. El examen micrográfico de esa región en la superficie pulida, paralela a la fractura y próximo a ella, constituye evidencia adicional en ese sentido, como puede ser observado en las figuras 6 y 7. La observación de esas micrografías permite concluir que la región II, donde nucleó la grieta de fatiga en el componente, corresponde a una región de defectos de fabricación del acero utilizado en la obtención del componente en cuestión. Relativamente a la región I de la superficie de fractura, las figuras 8 y 9 evidencian que la misma corresponde a la región alterada térmicamente por el proceso de corte de la chapa en la fabricación del gancho.

3. CONCLUSIONES

- El gancho fracturado enviado para el análisis fue fabricado a partir de una chapa de acero de bajo carbono con media resistencia mecánica laminado en caliente
- La fractura del gancho ocurrió por desarrollo progresivo (fatiga) debido a esfuerzos alternados de flexión, con nucleación en la región de la chapa con defecto de fabricación. La región de defectos, que dio origen a la fatiga, es característica de una grieta provocada por la acción fragilizante del hidrogeno por medio del mecanismo de formación de escamas.

4. FIGURAS

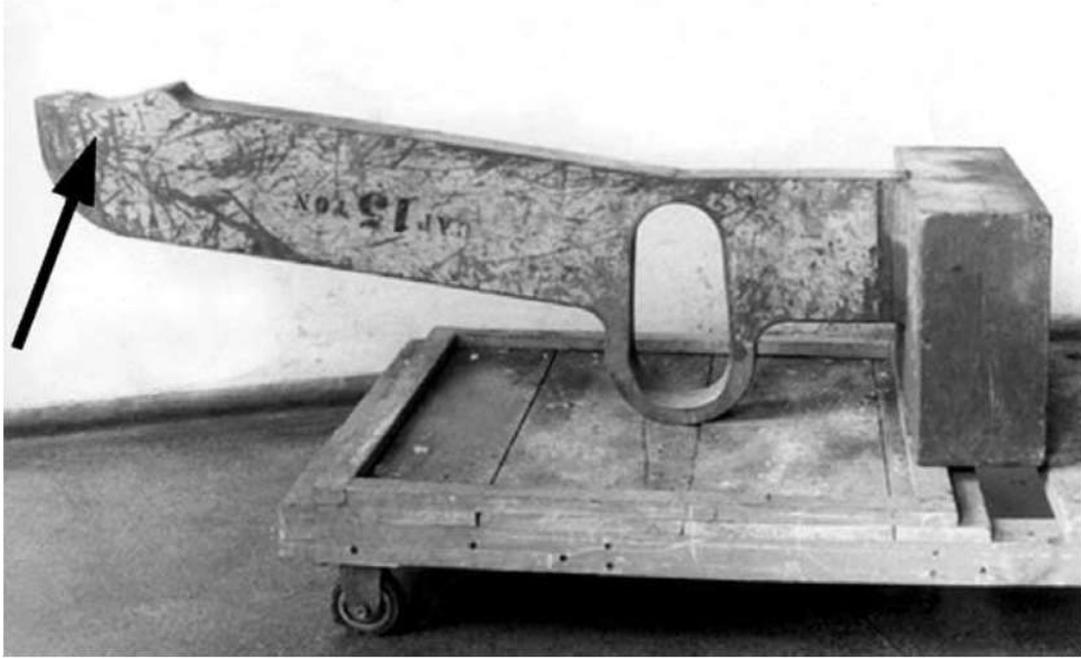


Figura 1. Aspecto de la muestra del gancho fracturado (flecha) enviado para análisis.

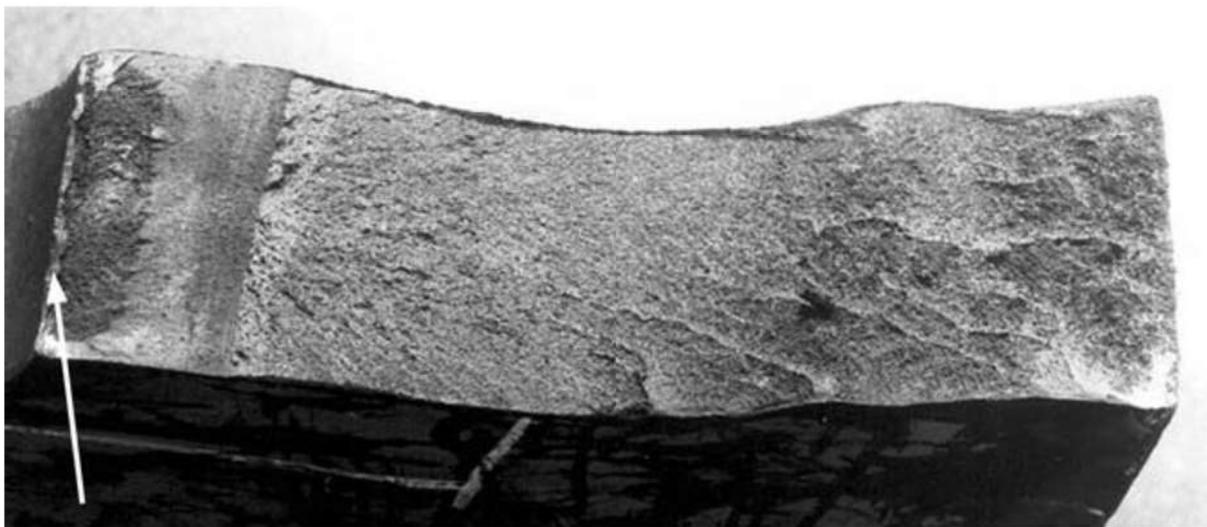


Figura 2. Aspecto de la superficie de fractura del gancho analizado. Fractura de desarrollo progresivo (fatiga) nucleada en la región con defectos de fabricación del material de la chapa (flechas).

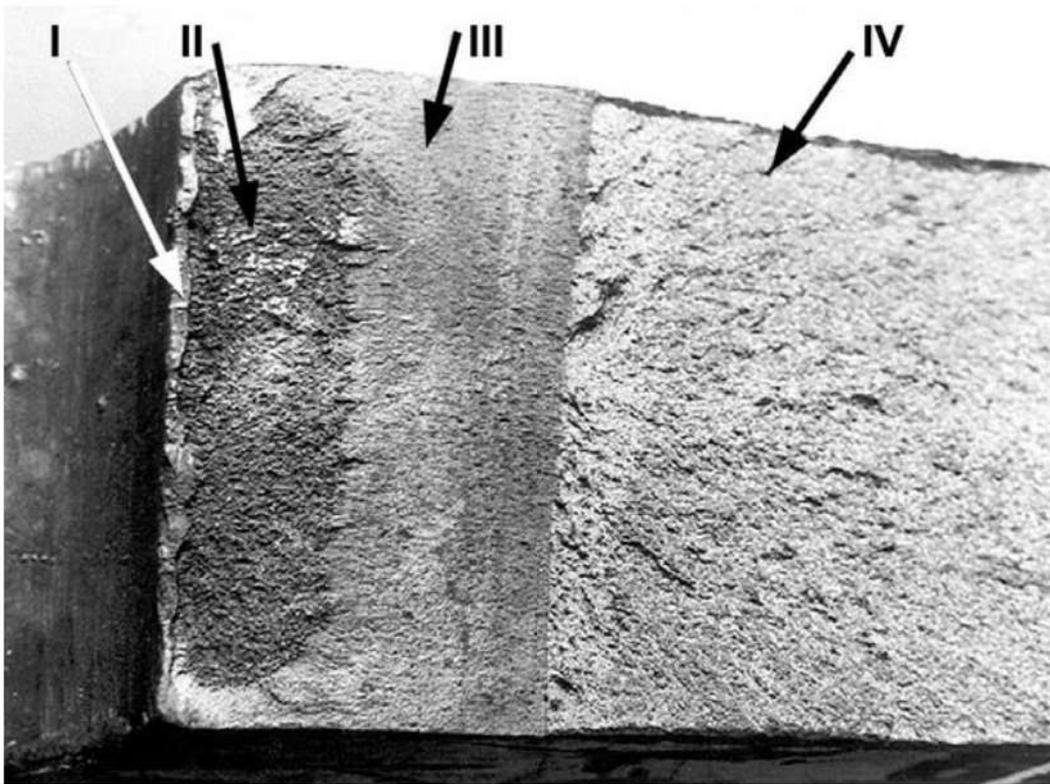


Figura 3. Detalle de la figura 2, evidenciando las cuatro regiones distintas presentes en la superficie de fractura e identificadas como I, II, III y IV.



Figura 4. Aspecto de la fractura junto a la región II de la figura 3. Fractura intergranular con innumerables grietas, característica de la falla ocurrida por acción del hidrogeno por medio de la formación de escamas. MEB-SEI. 100X.

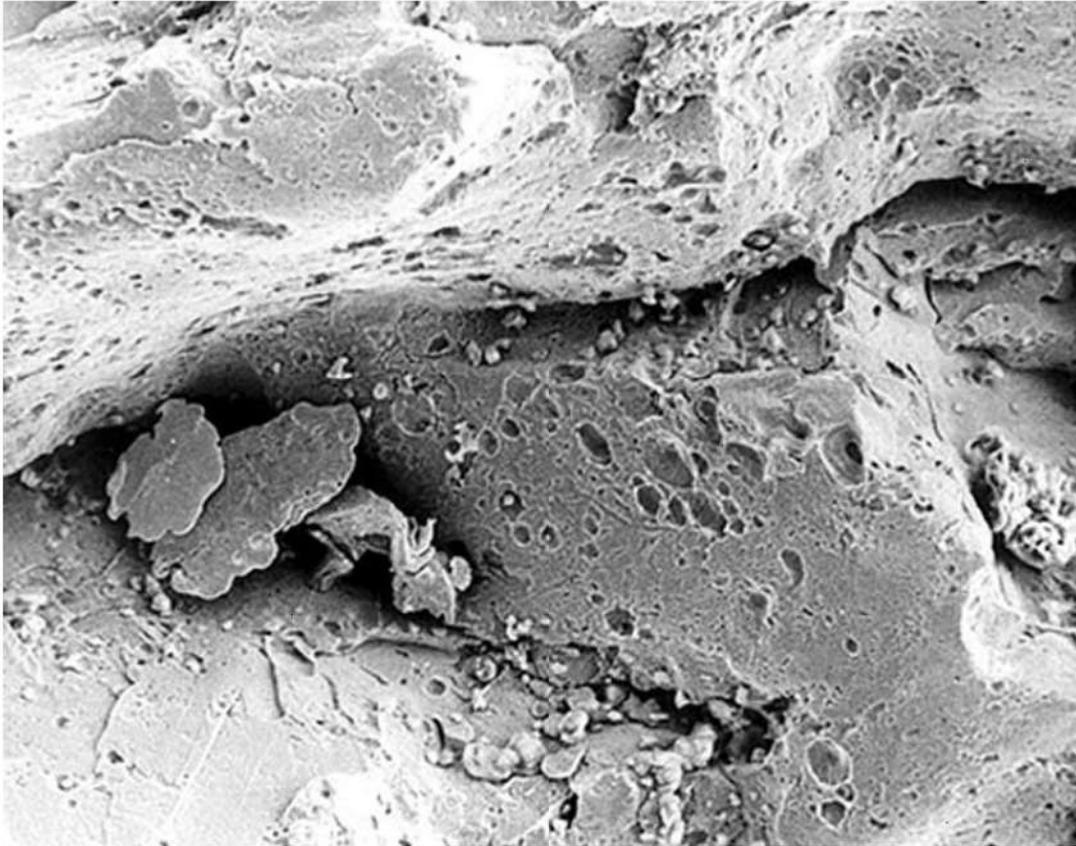


Figura 5. Detalle de la figura 4, evidenciando los aspectos microscópicos de la fractura en la región II. MEB. 400X.



Figura 6. Sección paralela a la superficie de la fractura. Innumerables grietas, inclusiones y porosidades. 50X.



Figura 7. Detalle de la figura 6, evidenciando las fisuras más finas. 400X.

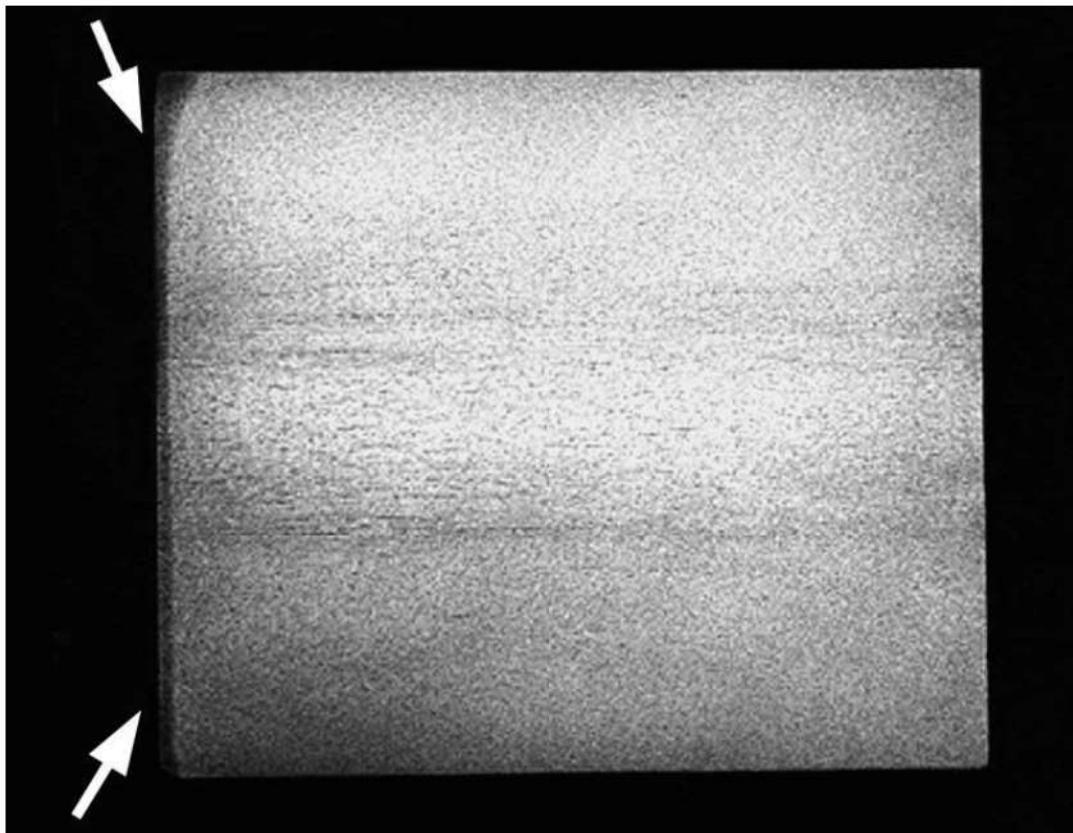


Figura 8. Macrografía del gancho en sección paralela a la fractura. Se observa la alteración térmica a lo largo de la superficie de corte efectuado para la conformación del gancho - observe las flechas. Reactivo de yodo.

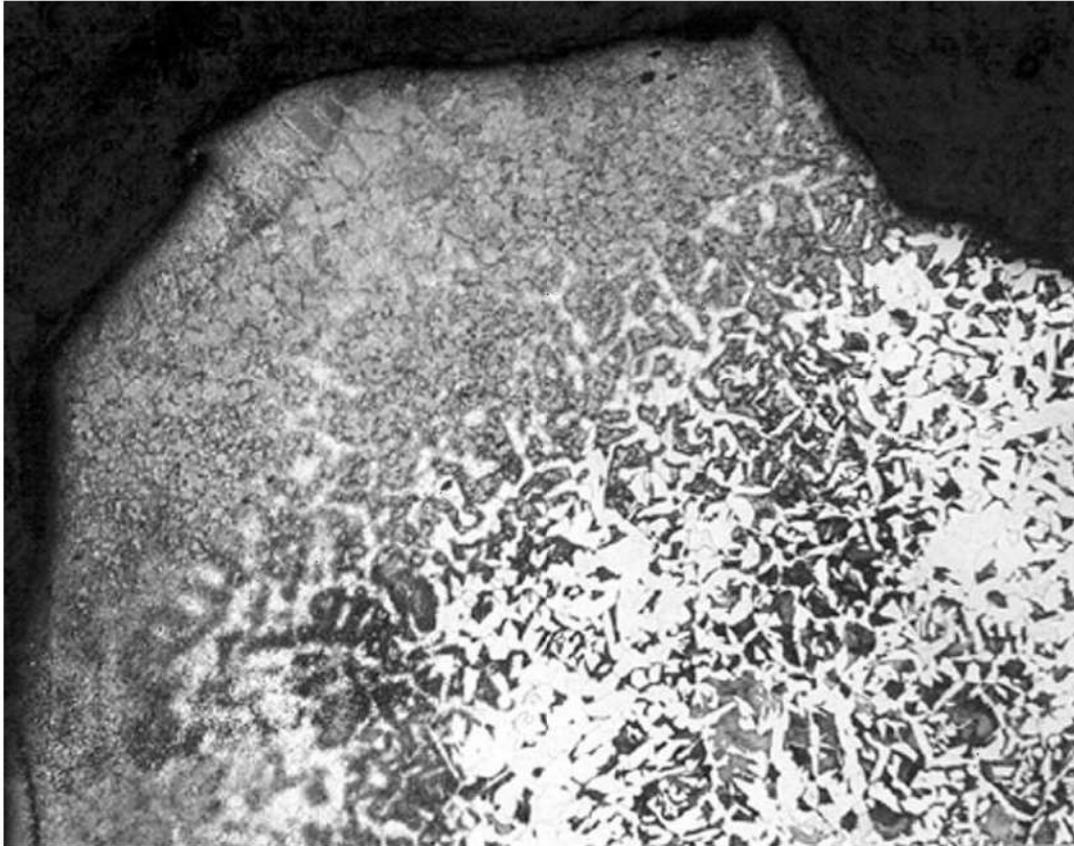


Figura 9. Aspecto micrográfico del material junto a la región alterada térmicamente por el corte de la chapa. Microconstituyentes aciculares en la región alterada, ferrita y perlita en el material base. Nital. 50X

34

Análisis de falla en un eje de navío oceanográfico

Hamilton L. Ito* y Tibério Cescon*, 1988

1. INTRODUCCIÓN

Durante la operación de investigación en alta mar, el navío oceanográfico presentó rotura del eje del sistema de propulsión (figura 1). El objetivo del presente trabajo es determinar la causa de la rotura del eje.

2. EXÁMENES REALIZADOS Y RESULTADOS

2.1. Análisis fractográfico y metalográfico

Las figuras 2 a 7 muestran la localización y el aspecto de la fractura. El examen de la superficie de rotura muestra dos regiones distintas:

- Región de aspecto cónico del eje (observe la región A en la figura 4) con inicio en la zona indicada por la flecha n° 1 en las figuras 4 y 7, mostrando fractura por fatiga con nucleación múltiple.
- Fractura por fatiga (observe región B en la figura 4) con nucleación de las grietas en los rasguños superficiales en la región de concordancia de la brida con el eje (flecha n° 2 de las figuras 4 y 7).

* Investigadores responsables por el documento técnico

El examen micrográfico evidencio que el eje fue fabricado por forjado (figuras 8 y 9), y el metalográfico revelo tratarse de un acero bajo carbono recosido (figura 10).

2.1. Análisis químico y ensayo de dureza

El análisis químico dio los resultados mostrados en la tabla 1. Los valores obtenidos muestran que el acero usado en la fabricación de la pieza es similar al acero AISI 1018 o 1019. El ensayo de dureza Brinell efectuado con carga de 29420 N y esfera de 10 mm de diámetro, conforme la norma ASTM E 10, resulto en 146 HB.

Tabla 1. Resultados del análisis químico.

Elemento	Valor (%)	Acero 1018 (%)	Acero 1019 (%)
C	0.18%	0.15 -0.20	0.15 – 0.20
Mn	0.92%	0.60 -0.90	0.70 – 1.00
P	0.02%	0.040% máx.	0.040% máx.
S	0.02%	0.050% máx.	0.050% máx.

3. DISCUSIÓN

Los exámenes realizados mostraron que la pieza presento dos regiones distintas de fractura. La hipótesis más probable es que el esfuerzo de compresión del eje que ocurre durante el movimiento del navío fue responsable por la región cónica de la fractura que tubo nucleación múltiple y propagación por fatiga a partir de la región de concentración de tensiones (canto vivo interno, junto a la brida observe flecha 1 en la figura 7). El desarrollo de la grieta de fatiga causo perdida de rigidez en la pieza, resultando en una sollicitación encima de lo normal en el cojinete. Esta sollicitación anormal en el cojinete debe haber causado el rayado de la superficie del eje que se tornaran puntos de nucleación del nuevo frente de fatiga (observe la flecha 2 en la figura 7), identificada como región B.

4. CONCLUSIÓN

La pieza sufrió rotura con desarrollo progresivo (fatiga) iniciada en la región de concentración de tensiones (canto vivo interno junto a la brida) que ocasiono la propagación de la fisura de adentro hacia fuera del eje propulsor.

5. FIGURAS

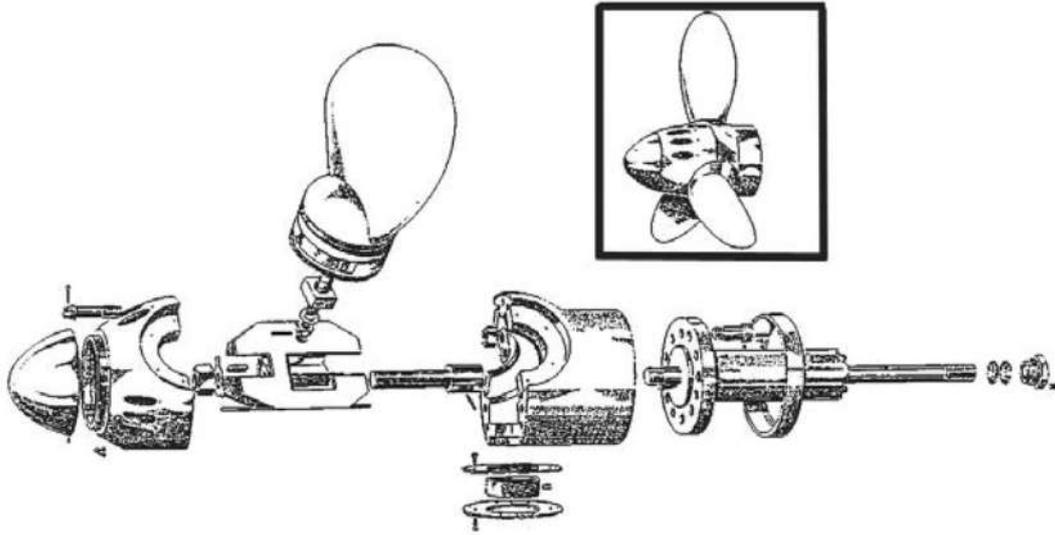


Figura1. Aspecto general del sistema de propulsión del navío.

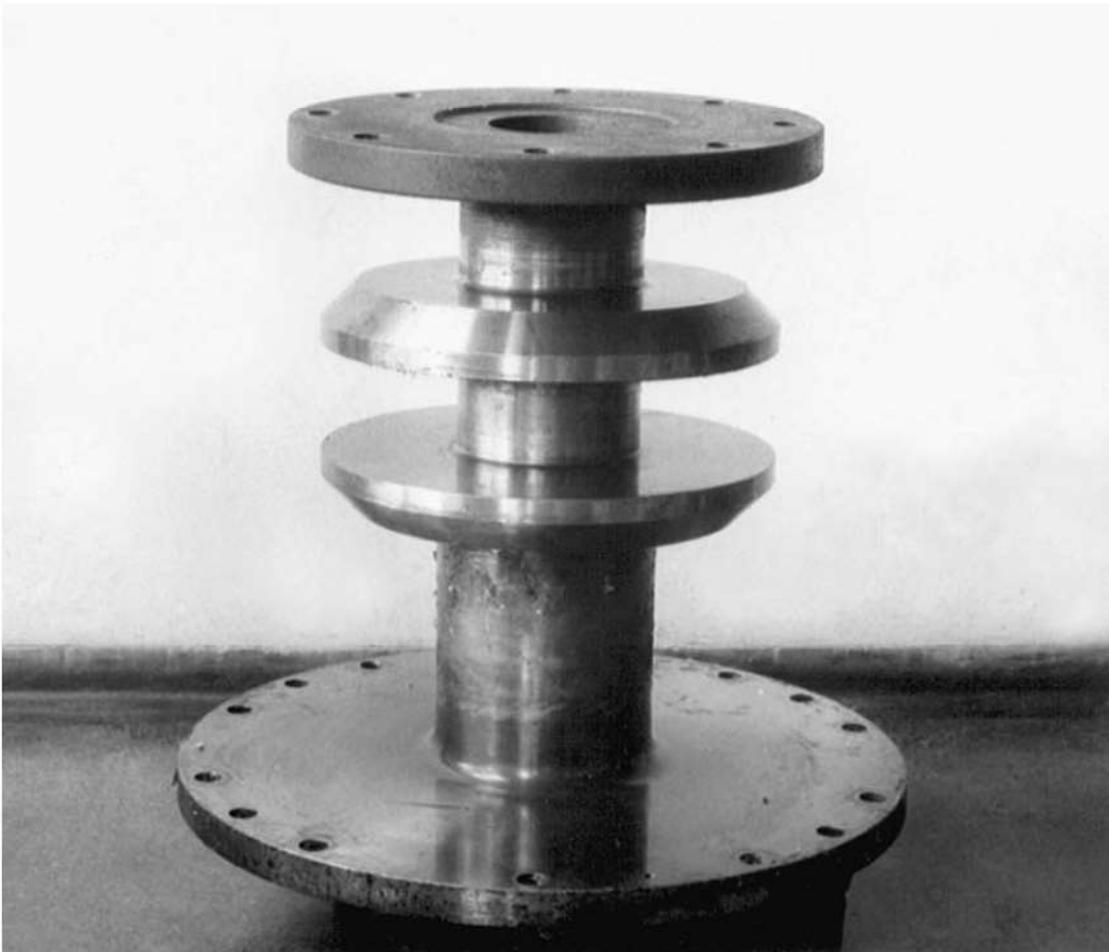


Figura 2. Aspecto del eje roto con yuxtaposición de las dos partes.

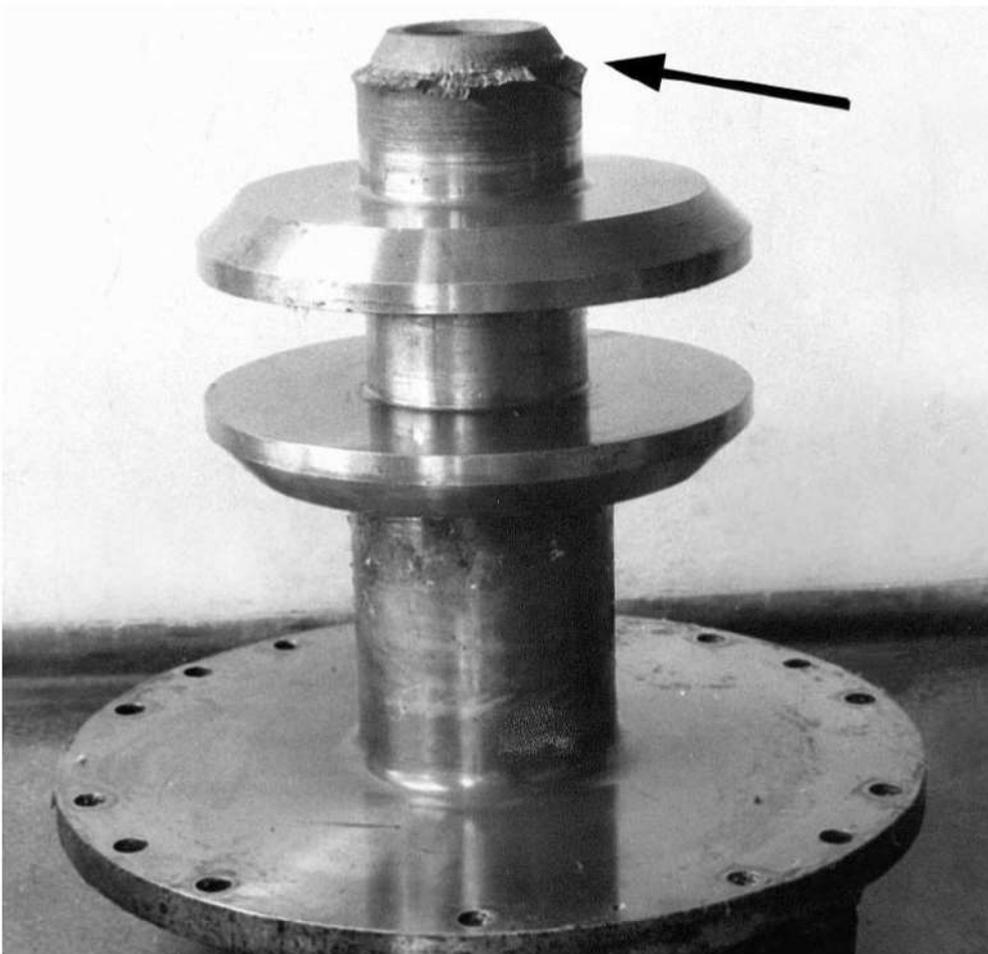


Figura 3. Localización de la fractura junto a la brida (flecha).

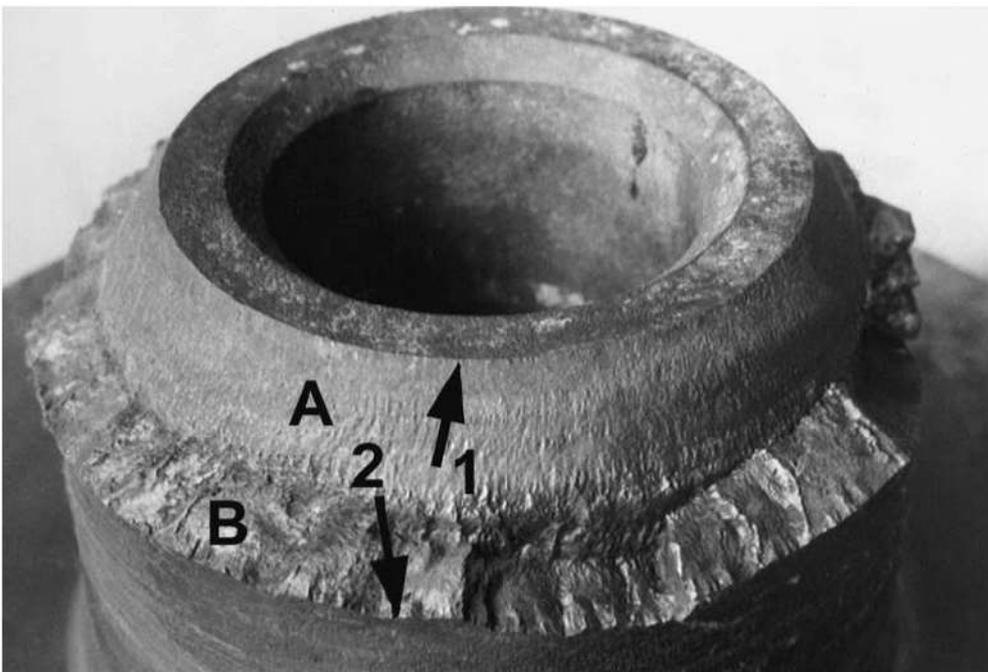


Figura 4. Detalle de la superficie de fractura del eje, mostrando dos regiones de topografía distintas: A, cónica y B, transversal al eje. Se observa rayaduras en la superficie externa del eje (flechas 1 y 2), lugares de origen de las grietas de fatiga (dos frentes)

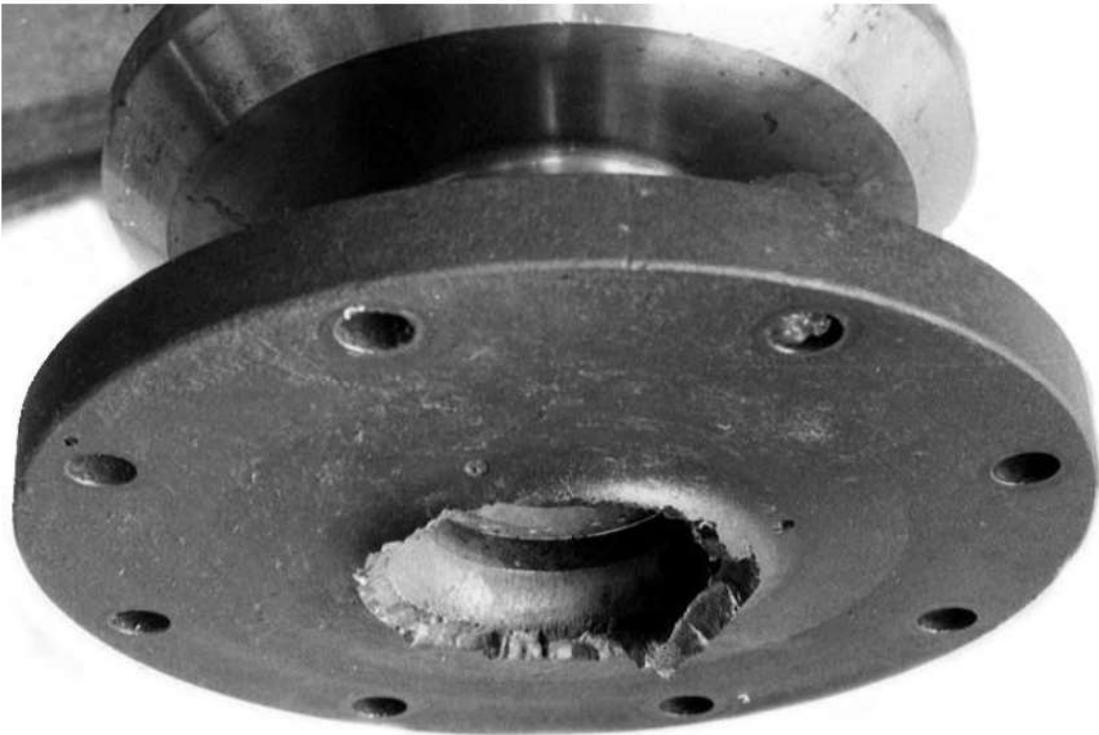


Figura 5. Aspecto general de la brida arrancado por ocasión de la fractura.



Figura 6. Detalle de la figura 5, mostrando el aspecto de la fractura visto del lado de la brida.

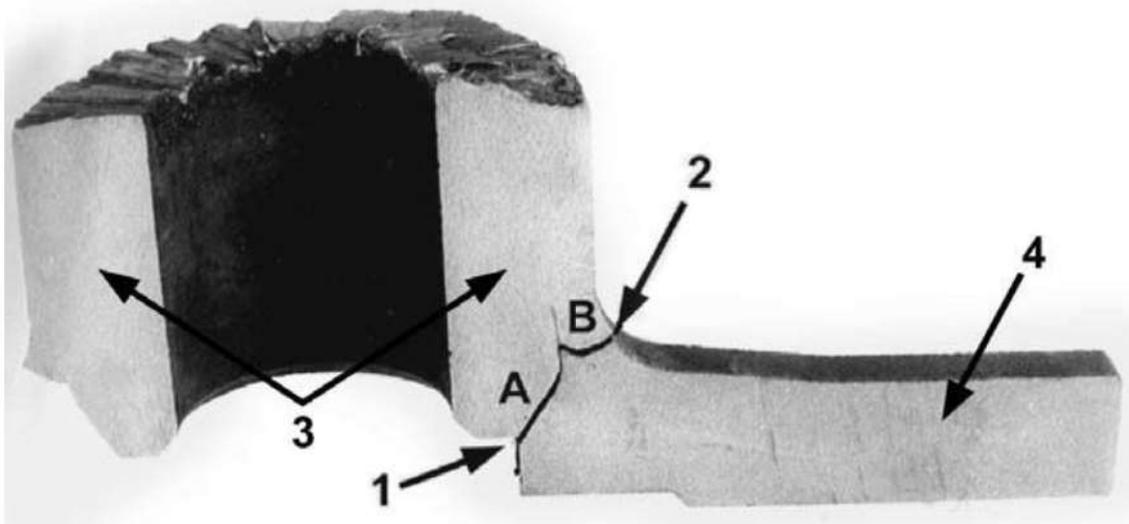


Figura 7. Aspecto de la propagación de la grieta en relación al conjunto eje-brida. Las flechas 1 y 2 muestran regiones del inicio de la fractura en los dos frentes de propagación A y B, respectivamente. Las flechas 3 y 4 apuntan para las regiones del examen macrográfico (véase figuras 8 y 9).

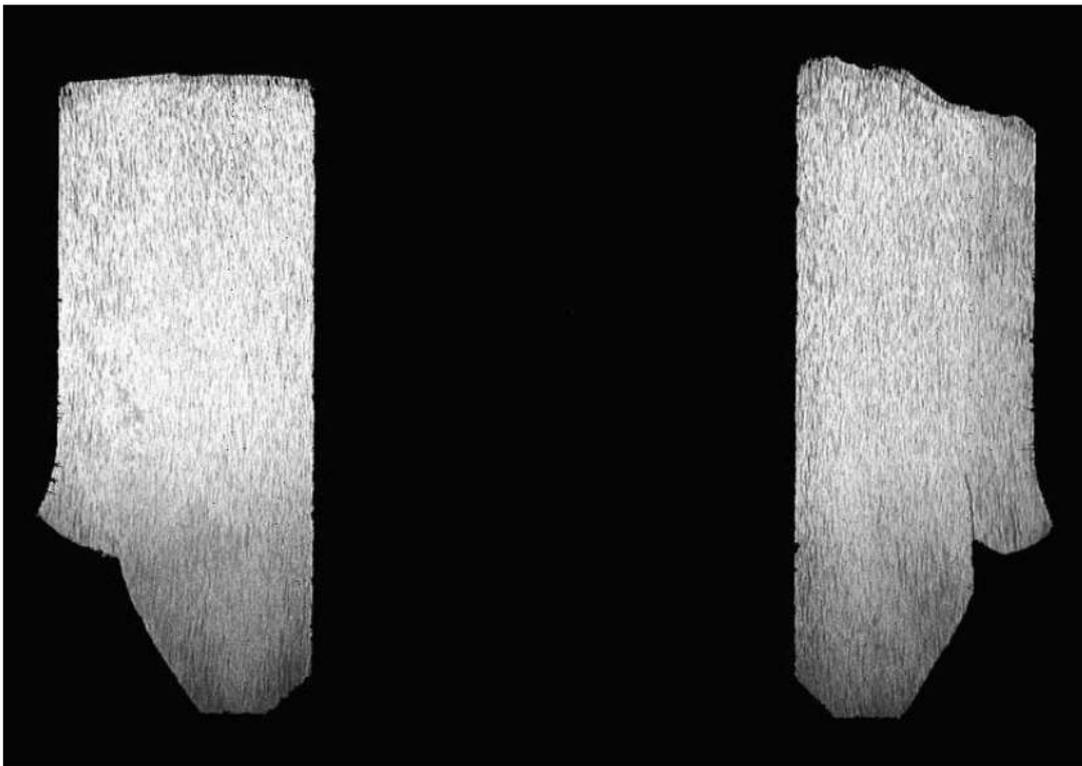


Figura 8. Macrografía del material del eje (flecha 3 de la figura 7). Acero forjado. Reactivo de yodo.

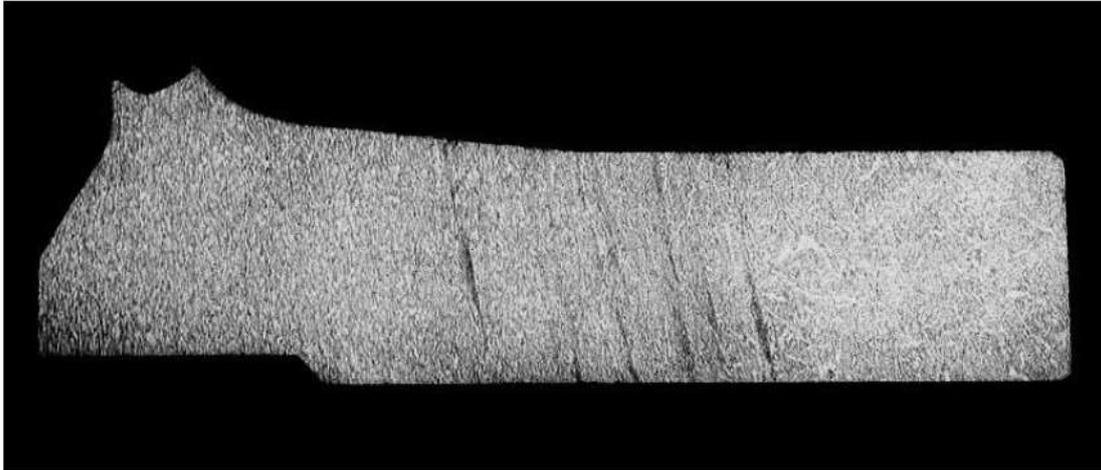


Figura 9. Macrografía del material del eje (flecha 4 de la figura 7). Acero forjado. Reactivo de yodo

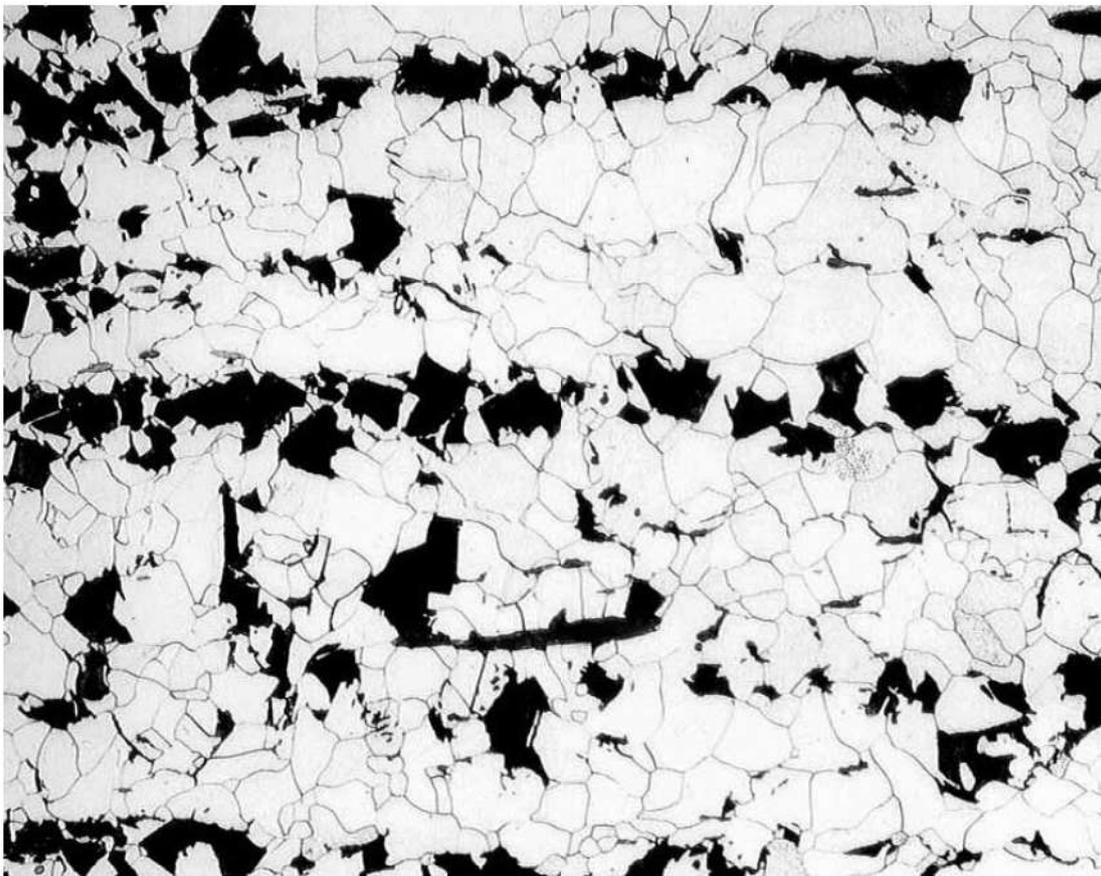


Figura 10. Microestructura del material del eje. Ferrita, perlita e inclusiones. Nital. 50X.

35

Análisis de falla en el marco de aluminio de una bicicleta

José E. G. Lamas*, Toshiyuki Kuronuma*, Hamilton L. Ito* y Tibério Cescon*, 1994

1. INTRODUCCIÓN

Una bicicleta con un marco fabricado con una aleación de aluminio AA6061 rompió durante la utilización por el propietario. El presente trabajo tiene por objetivo investigar las causas del accidente. La figura 1 muestra el aspecto de la bicicleta recibida.

2. ENSAYOS REALIZADOS Y RESULTADOS

2.1. Examen visual

La figura 2 muestra el lugar de la fractura con mayor detalle. En el examen visual, se verifica que las dos juntas de soldadura rotas presentan exceso de metal depositado, solapamiento y que el inicio y el fin del pase están localizados en la región de inicio de la fractura (figuras 3 y 4).

2.2. Análisis químico

Los resultados del análisis químico son mostrados a seguir: Cu = 0.23%; Cr = 0.14%; Mg = 0.91%; Mn = 0.06%; Si = 0.67%; Zn = 0.04%; y Al = equilibrio.

* Investigadores responsables por el documento técnico

2.3. Análisis fractográfico y metalográfico

El marco se rompió en las juntas de soldadura de unión de los tubos inclinado (tubo 1) y horizontal (tubo 2) al tubo pivote del conjunto trinche/manubrio (tubo 3, véase las figuras 1 y 2). La rotura se inició simultáneamente en la región superior de la soldadura del tubo 1 y en la región inferior de la soldadura del tubo 2 (figuras 2 a 4). El examen fractográfico mostró que la región de inicio de la rotura del tubo 1 presenta varios defectos de soldadura (falta de penetración, falta de fusión, porosidad y óxidos), abarcando casi la totalidad de esa región (figuras 5 a 7). El examen micrográfico de esa región mostro la presencia de porosidad y falta de fusión (figuras 8 y 9). En los locales de inicio de la fractura del tubo 2, fue observada la precipitación intergranular, perpendicular a la pared del tubo, debido al calentamiento de esa región (figura 10). Fue efectuado un ensayo de dureza Vickers con carga de 1.9 N (0.2 kgf), conforme la norma NBR 6672/81 en tres regiones de la muestra y los resultados son mostrados a seguir: soldadura 62 ± 1 ; ZTA 69 ± 4 ; tubo 91 ± 3 .

3. DISCUSIÓN

El material de los tubos del marco de la bicicleta se encuadra dentro de lo especificado por la Aluminium Association para la aleación AA6061. El ensayo de dureza muestra que, en la zona térmicamente afectada por el proceso de soldadura (ZTA), ocurre una caída de dureza de 91HV0.2 para 69 HV0.2 debido a la precipitación. Exceso de metal depositado y solapamiento son indicativos de soldaduras obtenidas con alto aporte de calor, que provoca, en la zona afectada térmicamente, alteraciones microestructurales perjudiciales para el desempeño de la junta soldada. Esto fue observado en el local de inicio de la fractura del tubo 2 (figura 10). El inicio y el fin del pase, siendo regiones donde la ocurrencia de defectos de soldadura es mayor, deben ser localizados en las posiciones menos críticas. Sin embargo, en las juntas de las soldaduras examinadas, el inicio y el fin del pase se localizan en la región de inicio de la fractura (figura 3) y esto explica el hecho de que en el tubo 1 se presenta un nivel excesivo de defectos de soldadura en la región de inicio de la fractura. La rotura del cuadro fue causada por fallas de soldadura.

4. CONCLUSIONES

- La disminución de dureza en la zona afectada, causada por el proceso de soldadura, no es la responsable por la rotura del marco.
- La fractura del cuadro de la bicicleta ocurrió debido a fallas en las soldaduras.

5. FIGURAS



Figura 1. Aspecto de la bicicleta recibida, mostrando que la rotura del cuadro ocurrió en las juntas de la soldadura de unión de los tubos inclinado (1) y horizontal (2) al tubo pivote del conjunto trinche/manubrio (3).

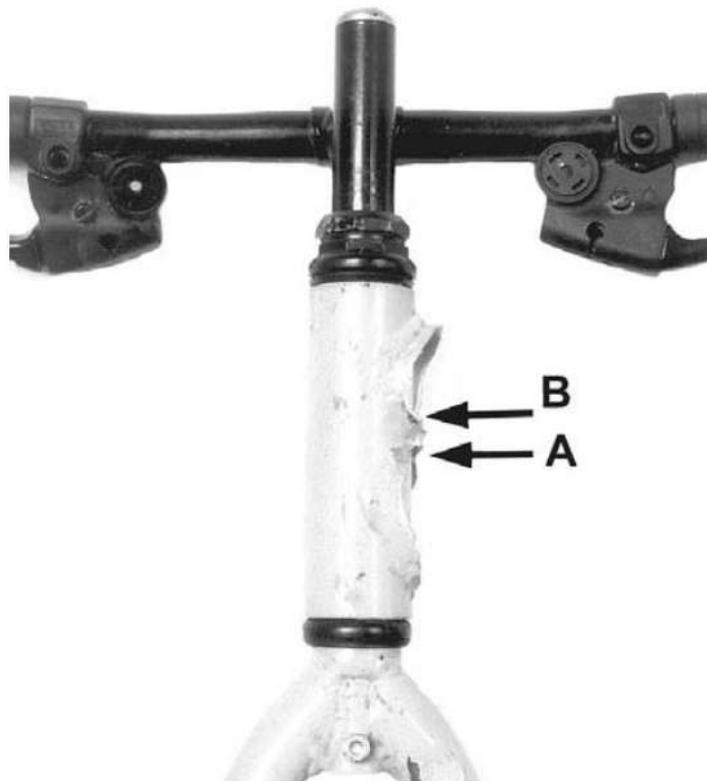


Figura 2. Detalle de la región fracturada del tubo 3, evidenciando que la rotura ocurrió en la soldadura de unión de los tubos. Las flechas A y B apuntan para los locales de inicio de la fractura.

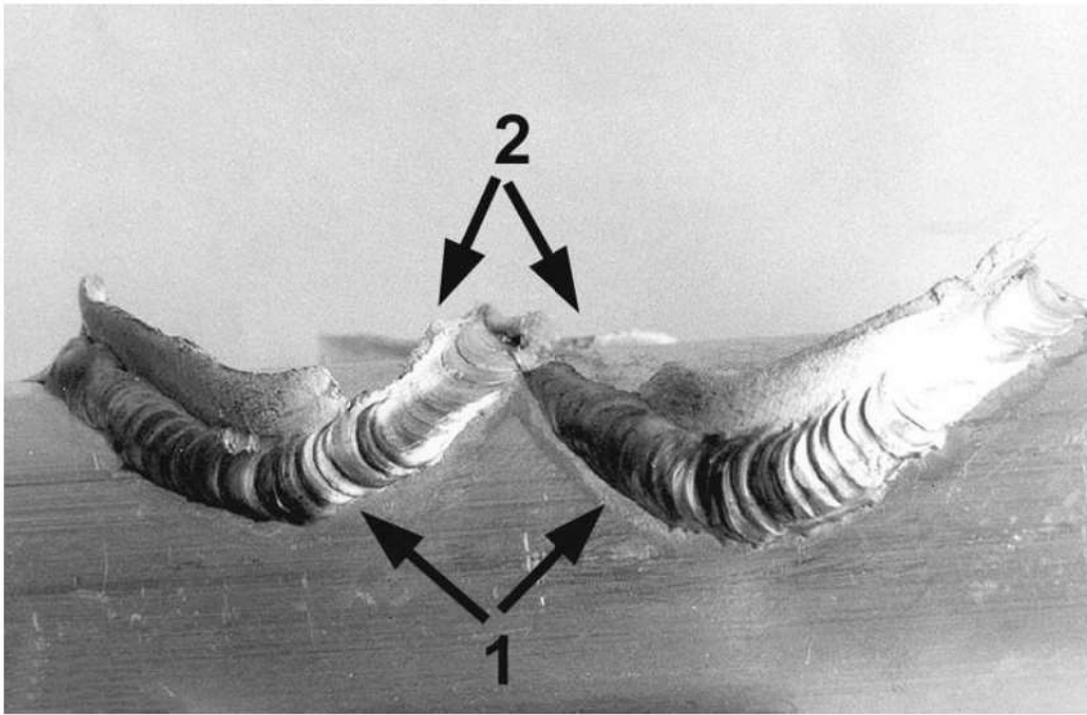


Figura 3. Aspecto de la región fracturada del tubo 3, mostrando que la junta presenta exceso de metal depositado (flechas 1) y que el inicio y el fin de los pases están localizados en la región de inicio de la fractura (flechas 2).

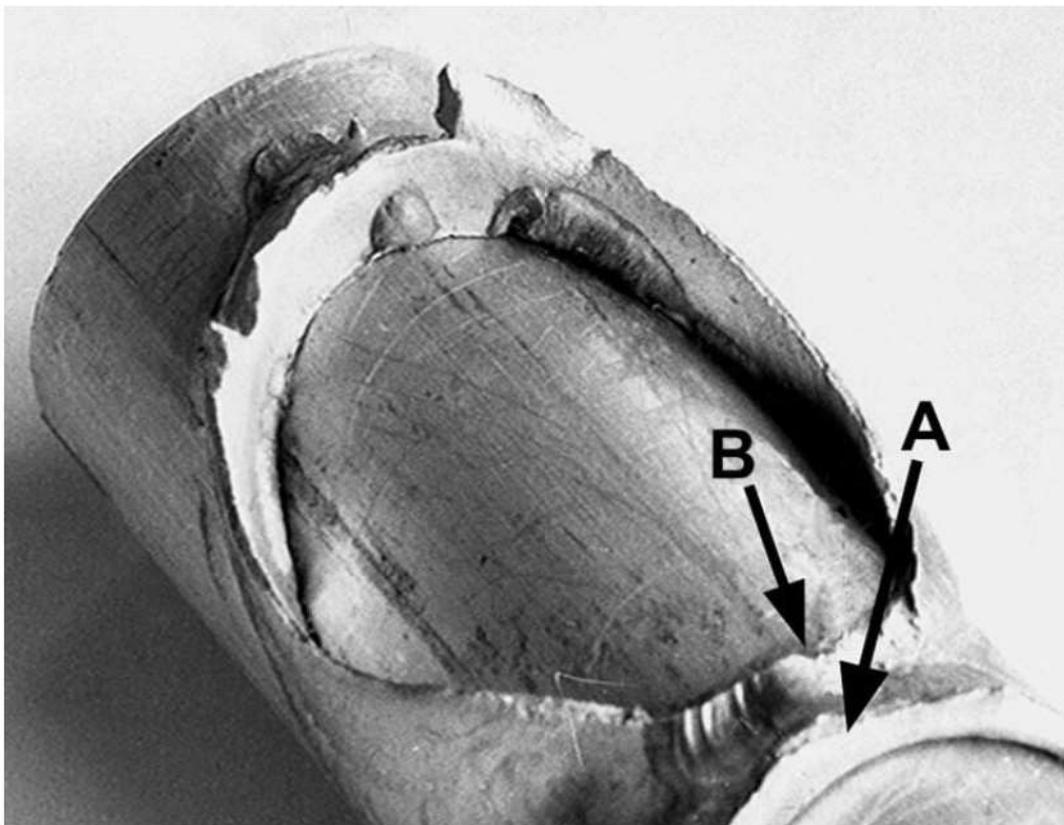


Figura 4. Aspecto de la región fracturada del tubo (3) vista desde otro ángulo, mostrando la presencia de solapamientos de soldadura. Las flechas A y B apuntan para los locales de inicio de la fractura.

