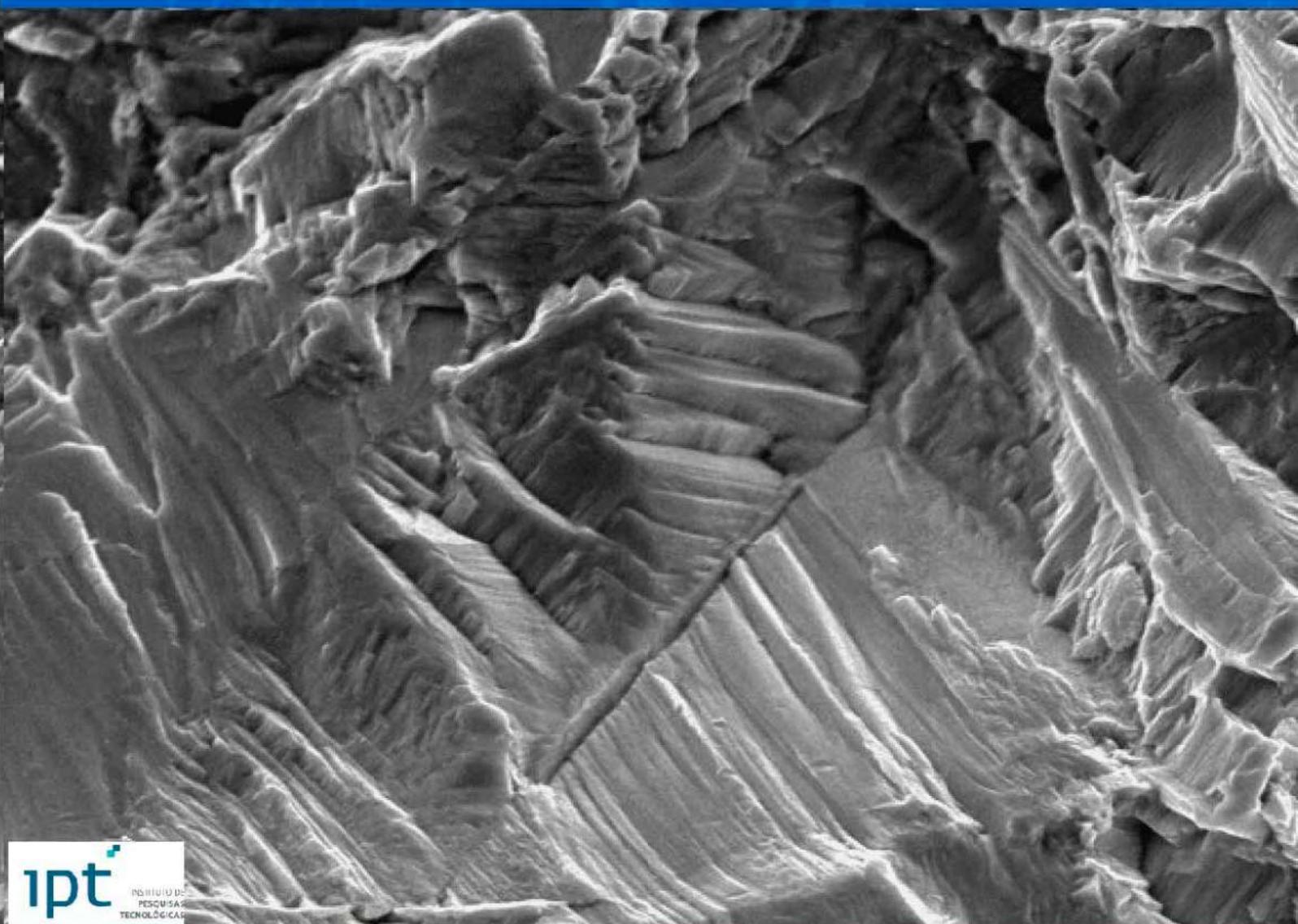


Cesar R. F. Azevedo
Tibério Cescon

Metalografia e Análise de Falhas

Casos Seleccionados (1933-2003)



Cesar Roberto de Farias Azevedo
Tibério Cescon

**Metalografia e Análise de Falhas:
Casos Selecionados (1933-2003)**

DOI: 10.11606/9788553380053

Primeira Edição
EPUSP
IPT
2018

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



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

Projeto gráfico: Leonardo Seiji Miyahara
Fotografia: Fratura por fadiga em implante de titânio. C.R.F. Azevedo e 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.

A autorização para publicação eletrônica do livro em acesso aberto e gratuito no Portal do Sistema Integrado de Bibliotecas da Universidade de São Paulo foi concedida em dezembro de 2018 pelo Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo S.A. e pela esposa do Prof. Dr. Tibério Cescon, Sra. Maria Silvia Fairbanks Cescon.

Azevedo, Cesar Roberto de Farias
Metalografia e análise de falhas: casos selecionados (1933-2003) [recurso eletrônico] / C.R.F. Azevedo; T. Cescon. – São Paulo : EPUSP/IPT, 2018
411 p.

ISBN 978-85-5338-005-3 (e-book)
DOI 10.11606/9788553380053

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. Il.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

Sumário

Prefácio da Edição Eletrônica (2018)

Prefácio da Edição Impressa (2004)

Introdução, **15**

Pesquisadores responsáveis pelos documentos técnicos utilizados nesta publicação, **21**

- 1 O problema da qualidade dos trilhos, **25**
- 2 Ruptura por fadiga de eixos de tênderes e carros de estradas de ferro, **29**
- 3 Análise de falha em faca de bronze, **39**
- 4 Análise de falha em mola para *trucks* de bonde, **45**
- 5 Exame microestrutural de pinos de balancim, **51**
- 6 Exame microestrutural de roletes de trator, **57**
- 7 Exame microestrutural de navalhas, **61**
- 8 Análise de falha em trilho, **71**
- 9 Exame de trinca em suporte de trem de pouso, **75**
- 10 Análise de falha em reservatório de vapor, **83**
- 11 Exame de instrumentos cirúrgicos, **93**
- 12 Exame de tambor de revólver, **101**
- 13 Análise de falha em compressor de ar, **105**
- 14 Exame de eixo fraturado de ônibus, **109**
- 15 Exame de trinca em cubo de ventilador de torre de refrigeração, **113**
- 16 Análise de falha em foles de aço inoxidável, **119**

- 17 Análise de falha em parafusos de fixação de roda automotiva, **127**
 - 18 Exame de trinca em grampos de zíperes, **135**
 - 19 Análise de falha em caixa-suporte de luminária, **139**
 - 20 Análise de falha em eixo de turbo gerador, **149**
 - 21 Análise de falha em mola zincada, **155**
 - 22 Análise de falha em espelho de trocador de calor, **161**
 - 23 Determinação das causas de falhas durante a fabricação de longarinas, **175**
 - 24 Análise de falha da primeira roda de turbina a vapor, **185**
 - 25 Análise de falha em componentes de guindaste, **201**
 - 26 Análise de falha em base de cadeira giratória, **211**
 - 27 Exame preliminar de uma ponte pênsil, **215**
 - 28 Análise de falha em cubo de roda de trem de pouso, **229**
 - 29 Investigação sobre a fragilização de ferro fundido maleável ferrítico, **235**
 - 30 Análise de falha em componentes de aço *maraging* 350, **241**
 - 31 Análise de falha em palhetas de compressor de ar, **253**
 - 32 Análise de falha em tubo superaquecedor de caldeira, **261**
 - 33 Análise de falha em gancho de equipamento de elevação, **267**
 - 34 Análise de falha em eixo de navio oceanográfico, **275**
 - 35 Análise de falha em quadro de alumínio de bicicleta, **283**
 - 36 Análise de falha em roda de automóvel, **291**
 - 37 Análise de falha em trem de pouso, **301**
 - 38 Análise de falha em cabo condutor de alumínio, **321**
 - 39 Análise de falha em implantes cirúrgicos no Brasil, **345**
 - 40 Observação fractográfica de implante de titânio, **365**
 - 41 Análise de falha em cartuchos sinterizados de níquel puro, **383**
- Índice remissivo, **407**

Prefácio da Edição Eletrônica

A edição eletrônica objetiva a ampla divulgação, aberta e gratuita, do livro que foi publicado em 2004 pelo IPT e, ao mesmo tempo, homenagear a memória do querido e espirituoso Prof. Tibério Cescon. Um de seus paradoxos mais contundentes, chamado pelo Prof. Ivan Falleiros (EPUSP) como o “Princípio Hiperbólico do Microscopia”, afirmava em tom irônico e desafiador que:

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

A publicação resgata a contribuição técnica prestada pelo IPT, ou, mais precisamente, pelo seu famoso Laboratório de Metalografia e Análise de Falhas, entre 1933 e 2003. O conjunto dos casos de análise de falhas fornece subsídios para uma visão crítica e histórica do modo de organização das atividades científicas e tecnológicas de alguns setores produtivos do país.

O Tibério se graduou em Engenharia de Minas e Metalurgia pela Escola Politécnica em 1959 e iniciou a sua carreira como pesquisador do IPT em 1974, onde chefiou por vários anos o histórico Laboratório de Metalografia e Análise de Falhas do IPT, berço da metalografia e da análise de falhas no Brasil, e exerceu o cargo de Diretor Técnico entre 1989 e 1994.

Suas atividades didáticas como Professor da Escola Politécnica começaram em 1988, onde ele lecionou as cadeiras de Metalografia, Seleção de Materiais e Metalurgia Física, sendo responsável pela formação de centenas de alunos e alunas com bastante foco nas atividades laboratoriais como meio de consolidar o conhecimento teórico.

O Tibério, junto com o 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), consolidou a área de análise de falhas do IPT através de investimentos em infraestrutura laboratorial e na sólida formação de inúmeros técnicos e pesquisadores. Cabe aqui mencionar os papéis fundamentais exercidos por décadas pela Sra. Emília P. Silva, secretária e gerente administrativa do Laboratório, e braço direito do Tibério; e pelos pesquisadores Dr. Hamilton Ito e Sr. José Belotti Neto.

O Tibério faleceu em 29 de setembro de 2009, aos 73 anos, deixando 2 filhos, o Marcelo e a Fabíola, e esposa, a Sra. Maria Silvia Fairbanks Cescon, que, juntamente com o IPT, apoiou a publicação eletrônica do livro em acesso aberto no Portal do Sistema Integrado de Bibliotecas da Universidade de São Paulo.

Maria Silvia Fairbanks Cescon

(esposa do Tibério)

Cesar Roberto de Farias Azevedo

Professor da EPUSP

Dezembro de 2018.

Prefácio da Edição Impressa

No presente trabalho, os editores conseguiram selecionar 41 casos que representam muito bem o universo de mais de 1.500 análises de falhas do grande arquivo do Laboratório de Metalografia do Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo – IPT. Além do mais, os casos escolhidos espelham bem duas séries de evoluções distintas que marcaram o Laboratório de Metalografia: uma, a evolução da natureza das solicitações que a indústria e a engenharia iam lhe apresentando ao longo do tempo; e outra, a do equipamento com que o Laboratório foi se aparelhando para poder bem atender aquelas solicitações.

Inicialmente, as solicitações estavam ligadas a falhas ocorridas em materiais importados, como trilhos e eixos ferroviários. Alguns casos interessantes ocorridos durante a Segunda Guerra Mundial foram de falhas em materiais de procedência americana adquiridos pela indústria brasileira, em substituição a materiais tradicionalmente importados da Europa. Nesses casos, os fornecedores americanos não prestaram atenção a certas sutilezas das especificações originais européias, o que ocasionou aqui falhas, algumas delas de vulto.

Com o crescimento da indústria local, para o suprimento do nosso próprio mercado, as causas mais comuns de falhas eram devidas à má escolha dos materiais e dos métodos de produção dos produtos, a maioria das vezes cópias ou adaptações de produtos anteriormente importados. Além disso, com o passar dos

anos nota-se que as solicitações ao Laboratório evoluíram desde casos simples como o nº 8 – “Análise de falha em trilho”, até problemas muito complexos, como o de nº 30 – “Análise de falha em componentes de aço *maraging* 350” – em que, na realidade, tratava-se de uma contribuição para o desenvolvimento no país de uma tecnologia de ponta em área crítica, daquelas que os países avançados guardam a sete chaves. Ou ainda, o caso nº 39 – “Análise de falhas em implantes cirúrgicos no Brasil”, em que é abordado em profundidade problema de interesse da saúde pública e são indicados os pontos em que se faz necessária a contribuição de entidades técnicas e a intervenção de órgãos governamentais, para elevar o nível dos materiais e procedimentos empregados.

Fica bem evidenciada neste trabalho a grande evolução no instrumental do Laboratório, na primeira metade da década de 1970. Até então, como mostra o histórico do Laboratório feito por um dos editores no último capítulo, os progressos em equipamentos tinham sido esparsos e relativamente pequenos.

Os dois editores do trabalho em apreço são legítimos representantes de duas gerações de pesquisadores do IPT. Não sei qual o critério mais recomendado para definir gerações de técnicos, mas uma maneira expedita é a de se considerar os seus instrumentos usuais. O Tibério Cescon, da turma de 1959 da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, ainda usou muito, durante o curso, a régua de cálculo, de saudosa maneira, mais tarde ajudando na implantação das calculadoras eletrônicas e dos computadores. Já o Cesar Azevedo, da turma de 1986 da Escola Politécnica, só deve ter conhecido a régua de cálculo por ouvir falar... É interessante comparar a carreira de ambos, após a graduação como engenheiros.

O Tibério Cescon, ao graduar-se, mergulhou no torvelinho da indústria automobilística que então se instalava freneticamente no país, para só voltar ao laboratório de pesquisas quinze anos depois e fazer uma sólida carreira acadêmica ao lado de um intenso e continuado trabalho no Laboratório.

O Cesar Azevedo, uma vez graduado, passou a conciliar o trabalho como pesquisador do IPT com o desenvolvimento de uma brilhante carreira acadêmica. Hoje, dedica-se intensamente ao apoio à indústria, no Laboratório de Metalografia e Análise de Falhas do IPT, sem se descuidar de sua fértil atividade acadêmica.

Finalmente, o trabalho em apreço deve servir de estímulo a trabalhos semelhantes de outros laboratórios do IPT. É possível que trabalhos desse gênero sejam em parte inibidos pelas cláusulas de confidencialidade aplicável aos trabalhos do Instituto solicitados por clientes; entretanto, convém lembrar uma antiga

diretriz do IPT que estabelece o seguinte: “Considera-se propriedade do IPT o conhecimento acumulado pela realização de inúmeros trabalhos de mesmo teor, podendo o Instituto dele dispor à sua conveniência, cuidando para que este uso não prejudique o interesse de terceiros”.

O Alberto Arantes, pesquisador hoje aposentado, que foi o braço direito do saudoso Hubertus Colpaert, fundador do Laboratório de Metalografia, e que depois criou a Divisão de Engenharia Mecânica do IPT, costumava dizer que o Laboratório de Metalografia era “um Hospital das Clínicas da indústria metalúrgica”. Na realidade, o IPT tem um conjunto de “Hospitais das Clínicas” de vários setores industriais. E cada um desses “Hospitais” poderia dar origem a um trabalho tão útil quanto o presente.

Alberto Pereira de Castro

Presidente

Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo S.A.

2004

Introdução

A presente publicação objetiva resgatar parte da contribuição técnica prestada pelo IPT, ou, mais precisamente, pelo Laboratório de Metalografia e Análise de Falhas (LMAF), entre 1933 e 2003, na investigação de componentes metálicos que falharam em serviço. Geralmente, as falhas ocasionam prejuízos financeiros muito superiores ao custo unitário do componente fraturado, além de, em alguns casos, colocar em risco vidas humanas. Dentro deste contexto, estima-se que, somente em 1982, a fratura prematura de componentes tenha causado aos Estados Unidos perdas de aproximadamente 4% do PIB, equivalente a 120 bilhões de dólares. Dentre os fatores que podem contribuir para a falha prematura de um componente metálico, pode-se listar: utilização de materiais inadequados; presença de defeitos de fabricação; falhas de projeto; e erros de montagem, manutenção ou uso. Na maior parte dos casos, é possível identificar os agentes responsáveis pela falha, prevenindo, desta forma, futuras quebras. A análise de falhas, portanto, permite o aprimoramento dos níveis de exigência e de segurança dos componentes de engenharia. O conjunto de casos de análise de falhas também fornece subsídios para uma visão mais detalhada do modo de organização das atividades científicas e tecnológicas de um determinado setor produtivo, podendo ainda contribuir para a solução de problemas da indústria que envolvam aspectos comerciais e jurídicos.

Para esta publicação, foram selecionados 41 casos de metalografia e análise de falhas, de um total de mais de 1.500 documentos elaborados por técnicos do IPT e constantes em seu acervo. Espera-se, deste modo, que a memória de todos os pesquisadores e metalógrafos que passaram pelo Laboratório de Metalografia seja preservada por esta publicação. Os editores agradecem à inestimável contribuição do pesquisador e colega José Belotti Neto durante o trabalho de pesquisa de acervo.

O conjunto de trabalhos foi escolhido e editado objetivando oferecer alguns subsídios históricos dos problemas enfrentados pela engenharia nacional ao longo destes 70 anos, ilustrar a evolução das técnicas experimentais, evidenciar a importância do domínio tecnológico para a solução dos problemas da indústria nacional e demonstrar como investimentos governamentais na área de infraestrutura em P&D são essenciais no fortalecimento da produção industrial.

O emprego da microscopia para o estudo dos metais ficou consolidado somente na segunda metade do século XIX, na cidade de Sheffield, Inglaterra, dando um passo decisivo para o desenvolvimento da Metalurgia. Ficou então esclarecido que os metais são compostos por agregados de inúmeros cristais ou grãos, de uma ou mais fases cristalinas, arranjados mais ou menos aleatoriamente uns contra os outros, de forma a preencher os espaços vazios entre eles. A este arranjo de grãos deu-se o nome de microestrutura.

A caracterização microestrutural de metais (metalografia) foi introduzida no Brasil em 1907 pelo Prof. Hippolyto Gustavo Pujol Jr., então diretor do Gabinete de Resistência de Materiais da Escola Politécnica de São Paulo, que lá instalou um laboratório de metalografia com microscópio óptico após uma viagem de estudos ao exterior. Datam dessa época os primeiros trabalhos de caracterização metalográfica realizados para a indústria brasileira, assinados pelo Gabinete de Resistência de Materiais da Escola Politécnica. Ao retornar ao Brasil, o Prof. Pujol realizou o seguinte relato sobre a metalografia:

Um curioso método de ensaio que se estava propagando e que consistia no exame microscópico de metais previamente polidos e atacados por certos reativos. Era a metalografia microscópica que começava a vulgarizar-se na França e na Alemanha, em artigos esparsos pelas revistas científicas, que já haviam atraído a atenção do insigne inovador, que tudo lia e anotava (...). Um estágio de um mês nos laboratórios de Guillet e um curso

de férias de Le Chatellier, na Sorbonne, e eis-me de volta para cá, trazendo toda a bibliografia que pude reunir sobre o assunto e uma aparelhagem completa, prescrita pelo Prof. Martens e construída pela Casa Zeiss. E, finalmente, já em 1907, instalava-se no Gabinete de Resistência, a seção de metalografia, tão bem aparelhada como a de Dion Bouton ou Lichterfeld, introduzindo-se a matéria no nosso programa de ensino regular.

Com o surto de desenvolvimento ocorrido em São Paulo após a Primeira Guerra Mundial, tornou-se necessário que o Gabinete de Resistência de Materiais passasse a responder às novas exigências técnicas aplicadas às ferrovias, construções e indústrias que surgiam na época. Um grupo liderado por Francisco de Paula Ramos de Azevedo resolveu dotar São Paulo de um Instituto de Tecnologia especializado. Em 1926, o Eng. Ary Frederico Torres, após o estágio no Laboratório de Ensaios de Zurique, assume a chefia do Gabinete de Resistência de Materiais e apresenta ao Governo do Estado de São Paulo um projeto completo de remodelação do Gabinete, alterando sua natureza e sua designação, que passa a chamar-se Laboratório de Ensaios de Materiais (segundo decreto nº 4167 de janeiro de 1927). O novo Laboratório recebeu importantes contribuições de empresas como São Paulo Light & Power, Cia. Paulista de Estradas de Ferro, Cia. Mogiana de Estradas de Ferro e Estrada de Ferro Sorocabana, o que possibilitou modernizar e ampliar suas instalações, além de iniciar sua biblioteca especializada. O Laboratório de Ensaios de Materiais atuou intensamente em 1932 durante a Revolução Constitucionalista, em apoio à produção de material bélico para as forças do Estado de São Paulo.

A Universidade de São Paulo foi criada em 1934 pelo decreto estadual nº 6283, de 25 de janeiro, por decisão do governador de São Paulo, Armando de Salles Oliveira, tendo como mentor intelectual Júlio de Mesquita Filho, então diretor do jornal *O Estado de São Paulo*. Em 3 de abril de 1934, o governador transformou, através do decreto nº 6375, o Laboratório de Ensaios de Materiais da Escola Politécnica da USP em Instituto de Pesquisas Tecnológicas (financeira e administrativamente autônomo). O Instituto passou a ser gerido por um conselho nomeado pelo governo, composto de oito membros. O Instituto herdava de seu antecessor um conjunto de laboratórios, entre eles o Laboratório de Ensaios Mecânicos de Metais e o Laboratório de Metalografia Microscópica.

O Eng. Civil Hubertus Colpaert chefiou o Laboratório de Metalografia Microscópica do IPT entre 1934 e 1957 e, em julho de 1951, publicou o Boletim

Técnico nº 40, intitulado *Metalografia de Produtos Metalúrgicos* e que tornou-se o primeiro Atlas Metalográfico publicado no Brasil. Em reconhecimento pelos relevantes serviços prestados à Metalurgia, a Associação Brasileira de Metais (ABM) conferiu ao Eng. Colpaert sua distinção máxima: a medalha de ouro. Após a sua morte, em 1957, foi criado o “Prêmio Hubertus Colpaert”, conferido ao melhor trabalho sobre metalurgia física apresentado nos Congressos da ABM.

Os anos de guerra e pós-guerra testemunharam uma expansão das atividades de apoio tecnológico do IPT a programas do governo e ao desenvolvimento da engenharia e da indústria nacionais. O desenvolvimento da tecnologia industrial foi alavancado por quatro grupos de entidades: as forças armadas; as empresas estatais de infra-estrutura (Petrobrás, Eletrobrás e Cia. Siderúrgica Nacional); os setores dinâmicos da indústria manufatureira (peças e componentes mecânicos); e as empresas filiais de multinacionais (setor automotivo). Entre 1945 e 1960, houve a mudança gradual do IPT de suas antigas instalações na Praça Cel. Fernando Prestes, no Bom Retiro, para o campus da USP na Cidade Universitária. Em 1949, entrava em operação a Usina de Metalurgia do IPT, que incluía os setores de fundição, transformação mecânica, tratamento térmico, metalurgia do pó, ensaios mecânicos e metalografia. Em 1962, foi instituída em São Paulo a Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo – FAPESP, que tornou-se um parceiro estratégico para o Instituto. Na década de 1970, durante o milagre brasileiro, foi se formando a infra-estrutura tecnológica do país, possibilitando uma maior interação com o setor industrial. O Laboratório de Metalografia do IPT passou a contar a partir de então com equipamentos de caracterização microestrutural de última geração, como o microscópio eletrônico de varredura equipado com microssondas EDS e WDS, o difratômetro de raios X e a microssonda Auger.

Em 1975, o Governo do Estado de São Paulo criou a Secretaria de Estado da Ciência, Tecnologia e Cultura. No mesmo ano, a Assembléia Legislativa do Estado de São Paulo aprovou uma lei autorizando o Executivo a transformar o estatuto legal do IPT de autarquia para empresa pública, o que foi efetivado em 1976, durante o governo de Paulo Egydio Martins. A década de 1980 foi marcada pelo agravamento da crise econômica e pela mudança de regime político no país. Esta década foi denominada década perdida para o desenvolvimento científico e tecnológico do Brasil. Muitos trabalhos de prestação de serviços foram desenvolvidos visando a simples substituição de importações (engenharia reversa).

A década de 1990 marcou os processos de globalização da economia, privatização, sucateamento de alguns setores produtivos e os sucessivos cortes da dotação orçamentária do Instituto, que prioriza cada vez mais o atendimento da demanda do meio externo, buscando assim uma maior autonomia administrativo-financeira. A proximidade de uma nova crise energética e a introdução do uso de gás natural em grande escala no país, com a possível instalação de usinas termelétricas para geração de energia, promoveram a realização de um projeto conjunto entre o IPT e a JICA (Japan International Cooperation Agency) sobre superligas de níquel. Este projeto e os seguidos investimentos da FAPESP em infra-estrutura e modernização laboratorial recuperaram a capacitação laboratorial do LMAF.

O início deste novo século impõe ao IPT novos desafios quanto à sua organização estatutária, autonomia financeira, atuação estratégica e inserção social. Neste sentido, o Instituto já viveu três importantes transformações ao longo de sua história: a transição de Gabinete de Resistência de Materiais para Laboratório de Ensaio de Materiais (1927); sua transformação para Instituto com autonomia financeira e administrativa (1934); e finalmente a sua mudança de autarquia para empresa pública (1976). Cabe mais uma vez ao Instituto, levando em conta as necessidades e expectativas do Estado, dos setores produtivos e da sociedade, redesenhar o seu papel estratégico, visando uma efetiva e crescente participação no desenvolvimento tecnológico, capaz de promover o crescimento econômico e social do Estado de São Paulo e do país.

Os Editores

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 metaloggraphie 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.

Pesquisadores responsáveis pelos documentos técnicos utilizados nesta publicação

Alberto Albuquerque Arantes

Engenheiro de minas e metalurgia pela Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Mestre em metalurgia pela Universidade Carnegie Mellon, Pittsburgh, EUA. Chefe da Seção de Metalografia do IPT entre 1957 e 1962. Fundador e Diretor da Divisão de Engenharia Mecânica do IPT entre 1962 e 1974. Diretor Técnico do IPT entre 1975 e 1979. Professor da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo entre 1954 e 1964.

Alberto Pereira de Castro

Engenheiro civil pela Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Iniciou suas atividades de pesquisa no IPT em 1936. Professor da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo entre 1944 e 1952. Diretor Técnico da Usina Santa Olímpia entre 1944 e 1948. Superintendente e Diretor Técnico da Fundação de Aço da Companhia Brasileira de Material Ferroviário entre 1948 e 1968. Diretor-Superintendente do IPT entre 1968 e 1985. Diretor Vice-Presidente do IPT entre 1995 e 1996. Presidente do IPT desde 1996.

Alcindo Márcio Ludovice

Engenheiro metalurgista pela Escola de Engenharia Mauá. Pesquisador do Laboratório de Metalografia entre 1971 e 1977. Chefe do Laboratório de Tratamento Térmico do IPT entre 1977 e 1979. Professor da Faculdade de Engenharia Mauá entre 1971 e 1974 e da Faculdade de Engenharia Industrial desde 1973. Chefe do Departamento de Metalurgia da Faculdade de Engenharia Industrial entre 1996 e 1999.

Antônio Carlos Gomes

Engenheiro metalurgista pela Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Pesquisador do Laboratório de Metalografia do IPT entre 1976 e 1984. Gerente de Qualidade da Siemens desde 1986.

Ary Frederico Torres

Engenheiro civil pela Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Diretor do Gabinete de Resistência dos Materiais e do Laboratório de Ensaios de Materiais da Escola Politécnica. Foi o primeiro diretor do IPT entre 1934 e 1939. Membro da Academia Brasileira de Ciências em 1934. Professor da Escola Politécnica entre 1937 e 1942. Secretário da Viação e Obras Públicas do Estado de São Paulo. Membro da Comissão Executiva do Plano Siderúrgico Nacional. Diretor Vice-Presidente da Companhia Siderúrgica Nacional em 1940. Diretor Vice-Presidente da Fábrica de Aços Paulista entre 1941 e 1942. Membro do Conselho Fiscal dos Fundos Universitários de Pesquisas entre 1944 e 1946. Diretor-Superintendente da Companhia Brasileira de Material Ferroviário entre 1951 e 1952. Presidente da primeira diretoria do Banco Nacional do Desenvolvimento Econômico e Social – BNDES entre 1952 e 1953. Presidente da Associação Brasileira de Metais em 1954. Fundador e Presidente da Brassinter S/A Indústria e Comércio entre 1956 e 1973. Presidente da Companhia Ferro e Aço de Vitória entre 1959 e 1961. Membro do Conselho Consultivo da Sul América, Marítima, Terrestres e Acidentes entre 1960 e 1967.

Cesar Roberto de Farias Azevedo

Engenheiro e mestre em engenharia metalúrgica pela Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Doutor em ciência dos materiais pelo Imperial College of Science, Technology and Medicine, Universidade de Londres. Chefe do Laboratório de Metalografia e Análise de Falhas do IPT desde 1998. Membro do comitê editorial do periódico *Engineering Failure Analysis* (Elsevier Ltd.) desde 2003.

Cláudio Augusto Desideri

Engenheiro metalurgista pela Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Doutor em metalurgia pela Universidade de Sheffield. Pesquisador do Laboratório de Metalografia do IPT entre 1979 e 1986. Atualmente sócio-diretor da Maqbrit Comércio Indústria de Máquinas Ltda.

Eduardo Hippert Jr.

Engenheiro de materiais pela Universidade Federal de São Carlos. Doutor em engenharia naval pela Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Chefe do Laboratório de Mecânica da Fratura e Integridade Estrutural do IPT entre 1998 e 2003. Atualmente pesquisador do CENPES – Petrobrás.

Hamilton Lélis Ito

Engenheiro, mestre e doutor em engenharia metalúrgica pela Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Pós-doutorado na Universidade do Tennessee. Chefe do Laboratório de

Metalografia do IPT entre 1989 e 1997. Chefe do Laboratório de Mecânica da Fratura e Integridade Estrutural do IPT entre 1999 e 2001. Professor da Faculdade de Engenharia Industrial entre 1977 e 1997. Atualmente pesquisador do Laboratório Metalúrgico do Testing Institute of Alaska, EUA.

Hubertus Colpaert

Engenheiro civil pela Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Iniciou suas atividades de pesquisa no Laboratório de Ensaios de Materiais em 1927. Chefe da Seção de Metalografia do IPT entre 1937 e 1957. Professor da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo entre 1930 e 1957.

José Belotti Neto

Químico pela Faculdade de Filosofia, Ciências e Letras Oswaldo Cruz (1981). Pesquisador do Laboratório de Metalografia e Análise de Falhas do IPT, onde atua desde 1976.

José Eduardo Gonçalves Lamas

Engenheiro metalurgista pela Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Pesquisador do Laboratório de Metalografia do IPT entre 1992 e 1996. Atualmente engenheiro da Embraer – Empresa Brasileira de Aeronáutica S.A.

Noriyuki Sugiyama

Engenheiro e mestre em metalurgia pela Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Pesquisador do Laboratório de Metalografia do IPT entre 1964 e 1973. Professor da Faculdade de Engenharia Industrial desde 1966.

Octávio Gaspar Souza Ricardo

Engenheiro e doutor em engenharia civil pela Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Iniciou suas atividades de pesquisa na Seção de Aeronáutica do IPT entre 1942 e 1944. Engenheiro aeronáutico pelo Imperial College of Science, Technology and Medicine, Universidade de Londres. Professor do ITA – Instituto Tecnológico de Aeronáutica – entre 1950 e 1967. Professor da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo entre 1962 e 1986. Professor da Escola de Engenharia Mauá entre 1964 e 1976. Consultor da Embraer entre 1967 e 1975. Consultor da Divisão de Engenharia Naval do IPT entre 1975 e 2003.

Odair Caltabelotti

Engenheiro, mestre e doutor em engenharia naval pela Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Pesquisador da Divisão de Tecnologia de Transportes do IPT. Professor da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo desde 1973.

Paulo Sérgio Carvalho Pereira da Silva

Engenheiro metalurgista pela Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Mestre e doutor em metalurgia pela Universidade de Sheffield. Pesquisador do Laboratório de Metalografia

do IPT entre 1963 e 1974. Chefe do Laboratório de Metalografia do IPT entre 1970 e 1974. Diretor da Divisão de Metalurgia do IPT entre 1980 e 1984. Professor da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo entre 1970 e 1998. Professor da Universidade Federal do Paraná entre 1999 e 2003.

Renato Rocha Vieira

Engenheiro de minas e metalurgia, mestre e doutor em engenharia metalúrgica pela Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Pesquisador do Laboratório de Metalografia do IPT entre 1969 e 1975. Professor da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo entre 1964 e 1991.

Rubens Lima Pereira

Engenheiro civil pela Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Pesquisador do IPT entre 1946 e 1954. Professor da Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo entre 1955 e 1981. Diretor e Vice-Diretor da Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo entre 1967 e 1974. Diretor do Instituto de Ciências Matemáticas e de Computação da Universidade de São Paulo em 1974.

Tadeu Carneiro

Engenheiro e mestre em engenharia metalúrgica pela Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Pesquisador do IPT entre 1984 e 1987. Mestre em Administração pela Universidade de Pittsburgh. Atualmente Vice-Presidente da Reference Metals Company, Inc., EUA.

Tibério Cescon

Engenheiro de minas e metalurgia e doutor em engenharia metalúrgica pela Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Engenheiro de qualidade de materiais e ensaios de vida de componentes da VEMAG/VW entre 1962 e 1974. Chefe do Laboratório de Metalografia do IPT entre 1974 e 1989. Diretor Técnico do IPT entre 1989 e 1992. Professor da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo desde 1988.

Toshiyuki Kuronuma

Engenheiro metalurgista pela Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Chefe do Laboratório de Soldagem e Ensaios Especiais do IPT entre 1970 e 1996.

Vera Lúcia Lana Joaquim

Licenciada em Física e Matemática pela Pontifícia Universidade Católica de São Paulo. Mestre em Ciências pela Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo. Pesquisadora do Laboratório de Microsonda do IPT entre 1976 e 1988.

1

O problema da qualidade dos trilhos†

Ary F. Torres, 1933

Em 1929, M. L. Lubinoff expôs na *Revue de Métallurgie* as observações colhidas numa sessão de ensaios disposta em 1889 na estrada de ferro Nicolas, entre as estações de São Petersburgo e Obouchawo, a pedido da Associação Técnica Russa. Essa linha era percorrida por todos os trens de mercadoria, indo de Moscou a São Petersburgo. Cento e noventa trilhos de 31,74 kg por metro foram fornecidos pelas usinas russas, apresentando composições químicas diversas. Os trilhos foram posicionados na referida sessão de ensaio, e passaram a trabalhar em condições absolutamente idênticas de traçado de linha, natureza do leito, lastro, conserva, velocidade e carga rolante. Em 1918, houve modificação da linha Obouchawo e todos os trilhos da sessão experimental foram retirados. Em virtude da grande transformação experimentada pela Rússia naquela época, o antigo pessoal da estrada foi substituído e o precioso arquivo, constituído pelos trilhos que já tinham 29 anos de serviço, foi sendo utilizado para os fins mais diversos: postes telegráficos e outras construções secundárias. Em 1926, graças à intervenção do Conselho Superior Técnico do comissariado das Vias e Comunicações Russas, foi possível salvar 90 dos antigos trilhos em observação. O exame desse material e a comparação com os perfis primitivos permitiram avaliar o desgaste de cada trilho.

† Reimpresso da publicação IPT 24, Ary Frederico Torres, O problema da qualidade dos trilhos, 1933, com autorização do Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo – IPT.

Os interessantes resultados colhidos nessa linha experimental levaram a Seção de Superestrutura de Linha, do Conselho Superior Técnico Russo, a organizar um novo trecho de observação situado na estrada de ferro Moscou-Koursk, sujeito à vigilância de um agente técnico que, duas vezes por ano, deveria transmitir o resultado de suas observações ao referido Conselho.

Na Suíça procura-se solucionar da melhor forma o problema levantado pelo desgaste excessivo dos trilhos na linha de Saint-Gothard, onde se tem verificado desgastes notáveis, que chegam a atingir um terço da largura do boleto (parte superior do trilho, sobre a qual se deslocam as rodas da locomotiva e dos vagões) em menos de um ano de serviço. Com a colaboração do Prof. Ros, do Laboratório de Ensaio de Materiais de Zurique, estão sendo observados trilhos tratados e não tratados, de diversas procedências, colocados num trecho da rampa do Saint-Gothard, entre Faido e Biasca. Visando a comparação de trilhos diversos submetidos à ação de patinagens violentas, têm sido feitas experiências em várias estradas de ferro, sendo particularmente interessante aquela realizada no Réseau du Nord em 1930, sob o controle de uma comissão mista de engenheiros ferroviários e metalurgistas. Nessa linha experimental, foram colocados trilhos de diversas procedências, destacando-se a superioridade dos trilhos tratados termicamente, conforme pode-se concluir de uma nota de Viteaux, publicada em 1931 na *Revue de Métallurgie*.

É inútil multiplicar os exemplos, pois são evidentes as vantagens que decorrem da observação sistemática do comportamento de trilhos em condições normais ou anormais de serviço. Essas observações *in loco* são mesmo indispensáveis, pois as condições da infra-estrutura, cargas por eixo, velocidades, material dos aros, temperaturas mínimas e outras que afetam a vida dos trilhos não são as mesmas nas diversas estradas de ferro. Seria interessante organizar uma linha de observação num trecho de grande movimento de uma de nossas estradas. Nessa linha, seriam dispostos trilhos de várias procedências, de diversos processos de fabricação, de composições químicas diferentes, não tratados e tratados por diversos processos. Além das indicações fornecidas pelos fabricantes, a ficha de cada tipo de trilho seria feita no Laboratório de Ensaio de Materiais da Escola Politécnica de São Paulo, abrangendo análise química, macrográfica e micrográfica, e a determinação de todas as características mecânicas. Uma vez fornecidas pelas estradas de ferro as informações referentes à vida do material, desgaste constatado e detalhes sobre possíveis acidentes verificados, essas fichas passarão a ter grande

valor, constituindo a documentação indispensável para formarmos um critério seguro para as novas aquisições, atendendo às condições de emprego entre nós. Assim, perfeitamente identificado o material de cada trilho, seria fácil concluir das observações periódicas qual o material que mais convém às condições especiais de serviço a que foi submetida a linha de ensaio. Seriam assim passadas em revista as diversas qualidades de trilhos hoje utilizadas, e novas composições ou processos de fabricação e tratamento sugeridas pela indústria poderiam ser submetidas à observação na mesma linha, em função da carga rolante, fácil de determinar. Dessa forma, poderíamos formar uma opinião segura quanto ao tipo de trilho que mais convém, e iríamos acompanhando a evolução do problema, observando sistematicamente, nas mesmas condições de emprego, cada novo material aconselhado pela indústria. Assim, por ocasião das compras, as nossas estradas teriam critério seguro na imposição de qualidades, processos de tratamento etc., e poderiam ser mais adequadas às condições particulares do emprego em nosso país.

As especificações estrangeiras, sempre influenciadas pelas condições locais de minério, processo de fabricação e emprego, variam de um país para outro, dificultando a tarefa do comprador brasileiro. Como as especificações são baseadas nas condições de uso e na disponibilidade de materiais de seus países de origem, elas podem estar privilegiando aspectos que não tenham interesse para as condições brasileiras de emprego. Considerando que o problema da qualidade do material dos trilhos é dos mais complexos, e que características que melhoram uma propriedade muitas vezes prejudicam outra, chegamos à conclusão de que a melhor forma de constituirmos um critério seguro é o da observação sistemática do comportamento do material em serviço e, sobretudo, o da formação de uma linha de ensaio. Ao lado disso, é indispensável o conhecimento dos processos de fabricação, e, principalmente, um exame completo de laboratório que possibilite uma boa interpretação das observações da linha de ensaio.

2

Ruptura por fadiga de eixos de tênderes e carros de estradas de ferro†

Hubertus Colpaert, 1936

1. INTRODUÇÃO

Sob a ação de choques, cargas e descargas, ou de esforços cíclicos alternados, uma peça de máquina pode romper-se com tensão menor do que a do limite de resistência dado por ensaios estáticos. A esse fenômeno de diminuição de resistência de um material aos esforços repetidos dá-se o nome de fadiga. Em laboratório, executam-se ensaios de fadiga submetendo uma série de corpos-de-prova do metal estudado a um número crescente de solicitações repetidas, por flexão, por tração ou por choque, com ciclos definidos. Desses ensaios, deduz-se um limite de fadiga, isto é, a tensão máxima sob a qual, para o gênero e ciclo de solicitação escolhidos, a peça poderia resistir indefinidamente.

Mesmo trabalhando aquém do limite de fadiga, porém, uma peça pode romper-se em virtude da eventual presença de entalhes, defeitos internos do metal (inclusões, bolhas, heterogeneidades) ou mudanças bruscas de seção, que provocam concentrações de tensões capazes de promover este fenômeno.

As rupturas por fadiga são sempre temerárias, porque, em geral, elas se dão com a peça em serviço, e sem que deformações permanentes visíveis previnam da

† Reimpresso do *Boletim do Instituto de Engenharia*, v. 24, n. 125, Ruptura por fadiga de eixos de tênderes e carros de estradas de ferro, 1936, com autorização do Instituto de Engenharia.

iminência da ruptura. De fato, quer por ter sido ultrapassado o limite de fadiga, quer pela concentração de tensões em virtude dos defeitos apontados, o fenômeno se inicia por uma trinca num ponto de uma seção da peça. Uma vez formada, e sob a ação dos esforços alternados, essa trinca avança e se alastra, devido à concentração de tensões em suas bordas, até que o núcleo ainda não afetado da peça se reduza de tal modo que não possa mais resistir às solicitações, rompendo-se bruscamente.

O exame da fratura de uma peça assim rompida revelará, em geral, duas zonas mais ou menos distintas: uma lisa e relativamente brilhante, que corresponde ao crescimento progressivo da trinca inicial, e cujo aspecto é devido aos atritos e contatos repetidos entre suas duas faces, apresentando freqüentemente formas de linhas características; a outra, menos brilhante e com aparência cristalina, corresponde ao último núcleo resistente, segundo o qual se deu a ruptura brusca final.

Um eixo de carro ferroviário representa um exemplo de peça submetida à fadiga: temos não só um ciclo de tensões variando entre $-\sigma$ e $+\sigma$, mas também choques repetidos. Como sua eventual ruptura pode acarretar um sério acidente, queremos divulgar dois exemplos interessantes estudados pelo IPT.

2. PRIMEIRO CASO

Uma importante estrada de ferro de um estado vizinho nos remeteu um eixo de tênder, rompido em serviço, solicitando o estudo das causas desse acidente. A figura 1 mostra o aspecto da seção da fratura; nela observa-se uma zona periférica, lisa, formada pela propagação da trinca inicial, e o núcleo que se rompeu por último, com aspecto cristalino, mostrando a zona onde as forças de coesão foram superadas, no último instante da vida útil do eixo. É fato firmado por muitos experimentadores, e mesmo justificável teoricamente, pelos menos em parte, que toda a descontinuidade, seja de material, seja de forma, dá origem a concentrações de tensões, que facilitam o surgimento das pequenas trincas a que nos referimos. Ora, no eixo em questão não havia mudanças bruscas de seção e nem entalhes que justificassem a fratura por fadiga.

Foram executados ensaios visando caracterizar as propriedades mecânicas do metal, sua composição química, sua macro e microestrutura e a presença de eventuais heterogeneidades. No sentido longitudinal do eixo, foi extraído um corpo-de-prova de tração, tipo *standard* da ASTM, o qual, ensaiado, deu os seguintes

resultados: limite de escoamento (kg/cm^2) = 2.170; limite de resistência (kg/cm^2) = 4.250; alongamento (%) = 35; e estrição (%) = 60. Dois ensaios de dureza Brinell (esfera de 10 mm) executados numa seção dos eixos, no centro e junto à periferia deram, respectivamente, 121 e 122 kg/mm^2 . Os resultados de análise química são mostrados a seguir: 0,18C-0,51Mn-0,035S-0,037P. Um ataque macrográfico (reativo de iodo), feito numa seção do eixo próxima à fratura, mostrou que esses elementos achavam-se distribuídos com relativa homogeneidade. A figura 2 mostra o aspecto médio da microestrutura do metal.

2.1. Discussão

O metal do eixo não apresentava heterogeneidade de constituição, falhas ou concentrações de impurezas que pudessem explicar a ruptura verificada. Como o eixo não apresentava entalhes ou mudanças bruscas de seção, a causa da ruptura deve ser explicada pelo baixo teor de carbono do aço, e, portanto, pelo seu baixo limite de resistência, pois é sabido que o limite de fadiga – de um modo geral e iguais a todos os demais fatores – aumenta com o limite de resistência e, portanto, com o teor de carbono. De fato, para a natureza e a intensidade das solicitações a que está submetido um eixo de estrada de ferro, as especificações exigem teores mínimos de carbono muito acima do que foi encontrado no eixo rompido. A especificação da American Railway Association, por exemplo, para eixos de aço carbono para carros e tênderes de até 6 1/2” de diâmetro nominal, exige que o metal apresente teor de carbono entre 0,40 e 0,55%; teor de manganês entre 0,40 e 0,70%; e teores de enxofre e fósforo abaixo de 0,05%.

2.2. Conclusões

- O teor de carbono revelado pela análise química, e confirmado pela quantidade de perlita na microestrutura, mostra tratar-se de um material pouco carburado (aço doce). As características mecânicas (limite de resistência, alongamento e dureza) são compatíveis com as de um aço com esse teor de carbono.
- O teor de impurezas (S e P) dado pela análise é relativamente baixo e a microestrutura mostra um reduzido número de inclusões.
- O eixo, em seção transversal, apresenta certa homogeneidade de constituição: o carbono é praticamente constante; as impurezas apresentam-se homogeneamente distribuídas, e mesmo o enxofre apresentou-se sem concentrações num ataque especial (Baumann).

3. SEGUNDO CASO

Com o intuito de aumentar a duração de eixos desgastados nas orlas da manga por um longo uso, uma estrada brasileira tentou restaurá-los pela deposição de camadas de solda, aplicadas eletricamente por meio de uma máquina automática; o desenho esquemático da figura 3 dá idéia do caso. A figura 4 mostra uma região restaurada; um ataque macrográfico evidencia as camadas de solda e a influência desta operação no metal subjacente.

Uma série de rupturas verificadas em eixos assim restaurados levou essa estrada a suspender esse método e a solicitar do Laboratório um estudo a respeito. Essas rupturas davam-se ao longo da inserção da manga propriamente dita no corpo do eixo, em zona, portanto, de solicitações máximas. O aspecto dessas fraturas exemplificadas (vide figura 5) acima era típico de ruptura por fadiga.

Para o estudo do caso, foi estabelecido um programa de ensaios para caracterizar o metal do eixo e da solda, e a influência dessa última sobre o primeiro. Foram executados ensaios abrangendo macro e micrografia, tração, dureza, dobramento e resistência à fadiga (flexão rotativa e choques repetidos); desses ensaios, só podemos dar aqui uma síntese. O metal do eixo, nas partes não afetadas pela solda, apresentou, no ensaio de tração, as características dadas a seguir: limite de escoamento (kg/cm^2) = 3.200; limite de resistência (kg/cm^2) = 5.450; alongamento em 10ϕ cm (%) = 24,2; alongamento em 4ϕ cm (%) = 34,9 e estrição (%) = 64,1.

Pelo ensaio de uma série de corpos-de-prova, foi determinado que o limite de fadiga do metal do eixo à flexão rotativa é de 2.550 kg/cm^2 . Quanto à resistência, vinte corpos-de-prova tipo Mesnager, retirados de vários pontos do eixo (em pontos não afetados pelas soldas), ensaiados em pêndulo Charpy de 30 kg.m, deram resiliências oscilando entre 11,8 e 14,7 kg.m/cm^2 . Uma série de cinco corpos-de-prova, interessando a zona da solda, deu resiliências entre 4,1 e 9,4 kg.m/cm^2 apenas. Em ensaios de dobramento, os corpos-de-prova do metal não afetado suportaram, sem trincamento, um ângulo de dobramento de 180° . Um corpo-de-prova com solda, sob um ângulo de 3° apenas, fendeu-se na superfície de contato entre a solda e o material de suporte. A grande heterogeneidade mecânica existente entre o metal da solda e o do eixo foi comprovada ainda por uma série de ensaios de dureza Brinell, que achamos interessante reproduzir (vide tabela 1). A figura 5 mostra os pontos em que foram feitas as impressões.

Tabela 1. Resultados de dureza Brinell

Ponto	Diâmetro da impressão (mm)	Dureza (HB)	Observações
1	2,585	133	Material da solda
2	2,640	127	Material da solda
3	2,660	125	Material da solda
4	2,155	196	Zona temperada do eixo
5	2,035	221	Zona temperada do eixo
6	2,160	195	Zona temperada do eixo
7	2,130	200	Zona temperada do eixo
8	2,100	207	Zona temperada do eixo
9	2,280	174	Zona temperada do eixo
10	2,385	158	Zona não temperada do eixo
11	2,480	155	Zona não temperada do eixo
12	2,480	145	Zona não temperada do eixo

3.1. Discussão

O eixo original possuía características satisfatórias para o seu emprego, o que, aliás, o seu longo uso anterior à solda demonstrou. A solda provocou uma alteração estrutural no eixo, nas proximidades da restauração, notando-se ainda sensível diferença entre o metal da solda e o do eixo, bem como poros e falhas na própria solda e na linha divisória. O material do eixo, devido ao aquecimento produzido pela solda seguido de resfriamento brusco, passou a apresentar uma microestrutura de tñpera branda na zona de contato e também uma estrutura coalescida, típica de superaquecimento (vide figura 7). O material da solda, em virtude de sua estrutura bruta de fusão, apresenta características de fragilidade e, devido a certas falhas, a parte restaurada, em alguns pontos, não está perfeitamente unida ao eixo. No caso parece justificado atribuir as rupturas por fadiga às seguintes causas, todas elas provenientes da solda:

- Presença de concentração de tensões na periferia do eixo, ao longo do cordão de solda, em virtude da descontinuidade e heterogeneidade da região soldada, agravada pela presença de falhas que atuam com entalhes agudos (figura 8).

- A parte restaurada do metal do eixo e o material da solda apresentaram propriedades mecânicas inferiores ao desejado, devido ao baixo teor de carbono e à presença de regiões frágeis.

Aliás, em caso análogo estudado em laboratório estrangeiro, a solda foi dada como causa de ruptura por fadiga¹. Posteriormente aos estudos feitos no IPT, encontramos na *Railway Gazette* uma declaração dos fabricantes de aros e eixos da Grã-Bretanha desaconselhando em absoluto o emprego de solda (elétrica ou oxi-acetilênica) em eixos (e aros) de carros ferroviários².

4. REFERÊNCIAS

1. SCHOTTKY, H. Solda por fusão e ruptura por fadiga. *Kruppsche Monatshefte*, VII, p. 213-226, 1926.
2. THE RAILWAY Gazette, Oct. 1933.

5. FIGURAS

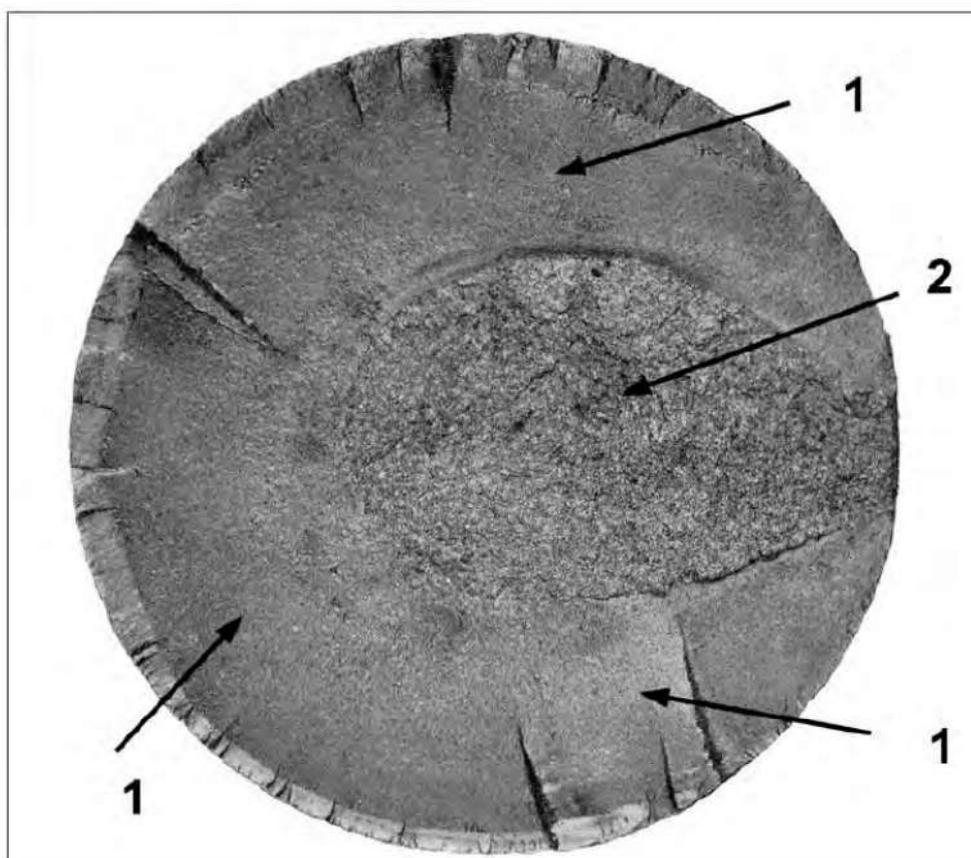


Figura 1. Aspecto da fratura do eixo de tênder. Setas 1 apresentam região lisa, de fratura estável, e seta 2 a região de fratura instável.