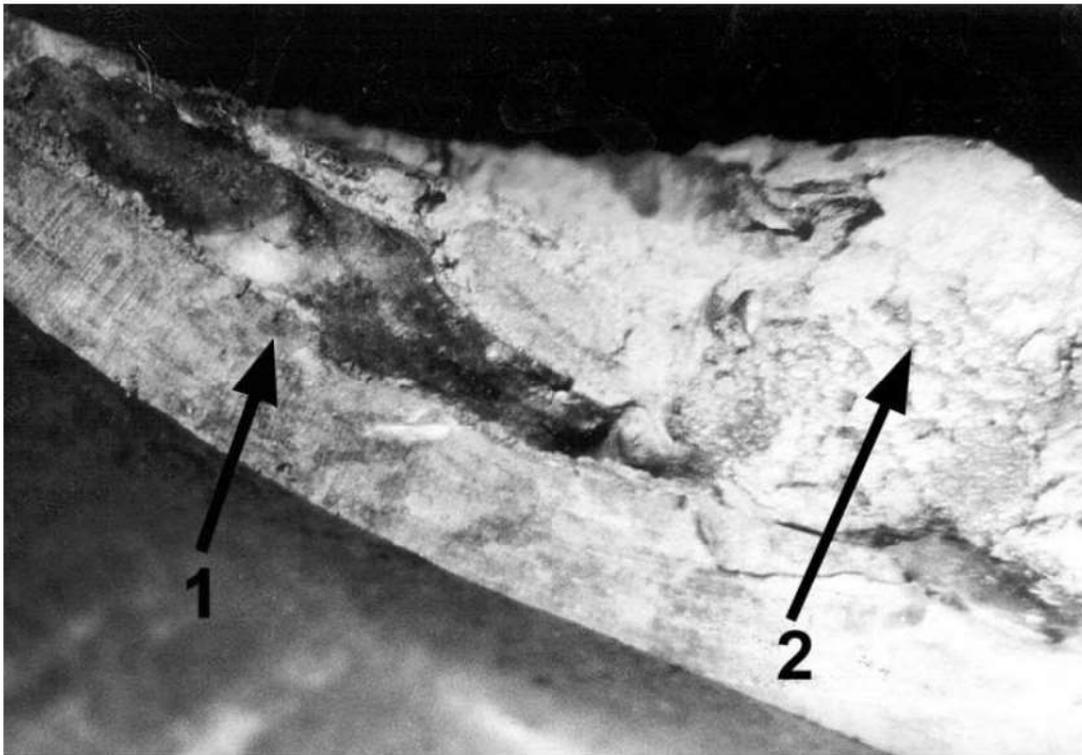


Figura 5. Local de inicio de la fractura de soldadura del tubo 1. Se observa la presencia de defectos como falta de penetración (flecha 1), falta de fusión (flecha 1), porosidades (flecha 2) y óxidos (flecha 2), abarcando casi la totalidad de esa superficie.

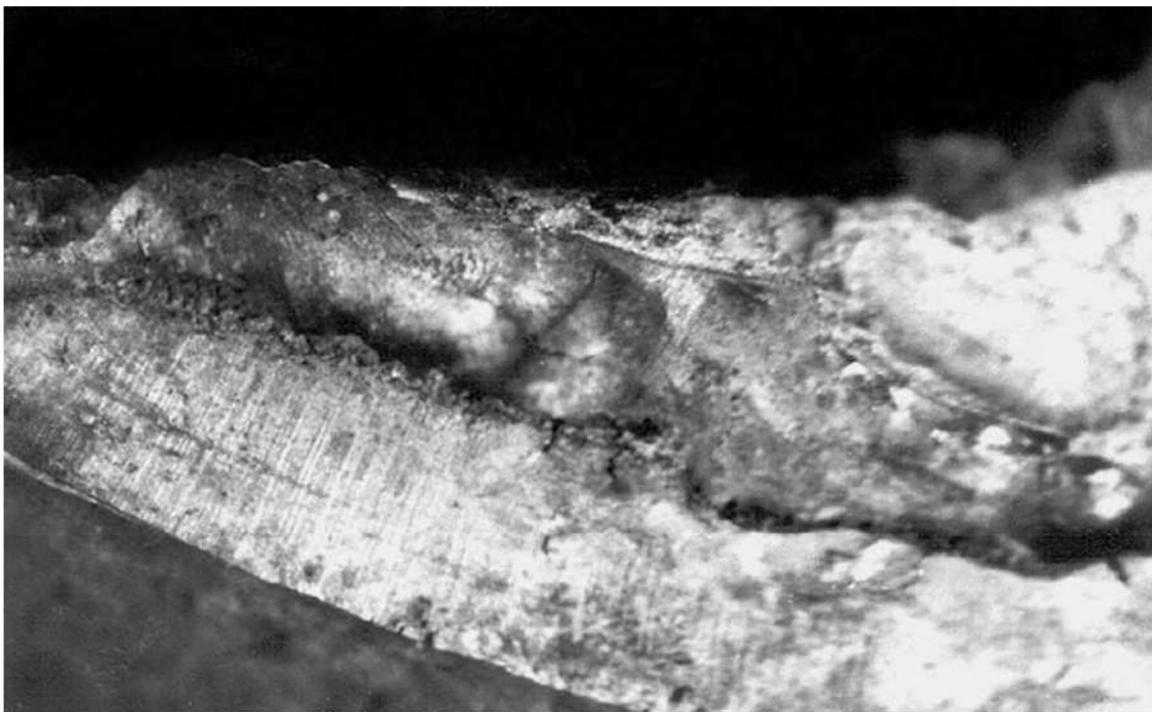


Figura 6. Detalle de la figura 5, mostrando falta de penetración y falta de fusión.

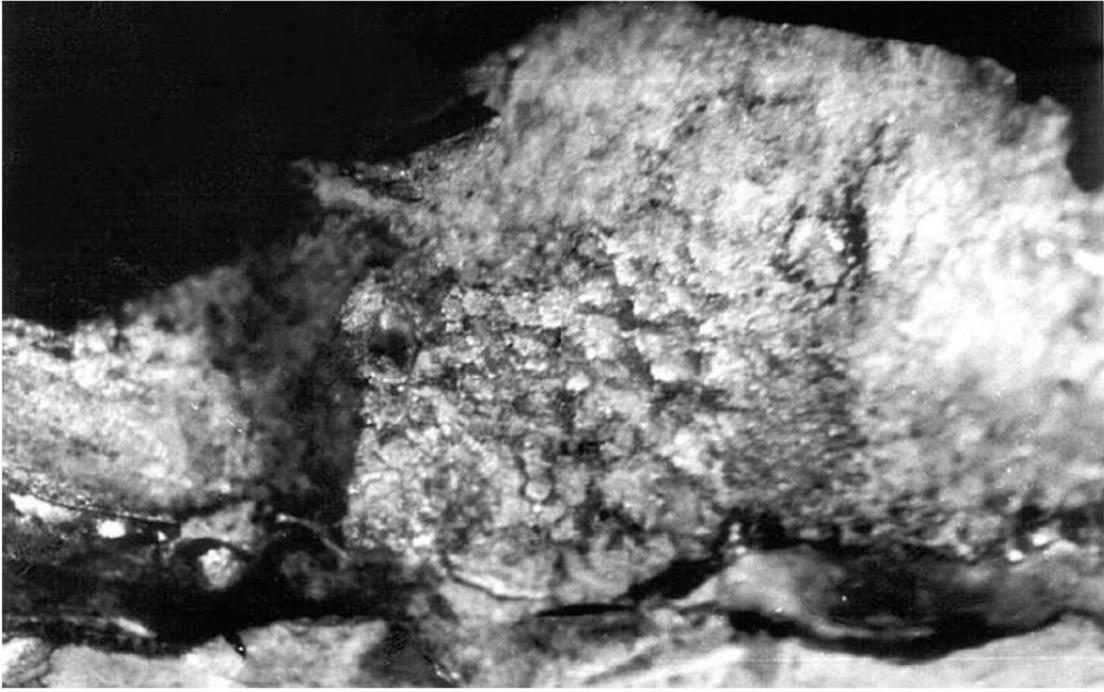


Figura 7. Detalle de la figura 5, mostrando porosidades y óxidos.

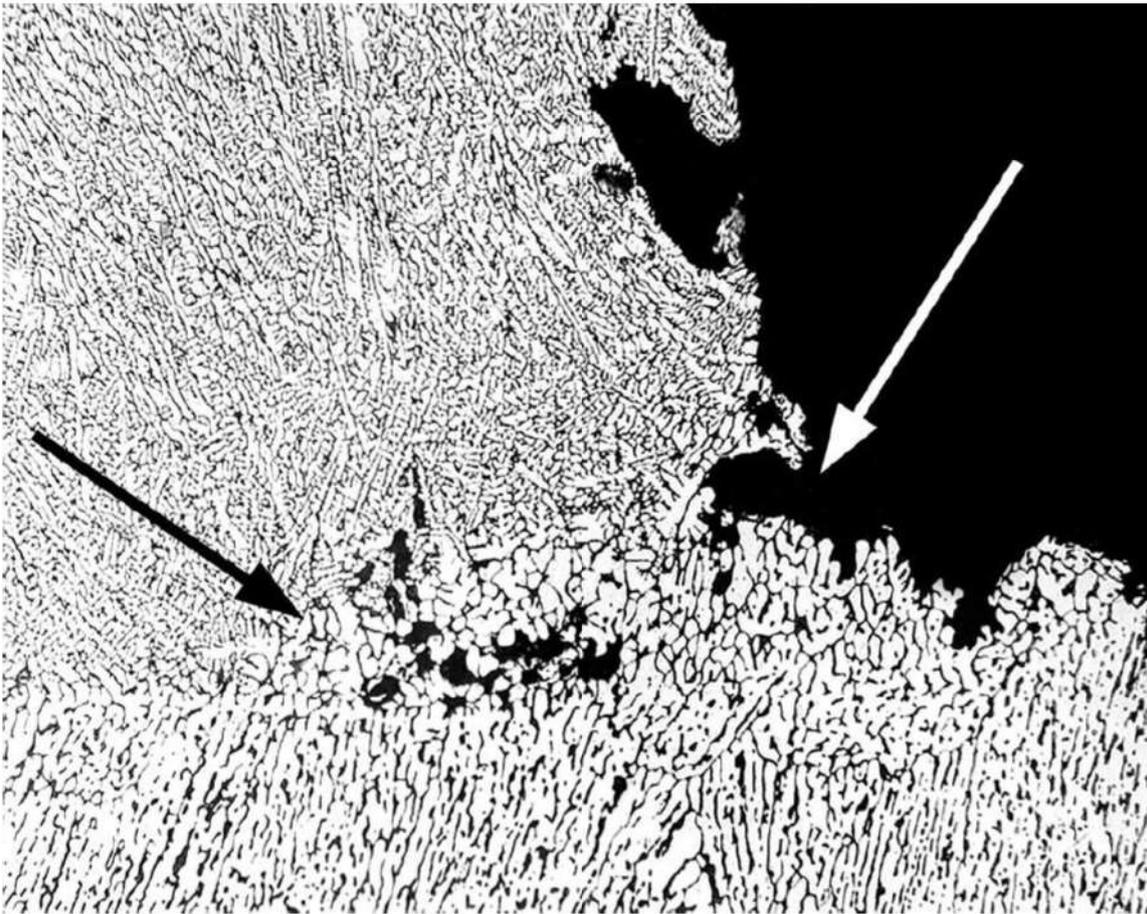


Figura 8. Detalle de la figura 5, mostrando la presencia de poros en la región de inicio de la fractura de soldadura del tubo 1. Ácido fluorhídrico (0.5%). 100X

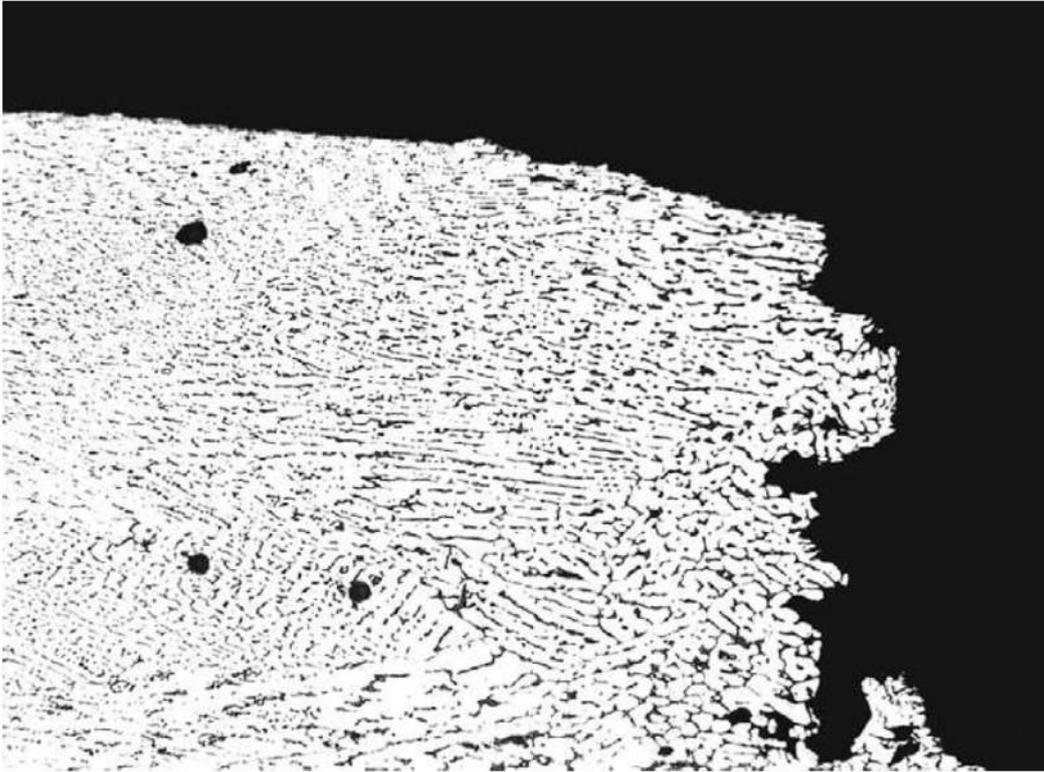


Figura 9. Detalle mostrando la falta de fusión en la región de inicio de la fractura de soldadura del tubo 1. Ácido fluorídrico (0.5%). 100X.

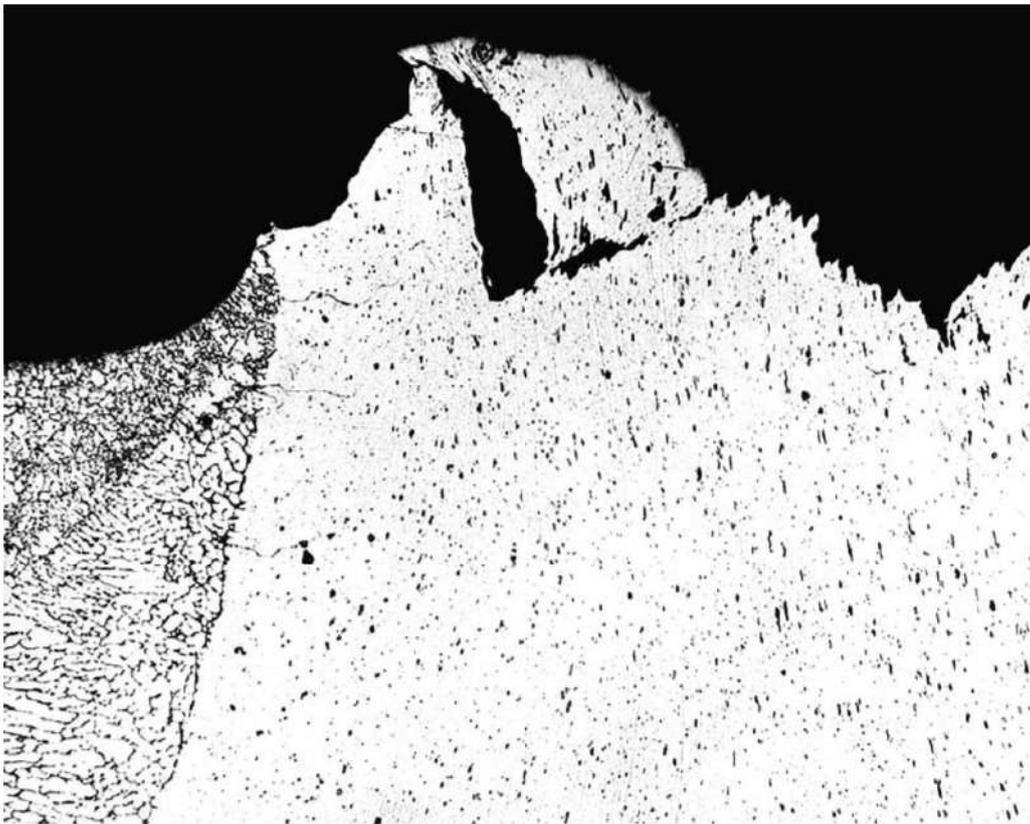


Figura 10. Presencia de precipitados continuos, alineados perpendicularmente a la pared del tubo 2.

36

Análisis de falla en una rueda de automóvil

José Belotti Neto* y Cesar R. F. Azevedo*, 1998

1. INTRODUCCIÓN

Se analizó una falla en una rueda de vehículo automotor accidentado. Fueron inspeccionadas dos ruedas de aleación de aluminio (una de ellas dañada) con el objetivo de verificar la calidad de las mismas y de determinar si las ruedas en cuestión eran reacondicionadas. No fueron ofrecidas las especificaciones técnicas del material de la rueda.

2. ENSAYOS REALIZADOS Y RESULTADOS

2.1. Análisis visual y fractográfico

Las dos ruedas recibidas son mostradas en la figura 1. El examen visual mostró en la rueda dañada marcas de abrasión en cerca de 2/3 del perímetro del borde del aro, sugiriendo fricción de esta con el borde de la vereda (figura 2), bien como la presencia de porosidad en la superficie del aro (véase figura 3).

La pintura de las ruedas fue removida y una nueva inspección visual fue efectuada después del ataque de la superficie con un reactivo macrográfico (solución de ácido fluorhídrico a 10% en agua), comprobando la inexistencia de alteraciones

* Investigadores responsables por el documento técnico

térmicas que indiquen la recuperación de las ruedas por procesos de soldadura u otro proceso térmico.

El examen fractográfico de las superficies de fractura no evidenció señales de falla por fatiga ni permitió localizar el punto de origen de la fractura. El examen en microscopio electrónico de barrido efectuado en una de las fracturas mostro la predominancia de fractura por clivaje intercelular, típica de la rotura frágil (figura 4).

2.2. Análisis metalográfico

El análisis metalográfico muestra que la microestructura de las ruedas es constituida de matriz de fase α (rica en Al) con eutéctico $\alpha + \text{Si}$ interdendrítico modificado, presentando en la periferia de las células eutécticas placas de AlFeSi , compuestas de Mg_2Si en la forma de "letras chinas" y partículas de AlMgSiFe (véase figuras 5a y 5b). Esta microestructura es típica de una aleación aluminio - silicio hipoeutéctica fundida y modificada, exhibiendo nivel elevado de porosidades. Se observa aun que la fractura se propaga por los contornos de las células eutécticas (figuras 6 y 7).

2.3. Análisis químico

Los resultados del análisis químico se encuentran en la tabla 1. Los valores de Mg, Fe y Sr se encuentran encima de los valores típicos para aleaciones usadas en la fabricación de ruedas que son: Mg = 0.25%, Fe < 0.20% y Sr = 0.02%.

2.4. Ensayo de dureza Brinell

Los resultados del ensayo de dureza Brinell, efectuado con carga de 4900 N (500 kgf) y esfera de 10 mm de diámetro, conforme norma NBR 6394 de la ABNT son dados a seguir: rueda dañada (cubo) = 80 ± 1 HB; y rueda no dañada (cubo) = 84 ± 3 HB.

Tabla 1. Resultados del análisis químico

Elemento	Rueda dañada (%)	Rueda no dañada (%)
Si	12.4	12.6
Fe	0.5	0.54
Mg	0.35	0.44
Mn	0.11	0.13
Sr	0.03	0.03
Al	equilibrio	equilibrio

3. DISCUSIÓN

El borde del aro de la rueda dañada exhibe marcas que indican la ocurrencia de fricción de esta región con el borde de la vereda. Entretanto, no es posible determinar si tal fricción ocurrió antes o después del accidente. Conviene destacar que las ruedas de automóviles, por tratarse de un ítem de seguridad, deben, en caso de impacto, absorber energía por deformación plástica sin que haya la fractura del componente.

Las ruedas investigadas fueron fabricadas en aleación de aluminio-silicio fundida y modificada. La composición química obtenida presentó valores de Mg, Fe y Sr encima de los valores típicos para aleaciones usadas en la fabricación de las ruedas, que son: 0.25, < 0.20 y 0.02, respectivamente¹⁻³. El elevado valor de hierro resulta en la formación de compuestos en forma de plaquetas que precipitan preferencialmente en los contornos de las células eutécticas. En esta región, ocurre también el "engrosamiento" del silicio eutéctico debido a los altos valores de Mg y Sr (supermodificado)^{1,3}.

Los desvíos de composición química y de la microestructura contribuyen para la fragilización de la aleación^{2,3}, y la presencia de elevado nivel de porosidad reduce considerablemente la tenacidad del componente. De hecho, los exámenes mostraron que la fractura ocurrió de manera frágil, propagándose por los contornos de las células eutécticas, como mostrado en el examen metalográfico. Finalmente, no fueron encontradas alteraciones térmicas resultantes del proceso de recuperación.

4. CONCLUSIONES

- Las ruedas fueron fabricadas en aleación de aluminio-silicio fundida y modificada, conteniendo valores de Mg, Fe y Sr encima de los valores típicos para aleaciones usadas en la fabricación de ruedas de aluminio.
- La heterogeneidad microestructural, resultante del desvío en la composición química, y el elevado nivel de porosidad comprometen la tenacidad del material, promoviendo la fractura frágil del componente.
- No fueron encontradas evidencias microestructurales de alteraciones térmicas resultantes del proceso de recuperación.

5. REFERENCIAS

1. FUOCO, R.; CORREA, A. V. O.; CHIESA, F. Typical defects in cast aluminum wheels. AFS Transactions, p. 891-899, 1997.
2. ALUMINUM PECHINEY. Alliages destines aux roués d'automobiles. Compiègne, France, 1994.
3. CLOSSET, B.; GRUZLESKI, J. E. Mechanical properties of A356.0 alloys modified with pure strontium. AFS Transactions, v. 90, p. 453-464, 1982.

6. FIGURAS



Figura 1. Aspecto de las muestras recibidas.

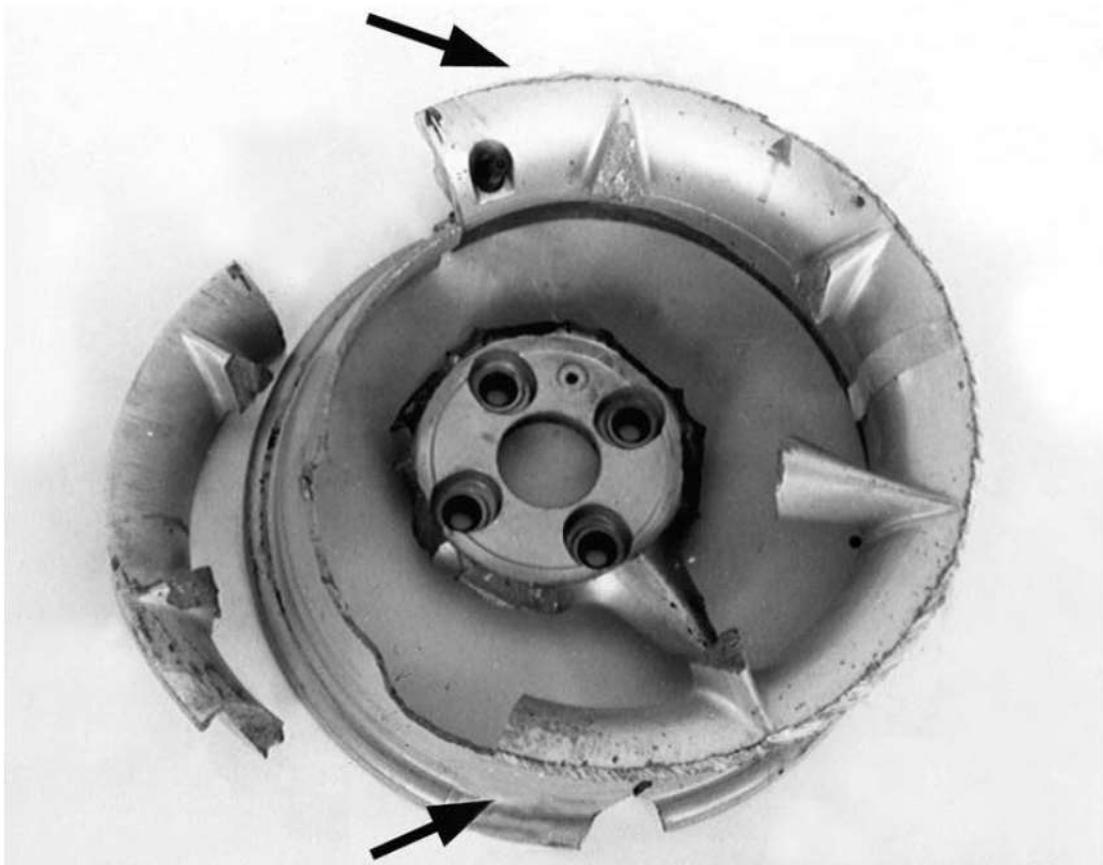


Figura 2. Aspecto de la rueda dañada, con marcas de abrasión en cerca de 2/3 del perímetro del borde del aro, sugiriendo la fricción de esta con la vereda (flechas).



Figura 3. Aspecto de la rueda dañada, mostrando porosidad en la superficie del aro (flechas). El corte A-A indica la posición donde fue efectuado el examen metalográfico.

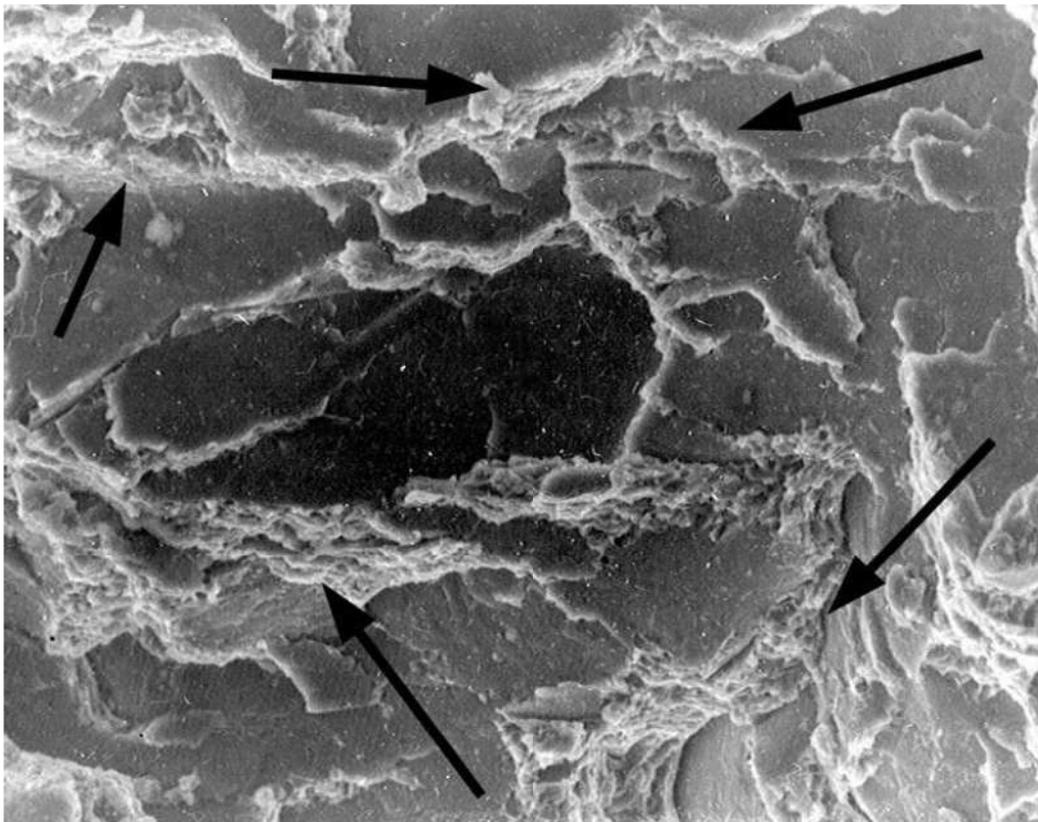


Figura 4. Aspecto de la superficie de una de las fracturas del aro de la rueda dañada. Predominancia de clivaje interdendrítico con pequeña fracción de alvéolos (flechas). MEB-SEI. 350X.

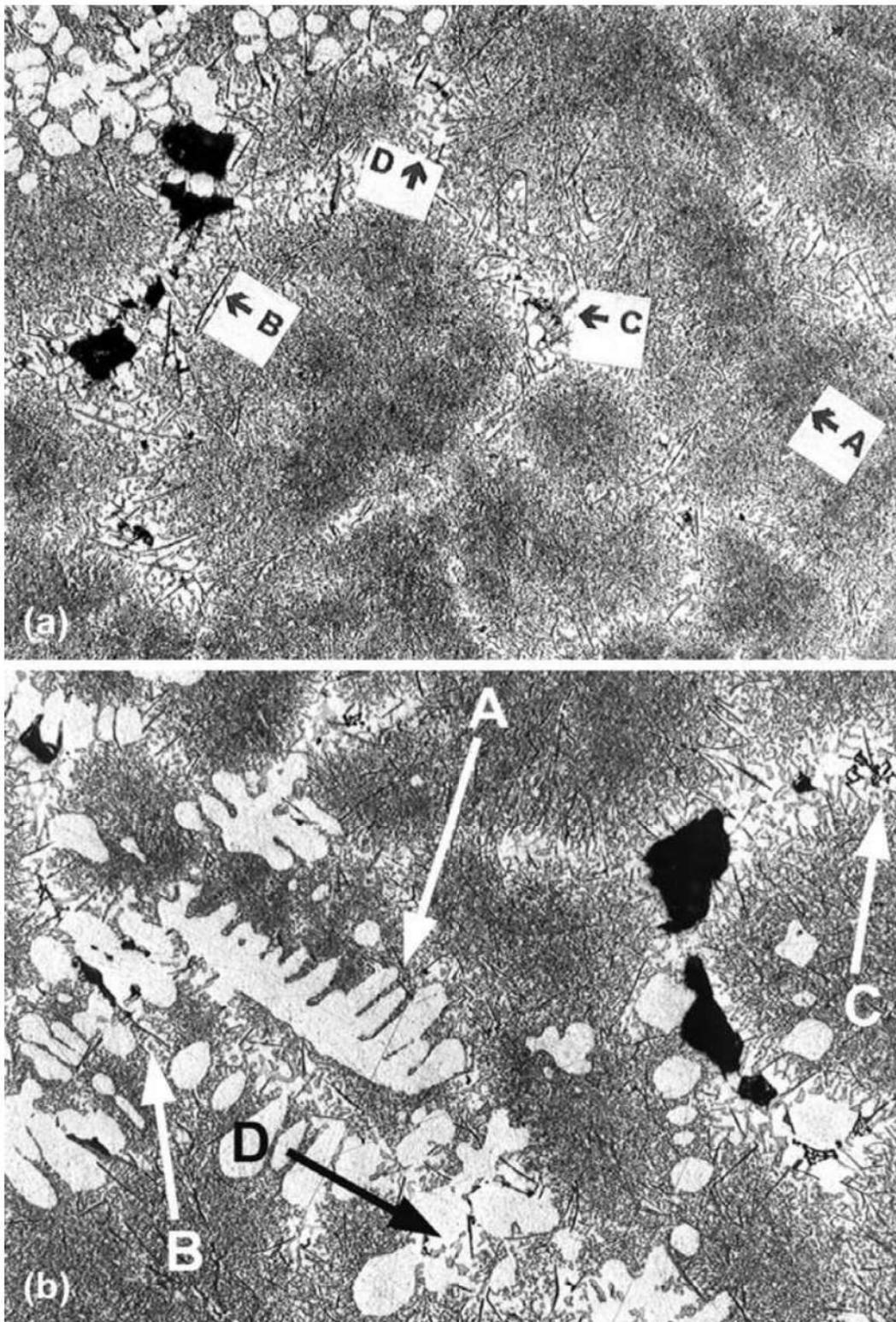


Figura 5. (a) Corte A-A. Rueda dañada - aro. Matriz de fase α (rica en Al) con eutéctico $\alpha + \text{Si}$ interdendrítico modificado (flecha A), presentando plaquetas de AlFeSi (flecha B) en la periferia de las células eutécticas, compuestas de Mg_2Si en la forma de "letras chinas" (flecha C) y partículas de AlMgSiFe (flecha D). Reactivo de HF (0.5%). 100X

(b) Corte B-B. Rueda dañada - cubo. Matriz de fase α (rica en Al) con eutéctico $\alpha + \text{Si}$ interdendrítico modificado (flecha A), presentando plaquetas de AlFeSi (flecha B) en la periferia de las células eutécticas, compuestas de Mg_2Si en la forma de "letras chinas" (flecha C) y partículas de AlMgSiFe (flecha D).

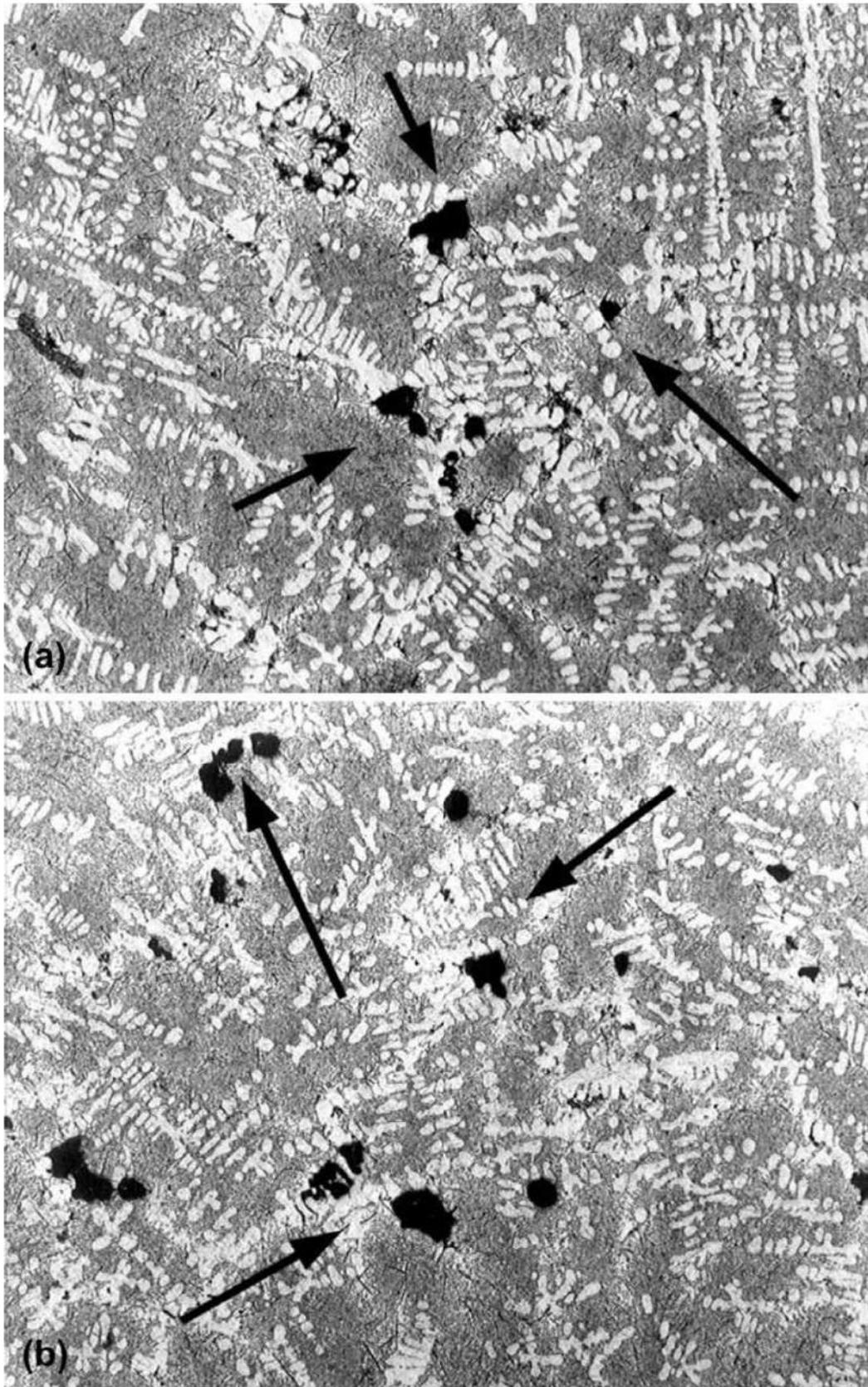


Figura 6. (a) Corte B-B. Rueda dañada - aro. Aspecto micrográfico del material, mostrando la presencia de elevado nivel de porosidad (flechas). Reactivo de HF (0.5%). 50X.

(b). Corte B-B. Rueda no dañada - cubo. Aspecto micrográfico del material, mostrando la presencia de elevado nivel de porosidad (flechas). Reactivo de HF (0.5%). 50X.

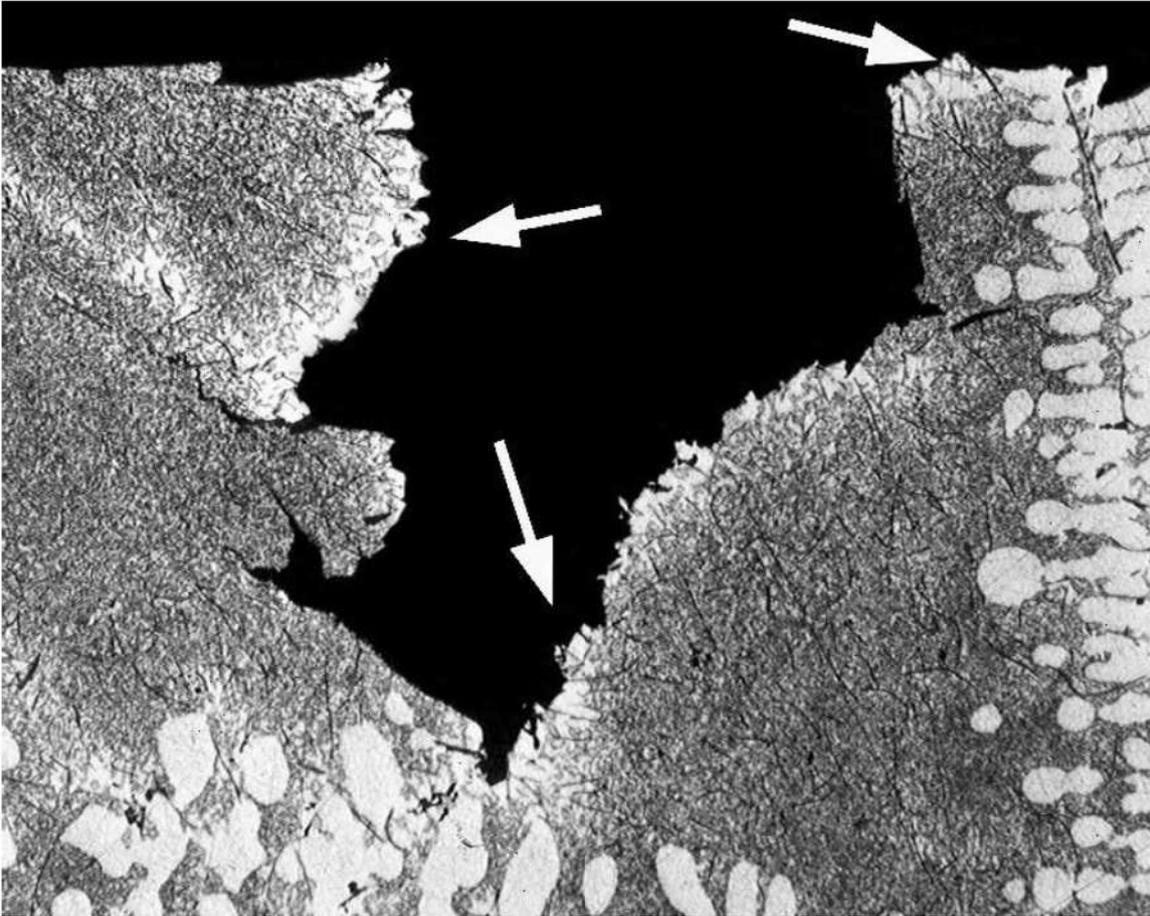


Figura 7. Corte B-B. Rueda dañada - cubo. Aspecto micrográfico del material. Las flechas en la superficie de la fractura evidencian que esta se propaga por el contorno de la célula eutéctica (flechas). Reactivo de HF (0.5%). 100X

37

Análisis de falla en tren de aterrizaje†

Cesar R. F. Azevedo y Eduardo Hippert Jr., 2000

1. INTRODUCCIÓN

Durante el procedimiento de aterrizaje de una aeronave con 107 pasajeros, el cilindro externo del tren de aterrizaje izquierdo se rompió en varios fragmentos. Este cilindro externo es fabricado en una aleación de aluminio, de acuerdo con la especificación DTD 5104 A (Al-5.7Zn-2.7Mg-0.5Mn-0.5Cu)¹. Las piernas del tren de aterrizaje (figura 1) son unidades hidráulicas herméticas, compuestas de dos cilindros (externo e interno) con extremidades cerradas y conteniendo una combinación de gas nitrógeno con fluido hidráulico, de modo a absorber y disipar el impacto durante el aterrizaje y maniobras en tierra².

Las aleaciones del tipo Al-Zn-Mg-X son normalmente susceptibles a la fractura dúctil intergranular³⁻⁷ los mecanismos de daño ocurren en los contornos de grano (CG) de la microestructura⁸⁻¹⁹. La propagación de las fisuras en una microestructura parcialmente recristalizada puede ocurrir por varios caminos preferenciales, como:

- Intergranular: contornos entre granos recristalizados (R/R); granos recristalizados y no-recristalizados (R/N); granos no-recristalizados (N/N); y subgranos no-recristalizados (N/N).
- Transgranular: granos recristalizados y granos no-recristalizados.

† Reimpreso del periódico *Engineering Failures Analysis*, v. 9, n. 3, Cesar Roberto de Farias Azevedo y Eduardo Hippert Jr., Fracture of an aircraft's landing gear, p. 265-275, 2002, con permiso de Elsevier Ltd.

El objetivo de este trabajo es investigar la causa de la falla del tren de aterrizaje y sugerir medidas para evitar nuevos incidentes.

2. ANALISIS REALIZADOS Y RESULTADOS

2.1. Examen visual

El cilindro externo quebró en por lo menos siete pedazos y todas las superficies de fractura fueron examinadas visualmente (véase figura 1-a). Marcas radiales presentes en los fragmentos 1 y 2 indican que la fractura nucleó en los agujeros A y B (véase posición de los huecos en las figuras 1-b y 1-c). Las superficies de fractura mostraron ausencia de deformación plástica (aspecto frágil), presentando una superficie plana con pequeña proporción de labios de cizallamiento (shear-lips) a lo largo de los bordes (con espesor entre 1.0 y 1.5 mm).

Marcas radiales convergentes indican que la falla del cilindro externo comenzó en los fragmentos 1, 2, 5 y 6 y se propago preferencialmente a lo largo del eje principal del cilindro externo del tren de aterrizaje, como mostrado esquemáticamente en la figura 1-d. La mayor parte de las superficies de fractura, entretanto, fue generada a partir de los frentes de propagación de la fisura originadas en los agujeros de los fragmentos 1 y 2.

2.2. Análisis metalográfico y microanálisis

El análisis metalográfico realizado en la región próxima al inicio de la fractura (agujeros de los fragmentos 1 y 2) reveló una microestructura parcialmente recristalizada y orientada perpendicularmente a la superficie libre del componente (observe la figura 2-a), compuesta de bandas de zonas recristalizadas (bandas claras) y no-recristalizadas (bandas oscuras). Granos recristalizados de aproximadamente 10 μm están situados próximos a grandes precipitados primarios y presentan intensa precipitación intergranular (véase figura 2-b). Granos no-recristalizados de aproximadamente 2 μm presentan precipitación intragranular refinada y homogénea (véase figura 2-c). Un microanálisis con EDS indicó que la estequiometría de las partículas primarias claras asociadas a la zona recristalizada es próxima de $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Al}_{12}$, mientras la de las partículas primarias oscuras es próxima a Mg_2Si . Las plaquetas de precipitados intergranulares presentes a lo largo de los granos recristalizados son ricas en Zn y Mg (vea la figura 2-b). Adicionalmente, los resultados revelaron la presencia de partículas intergranulares ricas en Cu-Mn. La estequiometría de las partículas intragranulares no fue estimada debido al pequeño

tamaño de estos precipitados. Finalmente, en otras regiones del cilindro externo, la microestructura se presenta orientada paralelamente a la superficie libre del componente.

2.3. Análisis químico y ensayo de tracción

Fue realizado un análisis químico (espectrofotometría de absorción atómica, espectrometría de emisión óptica y espectrometría de fluorescencia de rayos X). Adicionalmente, cuerpos de prueba longitudinales extraídos del cilindro fueron sometidos a ensayo de tracción, siguiendo las recomendaciones de la norma ASTM E8M. Se observa que tanto la composición química así como los resultados del ensayo de tracción (véase tablas 1 y 2) están de acuerdo con las exigencias de la norma DTD 5104A¹.

Tabla 1. Resultados del análisis químico.

	Zn (%)	Mg(%)	Mn (%)	Cu(%)	Fe (%)	Si(%)	Ni (%)	Ti + Zr (%)
Muestra	5.9	2.69	0.48	0.51	0.16	0.12	< 0.1	< 0.12
DTD 5104 A	5.2-6.2	2.2-3.7	0.3-0.7	0.7*	0.5*	0.3*	0.1*	0.2*

* Máximo permitido

Tabla 2. Resultados del ensayo de tracción

	Límite de elasticidad (MPa)	Límite de resistencia (MPa)	Alargamiento (%)
Resultado	450 ± 30	500 ± 20	9.5 ± 1.5
DTD 5104A*	400	460	7

* Valor mínimo

2.4. Fractografía

El análisis fractográfico en la región de inicio de la fractura del cilindro externo (áreas adyacentes a los agujeros A y B) revelo dos tipos de superficie de fractura:

- Región 1: superficie plana y presentando desniveles originados en la superficie de los agujeros. La longitud de esta región es de aproximadamente 0.6 mm. Exámenes fractográficos más detallados evidenciaron la presencia de suaves marcas concoidales originadas en la superficie interna del agujero, asemejándose a estrías de fatiga (véase figura 3-a).

- Regio 2: superficie fibrosa con intenso agrietamiento secundario intergranular e intragranular (véase figuras 3-b y c).

Estos resultados indican que la fractura fue iniciada y se propagó de modo estable por mecanismo de fatiga hasta una longitud crítica de 0.6 mm. La propagación inestable ocurrió por mecanismo de fractura intergranular, preferencialmente a lo largo de áreas recristalizadas, y por fractura transgranular, a lo largo de regiones no-recristalizadas^{3-7,13,18}. Los resultados indican que tanto la propagación inestable como la estable seguirán la orientación de la microestructura.

2.5. Ensayos de tenacidad a la fractura

Cuerpos de prueba compactos fueron extraídos del cilindro en las orientaciones LT y TL (espesor del cuerpo-de-prueba = 12 mm y longitud de entalla ≥ 8 mm). Los ensayos fueron realizados siguiendo las recomendaciones de la norma ASTM 1820, con control de carga fijo en 10 kN/min en una máquina de ensayos servo-hidráulica MTS. La tabla 3 presenta los resultados de tenacidad a la fractura K_{Ic} indican que la tenacidad a la fractura en la orientación LT es aproximadamente 60% superior a aquella determinada en la orientación TL. El examen fractográfico de los cuerpos de prueba TL y LT reveló que la región de fractura inestable presenta una superficie fibrosa, compuesta de fractura intergranular y transgranular (véase figuras 4-a a 5-b).

Tabla 3. Resultados de la tenacidad a la fractura

Orientación	K_{Ic} (MPa.m ^{1/2}) média
TL	13.2
LT	21.4

La anisotropía de las propiedades mecánicas observada en este estudio está de acuerdo con el trabajo de Prasad et al.¹⁹, donde mostró que, para aleaciones Al-Li 8090, cuando existe significativa anisotropía, la tenacidad a la fractura en la orientación TL puede ser 45% inferior a la tenacidad en la orientación LT.

Sin embargo, Singh et al.²⁰, estudiando la influencia de la anisotropía en una aleación Al-Mg-Si-Cu, mostraron que para una microestructura parcialmente recristalizada las orientaciones LT y TL presentan el mismo valor de tenacidad a la fractura. Estos autores afirman que el espaciamiento entre partículas nucleadoras de cavidades varía apenas de las microestructuras no-recristalizadas altamente deformadas. De acuerdo con Hales y Hafley²¹, la tenacidad a la fractura y el tipo de

topografía de la superficie fracturada en aleaciones de Al son influenciadas por la textura, morfología de granos, resistencia de los contornos de grano y tipo de precipitación de la microestructura.

La metalografía cuantitativa fue realizada para estimar la proporción de áreas recrystalizadas en las muestras TL y LT, y estos resultados fueron comparados con la proporción de la fractura intergranular en la superficie de fractura y los valores de la tenacidad. La proporción de las regiones recrystalizadas coincide con la proporción de la fractura intergranular (véase tabla 4). Adicionalmente, el tamaño de los granos recrystalizados coincide con el tamaño de las caras de la fractura intergranular, confirmando que las áreas recrystalizadas presentan modo de fractura dúctil intergranular, mientras la fractura de las áreas no-recrystalizadas ocurre por fractura dúctil transgranular¹⁸.

Tabla 4: Resultados de la metalografía cuantitativa

Parámetro	Orientación LT	Orientación TL	Método
Tamaño de grano recrystalizado (μm)	11	13	Metalografía
Tamaño de grano, fractura intergranular (μm)	10	9	Fractografía
Área recrystalizada (%)	38	32	Metalografía
Área de fractura intergranular (%)	40	32	Fractografía

Los resultados indican que, aunque la orientación LT presente mayor valor de tenacidad a la fractura, también presenta, paradójicamente, mayor proporción de fractura intergranular. Ninguna diferencia entre la morfología y el tamaño de los granos recrystalizados de ambas orientaciones TL y LT fue observada.

2.6. Observación metalográfica de la propagación de la trinca

Las figuras 6-a a 6-d presentan una visión más detallada de la sección transversal de las regiones recrystalizadas y no-recrystalizadas. Comparándose las fracturas intergranulares de las orientaciones TL y LT (figuras 6-a y 6-b), se notó que las de la orientación LT presentan aspecto más fibroso. Adicionalmente, ambas orientaciones presentaron propagación transgranular dentro de la región no-recrystalizada (figuras 6-c y 6-d), siendo que la orientación TL presentó precipitación secundaria alargada en la dirección de propagación de la fisura.

Comparándose las áreas de fractura intergranular (véase figuras 7-a y 7-b), la orientación LT presento mayor ocurrencia de alvéolos, mientras que la orientación TL presento microcavidades mayores y más rasas (véase flecha 1). Como el tamaño y la forma de los alvéolos están directamente relacionados al tamaño, forma y dispersión de las partículas de segunda fase¹² las partículas en TL aparentan ser "más gruesas" de que en LT. Adicionalmente, algunos granos en TL revelaron agrietamiento secundario intergranular (véase flecha 2); precipitados primarios clivados (véase flecha 3); y facetas del tipo delaminación, típicas de la descohesión entre la matriz y las partículas alargadas (flecha 4).

La comparación del área de fractura transgranular (véase figuras 7-c y 7-d) confirma que las microcavidades en la orientación TL son, cualitativamente, mayores y más rasas. Adicionalmente, TL presenta partículas alargadas ($2 \cdot 0.3$ mm) a lo largo de la dirección de propagación de la fisura (véase flecha 5).

La morfología alargada de los precipitados primarios y secundarios (alineados perpendicularmente a la dirección de carga) es responsable por la menor tenacidad a la fractura en la orientación TL. Es ampliamente aceptado que grandes precipitados ejercen un papel fundamental en el control de la tenacidad a la fractura del material¹⁹⁻²¹. Barlat y Vasudévan²² afirman que, para un mismo, nivel de resistencia, tamaño de grano y textura cristalográfica, la microestructura de precipitación presenta un papel fundamental en la deformación plástica y comportamiento a la fractura de la aleación Al 7075. Adicionalmente, la morfología de la precipitación es responsable por algunas de las diferencias observadas en la topografía de fractura en las orientaciones LT y TL.

3. DISCUSIÓN

El proceso de forjado del material produce una estructura fibrosa, que trae direccionalidad de propiedades. De esta forma, el material pasa a presentar orientaciones más o menos favorables en relación a sus propiedades mecánicas (anisotropía). Fue confirmado, durante el ensayo metalográfico, que el material presentaba microestructura orientada (estructura fibrosa) paralelamente al eje principal del cilindro externo del tren de aterrizaje, lo que corresponde a la mejor orientación (situación ideal). Sin embargo, la microestructura junto a los agujeros que nuclearon la fractura estaba orientada perpendicularmente a la superficie del componente. La intersección de las fibras de la microestructura con la superficie externa del componente son puntos preferenciales del inicio de la fractura, y, por tanto, deben ser evitados.

El examen fractográfico indicó que la fractura núcleo junto a dos agujeros localizados en la parte superior del cilindro externo del tren de aterrizaje y avance hasta una profundidad de 0.6 mm por el mecanismo de fatiga. La fractura del cilindro externo avanzó, entonces, por un mecanismo de fractura inestable. Se observó que la propagación preferencial de las fracturas estable e inestable ocurre paralelamente a la orientación de la microestructura.

Una consecuencia importante de la orientación de las fibras es que esta implica una alteración significativa de la tenacidad a la fractura del material. Por causa de esto, el tamaño crítico de la fisura admisible en el componente puede ser drásticamente reducido en determinadas orientaciones de la microestructura. Los resultados experimentales indicaron que la alteración observada en la orientación de la microestructura en la región de inicio de la fractura trajo una reducción del 50% en el valor de la tenacidad a la fractura del material, o de 75% en el tamaño crítico de la grieta. En estas condiciones, el componente puede fracturar mismo con tensiones aplicadas inferiores a aquellas especificadas en el proyecto.

Se sugiere, de esta forma, que el fabricante del tren de aterrizaje disponibilice los datos del proyecto del componente para un estudio analítico de las tensiones envueltas en la estructura, basado en la mecánica de la fractura. Sería necesario, primeramente, establecer el tamaño crítico de la fisura del proyecto y para las condiciones de contorno (orientación de microestructura, geometría y posicionamiento de fisuras) este valor fue calculado, para después comparar estos datos con las observaciones experimentales. De este modo, sería posible establecer si la falla ocurrió por sobrecarga, debido a un error operacional durante el aterrizaje, o por causa de una falla de procesamiento. Finalmente, el proyecto eficiente de componentes estructurales debe considerar la anisotropía de la microestructura, evitando microestructuras bandeadas interceptando las superficies libres.

4. CONCLUSIONES

- El material del cilindro externo presentó una microestructura orientada, parcialmente recristalizada.
- El mapa esquemático de la propagación de la fisura indica que la fractura del cilindro externo del tren de aterrizaje fue originada a partir de las fisuras de fatiga encontradas en la región adyacente a los agujeros de los fragmentos 1 y 2.
- El camino de propagación de la grieta depende de la microestructura local, y tanto fisuras estables como inestables se propagaron, de modo preferencial, paralelamente a la orientación de la microestructura del material.

- La microestructura del material estaba orientada perpendicularmente a la superficie libre del cilindro externo en la región de nucleación de la fractura.
- La propagación inestable de la fractura ocurrió por un modo mixto, constituido de fractura dúctil intergranular y transgranular.
- Las áreas recristalizadas de la microestructura presentaron modo de falla intergranular mientras la fractura de ligamentos remanecientes (áreas no-recristalizadas con precipitación intragranular) ocurrió por mecanismo transgranular.
- Los ensayos de tenacidad a la fractura indicaron que cuerpos de prueba extraídos en la orientación LT ofrecieron valores de KIC 60% superiores a aquellos determinados en la orientación TL.
- El proyecto eficiente de componentes estructurales debe considerar la anisotropía de la microestructura, evitando microestructuras bandeadas interceptando superficies libres.

5. REFERÊNCIAS

1. 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.
2. WITHERELL, C. E. Aircraft landing gear fracture. In: Handbook of Case Histories in Failure Analysis. Metals Park: ASM International, 1992. v. 1, p. 3-8.
3. PATTON, G.; RINALDI, C.; BRECHET, Y.; LORMAND, G.; FOUGERES, R. Study of fatigue damage in 7010 aluminum alloy. Materials Science and Engineering A, v. 254, n. 1-2, p. 207-218, Oct. 1998.
4. 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, n. 1-2, p. 200-207, Aug. 1998.
5. STILLER, K.; WARREN, P. J.; HANSEN, V.; ANGENETE, J.; GJONNES, 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, n. 1, p. 55-63, Sept. 1999.
6. 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, n. 10, p. 1031-1038, 1999.
7. LEBENSOHN, R.; SOLAS, D.; CANOVA, G.; BRECHET, Y. Modelling damage of Al-Zn-Mg alloys. Acta Materialia, v. 44, n. 1, p. 315-325, 1996.

8. VASUDEVAN, R.; DOHERTY, R. D. Grain boundary ductile fracture in precipitation hardened aluminum alloys. *Acta Metallurgica*, v. 35, n. 6, p. 1193-1219, June 1987.
9. 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*, p. 89-90, 1999.
10. BROOKS, C.; CHOUDHURY, A. *Metallurgical failure analysis*. McGraw-Hill, 1993.
11. 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.
12. 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.
13. 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.
14. 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.
15. GRAF, M.; HORNBOGEN, E. Observation of ductile intercrystalline fracture of an Al-Zn-Mg-alloy. *Acta Metallurgica*, v. 25, p. 883-889, 1977.
16. METALS Handbook: Failure Analysis. Metals Park: ASM International, v. 10, p. 294.
17. AZEVEDO, C. R. F.; HIPPERTJR., E.; SPERA, G.; GERARDI, P. Aircraft landing gear failure: Fracture of the outer cylinder lug. *Engineering Failure Analysis*, v. 9, n. 1, p. 1-15, Feb. 2002.
18. ENGLER, O. The influence of recrystallization pinning on growth selection of recrystallization. *Acta Materialia*, v. 46, n. 5, p. 1555-1568.
19. 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.
20. SINGH, R. K.; SINGH A. K.; PRASAD, N. E. Texture and mechanical property anisotropy in an Al-Mg-Si-Cu alloy. *Materials Science and Engineering A*, v. 277, n. 1-2, p. 114-122, Jan. 2000.
21. HALES, S. J.; HAFLEY, R. A. Texture and anisotropy in Al-Li alloy 2195 plate and near-net-shape extrusions. *Materials Science and Engineering A*, v. 257, n. 1, p. 153-164, Nov. 1998.
22. BARLAT, F.; VASUDÉVAN, A. K. Influence of precipitate microstructure on flow and forming properties of an aluminium alloy sheet. *Acta Metallurgica et Materialia*, v. 39, n. 3, p. 391-400, 1991.

6. FIGURAS

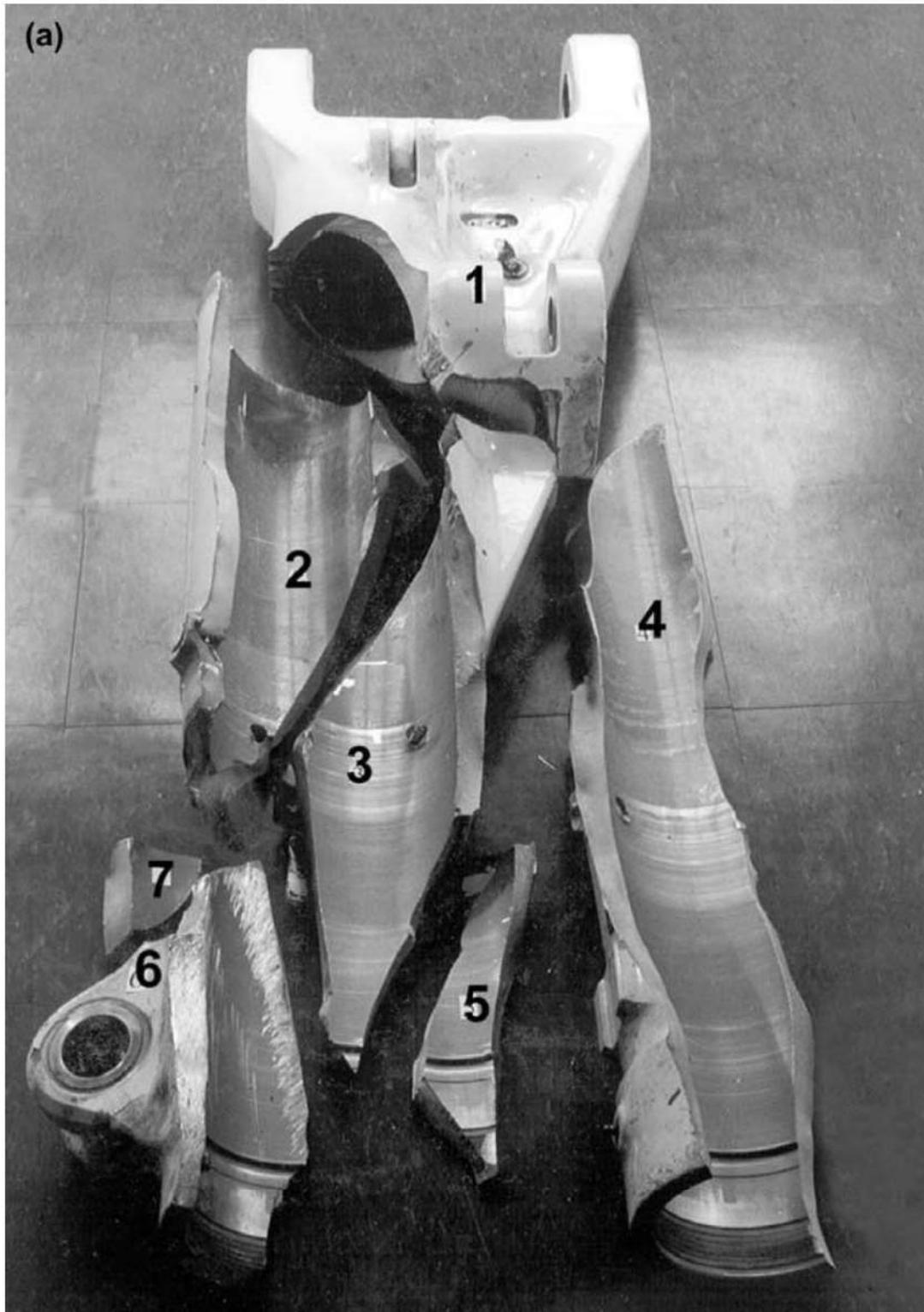


Figura 1. (a) Vista general del cilindro externo roto.

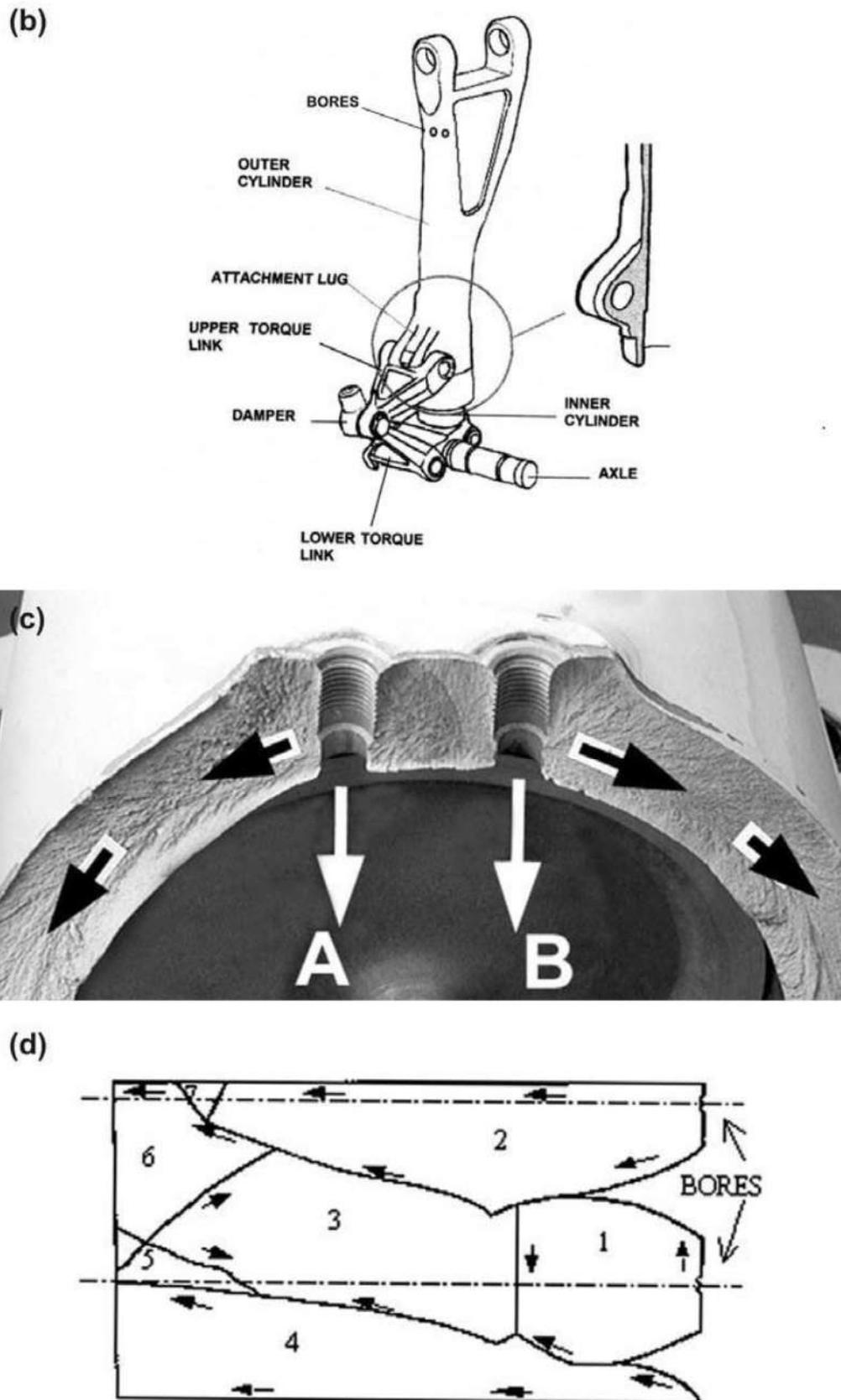


Figura 1. (b) Esquema del sistema amortiguador del tren de aterrizaje.

(c) Marcas radiales (flechas) son formadas a partir del origen de la fractura (agujeros A y B).

(d) Esquema mostrando el camino de propagación de la fisura a lo largo del cilindro

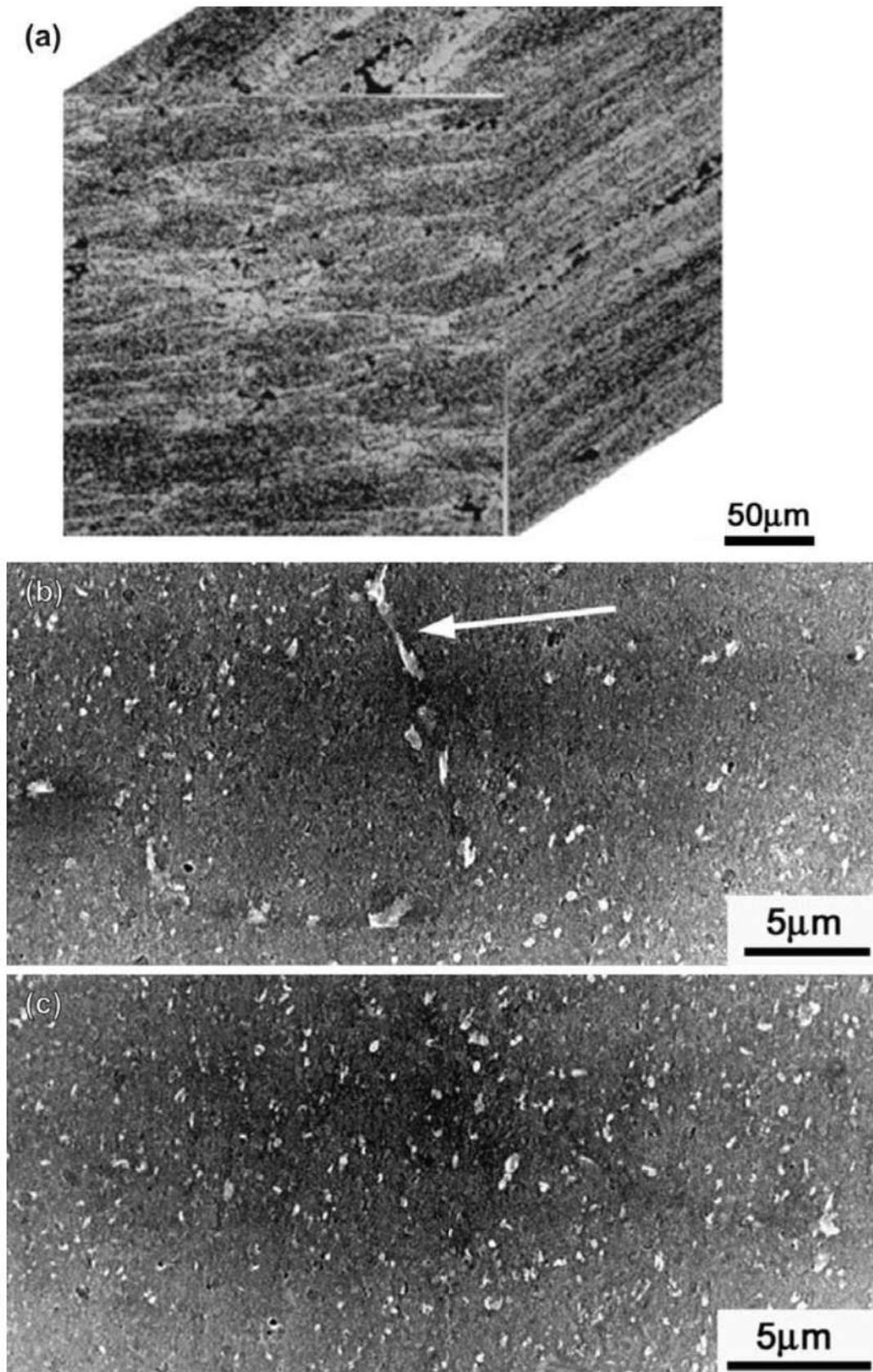


Figura 2. (a) Vista tridimensional, revelando la microestructura parcialmente recrystalizada, orientada perpendicularmente a la superficie libre y paralelamente a la superficie de la fractura. Reactivo de Keller.
(b) Detalle de la microestructura, mostrando la región con granos recrystalizados y precipitación intergranular (flecha). MEB-BEI. 3500X.
(c) Detalle de la microestructura, mostrando la región no-recrystalizada y precipitación intragranular. MEB-BEI. 3500X.

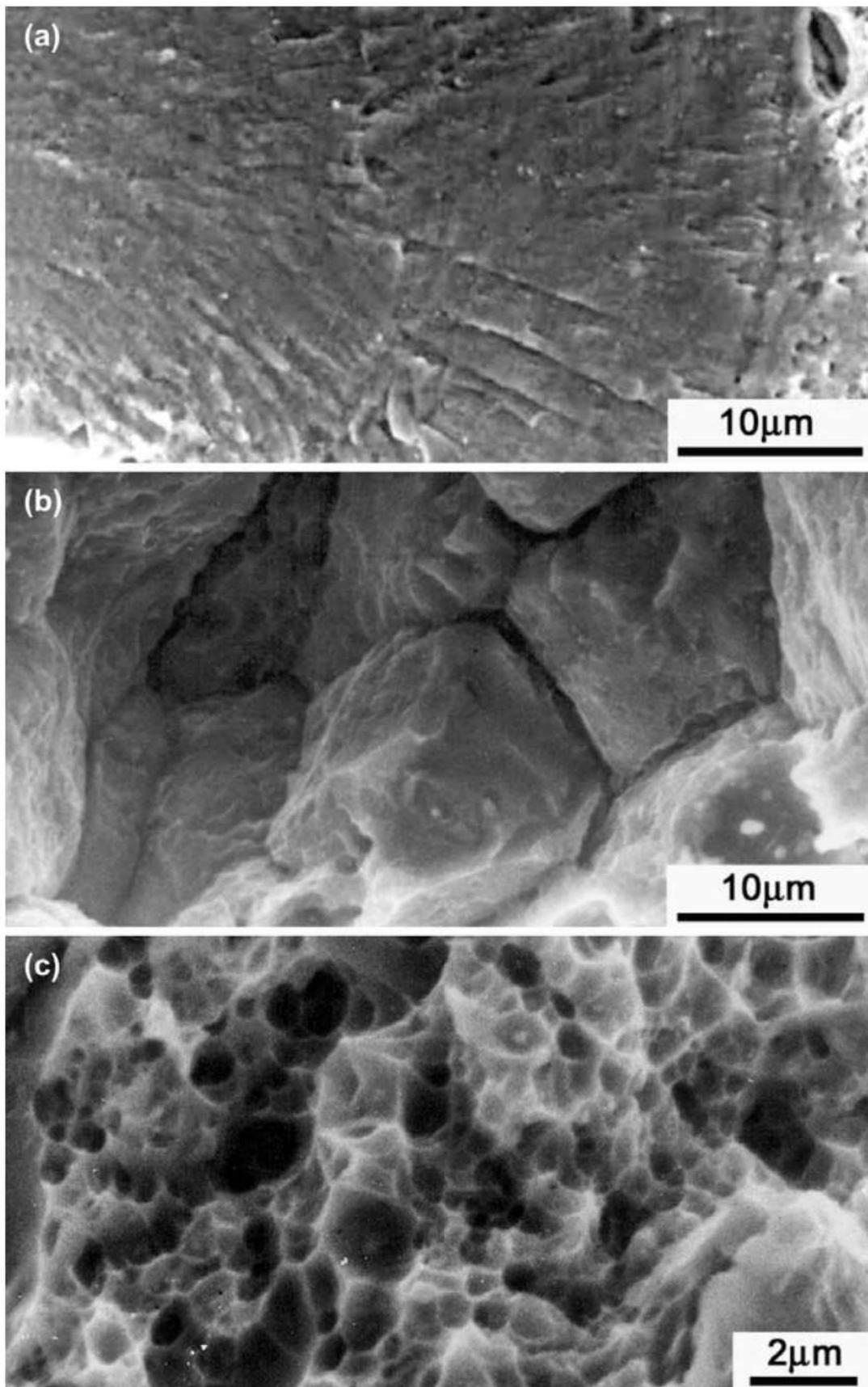


Figura 3. (a) Detalle de la superficie de la fractura estable, mostrando marcas concoidales, típicas de la fractura por fatiga. MEB-SEI. 2000X.

(b) Detalle de la superficie de la fractura inestable, mostrando la fractura dúctil intergranular. MEB-SEI. 3000X.

(c) Detalle de la superficie de fractura inestable, mostrando la fractura transgranular por alveolos. MEB-SEI. 5000X.

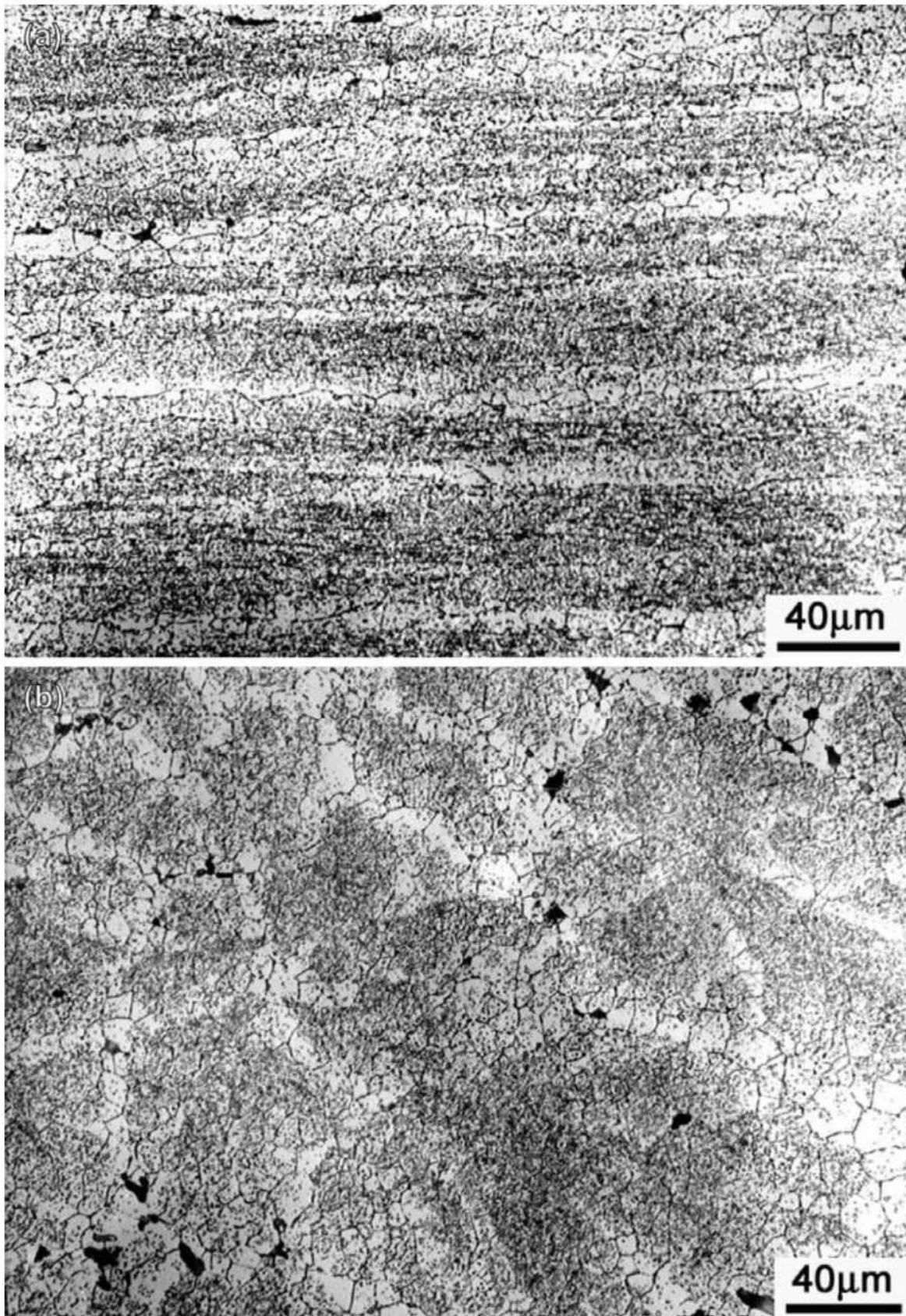


Figura 4. (a) Microestructura parcialmente recristalizada. Orientación TL. Reactivo de Keller.
(b) Microestructura parcialmente recristalizada. Orientación LT. Reactivo de Keller.

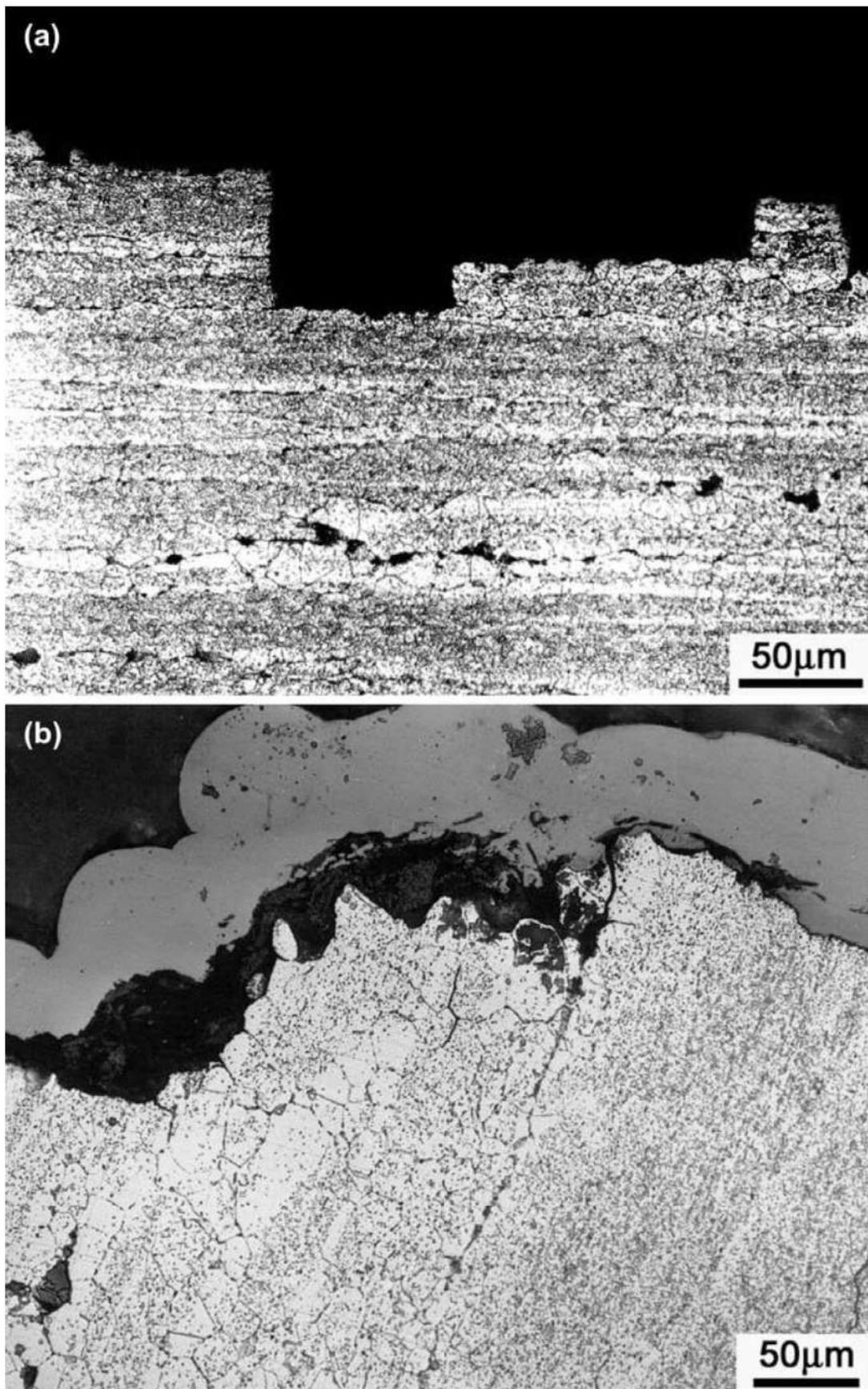


Figura 5. (a) Examen metalográfico, mostrando camino de propagación de la fractura inestable. Orientación TL. Reactivo de Keller.

(b) Examen metalográfico, mostrando camino de propagación de la fractura inestable. Orientación LT. Reactivo de Keller. (La capa gris corresponde al revestimiento de Ni).

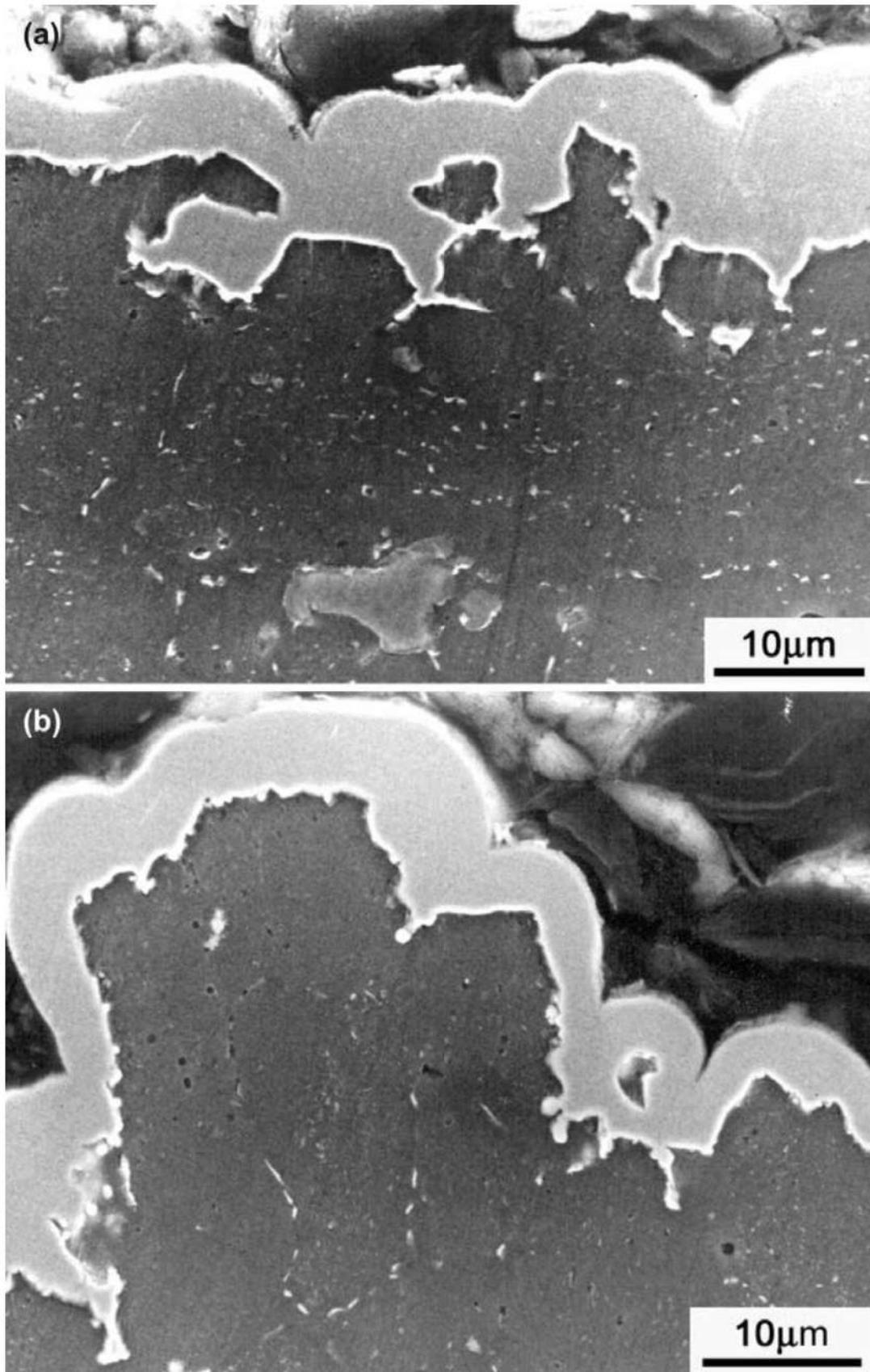


Figura 6. (a) Examen metalográfico, mostrando camino de propagación de la fractura inestable. Orientación TL. Fractura intergranular en el área recristalizada. MEB-BEI. 2000X. (La capa blanca corresponde al revestimiento de Ni).

(b) Examen metalográfico, mostrando el camino de propagación de la fractura inestable. Orientación LT. Fractura intergranular en el área recristalizada. MEB-BEI. 2000X. (La camada blanca corresponde al revestimiento de Ni).

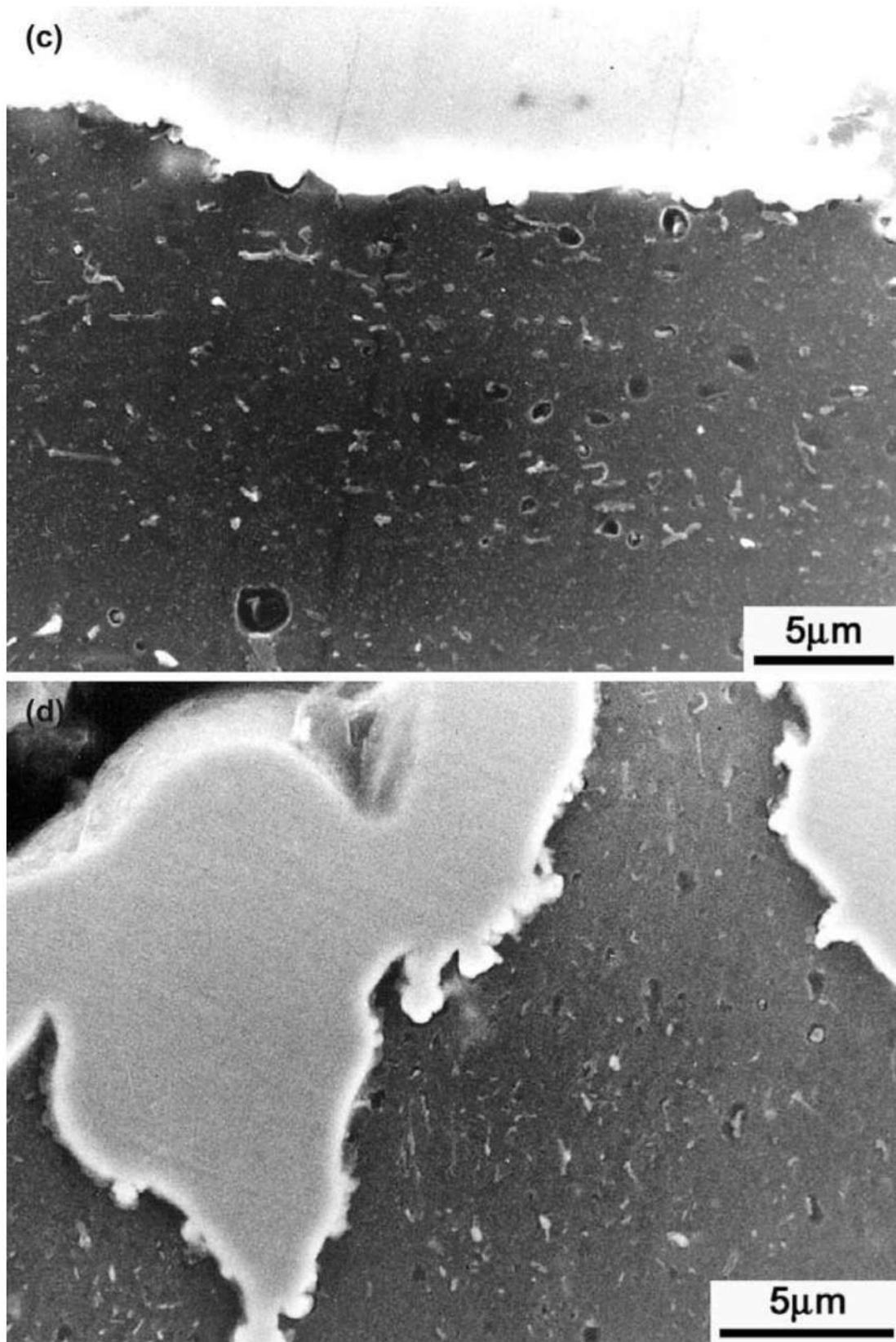


Figura 6. (c) Examen metalográfico, mostrando el camino de propagación de la fractura inestable. Orientación TL. Fractura transgranular en el área no recristalizada. MEB-BEI. 5000X.

(d) Examen metalográfico, mostrando el camino de propagación de la fractura inestable. Orientación LT. Fractura transgranular en el área no recristalizada. MEB-BEI. 5000X. (La capa blanca corresponde a revestimiento de Ni).

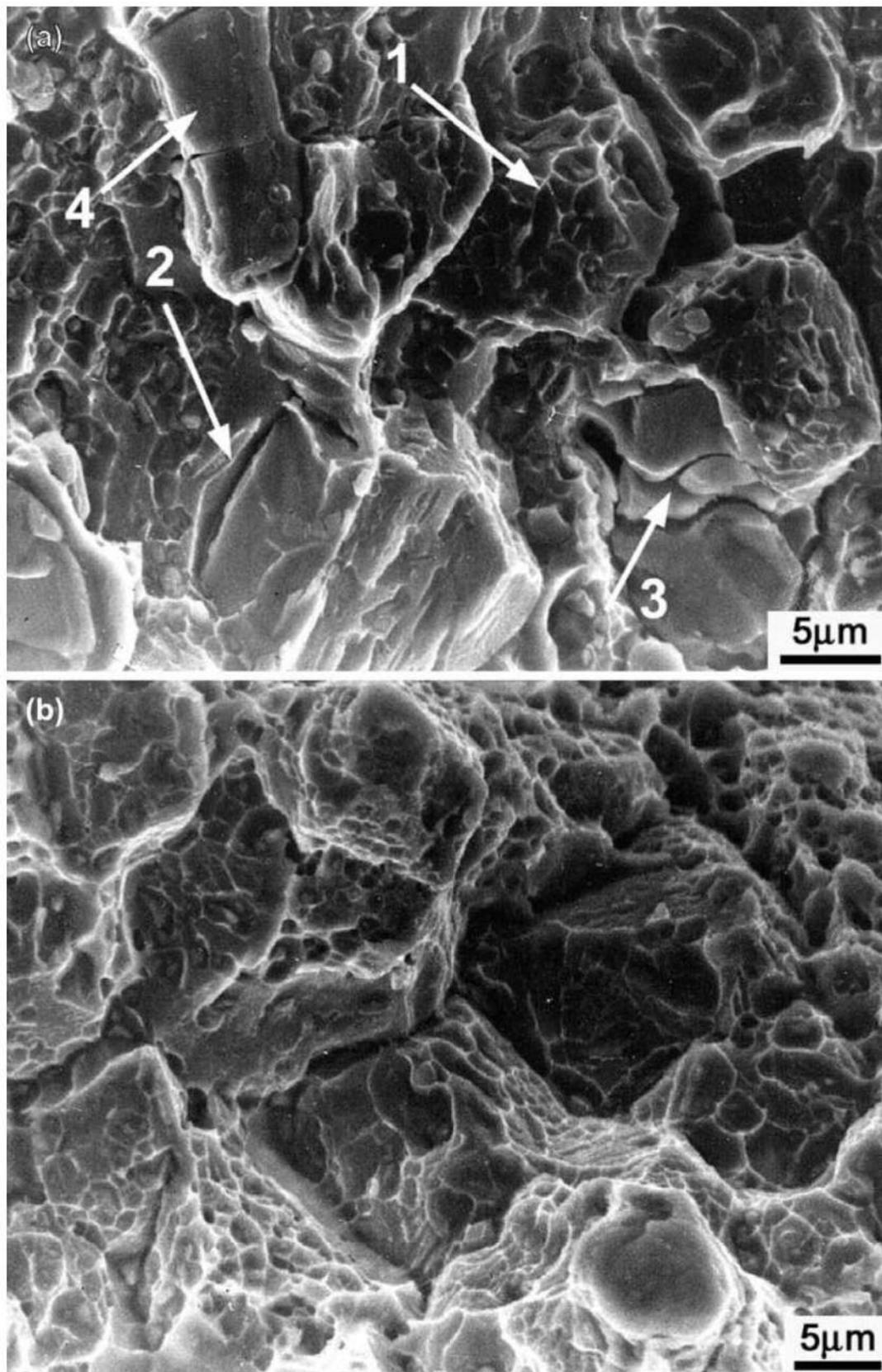


Figura 7. (a) Examen fractográfico, mostrando la fractura dúctil intergranular en el área re-cristalizada. Flecha 1: fractura intergranular; flecha 2 fisura intergranular secundaria; flecha 3 clivaje de los precipitados primarios; flecha 4: decisión entre la matriz y precipitado. Orientación TL. MEB-BEI. 5000X.

(b) Examen fractográfico, mostrando la fractura dúctil intergranular en el área recristalizada. Orientación LT. MEB-BEI. 5000X.

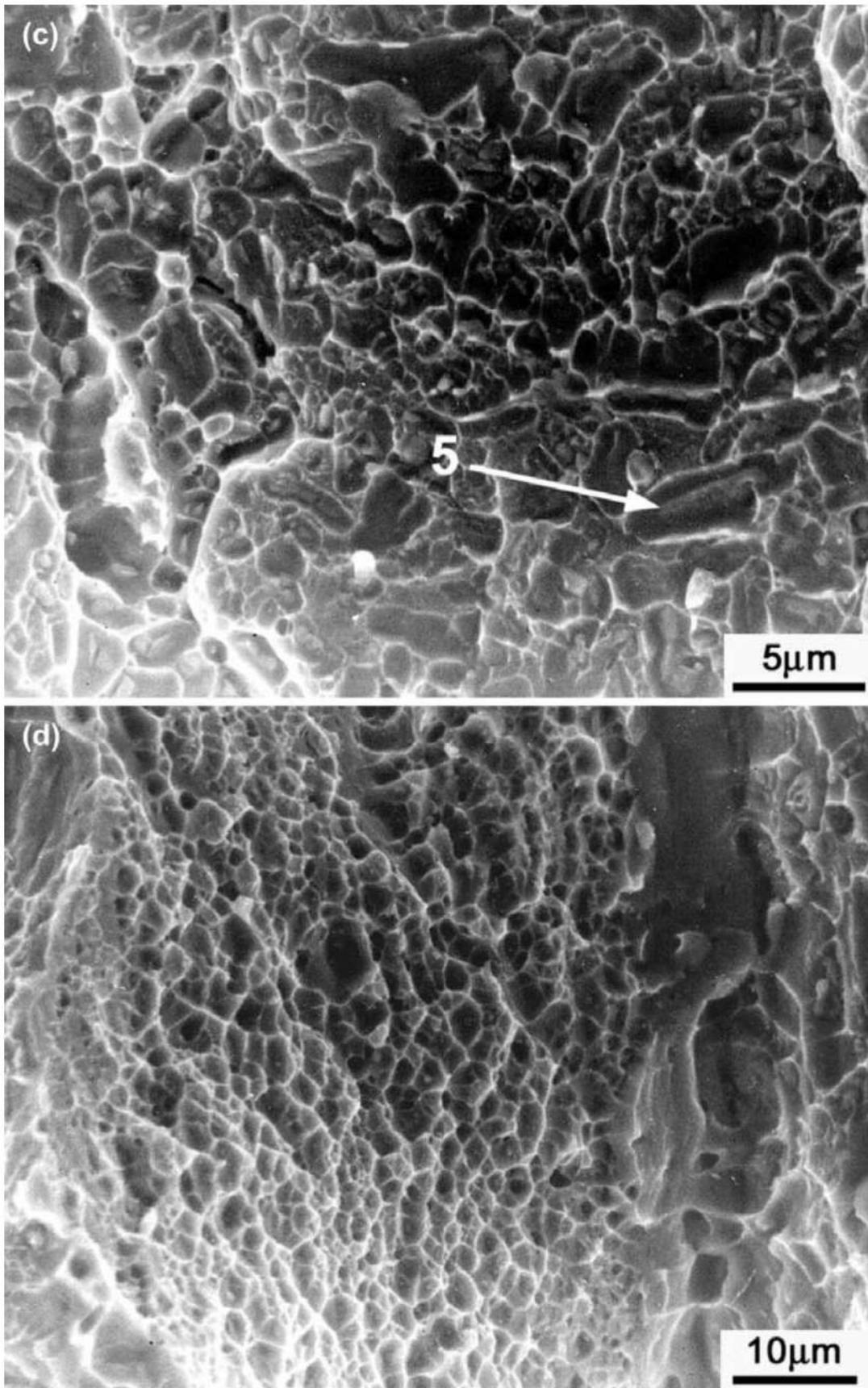


Figura 7. (c) Exame fractográfico, mostrando fratura transgranular por alvéolos na área não-recristalizada. Flecha 5: partículas alargadas na direção de propagação de la grieta. Orientação LT. MEB-SEI. 5000X.

(d) Exame fractográfico, mostrando fratura transgranular por alvéolos na área não-recristalizada. Orientación TL. MEB-SEI. 5000X.

38

Análisis de falla de un cable conductor de aluminio[†]

Cesar R. F. Azevedo y Tibério Cescon, 2002

1. INTRODUCCIÓN

En el mundo entero, las líneas aéreas de transmisión de energía están alcanzando la edad de trabajo entre 20 y 40 años y, como consecuencia, sus componentes individuales ya presentan señales de deterioro, necesitando reparaciones o sustitución como parte del procedimiento de mantenimiento. El problema de identificar y cuantificar el grado de deterioro es, sin embargo, dificultado por el difícil acceso físico a los componentes de una línea aérea de transmisión^{1,2} (cables subconductores, juntas, espaciadores y aisladores). Los cables subconductores son compuestos de cables helicoidales fabricados de alambres de aluminio conductor, existiendo diversos tipos, como, por ejemplo, el ACSR (*aluminium conductor steel reinforced*), que cuenta con un alma de acero para dar resistencia mecánica al cable, y el AAAC (*all aluminium alloys conductor*), compuestos exclusivamente de alambres de aleaciones conductoras de aluminio. Los conductores son expuestos durante el servicio a cargas externas y, para minimizar posibles daños causados por los vientos, amortiguadores de vibración (espaciadores) son uniformemente posicionados a través de garras de fijación^{3,4}.

[†] Reimpreso del periódico *Engineering Failure Analysis*, v. 9, n. 6, Cesar Roberto de Farias Azevedo y Tibério Cescon, Failure analysis of aluminum cable Steel reinforced (ACSR) conductor of the transmission line crossing the Paraná River, p. 645-664, 2002, con permiso de Elsevier Ltd.

Los cables subconductores están sujetos a fuerzas compresivas en la región de las garras de fijación de los espaciadores (amortiguadores de vibración), siendo que las tensiones de contacto sobre el cable en la región de la garra pueden ser divididas en estáticas y cíclicas. La tensión estática es la suma de la carga axial del cable (peso), tensión de flexión (cambio de curvatura del conductor junto a la garra) y la presión de la garra. Tensiones secundarias en los cables son consecuencia del proceso de encordonamiento⁵. Cualquier variación en la tensión del cable excita un modo de vibración torsional, que acaba siendo transmitido a las garras de fijación. Dependiendo de la fuerza de ajuste/trabamiento, el cable puede sufrir una rotación dentro de la garra, causando daño por fretting en el conjunto cable/garra. Adicionalmente, ciclos de flexión reversa (alteraciones en la curvatura del cable junto a las garras de fijación) pueden causar falla por fatiga en los alambres del cable³.

Las líneas de transmisión aéreas están sujetas a dos tipos de vibración inducidas por vientos^{1-2,6-8}.

- Vibración eólica: es causada por el soplo del viento sobre los conductores individuales, induciendo altas frecuencias de vibración (entre 10 y 40 Hz) debido a la creación de vórtices, que causan tensiones alternadas de flexión junto a los elementos de fijación de los cables. Ocurre para una baja velocidad de viento, con viento soplando perpendicularmente a la línea de transmisión. La vibración eólica es uno de los principales factores que limitan la vida de los cables conductores, pues inducen la falla prematura de los alambres de aluminio conductor junto a las garras y otros elementos de fijación.
- Oscilación del cable subconductor: es causada por inestabilidades inducidas por el viento, siendo este problema más severo en el caso de espaciadores cuádruplos (cuatro cables subconductores). Este tipo de vibración de baja frecuencia (1 Hz) es causada por la interacción de fuerzas verticales y horizontales inducidas por el viento. Los problemas ocurren también por la flexión cíclica de los alambres conductores junto a los elementos de fijación, promoviendo la falla por fretting (entre los alambres) o fatiga.

Los conductores del tipo ACSR son susceptibles a la corrosión galvánica debido a la presencia del contacto entre metales disímiles (acero y aluminio) bajo la acción de atmósferas corrosivas (industrial o marítima). En estas circunstancias, los alambres de aluminio actúan como ánodos de la célula galvánica, siendo corroídos rápidamente y promoviendo la falla prematura de los cables conductores. La penetración de los agentes corrosivos puede ser evitada utilizándose grasas en los alambres del cable conductor¹⁻².

El presente estudio investigó la falla prematura de un cable subconductor de aluminio con alma de acero, parte de una línea aérea de transmisión de energía eléctrica de 460 kV localizada sobre el Rio Paraná (en operación desde 1973). También fueron investigados cinco espaciadores cuádruplos (amortiguadores de vibración que fijan cuatro cables subconductores), cada uno de ellos presentando cuatro garras de fijación fabricadas en aleación de Alcen 160, sin tratamiento térmico.

Después del rompimiento del cable subconductor, sus dos extremidades cayeron en el lecho del río, forzando y rompiendo algunos de los espaciadores adyacentes. La fijación del cable subconductor en la garra del espaciador es hecha con ajuste del tornillo de fijación del acero SAE 1035 (norma DIN 931, material con torque especificado de 5,5 kg.m, clase de resistencia no ofrecida) en la rosca mecanizada de la garra.

Como consecuencia de la rotura de este cable y del no funcionamiento del sistema de seguridad, hubo un apagón en el día 21 de enero de 2002 en 10 estados brasileros y el Distrito Federal, dejando aproximadamente 67 millones de habitantes sin energía eléctrica. El objetivo, en la primera fase de esta investigación, es verificar la conformidad de los elementos del cable con las normas técnicas; identificar las causas de la rotura del cable; y proponer sugerencias en el proyecto y en el procedimiento de inspección de modo a evitar futuras roturas de cables conductores. Según informaciones, este cable ACSR sigue las especificaciones de las siguientes normas de la ABNT:

- NBR 7270 (cables de aluminio con alma de acero para líneas aéreas, con 26 hilos de aluminio con diámetro de 3.97 mm cada uno y siete hilos de acero, con diámetro de 3.09 cada uno; masa del cable igual a 1299.00 kg/km, resistencia mecánica calculada igual a 110380 N, y módulo de elasticidad igual a $74 \cdot 10^3$ MPa).
- NBR 5118 (hilos de aluminio desnudos de sección circular para fines eléctricos).
- NBR 6835 (aluminio y sus aleaciones - temperadas - clasificación).
- NBR 7103 (barras de refuerzo de aluminio 1350 para fines eléctricos - especificación - grado H19).
- NBR 6756 (hilos de acero cincado para alma de cables de aluminio y aluminio aleado).

2. EXÁMENES REALIZADOS Y RESULTADOS

2.1. Inspección visual del cable

La figura 1-a muestra el aspecto general del cable conductor ACSR posterior a la falla, indicando que la rotura ocurrió adyacente a la región de ajuste de la garra n° 4 del espaciador n° 3. La figura 1-b muestra que el conductor ACSR es compuesto de dos capas externas, con 26 alambres de aluminio, y una porción central, con siete alambres de acero al carbono. La superficie externa del cable presenta daños superficiales (marcas estáticas) causados por la presión inicial de ajuste de la garra (véase figura 1-c). El espaciador cuádruplo n° 3 es mostrado en la figura 2-a. La superficie interna de la garra n° 4 muestra marcas de intenso desgaste, que alcanzan el tornillo de fijación de la garra (responsable por el ajuste, véase figura 2-b). La garra es del tipo quiebra- nueces y consiste de dos medios-cilindros de pivotes, presos por un tornillo de acero, que es fijado contra el agujero roscado en la garra inferior.

2.2. Caracterización de los alambres de aluminio

Los alambres de aluminio están en concordancia con los requisitos de composición química y propiedades mecánicas de las normas de la ABNT (véase tablas 1 y 2).

Tabla 1. Resultados del análisis químico de los alambres de aluminio

Muestra	Cu (%)	Cr (%)	Fe (%)	Mn (%)	Si (%)	Zn (%)	(V+Ti) (%)	Al (%)
Alambre 15A	0.002	< 0.005	0.17	0.0033	0.081	0.009	< 0.006	bal.
NBR 7103	0.05 máx.	0.01 máx.	0.40 máx.	0.01 máx.	0.10 máx.	0.05 máx.	0.02 máx.	99.5

Tabla 2. Resultados del ensayo mecánico de los alambres de aluminio

Muestra	Límite de elasticidad (MPa)	Alargamiento (%)	Estricción (%)
Alambre 3A	160	1.75	86.3
Alambre 15A	162	1.68	86.5
Alambre 21A	161	1.59	87.2
NBR 5118	160	1.5 (valor típico)	

La inspección visual de los alambres de aluminio fracturados permitió la identificación de dos topografías de fractura: 45° y cuasi-normal (véase figuras 3-a y 3-b). Las roturas están, por regla general, asociadas a marcas de deformación

superficial. La tabla 3 muestra la distribución de cada tipo de fractura, de acuerdo con la posición del alambre de aluminio. La topografía de fractura de todos los alambres externos y de la mayoría de los alambres interno es del tipo 45°.