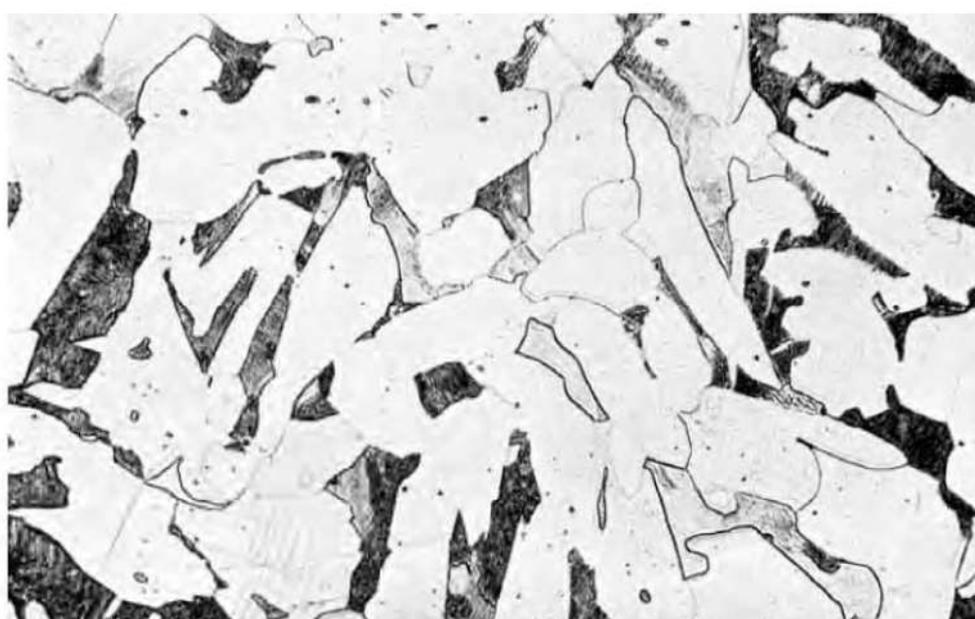


Figura 2. Microestrutura do eixo, em seção transversal. Perlita (escuro) sobre ferrita (branco) e inclusões. Reativo de ácido azótico. 200X.

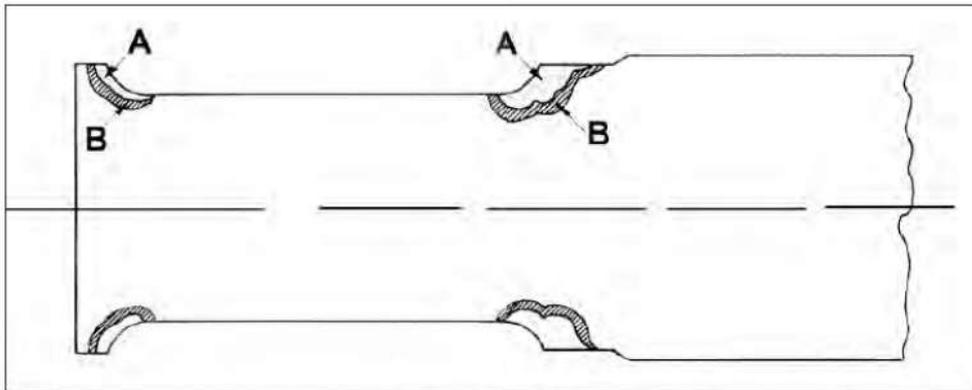


Figura 3. Desenho esquemático de uma seção longitudinal da manga de um eixo restaurado. A: material acrescentado por solda; B: zona afetada termicamente.

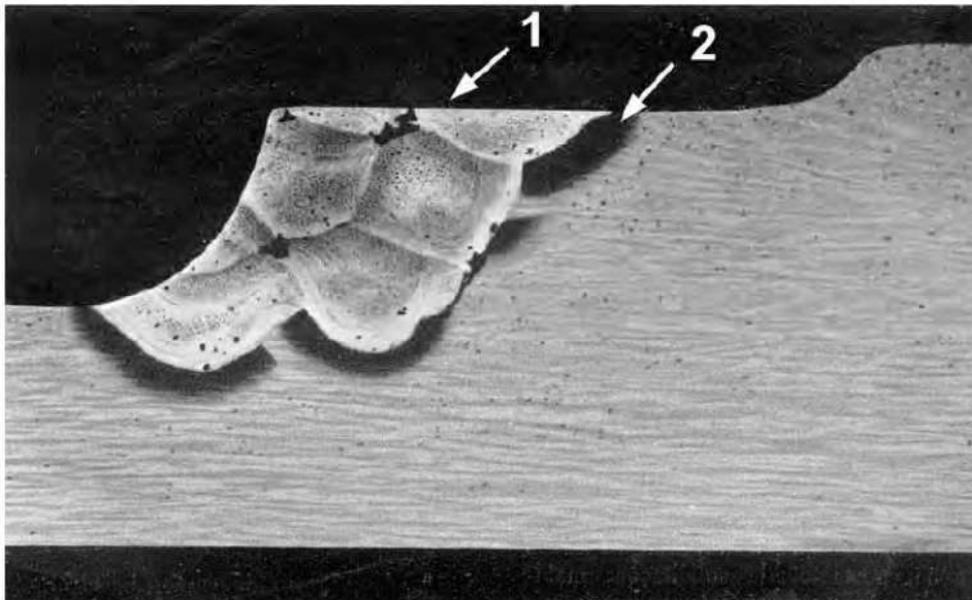


Figura 4. Zona restaurada do eixo – orlas restauradas pela solda (seta 1). Halo cinzento (seta 2) mostra a zona afetada termicamente no metal base. Reativo de iodo.

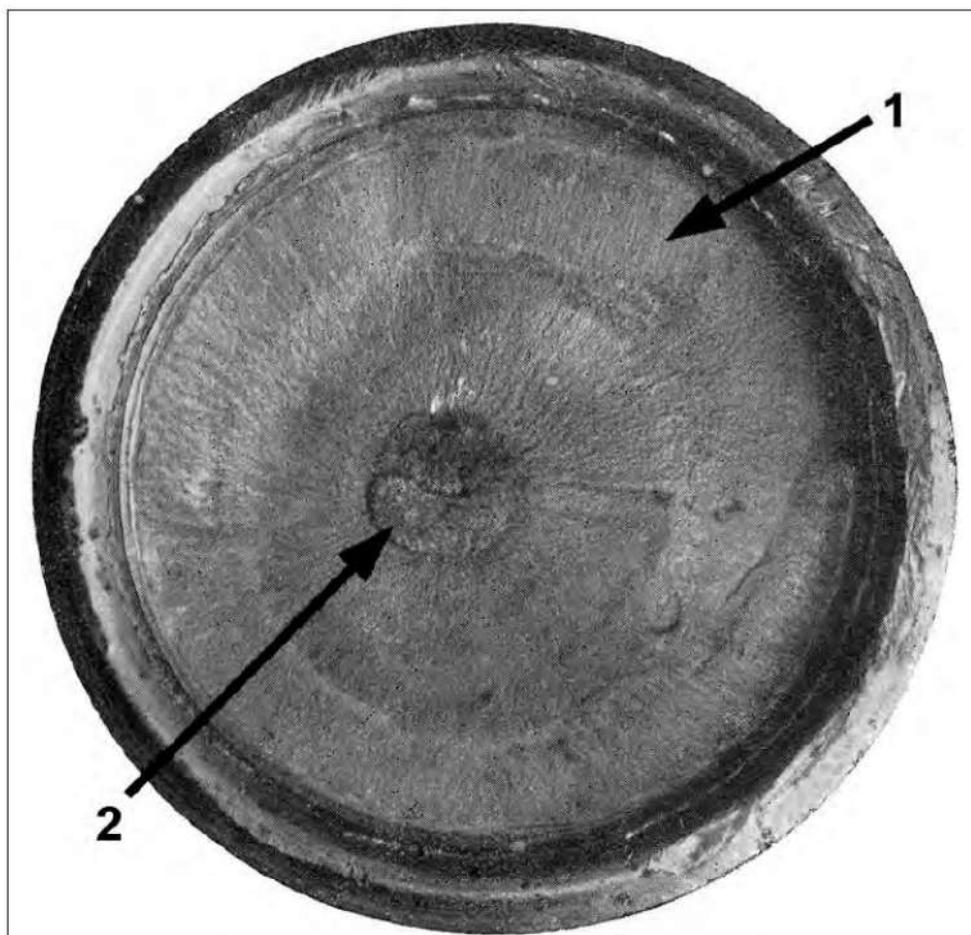


Figura 5. Aspecto da fratura da manga, no plano de sua inserção com o corpo do eixo. Seta 1 aponta para região de aspecto liso, fratura estável, e seta 2 para região de fratura instável.

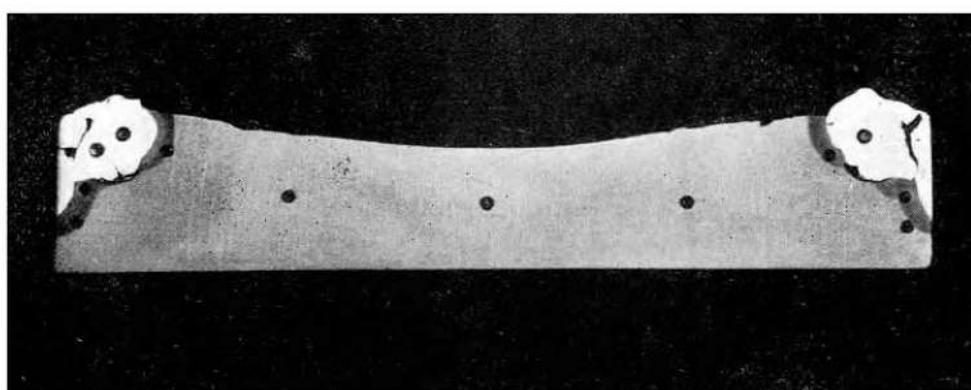


Figura 6. Aspecto da seção diametral da parte do eixo comprometida entre a fratura e uma seção transversal. Observa-se a localização das impressões dos ensaios de dureza. Reativo de iodo.



Figura 7. Aspecto da zona afetada termicamente, com microestrutura típica de aço superaquecido, seguido de resfriamento rápido. Formação de ferrita de Widmanstätten em contornos de grão. Reativo de ácido azótico. 700X.

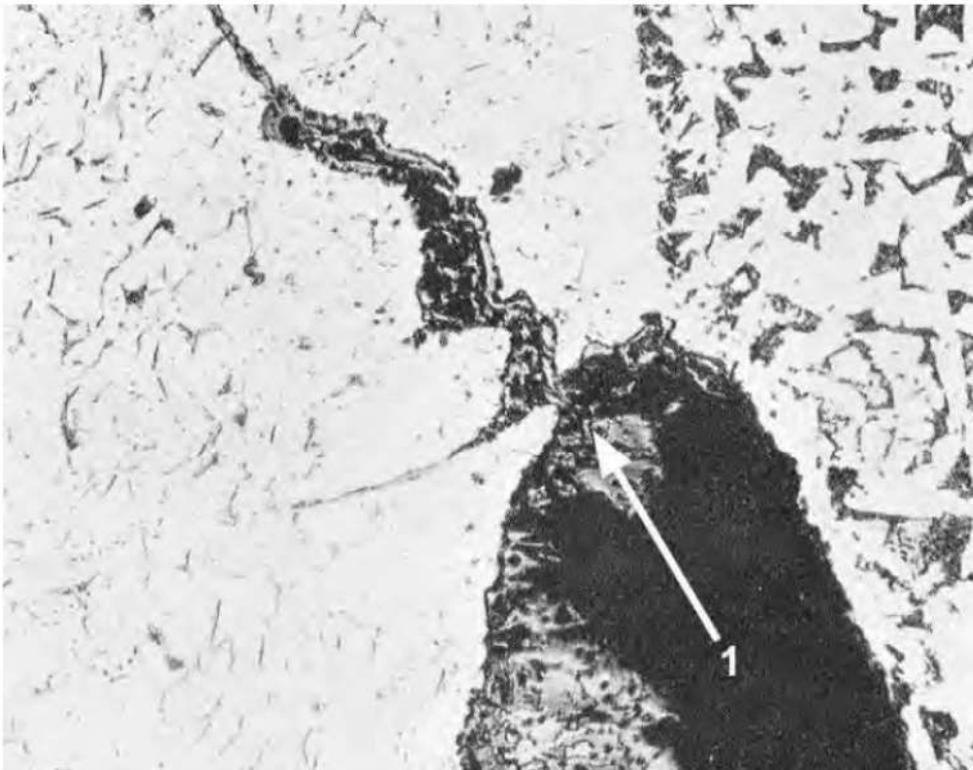


Figura 8. Região de contato da solda com o metal do eixo. Vêm-se falhas (seta 1) que nuclearam uma trinca. 170X.

3

Análise de falha em faca de bronze

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

1. INTRODUÇÃO

Investigou-se uma faca de bronze, utilizada para cortar papel, com as dimensões de 1,50 m de comprimento, 13 cm de largura e 0,8 cm de espessura. A faca apresentava uma trinca longitudinal, que abrangia em certo ponto toda a sua espessura. Objetiva-se determinar a causa provável da ruptura, considerando-se as condições de trabalho e estudar um modo de correção deste defeito.

2. ENSAIOS REALIZADOS

Realizaram-se os seguintes testes na faca de bronze:

- Provas de imersão do material da faca em solução ácida de nitrato de mercúrio para estudar a susceptibilidade deste material à ação dos elementos químicos. Para tanto, uma fatia transversal da faca foi mergulhada em um litro de solução aquosa contendo 100 g de nitrato de mercúrio e 13 cm³ de ácido nítrico de densidade 1,4 e investigou-se o aparecimento de trincas durante o ensaio.
- Simulação de tratamentos térmicos de alívio de tensões internas da faca a temperaturas de 200 a 350°C.
- Exames macro e micrográficos.

* Pesquisadores responsáveis pelo documento técnico.

- Testes de dureza Rockwell e Brinell após várias condições de tratamento térmico.
- Ensaios de dobramento para estudar a ductilidade do material antes e após tratamento térmico.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Aventou-se a hipótese de a trinca ser intercristalina, decorrente de um fenômeno conhecido como corrosão sob tensão — *season-cracking*¹. Este fenômeno é causado pela ação simultânea de tensões internas e de determinados agentes químicos. Sendo a faca constituída por uma liga de cobre altamente trabalhada a frio, a probabilidade de existirem tensões internas era grande. As figuras 1 e 2 mostraram que a trinca em questão realmente era de natureza intercristalina. Para confirmar a ocorrência de corrosão sob tensão, investigou-se a susceptibilidade do material à ação de elementos químicos. Observou-se após 15 minutos de ensaio o aparecimento de trincas na faca, confirmando esta hipótese.

Determinada a causa provável da ruptura, foram investigadas maneiras de evitar que tal problema se repetisse. Imaginou-se que através de um tratamento térmico poder-se-ia liberar o material de suas tensões internas. Assim, um dos fatores que teriam causado a ruptura seria eliminado, proporcionando à faca maior vida útil. Foram seccionados cinco corpos-de-prova transversalmente, de modo que abrangessem toda a seção da faca. Cada um dos cinco segmentos recebeu um tratamento térmico diferenciado em forno elétrico. As temperaturas, determinadas por meio de

Tabela 1. Resultados de dureza e de trincamento após tratamento térmico

Corpo-de-prova	Temperatura de aquecimento (para tempo de 60 min)	Dureza Rockwell B (HRB)	Susceptibilidade
1	Sem tratamento	102	Trincas antes de ½ hora
2	200°C	102	Trincas antes de ½ hora
3	300°C	101	Não apresentou trincas após 24 horas de imersão
4	325°C	88	Não apresentou trincas após 24 horas de imersão
5	350°C	78	Não apresentou trincas após 24 horas de imersão

um pirômetro de par termoeletrico, permaneceram constantes por uma hora. Para mensurar os resultados obtidos, utilizou-se uma máquina Rockwell tipo 5H, com a esfera de 1/16", sob o esforço de 100 kg. Em seguida, mergulhamos cada corpo-de-prova em solução aquosa para aferir a susceptibilidade do material à formação de trincas. Os resultados estão representados na tabela 1.

Investigou-se, também, a influência do tempo de tratamento na dureza do material. Três novos segmentos da faca foram retirados e levados ao forno à temperatura de 300°C. O primeiro corpo-de-prova permaneceu nessas condições durante uma hora, o segundo durante duas horas e o terceiro durante três horas. Os resultados obtidos são apresentados na tabela 2. O último estudo realizado

Tabela 2. Resultados de dureza

Corpo-de-prova	Tempo (300°C)	Dureza Rockwell B (HRB)	Dureza Brinell (kg/mm ²)	Observações
1	Sem tratamento	102	250	(1)
2	1 hora	101	245	(1)
3	2 horas	99	235	-
4	3 horas	98	230	-

Os valores de dureza Brinell foram obtidos a partir dos valores de dureza Rockwell B, com o auxílio da tabela de conversão da Wilson Chart 38.

(1) Valores extrapolados na tabela de conversão, cujo limite superior é a dureza 100 Rockwell B.

Tabela 3. Resultados do teste de dobramento

Corpo-de-prova	Temperatura (por uma hora)	Ângulo de dobramento	Observações
1	Sem tratamento	13°	(1)
2	300°C	108°	(1)
3	325°C	180°	(2)
4	350°C	180°	(2)

Ensaio executado em máquina Amsler de dobramento. Corpos-de-prova flexionados sobre dois apoios pela ação de um cutelo terminado por uma superfície cilíndrica com diâmetro de 40 mm e espessura de corpo-de-prova de 7,8 mm.

(1) O corpo-de-prova rompeu-se ao ser atingido o ângulo de dobramento indicado.

(2) O corpo-de-prova não se rompeu.

buscou analisar a ductilidade do material antes e após tratamento térmico. Quatro novos corpos-de-prova foram selecionados e cortados transversalmente, com 25 mm de largura. O primeiro não recebeu nenhum tratamento térmico. Os demais foram tratados durante uma hora, cada qual a uma temperatura constante. Os resultados estão na tabela 3, e o aspecto dos corpos-de-prova após o ensaio é dado na figura 3.

4. CONCLUSÕES

- Após o tratamento de alívio de tensões a 300°C, o material tornou-se muito menos susceptível às trincas de tensão interna e corrosão, e sua dureza não se alterou de maneira considerável.
- O tempo de duração do tratamento mais adequado é o de uma hora, uma vez que este período diminui satisfatoriamente as tensões internas do material sem afetar substancialmente a dureza da lâmina.

5. REFERÊNCIA

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

6. FIGURAS

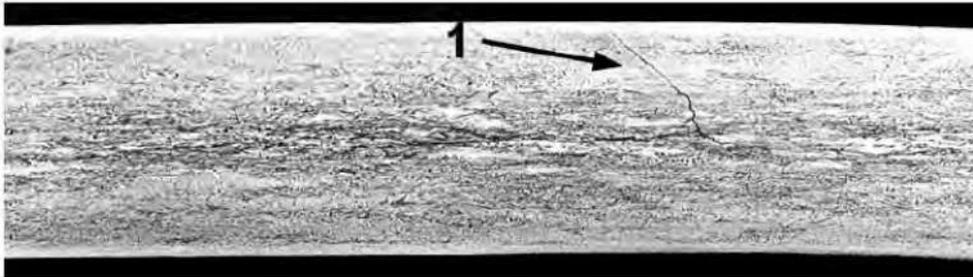


Figura 1. Aspecto de uma trinca (seta 1) vista em seção transversal da faca. Reativo de percloro de ácido férrico.



Figura 2. Detalhe da trinca atravessando uma área de eutético. Reativo de percloro de ácido férrico. 1.000X.

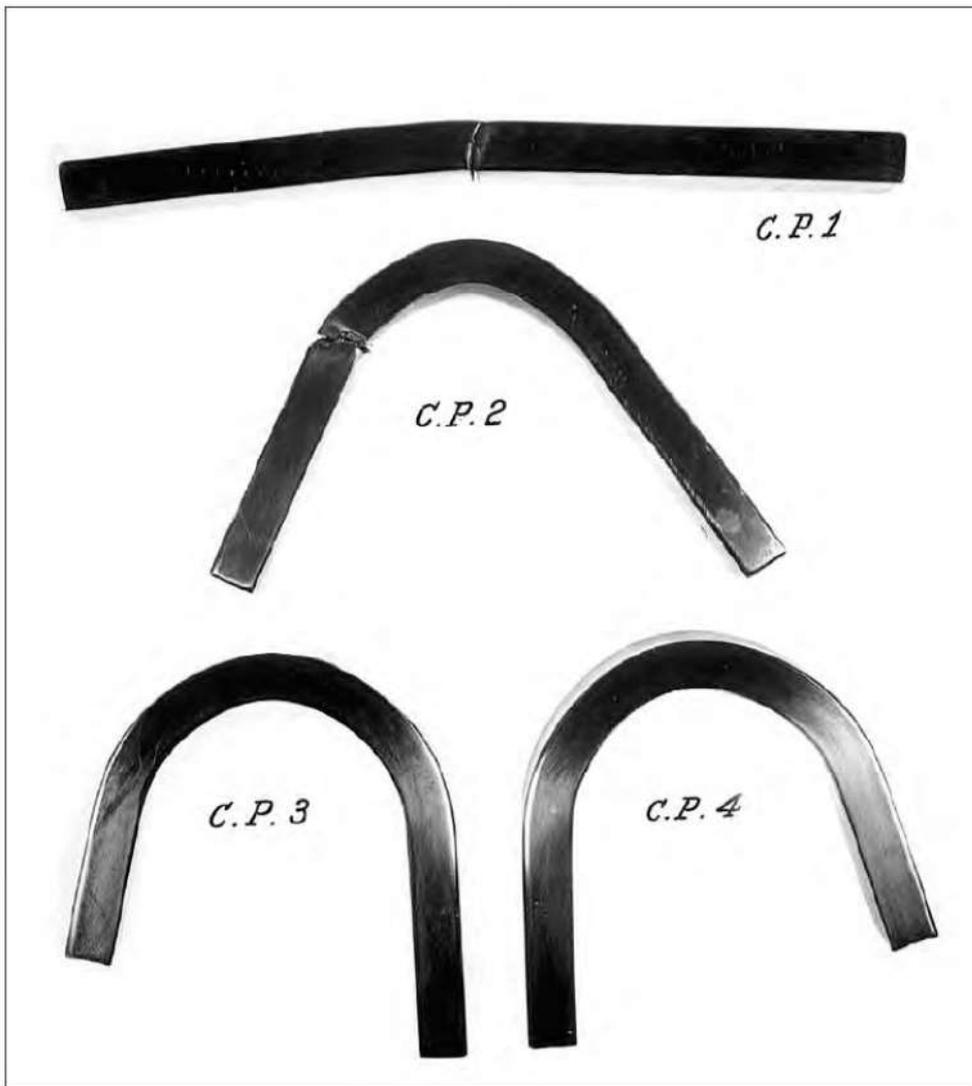


Figura 3. Aspecto dos corpos-de-prova após o ensaio de dobramento.

4

Análise de falha em mola para *trucks* de bonde

Hubertus Colpaert*, 1942

1. INTRODUÇÃO

Foi solicitado um estudo das qualidades de um segmento de barra de aço carbono de 22,2 mm de diâmetro (7/8”), utilizado em molas de bonde, bem como a definição do tratamento térmico mais adequado à sua aplicação. Além dessa amostra, foram recebidas três molas feitas com este mesmo aço, duas delas partidas e uma sem nenhum uso prévio, para que fosse efetuada uma análise da falha.

2. ENSAIOS REALIZADOS

As amostras de aço foram submetidas a análise química, inspeção visual e exame metalográfico.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A análise química da amostra de aço revelou tratar-se de um aço silício-manganês, cuja composição se aproxima da do aço 9250 da SAE (Society of Automotive Engineers) e das exigências da especificação A59-39 da ASTM (American Society for Testing and Materials), ambas transcritas na tabela 1, em confronto com a composição da barra enviada.

* Pesquisador responsável pelo documento técnico.

Tabela 1. Resultados de análise química

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

Os defeitos superficiais observados em vários trechos da amostra da barra (vide figura 1) foram provavelmente originados durante a laminação. Também foram fotografados trechos das molas fraturadas, que apresentaram trincas (vide figura 2), possivelmente originadas no forjamento das partes extremas. As figuras 3 e 4 mostram o aspecto das trincas junto às seções transversais e longitudinais das molas, nos quais se pode notar a sua profundidade, bem como certa descarbonização nas partes contíguas. O aspecto micrográfico de uma das molas rompidas apresenta uma microestrutura sorbítica (martensita revenida a baixa temperatura), característica de aço temperado e revenido (vide figura 4).

O aspecto médio do material da barra, sem ataque, indicou presença de numerosas inclusões. A microestrutura da barra (vide figura 5) nada apresenta de anormal, a não ser a grande quantidade de inclusões, cuja natureza, dada o seu tamanho reduzido, é difícil de determinar micrograficamente.

4. CONCLUSÕES

- Os exames revelaram que o material não se afasta das composições recomendadas. Porém, a barra enviada e alguns trechos das peças rompidas apresentaram defeitos superficiais inadmissíveis em molas. Estes defeitos podem atuar como entalhes, comprometendo seriamente a resistência à fadiga.
- Quanto ao tratamento térmico mais adequado para este tipo de aço, recomenda-se não ultrapassar 954°C (1.750°F) no forjamento¹; temperar o material a partir de 850 a 870°C e reveni-lo entre 450 e 560°C. A dureza Brinell do aço assim tratado terá valores aproximados entre 360 e 430 HB.

5. REFERÊNCIA

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

6. FIGURAS

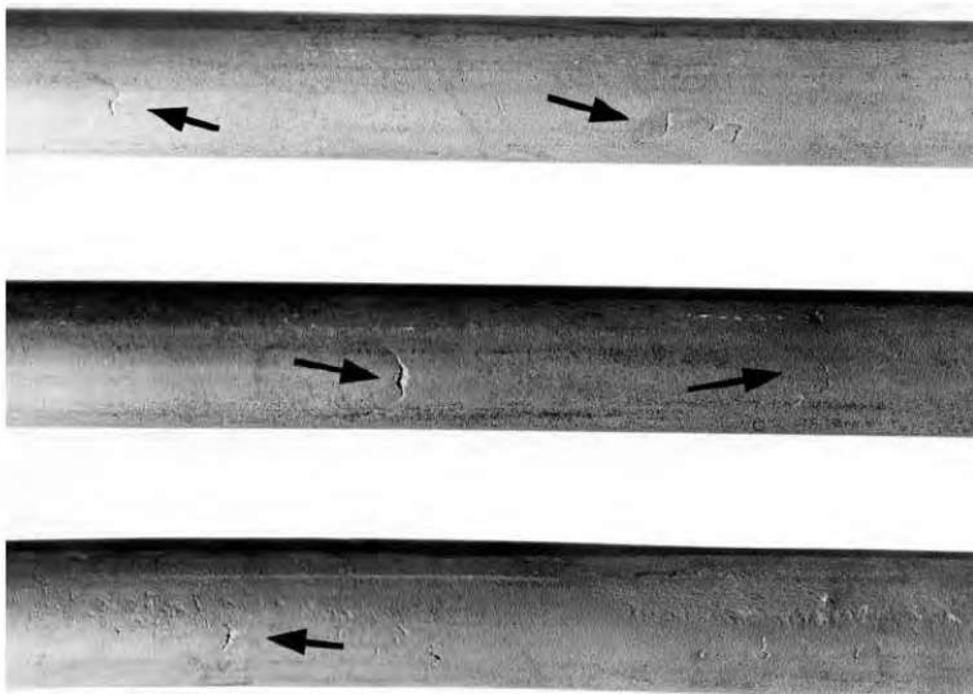


Figura 1. Aspecto de trechos da barra original, apresentando defeitos na superfície (setas).

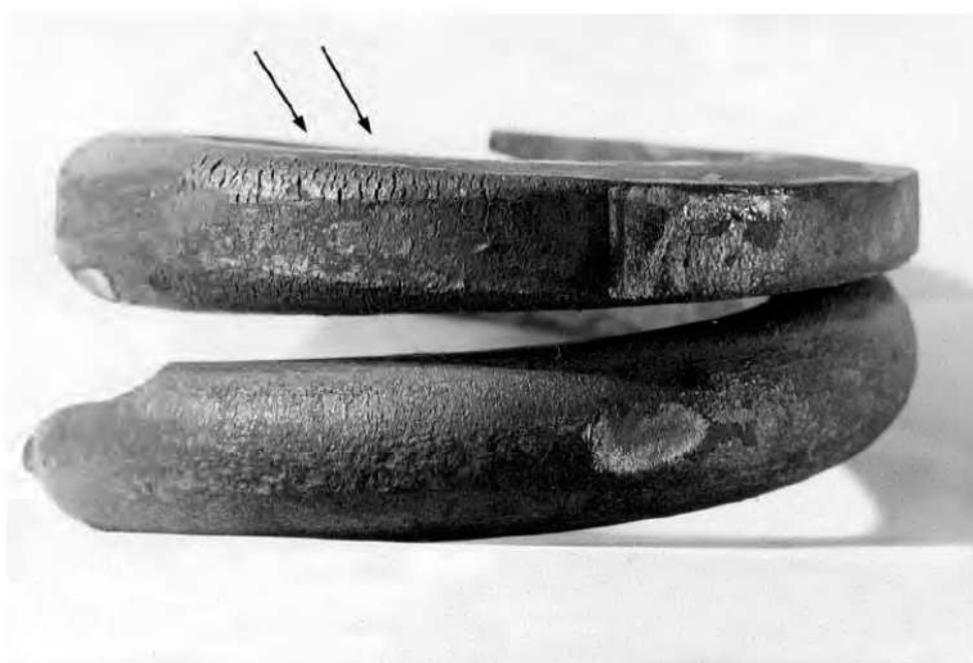


Figura 2. Trincas observadas em trechos próximos das extremidades das molas (setas).

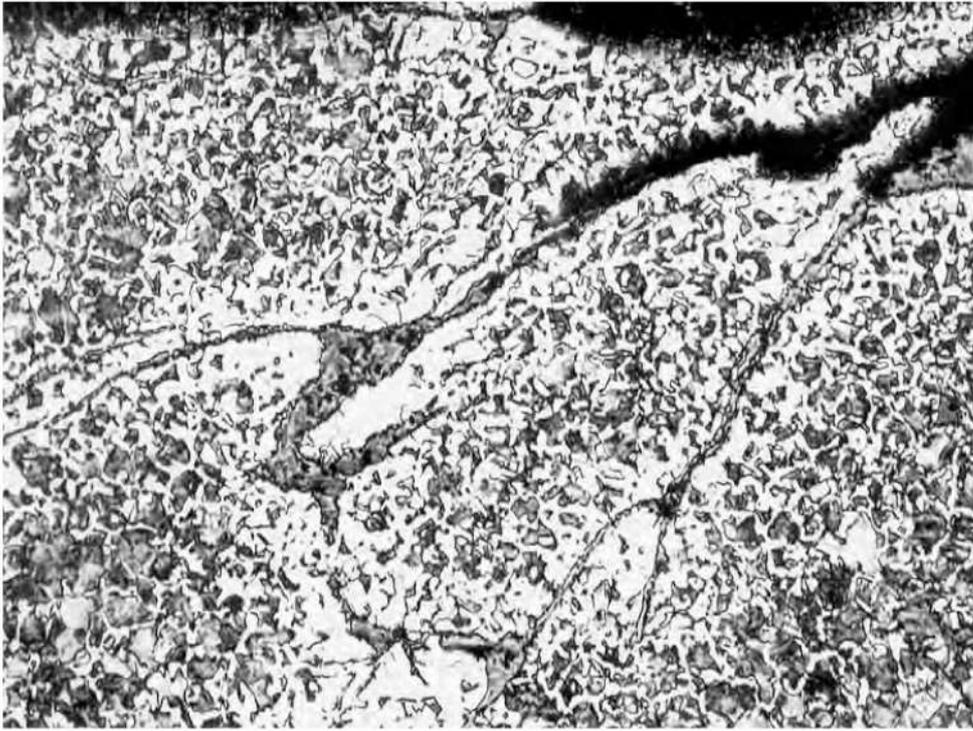


Figura 3. Barra original. Seção transversal. Aspecto junto à periferia da barra, mostrando a penetração de um dos defeitos observados na figura 1, com descarbonetação da região adjacente à trinca (áreas claras). Reativo de ácido nítrico. 100X.

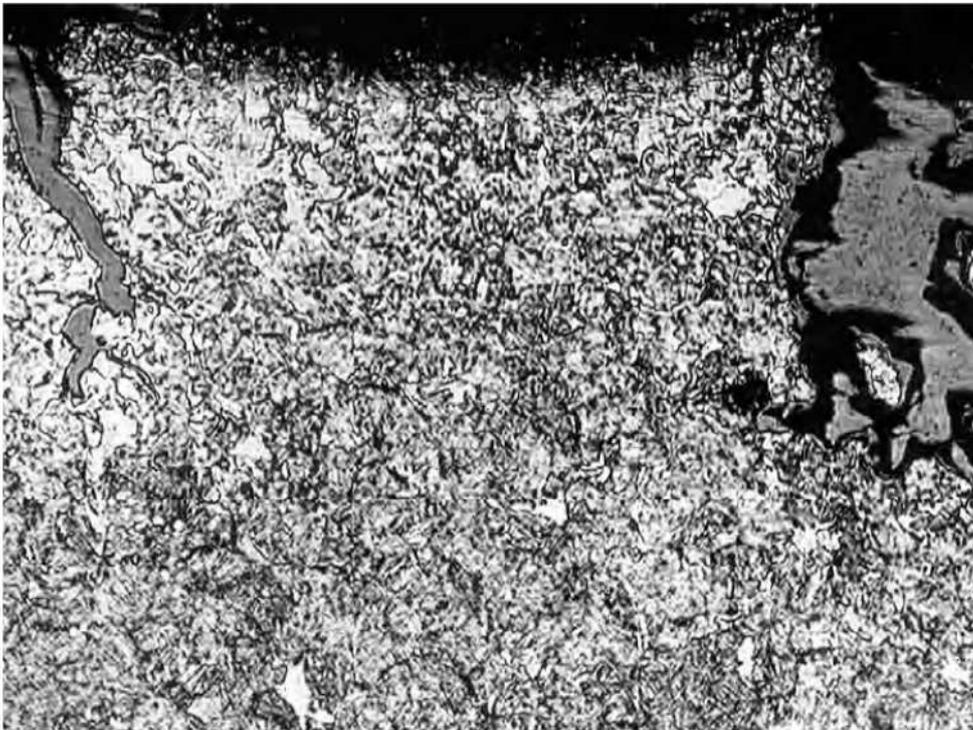


Figura 4. Mola rompida. Seção longitudinal-radial. Aspecto junto à periferia da mola, mostrando a penetração de um dos defeitos observados na figura 2, com descarbonetação da região adjacente à trinca (áreas claras). Microestrutura sorbítica (martensita revenida a baixa temperatura). Reativo de ácido nítrico. 200X.

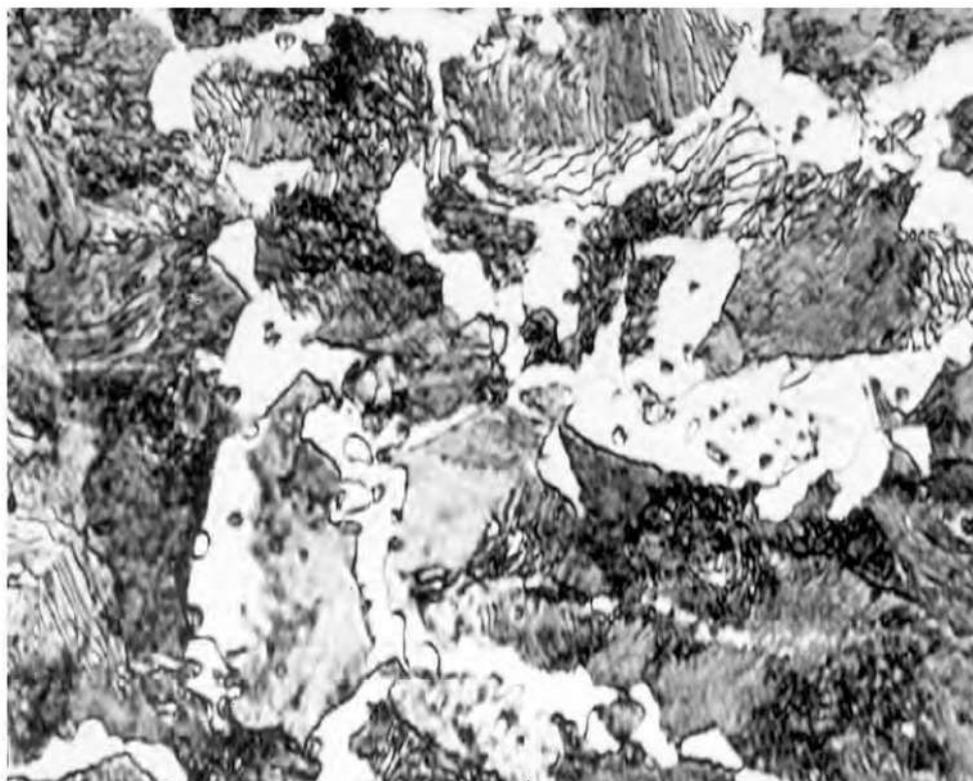


Figura 5. Barra original. Seção transversal. Grãos de perlita e de ferrita e inclusões. Reativo de ácido nítrico. 1.000X.

5

Exame microestrutural de pinos de balancim

Hubertus Colpaert*, 1944

1. INTRODUÇÃO

Uma viação aérea de transporte regular enviou dois pinos de balancim, sendo um nacional e outro alemão (vide figura 1). Os pinos de origem nacional rompiam freqüentemente durante o aperto da porca. Objetiva-se investigar as causas da falha prematura dos componentes nacionais.

2. ENSAIOS REALIZADOS

Foram realizados análise química, para comparar as composições do pino nacional e importado, e exame metalográfico, no intuito de colher dados sobre seus processos de fabricação. Adicionalmente, as duas peças foram submetidas a ensaio de dureza.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Pela análise química, verifica-se que o material nacional, em comparação com o estrangeiro, apresenta maior teor de carbono e teores mais baixos de manganês, níquel e molibdênio. O exame macrográfico mostra que as duas peças são cementadas; sendo que a peça nacional não é tão homogênea como a estrangeira.

* Pesquisador responsável pelo documento técnico.

As duas peças foram feitas de aços previamente laminados (vide figura 2). A caracterização microestrutural mostra que a peça estrangeira é cementada na sua superfície externa, ao passo que a nacional apresenta esse tratamento também na sua superfície interna (vide figuras 3 a 6).

As durezas Rockwell C, medidas nas superfícies de trabalho dos pinos, são altas, e praticamente equivalentes nas duas peças (61 HRC na peça estrangeira e 62 HRC na peça nacional, o que representa, respectivamente, valores de cerca de 740 e 760 Brinell – esfera de carboneto de tungstênio). No centro da base do pino rosqueado, no entanto, a dureza do produto nacional é da ordem de 350 HB, contra 250 HB do estrangeiro, o que significa que a peça importada provavelmente sofreu um revenido a uma temperatura mais elevada nessa região.

4. CONCLUSÃO

A peça nacional é menos homogênea que a estrangeira e apresenta uma dureza maior na base do pino rosqueado devido a um revenido insuficiente (utilização de baixa temperatura).

5. FIGURAS



Figura 1. Aspecto dos pinos como recebidos.

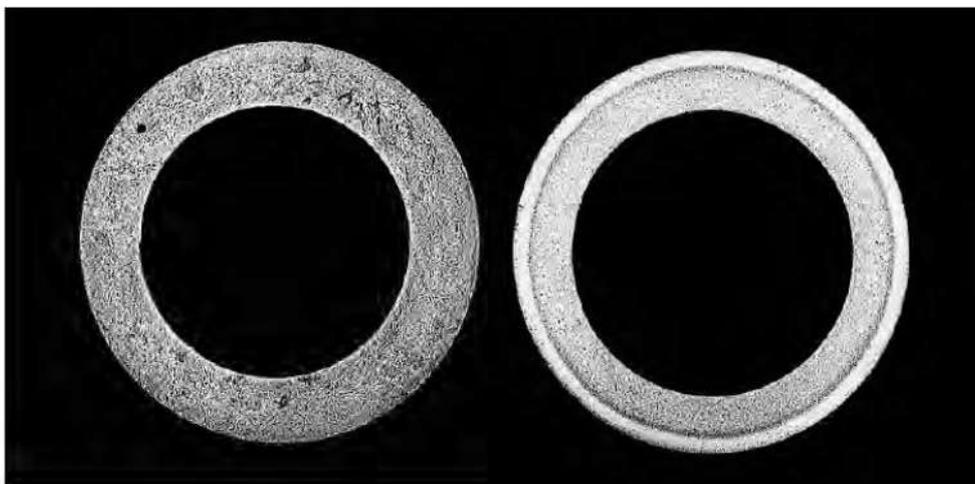


Figura 2. Aspecto dos pinos como recebidos (nacional à esquerda).

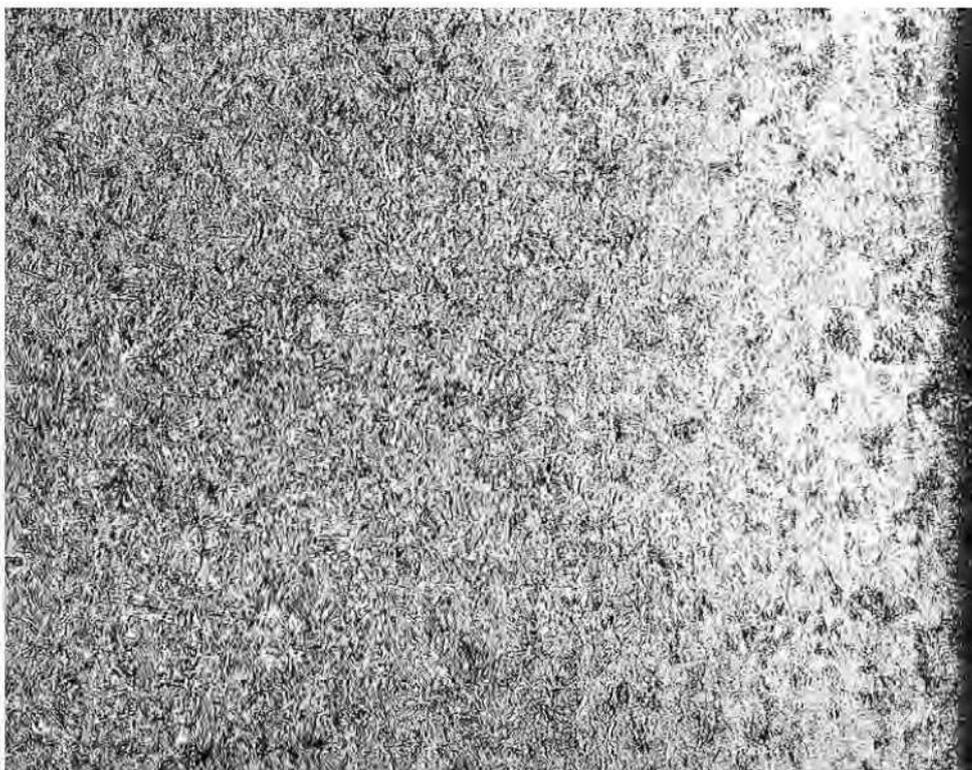


Figura 3. Peça nacional – superfície externa. Camada cementada. Reativo de ácido nítrico. 150X.

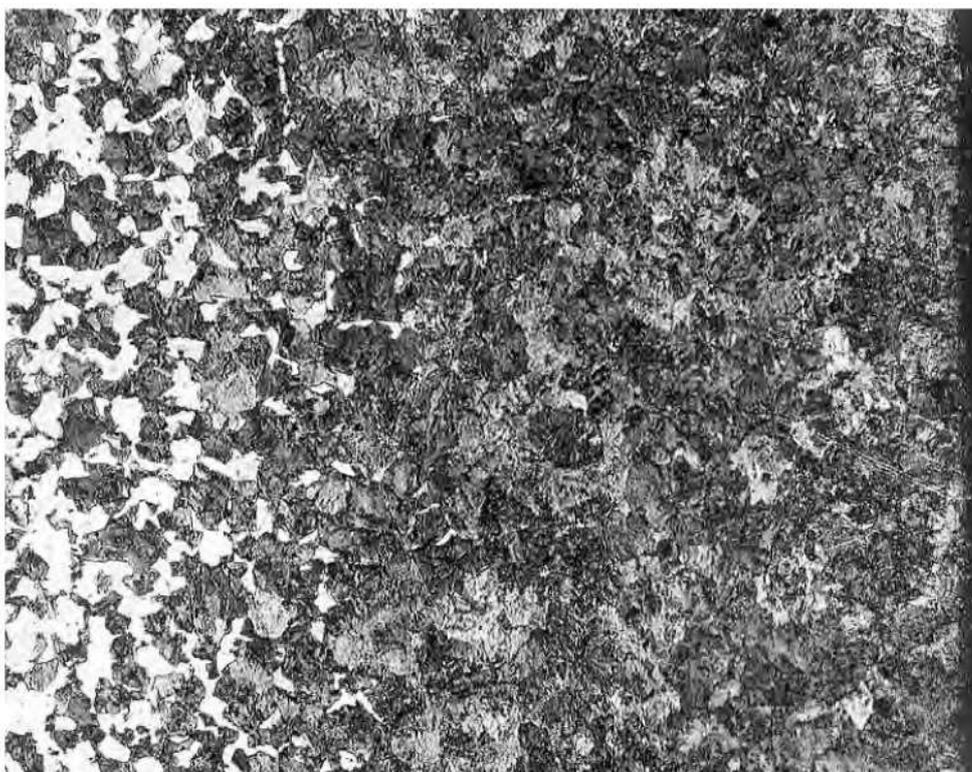


Figura 4. Peça importada – superfície externa. Camada cementada. Reativo de ácido nítrico. 150X.



Figura 5. Peça nacional – superfície interna. Camada cementada. Reativo de ácido nítrico. 150X

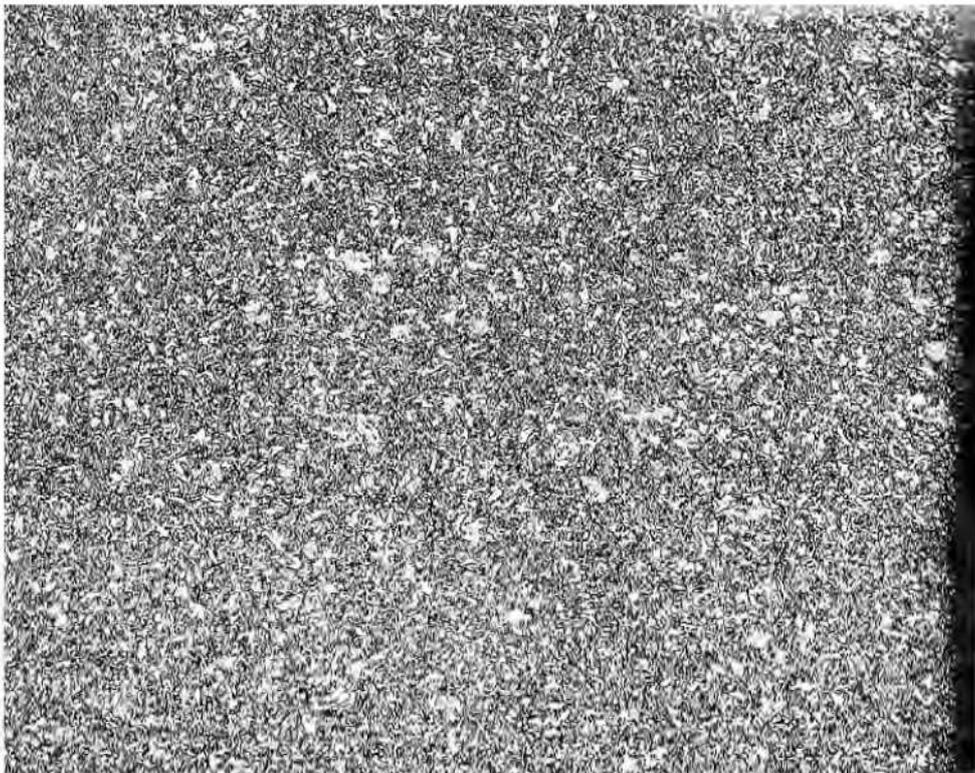


Figura 6. Peça importada – superfície interna. Não há cementação. Reativo de ácido nítrico. 150X.

6

Exame microestrutural de roletes de trator

Hubertus Colpaert*, 1944

1. INTRODUÇÃO

Foi realizada a análise de um rolete de trator de fabricação nacional, que apresentava numerosas trincas, para que fossem estudadas as causas da falha. Como termo de comparação, foi enviado outro rolete, de origem estrangeira, cujo comportamento em serviço foi considerado satisfatório.

2. ENSAIOS REALIZADOS

Foram realizados análise química, ensaio de dureza e exame metalográfico das duas peças.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A análise química revelou a presença de cromo e cobre somente na peça nacional, bem como um teor de manganês muito menor na peça estrangeira. O teor de carbono é comparável nas duas peças, sendo as diferenças verificadas quanto ao silício, fósforo e enxofre de pouca influência no caso.

A dureza Rockwell C medida no rolete importado, no estado original, apresentava na superfície valores da ordem de 40 HRC (\pm 370 Brinell), decrescendo a

* Pesquisador responsável pelo documento técnico.

dureza rapidamente na direção do interior da peça. O rolete nacional apresenta, na periferia, uma dureza Rockwell C de cerca de 60 HRC (± 600 Brinell). Estes valores não se alteram muito no interior da peça. Essa particularidade se explica em virtude do elevado teor de manganês, e, especialmente, pela presença de cromo.

O exame macrográfico (vide figuras 1 e 2) revelou nitidamente que a peça importada foi obtida através de um forjamento intenso, ao passo que a nacional foi obtida por fundição.

A microestrutura do material importado é típico de um aço que foi temperado, sem ultrapassar a temperatura crítica, dada a presença de restos de ferrita ainda não absorvida pela austenita (campo austenita + ferrita). Depois, o material foi revenido, provavelmente à temperatura de cerca de 400°C, como se pode concluir pela microestrutura sorbítica (martensita revenida a baixa temperatura) e pelo valor de dureza (370 Brinell). Estas características dão ao material boas propriedades mecânicas. Quanto à peça nacional, a dureza verificada foi de cerca de 600 Brinell. Este valor seria praticamente o mesmo se não fosse realizado nenhum revenimento após a têmpera.

4. CONCLUSÕES

- O forjamento da peça estrangeira orientou as impurezas do material de modo a se disporem em “fibras”, proximamente paralelas às superfícies mais sujeitas ao trincamento.
- A peça nacional, por ser fundida, apresentou uma estrutura dendrítica, que faz com que uma certa quantidade de impurezas fique alinhada perpendicularmente à superfície da peça. Portanto, as impurezas ficam alinhadas à direção das tensões que se desenvolvem durante o esfriamento, o que facilita o trincamento.
- O manganês, quando em teores entre 1 e 2%, é apontado como um dos mais sérios causadores de trincamento durante a têmpera. A peça nacional apresentou esse elemento dentro desta faixa, o que favoreceu o seu trincamento durante a têmpera.
- À vista da elevada dureza apresentada pela peça nacional, não é provável que a peça não tenha sofrido revenimento. Este tratamento seria indispensável para atenuar a fragilidade e, particularmente, para eliminar as tensões internas (na hipótese de a trinca não ter ocorrido durante a têmpera).