Tabla 3. Distribución por topografía de fractura

Posición de los alambres	Topografía de fractura
Capa externa (16 alambres)	Fractura a 45°: 100%
Camada interna (10 alambres)	Fractura a 45°: 60% Fractura cuasi-normal: 40%

El cable subconductor es compuesto de capas alternadas, siendo una capa torsionada para la izquierda y la capa siguiente para la derecha. Las áreas de contacto entre los alambres de diferentes capas son elípticas, mientras que entre alambres adyacentes de la misma capa estas áreas son rectangulares.

La investigación microscópica de los alambres externos reveló la presencia de marcas rectangulares asociadas a la presencia de partículas de Al_2O_3 (véase figura 4). Adicionalmente, fueron observadas partículas oxidadas de silicio incrustadas a algunos alambres de la camada externa (véase figura 5). El examen de los alambres internos de aluminio reveló la presencia de marcas elípticas con intensa presencia de partículas de Al_2O_3 , restos (véase figura 6).

La investigación metalográfica de los alambres de Al reveló una microestructura orientada de material trabajado a frio con dureza de 45 HV100, compuesta de granos de Al- α e inclusiones de $FeAl_3$ (véase figura 7-a). Se observó una intensa deformación plástica, seguida de agrietamiento sub-superficial, desprendimiento de material, oxidación y formación de restos de Al_2O_3 , principalmente en las superficies de desgaste de los alambres de la capa interna (véase figura 7-b). La investigación microscópica en la superficie de los alambres externos confirmo la presencia de partículas silicio incrustadas (véase figura 8-a) y degradación superficial por delaminación, seguida de separación de partícula, oxidación y formación de restos (debris) de Al_2O_3 (véase figura 8-b).

Finalmente, la inspección visual del subconductor roto junto a la región de ajuste del espaciador n° 2 mostró presencia de: marcas de deformación plástica de los alambres externos de aluminio y presencia de restos de Al_2O_3 (véase figura 9-a); marcas elípticas en los alambres internos junto a la región de ajuste de la garra con presencia de restos de Al_2O_3 (véase figura 9-b). Estos resultados indican la ocurrencia de moderado desgaste por *fretting* del conductor ACSR junto al espaciador n° 2.

2.3. Caracterización de la grapa de fijación del espaciador

Inspección visual de la superficie interna de la grapa de fijación n° 4 de diferentes espaciadores revelo diferentes etapas de desgaste (véase figuras 10-a a 10-d). Algunas garras poseían marcas estáticas oxidadas, además de marcas de desgaste circunferencial. La grapa del espaciador n° 3 (figura 10-d) muestra una etapa de desgaste más avanzado, donde las marcas estáticas no pueden ya ser observadas. Investigación microscópica de las superficies desgastadas confirmo la presencia de regiones con marcas de intenso desgaste circunferencial y regiones con presencia de partículas de Al_2O_3 (véase figura 11).

Una comparación dimensional entre las garras de fijación n° 4 de los espaciadores n° 2 y n° 3 (véase tabla 4) confirmo un desgaste circunferencial más intenso (entre 1.20 mm y 1.90 mm) de la grapa del espaciador n° 3 (localizado adyacente a la rotura del cable), hecho que debe reducir la presión de ajuste del respectivo cable subconductor.

El examen metalográfico de la garra del espaciador n° 3 reveló una microestructura fundida de dureza 63 HV con partículas eutécticas groseras precipitadas interdendríticamente (véase figura 12), típica de la aleación Al-Si sin tratamiento de modificación de la morfología del eutéctico. El desgaste del material ocurrió preferencialmente por agrietamiento y desprendimiento de material a lo largo de las regiones interdendríticas, hecho que explica la presencia de partículas duras de Si incrustadas en la superficie de los alambres de la capa externa del subconductor (véase figuras 5 y 8-a). La parte inferior de la grapa de fijación presenta rosca mecanizada. Resultados del análisis químico del material de la grapa (véase tabla 5) están de acuerdo con los requisitos de la aleación Alcan 160, excepto por el contenido de Zn, que se encuentra encima del máximo especificado.

Tabla 4. Desgaste circunferencial de la garra de fijación nro. 4

Espaciador	Diámetro interno de la garra (mm)				
	Cara Ilha Solteira	Posición intermedia	Posición central	Posición intermedia	Cara Araraquara
N°2	25.24	25.06	25.08	24.95	24.92
N°3	26.44	26.54	26.53	26.7	26.82
Desgaste (mm)	1.2	1.48	1.45	1.75	1.9

Tabla 5. Resultados del análisis químico de la grampa de fijación

Muestra	Cu (%)	Mn (%)	Si(%)	Fe (%)	Zn (%)	Ti(%)
Resultado	0.05	0.014	10.1	0.46	0.18	0.06
Alcan 160	0.10 máx.	0.30 máx.	10.0-13.0	0.60 máx.	0.10 máx.	0.20 máx.

Tabla 6. Resultado del análisis químico de los alambres del alma de acero

Muestra	C(%)	Mn (%)	Si (%)	S (%)	P (%)
Resultado	0.62	0.72	0.2	0.035	0.018
NBR6756	0.50-0,85	0.50-1.10	0.10-0.35	0.045 máx.	0.035 máx.

Tabla 7. Resultados del ensayo mecánico de los alambres del alma de acero

Muestra	Condición	Límite de resistencia (MPa)	Alargamiento (%)	Estricción (%)
Alambre 1A	Ensayo mecánico	1305	6.5	49.3
Alambre 6A		1439	6.3	51.6
Media		1372	6.4	50.5
Alambre 1B	Roto en servicio	-	-	81.2
Alambre 3B		-	-	81.5
Alambre 6B		-	-	80.9
NBR 6756 clas. 1	-	1410	3.0	-
9386199 NBR 6756 clas. 2	-	1340	3.0	-

2.4. Caracterización de los alambres del alma de acero

Los alambres de acero presentan composición química y propiedades mecánicas de acuerdo con los requisitos de las normas de la ABNT (véase tablas 6 y 7). La inspección visual de los alambres rotos indican fractura por mecanismo dúctil (véase figura 13-a). Un examen metalográfico de estos alambres reveló una microestructura perlítica orientada y refinada, con microdureza de 450 HV₁₀₀ (véase figura 13-b), y presencia de recubrimiento superficial de cinc, con espesor de aproximadamente 80 μm . La microestructura próxima de la fractura muestra esferoidización de la perlita, con microdureza de 370 HV₁₀₀ (véase figura 13-c), y la presencia de una región de fusión localizada y enfriamiento rápido, con microdureza de 870 HV₁₀₀. Los alambres de acero rompieron por mecanismo dúctil promovido por la inestabilidad microestructural causada por el calentamiento localizado^{1,6}.

2.5. Caracterización del tornillo de fijación

La investigación dimensional permitió clasificar el tornillo como M16x60 (diámetro = 16 mm, longitud = 60 mm y paso = 2 mm). La inspección visual reveló intenso desgaste del tornillo de acero, cuya composición química está de acuerdo con la norma SAE 1008 (véase figura 2-c y tabla 8). El examen metalográfico del tornillo de fijación reveló una microestructura perlítico-ferrítica con dureza de 81 HRB o 153 HV (clase de resistencia 3.6 de la norma DIN EN ISO 898-1). Los filetes del tornillo son del tipo laminado y con depósito superficial de Zn.

Tabla 8. Resultados del análisis químico del tornillo de fijación

Muestra	C(%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)
Tornillo	0.08	< 0.01	0.4	0.031	0.014
SAE 1008	0.10 máx.	-	0.50 máx.	0.040 máx.	0.050 máx.

3. DISCUSIÓN

3.1. Degradación y rotura del subconductor ACSR

Marcas superficiales de degradación estáticas y dinámicas fueron observadas en los alambres internos y externos del aluminio junto a la región de fijación de la garra del espaciador. Las marcas estáticas fueron producidas por la deformación plástica impuesta por el ajuste de montaje. Entre las capas del subconductor, se observan en la superficie de los alambres marcas elípticas de deformación (dinámicas), que presentan degradación superficial más intensa adyacente a la región de ajuste. Marcas dinámicas son producidas por *fretting*, que es causado por el micromovimiento relativo entre dos superficies de contacto. El *fretting* produce partículas, que son resultantes de la reacción del material destacado con el medio. En el caso de conductores de líneas de transmisión, las superficies de contacto son las interfaces garra de fijación/alambres de Al y alambres de Al/alambres de Al, el medio es el aire (con humedad y contaminación) y las partículas son restos de óxido de aluminio, cuya dureza puede alcanzar 9.0 Mohs (o 2000 HV)².

El trabajo experimental también observó la presencia de partículas oxidadas de silicio, cuya dureza varía de 6.5 a 7.0 Mohs (o de 800 a 1400 HV) en la superficie externa de los alambres de aluminio de la camada externa del subconductor. En ambos casos, las partículas duras actúan como abrasivos contra los alambres de aluminio y garras fundidas de Al-Si, promoviendo aún más el *fretting*.

El daño superficial producido por el *fretting* puede originar el desgaste por *fretting* (con o sin asistencia del medio) o la fatiga por *fretting*. El termino fatiga por *fretting* caracteriza la acción combinada de desgaste por *fretting* con las tensiones de vibración mecánica^{2,9-11}. Entre las variables que influyen la resistencia al *fretting* están: amplitud y frecuencia del movimiento relativo; valor y distribución de la presión de contacto entre las dos superficies, los materiales envueltos y sus condiciones de acabado superficial, las fuerzas friccionales y tensiones próximas a la superficie, la temperatura y el medio¹⁰.

Pesquisas anteriores realizadas con cables conductores identificaron tres regímenes de *fretting* bajo flexión cíclica: calado parcial (*partial stick*), mixto (*stick-and-slip*) y movimiento grosero (*gross slip*)^{5,11-14}. Solamente dos de estos regímenes son críticos con respecto a la degradación superficial y resistencia al *fretting* - el régimen mixto y el de movimiento grosero:

- El régimen de movimiento grosero corresponde a la carga radial baja y movimiento relativo grosero, siendo observado fuera de la región de contacto. Generalmente presenta intenso desprendimiento de partículas.
- El régimen de calado parcial es observado dentro de la región de ajuste de la garra y corresponde a las altas cargas radiales y normales en los puntos de contacto, que causan microdeslizamientos relativos y pequeño desgaste. Esta condición puede promover el agrietamiento por fatiga después de un gran número de ciclos (1 a 10 millones de ciclos). Tal tipo de agrietamiento es iniciado a 80° de la superficie, propagándose a un ángulo de aproximadamente 65°.
- El régimen mixto es el más crítico con respecto a la nucleación de la fisura por fatiga. Esta zona está localizada en la última región de contacto entre la garra y el cable subconductor. El tipo de fisura es iniciado a 25° de la superficie, propagándose a un ángulo de aproximadamente 65°.

Adicionalmente, tres tipos de modelos de superficie de fractura fueron previamente observados por Zhou et al.^{12,13,16,17} durante la investigación de fatiga por *fretting* en conductores eléctricos. La superficie de fractura cuasi-planar es observada en la capa más externa del conductor, bajo condiciones de bajas amplitudes de flexión y altos ciclos (106 ciclos), siendo asociada con una propagación de grietas por fatiga. Los otros dos modos (45° y modo mixto) fueron observados principalmente para alambres de Al de la capa interna, bajo altas amplitudes de flexión y bajos ciclos (5-104 ciclos), siendo asociada a la nucleación y a la propagación de la grieta por cizallamiento puro. En el modo mixto, sin embargo, la nucleación de la fisura ocurre

por fatiga, pero en ambos casos la nucleación de la fisura ocurre en las marcas de *fretting*.

El trabajo experimental reveló que la degradación superficial de los alambres de aluminio ocurrió por desprendimiento de partícula o delaminación, que originó la producción de restos de Al_2O_3 . El examen fractográfico identificó dos tipos de superficies de fractura para los alambres de Al: cuasi-normal y fractura a 45° (tipo predominante en los alambres de Al de las capas externa e interna del subconductor). Se sugiere que la fractura del conductor ACSR comenzó en algunos alambres de Al de la capa interna del cable subconductor por fatiga, produciendo superficies de fractura del tipo fractura cuasi-normal. La rotura de los cables internos de Al no puede ser observada durante las operaciones de inspección programada de los cables^{13,18}. El cable, por tanto, rompió por puro cizallamiento de los alambres de Al, produciendo superficies de fractura a 45° . La presente investigación indica también que la rotura del cable ocurrió en régimen de movimiento grueso, causado, probablemente, por oscilaciones del subconductor. La vibración inducida por vientos es crítica en cruces de línea de transmisión con ríos, donde un flujo continuo de viento de baja velocidad es tunelado por los valles del río¹⁸.

Los trabajos recientes en conductores ACSR lubricados^{5,17,20} mostraron que la lubricación previene el contacto aire-metal, evitando la oxidación y la formación de los restos de óxidos abrasivos. Así, se reduce el coeficiente de fricción metal-metal, y como consecuencia, la fuerza tangencial en los alambres, aumentando la vida útil del componente en hasta cinco veces con la lubricación. El conductor ACSR investigado pertenece a la categoría no lubricada. Finalmente, el uso de material elastomérico entre la garra y el cable conductor también evita el contacto metal-metal en esta interfaz y mejora la vida por *fretting* de conductores eléctricos.

3.2. Proyecto de las garras

La investigación de las garras de los espaciadores indicó intenso desgaste por agrietamiento interdendrítico, seguido del desprendimiento de las regiones eutécticas de la microestructura fundida. La microestructura de la aleación Al-10%Si presentó amplias partículas del eutéctico de Si (sin modificación) distribuidas heterogéneamente en la matriz metálica de aluminio. Estas partículas también se observaron incrustadas en la superficie externa del cable subconductor. Las investigaciones sobre el comportamiento al desgaste de las aleaciones eutécticas Al-Si mostraron que las adiciones de Mg, Zr, Ce y Zn aumentan significativamente la resistencia al desgaste de estas aleaciones, debido a los mecanismos de modificación

de la microestructura eutéctica y la formación de precipitados (tratamiento térmico de solubilización y envejecimiento de aleaciones del tipo Al-Si-X pueden aumentar la resistencia a la corrosión por la formación de una fina precipitación homogénea de partículas de segunda fase)^{21,24}. La aleación Alcan 160, sin embargo, no es susceptible a la mejora de propiedades mecánicas por tratamiento térmico debido a su baja cantidad de elementos de aleación. Estas observaciones indican que una mejor resistencia al desgaste de las garras puede ser obtenida por: tratamiento de metal líquido (modificación) durante el proceso de fundición; selección de otras clases de aleaciones fundidas del tipo Al-Si-X; y el uso de tratamiento térmico.

El intenso desgaste de las garras redujo la presión de apriete de las garras sobre los cables subconductores, promoviendo una condición más crítica de fretting de los alambres de aluminio (régimen de gran movimiento). No se encontraron evidencias de la acción de otros mecanismos que hayan contribuido a la reducción de la presión de ajuste de las garras (como deformación plástica o aflojamiento del tornillo de fijación). La investigación mostró, sin embargo, que hay espacio para optimizar el proyecto de la garra. El tornillo de fijación necesita un sistema de bloqueo, y los materiales del tornillo y de la tuerca deben ser compatibles para mantener la presión de ajuste inicial del sistema. La ocurrencia de fretting es muy dependiente del valor de la carga normal y de los diferentes tipos de sistemas de garra^{5,11,14,18,25}.

3.3. Inspección de la línea de transmisión

La generación de descargas parciales de alta frecuencia es considerada el mayor síntoma de los problemas en líneas aéreas de transmisión. Ella produce ruido en las fajas de alta frecuencia y ultrasónica, además de calor. Todos los sistemas de inspección de líneas de transmisión son, por lo tanto, enfocados en medidas de las descargas parciales y temperatura¹.

La inspección de la línea de transmisión en estudio es hecha por la técnica de infrarrojo (temperatura) por vía aérea (helicópteros) o terrestre. Esta técnica no identifica daños iniciales en las líneas de transmisión y su eficiencia depende fuertemente de factores humanos y de la temperatura del medio, que puede fácilmente estar por encima de 30°C en Brasil. Adicionalmente, la inspección visual de puntos críticos (como, por ejemplo, las conexiones inferiores garra/cable subconductor en travesías de ríos) es muy perjudicial, incluso con el uso de helicópteros.

Una investigación reciente con representantes de alrededor del 25% de las líneas aéreas de transmisión (> 100 KV) existentes en el mundo apuntó que el 75% de ellos todavía usan el método infrarrojo, mientras que el 20% ya utiliza método por emisión Corona (medición de ruido). Ninguna de las técnicas actuales, sin embargo, es capaz de monitoreo total en tiempo real^{1,2}.

4. CONCLUSIONES

- Los resultados mostraron marcas de degradación superficial del tipo estáticas y dinámicas asociadas a la presencia de restos de (Al_2O_3) en los alambres externos e internos del cable conductor de aluminio junto a la región de apriete de la garra del espaciador.
- El desgaste por fretting produjo en las superficies de contacto entre el cable y la garra partículas oxidadas de aluminio y de silicio, que actuaron como material abrasivo, promoviendo desgaste más acentuado de los alambres de aluminio del cable contra las garras de aluminio y el tornillo de fijación, culminando con la rotura del cable.
- La observación fractográfica de los alambres de aluminio indicó que la fractura del cable subconductor ACSR comenzó en algunos alambres de la capa interna por mecanismo de fatiga por fretting (fractura cuasi-normal) y continuó por desgaste por fretting (fractura a 45°).
- Los alambres de acero rompieron por mecanismo dúctil (inestabilidad térmica microestructural y fusión localizada). La microestructura de la garra del espaciador, fabricada en una aleación fundida Al-10%Si, presentó partículas de silicio eutéctico no modificadas distribuidas heterogéneamente por la matriz de aluminio.
- Las marcas de desgaste circunferencial (por grietamiento y desprendimiento preferencial de partículas de la región eutéctica de la microestructura) se observaron en las superficies internas de las garras. El intenso desgaste de la superficie interna de la garra redujo la presión de ajuste, acelerando la falla por fretting del conductor ACSR.
- Se sugiere que la rotura del cable subconductor haya sido originada bajo régimen de movimiento brusco, debido a las oscilaciones del cable subconductor.
- Una mejor resistencia al desgaste de las garras puede ser lograda por la utilización del tratamiento de metal líquido (modificación) durante el proceso de fundición por la selección de otras clases de aleaciones fundidas del tipo Al-Si-X y por la utilización de algún tratamiento térmico.

- El trabajo experimental mostró que hay necesidad de optimización del proyecto de la garra.
- Se sugiere la adopción de inspección a través del método por emisión Corona.

5. REFERENCIAS

1. FERGUNSON, J. M.; GIBBON, R. R. Overhead transmission lines - Refurbishment and developments. *Power Engineering Journal*, v. 8, n. 3, p. 109-118, June 1994.
2. 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, n. 1, p. 15-22, Jan. 2000.
3. 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.
4. PRESTON, B.; RAMEY, G. E. Effect of suspension clamp geometry on transmission line fatigue. *Journal of Energy Engineering*, p. 168-184, 1986.
5. ZHOU, Z. R.; CARDOU, A.; GOUDREAU, S.; FISET, M. Fundamental investigations of electrical conductor fretting fatigue. *Tribology International*, v. 29, n. 3, p. 221-232, May 1996.
6. RAMEY, G. E.; TOWNSEND, J. S. Effects of clamps on fatigue of ACSR conductors. *Journal of Energy Engineering*, v. 107, p. 103-119, 1981.
7. 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, n. 1-3, p. 253-263, Nov. 1997.
8. DIANA, G.; BRUNI, S.; CHELI, F.; FOSSATI, 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.
9. KRUEGER, F. E. Fretting failures. In: *Metals Handbook: Failure Analysis and Prevention*. Metals Park: ASM International, 1975. v. 10, p. 154-160.
10. LINDLEY, T. C. Fretting fatigue in engineering alloys. *International Journal of Fatigue*, v. 19, n. 93, p. 39-49, June 1997.
11. DEGAT, P. R.; ZHOU, Z. R.; VICENT, L. Fretting cracking behaviour on pre-stressed aluminum alloy specimens. *Tribology International*, v. 30, n. 3, p. 215-223, Mar. 1997.

12. ZHOU, Z. R.; VICENT, L. Mixed fretting regime. *Wear*, v. 181-183, n. 2, p. 531-536, Mar. 1995.
13. ZHOU, Z. R.; GU, S. R.; VINCENT, L. An investigation of the fretting wear of two aluminum alloys. *Tribology international*, v. 30, n. 1, p. 1-7, Jan. 1997.
14. ZHOU, Z. R.; CARDOU, A.; FISET, M.; GOUDREAU, S. Fretting fatigue in electrical transmission lines. *Wear*, v. 173, n. 1-2, p. 179-188, Apr. 1994.
15. ZHOU, Z. R.; FAYEULLE, S.; VINCENT, L. Cracking behaviour of various aluminum alloys during fretting wear. *Wear*, v. 155, n. 2, p. 317-330, June 1992.
16. ZHOU, Z. R.; GOUDREAU, S.; FISET, M.; CARDOU, A. Single wire fretting fatigue tests for electrical conductor bending fatigue evaluation. *Wear*, v. 181-183, n. 2, p. 537-543, Mar. 1995.
17. ZHOU, Z. R.; FISET, M.; CARDOU, A.; CLOUTIER, L.; GOUDREAU, S. Effect of lubricant in electrical conductor fretting fatigue. *Wear*, v. 189, n. 1-2, p. 51-57, Oct. 1995.
18. ZHOU, Z. R.; VICENT, L. Lubrication in fretting - A review. *Wear*, v. 225-229, part 2, p. 962-967, Apr. 1999.
19. LABEGALINI, P. R.; LABEGALINI, J. A.; FUCHS, R. D.; ALMEIDA, M. T. *Projetos mecânicos das linhas aéreas de transmissão*. Edgard Blücher, 1992.
20. 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, n. 2, p. 69-74, Feb. 2000.
21. HARUN, M.; TALIB, I. A.; DAUD, A. R. Effect of element additions on wear property of eutectic aluminium-silicon alloys. *Wear*, v. 194, n. 1-2, p. 54-59, June 1996.
22. SAHOO, K L.; KRISHNAN, C. S. S.; CHAKRABARTI, A. K. Studies on wear characteristics of Al-Fe-V-Si alloys. *Wear*, v. 239, n. 2, p. 211-218, Apr. 2000.
23. KERNEY, A.; ROOY, E. L. Aluminum foundry products. In: *ASM Handbook: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special Purpose Materials*. Metals Park: ASM International, 1990. V. 2, p. 123-151.
24. 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, n. 8, p. 656-662, Aug. 2001.
25. JENSEN, W. L. Failures of mechanical fasteners. In: *Metals Handbook: Failure Analysis and Prevention*. Metals Park: ASM International, 1975. v. 10, p. 470-487.

6. FIGURAS

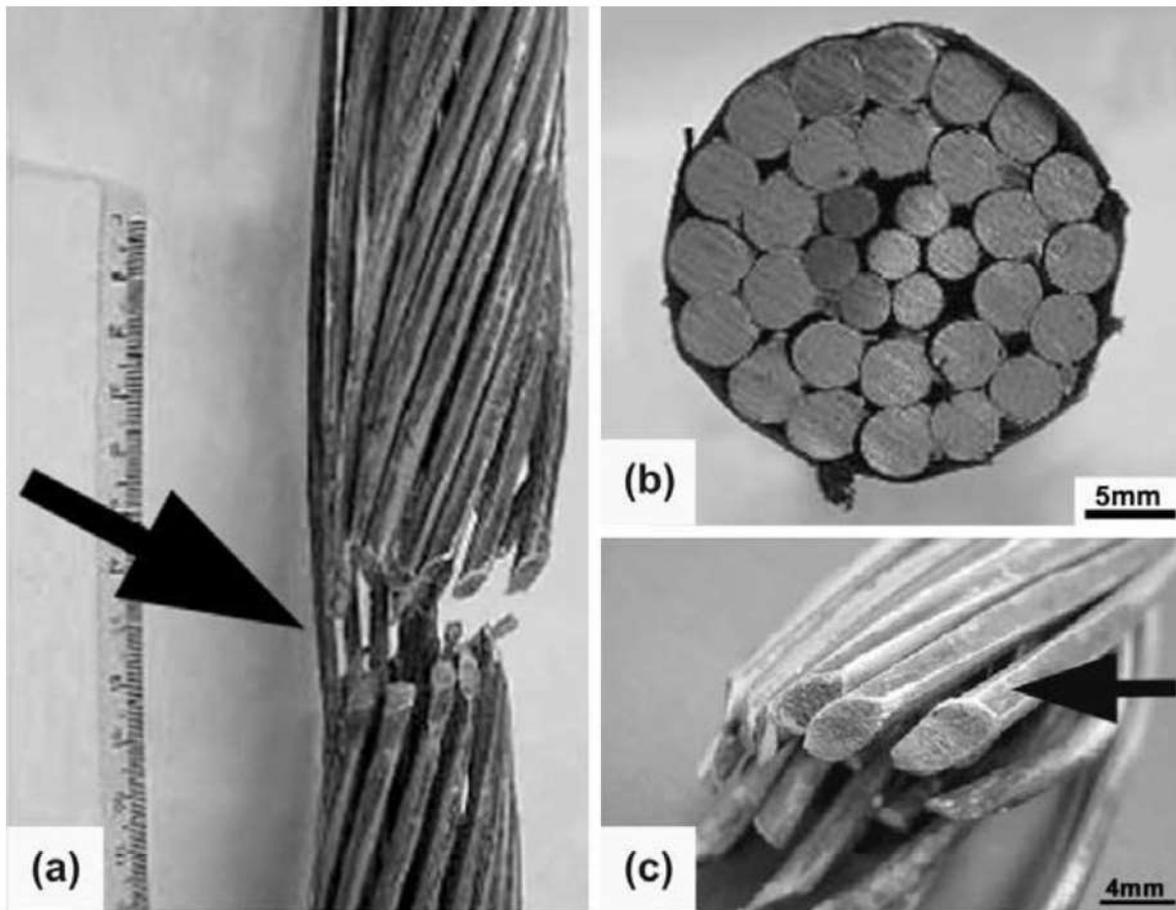


Figura 1. (a) Vista general del conductor ACSR en posición adyacente a la garra del espaciador número 3. La rotura ocurrió al final de la región de ajuste (lado derecho, véase la flecha).

(b) Sección transversal del conductor ACSR: 26 alambres de aluminio distribuidos en las dos capas más externas y siete alambres de acero en la parte central del cable.

(c) Detalle mostrando daño superficial (véase la flecha) de los alambres externos de aluminio en la región de ajuste.

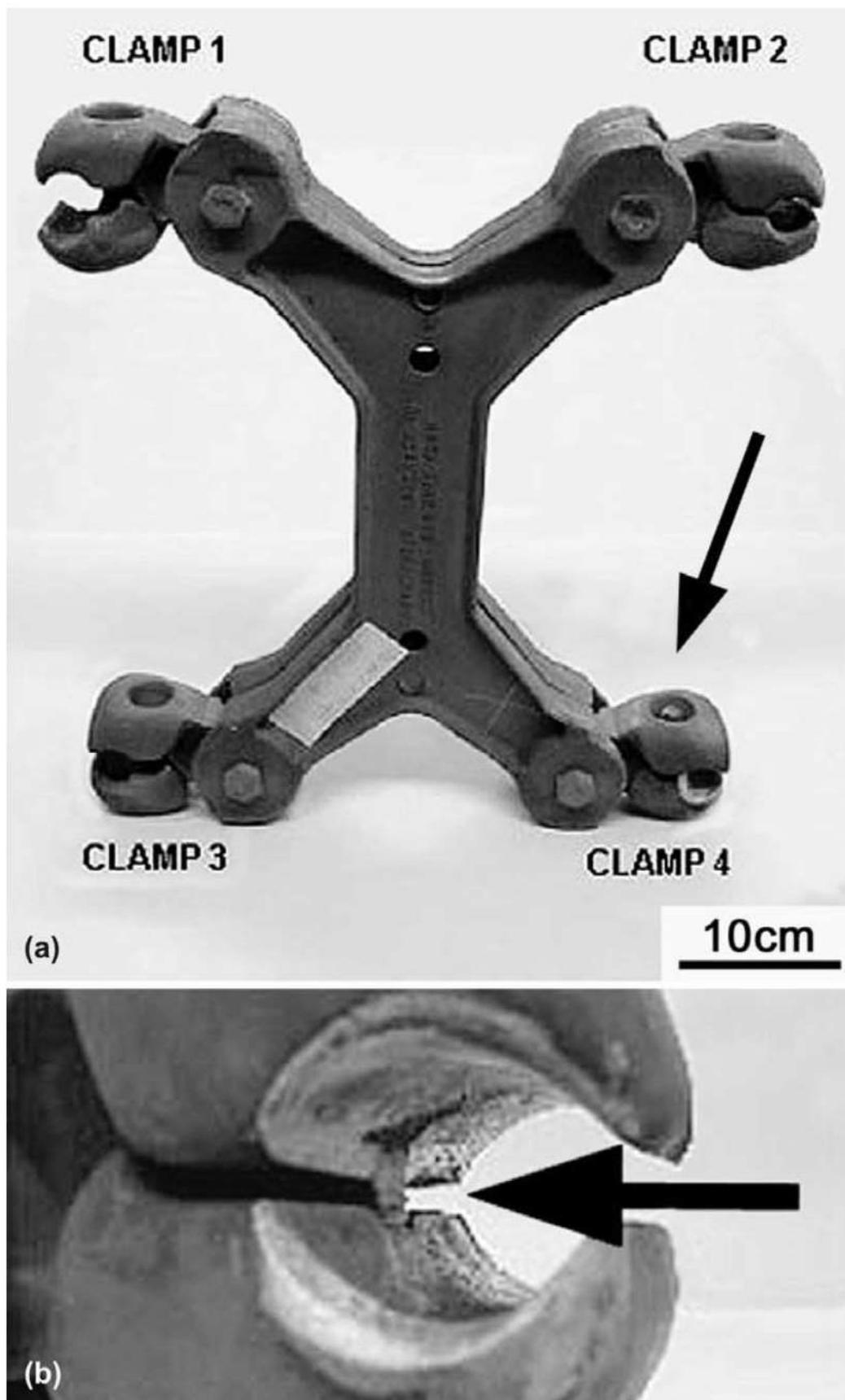


Figura 2. (a) Vista general del espaciador cuádruple número 3. El subconductor ACSR roto pasaba por la garra de fijación número 4 (véase la flecha).

(b) Detalle de la superficie interna de la garra número 4, mostrando un intenso desgaste. La pérdida de material en la garra fue tan intensa que el desgaste alcanzó el tornillo de fijación (ver flecha).

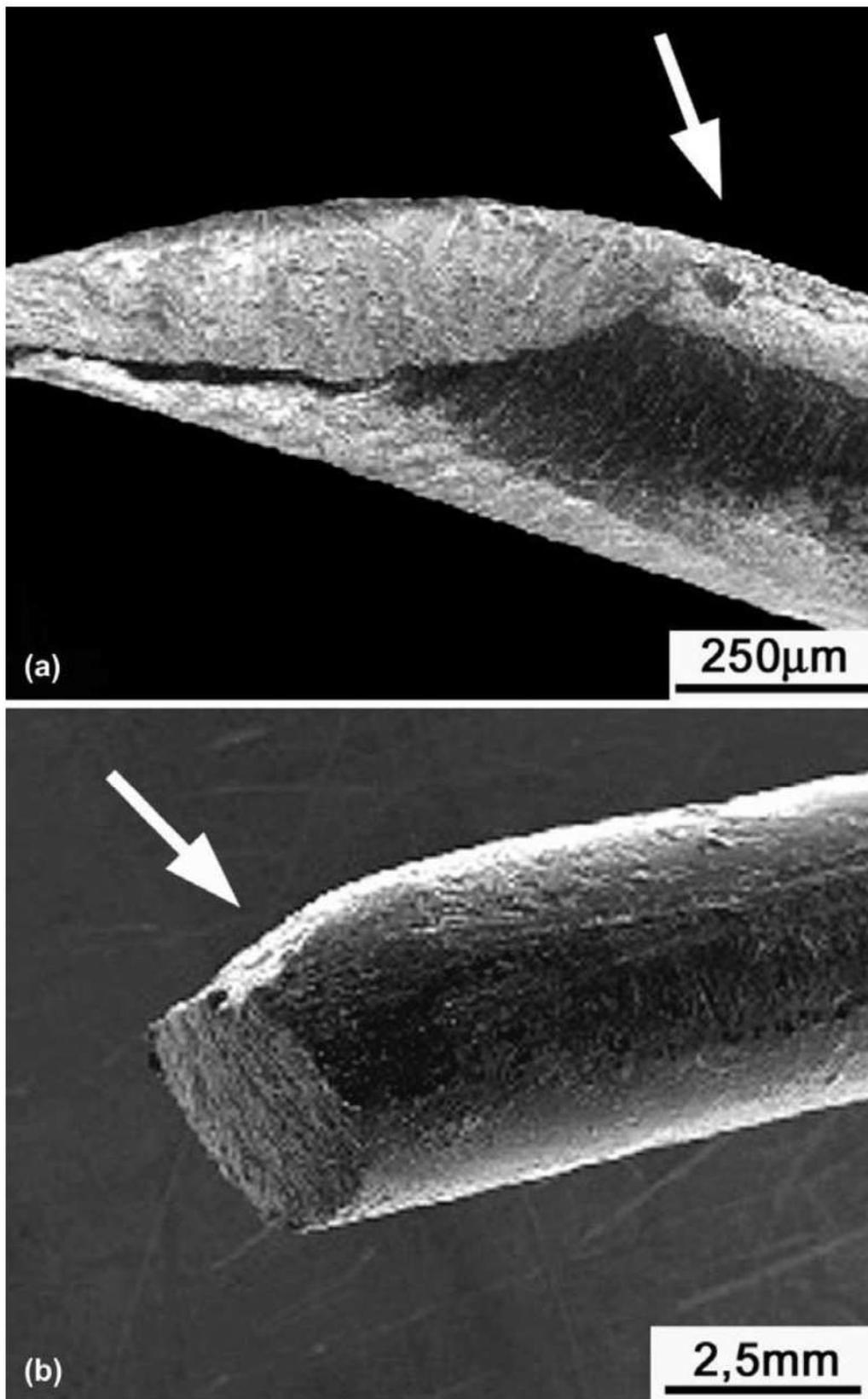


Figura 3. (a) Tipos de fractura de los alambres de Al. Alambre externo, fractura a 45° asocia del daño superficial rectangular (flecha). MEB-SEI.

(b) Tipos de fractura de los alambres de Al. Alambre interno, fractura cuasi normal, mostrando intenso daño superficial elíptico (ver flecha). MEB-SEI.

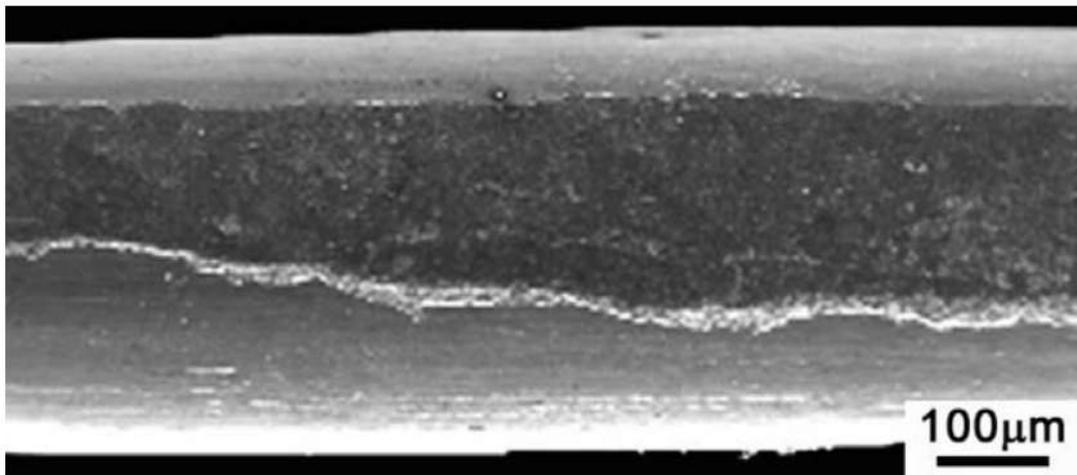


Figura 4. Marcas laterales (interfaz alambre/alambre) observadas en las superficies externas e internas de los alambres de aluminio. MEB-SEI

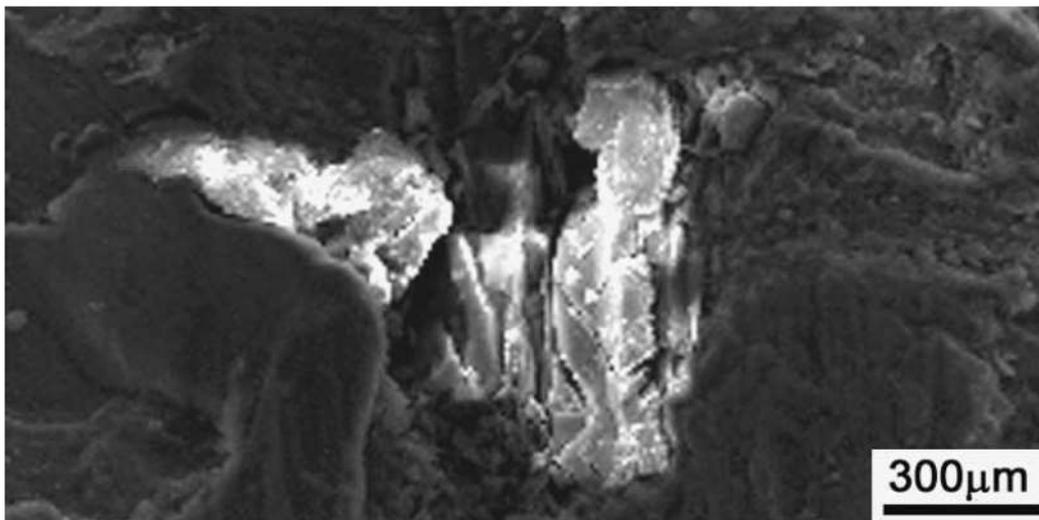


Figura 5. Presencia de partículas de Si (dureza entre 6.5 y 7.0 MOHS) en la superficie externa de los alambres de aluminio. MEB-SEI.



Figura 6. Marcas de fretting elípticas (alambre/alambre) observadas en la superficie externa de los alambres internos de aluminio cercanos a la superficie de fractura. MEB-BEI.

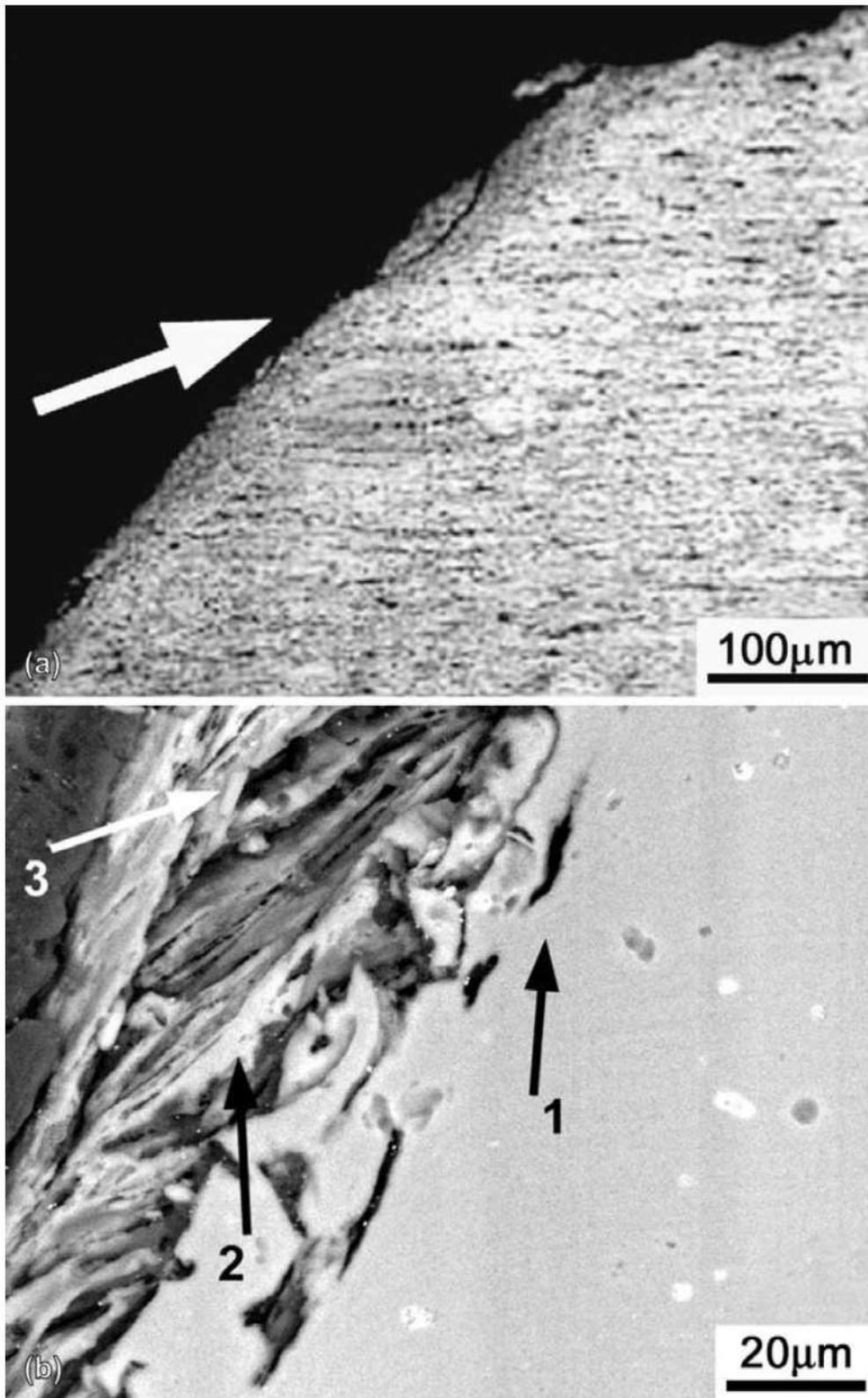


Figura 7. (a) Alambre interno de Al con fractura a 45°. Microestructura alargada compuesta de granos de fase α e inclusiones de FeAl_3 . Camada deformada plásticamente de aproximadamente 30 μm de espesor (flecha).

(b) Detalle que muestra el agrietamiento sub-superficial (flecha 1), desprendimiento de partícula (flecha 2), oxidación y formación de restos de Al_2O_3 , (flecha 3) siguiendo el camino de propagación de la fractura. MEB-BEI.

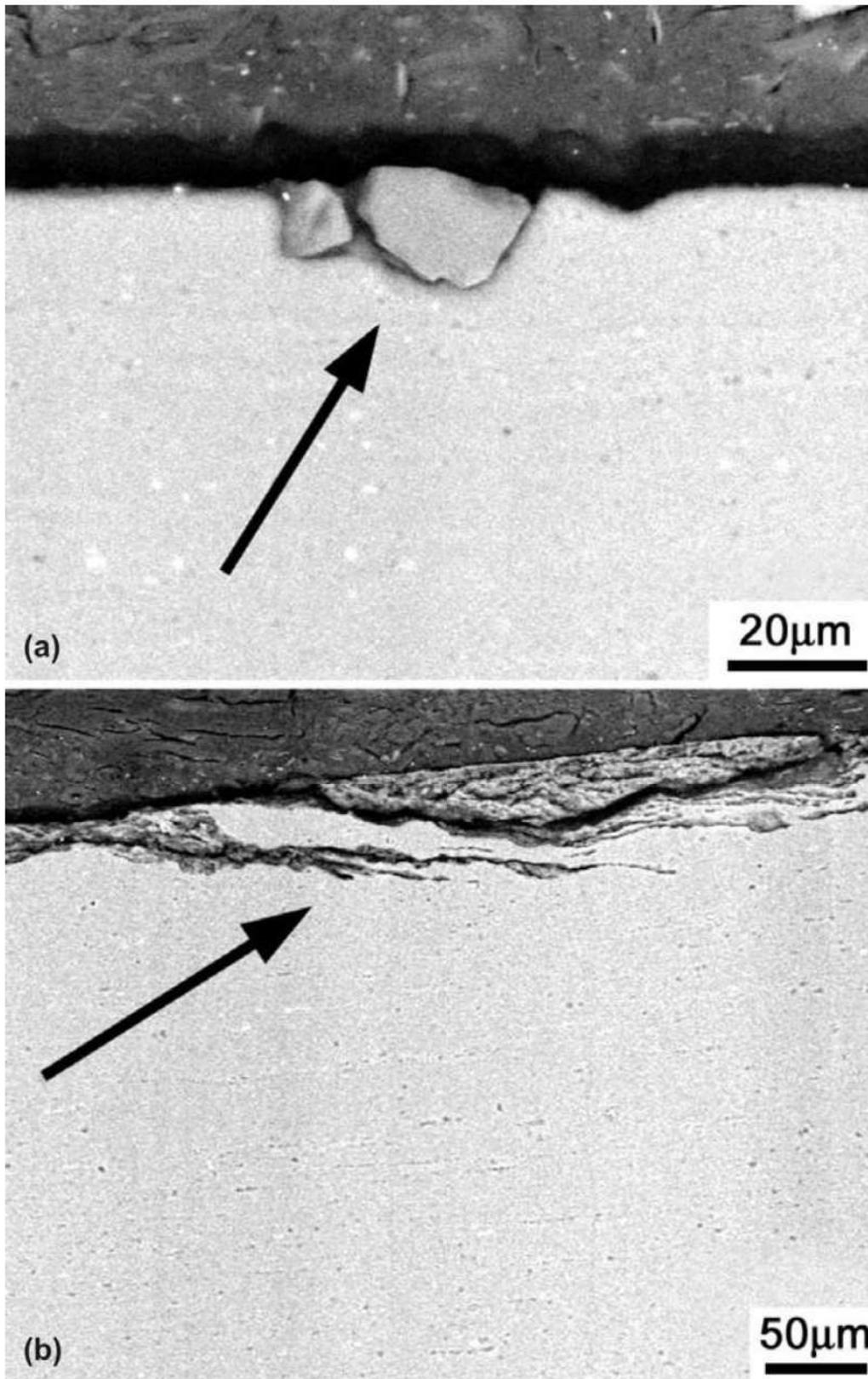


Figura 8. (a) Alambre externo de Al, mostrando incrustación superficial de partículas oxidadas de silicio (flecha) desprendidas de la garra fundida. MEB-BEI.

(b) Alambre externo de Al, mostrando degradación superficial. Delaminación, al mismo tiempo de desprendimiento de partícula y formación de restos de Al_2O_3 , en la superficie (flecha). MEB-BEI.

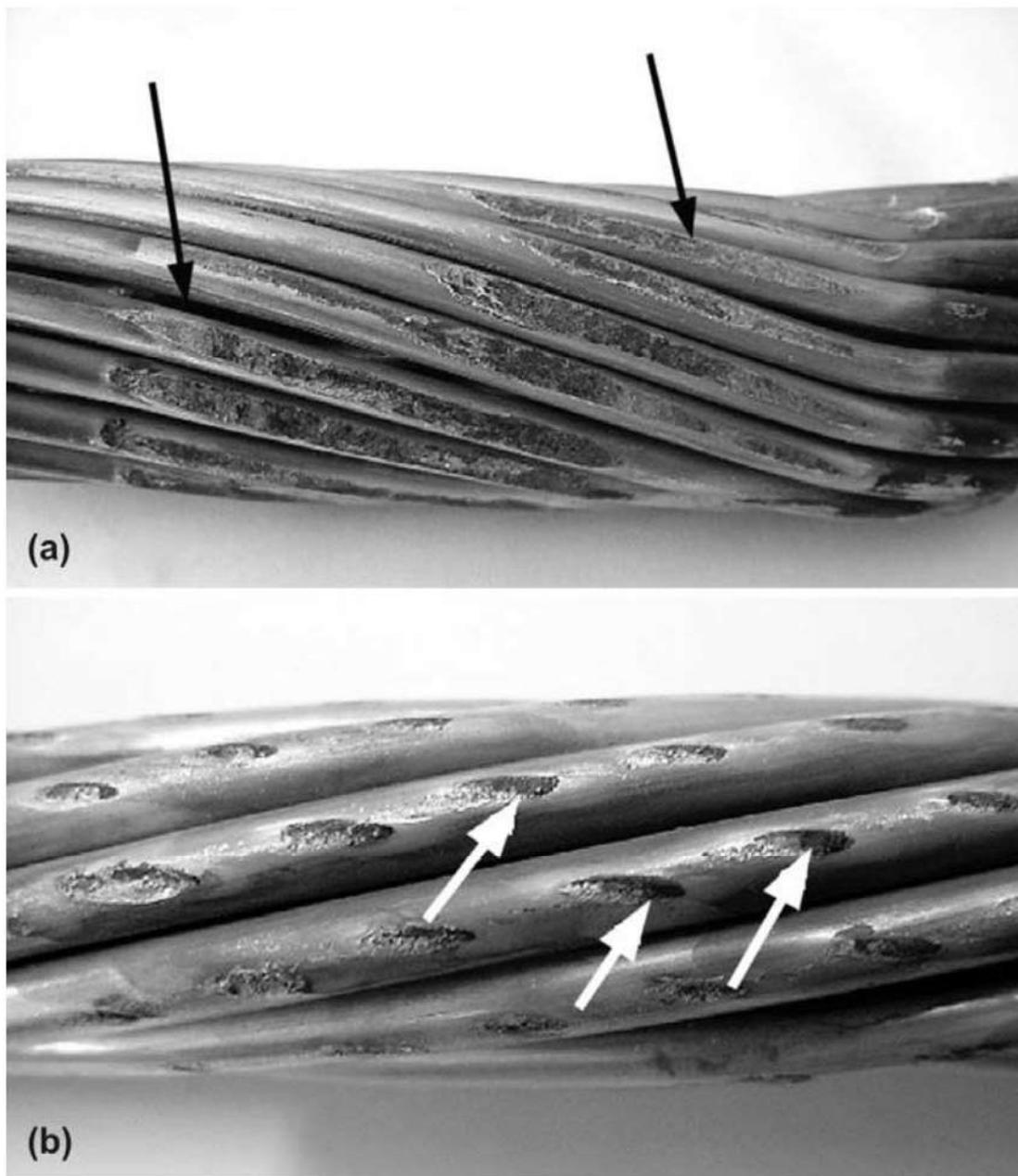


Figura 9. (a) Subconductor ACSR (garra número 4 del espaciador número 2). Vista general del cable, mostrando intensa deformación plástica de los alambres de aluminio (flechas) de la capa externa en la región de ajuste.

(b) Vista general de la capa interna de alambres de aluminio, mostrando la presencia de marcas elípticas de fretting (ver flechas apuntando a restos de óxido de aluminio, final de la región de ajuste).

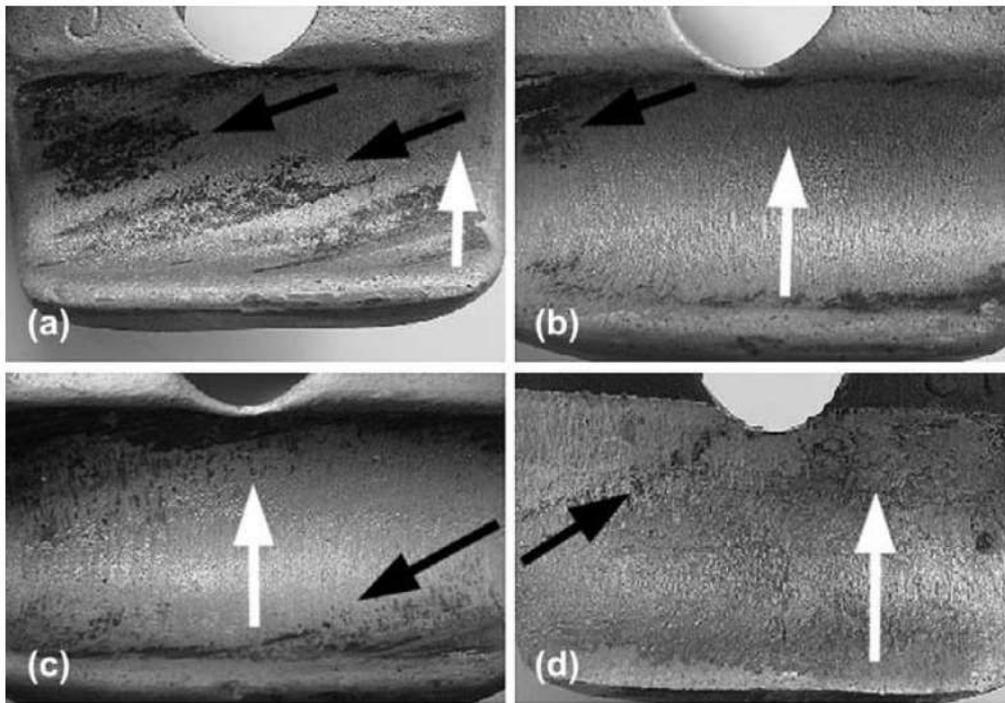


Figura 10. (a) hasta (d). Vista general de la superficie interna de la garra número 4 de varios espaciadores. Las marcas más oscuras (flechas oscuras) son marcas estáticas iniciales del contacto entre grampa/cable. Las marcas de desgaste circunferenciales (flechas claras) indican la dirección de movimiento relativa entre las superficies de contacto. Las superficies internas de las garras muestran diferentes etapas de desgaste por fretting.

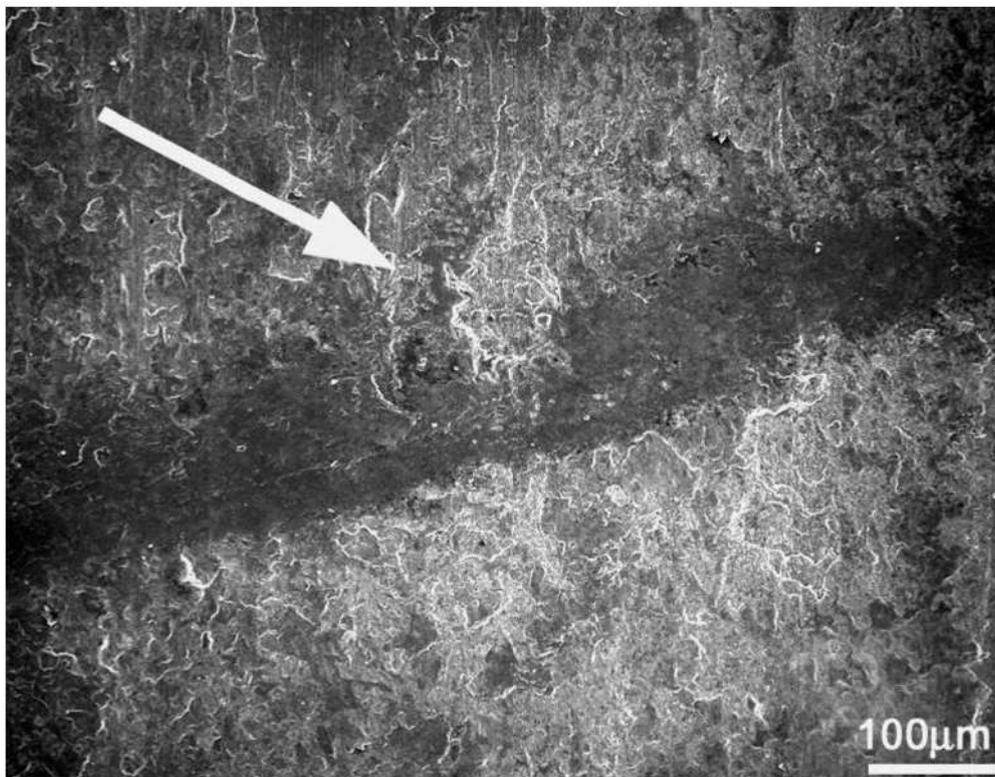


Figura 11. Superficie interna de la garra número 4, espaciador número 2, mostrando surcos de deformación e intensa oxidación. MEB-SEI.

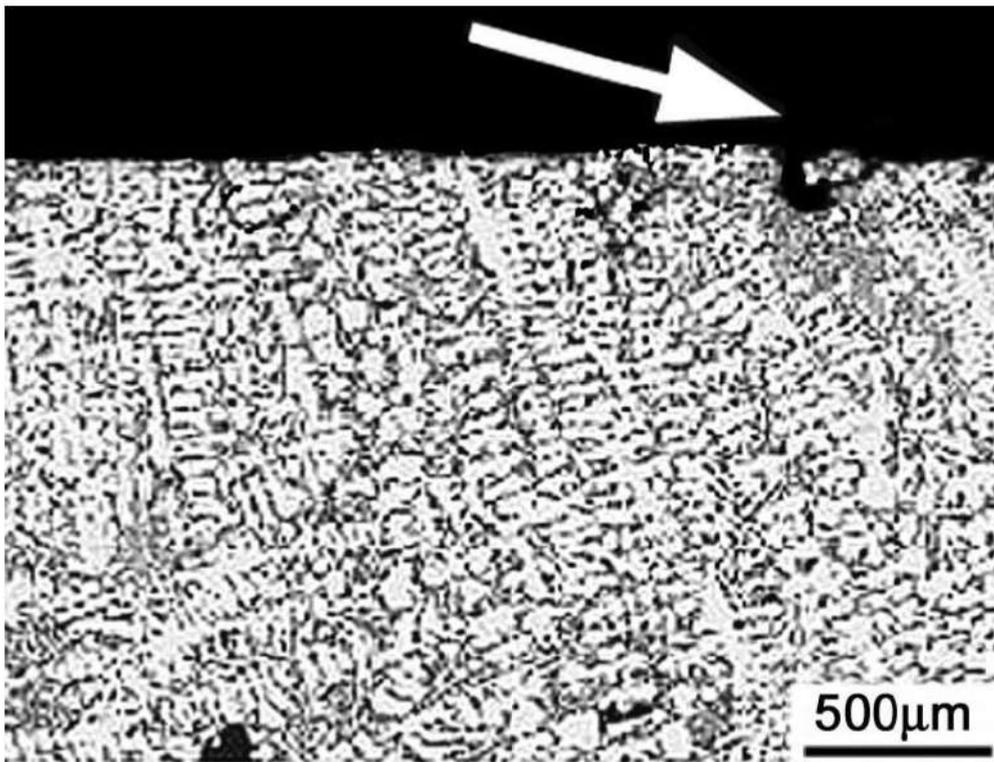


Figura 12. Garra número 4, sección longitudinal. Detalle de la microestructura fundida con dureza de 63 HV, mostrando brazos dendríticos de fase Al- α y partículas eutécticas de silicio precipitadas interdendríticamente. El desprendimiento de material y el agrietamiento ocurre preferentemente en las regiones interdendríticas (véase la flecha).

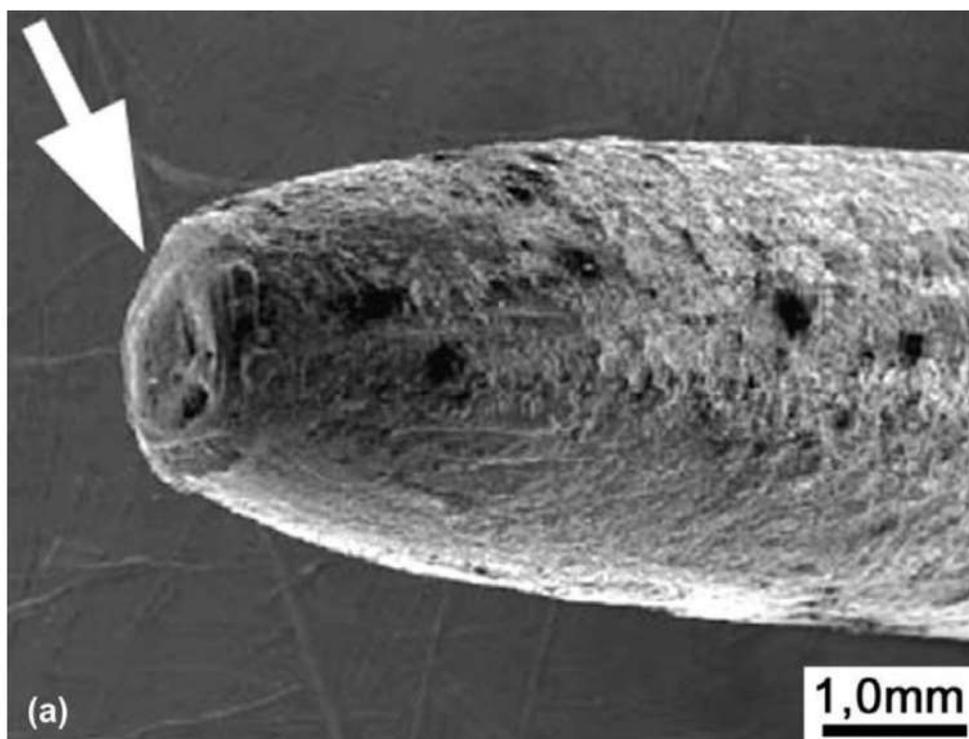


Figura 13. (a) Alambre de acero. Fractura dúctil, mostrando intensa deformación plástica (ver flecha). MEB-SEI.

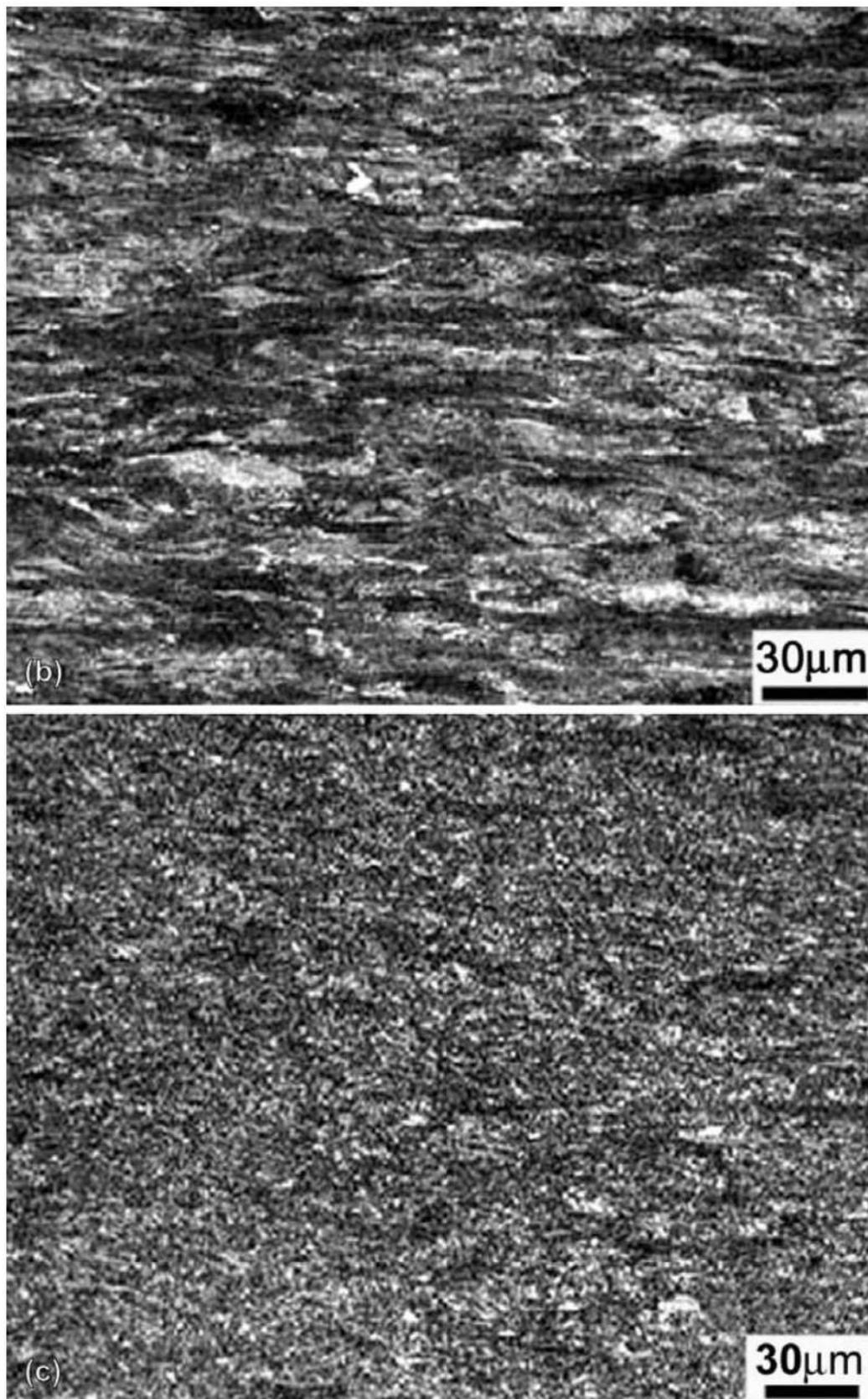


Figura 13. (b) Microestructura que muestra perlita orientada ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$) con dureza de 450 HV₁₀₀. Nital.

(c) Microestructura cercana a la superficie de fractura, mostrando perlita esferoidizada con dureza de 370 HV₁₀₀. Nital

39

Análisis de falla en implantes quirúrgicos en Brasil[†]

Cesar R. F. Azevedo y Eduardo Hippert Jr., 2002

I. INTRODUCCIÓN

Los mayores mercados para productos médico-hospitalarios son Estados Unidos, con aproximadamente US\$ 62 billones, seguidos de la Comunidad Europea, US\$ 40 billones, de Japón, US\$ 20 billones, y países emergentes, US\$ 15.6 billones. En Brasil, este sector fue responsable en el año 2000 por la generación de 37500 posiciones de trabajo y una facturación de aproximadamente US\$ 3 billones, ocupando la séptima posición en el ranking mundial, según informaciones del International Trade Data System - U.S. Government.

Los datos revelan que entre 1940 y 1975, aproximadamente 100 millones de implantes metálicos se colocaron en seres humanos. Se estima que, con los avances tecnológicos y la mayor longevidad de la población mundial, estas cifras sean proporcionalmente mayores¹⁻³.

La ocurrencia de fallas de implantes quirúrgicos durante el uso, sin embargo, no es rara y se vuelve cada vez más necesario que los usuarios del sistema de salud, hospitales y los profesionales de la salud se acelere en relación a las complicaciones que la falla de un implante quirúrgico puede causar⁴. Las fallas pueden desencadenarse por varios factores, según la tabla 1⁵.

[†] Reimpresso do periódico Engineering Failure Analysis v. 9, n. 6, Cesar Roberto de Farias Azevedo e Eduardo Hippert Jr., Failure analysis of surgical implants in Brazil, p. 621-633, 2002, com permissão da Elsevier Ltd.

Tabla 1. Causas más comunes de fallas en implantes metálicos.

Diseño del implante: sección transversal insuficiente; esfuerzos cíclicos asociados a la presencia de regiones de alta concentración de tensiones (muescas, marcaciones en relieve, etc.).
Fabricación del implante: presencia de defectos en el material y en el implante; falta de precisión dimensional.
Selección del material: material incompatible; propiedades físicas, magnéticas y mecánicas incompatibles; sensibilidad del paciente.
Procedimiento quirúrgico: introducción de riesgos, muescas y deformación excesiva en el implante; daños por el uso de herramientas inapropiadas; procedimiento de inserción incorrecta; elección de implante inadecuado; uso de materiales disimilares.
Reparación ósea: reparación lenta, que puede causar sobrecarga en el material; aflojamiento debido a la reabsorción ósea.
Uso inapropiado: accidentes con el paciente, o falta de información sobre las restricciones impuestas al paciente en cuanto al uso del implante.

Los estudios realizados en los Estados Unidos en la década de 1970 señalaban un índice de falla para los implantes metálicos más comunes inferior al 1%⁶. Los datos actuales apuntan que el límite aceptado para el índice de falla en los implantes de cadera está en torno al 0.01% en Estados Unidos y Europa. En este caso, un aumento del índice de fallas al 0.03% motivó recientemente el retiro de piezas por las respectivas agencias reguladoras^{7,8}.

En los Estados Unidos, la actual legislación sobre fallas de implantes es muy rigurosa y, en casos de litigio, los fabricantes son considerados responsables legales por sus productos, incluso cuando eventuales fallas o errores de fabricación del producto no se demuestran efectivamente⁹. De hecho, un número creciente de acciones legales, involucrando enormes sumas de dinero, han sido instauradas en aquel país como consecuencia de implantes quirúrgicos que fallaron en servicio.

Para ciertas condiciones de contorno, la disputa legal entre las partes involucradas (paciente, médico, hospital y fabricante) puede ser muy compleja, principalmente debido a la falta de una investigación minuciosa sobre la retirada del implante, de una legislación específica y de documentación relevante relación médico-paciente. Se sabe que durante la reoperación (cambio del implante defectuoso), se puede obtener información fundamental para la identificación de las causas del fallo del implante, siempre que se sigan algunos procedimientos. En este sentido, existe en los países más desarrollados una legislación sanitaria adecuada, además de mecanismos reguladores y normas técnicas específicas, como por ejemplo la ASTM -

American Society for Testing and Materiales - y la ISO - Internacional Organization for Standardization, para guiar los procedimientos de retirada, notificación y análisis de los implantes que fallaron.

Estas normas internacionales¹¹⁻¹⁵ recomiendan durante la reoperación: fotografiar el lugar antes y después de la retirada del implante; obtener muestras para exámenes microbiológicos e histológicos; retirar cuidadosamente el implante, preservando las superficies dañadas y de fractura; identificar todos los componentes y promover la esterilización de las piezas. Se recomienda también que estos componentes se envíen a los ensayos de conformidad del material, análisis dimensional y examen fractográfico de la superficie de fractura. Se emite un laudo multidisciplinario sobre las causas de la falla prematura del implante para la respectiva agencia nacional de control sanitario (por ejemplo, Food and Drug Administration, Department of Health and Human Services, FDA, EE.UU., y Medical Devices Agencia, MDA del Reino Unido)¹⁶⁻¹⁷. A partir del análisis minucioso de esta documentación, la agencia reguladora toma las medidas pertinentes, que van desde simples notificaciones hasta la prohibición de comercialización y aplicación de multas pesadas. El Instituto Nacional de Salud de los Estados Unidos (National Institute of Health), por ejemplo, apoya actualmente un programa de mejora del desempeño de implantes médicos por la creación de un banco de datos alimentado por el análisis sistemático de implantes recuperados (vía *post mortem* y en casos de fallas)¹⁸.

En Brasil, todavía no hay una legislación específica que regula la comercialización de implantes quirúrgicos, ni el procedimiento para la notificación y la investigación de los casos de falla. De esta manera, no existen datos estadísticos que describen aspectos técnicos y económicos de estas fallas (gastos directos e indirectos con reoperaciones, principales causas de fallas, etc.). Los estudios del Instituto Nacional de Tecnología (INT) de Río de Janeiro apuntan que el mal desempeño de los implantes metálicos temporales de acero inoxidable comercializados en el país es consecuencia de la mala calidad del material utilizado. Esto eleva el riesgo de corrosión en placas, pernos y tornillos, y provoca reacciones inflamatorias y nuevas fracturas, causando perjuicios para los pacientes y para la inversión pública.

Se mostrarán a continuación algunos casos de análisis metalúrgico de la falla en implantes metálicos. Los componentes investigados se enumeran a continuación: dos placas de compresión para fémur fabricadas en acero inoxidable; una placa-lámina (nail-plate) para fémur en acero inoxidable; un conjunto placa buco-maxilo-facial con tornillos, ambos en aleación de Ti-6Al-4V, para la reconstrucción

mandibular; y cinco alambres en Nitinol (aleación de níquel y titanio). Se pretende levantar las causas de las fallas y discutir acciones sectoriales para minimizar la ocurrencia de nuevos casos.

2. ENSAYOS REALIZADOS Y RESULTADOS

El trabajo experimental involucró la inspección visual de las muestras, la caracterización macro y microestructural del material (usando estereoscopio Carl-Zeiss Jena y microscopio Neophot), la investigación fractográfica (usando el microscopio electrónico de barrido JEOL 5200 equipado con microsonda EDS - Energy Dispersive Spectrometer), y el análisis de la composición química de cada material (usando espectrómetro de fluorescencia por rayos X de la Shimadzu, espectrómetro de emisión óptica por plasma de la Thermo Jarrel Ash, analizador por combustión directa de la LECO, espectrofotómetro de absorción atómica Shimadzu y determinador de gases por fusión en gas inerte LECO).

Las dos placas de compresión investigadas presentaron fractura a lo largo de uno de los agujeros (ver ejemplo en la figura 1-a). Las superficies biseladas de los orificios de la placa cerca de la fractura presentaron características de corrosión por grietas asociadas a la corrosión por fretting, indicando la presencia de movimiento relativo entre la placa y la cabeza del tornillo (ver figura 1-b). El examen de la superficie de la cabeza de uno de los tornillos presentó las mismas características, además de marcas de corrosión y desgaste en las superficies de contacto (ver ejemplo en las figuras 2-a y 2-b). La superficie final de fractura de ambas placas de compresión presentaron estrías de fatiga asociadas a la presencia de fisuración secundario (ver ejemplo en la figura 3). Los resultados indicaron que, en ambos casos, la falla ocurrió por un mecanismo de corrosión-fatiga iniciado en los puntos de fricción entre la placa y el tornillo, y se propagó bajo la acción de bajas tensiones nominales en esfuerzo de flexión unidireccional.

Este tipo de falla involucrando el movimiento relativo e inestabilidad mecánica del conjunto hueso-implante puede ser catalizado por fallas de reparación en el hueso, de ahí la importancia del muestreo de material biológico durante la retirada del implante. Además, tanto en las placas y en los tornillos de fijación analizados, la composición química de los materiales (ver tabla 2) no cumplía los requisitos mínimos de la norma ABNT²⁰, principalmente el contenido de níquel y la combinación entre los niveles de cromo y de molibdeno (parámetro X), indicando una reducción en la resistencia a la corrosión del material.

Tabla 2. Análisis químico de implantes de acero inoxidable*

Muestra	C (%)	Cr (%)	Ni (%)	S (%)	P (%)	Mo (%)	X (%)
Placa 1	0.01	16.8	12.7	0.003	0.02	2.5	25.1
Placa 2	0.01	17.8	13.9	0.004	0.02	2.1	24.7
Tornillo placa 2	0.01	17.2	11.9	0.004	0.03	2.1	23.5
Placa-lámina	0.03	17.5	13.3	< 0.002	0.02	2.11	24.5
NBR-ISO 5832-1 tipo D	0.03 máx.	17.0-19.0	13.0- 15.0	0.01máx.	0.025 máx.	2.25 - 3.5	26.0 mín.
NBR-ISO 5832-1 tipo E	0.03 máx.	17.0-19.0	14.0- 16.0	0.01máx.	0.025máx.	2.25 - 4.2	26.0 mín.

* Valores en *itálico* no atienden a la especificación de la norma; X = 3.3% Mo + %Cr

La fractura de la placa-lámina para fémur (con ángulo de 130°) ocurrió en la región de la lámina de la placa que presentaba una intensa reducción de espesor (ver figura 4 a). La lámina presentaba una sección transversal en T, donde fue posible observar la presencia de defectos de manufactura, como cantos vivos, pequeñas grietas y marcas de mecanizado (ver figura 4-b). La composición química del material (ver tabla 2) no cumplía los requisitos mínimos exigidos por las normas ABNT²⁰. El análisis de la superficie de fractura reveló dos áreas opuestas con presencia de estrías de fatiga (ver figura 4-c), además de la presencia de una pequeña área central de fractura dúctil. Los resultados indicaron que la fractura ocurrió por fatiga bajo la acción de bajas tensiones nominales en esfuerzo de flexión reversa. La literatura apunta que fallas por fatiga en placa-perno (*nail-plate*) o placa-lámina (*blade-plate*) son invariablemente atribuidas a la inestabilidad mecánica de la reducción de la fractura, pudiendo provenir de errores en la instalación²¹.

La placa buco-maxilo-facial para la reconstrucción mandibular fracturo a lo largo de una de sus hendiduras, que actúan como concentradores de tensión (ver figura 5-a). Se verificó que la microestructura y la composición química de la placa (inicialmente declarada como la aleación Ti-6Al-4V) estaba de acuerdo con los requisitos de la norma ABNT, grado 1 (titanio comercialmente puro - CP Ti)²²⁻²³, ver tabla 3. Placas usadas en cirugías buco-maxilo-faciales son generalmente fabricadas en aleaciones de titanio comercialmente puro.

Tabla 3. Análisis químico de los implantes de ligas de Titanio y Alambres de Nitinol*

Muestra	Al (%)	V(%)	O (%)	C (%)	H (%)	Ni (%)
Miniplaca	-	-	0.09	< 0.1	0.003	-
Tornillos	4.6 ± 1.8	4.5 ± 0.4	n.d.	n.d.	n.d.	n.d.
Alambres de Nitinol	-	-	0.04	0.05	-	55.4
NBR-ISO 5832-2	-	-	0.45 máx.	0.1 máx.	0.0125 máx.	-
NBR-ISO 5832-3	5.5 – 6.75	3.5 – 4.5	0.2 máx.	0.08 máx.	0.015 máx.	-
ASTM F2063-00	-	-	0.05 máx.	0.02 máx.	-	54.5 – 57.0

* Valores en *itálico* no atienden a la especificación de la norma; n.d.: no determinado

La composición química de los tornillos se adecuó, por regla general, a las especificaciones de la ABNT para la aleación Ti-6Al -4V. El examen microestructural indicó la presencia de intensa precipitación intergranular de plaquetas de fase Ti-B (ver figura 5-b). El examen fractográfico reveló varias topografías en la superficie de fractura, sugiriendo actuación del mecanismo de fatiga o corrosión-fatiga (ver figura 5-c). Se sabe que los materiales hexagonales pueden presentar diferentes tipos de superficie de fractura, bajo sollicitación cíclica, dependiendo de la relación de orientación entre el cristal hexagonal (o la textura en el caso de un material policristalino) y la sollicitud mecánica.

El examen de las superficies de fractura de los alambres de Nitinol indicó la ocurrencia de fractura dúctil asociada a una gran proporción de áreas corroídas, causando la falla de los alambres por sobrecarga (ver figuras 6-a a 6-c). El mecanismo de corrosión fue identificado como ataque selectivo al níquel, y fue asociado a la intensa presencia de defectos superficiales de fabricación en los alambres, que dificulta la formación de la camada protectora de óxido (repasivación)²⁴. Además, el contenido de carbono de los alambres de Nitinol está por encima del valor máximo especificado por la norma ASTM²⁵ (ver tabla 3). El Nitinol es un material desarrollado en la década de 1960 y presenta propiedades interesantes, como superplasticidad y biocompatibilidad, teniendo varias aplicaciones en la bioingeniería como material para herramientas de válvulas cardíacas, alambres guía para cateterismo, instrumentos de cirugía poco invasiva, implantes de cadera, grapas oseas y las placas de cráneo²⁶⁻²⁷.

3. DISCUSIÓN

Los implantes metálicos trabajan bajo la acción de complejos cargamentos mecánicos en medio salino, que exige del material óptima resistencia a la corrosión. Los mecanismos de desgaste y corrosión pueden promover la liberación de partículas, o de iones metálicos en el cuerpo humano, pudiendo causar, además de la falla prematura del implante, reacciones adversas a los seres humanos. Por ejemplo, cromo y níquel son agentes carcinógenos en el ambiente industrial y estudios realizados por investigadores de la Universidad de Cambridge comprobaron que algunos iones metálicos solubles (Co, Cr, Ni y Mo) son citotóxicos y producen tumores malignos en cobayas. Los estudios han mostrado que los pacientes con implantes totales en juntas presentan mayor susceptibilidad al cáncer cuando se comparan con una población genérica²⁸. De ahí la importancia de la selección adecuada de los materiales metálicos biocompatibles ya previstos en normas internacionales.

De hecho, el pH de los líquidos corpóreos (medio salino) es ligeramente básico y gira en torno a 7.2 a 7.4, siendo que en regiones golpeadas y hematomas, el pH puede tornarse ácido (alcanzar valores cercanos a 5.0 y 4.0) y, en los casos de infecciones, el pH del medio puede llegar a ser alcalino. La presencia de iones de Cl^- , Na^+ y HCO_3^- en los fluidos (celulares y sanguíneos) en contacto con el implante metálico puede promover la actuación de mecanismos de corrosión del metal²⁹.

Desde un punto de vista mecánico, por ejemplo, un implante de articulación de cabeza de fémur (implante permanente) soporta cargas aplicadas que varían de tres a cuatro veces el peso del paciente, y la frecuencia de ciclos de esfuerzo-reposo en el implante puede llegar a tres millones a lo largo de un año³⁰. En estos casos, la resistencia a la fatiga del material y las características del diseño, producción y montaje de los implantes son muy importantes. La presencia de defectos superficiales favorece la nucleación prematura de fisuras de fatiga en los puntos de concentración de tensiones. El crecimiento de las fisuras es, por lo general, acelerado por el mecanismo de corrosión, llevando a la falla prematura del componente por un mecanismo del tipo mixto.

El desgaste es la remoción mecánica de material por el movimiento relativo entre las superficies de contacto, y puede afectar el desempeño de prótesis totales de articulación, o de conjuntos placas-tornillos²⁹⁻³¹. En 1995, la Academia Americana de Cirujanos Ortopédicos afirmó que el desgaste es un factor relevante que afecta la calidad de la fijación y la durabilidad de los implantes, y que los problemas derivados

del desgaste pueden ser responsables de cerca del 9% de todas las reoperaciones realizadas Estados Unidos cada año³¹.

Las fallas de los implantes temporales son más frecuentes en el tratamiento de la fractura que en la cirugía correctiva, que generalmente se realizan en condiciones más controladas. De hecho, las dificultades de estabilización biomecánica del conjunto hueso-implante aumentan a medida que las condiciones de la cirugía se vuelven más complejas. Así, la estabilización del conjunto es más favorable en cirugías de sustitución de articulaciones, y va sucesivamente haciéndose más complicada en casos de cirugía ortopédica correctiva, tratamientos de fractura y cirugía de tumores. En los casos de fracturas con presencia de intensa fragmentación, la fijación interna es más susceptible a cargas complejas, lo que puede causar concentración de esfuerzos mecánicos en puntos específicos y favorecer la nucleación de grietas por fatiga o por corrosión-fatiga. Las fallas de reparación del hueso frecuentemente promueven la nucleación de las grietas por fatiga en el implante junto a la zona de fractura. La realización de exámenes patológicos del hueso en la región de la fractura durante la reoperación puede constatar la ocurrencia de fallas de reparación en el hueso²⁹⁻³⁰.

Algunos casos más complejos de falla de los implantes pueden ser resueltos por un análisis biomecánico. Por ejemplo, un perno intramedular colocado en el fémur derecho de un muchacho de 16 años sufrió deformación plástica (flexión) mientras el joven vestía sus pantalones en pie³². El estudio metalúrgico mostró que el material del perno estaba de acuerdo con las especificaciones técnicas de composición química y de propiedades mecánicas, no habiéndose encontrado defectos que pudieran ser asociados a la falla. Sin embargo, un análisis biomecánico de este movimiento apuntó que una carga compresiva de 547 N y un momento flector de 92,1 N.m habrían sido transmitidos a lo largo de la sección transversal del muslo. La carga compresiva es tolerable y es esencial para la reparación del hueso. La carga de flexión, sin embargo, está muy por encima del límite de 23 N.m calculado en diseño para el perno. Se concluyó que la deformación plástica del perno fue consecuencia de una sobrecarga causada por la propia acción del paciente, y esta falla no sería evitada por el empleo de un material diferente o de un proyecto optimizado. En este mismo estudio, se preguntó a cinco médicos si, en un caso de perno intramedular en fractura de fémur, se le permitiría al paciente vestir sus propios pantalones en pie. Sólo uno de los médicos consideró que esta acción del paciente no sería apropiada.

Este estudio presentó el análisis de diez componentes que fallaron en servicio. Se observó que la gran mayoría de estos materiales no cumplía los requisitos mínimos

definidos por las normas de la ABNT o ASTM (en el caso de los alambres de Nitinol). Además, se observaron defectos de fabricación, diseño o montaje en algunos implantes, que pudieron haber favorecido su falla prematura. Finalmente, se observó que el mecanismo de fractura de la mayoría de los implantes quirúrgicos y de todos los alambres de Nitinol investigados estaba relacionado al fenómeno de corrosión del metal, que puede causar efectos adversos en el cuerpo humano.

La Asociación Brasileña de Normas Técnicas -ABNT, a través de su Comité Brasileño Odonto-Médico-Hospitalario (CB26), viene realizando un gran esfuerzo en la elaboración / adaptación / traducción de normas técnicas para el sector. La globalización de estándares se ha convertido en un tema de importancia creciente en los países en desarrollo que están estableciendo sus industrias de equipos médicos y reguladores³³⁻³⁴. Los documentos actualmente disponibles en la ABNT abarcan desde la especificación de materias primas y productos, pasando por requisitos de embalaje y marcado de las piezas, hasta aspectos dimensionales de componentes específicos (ver tabla 4). Se observó, sin embargo, la ausencia de versiones nacionales de algunas normas importantes, como por ejemplo, documentos que tratan de las especificaciones de la aleación de níquel-titanio de efecto de memoria para aplicaciones médicas (Nitinol); y de los procedimientos de retirada y análisis de fallo de implantes quirúrgicos (fabricados en metal, cerámica y polímeros). El trabajo de normalización es un requisito fundamental para la mejora de la calidad de los productos utilizados en Brasil.

Adicionalmente, todavía no hay en el país legislación sanitaria moderna ni mecanismos reguladores que aseguren la calidad de los implantes quirúrgicos en comercialización, y que especifiquen los procedimientos de notificación y de análisis a ser seguidos por los hospitales, profesionales de salud y fabricantes en los casos de fallas de implantes. Esto inviabiliza estudios estadísticos técnico-económicos y, en algunos casos, perjudica las acciones legales indemnizatorias movidas por pacientes, sea por la documentación insatisfactoria del caso o, incluso, por el extravío del implante metálico. Los casos de falla de implantes no sólo deberían ser notificados a la agencia reguladora (por ejemplo, la Agencia Nacional de Vigilancia Sanitaria, creada por el Gobierno Federal en 1999), sino que también deberían ser investigados minuciosamente por un equipo multidisciplinario para verificar la conformidad del implante con sus especificaciones técnicas e identificar las causas de la falla. Esta práctica permitiría mapear la calidad de las diversas familias de implantes quirúrgicos en comercialización en Brasil; además de crear una base de datos con información estadística sobre índices de falla, costos directos e indirectos de estas

fallas para el servicio público de salud, etc. Estas informaciones proporcionarían subsidios valiosos para la definición de medidas preventivas y de acciones sectoriales³⁵⁻³⁶.

Tabla 4. Normas generales de la ABNT para implantes quirúrgicos metálicos

Título e identificación de las normas para implantes quirúrgicos
Orientaciones sobre el cuidado y manoseo de implantes ortopédicos. NBR-ISO 8828
Requisitos generales para marcación, embalaje y rotulado. NBR-ISO 6018
Requisitos generales. NBR-ISO 14630
Acero inoxidable conformado. NBR-ISO 5832-1
Titanio puro. NBR-ISO 5832-2
Aleación conformada de titanio 6-aluminio 4-vanadio. NBR-ISO 5832-3
Aleación fundida de cobalto-cromo-molibdeno. NBR-ISO 5832-4
Aleación conformada de cobalto-cromo-tungsteno-níquel. NBR-ISO 5832-5
Aleación conformada de cobalto-níquel-cromo-molibdeno. NBR-ISO 5832-6
Aleación forjada y conformada a frío de cobalto-cromo-níquel-molibdeno-hierro. NBR-ISO 5832-7
Aleación conformada de cobalto-níquel-cromo-molibdeno-tungsteno-hierro. NBR-ISO 5832-8
Acero inoxidable conformado de alto nitrógeno. NBR-ISO 5832-9
Aleación conformada de titanio 5-aluminio 2.5-hierro. NBR-ISO 5832-10
Aleación conformada de titanio 6-aluminio 7-niobio. NBR-ISO 5832-11
Aleación conformada de cobalto-cromo-molibdeno. NBR-ISO 5832-12
Tántalo puro para aplicaciones en implantes quirúrgicos. NBR-ISO 13782

En 1996, los investigadores del Instituto Nacional de Tecnología ya afirmaban que la estructuración de la certificación obligatoria de productos médico-odontohospitalarios en acero inoxidable sería benéfica¹⁹. Se lamenta que el servicio público de salud, responsable de más del 80% del consumo nacional de implantes quirúrgicos metálicos (o aproximadamente R\$ 45 millones)³⁶, aún no ha creado mecanismos técnicos para calificar a los proveedores durante su proceso de licitación como forma de garantizar la calidad de los implantes quirúrgicos.

4. CONCLUSIONES

- La gran mayoría de los materiales investigados no cumplen los requisitos mínimos establecidos en las normas ABNT y ASTM.

- En algunos implantes analizados, se observaron defectos de fabricación, diseño o montaje (utilización de materiales disimiles), que pudieron haber favorecido la falla prematura de los componentes.
- El mecanismo de fractura de la mayoría de los componentes estaba relacionado con la corrosión del metal.
- No hay legislación sanitaria ni mecanismos reguladores que tornen obligatorios los procedimientos de notificación de los casos de fallas de implantes quirúrgicos por profesionales de la salud, ni la investigación de las causas de la falla del componente, lo que inviabiliza levantamientos estadísticos y acciones sectoriales.

5. REFERENCIAS

1. SMITH, G. K.; BLACK, J. Models for systemic effects of metallic implants. In: SYMPOSIUM ON RETRIEVAL AND ANALYSIS OF ORTHOPEDIC IMPLANTS. Proceeding... Marylands: National Bureau of Standards, 1976. p. 23-30. (NBS Special Publication, 472).
2. ITDS - International Trade Data System. Medical equipment and devices. Disponível em: <<http://www.itds.treas.gov/medicalequip.htm#links>>.
3. ABIMO -Associação Brasileira da Indústria de Artigos e Equipamentos Médicos Odontológicos, Hospitalares e de Laboratórios. Histórico. Disponível em: <http://www.abimo.org.br/abimo_sinaemo/historico/historico.asp>.
4. FERRAZ, O. L. M. Questionamentos judiciais e a proteção contra o paciente: Um sofisma a ser corrigido pelo gerenciamento de riscos. Bioética, Brasília: Conselho Federal de Medicina, v. 5, n. 1, 1997. Disponível em: <<http://www.cfm.org.br/revista/bio1v5/questiona.html>>.
5. 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, 1976. p. 11-21. (NBS Special Publication, 472).
6. BLACK, J. Implant retrieval: Problems and opportunities. Panel Discussion - Moderated by E. Horowitz. In: SYMPOSIUM ON RETRIEVAL AND ANALYSIS OF ORTHOPEDIC IMPLANTS. Proceedings... Maryland: National Bureau of Standards, 1976. p. 81-102. (NBS Special Publication, 472).
7. MDA - Medical Devices Agency. DA 2001 (05) - Recall of specified batches of zirconia ceramic femoral heads for use in hip replacements. Disponível em: <<http://www.medical-devices.gov.uk/mda/mdawebsitev2.nsf/webvwSearchResults/49BB7F388F86C71D00256AB7002E8C48?OPEN>>.

8. FDA - U.S. Food and Drugs Administration, Department of Health and Human Services. Recall of zirconia ceramic femoral heads for hip implants. Disponible em: <<http://www.fda.gov/cdrh/recalls/zirconiahip.html>>.
9. SCIENCE AND TECHNOLOGY POLICY INSTITUTE. Biomaterials availability: Potential effects on medical innovation and health care. RAND Issue Paper, Washington, n. 194, 2000. Disponible em: <<http://www.rand.org/publications/IP/IP194/IP194.pdf>>.
10. LEMON, T. T. Legal aspects of device retrieval. In: SYMPOSIUM ON RETRIEVAL AND ANALYSIS OF ORTHOPEDIC IMPLANTS. Proceedings... Maryland: National Bureau of Standards, 1976. p. 73-80.(NBS Special Publication, 472).
11. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM F561-87: Standard practice for analysis of retrieved metallic orthopedic implants. Philadelphia, 1987. 4 p.
12. INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. ISO 12891-1:1999 (E): Retrieval and analysis of surgical implants: Part 1: Retrieval and handling. Geneve, 1999. 22 p.
13. INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. ISO 12891-2:2000(E): Retrieval and analysis of surgical implants: Part 2: Analysis of retrieved metallic surgical implants. Geneve, 2000. 9 p.
14. INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. ISO 12891-3:2000(E): Retrieval and analysis of surgical implants: Part 3: Analysis of retrieved polymeric surgical implants. Geneve, 2000. 12 p.
15. INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. ISO 12891-4:2000(E): Retrieval and analysis of surgical implants: Part 4: Analysis of retrieved ceramic surgical implants. Geneve, 2000.
16. OFFICE OF SURVEILLANCE AND BIOMETRICS. Medical device reporting. An overview. Maryland: Department of Health and Human Services, 1996. Disponible em: <<http://www.fda.gov/cdrh/mdrovrvw.pdf>>.
17. MEDICINES AND HEALTHCARE PRODUCTS REGULATORY AGENCY. Guidance on the EC Medical Devices Directives. London, 21 Aug. 2003. Disponible em: <<http://www.medical-devices.gov.uk/mda/mdawebsitev2.nsf/webvwSearchResults/0A5E025F3BAC561180256BF100387FD3?OPEN>>.
18. NIH - National Institutes of Health, U.S. Department of Health and Human Services. Improving medical implant performance through retrieval information:

- Challenges and opportunities. NIH Technology Assessment Conference Summary, U.S. Government, 2000. Disponível em: <http://odp.od.nih.gov/consensus/ta/019/019_statemen.htm>.
19. CAVALCANTI, E. C.; COELHO, S. Implantes de aço inoxidável no caminho da regulamentação. *Revista Inox*, v. 5, n. 8, p. 6-8, 1997.
 20. ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. NBR-ISO 5832-1: Implantes para cirurgia: Materiais metálicos, parte 1: Aço inoxidável comum. Rio de Janeiro, 1999. 5 p.
 21. FRACTURES and methods of internal fixation. In: MEARS, D. C. *Materiais and orthopaedic surgery*. The William & Wilkins Company: Baltimore, p. 279-342, 1979.
 22. ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. NBR-ISO 5832-3: Implantes para cirurgia: Materiais metálicos, parte 3: Liga conformada de titânio 6-alumínio 4-vanádio. Rio de Janeiro, 1997b. 3 p.
 23. ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. NBR-ISO 5832-2: Implantes para cirurgia: Materiais metálicos, parte 2: Titânio puro. Rio de Janeiro, 1997. 3 p.
 24. SCHWANINGER, B.; SARKAR, N. K.; FOSTER, B. E. Effect of long term immersion corrosion on the flexural properties of nitinol. *American Journal of Orthodontics*, v. 81, n.1, p. 45-49, 1982.
 25. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM F2063-00: Standard specification for wrought nickel-titanium shape memory alloys for medical devices and surgical implants. Philadelphia, 2000. 4 p.
 26. 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.
 27. DUERIG, T.; PELTON, A.; STOCKEL, D. An overview of Nitinol medical applications. *Materials Science and Engineering A*, v. 273-275, p. 149-160, Dec. 1999.
 28. DORA, A.; LAW, F. C.; ALLEN, M. J.; RUSHTON, N. Neoplastic transformation of cells by soluble but not particulate forms of metals in orthopaedic implants. *Biomaterials*, v. 19, p. 751-759, 1998.
 29. POHLER, O. E. M. Failure of metallic orthopaedic implants. In: *Metals Handbook : Failure Analysis and Prevention*. 9. ed. Metals Parks: ASM International, 1986. v. 11, p. 668-694.

30. DUMBLENTO N, J. H.; MILLER, E. H. Failure of metallic orthopaedic implants. In: *Metals Handbook: Failure Analysis and Prevention*. Metals Park: ASM International, 1975. v. 10, p. 571-580.
31. CAMPBELL, P.; MICKELLOP, H.; ALIM, R.; MIRRA, J.; NUTT, S.; DORR, L. E.; AMSTUTZ, H. C. Metal-on-metal hip replacements: Wear performance and cellular response to wear particles. In: DISEGI, J. A.; KENNEDY, R. L.; PILLIAR, R. *Cobalt-base alloys for biomedical applications*. Philadelphia: ASTM, 1999. p. 193-209. (ASTM STP 1365).
32. PIOTROWSKI, G. Clinical biomedics. In: *SYMPOSIUM ON RETRIEVAL AND ANALYSIS OF ORTHOPEDIC IMPLANTS*. Proceedings... Maryland: National Bureau of Standards, 1976. p. 41-49. (NBS Special Publication, 472).
33. DORMAN-SMITH, V. Global harmonisation task force. Exporting medical devices to Europe: New frontiers and opportunities, Seminar Series, U.S. Department of Commerce, 2001. Disponível em: <<http://www.ita.doc.gov/td/mdequip/GHTFvds/GHTFvds.htm>>.
34. YAMAC, T. *Medical devices: Materials for human contact, a design guide*. London: The Institute of Materials, 1998.
35. ANVISA-Agência Nacional de Vigilância Sanitária. Legislação, ANVISA-LEGIS. Disponível em: <<http://www.anvisa.gov.br/legis/index.htm>>.
36. SUS - Sistema Único de Saúde, Ministério da Saúde. Informações de saúde, Procedimentos hospitalares do SUS por local de internação. Disponível em: <<http://tabnet.datasus.gov.br/cgi/sih/pimap.htm>>.

6. FIGURAS

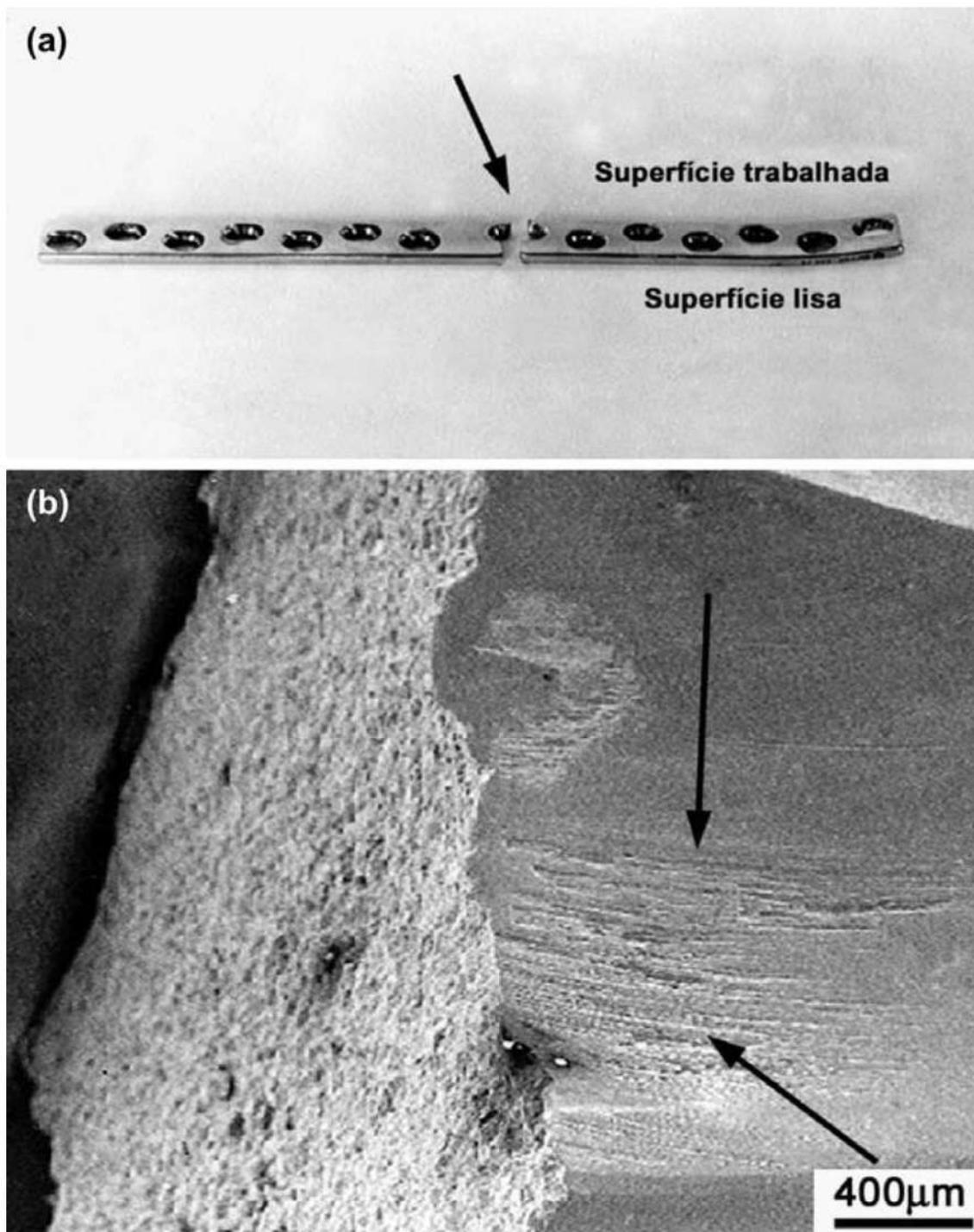


Figura 1. (a) Ejemplo de la fractura (flecha) encontrada en la placa de compresión para fémur, fabricada en acero inoxidable.

(b) Presencia de desgaste y marcas de corrosión (flechas) en la superficie del agujero de la placa. MEB-SEI. 35X.

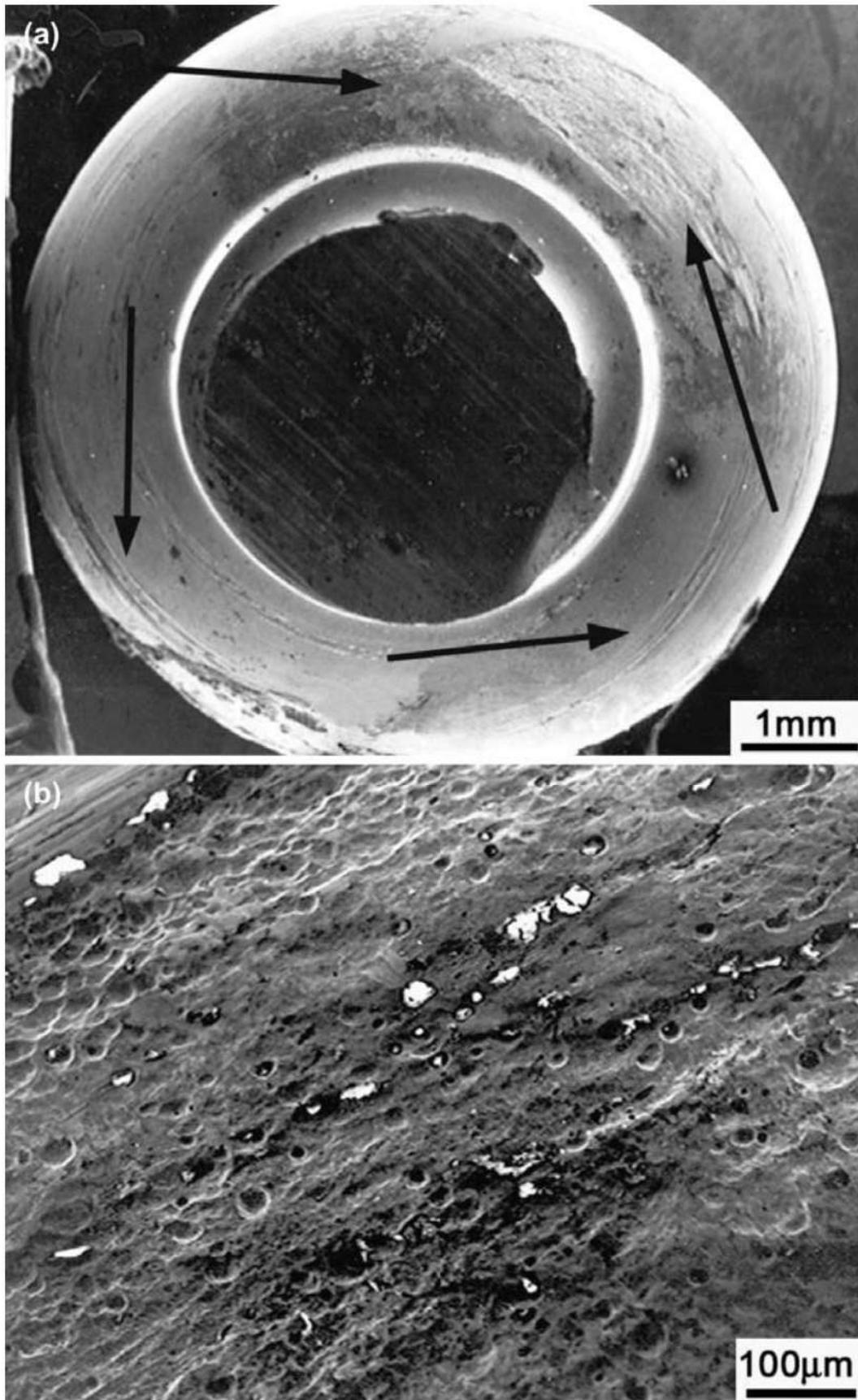


Figura 2. (a) Cabeza del tornillo de la placa de compresión (flechas), mostrando desgaste. MEB-SEI. 12X.

(b) Cabeza del tornillo de la placa de compresión, mostrando marcas de corrosión en la superficie de contacto. MEB-SEI. 100X.

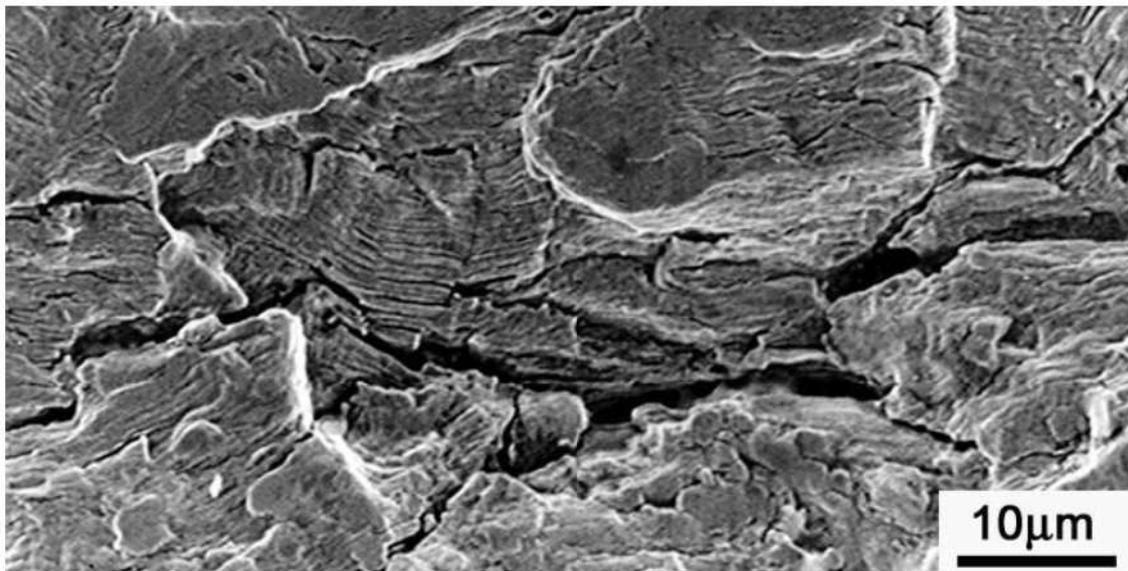


Figura 3. Ejemplo de las estrías de fatiga asociadas con agrietamiento secundario en la superficie de fractura de la placa de compresión. MEB-SEI. 1000X.

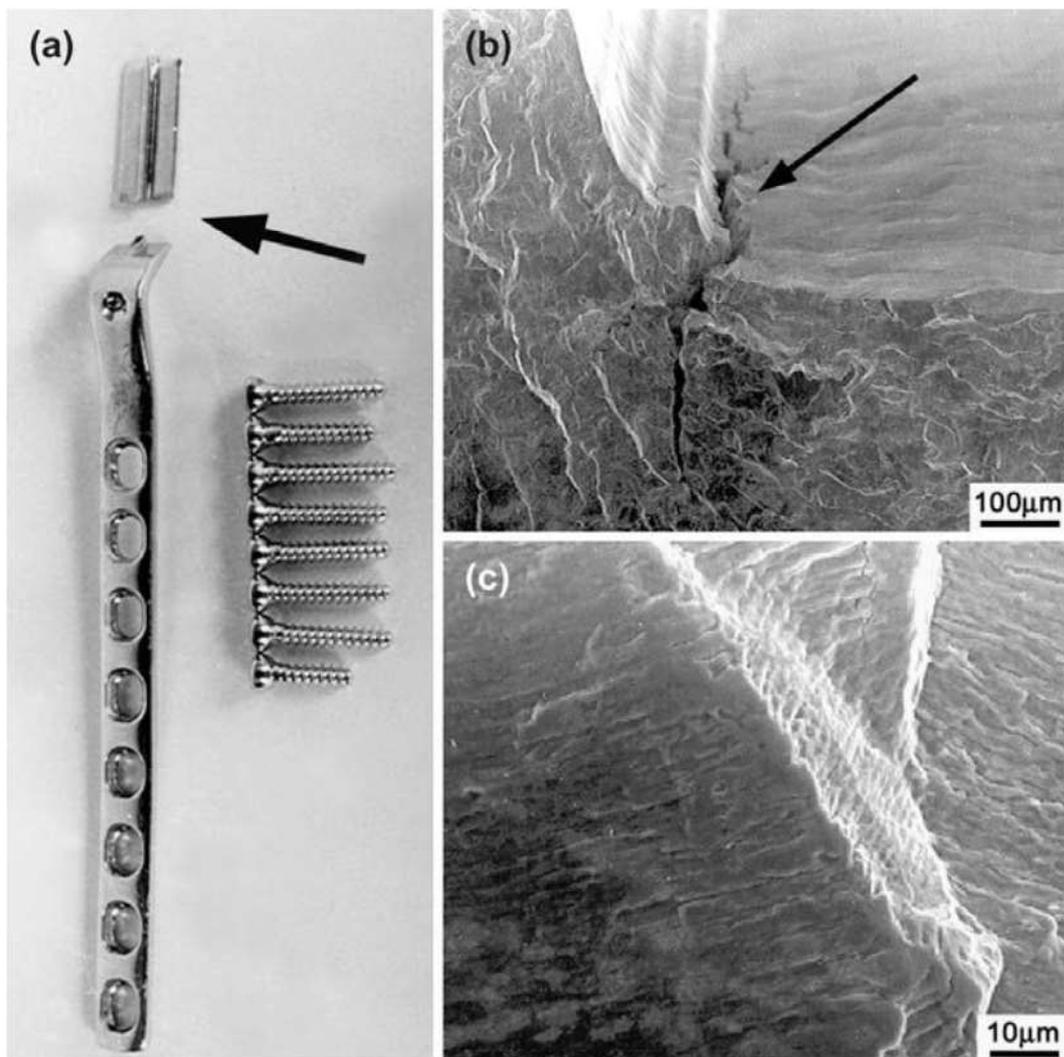


Figura 4. (a) Falla de una placa-perno para fémur (flecha) fabricada en acero inoxidable. (b) Presencia de defectos de fabricación, como cantos vivos y marcas de mecanizado (véase la flecha). MEB-SEI. 100X. (c) Visión general de la superficie de fractura, presentando estrías de fatiga. MEB-SEI. 2000X.