5. FIGURAS

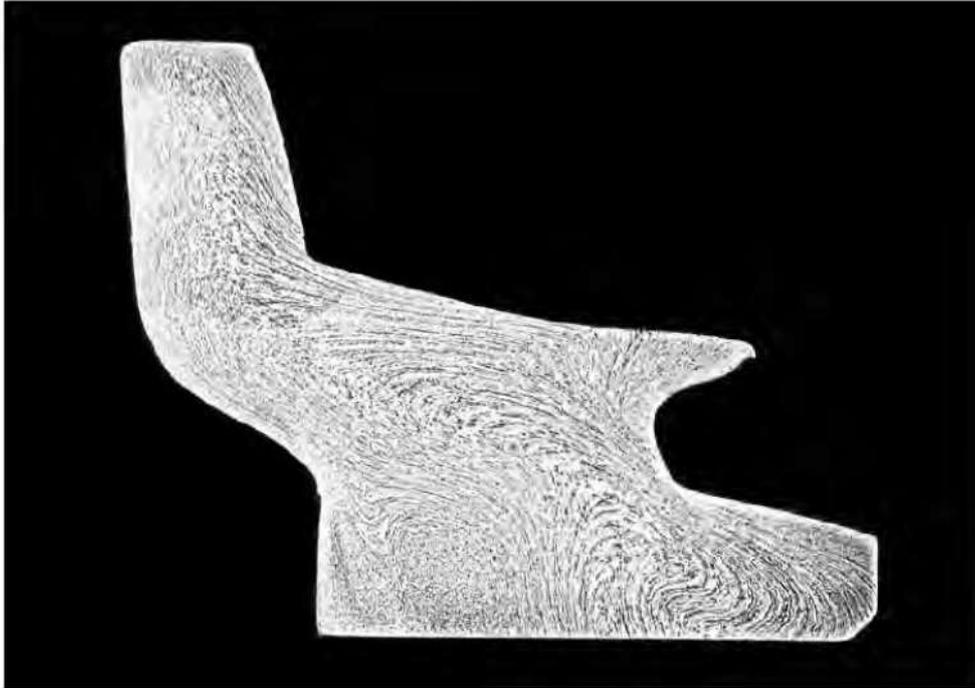


Figura 1. Seção axial do rolete estrangeiro. Reativo de iodo.



Figura 2. Seção axial do rolete nacional. Reativo de iodo.

7

Exame microestrutural de navalhas

Hubertus Colpaert*, 1948

1. INTRODUÇÃO

Diversas amostras de navalhas em várias fases de sua fabricação foram examinadas para que se determinassem as causas de sua excessiva fragilidade. A descrição das amostras é apresentada na tabela 1. As navalhas, tanto as feitas com aço sueco como as de aço americano, apresentaram excessiva fragilidade, a ponto de destacarem-se fragmentos durante seu esmerilhamento e, eventualmente, no processo de acabamento final. Suspeita-se que houve queima durante o forjamento.

2. RESULTADOS

A análise química da barra de aço americano demonstrou tratar-se de um aço do tipo SAE 52100 (segundo a classificação da Society of Automotive Engineers), como se pode verificar pelos resultados expostos na tabela 2.

2.1. Barras de aço

As barras de aço sueco e americano foram submetidas a exame metalográfico. O aspecto encontrado e reproduzido nas figuras 1 e 2 é característico de

* Pesquisador responsável pelo documento técnico.

um aço de alto teor de carbono, inteiramente coalescido, cuja microestrutura é formada por glóbulos de cementita em matriz ferrítica.

Tabela 1. Amostras enviadas para exame

Amostra	Observações
Barra de aço original sueco	Composição química: carbono 1,3%, manganês 0,3%, silício 0,2%, cromo 1,0%
Três rabos de navalha de aço sueco na condição recozida	Tratamento térmico: aquecimento a 750°C por meia hora, seguido de meia hora a 700°C, meia hora a 750°C e resfriamento no forno
Três rabos de navalha de aço sueco na condição temperada, apresentando fratura com granulação fina, média e grosseira	Tratamento térmico: aquecimento até 780°C em banho de sal fundido, e têmpera em óleo à temperatura ambiente. Em seguida, revenido a 170°C
Barra de aço original americano	Declarado “adequado à fabricação de navalhas”
Rabo de navalha de aço americano no estado bruto de forjamento	Temperatura de forjamento deve ter sido de cerca de 900°C

Tabela 2. Resultados de análise química do aço americano

Elemento	Aço americano (%)	Aço 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

* Composição nominal.

2.2. Navalha forjada - aço americano

A navalha em estado bruto de forjamento, feita com aço americano, também passou por exame metalográfico. A figura 3, que apresenta a peça em seção transversal, mostra uma dobra de forjamento. A figura 4 traz a peça em seção longitudinal, na parte mais espessa, onde podem ser notadas duas destas dobras. Uma das dobras da seção longitudinal foi examinada mais detalhadamente (vide figura 5), revelando nitidamente a deformação da microestrutura do material, confirmando

tratar-se de dobra de forjamento. Os altos teores de carbono e cromo, associados ao baixo teor de molibdênio, tornam o material muito apto ao endurecimento por têmpera. O esfriamento do ar que se seguiu ao forjamento foi suficiente para temperar parcialmente o material, como se pode verificar pela microestrutura observada na figura 6 (grãos de martensita com perlita fina e carbonetos nos contornos) e pela elevada dureza encontrada, de 560 Brinell. Não se verificou queima nem superaquecimento do material, pois não foram encontradas partes oxidadas no interior do metal, nem granulação muito grosseira.

2.3. Navalha recozida - aço sueco

O exame metalográfico da navalha recozida produzida a partir do aço sueco (figura 7) mostra, além da presença de pequenos glóbulos de cementita, a existência de cementita precipitada em contornos de grão. Esta rede origina-se normalmente nos aços com mais de 0,9% de carbono, quando, durante o aquecimento, a temperatura atinge valores dentro da zona crítica, ou acima dela, e o esfriamento subsequente é lento. O tratamento térmico provavelmente visava coalescer o aço, isto é, dar-lhe uma microestrutura em que os carbonetos (cementita) se apresentassem, o quanto possível, em glóbulos, como se observa no material da barra de aço sueco (figura 1).

2.4. Navalha temperada e revenida - aço sueco

As figuras 8 a 10 referem-se às microestruturas das amostras das navalhas de aço sueco após têmpera e revenimento, que apresentaram fraturas de aspecto graúdo a fino. As micrografias revelam tamanhos de grão que correspondem ao aspecto das fraturas, notando-se a presença de cementita disposta nos contornos dos grãos.

3. DISCUSSÃO

Pela análise química do aço declarado americano, foi possível constatar que se trata de um aço de alto teor de carbono, com cromo. A composição difere daquela atribuída ao aço sueco, pois tem menos carbono e mais cromo. Peças de aço com essa composição podem ser enquadradas no tipo SAE 52100. A bibliografia consultada sobre aços adequados para navalhas recomenda composições com maior teor de carbono do que o encontrado no aço americano, aproximando-se mais da composição do aço sueco.

A microestrutura do aço da amostra forjada com aço americano não está queimada, mas apresenta dobras de forjamento que podem atuar como trincas.

A microestrutura da navalha recozida feita com aço sueco apresenta carbonetos nos contornos dos grãos, o que demonstra que não houve coalescimento completo com a prática adotada nesse tratamento. As causas desse coalescimento incompleto podem ser um número de oscilações da temperatura insuficiente, ou a utilização de uma temperatura superior à conveniente para esse tratamento. Uma temperatura muito alta provocaria a entrada, em solução sólida, de uma quantidade maior de carbonetos que, durante o esfriamento lento, precipitariam nos contornos dos grãos.

A variação do tamanho de grão, observada nas navalhas temperadas e revenidas feitas com aço sueco mostra que as temperaturas atingidas no recozimento não foram iguais para todas as amostras, correspondendo as granulações grosseiras a temperaturas mais elevadas. A presença de cementita nos contornos dos grãos torna-os mais visíveis na micrografia e é também a causa do aspecto granular cristalino da fratura. Esta rede de carbonetos já existia no momento da têmpera. Ela pode ter se formado em virtude de um aquecimento excessivo, seguido de um esfriamento lento até dentro da zona crítica, e têmpera subsequente. Porém, é mais provável que tenha provindo da insuficiência do recozimento. A presença de uma rede de cementita, que é um composto duríssimo, torna a peça ainda mais frágil do que é naturalmente, e quebradiça demais para suportar os choques e esforços a que fica sujeita durante o trabalho de acabamento. Para diminuir a excessiva fragilidade do produto, deve-se atenuar a formação de cementita no contorno dos grãos, e revenir a uma temperatura mais elevada, pois se verificou que a dureza das peças tratadas, superior a 700 Brinell, era exagerada.

Sendo as composições químicas dos dois aços empregados diferentes, as temperaturas utilizadas em seus tratamentos não podem ser as mesmas, devendo-se adequá-las ao tipo de aço empregado. Deve-se dedicar um cuidado especial para assegurar a distribuição dos carbonetos mais homogênea possível no momento da têmpera.

4. CONCLUSÕES

- A análise química do aço declarado americano revelou tratar-se de um aço de alto teor de carbono, com cromo. A composição difere daquela atribuída ao aço sueco, pois tem menos carbono e mais cromo.

- A microestrutura na navalha forjada (aço americano) apresenta dobras de forjamento que podem atuar como trincas.
- A microestrutura da navalha recozida (aço sueco) apresenta precipitação intergranular de carbonetos.
- A variação do tamanho de grão observada nas navalhas temperadas e revenidas (aço sueco) mostra que as temperaturas atingidas no recozimento não foram iguais para todas as amostras, correspondendo as granulações grosseiras a temperaturas mais elevadas.
- A presença de uma rede de cementita torna a peça frágil e quebradiça demais para suportar os choques e esforços a que fica sujeita durante o trabalho de acabamento. Para diminuir a excessiva fragilidade do produto, deve-se atenuar a formação de cementita no contorno dos grãos, e revenir a uma temperatura mais elevada. Verificou-se que a dureza das peças tratadas (> 700 HB) era exagerada.

5. FIGURAS



Figura 1. Barra de aço sueco. Glóbulos de cementita sobre um fundo de ferrita. Microestrutura de aço completamente coalescido. Reativo de ácido nítrico. 1.000X.

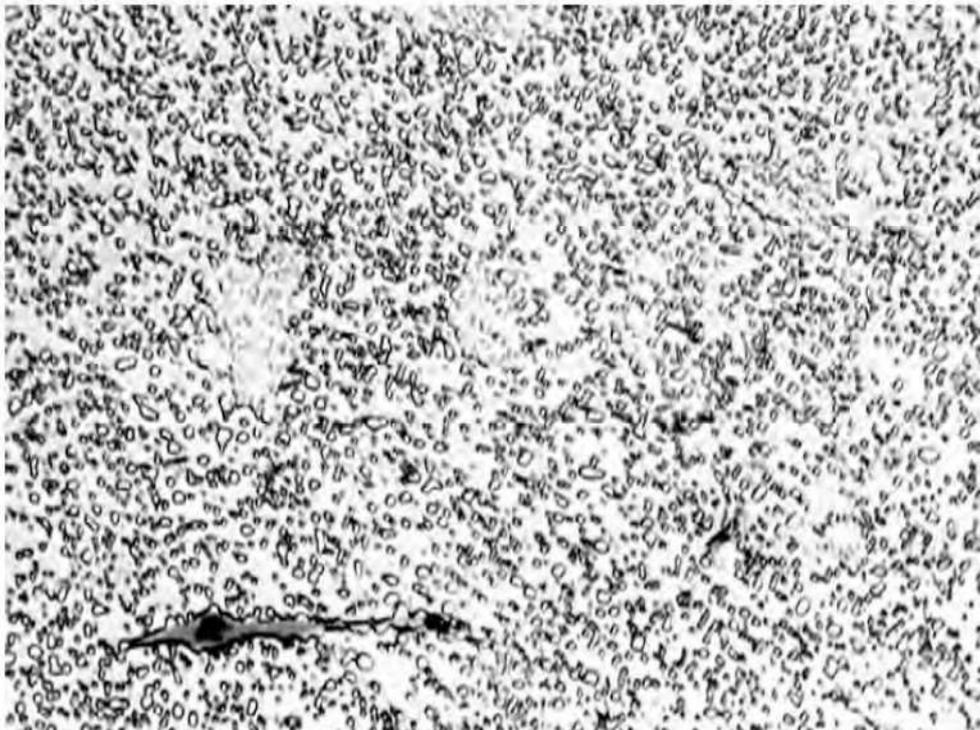


Figura 2. Barra de aço americano. Glóbulos de cementita sobre um fundo de ferrita. Microestrutura de aço completamente coalescido. Reativo de ácido nítrico. 1.000X.

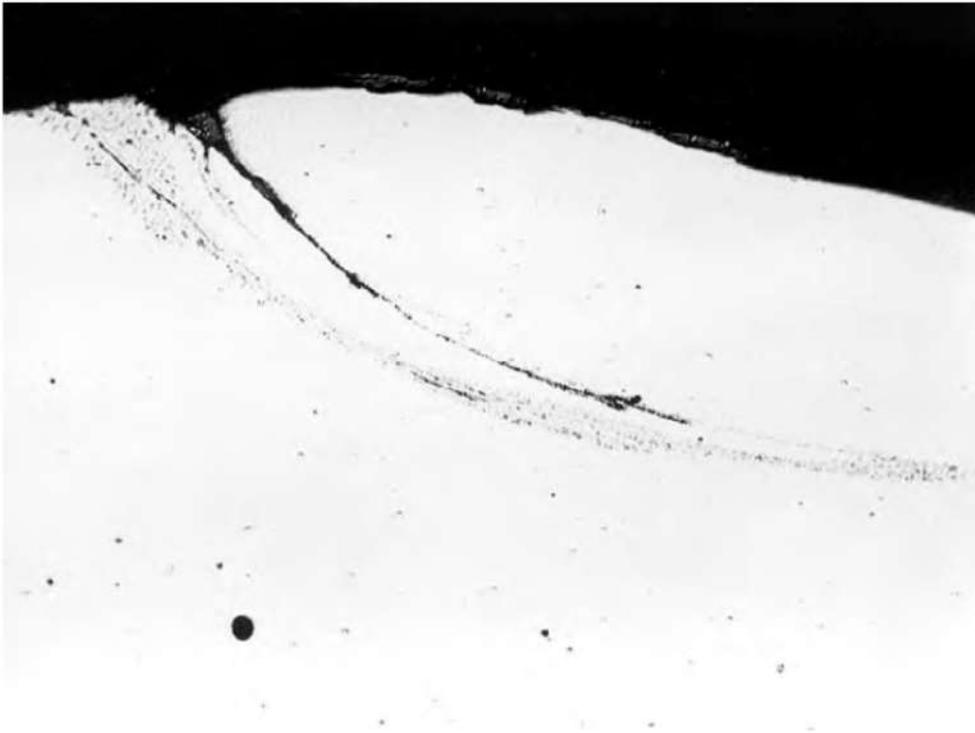


Figura 3. Navalha no estado bruto de forjamento. Seção transversal sem ataque. Aspecto de uma dobra de forjamento. 200X.

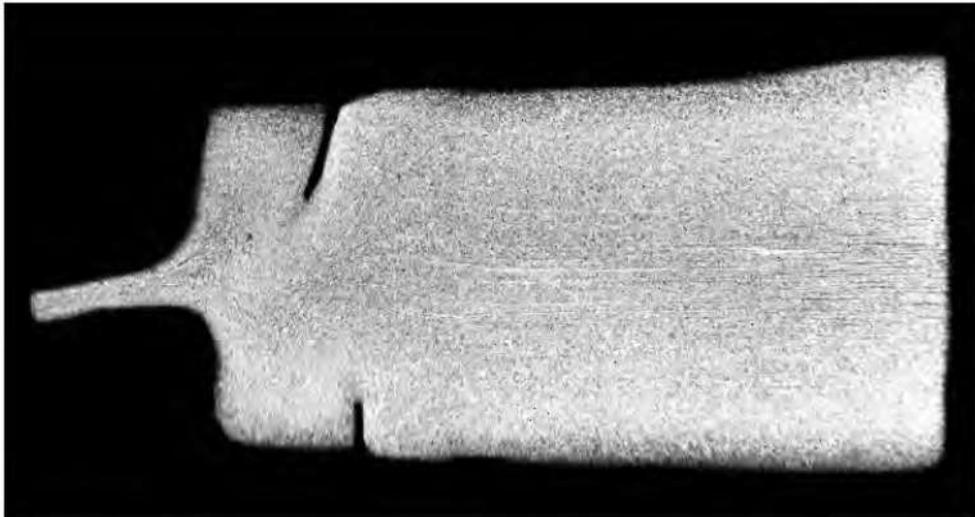


Figura 4. Navalha no estado bruto de forjamento. Seção longitudinal, na parte mais espessa. Notam-se dobras de forjamento. Reativo de ácido nítrico. 10X.



Figura 5. Navalha no estado bruto de forjamento. Seção longitudinal. Notam-se as deformações internas que a dobra citada produziu no interior do material. Reativo de ácido nítrico, 60X.

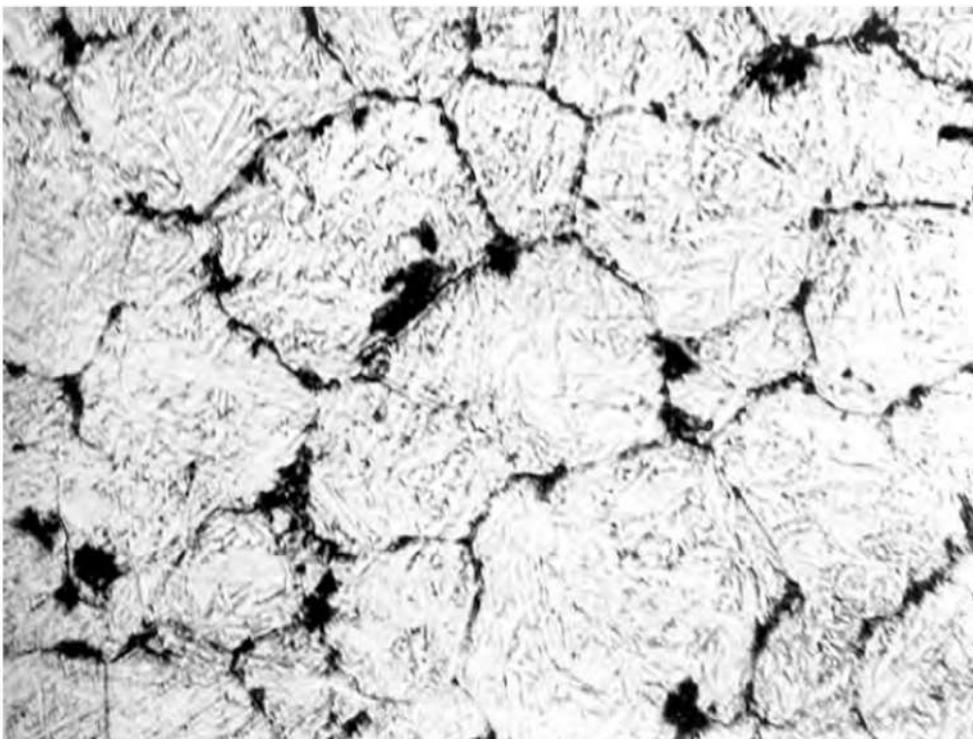


Figura 6. Navalha no estado bruto de forjamento. Seção longitudinal. Grãos de martensita com áreas de perlita fina e de carbonetos no seu contorno. Reativo de ácido nítrico, 1.000X.

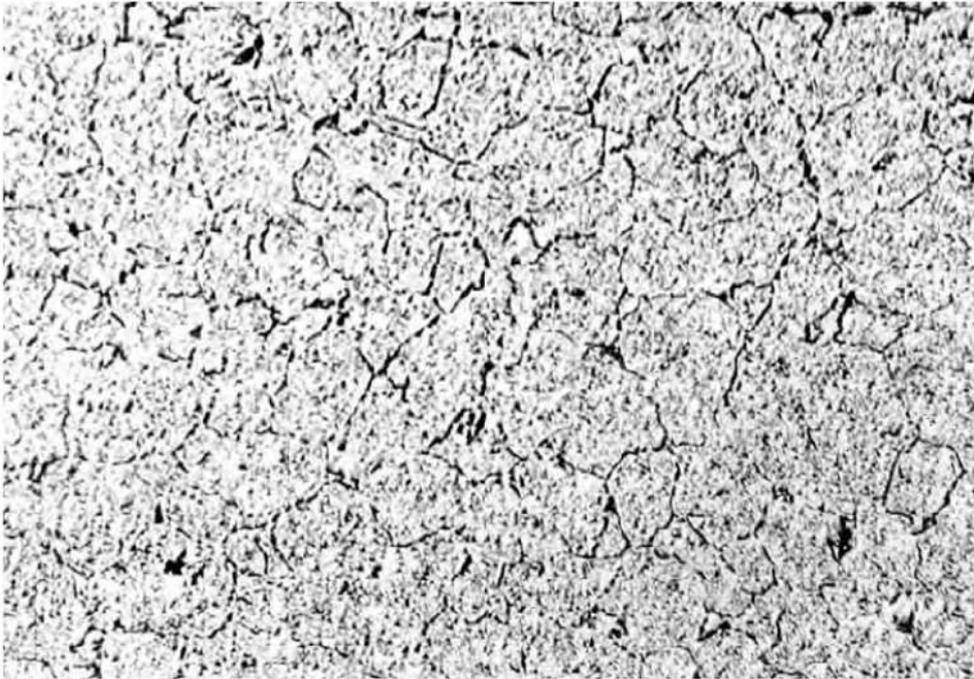


Figura 7. Navalha recozida. Seção transversal. Cementita em glóbulos e em parte disposta em rede no contorno dos grãos de ferrita que formam o fundo. Picrato de sódio. 500X.

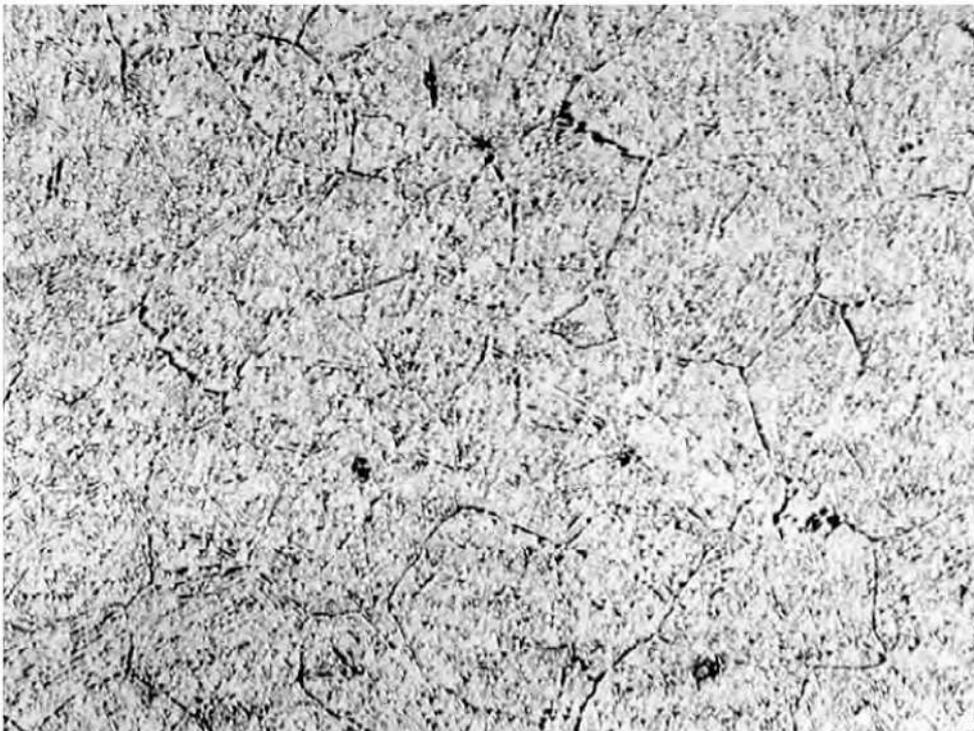


Figura 8. Navalha temperada e revenida, apresentando granulação graúda na fratura. Cementita em glóbulos e em parte no contorno dos grãos de martensita. Picrato de sódio. 500X.

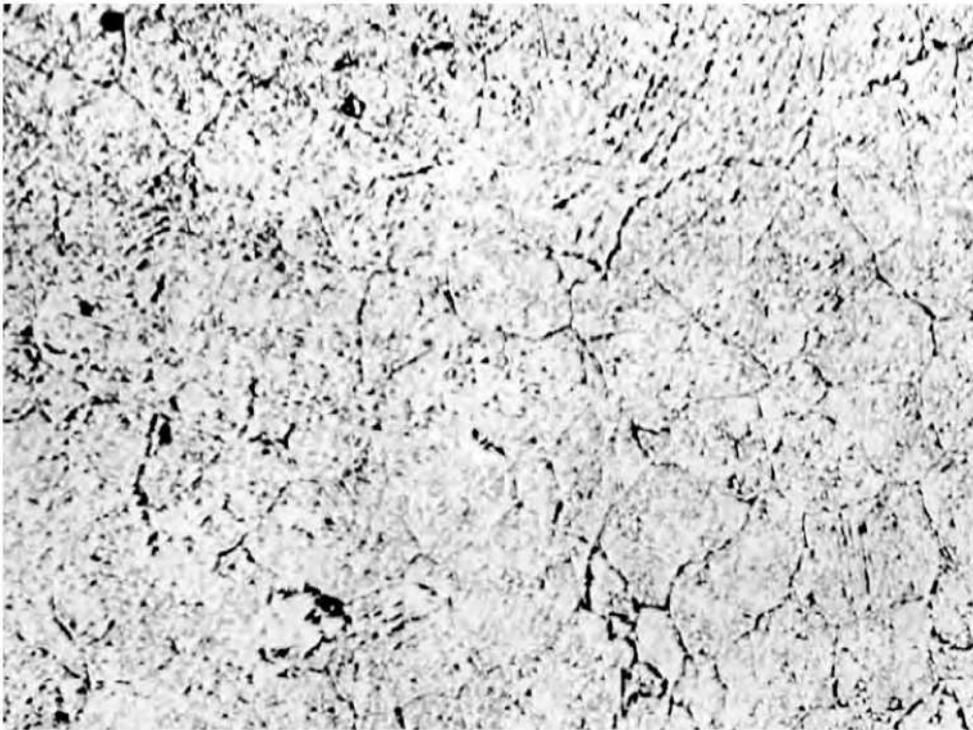


Figura 9. Navalha temperada e revenida, apresentando granulação média na fratura. Cementita em glóbulos e em parte no contorno dos grãos da martensita. Picrato de sódio. 500X.

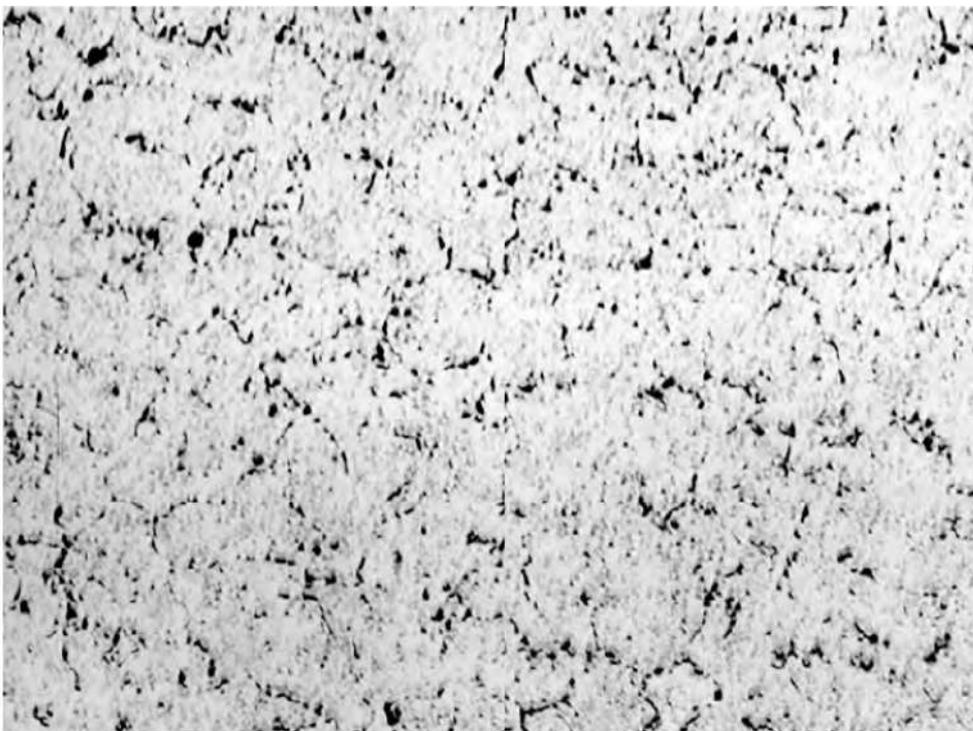


Figura 10. Navalha temperada e revenida, apresentando granulação fina na fratura. Cementita em glóbulos e em parte no contorno dos grãos da martensita. Picrato de sódio. 500X.

8

Análise de falha em trilho

Rubens L. Pereira*, 1950

1. INTRODUÇÃO

Um pedaço de trilho rompido em serviço foi analisado para que fossem estudadas as causas prováveis de sua ruptura. Foram realizados testes de dureza e exames macro e microestruturais.

2. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A superfície de fratura é vista na figura 1. O seu aspecto é característico de ruptura por fadiga. A trinca iniciou-se no boleto, que se apresenta liso, e daí se propagou até que a seção restante se tornasse insuficiente para resistir aos esforços, resultando numa ruptura por destacamento. Em uma seção próxima à superfície de fratura foi obtida a figura 2, onde pode-se notar a existência de uma restauração por solda. A influência do calor da solda na microestrutura do trilho levou a esta leve segregação. No patim nada se nota de anormal. Os testes de dureza Rockwell C apresentaram os seguintes resultados: solda = 20 HRC; microestrutura normal do trilho = 23 HRC; microestrutura alterada do trilho = 35 HRC. A microestrutura alterada encontra-se temperada brandamente, como pôde ser constatado pela sua dureza.

* Pesquisador responsável pelo documento técnico.

3. CONCLUSÕES

As causas da ruptura podem ter sido as seguintes:

- Têmpera local, provocada pelo aquecimento instantâneo da superfície de rolamento, no ponto onde se deu a rodada em falso.
- Impactos repetidos que o trilho sofreu na passagem dos comboios sobre a parte levemente escavada pela rodada em falso.
- A restauração com solda, que produz as seguintes conseqüências: heterogeneidade estrutural entre o metal depositado e o trilho; têmpera com tensões internas nas zonas adjacentes; e, eventualmente, pequenas falhas durante a operação.

4. FIGURAS

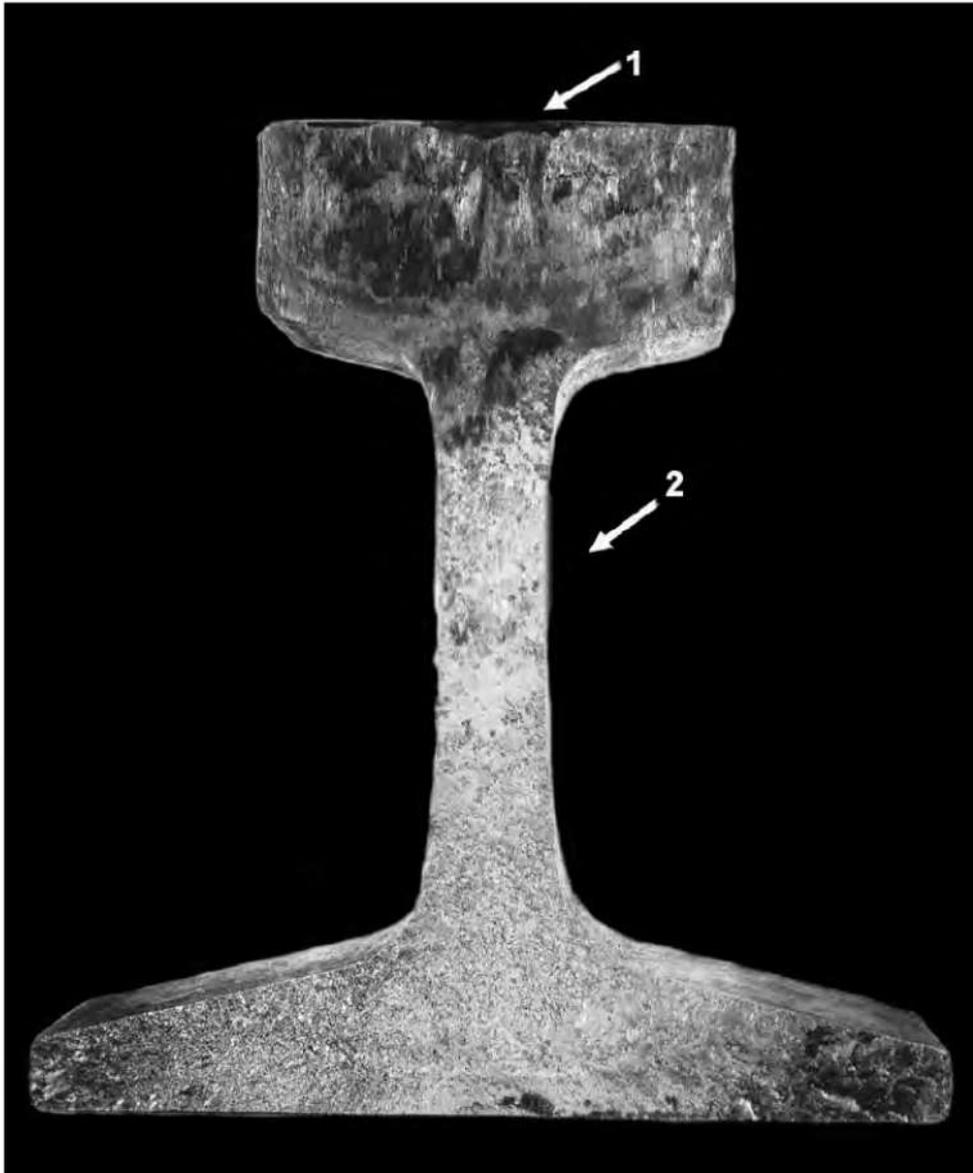


Figura 1. Superfície de fratura mostrando região lisa com marcas de praia (seta 1) e região mais rugosa (seta 2). Aspecto típico de ruptura por fadiga iniciada no boleto.



Figura 2. Restauração por solda (vide seta 1) e influência do calor da solda na microestrutura do trilho, mostrando leve segregação. Reativo de iodo.

9

Exame de trinca em suporte de trem de pouso

Hubertus Colpaert*, 1954

1. INTRODUÇÃO

O montante recolhedor direito do trem de pouso de uma aeronave foi examinado para que fossem determinadas as causas prováveis de formação de uma extensa trinca. A falha se desenvolveu num trecho tubular, na região onde está soldada uma peça destinada à articulação.

2. ENSAIOS REALIZADOS E RESULTADOS

2.1. Inspeção visual

A figura 1 mostra o aspecto da peça enviada e a figura 2 a região onde se encontra a trinca. A figura 3 apresenta um detalhe da trinca depois da remoção da camada de tinta da peça por meio de uma solução de soda. Nota-se que a trinca acompanha o limite entre a camada de solda e o tubo, e depois prossegue para ambos os lados. A falha atravessa toda a espessura da parede do tubo, pois ela foi observada também na sua face interna. O tubo apresenta uma pequena diminuição no diâmetro externo, no trecho em que foi unido por solda elétrica à peça destinada à articulação. A parte soldada, que pode ser vista do lado direito da figura 3, está

* Pesquisador responsável pelo documento técnico.

reproduzida de frente na figura 4, na qual se constatam também trincas na linha de separação entre a solda e o tubo.

2.2. Exame metalográfico

A parte soldada que aparece do lado esquerdo da figura 3 foi seccionada longitudinalmente, polida e atacada, e é reproduzida na figura 5. Pode-se notar nesta macrografia: a presença da região de solda e das zonas alteradas pelo calor da soldagem, além da diminuição da espessura da parede do tubo, que se processa segundo um chanfro suave; e de uma trinca incipiente na linha de contato exterior entre a solda e o tubo. As áreas escuras são alterações sofridas pela sua microestrutura em consequência da soldagem (figuras 5 e 6). A trinca pode ser observada melhor na figura 7. O aspecto macrográfico da seção transversal (lado superior da figura 3, vide figura 8) mostra que tanto o material do tubo como o do reforço são de aço bastante homogêneo.

O material do tubo original sofreu um tratamento térmico tal como uma têmpera branda, como indica sua microestrutura (lado esquerdo da figura 8). A figura 9 mostra a microestrutura de superaquecimento e têmpera parcial que o tubo apresenta na transição com a solda. Nesta figura pode-se observar também a microestrutura colunar, bruta, de fusão da solda.

2.3. Análise química

A análise química do material do tubo é mostrada a seguir: C = 0,32%; Si = 0,24%; Mn = 0,54%; P = 0,016%; S = 0,010%; Cr = 0,88% e Mo = 0,18%. A análise espectrográfica revelou ainda a presença de alumínio e de cobre.

2.4. Ensaio de dureza e metalografia

Os ensaios de dureza efetuados no tubo, em regiões não alteradas pelo calor da soldagem, acusaram um valor médio da ordem de 29 Rockwell C (cerca de 280 Brinell). Nas regiões alteradas pelo calor da soldagem, a dureza é mais baixa, da ordem de 24 Rockwell C (247 Brinell), caindo a valores em torno de 20 Rockwell C (226 Brinell) no limite entre o material inalterado e o começo da alteração, que corresponde à região que atingiu cerca de 700°C. O aquecimento a essa temperatura provoca certo coalescimento da microestrutura, o que acarreta uma diminuição de dureza.

A dureza de uma amostra do tubo submetida ao recozimento, com esfriamento no forno, caiu a 81 Rockwell B (153 Brinell). Este valor é perfeitamente concordante com o que apresentam os aços de 0,3% de carbono, mesmo com pequeno teor de elementos de liga, como é o caso em questão.

3. DISCUSSÃO

A trinca se deu em uma zona em que ocorre brusca mudança de rigidez do tubo, em consequência do reforço que lhe empresta a parte a ele soldada para formar a articulação. Trata-se de uma região onde há concentração de esforços. Esta concentração é aumentada não só pela pequena redução que se observa na espessura da parede logo antes da solda, mas também pelo ângulo mais agudo que o chanfro dessa redução forma no encontro entre o tubo e a solda.

O material nesse ponto é mais frágil porque o calor intenso desenvolvido pelo arco elétrico produz um superaquecimento localizado. A absorção deste calor pelas partes adjacentes mais frias provoca certa têmpera dessa região, tornando-a ainda mais frágil. Em virtude disso, surgem tensões internas que, somando-se às que a peça sofre em serviço por ocasião das decolagens e pousos, podem dar origem a trincas por fadiga, que mais tarde se propagam nas camadas adjacentes. Essas camadas possuem resistência à tração inferior à do tubo original, porque as características de resistência mecânica que o tubo adquiriu no tratamento térmico a que foi submetido na sua manufatura foram prejudicadas na região exposta ao calor da soldagem.

4. CONCLUSÃO

A trinca por fadiga foi nucleada em uma região da peça com grande concentração de tensões associada à presença de microestrutura de superaquecimento (zona afetada termicamente da solda).

5. FIGURAS

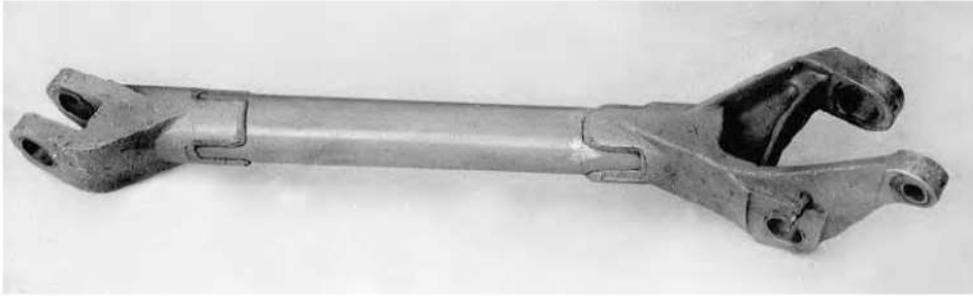


Figura 1. Aspecto da peça como recebida.

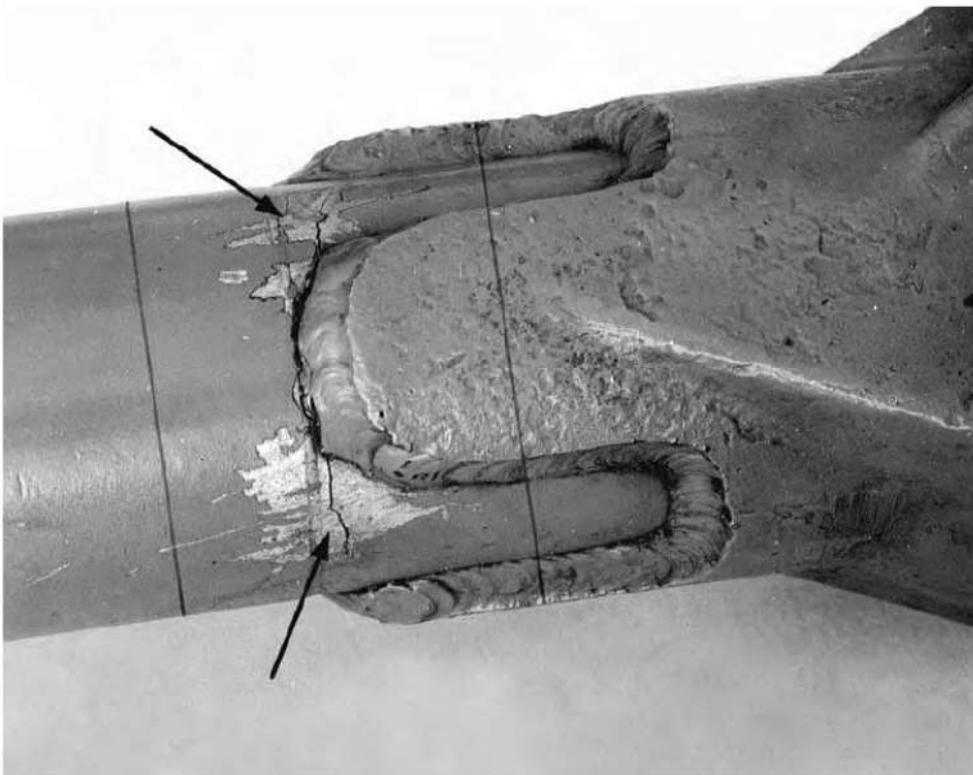


Figura 2. Trecho onde se apresenta uma trinca (setas). As linhas estão delimitando o segmento cortado para exame.



Figura 3. Detalhe onde nota-se a trinca transversal (seta) que acompanha em larga extensão o bordo da camada de solda.

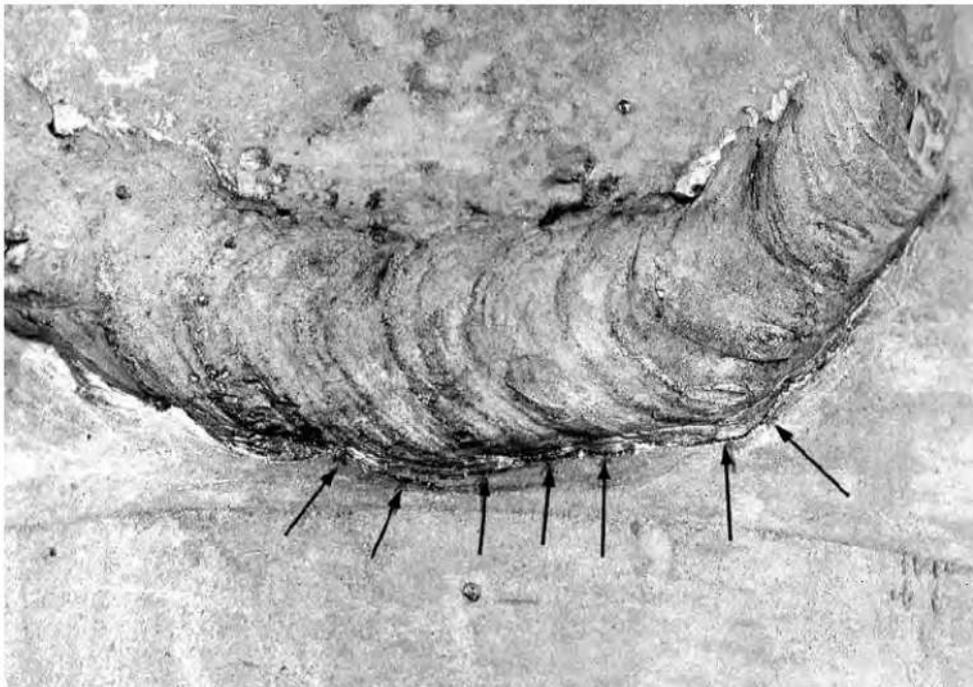


Figura 4. Aspecto de outra parte soldada, na qual estão assinaladas por setas pequenas trincas em situação análoga às representadas na figura 3.

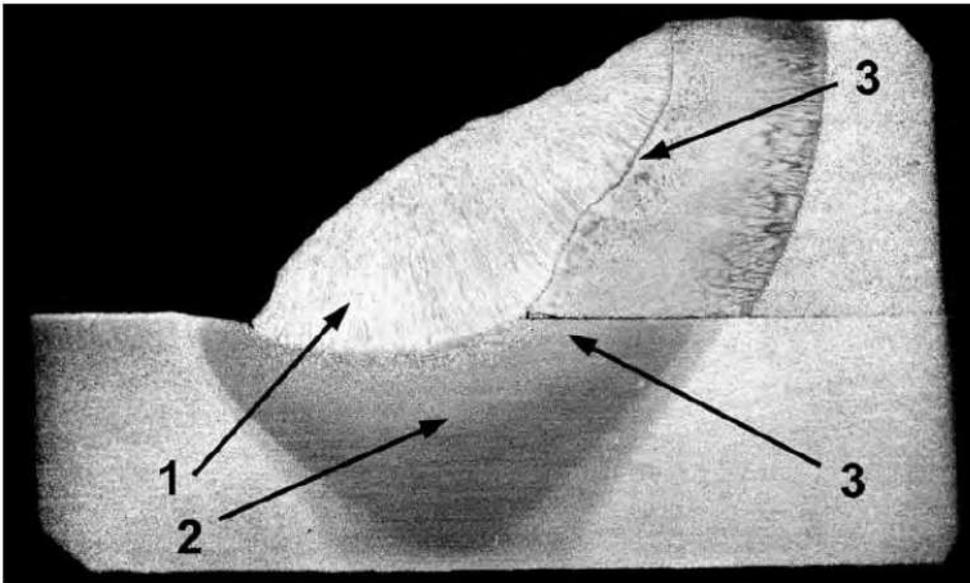


Figura 5. Aspecto da seção transversal (figura 3). O tubo e a parte de reforço (solda, seta 1) apresentam alteração microestrutural (seta 2) pelo processo de solda. Existem falhas no encontro entre a solda, o tubo e o reforço (seta 3). Reativo de iodo.

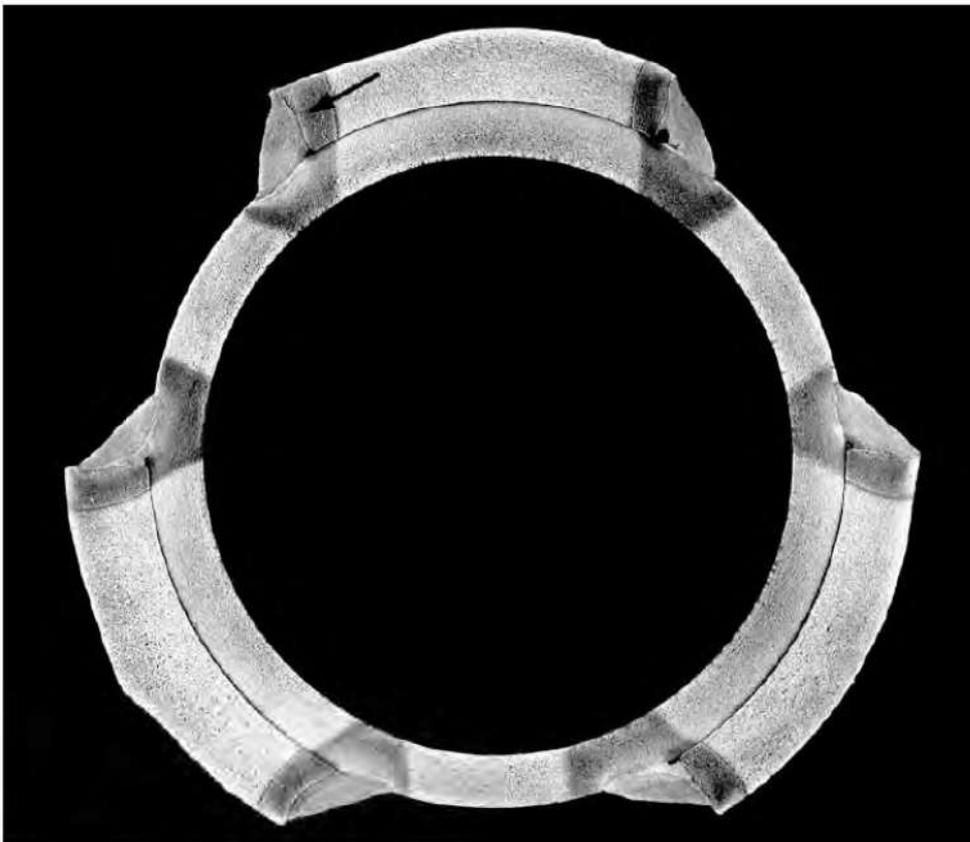


Figura 6. Seção longitudinal através da solda, onde pode-se notar o início de uma trinca (seta) na separação solda-tubo. Observa-se também uma granulação mais grosseira nas zonas próximas da solda, devido ao superaquecimento. A linha de separação entre a região alterada pelo calor da soldagem e as partes originais é mais brusca no reforço e mais suave no tubo. Reativo de ácido nítrico. 6X.

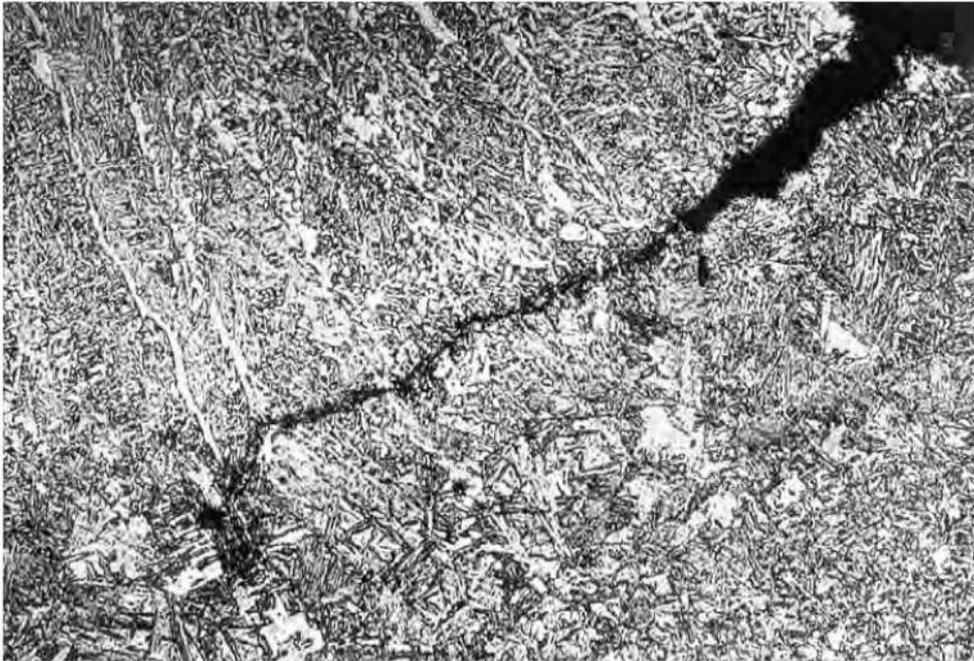


Figura 7. Aspecto da trinca que se desenvolve na zona de transição entre o tubo e a solda. Na parte superior, vê-se a microestrutura colunar, bruta de fusão da solda, e na parte inferior, a microestrutura superaquecida e parcialmente temperada do tubo. Reativo de ácido nítrico. 200X.