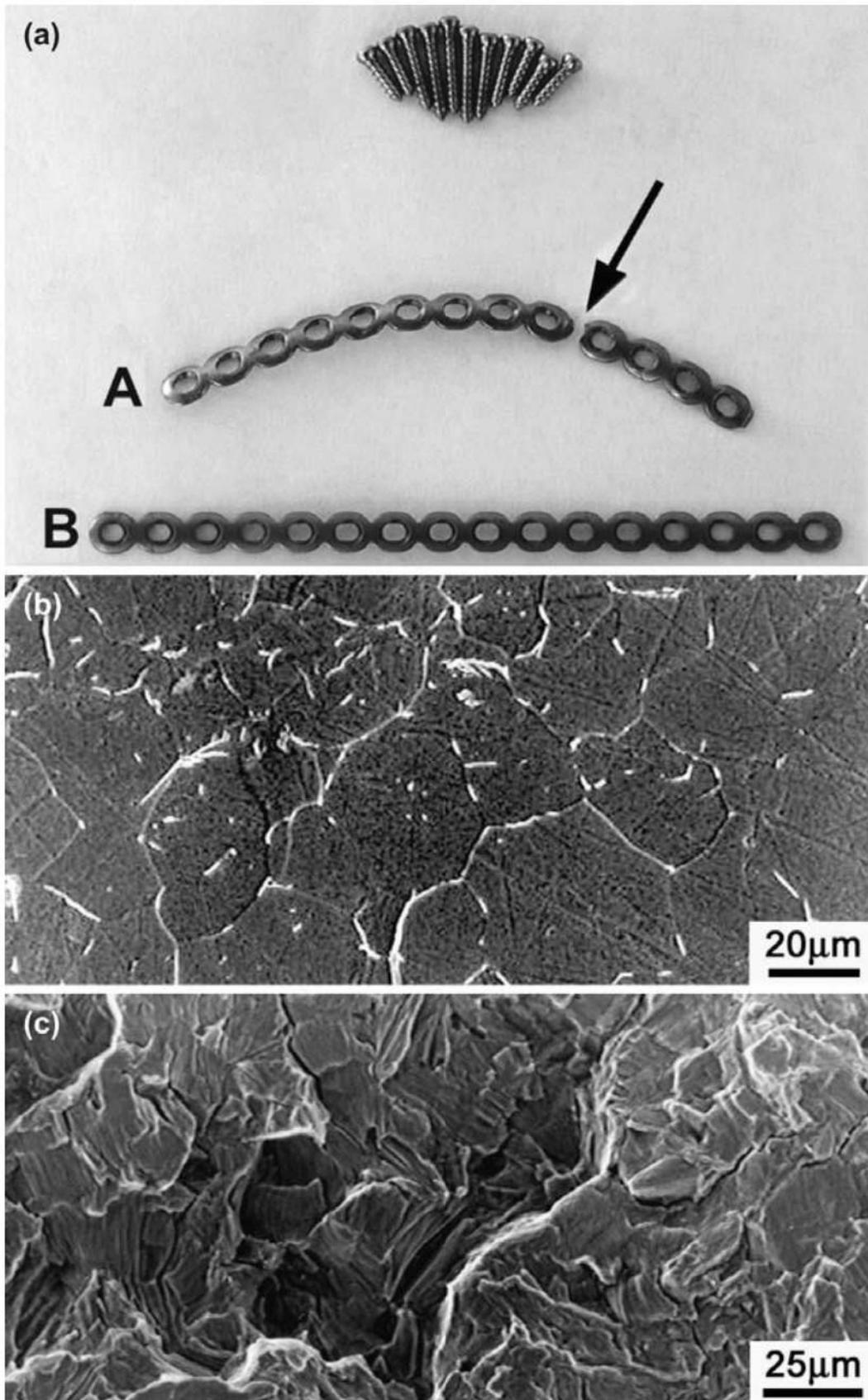


Figura 5. (a) Falla (flecha) de una placa oral maxilo-facial para la reconstrucción mandibular. (b) Detalle de la microestructura, mostrando la presencia de precipitados intergranulares (fase β) en matriz de Ti (α). MEB-SEI. 500X. (c) Detalles de la superficie de fractura, revelando varias topografías de fractura, asociadas a intenso agrietamiento secundario. MEB-SEI. 500X.

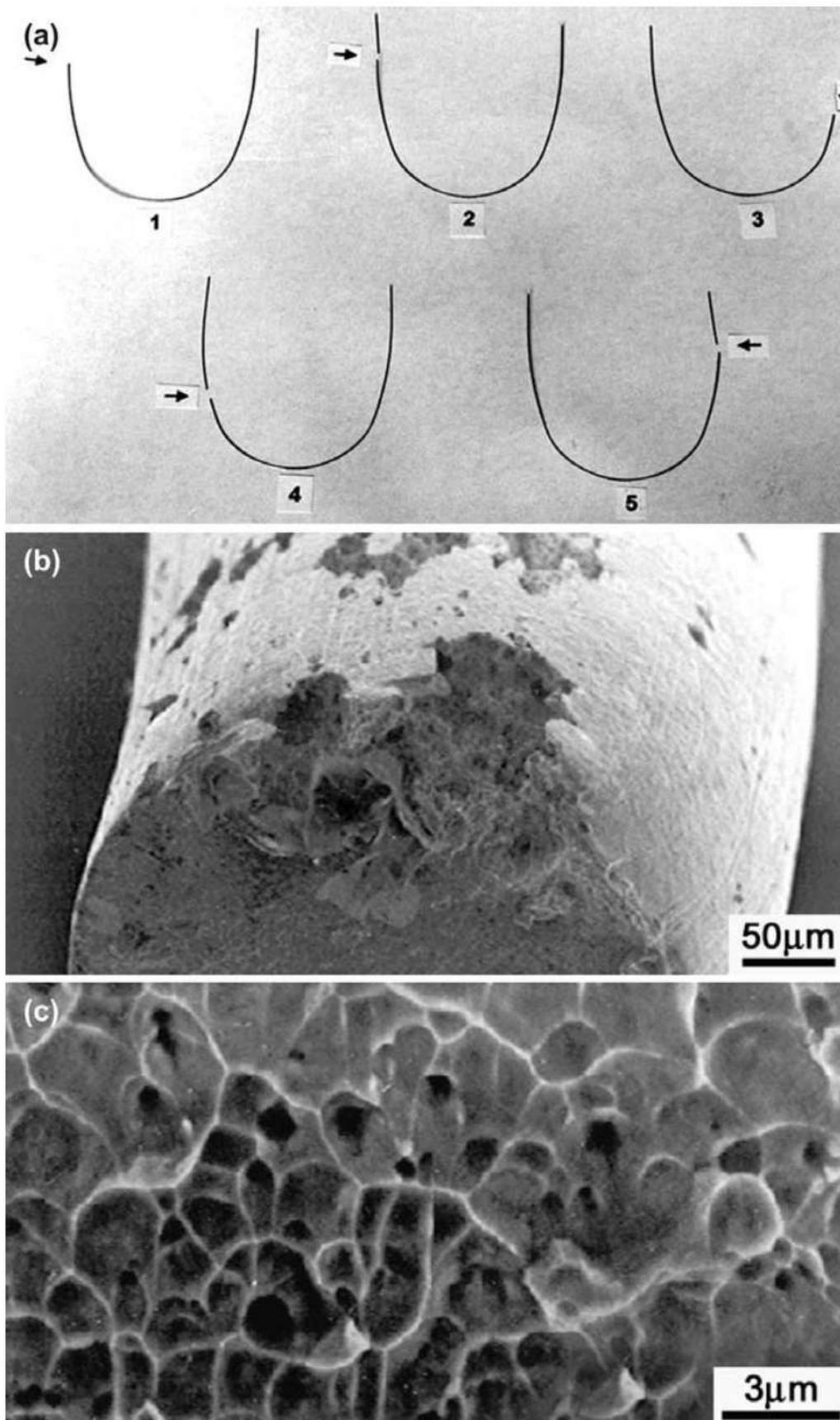


Figura 6. (a) Alambres de Nitinol.

(b) Visión general de la superficie de fractura, mostrando defectos superficiales y corrosión. MEB-SEI. 150X.

(c) Superficie de fractura, mostrando fractura dúctil. MEB-SEI. 3500x

40

Observación fractográfico de un implante de titanio[†]

Cesar R. F. Azevedo y Antônio P. dos Santos, 2003

1. INTRODUCCIÓN

Más de 100 millones de implantes quirúrgicos se colocaron en seres humanos desde 1940¹. Estos implantes se someten generalmente a condiciones agresivas de trabajo y su fracaso prematuro puede ser influenciado por fallas en las etapas de diseño, fabricación e instalación²⁻⁶. Entre las aleaciones metálicas utilizadas como implante quirúrgico, la demanda para el titanio y sus aleaciones viene creciendo bastante desde su introducción, en 1947. Se estima que más de mil toneladas de componentes de titanio se implantan anualmente en pacientes en las áreas de ortopedia, ortodoncia y la cirugía buco-maxilo-facial. Las aleaciones comerciales de titanio pueden clasificarse generalmente en términos de la microestructura como: Ti- α (fase hexagonal compacta); Ti- β (fase cúbica de cuerpo centrado); y las aleaciones Ti- $\alpha+\beta$ (microestructura dúplex).

Estas aleaciones fueron originalmente diseñadas para su uso como materiales estructurales, especialmente para la industria aeronáutica, por presentar una mayor relación entre resistencia y peso que otros sistemas metálicos. Por lo tanto, algunas de aleaciones, como el titanio comercialmente puro y la aleación Ti-6Al-4V, se tornaron atractivas para el área biomédica, pues presentaban, además, elevada

[†] Reimpreso del periódico *Engineering Failure Analysis* v. 10, n. 4, Cesar Roberto de Farias Azevedo y Antônio Paulo dos Santos, *Environmental effects during fatigue testing: fractographic observation of commercially pure titanium plate for cranio-facial fixation*, p. 431-442, 2003, con autorización de Elsevier Ltd.

biocompatibilidad, alta resistencia a la corrosión y bajo módulo de elasticidad (entre 50 y 100 GPa, contra ~200 GPa para el acero inoxidable grado quirúrgico). En la actualidad, las aleaciones de Ti- β , que poseen un módulo de elasticidad aún más bajo que las aleaciones de Ti- α , pasaron a ser investigadas por la bioingeniería, utilizando la adición de elementos biocompatibles y estabilizadores de la fase Ti- β , como Fe, Ta, Zr, Sn y Nb, para obtener valores de módulos de elasticidad más cercanos al hueso (entre 20 y 40 GPa)⁷. La fase Ti- β , por presentar estructura del tipo cúbico de cuerpo centrado, presenta, comparativamente, mayor número de sistemas de deslizamiento y mejor tenacidad a la fractura, pudiendo ser endurecida por solución sólida y ser procesada termomecánicamente a temperaturas más bajas que la fase Ti- α .

Los modos activos de deslizamiento del Ti- α (hexagonal compacto) con el vector de Burgers del tipo $\langle a \rangle$ ocurren en los planos prismáticos (modo preferencial de deslizamiento) $\{10\bar{1}0\}$, en los planos piramidales de primer orden $\{10\bar{1}1\}$ planos basales $\{0001\}$. El deslizamiento con vector de Burgers del tipo $\langle a + c \rangle$ ocurre en los planos piramidales de primer $\{10\bar{1}1\}$ y de segundo orden $\{11\bar{2}2\}$. Debido a su reducido número de sistemas de deslizamiento independientes, la maclación mecánica es la principal razón de ductilidad de las aleaciones Ti- α , siendo operante en seis planos: $\{10\bar{1}1\}$, $\{10\bar{1}\bar{1}\}$, $\{11\bar{2}2\}$, $\{11\bar{2}4\}$, $\{11\bar{2}3\}$ y $\{11\bar{2}\bar{1}\}$ ⁸⁻¹⁹. El estudio del mecanismo de fatiga de cristales hexagonales de titanio muestra la activación de varios modos de deformación, dependiendo de la orientación del grano en relación al cargamento mecánico. La competencia entre deslizamiento y maclado dificulta, sin embargo, el entendimiento más detallado de los mecanismos de deformación del Ti- α bajo carga cíclica¹²⁻¹⁹.

Este estudio es la continuación de investigaciones anteriores sobre falla de una placa de titanio comercialmente puro (CP) para osteosíntesis²⁰⁻²¹ e investiga el efecto del medio sobre la topografía de fractura de una placa de titanio comercialmente puro para fijación cráneo-facial durante el ensayo de corrosión-fatiga.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Microplacas rectas y anodizadas de Ti-CP (placa recta con cinco agujeros, longitud de 37 mm, anchura de 6 mm, espesor de 0,85 mm, diámetro del agujero de 2,1 mm, con separación de agujeros de 8 mm, véase figura 1) fueron ensayadas. El análisis químico fue obtenido por espectrometría de emisión atómica - ICP-Thermo Jarrell Ash, análisis de C y S por combustión directa LECO y determinación de gases por fusión bajo gas inerte (Horiba & LECO).

Los ensayos de fatiga no estandarizados de las placas se realizaron en máquina MTS con una carga máxima de 50 KN ($\sigma = 150$ MPa), $R = 0$ y frecuencia de 10 Hz (ver figura 2). Los cuerpos de prueba (CPs) fueron montados en la línea de gravedad de la máquina, introduciendo en los CPs esfuerzos adicionales de flexión, que acabaron desconsiderados debido al pequeño espesor de los mismos. Los ensayos se realizaron en cuatro condiciones:

- Condición I: ensayos a temperatura ambiente en aire, usando placas anodizadas.
- Condición II: ensayo en solución acuosa de potasio de sodio (sérúm) a 37°C, usando placas anodizadas.
- Condición III: ensayo en solución acuosa de potasio de sodio (sérúm) a 37°C, usando placas no anodizadas. La eliminación de la capa anodizada (condición III) se logró mediante la inmersión de las placas en una solución de ácido sulfúrico al 30% a 65°C de acuerdo con el procedimiento descrito en la norma ISO 14233 (Implants for surgery - Metallic materials - Descaling and cleaning titanium and titanium alloy surfaces).
- Condición IV: ensayos en solución acuosa de potasio de sodio (sérúm) más producción de H₂ a 37°C, usando placas anodizadas. La fijación de la placa utilizó tornillos y tuercas de acero al carbono, para crear condiciones para la formación de H₂ en la superficie de la placa de Ti (cátodo). Se pretende, de este modo, promover el mecanismo de fragilización por hidrógeno²²⁻²⁴.

La investigación topográfica de las superficies de fractura y áreas adyacentes de los CP se realizaron en un microscopio electrónico de barrido (JEOL 5200 y JEOL 6300, ambos equipados con microanalise EDS). La caracterización microestructural de las placas utilizó adicionalmente microscópico óptico Neophot y difractor de rayos X de la Shimadzu - radiación de Co K α con tensión de 40.0 kV y corriente de 40.0 mA, equipado con goniómetro de textura.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Composición química

Los niveles de oxígeno, nitrógeno e hidrógeno en la placa de Ti están de acuerdo con los requisitos mínimos de la norma ISO 5832-2, grado I para Ti-CP (tabla 1).

Tabla 1. Composición química del material

Muestra	%O	%N	% H
Placa Ti	0.07 ± 0,01	0.004 ± 0.001	0.002 ± 0.001
ISO 5832-2 grado 1	0.18 máx.	0.03 máx.	0.013 máx.

3.2. Ensayo de fatiga

Los resultados de ensayos preliminares de fatiga se muestran en la tabla 2 y la figura 3, sugiriendo que el medio agresivo, la falta de anodización y la presencia de hidrógeno reducen la vida por fatiga de las placas de Ti-CP.

Tabla 2. Resultados del ensayo de fatiga (carga = 150 MPa)

Condición del ensayo de fatiga	Número de ciclos
I: 25°C, aire + placa anodizada	183000
II: 37°C, sérum + placa anodizada	145000
III: 37°C, sérum + placa no-anodizada	95000
IV: 37°C, sérum + H ₂ + placa anodizada	102000

3.3. Examen fractográfico

Para todos los casos, la fractura estable comenzó en la superficie cóncava de la placa (que queda adyacente al hueso), junto al agujero de la placa. Las figuras 4 y 5 muestran las características microfractográficas para las placas con mayor (25°C, aire + placa anodizada) y menor (37°C, sérum + placa no anodizada) vida por fatiga. Una gran variedad de características microfractográficas, dependiendo del grano observado, fue constatada junto a la región de fractura estable, como: marcas de estrías paralelas; marcas de fisuras paralelas; y el tránsito intergranular. Esta observación confirma estudios anteriores sobre el mecanismo de fatiga de cristales hexagonales de titanio, que muestran la existencia de varios modos de deformación, (*single slip fines, wavy slip lines, double slip fines, twins e associated slip lines*) dependiendo de la orientación de cada grano en relación a la carga mecánica¹²⁻¹⁹. Las regiones de sobrecarga mostraron presencia de alvéolos, típicos de fractura dúctil. No fue posible comprobar la fragilización por H₂ en la muestra de la condición IV.

3.4. Caracterización microestructural

La figura 6 muestra la microestructura de la placa (lejos y próxima a la superficie de fractura) en las regiones de fractura por fatiga y sobrecarga. La microestructura de la muestra consiste en granos equiaxiales de fase α (tamaño de

grano = 6, según la norma ASTM E-112, plate II) y las maclas mecánicas. Cerca de la superficie de fractura, junto a la región de fractura por fatiga, la concentración de maclas aumenta, pero los granos de fase todavía son equiaxiales. En la región de fractura por sobrecarga, la concentración de maclas mecánicas aumenta aún más, y se observa la presencia de granos alargados de fase α . Una observación más detallada de la microestructura de la superficie de fractura indica una mayor concentración de maclado mecánico en la región de fractura por sobrecarga (ver figura 7), confirmando que el maclado mecánico es un modo operante de deformación de Ti- α ¹⁸. La placa no anodizada mostró la presencia adicional de grietas secundarias transgranulares en la superficie lateral de la placa (ver figura 8), hecho de acuerdo con investigación previa²⁵.

3.5. Textura

El ensayo de textura se realizó en muestras no deformadas extraídas paralelamente a la superficie de fractura, para investigar la presencia de alguna orientación cristalina preferencial en la placa. Las texturas de deformación en frío de metales hexagonales pueden clasificarse en tres grupos, de acuerdo con el valor de la razón entre los parámetros de red a/c . Zr y Ti tienden a formar textura con un plano basal girado entre 20° a 40° de su dirección normal y con los polos $[10\bar{1}0]$ alineados con la dirección de deformación²⁶. Los resultados se muestran en la figura 9, indicando que la microestructura de la placa no presenta ninguna orientación preferencial. Tradicionalmente, las técnicas de procesamiento termomecánico que introducen una orientación aleatoria en la microestructura de Ti- α han sido preferidas por innumerables fabricantes, para asegurar propiedades mecánicas isotrópicas de los más variados productos. Otro enfoque, sin embargo, puede utilizar la fuerte anisotropía mecánica de metales hexagonales, de modo a coincidir las direcciones y planos de mejores propiedades mecánicas con las condiciones más críticas de carga¹⁹.

4. CONCLUSIONES

- Una gran variedad de características microfractográficas, dependiendo del grano observado, fue constatada junto a la región de fractura estable, como marcas de estrías paralelas, fisuras y agrietamiento intergranular
- La región de fractura por sobrecarga presentó alvéolos típicos de fractura dúctil.
- No se observaron diferencias fractográficas entre las diversas condiciones investigadas.

- El maclado mecánico es un modo operante de deformación de Ti- α .
- La concentración de maclas mecánicas aumenta de la región de fractura estable hacia la región de fractura inestable.
- La placa no presenta orientación cristalina preferencial.

5. REFERENCIAS

1. 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, 1976. p. 23-30. (NBS Special Publication, 472).
2. POHLER, O. E. M. Failure of metallic orthopaedic implants. In: Metals Handbook: Failure Analysis and Prevention. 9. ed. Metals Parks: ASM Internacional, 1986. v. 11, p. 668-694.
3. DUMBLENTON, J. H.; MILLER, E. H. Failure of metallic orthopaedic implants. In: Metals Handbook: Failure Analysis and Prevention. Metals Park: ASM Internacional, 1975. v. 10, p. 571-580.
4. AZEVEDO, C. R. F.; HIPPERTJR., E. Failure analysis of surgical implants in Brazil. Engineering Failure Analysis, v. 9, n. 6, p. 621-633, Dec. 2002.
5. FDA - Food and Drugs Administration. Medical device reporting. An overview. Center for Devices and Radiological Health, 1996. 14 p.
6. MEDICINES AND HEALTHCARE PRODUCTS REGULATORY AGENCY. Guidance
7. on the EC Medical Devices Directives. London, 21 Aug. 2003. Disponible em: <http://www.medical-devices.gov.uk/mda/mdawebsitev2.nsf/webvwSearchResults/OA5E025F3BAC561180256BF100387FD3?OPEN>.
8. NINOMI, M. Fatigue characteristics and microstructure of titanium alloys for biomedical applications. In: INTERNATIONAL FATIGUE CONGRESS, 8., 2002, Stockholm. Proceedings... Stockholm: 2002. p. 2073-2083.
9. HAICHENG, G.; HUIFANG, G.; SHUFEN, C.; LAIRD, C. Orientation dependence of cyclic deformation in high purity titanium single crystals. Materials Science and Engineering A, v. 188, n. 1-2, p. 23-36, Nov. 1994.
10. AITCHISON, I.; COX, B. Interpretation of fractographs of SSC in hexagonal metals. Corrosion, v. 28, n. 3, p. 83-87, 1972.

12. CHESNUTT, J. C.; WILLIAMS, J. C. Comments on the electron fractography of α -titanium.
13. Metallurgical Transactions A, v. 8A, n. 3, p. 514-515, 1977.
14. TAKAO, K.; KUSUKAWA, K. Low-cycle fatigue behavior of commercially pure titanium. Materials Science and Engineering A, v. 213, n. 1-2, p. 81-85, Aug. 1996.
15. XIAO, L.; UMAKOSHI, Y. Orientation dependence of cyclic deformation behavior in Ti-5at%Al single crystal. In : INTERNATIONAL FATIGUE CONGRESS, 8., 2002, Stockholm. Proceedings... Stockholm: 2002. p. 1553-1560.
16. PETERS, M.; GYSLER, A.; LÜTJERING, G. Influence of texture on fatigue properties of Ti-6Al-4V. Metallurgical Transactions A, v. 15A, n. 8, p. 1597-1605, 1984.
17. WARD-CLOSE, C. M.; BEEVERS, C. J. The influence of grain orientation on the mode and
18. rate of fatigue crack growth in α -titanium. Metallurgical Transactions A, v. 11A, n. 6, p. 1007-1017, 1980.
19. STEVENSON, R.; BREEDISU, J. F. Cyclic deformation of commercial-purity titanium. Acta
20. Metallurgica, v. 23, n. 12, p. 1419-1429, Dec. 1975.
21. 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 A, v. 29A, n. 2, p. 513-518, Feb. 1998.
22. ZHANG, Z. F.; GU, H. C.; TAN, X. L. Low-cycle fatigue behavior of commercially-purity titanium. Materials Science and Engineering A, v. 252, n. 1, p. 85-92, Aug. 1998.
23. TAN, X.; GU, H.; MONROE, D. H. Cyclic deformation behavior of high-purity titanium single crystals: Part 1. Orientation dependence of stress-strain response. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 29A, n. 2, p. 507-512, Feb. 1998.
24. EVAN, W. J.; BACHE, M. R.; SUDELLE, B. C.; HERROUIN, F. R. M. The role of texture in
25. the fatigue response of titanium alloy Ti 6-4. In: INTERNATIONAL FATIGUE CONGRESS, 8., 2002, Stockholm. Proceedings... Stockholm: 2002. p. 1781-1788.
26. AZEVEDO, C. R. F. Failure analysis of a commercially pure titanium plate for osteosynthesis.
27. Engineering Failure Analysis, v. 10, n. 2, p. 153-164, Apr. 2003.

28. TORGENSEN, S. E.; GJERDET, N. R. Retrieval study of stainless steel and Ti miniplates used in maxillofacial surgery. 1995. Disponible em: <www.uib.no/cris/dok2> .
29. PATON, N. E.; HICKMAN, B. S.; LESLI, D. H. Behaviour of hydrogen in a β -phase Ti-Al alloy. Metallurgical Transactions, v. 2, p. 2791-2796, 1971.
31. PUTTLITZ, K. J.; SMITH, A. J. The influence of microstructure on the hydrogen embrittlement of pure and commercially-pure titanium. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON TITANIUM, 4., Kyoto. Proceedings. .. AIME, 1980. p. 427-434.
32. HACK, J. E.; LEVERANT, G. R. The influence of microstructure on the susceptibility of titanium alloys to internal hydrogen embrittlement. Metallurgical Transactions A, v. 13A, p. 1729-1738, 1982.
33. 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, n. 2, p. 183-190, Jan. 1999.
34. KOCKS, U. F.; TOMÉ, C. N.; WENK, H. R. Texture and anisotropy: Preferred orientation in polycrystals and their effect on materials properties. Cambridge University Press, 1998. p. 203-207.

6. FIGURAS

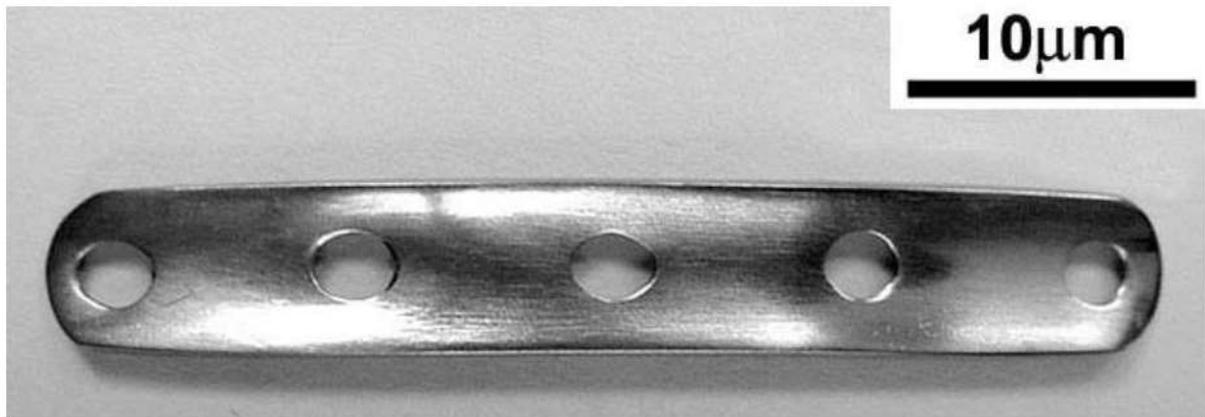


Figura 1. Vista general de la microplaca de titanio

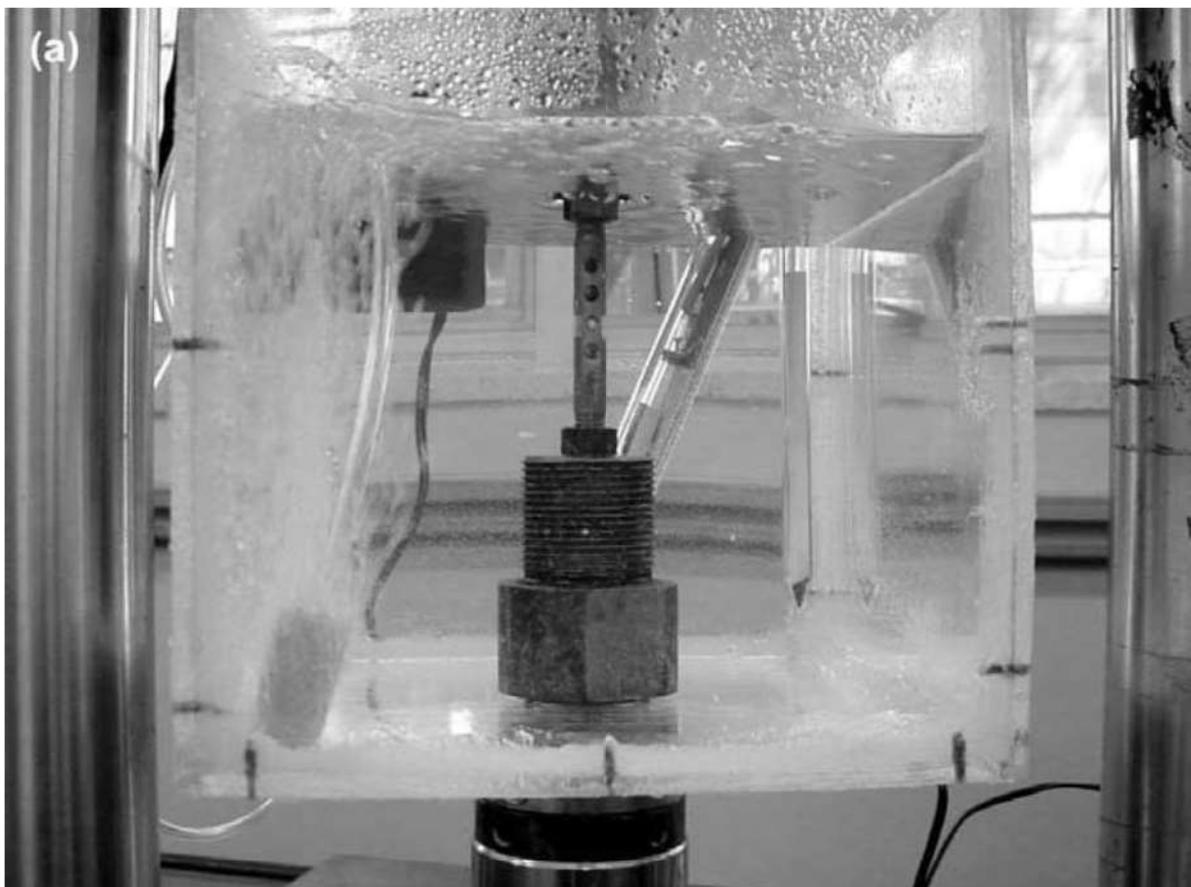


Figura 2. (a) Montaje experimental del ensayo de corrosión-fatiga: vista general.

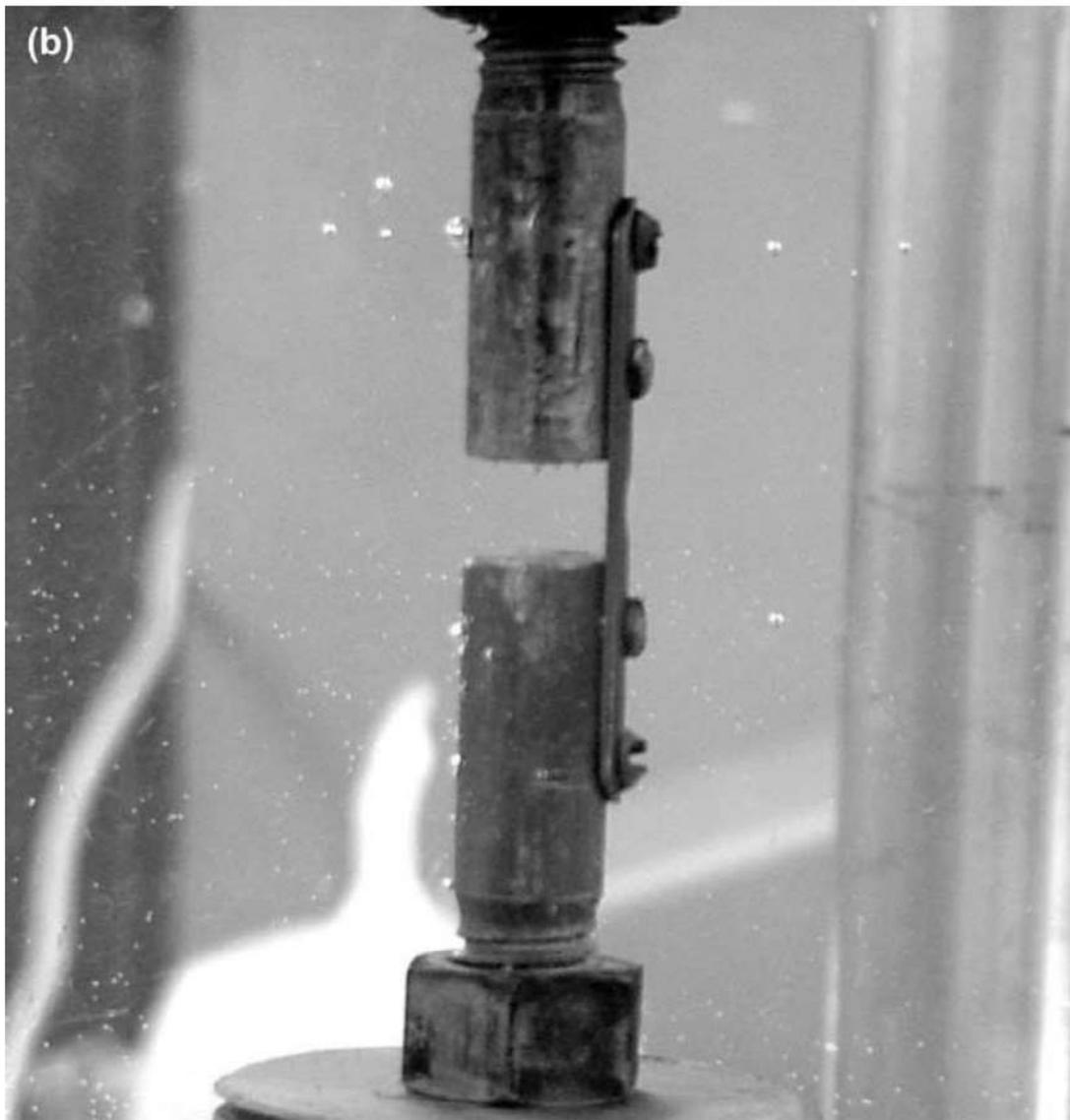


Figura 2. (b) Montaje experimental del ensayo de corrosión-fatiga: detalle que muestra la fijación de la placa.

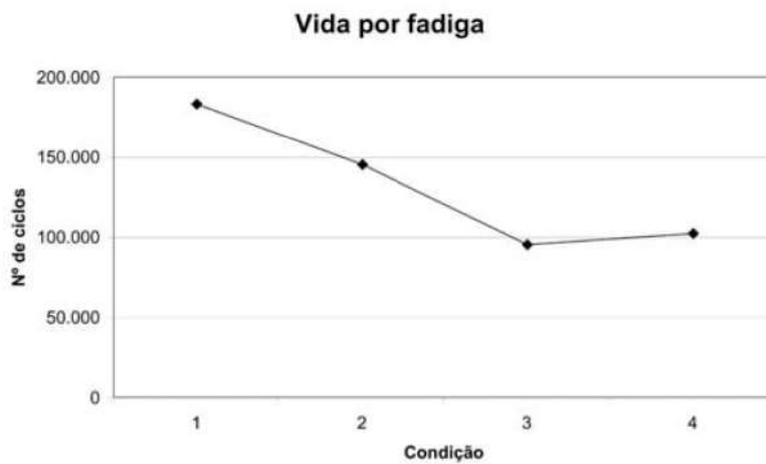


Figura 3. Resultados preliminares de vida por fatiga para las diversas condiciones de prueba.

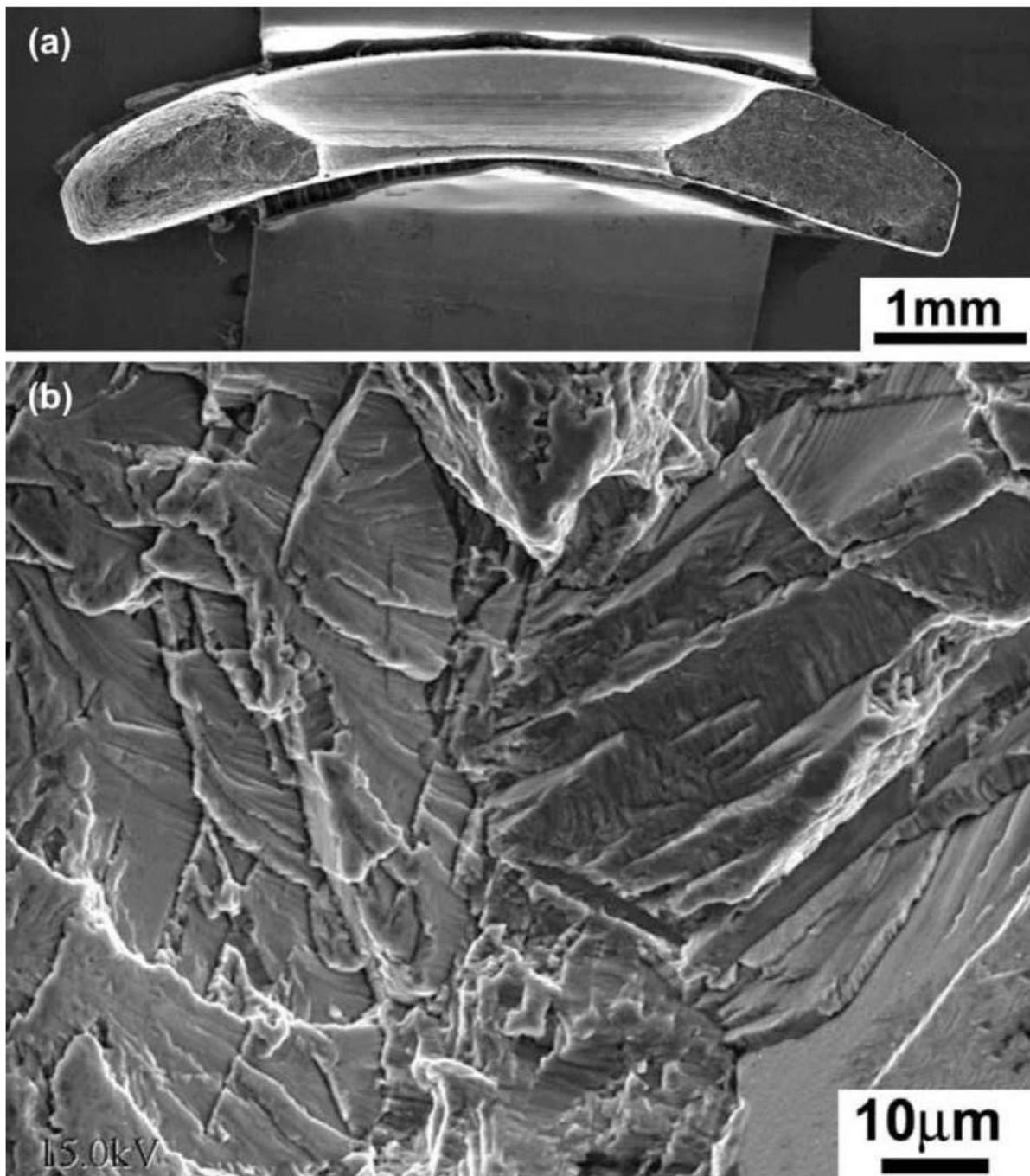


Figura 4. (a) Examen microfractográfico, condición 1: vista general. MEB-SEI.

(b) Examen microfractográfico, condición 1: detalle de la región de fractura estable, mostrando estrías y fisuras paralelas, formación de escalones y fisuración intergranular. MEB-SEI.

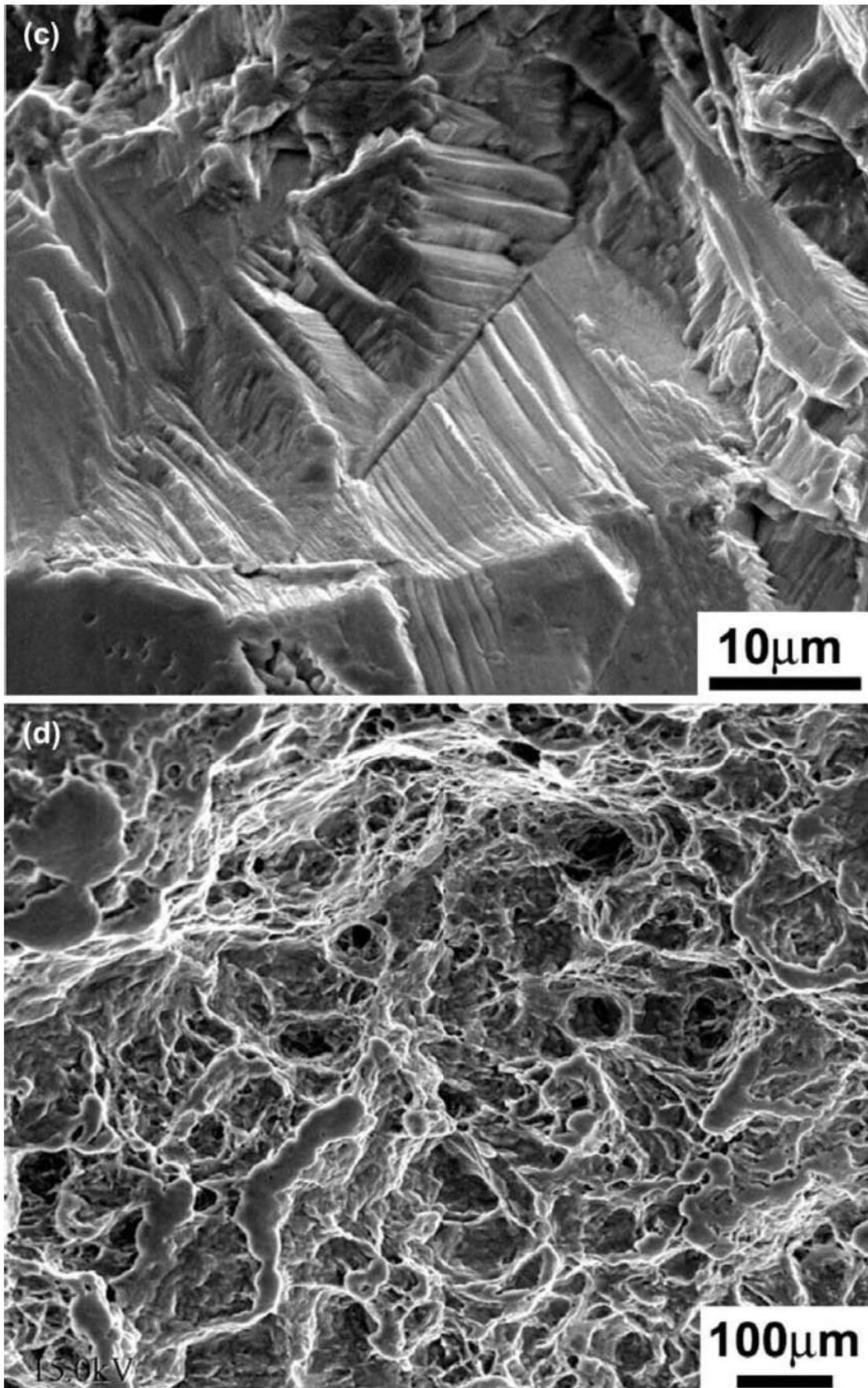


Figura 4. (c) Examen microfractográfico, condición1: detalle de la región de fractura estable, mostrando estrías y fisuras paralelas, y fisuración intergranular. MEB-SEI.

(d) Examen microfractográfico, condición1: detalle de la región de sobrecarga, mostrando alvéolos de fractura dúctil. MEB-SEI.

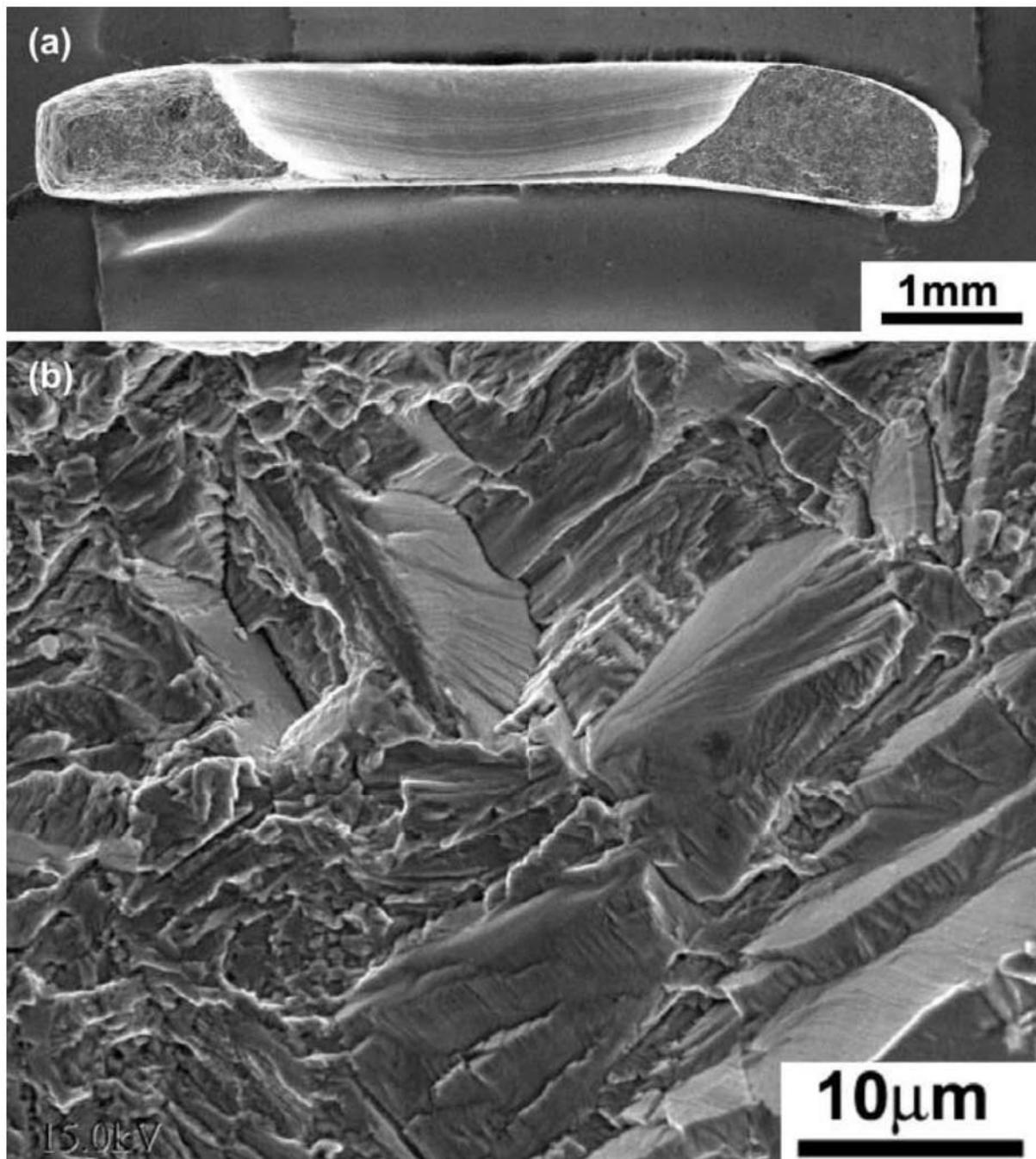


Figura 5. (a) Examen microfractográfico, condición 3: vista general. MEB-SEI.

(b) Examen microfractográfico, condición 3: detalle de la región de fractura estable, mostrando estrías y fisuras paralelas, formación de escalones y fisuración intergranular. MEB-SEI.

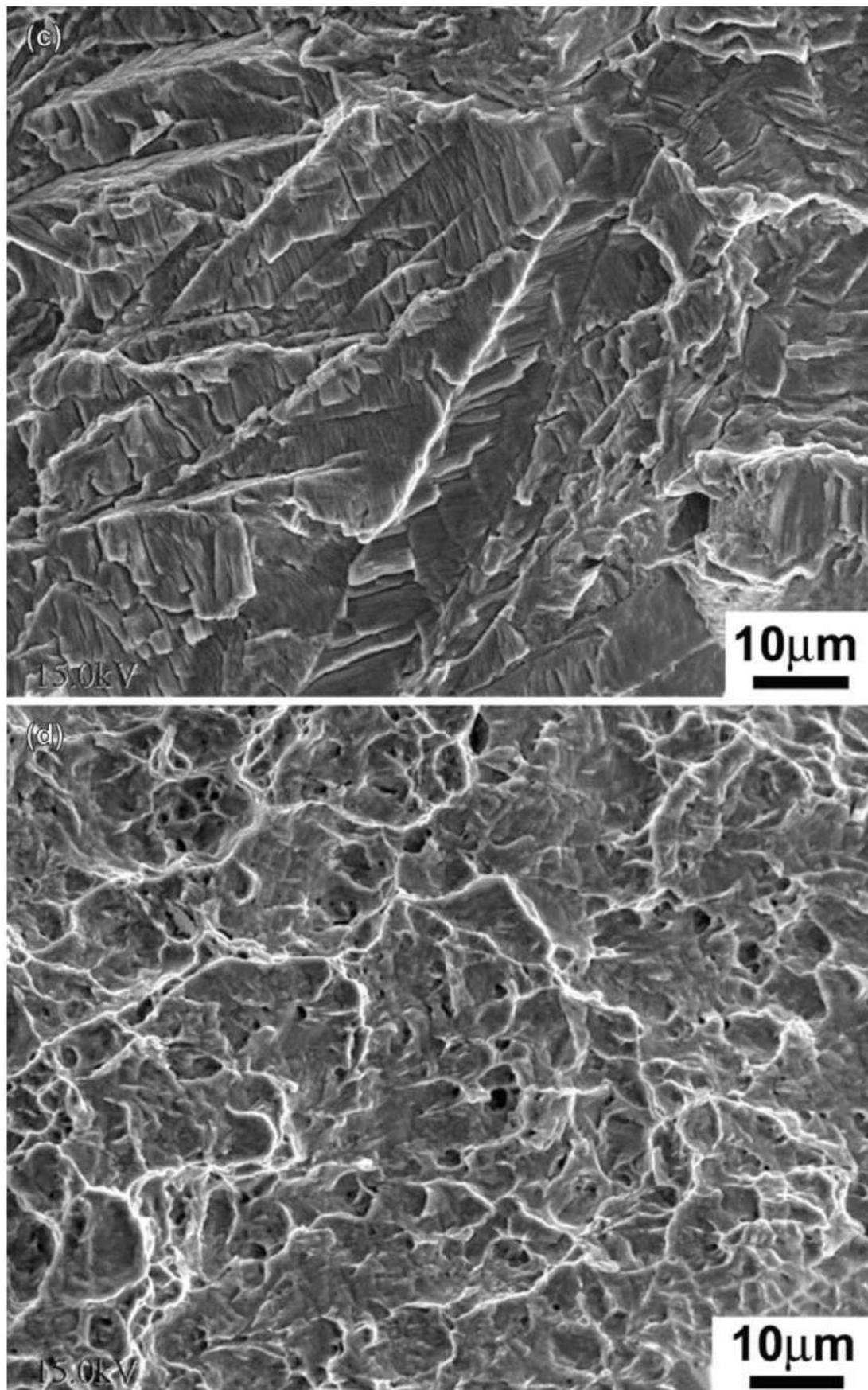


Figura 5. (c) Examen microfractográfico, condición 3: detalle de la región de fractura estable, mostrando estrías y fisuras paralelas, y fisuración intergranular. MEB-SEI.

(d) Examen microfractográfico, condición 3: detalle de la región de sobrecarga, mostrando alvéolos de fractura dúctil. MEB-SEI.

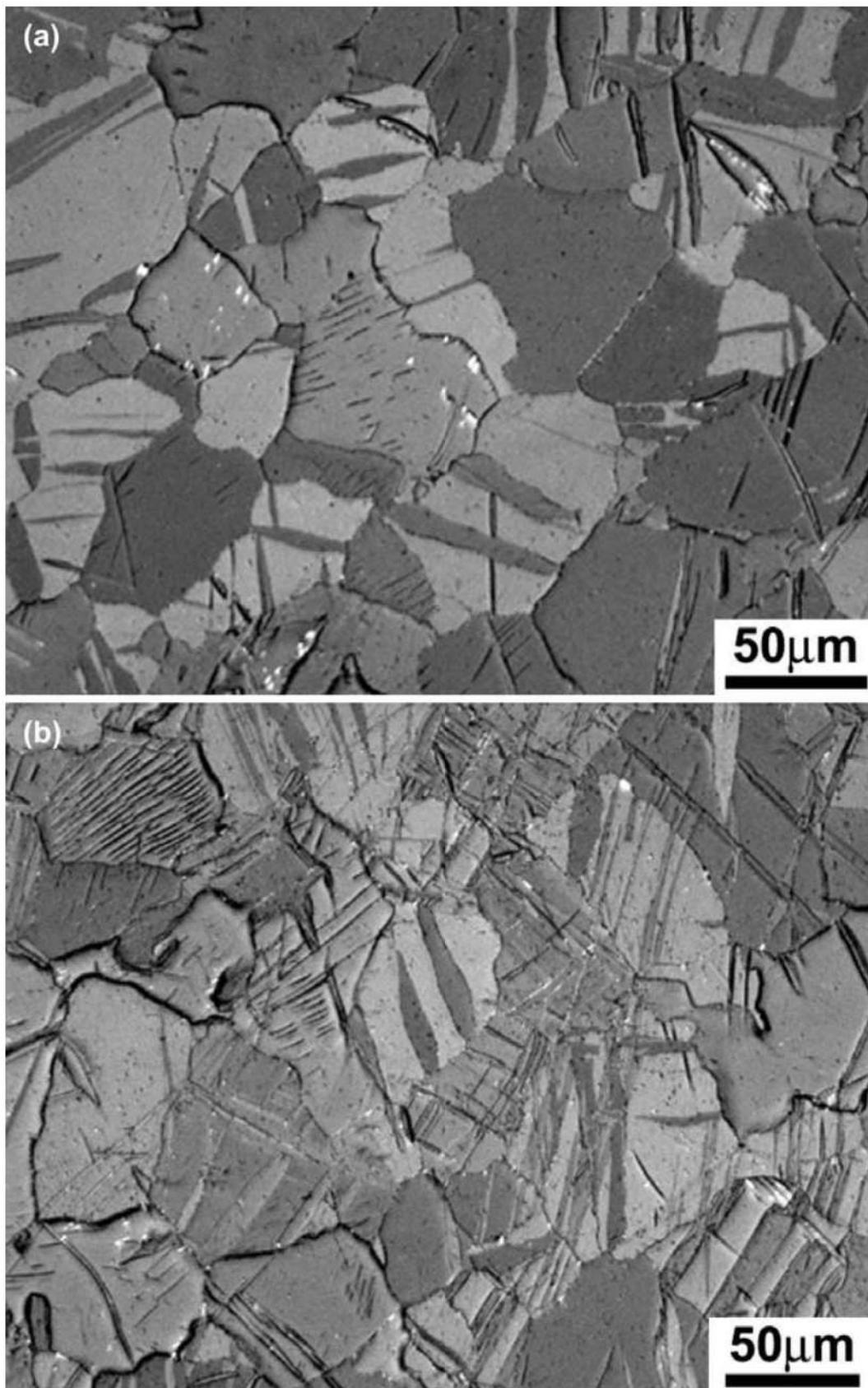


Figura 6. (a) Examen metalográfico, condición 3: detalle de la región lejos de la superficie de fractura. Microscopio óptico.