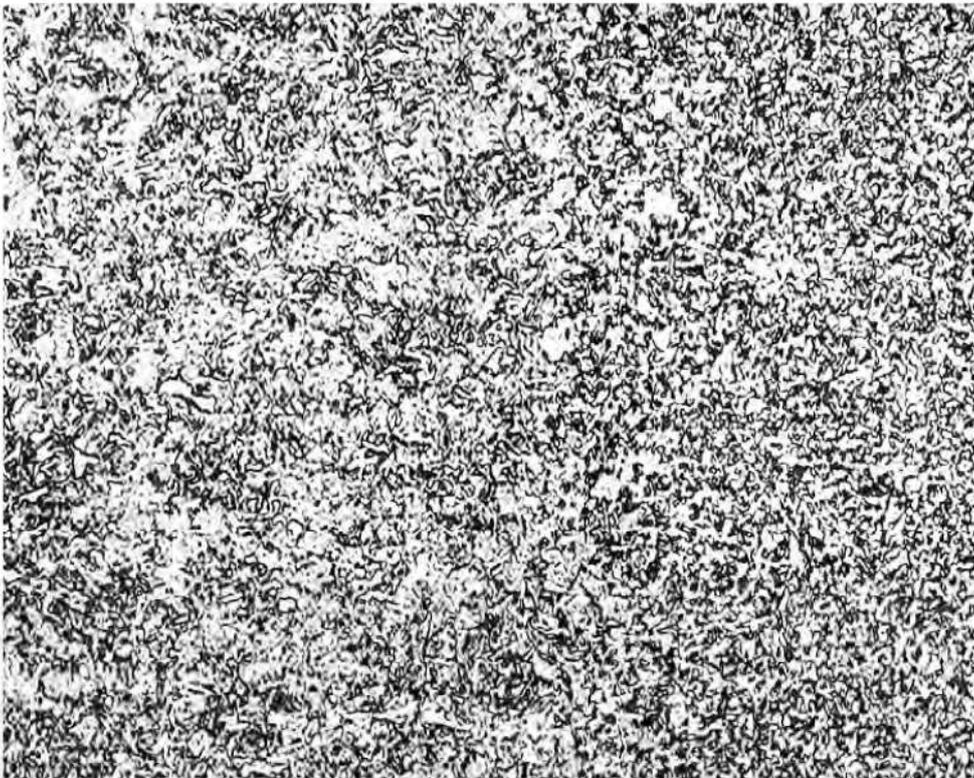


Figura 8. Outro aspecto da zona de transição entre o tubo e a solda, em ponto mais afastado da superfície. Nessa região, o aspecto de superaquecimento e têmpera do aço do tubo é mais característico. Reativo de ácido nítrico. 200X.

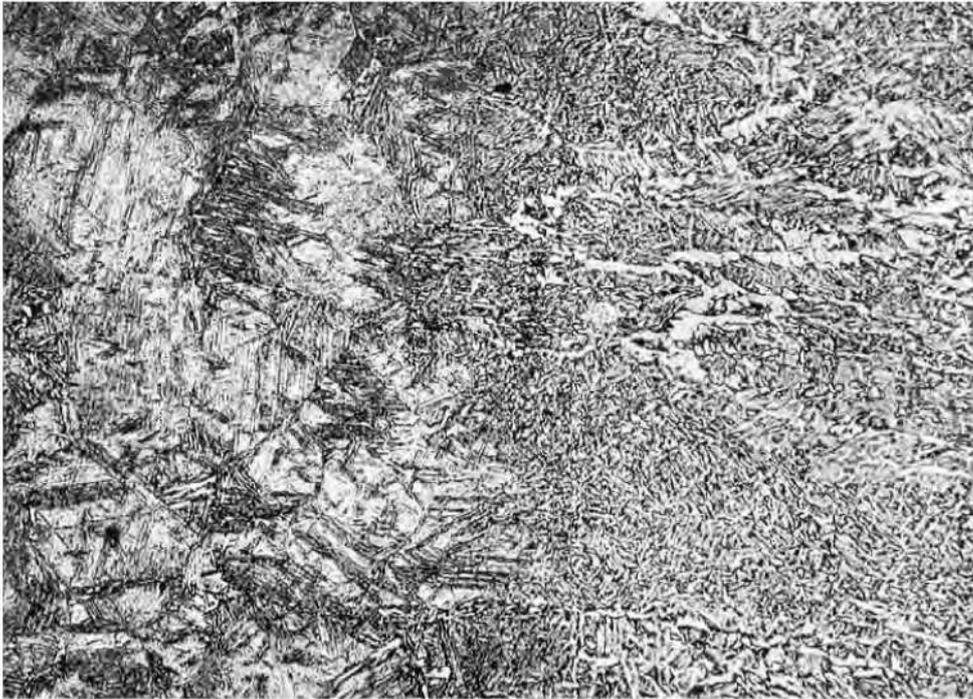


Figura 9. Zona de transição do tubo junto à solda. A esquerda apresenta um aspecto sorbítico (martensita revenida a baixa temperatura) com pequenas áreas de ferrita constituindo a microestrutura original do tubo. A direita corresponde à região em que a temperatura começou a ultrapassar os 700°C e possui uma microestrutura mais refinada, formada de ferrita e perlita em parte coalescida. Reativo de ácido nítrico. 200X.

10

Análise de falha em reservatório de vapor

Hubertus Colpaert*, 1955

1. INTRODUÇÃO

O reservatório de vapor que alimentava as máquinas do 4º patamar da Serra do Mar rompeu-se em serviço. O reservatório, em uso apenas há um ano, estava em fase de descompressão quando o acidente ocorreu. Foram solicitados estudos sobre algumas amostras, a fim de se estabelecer as causas da ruptura.

A ruptura ocorreu no momento em que as máquinas, que acionam os cabos, estavam acabando de conduzir as composições aos patamares de destino, situação em que normalmente a pressão é baixa no reservatório. O reservatório foi trazido para as oficinas da Lapa, onde dois engenheiros do IPT puderam examiná-lo e retiraram, nessa ocasião, mais duas amostras.

2. EXAMES REALIZADOS

2.1. Exame visual

Nesse exame, verificou-se que a ruptura se deu em grande parte ao longo de uma linha de solda longitudinal, passando em determinado ponto para o outro lado dessa solda e prosseguindo por rasgamento da chapa, mais ou menos paralelamente

* Pesquisador responsável pelo documento técnico.

à referida linha. A amostra da caldeira contendo a possível região de início de fratura foi enviada para a fábrica do reservatório, nos Estados Unidos.

2.2. Exame metalográfico

A figura 1 mostra uma seção transversal do trecho soldado, nas vizinhanças da região onde se pressupõe se tenha iniciado a ruptura. Nota-se que a fratura começou na superfície da chapa junto à solda. Do outro lado da solda está bem visível outra trinca penetrante partindo de posição simétrica (vide seta). Esta trinca pode ser observada com maior aumento na figura 2.

A figura 3 se refere a uma das amostras, abrangendo um trecho onde a fratura se propagou na própria chapa, depois de ter passado para o outro lado da solda. O exame metalográfico nos pontos C e K é mostrado na figura 4. Em ambas pode-se notar uma trinca junto à solda, que está representada em maior aumento na figura 5. Essas trincas estão do mesmo lado em que ocorreu a ruptura inicial. Parecem decorrer de uma contração da solda e da chapa durante o esfriamento, após as operações de soldagem. Estas operações, aliás, foram realizadas por dois processos diferentes: a interna foi executada manualmente e a externa, com máquina e provavelmente pelo processo de solda submersa.

A diferença de aspecto macrográfico entre a chapa de um e outro lado da solda, embora se trate da mesma chapa cujas extremidades aí se encontram, é conseqüência da heterogeneidade do lingote original do qual as chapas foram laminadas, correspondendo o lado mais homogêneo à parte mais periférica do lingote e o lado com estrias escuras (mais rico em carbono e em impurezas), à parte mais central do lingote.

Foram notadas algumas trincas internas na região da transição entre solda e chapa ao serem examinados corpos-de-prova recozidos. Esses defeitos coincidem com estrias mais ricas em fósforo (*ghost-lines*) da chapa, vide figura 6.

O aspecto da microestrutura da chapa, fora da zona que sofreu a influência do calor da solda, é o da figura 7, na qual se nota apreciável encruamento da chapa, em conseqüência de sua laminação a frio. Temendo-se que esse encruamento, sob a influência prolongada do calor do vapor, pudesse ter tornado frágil a chapa, foi tirado um corpo-de-prova de dobramento do material que, ensaiado, dobrou 180° em torno de um cutelo de diâmetro igual à metade da espessura da chapa, sem apresentar trincas. O mesmo ocorreu com outro corpo-de-prova depois de submetido por meia hora a uma temperatura de 300°C.

A figura 8 apresenta a seção transversal da solda na zona assinalada pela letra F na figura 3, onde o aspecto da fratura denota sinais típicos de fadiga. O trecho “a-b” corresponde à fratura por trincamento transgranular lento e progressivo, sem deformação plástica visível dos grãos (propagação da trinca por fadiga). O trecho “b-c” rompeu bruscamente por ocasião do acidente mostrando grãos deformados e superfície de fratura irregular. A figura 9 mostra em detalhe os dois tipos de fratura acima referidos.

3. DISCUSSÃO

A ruptura se deu em virtude de um trincamento existente de ambos os lados de um cordão de solda colocado do lado interno do reservatório, e que progrediu lentamente até tornar a seção remanescente insuficiente para resistir às pressões normais para as quais o reservatório foi calculado.

Trincas incipientes e com maior ou menor grau de desenvolvimento foram constatadas em vários pontos das amostras examinadas. A nucleação das trincas pode ser atribuída às tensões excessivas que se desenvolveram na zona de transição entre a superfície interna da chapa do reservatório e a solda interna. Seu prosseguimento se deu sob a ação de esforços repetidos durante o serviço.

A chapa estava sujeita a dois tipos de tensões: as do próprio material e as que são introduzidas durante o serviço. Entre as primeiras se contam:

- Tensões internas, por estar encruada em consequência das deformações plásticas que sofreu durante a laminação a frio.
- Tensões resultantes do seu recurvamento.
- Tensões provenientes das soldas feitas por dois métodos diferentes.

As tensões introduzidas durante o serviço são variáveis e repetidas, sendo responsáveis pelo desenvolvimento de trincas de fadiga. São elas, neste caso, as oriundas da pressão do vapor e da dilatação e contração térmica, às quais ainda se somam as tensões de flexão que o reservatório sofre quando uma das caldeiras que o alimenta não está em funcionamento.

4. CONCLUSÕES

- A ruptura se deu em virtude de um trincamento existente de ambos os lados de um cordão de solda colocado do lado interno do reservatório.
- Trincas incipientes e com maior ou menor grau de desenvolvimento foram constatadas em vários pontos das amostras examinadas. A nucleação das trincas

pode ser atribuído às tensões excessivas que se desenvolveram na zona de transição entre a superfície interna da chapa do reservatório e a solda interna.

- As trincas progrediram lentamente, por fadiga, até tornar a seção remanescente, insuficiente para resistir às pressões normais para as quais o reservatório foi calculado.

5. FIGURAS

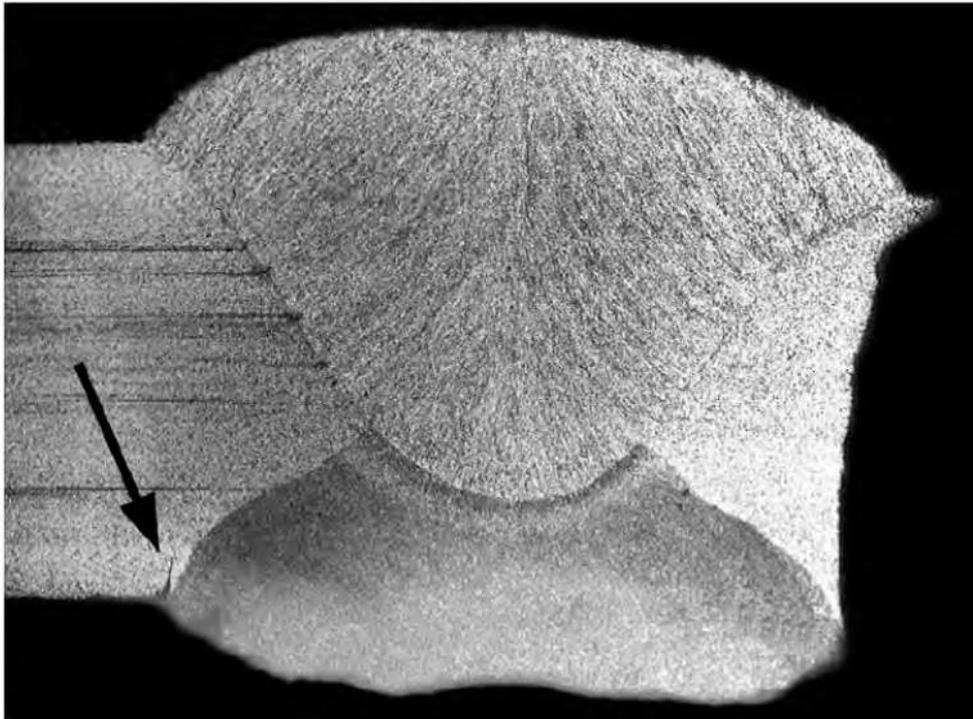


Figura 1. Seção transversal da solda num trecho próximo à região de início da ruptura. À direita a fratura, e à esquerda, embaixo, nota-se a presença de trinca (seta). Reativo de ácido nítrico. 4X.

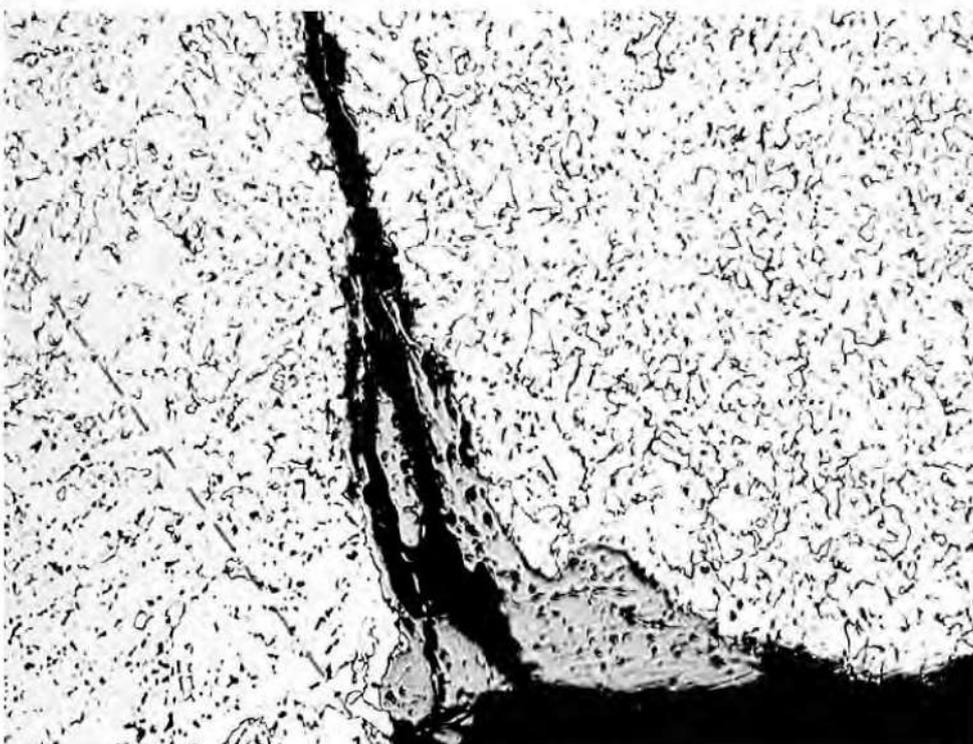


Figura 2. Detalhe da trinca. Reativo de ácido nítrico. 100X.

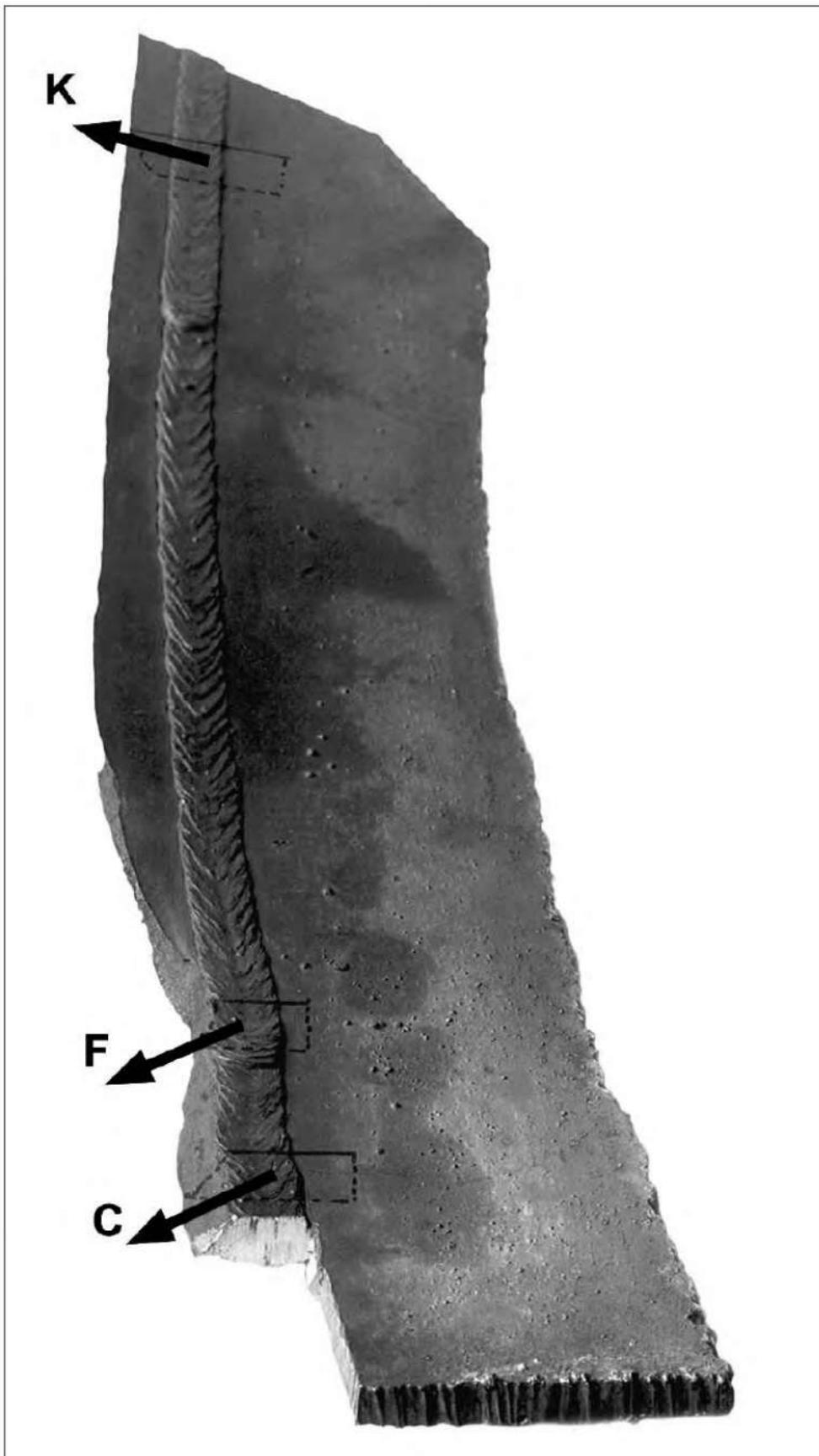


Figura 3. Aspecto geral de uma das amostras, vendo-se assinaladas as regiões de onde foram extraídos os corpos-de-prova C, K e F.

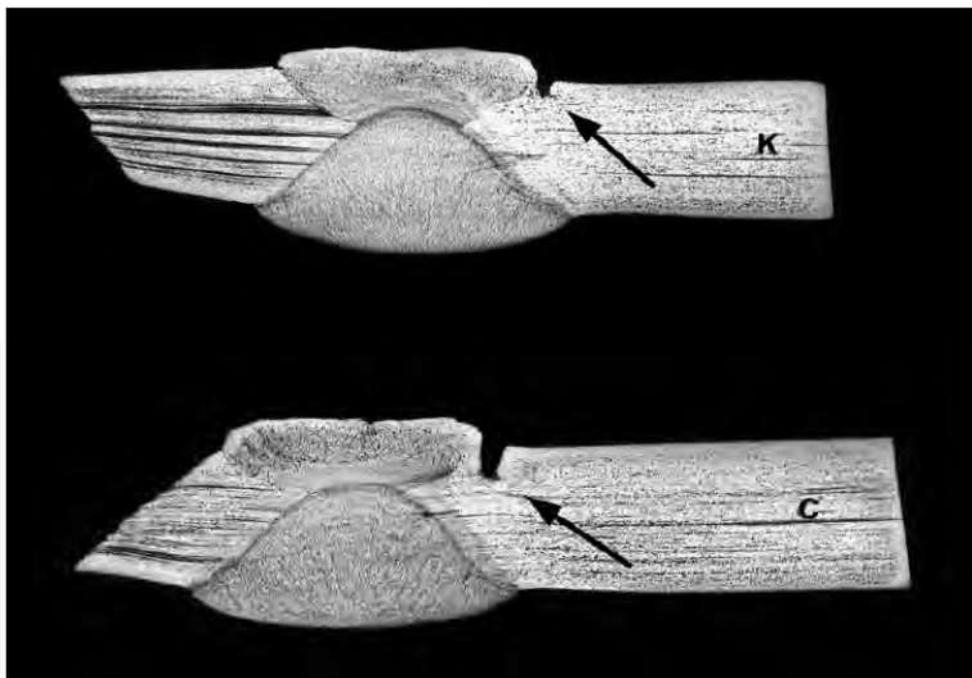


Figura 4. Seção transversal da superfície da fratura e da solda nos trechos K (peça superior) e C (peça inferior) assinalados na figura 3. Ataque pelo reativo de iodo. As trincas (setas) que se notam junto à solda são reproduzidas com maior detalhe na figura 5. Reativo de iodo. 1,5X.

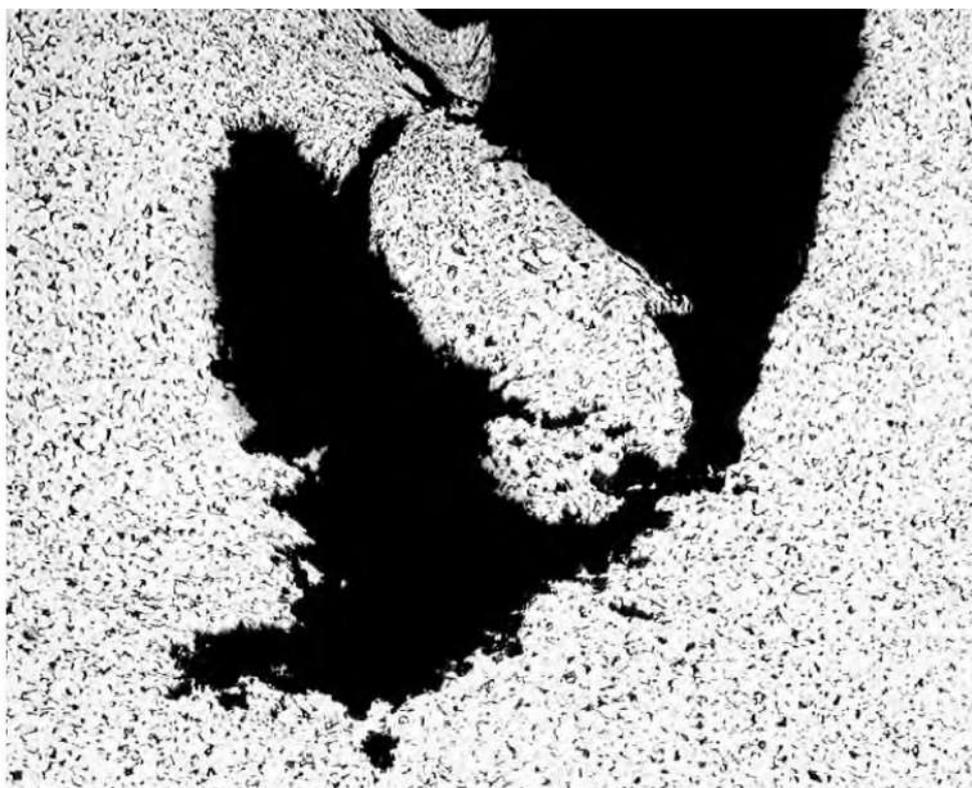


Figura 5. Aspecto com maior aumento da trinca observada no corpo-de-prova K. Reativo de ácido nítrico. 70X.

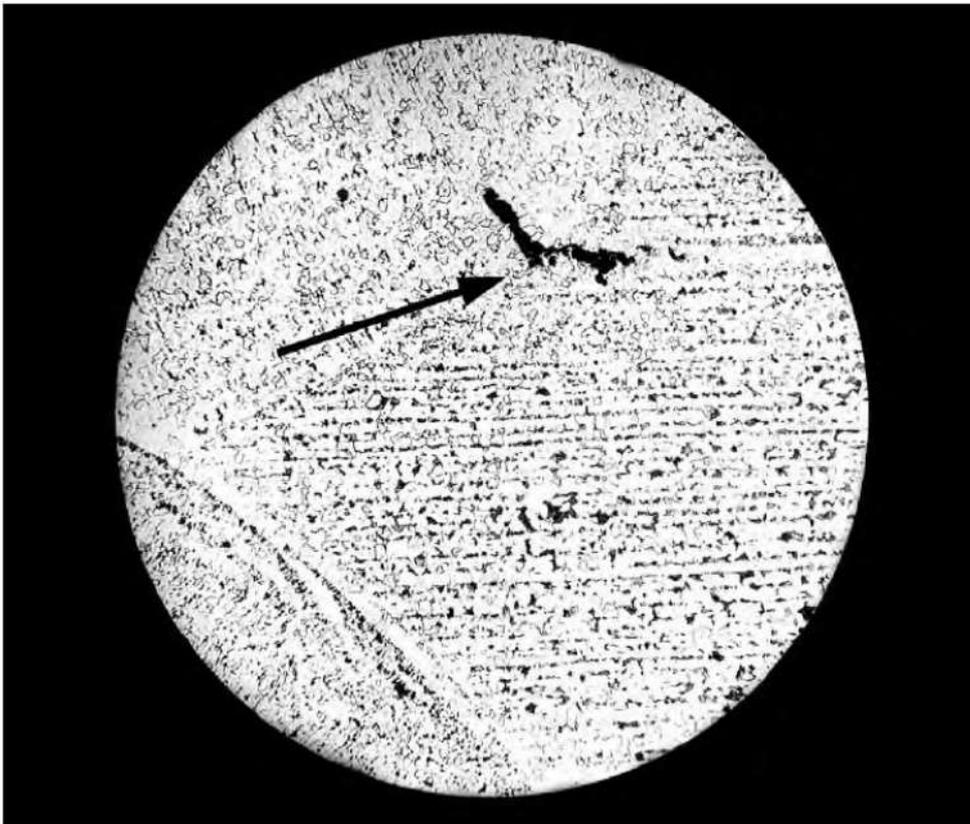


Figura 6. Aspecto das microestruturas da chapa e das duas soldas depois de recozidas. Nota-se uma falha ou trinca (seta) na zona de transição na direção de uma faixa mais rica em fósforo (*ghost-lines*) da chapa. Reativo de ácido nítrico, 40X.