(b) Examen metalográfico, condición 3: detalle de la región de fractura por fatiga, mostrando una mayor concentración de maclas mecánicas. Microscopio óptico.

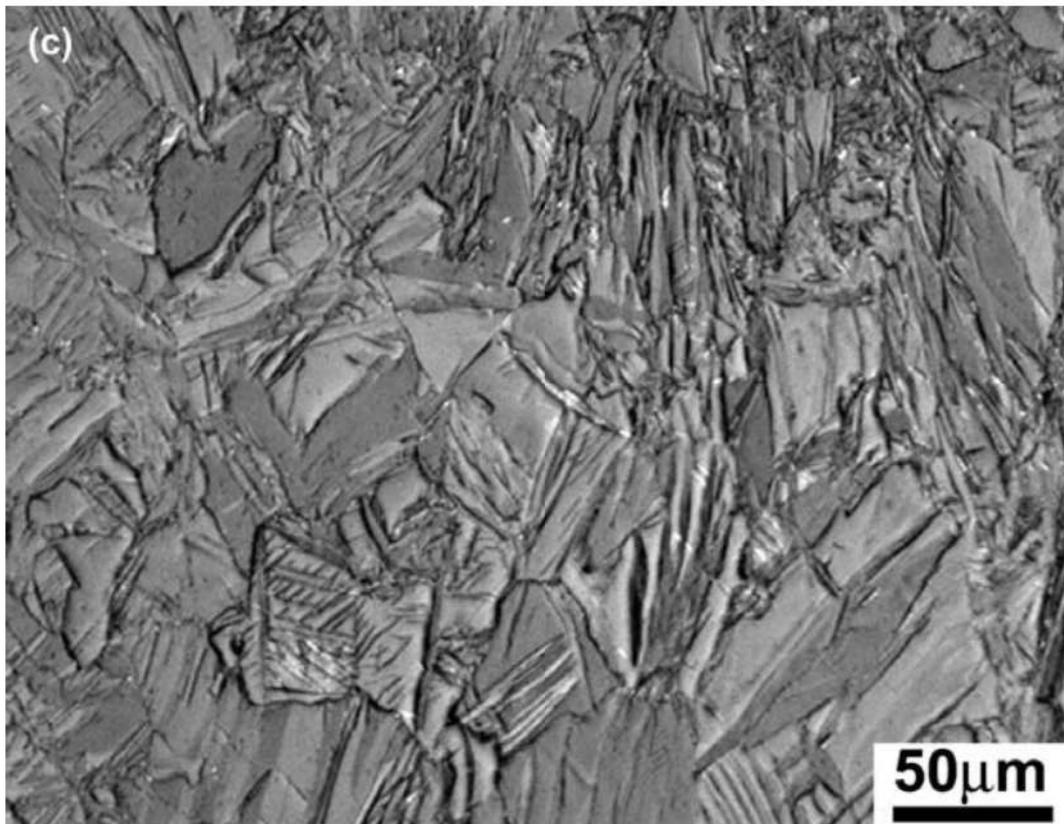


Figura 6. (c) Examen metalográfico, condición 3: detalle de la región de fractura por sobrecarga, mostrando mayor concentración de maclas mecánicas y deformación de los granos de la fase α . Microscopio óptico.

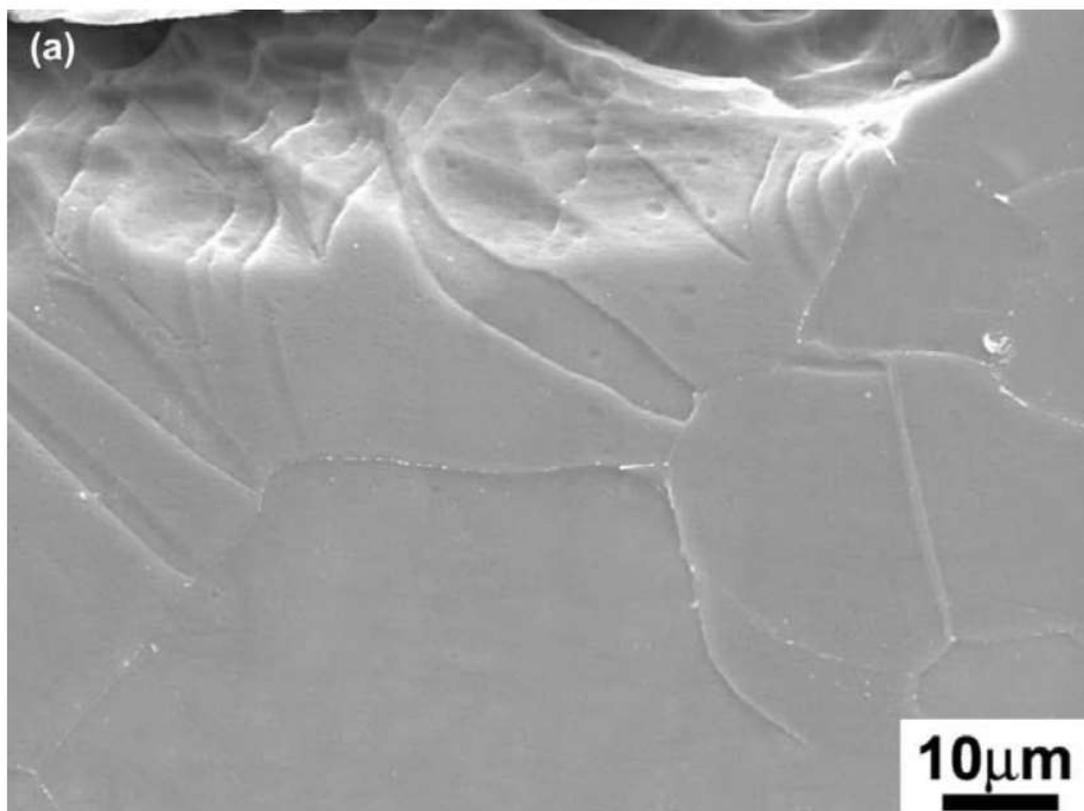


Figura 7. (a) Examen metalográfico junto a la superficie de fractura, condición 2: región de fractura estable, mostrando cómo la maclación causa la formación de fisuras paralelas en la superficie de la fractura. MEB-SEI.

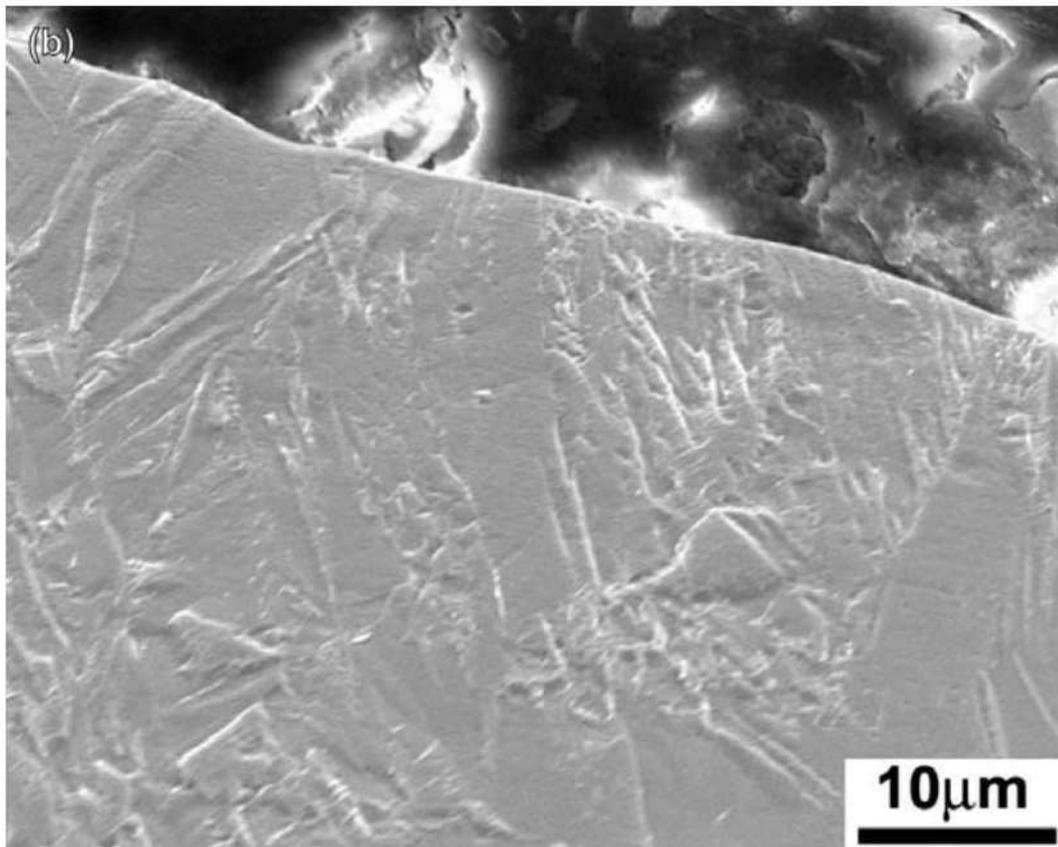


Figura 7. (b) Examen metalográfico junto a la superficie de fractura, condición 2: región de sobrecarga con alta concentración de maclas mecánicas. MEB-SEI.

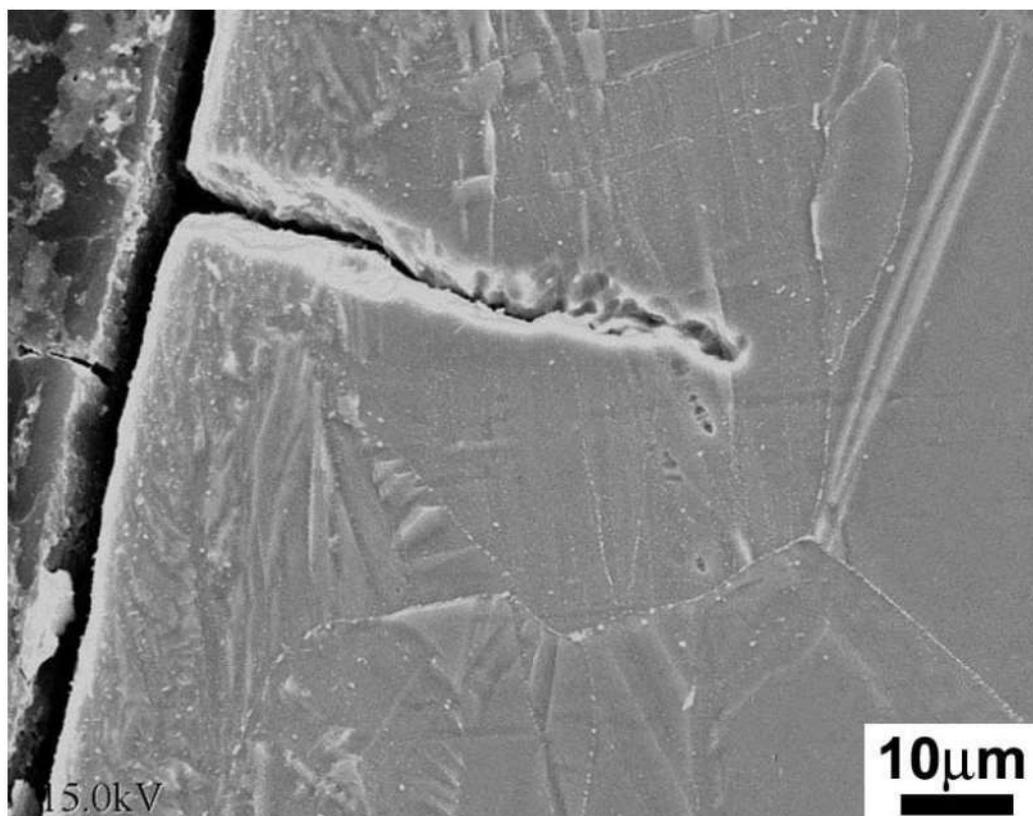


Figura 8. Examen metalográfico junto a la superficie lateral de la placa, condición 3, mostrando la fisuración secundaria del tipo transgranular asociado a alta concentración de maclas mecánicas. MEB-SEI.

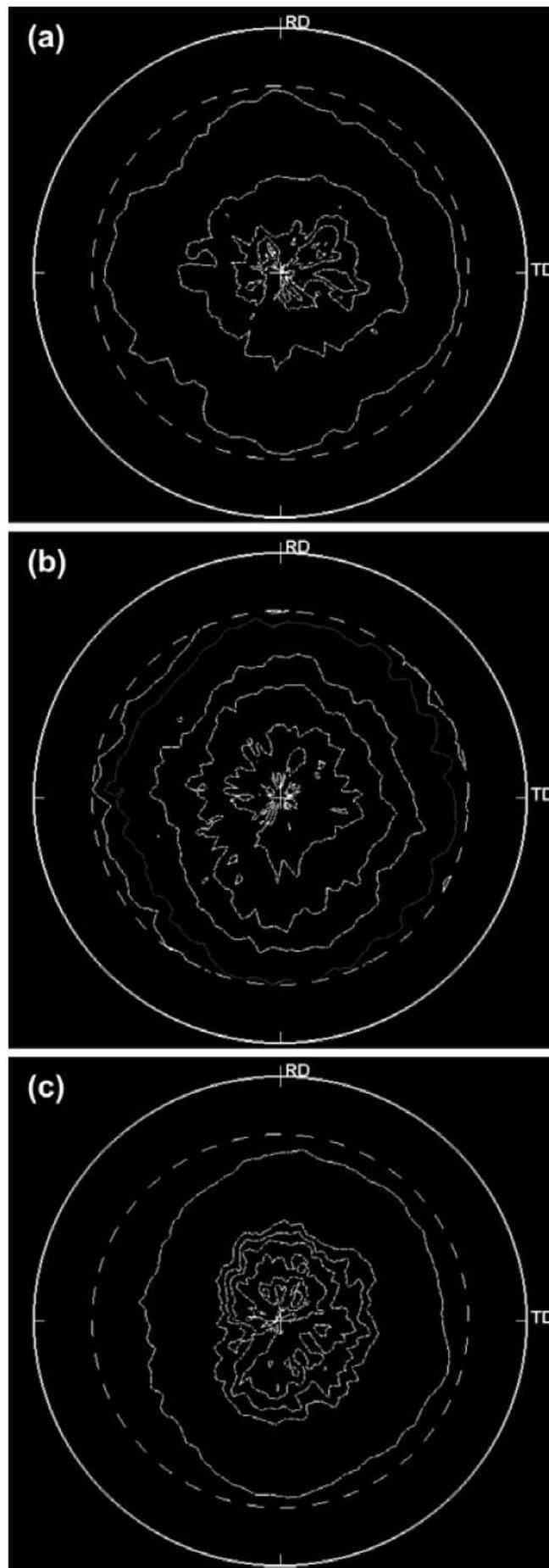


Figura 9. Figura de polo obtenida en la superficie transversal de la placa de Ti en diversas orientaciones: (a) (002); (b) (100); (e) (101).

41

Análisis de falla en cartuchos sinterizados de níquel puro[†]

Cesar R. F. Azevedo, 2003

1. INTRODUCCIÓN

Una nueva ruta para la producción de DSIDA (ácido inmino diacético), una materia prima utilizada para la producción de un eco-herbicida, ganó en 1996 el premio presidencial Green Chemical Challenge (Alternativa de la Síntesis de los plásticos). Esta nueva tecnología, llamada deshidrogenación catalítica de la dietanolamina, representa un gran avance, permitiendo la producción del herbicida de un modo más seguro y productivo. El DSIDA era tradicionalmente fabricado por el proceso *strecker*, utilizando amoníaco, ácido hidroclicóric, formaldehído y cianuro de hidrógeno, siendo los dos últimos reactivos altamente tóxicos^{2,3}.

El nuevo diagrama de flujo de producción de DSIDA muestra que, después de la filtración de los catalizadores, no hay necesidad de purificación de la solución orgánica^{4,5}. Las unidades de filtrado utilizan cartuchos sinterizados de níquel 200 para separar las partículas del catalizador sólido – 77.5% C-20% Cu-2.5% Pt (tamaño entre 1 y 40 μm) - de la solución orgánica. Cada ciclo de filtración dura 6 horas, seguido por un procedimiento de limpieza, que consiste de la inyección de N₂ y luego de agua desmineralizada (ver figura 1).

[†] En prensa

El Níquel 200 es un níquel comercialmente puro (99.6%), que presenta una estructura cristalina del tipo cúbico de cara centrada (CFC) y cuya microestructura muestra una pequeña cantidad de inclusiones no metálicas (óxidos). Este presenta buenas propiedades mecánicas y excelente resistencia a la corrosión en varios medios, siendo normalmente utilizado a temperaturas por debajo de 300°C. En las temperaturas más altas, el material puede sufrir fragilización por grafitización, siendo en estos casos aconsejable la utilización de Níquel 201, que presenta menor contenido de carbono (0.02% contra 0, 15% máx. para el Níquel 200)⁶. El presente estudio investiga las precauciones de la falla prematura de los cartuchos sinterizados de Níquel 200 (ver figura 2).

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL Y RESULTADOS

La comparación de los resultados de análisis químico con la especificación (ver tabla 1) muestra que el cartucho presenta niveles más altos de carbono y sodio y un contenido más bajo de níquel, indicando que la muestra está contaminada por la solución orgánica. La inspección visual (ver figuras 3-a a 3-c) indica que la falla (agujeros y fisuras transversales) ocurrió en la parte superior del cartucho, junto a la soldadura. La región adyacente a la fisura transversal (ver figura 3-c) muestra una reducción localizada en el grosor del tubo (ver tabla 2).

Tabla 1. Resultados del análisis químico

Elementos (%)	Resultados	Níquel 200, ASTM B160
Níquel (Ni)	> 97.9	99.0 mín.
Cobre (Cu)	0.054 ± 0.01	0.25 máx.
Ferro (Fe)	0.05 ± 0.01	0.40 máx.
Manganeso (Mn)	0.036 ± 0.002	0.35 máx.
Carbono (C)	1.1 ± 0.1	0.15 máx.
Silicio (Si)	0.23 ± 0.02	0.35 máx.
Azufre (S)	< 0.005	0.01 máx.
Fósforo (P)	< 0.005	-
Sodio (Na)	0.58 ± 0.05	-

Tabla 2. Medidas del ancho de la pared del cartucho

Localización	Ancho (mm)
Adyacente a la fisura	1.01 ± 0,01
Lejos de la fisura	1.24 ± 0.01

Tabla 3. Fracción volumétrica de las cavidades

Localización	Fracción volumétrica
Superficie externa, lejos de la fisura	33%
Superficie externa, adyacente a la fisura	51%
Superficie interna, lejos de la fisura	18%
Superficie interna, adyacente a la fisura	47%

El examen topográfico de las superficies interna y externa del cartucho se muestra en las figuras 4-a a 5-e. La superficie externa presenta mayor proporción de cavidades junto a la fisura transversal, mientras que la superficie de los polvos de níquel tiene un aspecto rugoso (ver figuras 4-b y 4-c). La rugosidad superficial de los polvos de Ni es mayor junto a la fisura (ver figuras 4-d y 4-e), sugiriendo la acción de un ataque corrosivo.

La cara interna del cartucho también presenta mayor proporción de cavidades junto a la fisura transversal, con la superficie de los polvos teniendo, comparativamente, un aspecto más rugoso, sugiriendo la acción de un ataque corrosivo preferencial, probablemente a lo largo de ciertos planos cristalográficos (ver figuras 5-a a 5-e). La superficie interna presenta, adicionalmente, intensa fisuración secundaria intergranular, indicando que la rotura fue iniciada en esta cara. Finalmente, polvos de níquel con superficie lisa y presentando decohesión intergranular, probablemente debido a la acción de la corrosión intergranular (ver figuras 5-b y 5-c), fueron observados en la región lejos de la fisura en esta cara.

El análisis macroestructural de las superficies interna y externa de los cartuchos lejos y cerca de la fisura confirma que la proporción de cavidades es mucho mayor junto a la fisura transversal (ver figuras 6-a a 7-c), aunque el aumento relativo en la cantidad de cavidades sea mayor junto a la superficie interna (ver tabla 3). La morfología de las cavidades también se vuelve más irregular cerca de la fisura transversal, aumentando localmente el factor de concentración de tensiones (ver figuras 7-b y 7-c). Además, la región central del cartucho presenta una menor proporción de poros. Finalmente, la proporción de cavidades disminuye hasta niveles normales en la región adyacente a la soldadura superior, indicando que no hay relación entre el ataque corrosivo y la ubicación de la zona afectada térmicamente por la soldadura.

El examen fractográfico de la superficie de la fisura cerca de la superficie externa muestra la presencia de alvéolos en las caras de los granos, sugiriendo la acción de un mecanismo de fractura dúctil intergranular (ver figuras 8-a y 8-b). La

superficie de la fisura cerca de la superficie interna presenta, sin embargo, una topografía facetada, con formación de peldaños y de aspecto cristalográfico (ver figuras 8-c y 8 d).

La microestructura del cartucho está compuesta de granos maclados de Ni(α), precipitación intergranular discontinua de óxidos de níquel-silicio y cavidades (ver figuras 9-a y 9-b). La posible presencia de una película continua de grafito, típica de la fragilización, no fue observada. El examen de la microestructura cerca de la fisura reveló la presencia de propagación inter y transgranular de las fisuras (ver figura 10-a a 11-c). La interpretación conjunta de los resultados fracto y metalográficos indica que el mecanismo de fractura dúctil intergranular fue predominante junto a la cara externa del cartucho, mientras que el mecanismo mixto (propagación inter y transgranular de las fisuras) fue predominante junto a su cara interna.

El microanálisis EDS fue realizado en las superficies interna y externa del cartucho, así como en varios puntos de la superficie de la fisura transversal, observándose la presencia de los elementos níquel, carbono, oxígeno, sodio y sílice.

3. DISCUSIÓN

La inspección visual de los filtros sinterizados de níquel indicó que las fallas ocurrieron en la parte superior de los cartuchos, junto a la soldadura superior. La región adyacente a la fisura transversal presentó una reducción localizada en el espesor del tubo, indicando posible pérdida de material por mecanismo de erosión-corrosión debido a las condiciones fluido-dinámicas de la solución orgánica durante el filtrado.

El examen topográfico de las superficies interna y externa del cartucho reveló que ambas caras presentan mayor proporción de cavidades junto a la fisura transversal, sugiriendo la acción de un mecanismo de corrosión. Adicionalmente, la superficie de los polvos de níquel ubicados junto a la fisura presenta mayor rugosidad, revelando la acción de un mecanismo de corrosión preferente a lo largo de ciertos planos cristalográficos y de los contornos de grano. La presencia de intensa fisuración secundaria intergranular en la cara interna del cartucho indica que la falla se inició en esta cara.

El examen macroestructural junto a las superficies interna y externa del cartucho confirma que la proporción de cavidades es mucho mayor junto a la fisura transversal. El aumento relativo es más intenso junto a la superficie interna, confirmando que la corrosión preferencial fue más intensa en esta cara. La corrosión altera la morfología de las cavidades, que se vuelven más irregulares y angulares,

aumentando localmente el factor de concentración de tensiones. No hay indicios de que la corrosión preferencial y localizada esté asociada a la ubicación de la zona afectada térmicamente. Es interesante notar que, a un grosor medio de la pared del filtro, existe una banda donde no hay porosidad (ver figura 6 a), hecho que altera tanto la permeabilidad como las condiciones de carga mecánica del filtro. Se sugiere la ejecución de pruebas comparativas (utilizando las especificaciones del fabricante de los filtros) de las propiedades y del rendimiento de los filtros (permeabilidad, resistencia mecánica, morfología, distribución y tamaño de los poros y polvos de níquel, curvas de caída de presión por flujo, etc.).

La microestructura del cartucho está compuesta de granos maclados de Ni(α), precipitación intergranular discontinua de óxidos de níquel-silicio y cavidades (porosidades + cavidades de corrosión). La corrosión preferencial del níquel sinterizado en una solución orgánica de DSIDA ocurrió a lo largo de los contornos de tipo peldaño y de ciertos planos cristalográficos. Este mecanismo, sin embargo, deberá ser investigado con más detalle, para tener en cuenta las propiedades y microestructura de los cartuchos nuevos, además de investigar las condiciones de trabajo de los filtros (condiciones fluido-dinámicas de la solución orgánica y del procedimiento de limpieza, pureza de la solución orgánica, del gas y del agua desmineralizada, control de temperatura, etc.).

Los trabajos anteriores⁷⁻¹⁰ observaron fractura intergranular en níquel debido a la acción de la corrosión intergranular, corrosión-bajo-tensión y fragilización por hidrógeno. Los primeros dos mecanismos estaban asociados a la presencia de impurezas (azufre y fósforo) en los contornos de grano. La influencia del azufre, no sólo presente en el material, sino también en la solución, aumenta fuertemente la tasa de corrosión del níquel y previene su repasivación. El microanálisis EDS no indicó la presencia de azufre o fósforo en las regiones corroídas y nuevas investigaciones deberán emplear la técnica de microanálisis WDS, que presenta un menor límite de detección.

La interpretación conjunta de los resultados fracto y metalográfico indica que la rotura de las regiones resistentes ocurrió por mecanismo de fractura dúctil intergranular, junto a la cara externa, y por mecanismo mixto (propagación inter y transgranular de las fisuras) junto a la cara interna. Este último produjo una superficie de fractura facetada, con aspecto cristalográfico. La presente investigación, sin embargo, no logró identificar en detalle los mecanismos actuantes junto a la cara interna (región de inicio de fractura).

Anton¹¹ investigó la fractura de monocristales de superligas de níquel tras el ensayo Charpy y observó macroscópicamente la ocurrencia de fractura frágil, definida como brecha transgranular o topografía facetada, a lo largo de los planos cristalinos. Después de un examen microscópico, sin embargo, esta topografía cristalográfica fue identificada como arista de desgarro dúctil (*ductile tear ridges*), que resulta de la fractura dúctil a lo largo de los planos $\{111\}$. Este trabajo, sin embargo, no mostró evidencias cristalográficas y, a diferencia de la presente investigación, la fractura no fue asistida por el medio.

Los metales CFC no presentan, por regla general, fractura por clivaje - solamente en roturas asistidas por el medio, como fragilización por hidrógeno y corrosión-bajo-tensión. Este último mecanismo puede causar fractura por división transgranular, donde la superficie de fractura consiste en facetas paralelas, que recuerdan clivaje, y peldaños¹²⁻¹⁴. Se han realizado varios intentos para determinar la cristalografía de las facetas y los peldaños, pero todavía hay mucha discusión sobre los resultados. Una investigación sobre la cristalografía de corrosión-bajo-tensión del tipo transgranular en monocristales de α -Cu-30Zn (probado en NH_3) y de α -Cu (probado en NaNO_2) mostró que todas las superficies de fractura tenían las mismas características: facetas paralelas y peldaños cristalográficos. Las facetas se identificaron como clivaje a lo largo de los planos $\{110\}$, y los peldaños, como rotura a lo largo de los planos de deslizamiento $\{111\}$ ¹⁶. Otro estudio¹⁷ investigó en monocristales de níquel con entalla el crecimiento de grietas de fatiga asistida por hidrógeno. Los autores propusieron que el crecimiento de las fisuras ocurre por un mecanismo mixto, compuesto de deslizamiento a lo largo de los planos $\{111\}$ y clivaje a lo largo de los planos $\{100\}$.

Estos estudios de fractografía de monocristales de metales CFC indican que la identificación de los mecanismos de fractura actuantes por observación fractográfica puede llevar a resultados contradictorios, siendo fundamental una investigación cristalográfica de la superficie de fractura. Es interesante observar que la corrosión preferencial de la microestructura sintetizada de níquel creó secciones resistentes, que son formadas por algunos granos de Ni (α) (ver figura 9). El ancho de estas secciones generalmente contiene un solo cristal de Ni (α), presentando varios concentradores de tensión y sometido a carga mecánica en medio corrosivo. Esta observación refuerza el paralelo entre el modo de fractura del níquel sinterizado y el modo de los monocristales.

La presente investigación sugiere, de esta forma, que la falla prematura de los cartuchos de filtrado fue promovida por un mecanismo asistido por el medio

(corrosión-bajo-tensión o fragilización por hidrógeno). La resistencia a la corrosión del níquel 200 en la solución orgánica de DSIDA¹⁸ deberá ser detalladamente estudiada para las condiciones del proceso de filtrado.

4. CONCLUSIONES

- Las fallas se producen en la parte superior de los cartuchos, junto a la soldadura superior. La región adyacente a la fisura transversal presenta una reducción localizada en el grosor del tubo, indicando posible pérdida de material por mecanismo de erosión-corrosión debido a las condiciones fluido-dinámicas del filtrado.
- La topografía de la superficie de los polvos de níquel ubicados en las caras interna y externa del cartucho revelan la acción de un mecanismo de corrosión preferencial.
- La presencia de intensa fisuración secundaria intergranular en la cara interna del cartucho indica que la falla se ha iniciado en esta cara.
- No hay indicios de que la corrosión preferencial y localizada esté asociada a la ubicación de la zona afectada térmicamente.
- La interpretación conjunta de los resultados fracto y metalográfico indica que la rotura de las regiones resistentes ocurrió por un mecanismo de fractura dúctil intergranular, junto a la cara externa, y por mecanismo mixto (propagación inter y transgranular de las fisuras) junto a la cara interna del cartucho.
- No fue posible identificar en detalle los mecanismos actuantes junto a la cara interna y que llevaron a la formación de una superficie de fractura facetada y cristalográfica.
- La presente investigación sugiere que la falla prematura de los cartuchos de filtración fue promovida por un mecanismo asistido por el medio (corrosión-bajo-tensión o fragilización por hidrógeno).

5. REFERENCIAS

1. MONSANTO. Camaçari Plant - Bahia, Brazil. Disponible em: <http://www.monsanto.com/monsanto/layout/about_us/locations/brazil01.asp>.
2. IPCS INCHEM - International Programme on Chemical Safety. International Agency for Research on Cancer (IARC) - Summaries & Evaluations. Formaldehyde. Disponible em: <<http://www.inchem.org/documents/iarc/vol62/formal.html>>.

3. OSHA - Occupational Safety & Health Administration. U.S. Department of Labor. Occupational safety and health guideline for hydrogen cyanide. Disponible em: <<http://www.osha.gov/SLTC/healthguidelines/hydrogencyanide/>>.
4. WOODHOUSE, E. J. Social reconstruction of a technoscience? The greening of chemistry. 1998. Disponible em: <<http://www.rpi.edu/~woodhe/docs/green.html>>.
5. U.S. ENVIRONMENTAL PROTECTION AGENCY. 1996 Alternative Synthetic Pathways Award. The Catalytic Dehydrogenation of Diethanilamine. Disponible em: <<http://www.epa.gov/greenchemistry/aspa96.html>>.
6. MANKIS, W. L.; LAMB, S. Nickel and nickel alloys. In: ASM Handbook. Metals Park: ASM International, v. 2, p. 428-445.
7. LEE, T. C.; ROBERTSON, I. M.; BIRNBAUM, H. K. An HVEM in situ deformation study of nickel doped with sulfur. *Acta Metallurgica*, v. 37, n. 2, p. 407-415, Feb. 1989.
8. KIMURA, A.; BIRNBAUM, H. K. Hydrogen induce grain boundary fracture in high purity nickel and its alloys - Enhanced hydrogen diffusion along grains boundaries. *Acta Metallurgica*, v. 36, n. 3, p. 757-766, Mar. 1988.
9. DANIELSON, M. J.; BAER, D. R. The effects of sulfur on the dissolution of nickel. *Corrosion Science*, v. 29, n. 11-12, p. 1265-1274, 1989.
10. DANIELSON, M. J.; OSTER, C. A.; JONES, R. H. Crack tip chemistry modelling of intergranular stress corrosion cracks in nickel containing segregated phosphorus and sulfur. *Corrosion Science*, v. 32, n. 1, p. 1-21, 1991.
11. ANTON, D. L. Fracture of nickel-base superalloy single crystals. *Materials Science and Engineering*, v. 57, n. 1, p. 97-105, Jan. 1983.
12. AOKI, K.; IZUMI, O. Cleavage fracture of the intermetallic compound Ni₃Ge single crystals. *Acta Metallurgica*, v. 27, n. 5, p. 807-816, May 1979.
13. GANDHI, C.; ASHBY, M. F. Overview n° 3: Fracture-mechanism maps and their construction for f.c.c. metals and alloys. *Acta Metallurgica*, v. 27, n. 5, p. 699-729, May 1979.
14. GANDHI, C.; ASHBY, M. F. Overview n° 5: Fracture mechanism maps for materials which cleave: F.C.C., B.C.C. and H.C.P. metals and ceramics. *Acta Metallurgica*, v. 27, n. 10, p. 1565-1602, Oct. 1979.
15. MELETIS, E. I.; HOCHMAN, R. F. A review of the crystallography of stress corrosion cracking. *Corrosion Science*, v. 26, n. 1, p. 63-90, 1986.
16. MELETIS, E. I.; HOCHMAN, R. F. The crystallography of stress corrosion cracking in face centered cubic single crystals. *Corrosion Science*, v. 24, n. 10, p. 843-862, 1984.

17. VEHOFF, H.; KLAMETH, H. K. Hydrogen embrittlement and trapping at crack tips in Ni-single crystals. *Acta Metallurgica*, v. 33, n. 6, p. 955-962, June 1985.
18. UNITED STATES PATENT AND TRADEMARK OFFICE. U.S. Department of Commerce. Process and catalyst for dehydrogenating primary alcohols to make carboxylic acid salts. United States Patent Application n° 20020161259, Oct. 2002.

6. FIGURAS

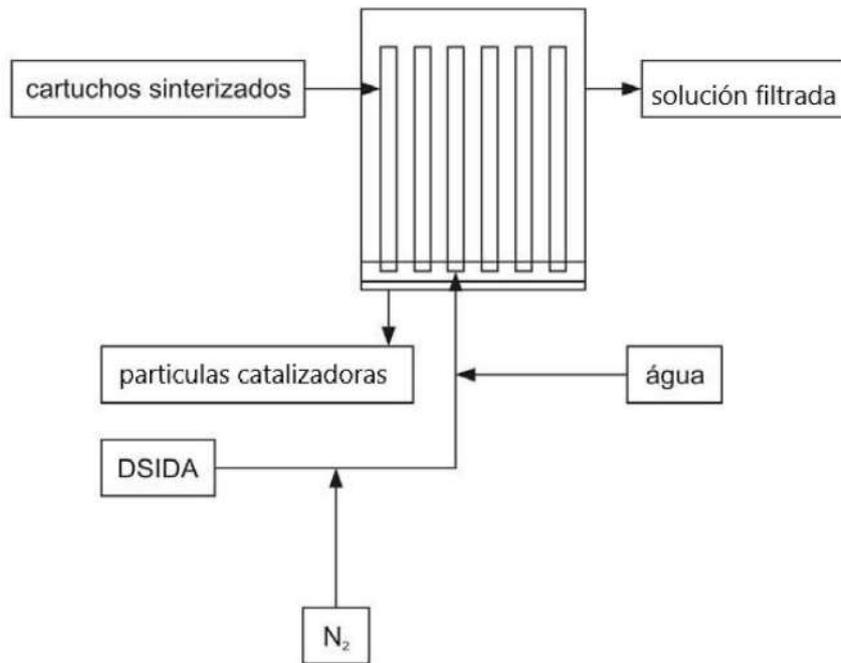


Figura 1. Proceso de filtrado y limpieza.

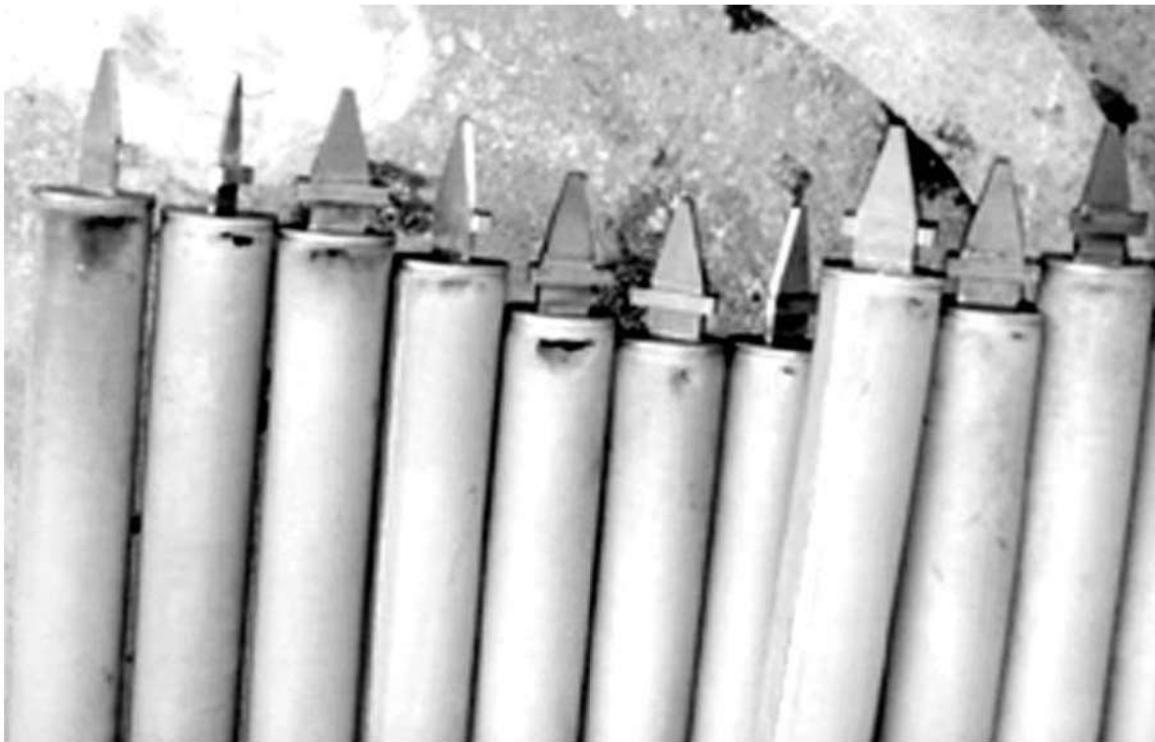


Figura 2. Localización de los defectos en los cartuchos sinterizados.

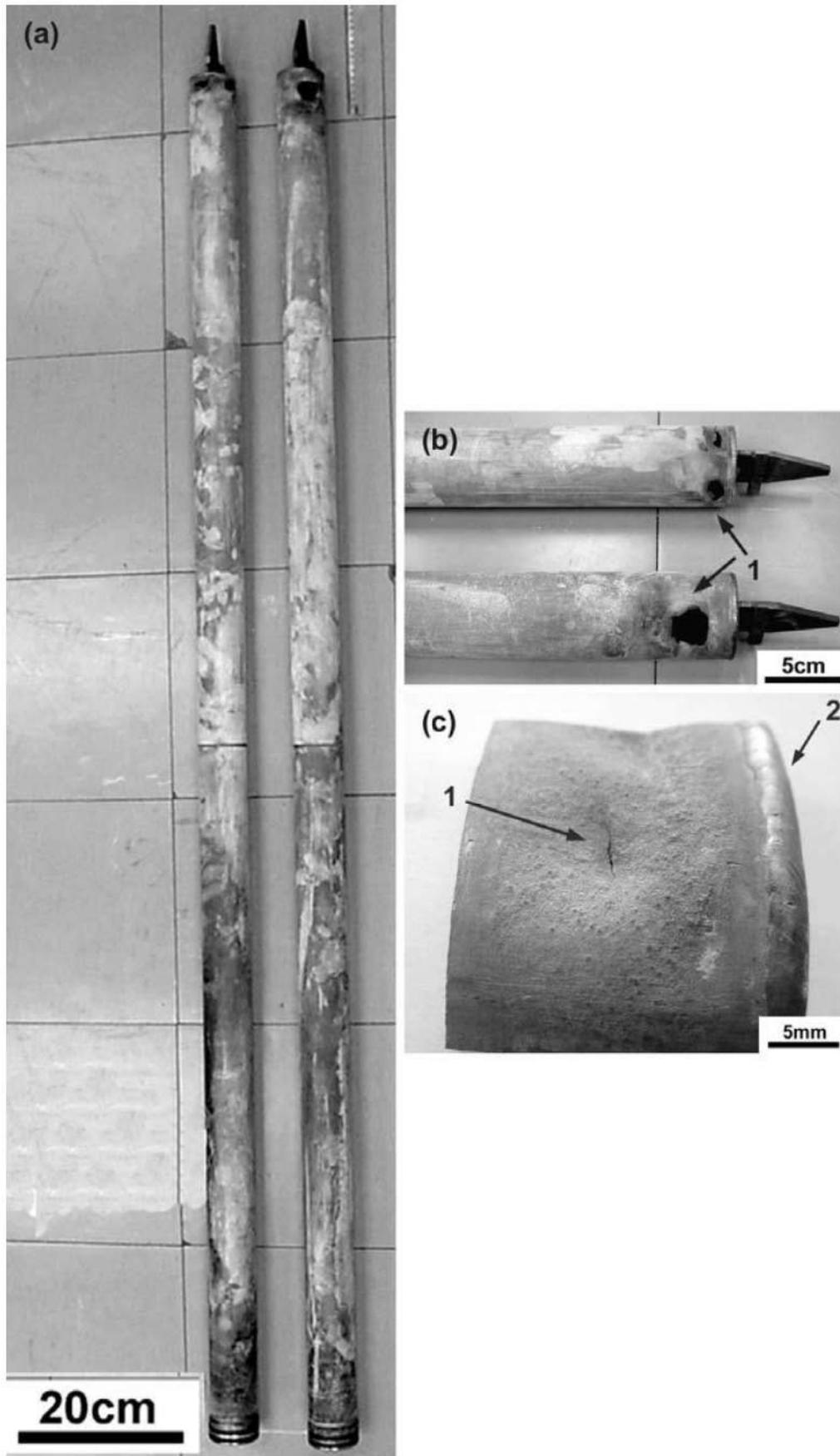


Figura 3. Inspección visual. (a) Descripción de los cartuchos de filtrado. (b) Detalle mostrando la ubicación de los defectos (flecha 1). (c) Detalle que muestra la ubicación de la fisura transversal (flecha 1) y de la soldadura superior (flecha 2).

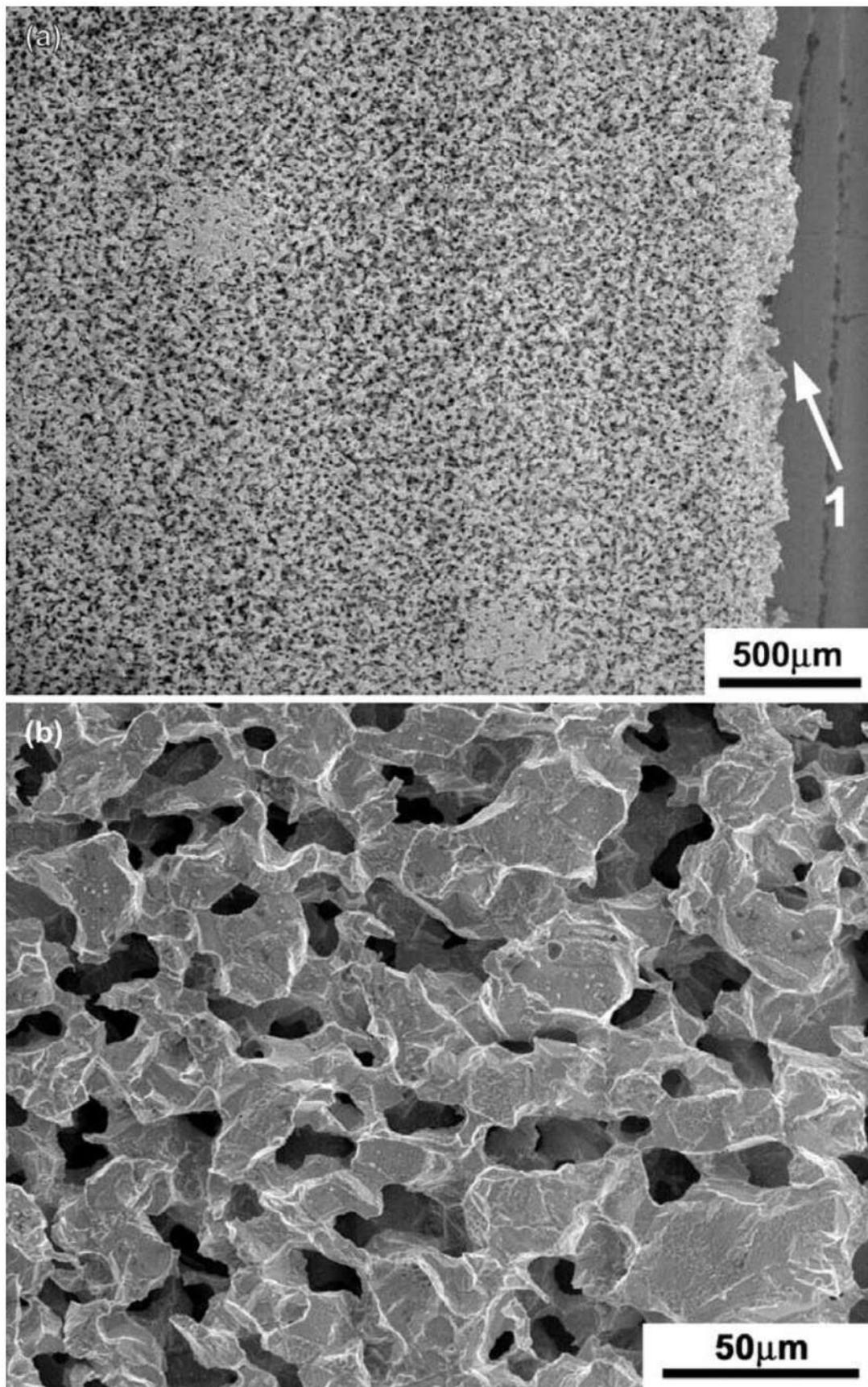


Figura 4. Topografía de la superficie externa del cartucho. (a) Vista general cerca de la fisura transversal (flecha 1). (b) Región lejos de la fisura, mostrando polvos de Ni con morfología facetada. MEB-SEI.

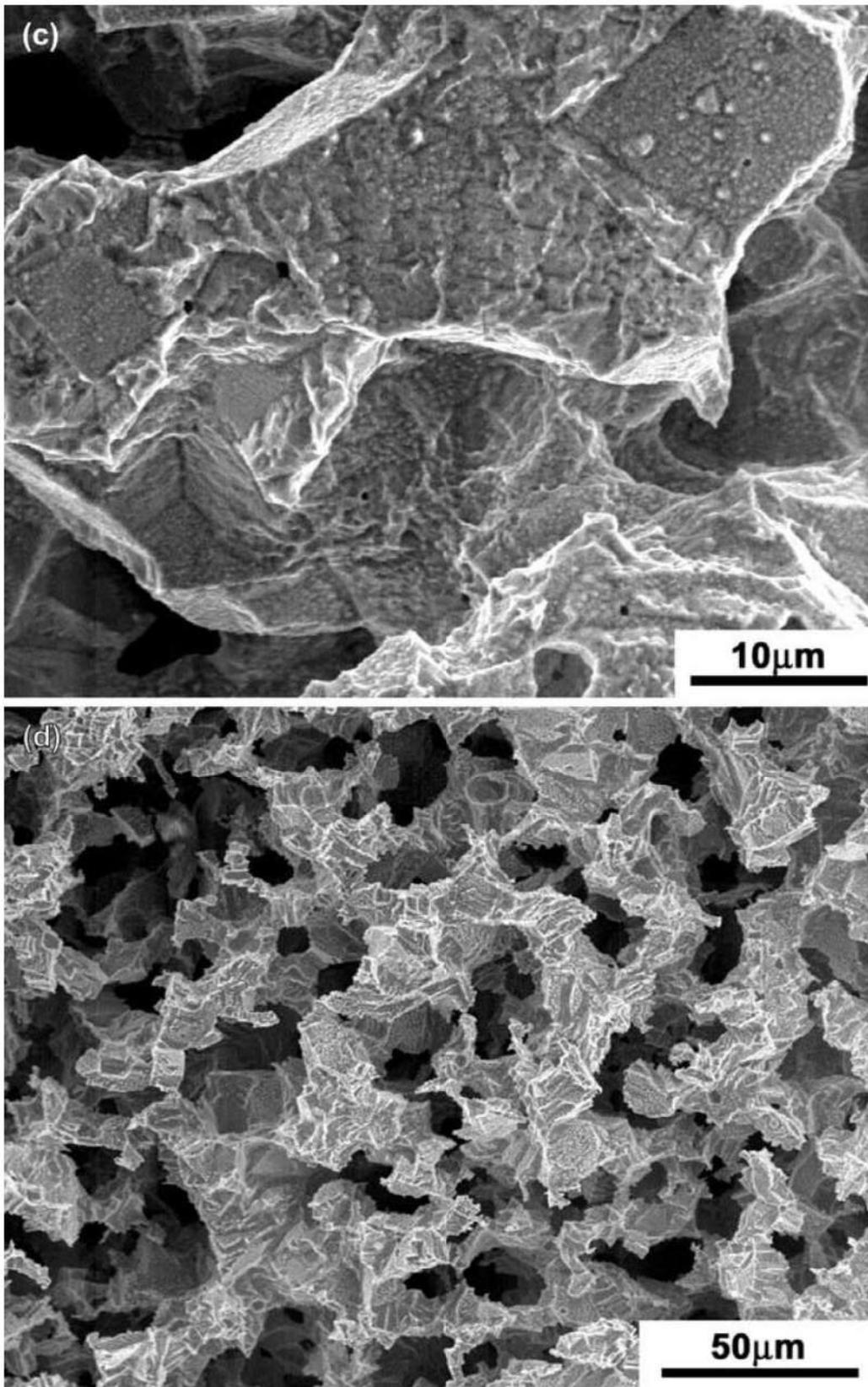


Figura 4. Topografía de la superficie externa del cartucho. (c) Región lejos de la fisura, mostrando polvos de Ni con morfología facetada. (d) Región cercana a la fisura, que trae polvos de Ni con superficie rugosa, revelando aspectos cristalográficos, típicos de corrosión preferencial. MEB-SEI.

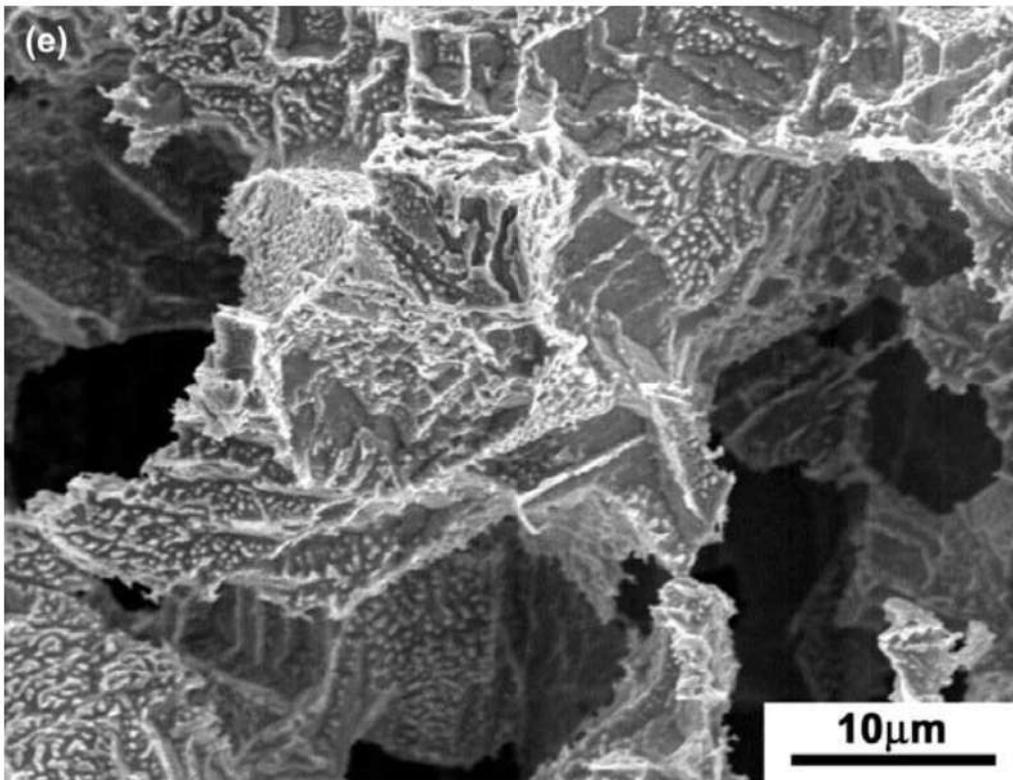


Figura 4. Topografía de la superficie externa del cartucho. (e) Región cercana a la fisura, mostrando polvos de Ni con superficie rugosa, revelando aspectos cristalográficos, típicos de corrosión preferencial. MEB-SEI.

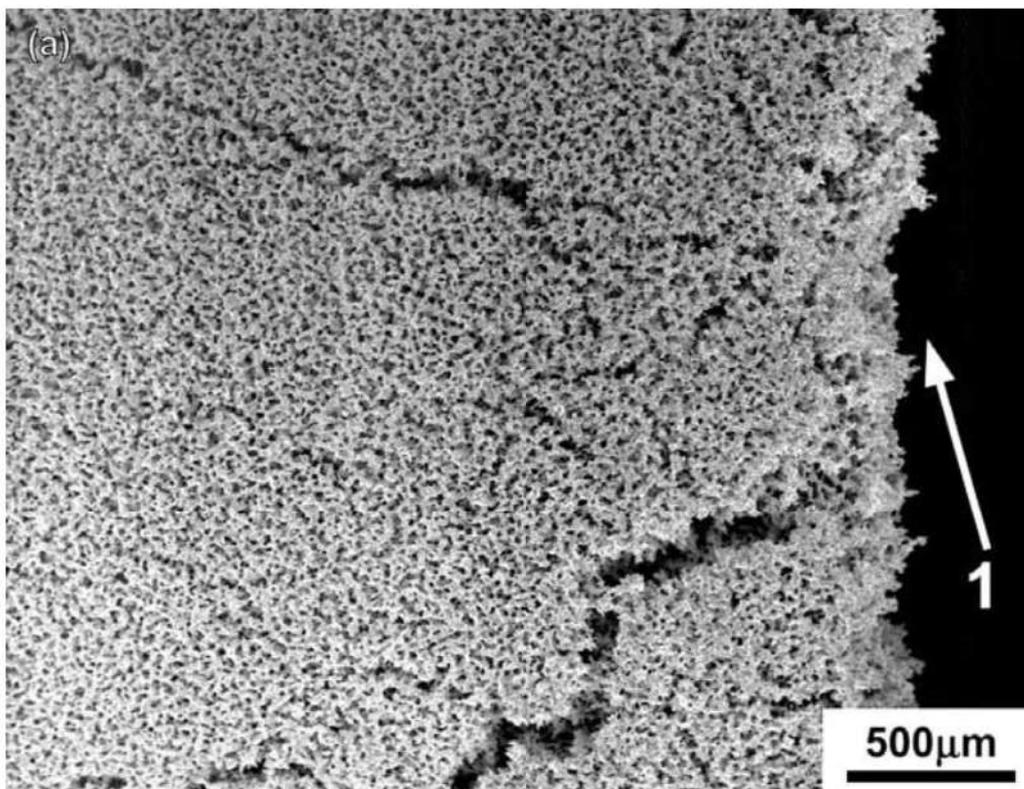


Figura 5. Topografía de la superficie externa del cartucho. (a) Vista general cerca de la fisura transversal (flecha 1), mostrando intensa fisuración secundaria intergranular. MEB-SEI.

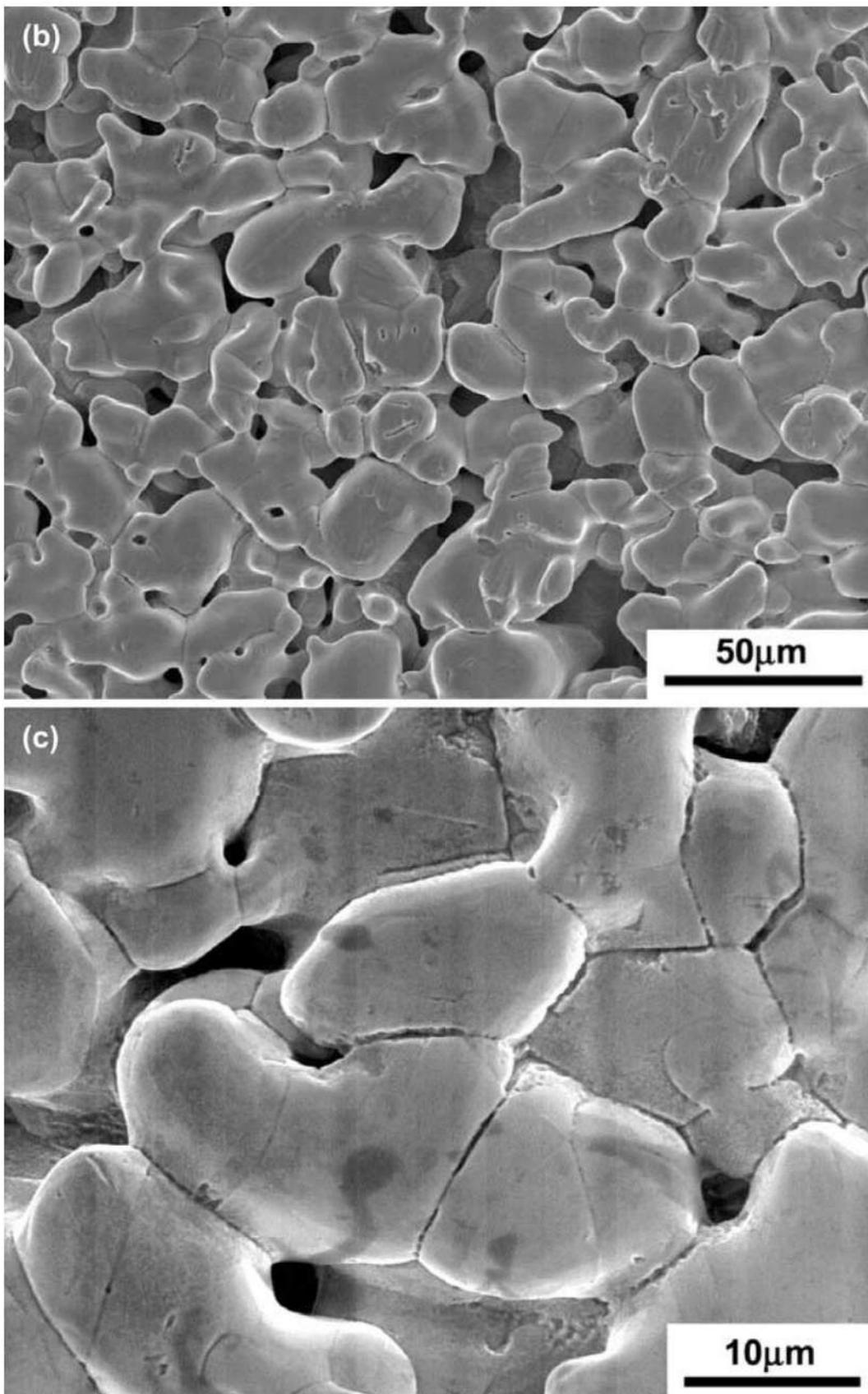


Figura 5. Topografía de la superficie externa del cartucho. (b) y (c) Región lejos de la fisura, mostrando polvos de Ni con morfología bien lisa y decoesión intergranular. MEB-SEI.

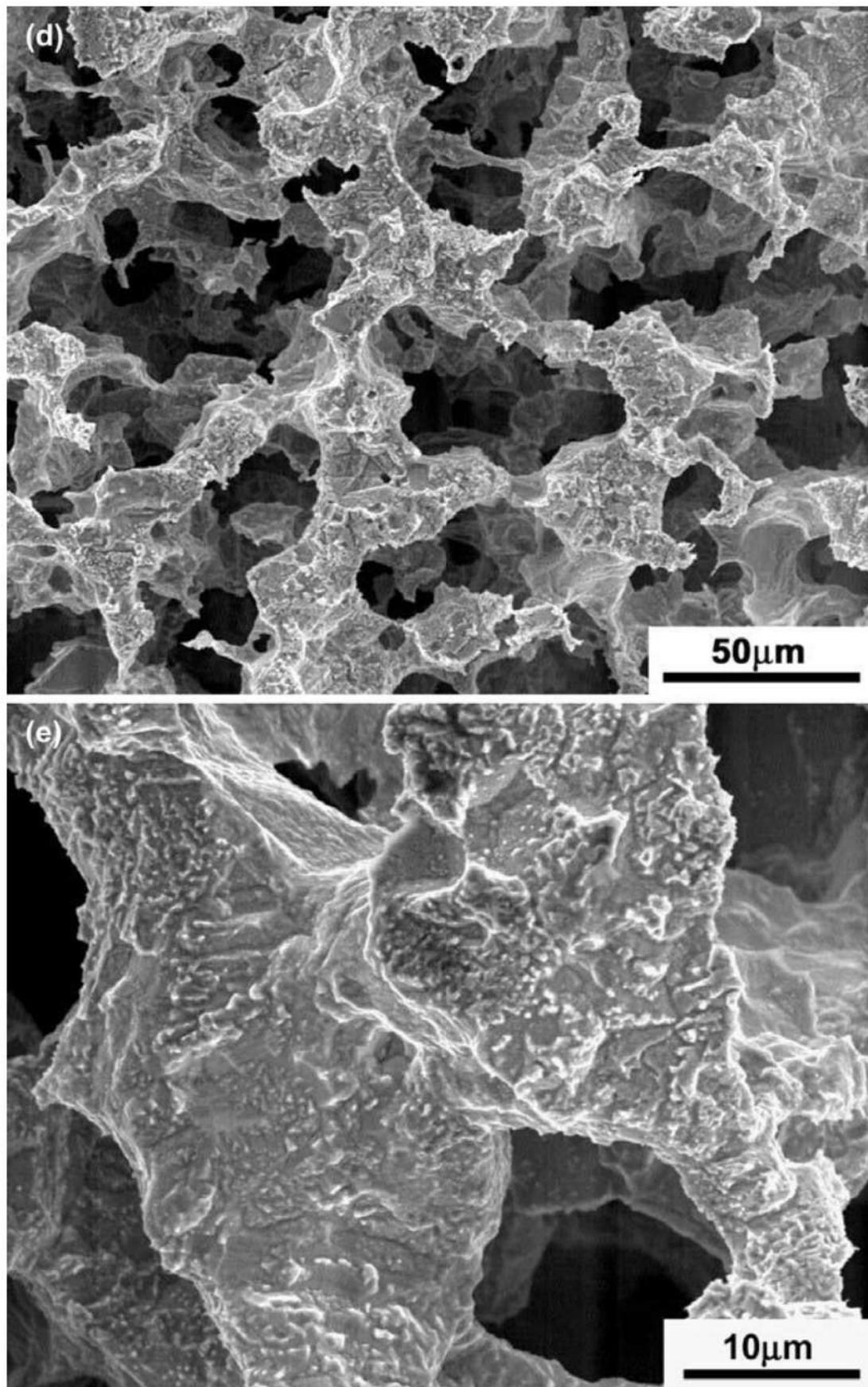


Figura 5. Topografía de la superficie externa del cartucho. (d) y (e) Región cercana a la grieta, mostrando polvos de Ni con superficie rugosa, revelando aspectos cristalográficos, típicos de corrosión preferencial. MEB-SEI.

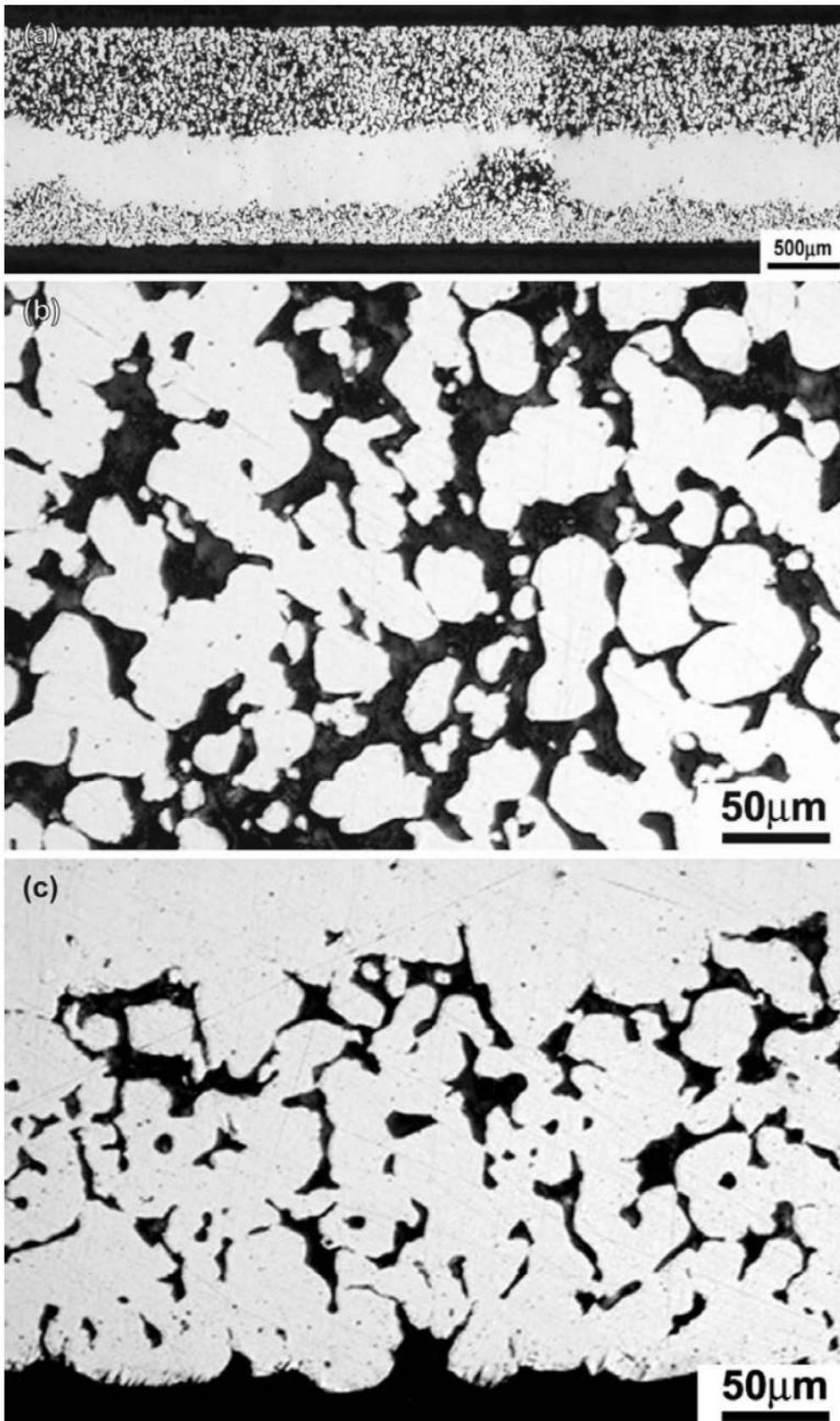


Figura 6. Macroestructura del cartucho lejos de la región que contiene defectos. (a) Vista general, mostrando la cara externa (superior) y la interna (inferior). (b) Detalle de la cara externa, mostrando la distribución de las porosidades y la morfología de los polvos de Ni. (c) Detalle de la cara interna, mostrando la distribución de porosidades y la morfología de los polvos de Ni.

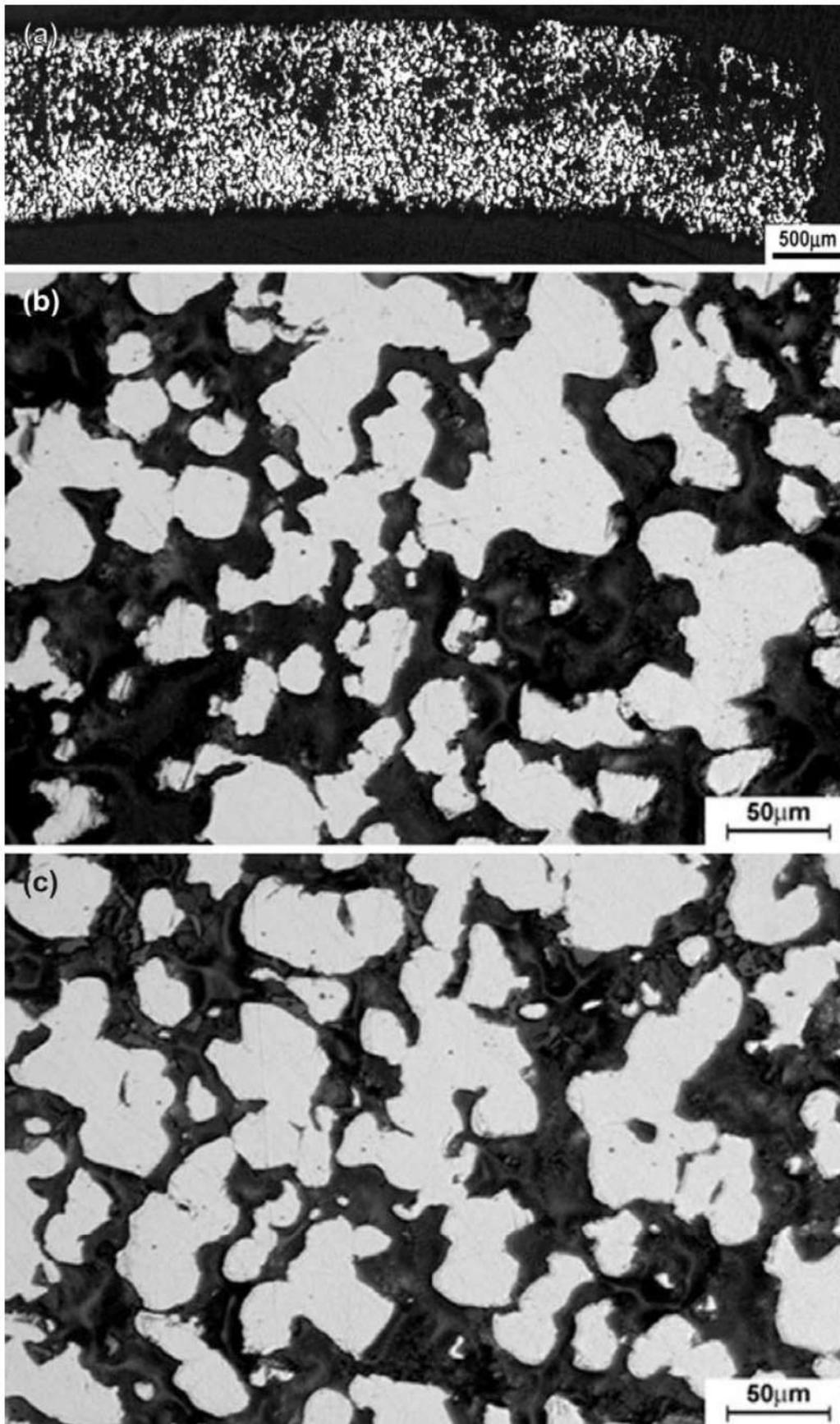


Figura 7. Macroestructura del cartucho adyacente a la región que contiene defectos. (a) Vista general, mostrando la cara externa (superior) y la interna (inferior). (b) Detalle de la cara externa, mostrando distribución de las cavidades y la morfología de los polvos de Ni. (c) Detalle de la cara interna, mostrando la distribución de las cavidades y la morfología de los polvos de Ni.

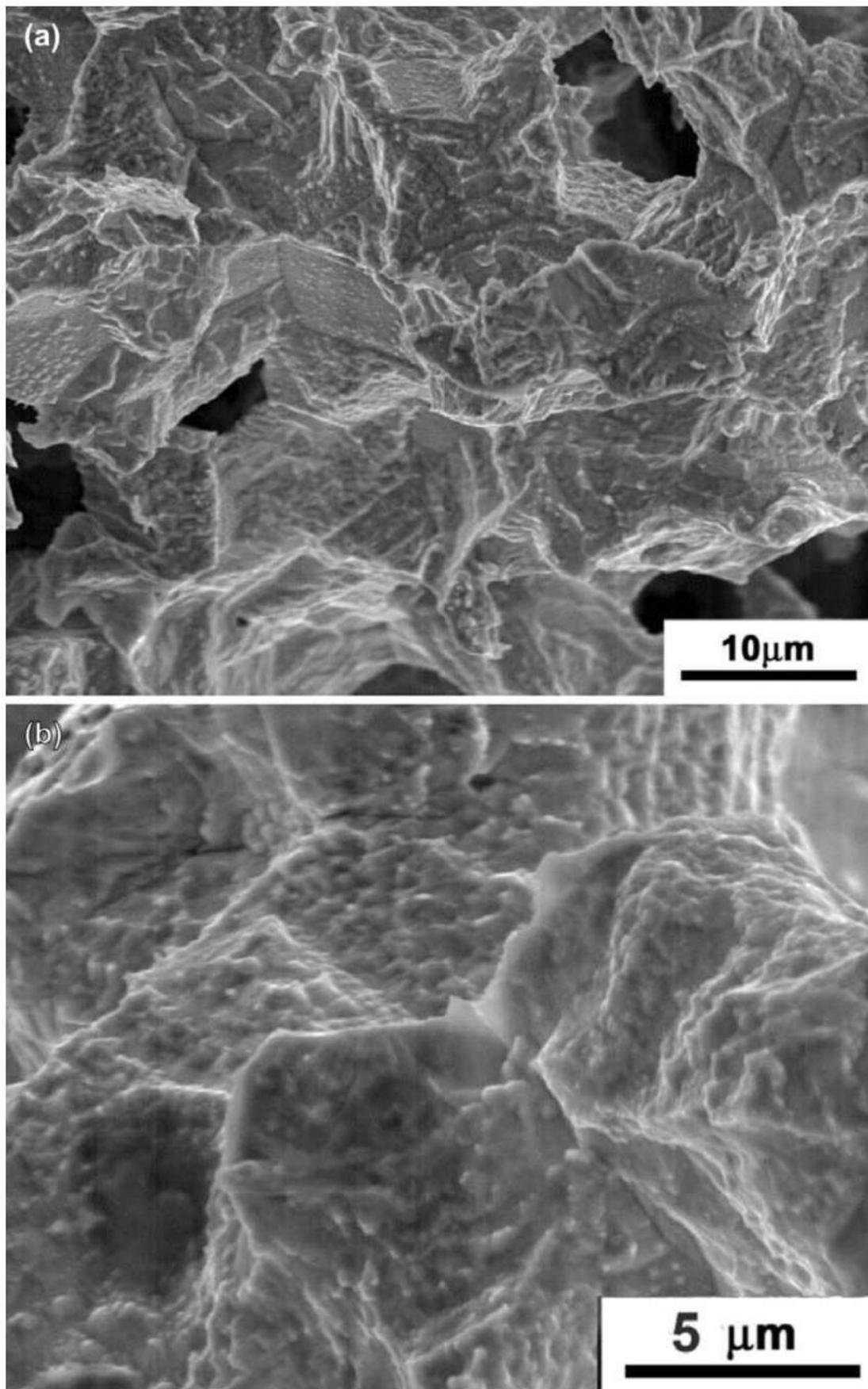


Figura 8. Examen fractográfico de la superficie de la fisura transgranular. (a) y (b) Fractura dúctil intergranular cerca de la cara externa del cartucho. MEB-SEI.

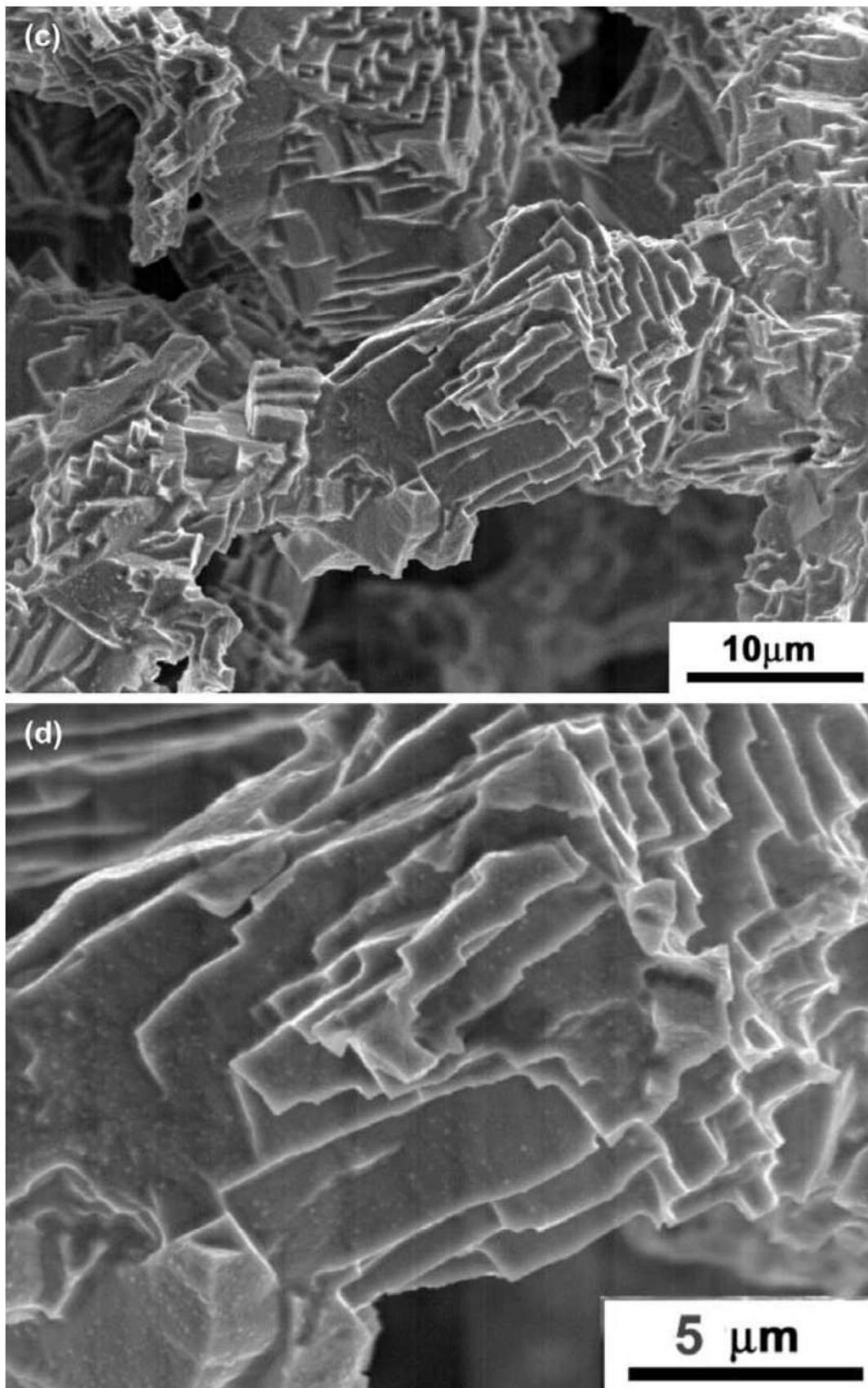


Figura 8. Examen fractográfico de la superficie de la fisura transgranular. (c) y (d) Fractura transgranular, mostrando topografía facetada, con presencia de peldaños, y cristalográfica cerca de la cara interna del cartucho. MEB-SEI.

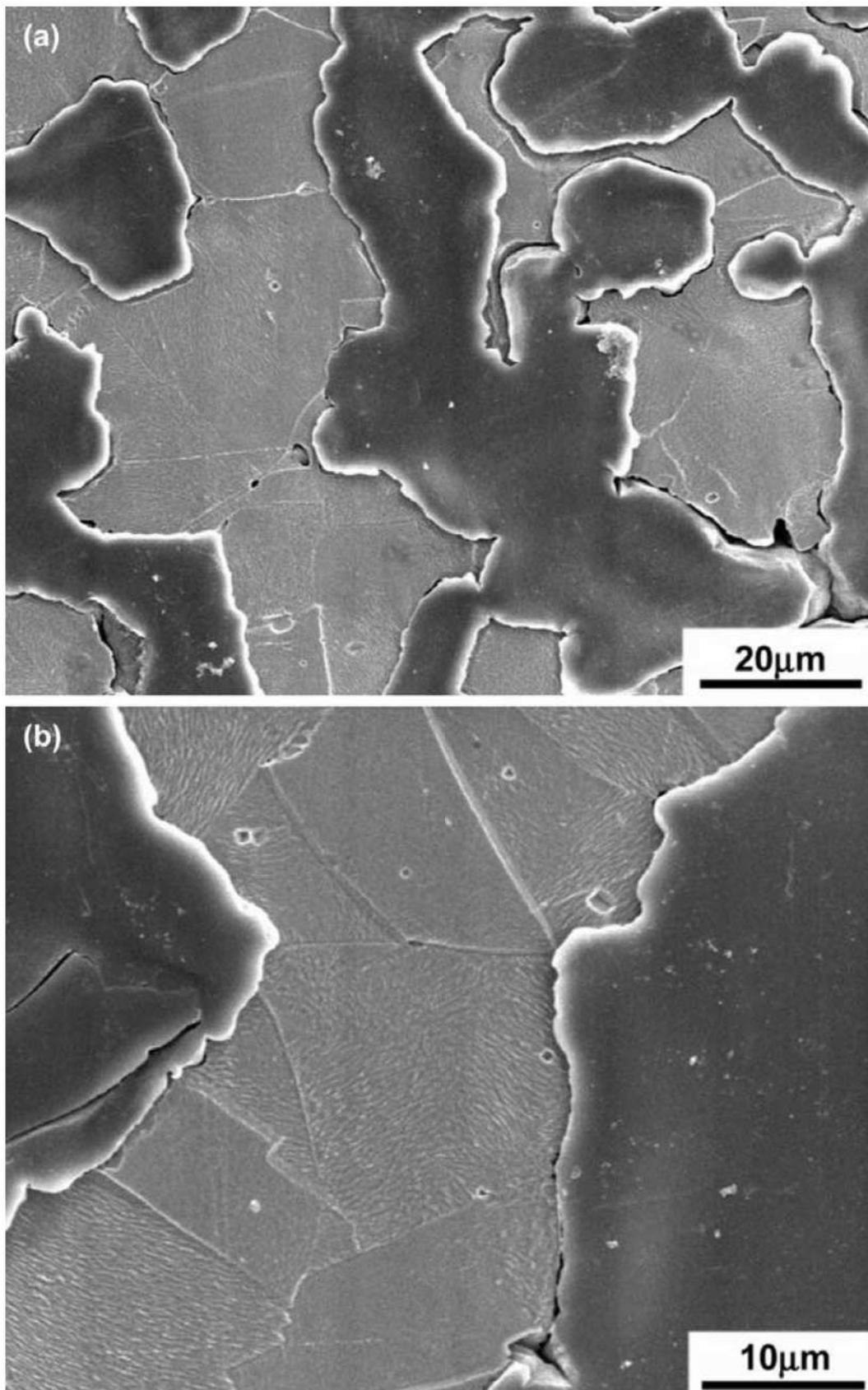


Figura 9. Microestructura cerca de la fisura transversal. (a) y (b) Granos maclados de Ni (a), precipitación intergranular discontinua de óxidos de níquel-silicio y cavidades (porosidades + cavidades de corrosión). Observar la presencia de concentradores de tensión cerca de las cavidades. La región más oscura corresponde a la resina de embutido. MEB-SEI. Ataque: HCl-HNO₃-H₂SO₄-HF.

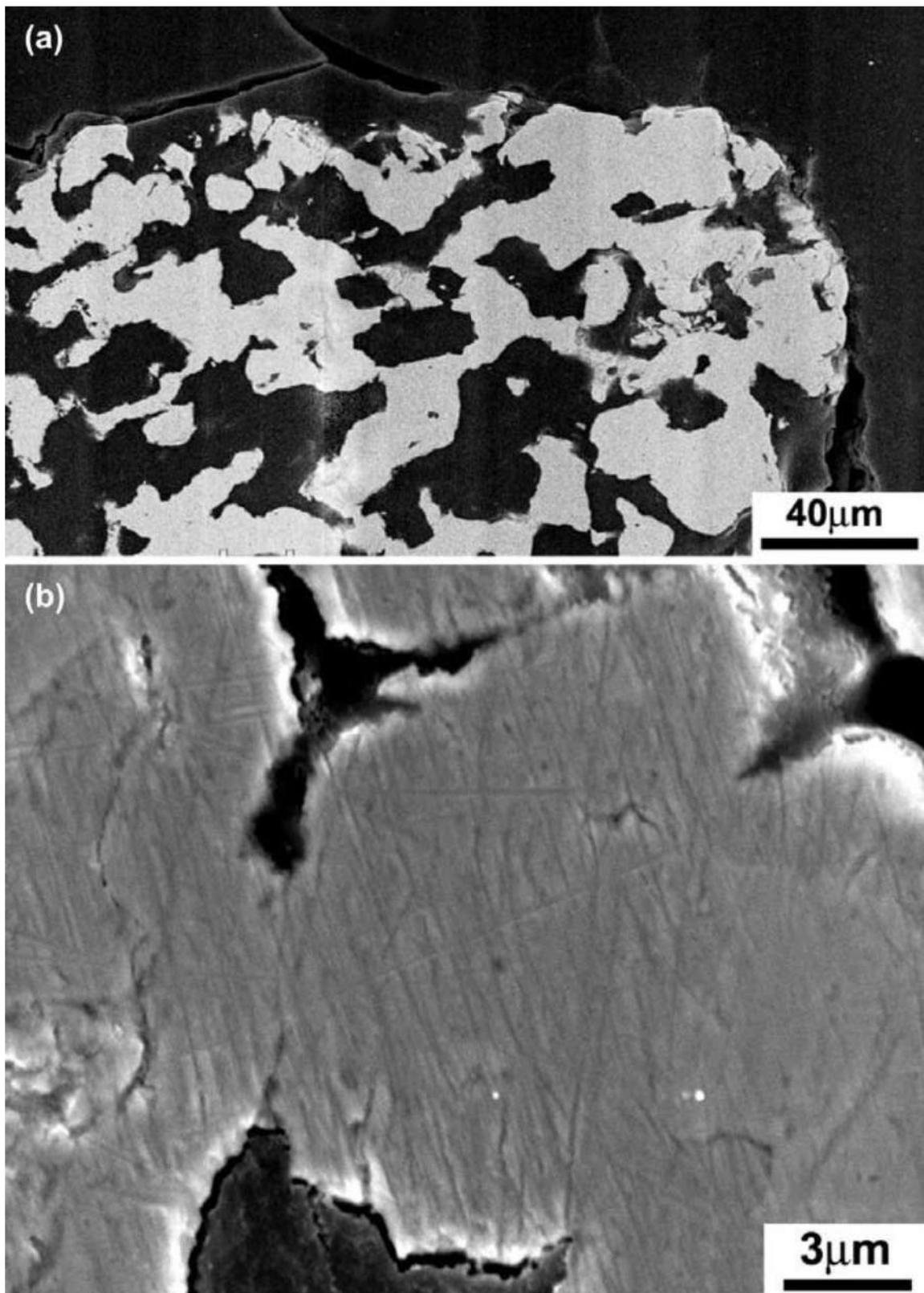


Figura 10. Propagación de la fisura junto a la superficie interna. (a) Vista general. (b) Propagación intergranular. MEB-SEI. Ataque HCl-HNO₃-H₂SO₄-HF.

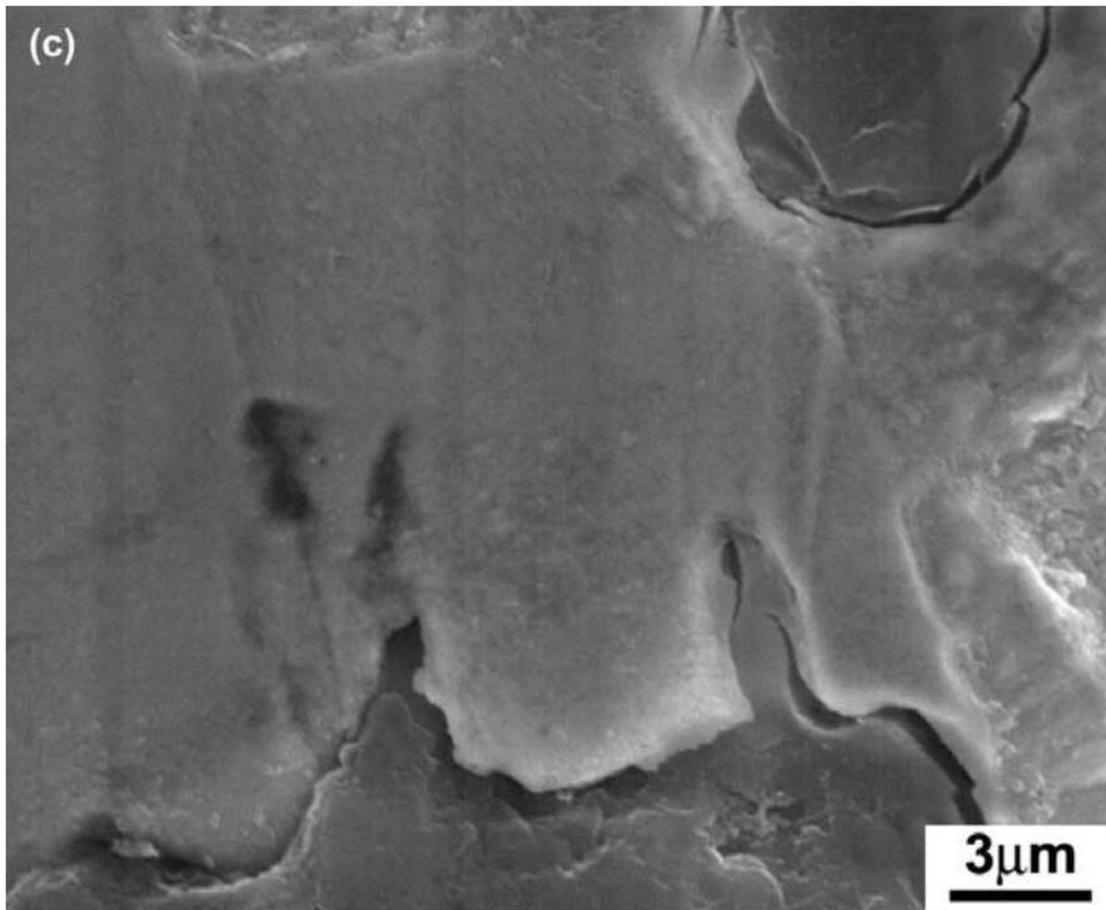


Figura 10. Propagación de la fisura junto a la superficie interna. (c) Propagación transgranular. MEB-SEI. Ataque: HCl-HNO₃-H₂SO₄-HF.

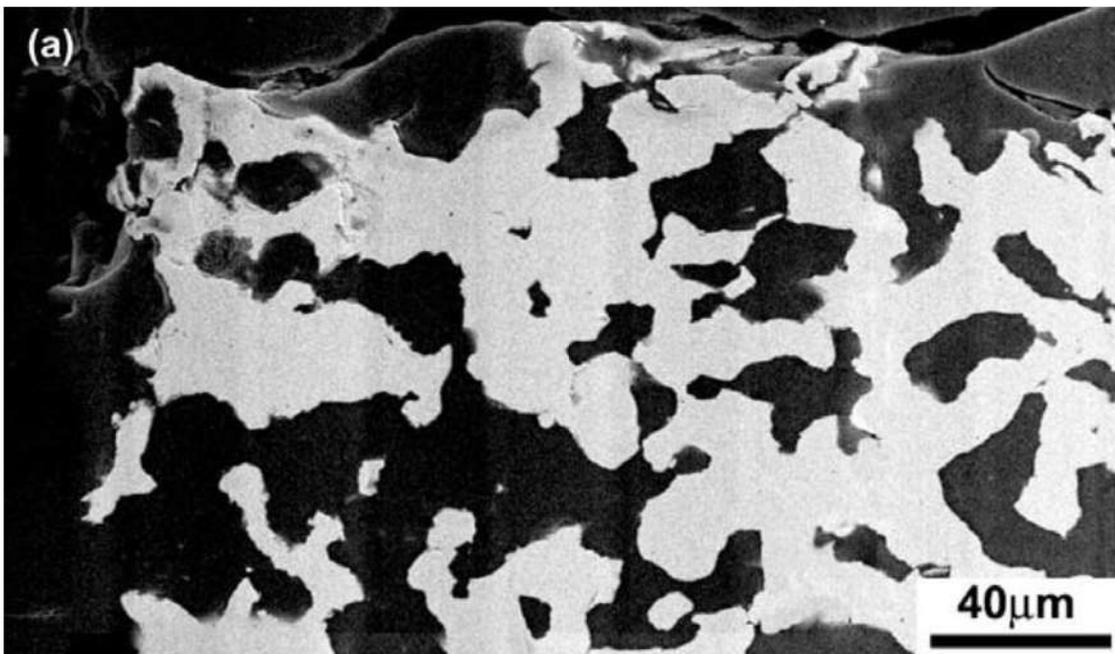


Figura 11. Propagación de la fisura junto a la superficie externa. (a) Vista general. MEB-SEI. Ataque: HCl-HNO₃-H₂SO₄-HF.

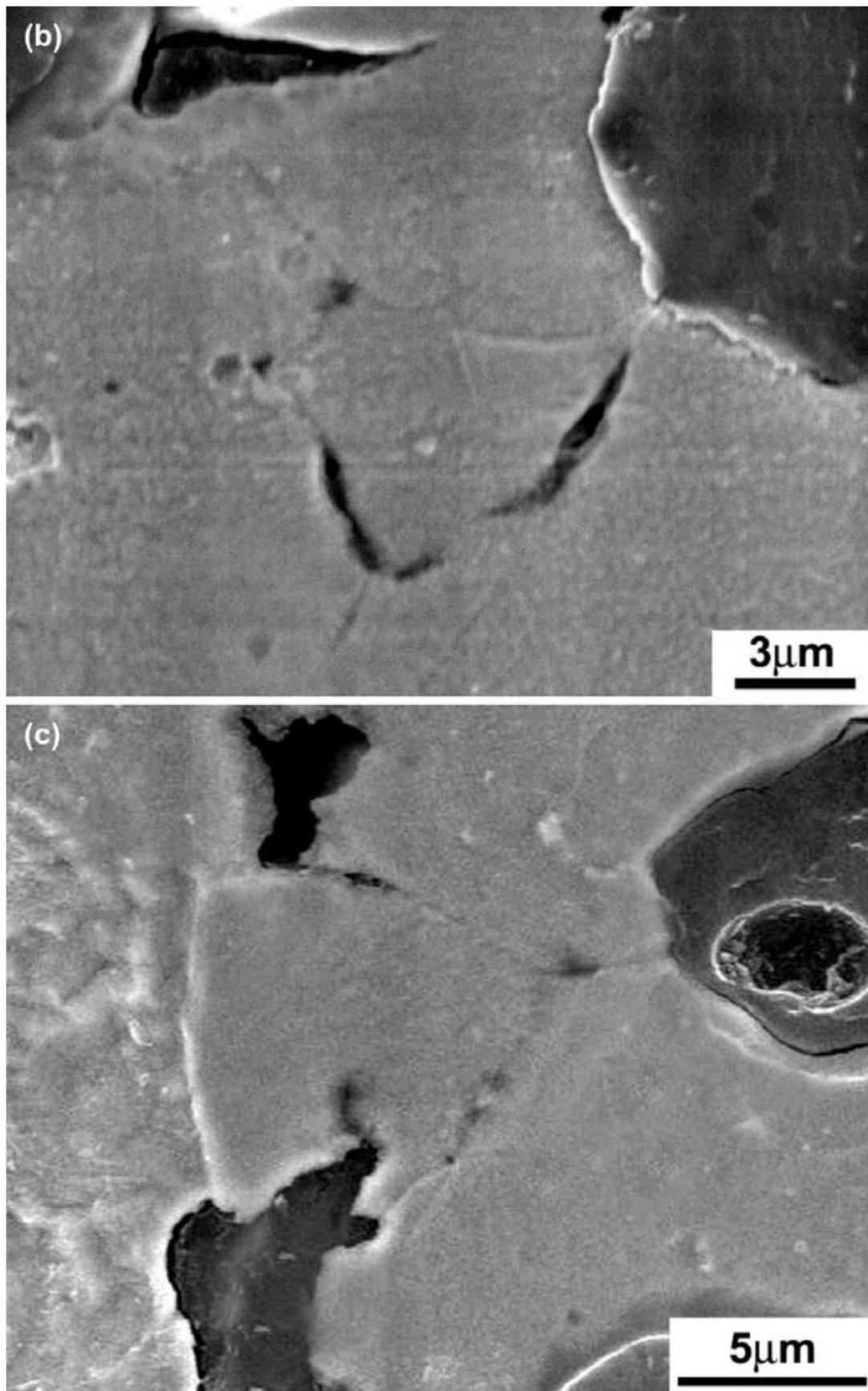


Figura 11. Propagación de la fisura junto a la superficie externa. (b) Propagación intergranular. (c) Propagación intergranular y transgranular. MEB-SEI. Ataque: HCl-HNO₃-H₂SO₄-HF.

Índice

A

Acero inoxidable austenítico, fuelles, 119

Acero inoxidable, implantes quirúrgicos, 345

Acero inoxidable, instrumentos quirúrgicos, 93

Acero inoxidable, largueros, 175

Acero inoxidable, paletas de compresor de aire, 253

Acero maraging 350, rotores y cilindros, 241

Acero cincado, resortes, 155

Acero, balancín de la aeronave, 51

Acero, componentes de grúa, 201

Acero, cubo de ventilador, 113

Acero, eje propulsor, 275

Acero, fatiga, 109

Acero, gancho, 267

Acero, navajas, 61

Acero, tornillo de línea de transmisión, 321

Acero, tornillos de rueda, 127

Acero, depósito de vapor, 83

Acero, rueda de turbina, 185

Acero, rodillos de tractor, 57

Acero, soporte de tren de aterrizaje, 75

Acero, tambor de revólver, 101

Acero, rieles de ferrocarril, 25, 29, 71

Acero, intercambiador de calor, 161

Acero, camión de tranvía, 45

Acero, tubo de caldera, 261

Aeronave, rotura en balancín, 51

Aeronave, rotura en cilindro externo de tren de aterrizaje, 75

Aeronave, rotura en cubo de rueda de tren de aterrizaje, 301

Aeronave, rotura en soporte de tren de aterrizaje, 229

Aleación aluminio-cobre, cubo de rueda de tren de aterrizaje, 229

Aleación aluminio-silicio, bicicleta, 283

Aleación aluminio-silicio, desgaste línea de transmisión, 321

Aleación aluminio-silicio, fractura frágil en silla giratoria, 211

Aleación aluminio-zinc, corrosión interdendrítica de caja de luminaria, 139

Aleación Al-Zn-Mg-Mn-Cu, fatiga en tren de aterrizaje, 301

Aleación aluminio-silicio, fractura frágil de rueda de automóvil, 291

Aluminio, cable conductor de línea de transmisión, 321

Apagón, fallo en línea de transmisión, 321

B

Base de silla giratoria, rotura, 211

Bronce, rotura en cuchillos, 39

Buque oceanográfico, rotura en eje propulsor, 275

Buque, rotura en eje del turbo generador, 149

C

Cable conductor con alma de acero, rotura, 321

Caja-soporte, rotura, 139

Cilindros de acero maraging 350, rotura, 241

Compresor de aire, accidente, 105

Compresor de aire, rotura de la rueda de turbina, 185

Compresor de aire, rotura en paletas, 253

Concentración de tensiones, cantos vivos en los filetes del tirante, 185

Concentración de tensiones, cordón de soldadura, 201

Concentración de tensiones, falta de montaje, 105

Concentración de tensiones, fallo de diseño, 275

Concentración de tensiones, ranura de la turbina, 75

Corrosión generalizada, puente colgante, 215

Corrosión interdendrítica, aleación fundida aluminio-zinc, 139

Corrosión por pitting, acero inoxidable, 253

Corrosión bajo tensión, acero inoxidable, 175

Corrosión bajo tensión, latón, 135

Corrosión-fatiga, acero inoxidable, 253

Corrosión-fatiga, implantes quirúrgicos metálicos, 345

Corrosión-fatiga, titanio puro, 365

Corrosión-bajo-tensión, acero inoxidable austenítico, 119

Cubo de rueda del tren de aterrizaje, rotura, 229

Cubo de ventilador, grietas, 113

Cuchillas de bronce, rotura, 39

D

Defectos de conformación, acero inoxidable, 175

Defectos de forja, acero, 201

Defectos de laminación, acero, 45

Defectos de soldadura, aleación aluminio-silicio, 283

Defectos de soldadura, riel, 71

Deformación plástica, tambor de revólver, 101

Depósito de vapor, rotura, 83

Desgaste por fretting, cable conductor de aluminio, 321

E

Eje de autobús, fatiga, 109

Eje de turbo generador, ruptura, 149

Eje propulsor, rotura, 275

Ejes de ferrocarril, ruptura, 29

Equipamiento de elevación, rotura de gancho, 267

Error de diseño, cuadro de soporte, 139

F

Ferrocarril, calidad de rieles, 25
 Ferrocarril, rotura de riel, 71
 Ferrocarril, rotura en los ejes, 29
 Fatiga por flexión, compresor de aire, 105
 Fatiga por flexión, eje de turbo generador, 149
 Fatiga, acero, 29,45, 71,109, 275
 Fatiga, eje de autobús, 109
 Fatiga, aleación de aluminio-cobre, 229
 Fatiga aleación Al-Zn-Mg-Mn-Cu 301
 Fatiga, puente colgante, 215
 Fatiga, titanio puro, 365
 Fatiga, transporte colectivo, 109
 Fatiga, grietas en soldadura de acero, 83 Fatiga-
 corrosión, acero, 185
 Falla asistida por corrosión, metalurgia del polvo,
 383
 Falla asistida por corrosión, níquel puro, 383
 Falla de montaje, compresor de aire, 105
 Falla de diseño, canto vivo en eje propulsor, 275
 Falla de diseño, orientación de microestructura en
 tren de aterrizaje, 301
 Hierro fundido maleable negro ferrítico,
 fragilización, 235
 Fluencia, acero, 161, 261
 Fuelles, rotura, 119
 Fractografía, titanio, 365
 Fragilización intergranular, hierro fundido
 maleable negro ferrítico, 235
 Fragilización por hidrógeno, acero, 127, 161,201,
 267
 Fragilización, acero templado y revenido, 61
 Fractura catastrófica, puente penoso, 215
 Fractura dúctil intergranular, aleación Al-Zn-Mg-
 Mn-Cu, 301
 Fractura dúctil, acero cincado, 155
 Fractura frágil, aleación aluminio-silicio eutéctica,
 211

Fractura frágil, aleación fundida aluminio-silicio,
 291

Fractura intergranular, acero maraging 350, 241

Fractura intergranular, latón, 135

Fundido, acero, 57, 113

Fundido, aleación aluminio-silicio eutéctica, 211

Fundido, aleación aluminio-zinc, 139

G

Gancho, rotura, 267

Grapas de cremallera, grietas, 135

Grieta de temple, acero, 57

Grieta térmica, cubo de rueda de tren de aterrizaje,
 229

Grietas de solidificación, acero fundido, 113

Grietas de temple, acero inoxidable, 93

Grietas intergranulares, corrosión bajo tensión de
 acero inoxidable austenítico, 119

Grietas intergranulares, corrosión bajo tensión de
 acero inoxidable, 175

Grietas intergranulares, corrosión bajo tensión en
 bronce, 39

Grietas intergranulares, fragilización por
 hidrógeno en acero, 161, 201, 267

Grietas transgranulares y ramificadas, fatiga-
 corrosión de acero, 185

Grietas, tensiones residuales en la soldadura de
 acero, 83

Grúa, rotura, 201

I

Implantes quirúrgicos, análisis de fallas y
 regulación, 345

Implantes quirúrgicos, titanio, 365

Inclusiones, bastidores, acero inoxidable, 175

Inclusiones, acero inoxidable, 253

Inclusiones, acero cincado, 155

Industria de papel, cuchillos, 39
 Inspección, puente colgante, 215
 Instrumentos quirúrgicos, grietas, 93
 Intercambiador de calor, accidente, 161

L

Latón, trinquete intergranular, 135
 Línea de transmisión, rotura del cable conductor,
 321
 Largueros de metro, grietas, 175
 Luminaria, rotura de caja-soporte, 139

M

Marco de bicicleta, rotura, 283
 Metalurgia del polvo, falla por corrosión, 383
 Metalurgia del polvo, níquel puro, 383
 Metro, grietas, largueros, 175
 Muelles, tranvía, rotura, 45
 Muelles, rotura, 155

N

Nacionalización de componentes, eje de balancín 51
 Nacionalización de componentes, rodillos, 57
 Navajas, fragilidad, 61
 Níquel puro, falla asistida por corrosión, 383
 Níquel puro, metalurgia del polvo, 383
 Nitinol, falla de implantes quirúrgicos, 345

O

Optimización de la estructura estructural, la
 fragilidad y el templeado y revenido, 61
 Optimización microestructural, revenido de acero,
 51
 Optimización microestructural, grieta de templeado
 en acero, 57
 Oxidación, acero maraging 350, 241

P

Paletas de compresor de aire, rotura, 253
 Pines de balancín, rotura, 51
 Puente colgante, inspección, 215
 Porosidad de fundición, aleación eutéctica
 aluminio-silicio, 291
 Precipitación de carburos, acero maraging 350, 241

R

Reglamentos, implantes quirúrgicos, 345
 Restauración por soldadura, riel, 71
 Revenido de acero, optimización micro estructural,
 51
 Rieles, calidad, 25
 Rieles, rotura, 71
 Rueda de automóvil, rotura, 291
 Rueda de turbina de vapor, accidente, 185
 Rueda, rotura en tren de aterrizaje, 229
 Ruedas automotrices, rotura de tornillos, 127
 Rodillos, rotura, 57
 Rotores de acero maraging 350, rotura, 241

S

Segregación del fósforo, fragilización intergranular,
 235
 Segregación de fósforo, soldadura, 83
 Sobrecarga, resortes de acero, 155
 Soldadura, acero, 113
 Soldadura, fatiga, 29
 Soldadura, aleación aluminio-silicio, 283
 Soldadura, depósito de vapor de acero, 83
 Soldadura, soporte del tren de aterrizaje en acero,
 75
 Super calentamiento, cubo de ventilador de acero,
 261
 Super calentamiento, intercambiador de calor, 75

T

Tambor de revólver, deformación, 101

Tenacidad a la fractura, conecta Al-Zn-Mg-Mn-Cu, 301

Tensiones residuales, cuchillo de bronce, 39

Tensiones residuales, carril de tren, 71

Tensiones residuales, grietas en la soldadura de acero, 83

Tirante de grúa, rotura, 201

Titanio puro, corrosión-fatiga, 365

Titanio puro, fatiga, 365

Titanio puro, fractografía, 365

Titanio puro, implantes quirúrgicos, 365

Titanio, implantes quirúrgicos, 345

Tranvía, rotura de muelles 45

Transmisión de energía eléctrica, rotura de cable conductor, 321

Transporte colectivo, fatiga, 109

Tratamiento térmico, acero maraging 350, 241

Tratamiento térmico, alivio de tensiones de bronce, 39

Tratamiento térmico, recocido de acero, 61

Tratamiento térmico, revenido de acero, 51

Tratamiento térmico, revenido de tornillo de acero, 201

Tratamiento térmico, temple de acero inoxidable, 93

Tratamiento térmico, temple de acero, 57

Tractor, rodillos, 57

Tren de aterrizaje, rotura del cubo de la rueda, 229

Tren de aterrizaje, rotura, 301

Tren de aterrizaje, grietas, 75

Tornillo de grúa, rotura, 201

Tornillos de rueda, rotura, 127

Trucks, tranvía, 45

Tubo de caldera, rotura, 261

Tubo de intercambiador de calor, rotura, 161

Turbina de vapor, accidente, 185

Turbo generador, rotura en eje, 149

U

Ultracentrífugas, rotura en cilindros, 241

Ultracentrífugas, rotura en rotores, 241