Figura 7. Material da chapa. Microestrutura encruada. Grãos de ferrita e de perlita plasticamente deformados. Reativo de ácido nítrico, 200X.

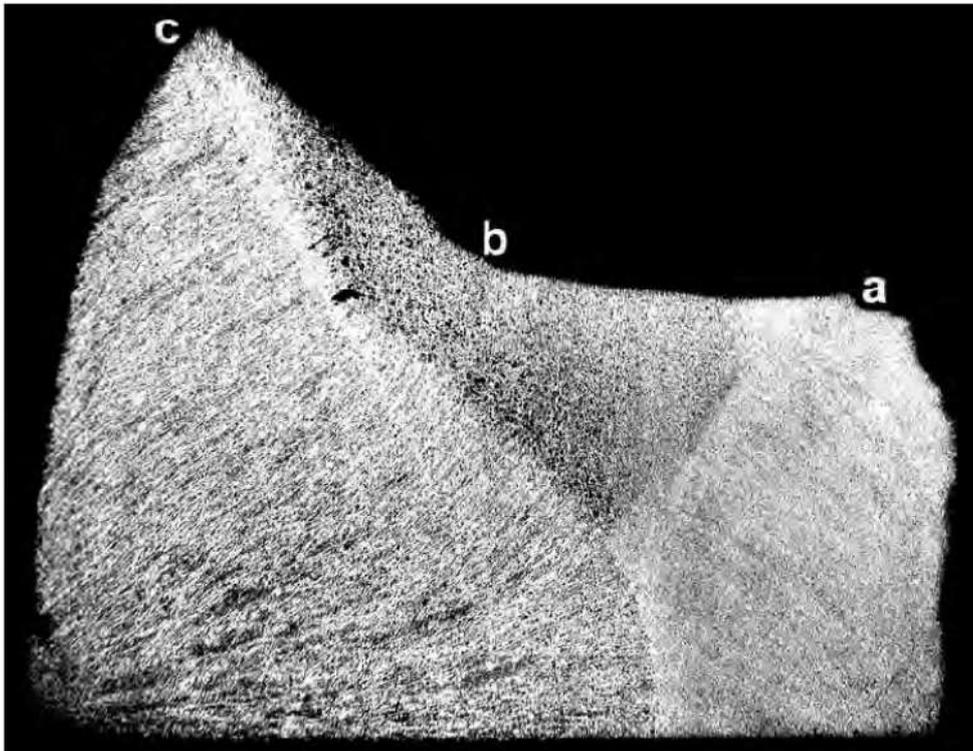


Figura 8. Aspecto da seção transversal da solda. O trecho “a-b” rompeu-se por fadiga, e o trecho “b-c”, bruscamente. Reativo de ácido nítrico. 6X.

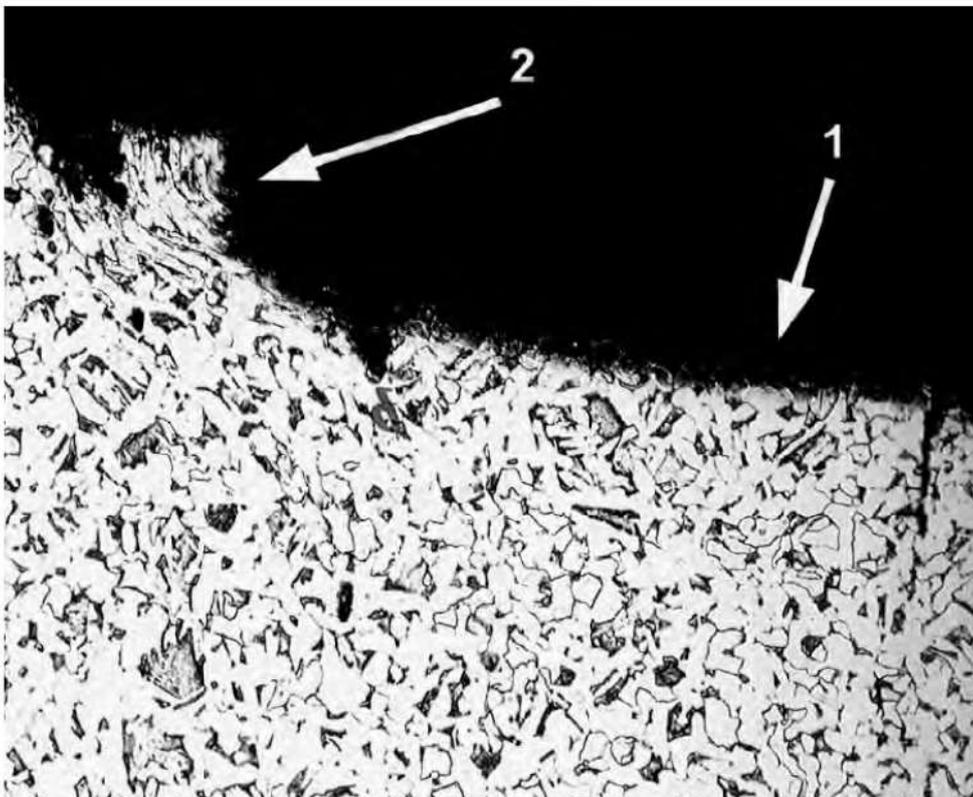


Figura 9. Aspecto da zona de transição entre a parte que rompeu por fadiga (seta 1) e a parte que rompeu bruscamente (seta 2). Reativo de ácido nítrico. 150X.

11

Exame de instrumentos cirúrgicos

Alberto A. Arantes*, 1956

1. INTRODUÇÃO

Várias amostras de instrumentos cirúrgicos foram examinadas com o objetivo de se determinar as causas do baixo rendimento em sua produção, decorrente da perda de peças por defeitos de fabricação. Num exame prévio, foram constatados alguns tipos de defeitos, como a variação de propriedades mecânicas e do tamanho de grão, e a presença de trincas de têmpera e de trincas frágeis nas seções mais solicitadas.

2. EXAMES REALIZADOS E RESULTADOS

2.1. Exame metalográfico

A figura 1 reproduz o aspecto da microestrutura da matéria-prima, que é um aço inoxidável com 13% de cromo e 0,3% de carbono. Essa microestrutura, constituída por carbonetos sobre uma matriz ferrítica, revela que o material se encontra perfeitamente recozido. A microestrutura do material forjado está reproduzido na figura 2. Trata-se de carbonetos, alguns precipitados em contorno de grão, sobre matriz martensítica. A presença de carbonetos em contorno de grão

* Pesquisador responsável pelo documento técnico.

numa peça fina, que no forjamento esfriou rapidamente, denota que o forjamento foi feito em baixa temperatura, o que normalmente origina juntas frias e trincas no forjado ou rupturas das matrizes. Por outro lado, a presença desses carbonetos indica a reprecipitação nos contornos dos grãos, que ocorre durante o esfriamento, dando como resultado um material ainda mais frágil que o simplesmente temperado.

A figura 3 representa o material de uma amostra já acabada. Trata-se de uma microestrutura sorbítica (martensita revenida a baixa temperatura) resultante de têmpera e revenido, com carbonetos e pequenas áreas de caráter ferrítico. A presença de carbonetos e de áreas ferríticas denota que as condições de homogeneização para têmpera foram inadequadas, ou por insuficiência de temperatura, ou por insuficiência de tempo na temperatura de têmpera. A figura 4 apresenta uma trinca com desenvolvimento intergranular observada junto ao encaixe da articulação de uma pinça. Esse desenvolvimento intergranular é característico de rupturas em material temperado, ocasionadas por tensões internas devido a um resfriamento muito brusco na têmpera, ou por deformações produzidas no material antes do revenido, como pode ocorrer na operação de encaixe da articulação do instrumento. Esse exame demonstrou a existência de defeitos de tratamentos térmicos e mecânicos. Em face desses resultados, foi programada uma série de ensaios com o objetivo de determinar as características do material empregado e selecionar os tratamentos mais aconselháveis para cada tipo de peça.

2.2. Tratamento térmico e ensaios mecânicos

Cinco amostras da matéria-prima foram tratadas de acordo com o esquema apresentado na tabela 1 e submetidas ao ensaio de tração. O exame dos resultados dos ensaios mecânicos (vide tabela 2) mostra que a influência da temperatura de têmpera sobre as propriedades obtidas é bastante acentuada, ao passo que a influência dos tempos de homogeneização, nas condições em que foram escolhidos, não afetam de modo tão marcante as propriedades do produto. O primeiro tratamento é o que indiscutivelmente produz melhores propriedades mecânicas, mas é um tratamento mais dispendioso, pois exige longa permanência no forno e as duas têmperas intermediárias de baixa temperatura, para alívio de tensões. Do ponto de vista econômico, o tratamento térmico representado pela amostra n° 3 é o mais aconselhável.

Tabela 1. Tratamentos térmicos

Amostra	Descrição do tratamento térmico
1	Temperada em óleo a 80°, depois de homogeneizada a 1.020°C durante 1 hora; resfriada em água depois de dois tratamentos para alívio de tensões a 180°C durante 15 minutos; revenida a 350°C durante 2 horas
2	Temperada em óleo a 80°, depois de homogeneizada a 1.020°C durante 1 hora; resfriada a 350°C durante 2 horas
3	Temperada em óleo a 80°, depois de homogeneizada a 1.020°C durante ½ hora; resfriada a 350°C durante 2 horas
4	Temperada em óleo a 80°, depois de homogeneizada a 925°C durante 1 hora; resfriada a 350°C durante 2 horas
5	Temperada em óleo a 80°, depois de homogeneizada a 925°C durante ½ hora; resfriada a 350°C durante 2 horas

Tabela 2. Resultados dos ensaios mecânicos

Amostra	Limite de escoamento (kgf/mm ²)	Limite de resistência (kgf/mm ²)	Alongamento (%)
1	141,0	161,5	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 às instalações

Em visita realizada à empresa, puderam ser observadas as diversas etapas da fabricação, com exceção das operações de forjamento, recozimento e corte de rebarbas de forjamento, que no caso das peças delgadas verificou-se serem as principais fontes de defeitos. Nessa ocasião, foram notadas algumas deficiências no processo de tratamento térmico, na parte de controle de temperatura e no corpo de homogeneização, que confirmam os resultados obtidos no exame metalográfico inicialmente executado. Três amostras de instrumentos cirúrgicos idênticos, já acabados, foram tomadas, por ocasião dessa visita, para um exame da uniformidade do produto aprovado pelo controle de fabricação. O resultado do exame dessas amostras é mostrado na tabela 3. O exame metalográfico revelou

que todas apresentavam trincas longitudinais na região da rebarba de forjamento. Apesar das variações de propriedades, todas demonstraram possuir alta ductilidade quando submetidas a testes de dobramento.

Essas amostras foram tratadas de acordo com o tratamento executado com a amostra nº 3 (vide tabela 1), e os resultados são mostrados na tabela 4. Após esse tratamento, a ductilidade manteve-se alta e as trincas longitudinais tornaram-se mais visíveis devido às tensões internas resultantes da nova têmpera. A ocorrência dessas trincas exigiu o estudo de novos métodos de têmpera para as peças delgadas, tendo-se chegado à conclusão que temperando-se em jato de ar, da faixa de 980 a 1.000°C, após 20 minutos de homogeneização e revenindo-se a 350°C durante 2 horas, obtém-se resultado satisfatório (ausência de trincas provocadas nas operações de forjamento). Esse tratamento, aplicado a 50 amostras de pinças pequenas, resultou em uma dureza final de 42 Rockwell C.

Tabela 3. Resultados do ensaio metalográfico em peças acabadas

Amostra	Tamanho de grão (n° ASTM)	Dureza Rockwell C
A	4	46
B	4 a 7	27
C	6	49

Tabela 4. Resultados do ensaio metalográfico em peças acabadas

Amostra	Tamanho de grão (n° ASTM)	Dureza Rockwell C
A	6	42
B	7	43
C	8	42

2.4. Recomendações

Não sendo possível observar as operações de forjamento, nenhuma recomendação especial pôde ser feita com relação a essa etapa de fabricação, exceto àquelas fundamentais, que são listadas a seguir:

- Para o forjamento, independentemente do estado do material, pré-aquecer lentamente até 700°C, de modo a permitir a máxima precipitação e esferoidização de carbonetos.

- Aquecer rapidamente de 700 a 1.100°C, de modo a evitar a solubilização completa dos carbonetos, que aumenta a resistência à deformação do material.
- Forjar interrompendo a operação se a temperatura da peça cair abaixo de 950°C.
- Empregar matrizes com arestas arredondadas para reduzir a tendência ao cisalhamento do material e a possibilidade de formação de dobras de forjamento.
- Recozer completamente a 900°C com esfriamento no forno de modo mais lento possível, antes de qualquer outra operação.
- Efetuar o corte de rebarbas de forjamento espessas a quente.

3. CONCLUSÕES

- O aço atualmente empregado, com 13% de cromo e 0,3% de carbono, é um produto de boa qualidade e dará bons resultados quando tratado de acordo com as normas estabelecidas para esse tipo de composição.
- Os resultados do exame metalográfico demonstraram que os tratamentos mecânicos e térmicos não foram feitos de acordo com os métodos normalmente prescritos para esse tipo de material.
- As trincas longitudinais dos instrumentos delgados podem resultar de têmperas com velocidade de esfriamento excessivamente alta, mas, na maioria dos casos, denotam ter se originado no forjamento e no corte das rebarbas, devido a sua localização e ao fato de se apresentarem oxidadas internamente.
- Os demais casos de trincas e rupturas resultaram de deformações impostas ao material temperado e não revenido, como ocorre nos casos de esfriamento ao ar, na operação de encaixe da articulação.
- Os instrumentos mais pesados poderão ser tratados de acordo com o esquema do tratamento a que foi submetida a amostra n° 3.
- Para peças que exigirem maior resistência mecânica, recomenda-se o tratamento a que foi submetido a amostra n° 1.
- Os instrumentos delgados deverão ser temperados em jato de ar, depois de homogeneizados durante 20 minutos na faixa de 980 a 1.000°C. Em seguida, deverão ser revenidos a 350°C durante 2 horas.

4. FIGURAS



Figura 1. Material original. Carbonetos sobre matriz ferrítica. Microestrutura de aço inoxidável martensítico, bem recozido. Reativo de percloroeto de ferro. 1.000X.

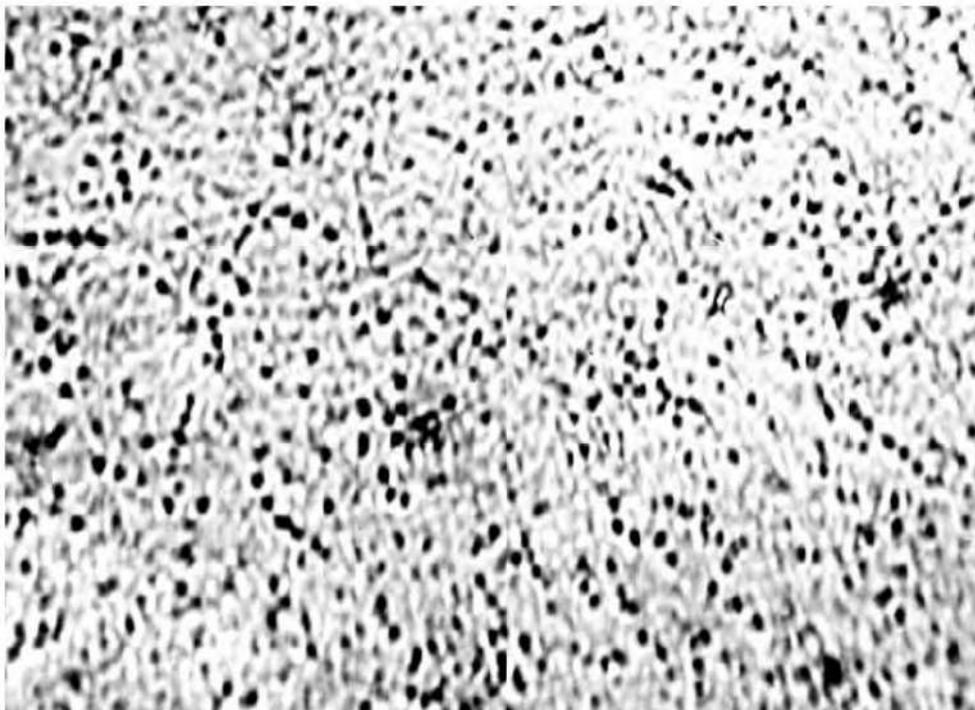


Figura 2. Material forjado. Rede de carbonetos sobre matriz martensítica. Microestrutura resultante de forjamento de austenita insuficientemente homogênea. Reativo de percloroeto de ferro. 1.000X

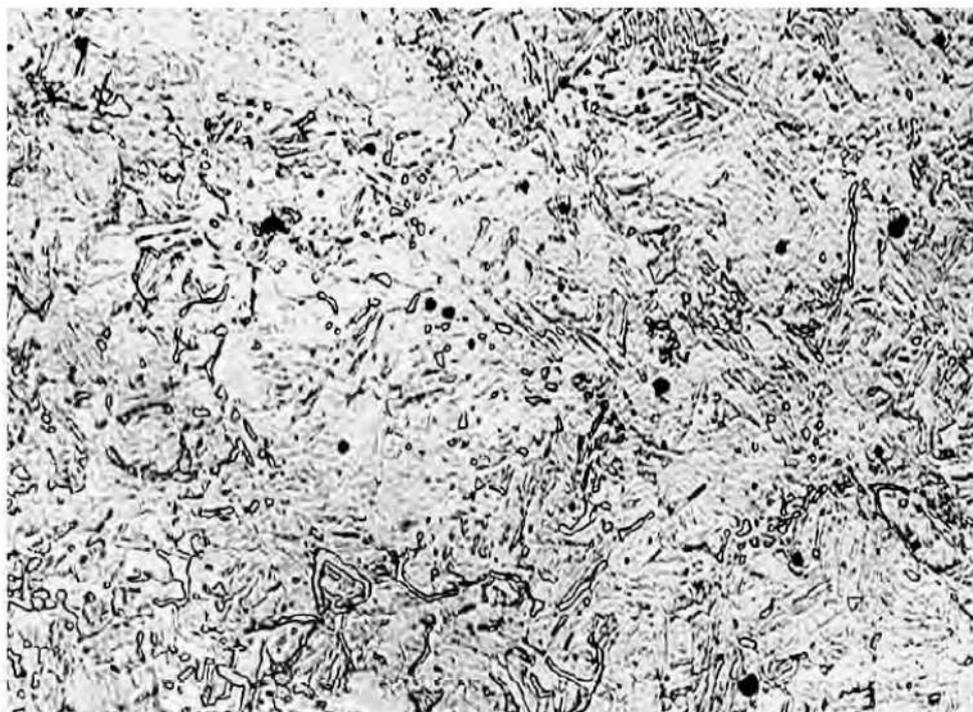


Figura 3. Amostra temperada e revenida. Carbonetos e pequenas áreas de caráter ferrítico sobre matriz sorbítica (martensita revenida a baixa temperatura). Produto resultante de têmpera e revenido de austenita heterogênea. Reativo de percloroeto de ferro. 200X.



Figura 4. Trinca com desenvolvimento intergranular sobre matriz martensítica. Reativo de percloroeto de ferro. 200X.

12

Exame de tambor de revólver

Alberto A. Arantes*, 1957

1. INTRODUÇÃO

Foi examinada metade de um tambor de revólver calibre 38, cano médio, a fim de se determinar a causa de sua ruptura. O exame prévio da amostra revelou que a fratura ocorreu com pouca estrição e apresentava granulação grosseira característica de um aço de baixa tenacidade.

2. EXAMES REALIZADOS E RESULTADOS

2.1. Exame metalográfico

No exame metalográfico, pôde-se observar que o material, além de possuir baixa resistência ao choque, também apresenta baixa resistência à tração, daí resultando a acentuada ovalização das câmaras evidenciada na figura 1. O exame micrográfico (vide figura 2) mostrou tratar-se de um aço de baixo teor de carbono e alto teor de enxofre, no estado recozido, ou seja, um aço resulfurado de corte fácil (*free cutting*). As determinações de dureza apresentaram um valor médio em torno de 85 Rockwell B (165 Brinell), o que está de acordo com a microestrutura apresentada pelo material.

* Pesquisador responsável pelo documento técnico.

2.2. Análise química

Os resultados de análise química (C = 0,20; Mn = 1,44% e S = 0,29%) indicam que o material é um aço resulfurado com composição aproximada à do tipo SAE 1119.

3. DISCUSSÃO

Os aços com esta composição não devem ser empregados em peças sujeitas a esforços dinâmicos, particularmente quando tais esforços são normais à direção de laminação como no caso da peça em questão, devido à sua baixa resistência ao choque. O Small Arms Inspection Department do British Ministry of Supply especifica para câmaras de armas de pequeno calibre aços com 0,50 a 0,60% de carbono, 0,50 a 0,70% de manganês e um máximo de 0,030% para os teores de fósforo e enxofre, portanto 10 vezes inferior ao teor de enxofre do material em questão. Além disso, esses aços são submetidos a tratamentos térmicos de modo a darem no mínimo 41 kgf/mm^2 para o limite de escoamento, o que corresponde no caso do aço com 0,50% de carbono, temperado e revenido, a uma dureza 92 Rockwell B e uma resiliência de 7,3 kg.m (Izod). No caso em questão, o material além de não ter uma composição adequada não sofreu nenhum tratamento que objetivasse melhorar suas propriedades mecânicas.

4. CONCLUSÕES

- O tambor de revólver foi manufaturado com material inadequado.
- A ovalização que se observa nas câmaras não rompidas denota que o processo de deformação foi progressivo com o uso da arma e a ruptura deve ter ocorrido com munição normal.
- Dada a natureza do material empregado na manufatura do tambor, o uso de uma munição de maior energia teria provocado a ruptura dessa peça no primeiro disparo.

5. FIGURAS

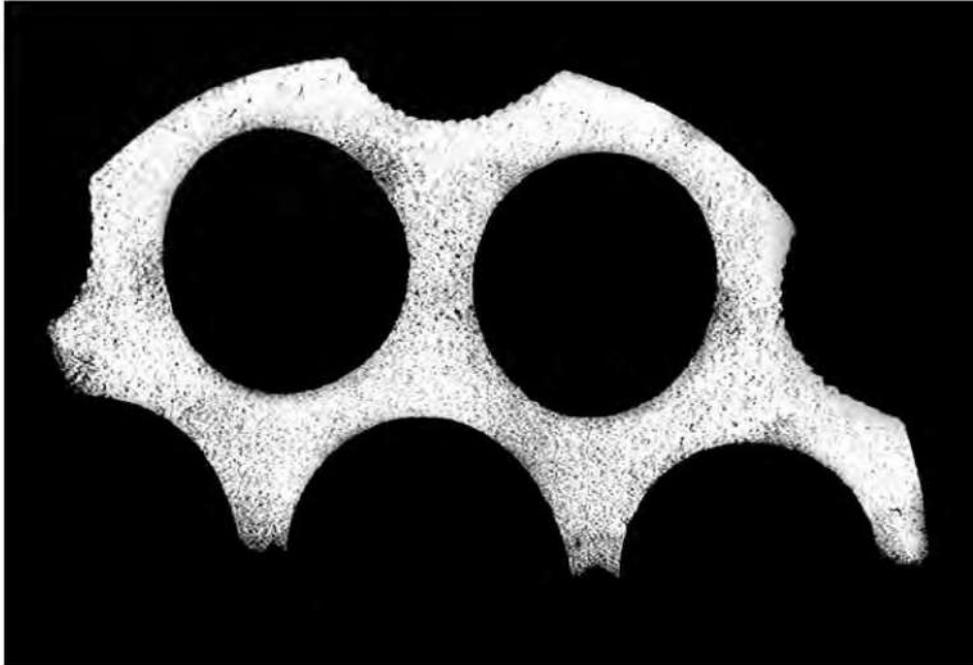


Figura 1. Seção transversal da amostra. Material homogêneo. Deformação das câmaras devido à baixa resistência do material. Reativo de iodo.



Figura 2. Seção longitudinal. Microestrutura de aço ressulfurado, de baixo teor de carbono, no estado recozido. Reativo de ácido nítrico. 200X.

13

Análise de falha em compressor de ar

Alberto A. Arantes*, 1958

1. INTRODUÇÃO

Um compressor de ar de 4.100 cv danificou-se em serviço após cerca de 4.000 horas de funcionamento. Objetiva-se neste estudo identificar as causas desta falha prematura e determinar as origens dos esforços que provocaram a ruptura da haste.

2. EXAMES REALIZADOS

Durante o exame das partes danificadas, observou-se que a haste do pistão apresentava uma fratura de desenvolvimento progressivo (fadiga) provocada por esforços de flexão no plano de movimento da biela. Esse tipo de solicitação não deveria existir por se tratar de máquina com cruzeta. Por outro lado, a reduzida seção da haste que finalmente rompeu com destacamento, por esforços de tração, denota que para as condições de operação o material da haste possuía resistência e tenacidade adequadas. O exame de outros componentes rompidos mostrou que essas falhas foram resultados de choques no sistema móvel da máquina, após a ruptura da haste.

* Pesquisador responsável pelo documento técnico.

Em face dessa conclusão inicial, o exame dos diversos componentes do sistema móvel do compressor foi orientado no sentido de determinar as origens dos esforços que provocaram a ruptura da haste.

Como já foi dito, a fratura da haste (figura 1) mostrou que o processo de ruptura teve desenvolvimento progressivo, tendo se iniciado na superfície cônica de acoplamento com a cruzeta, do lado oposto ao da sapata maior da cruzeta. Outro detalhe importante é o fato da trinca inicial ter ocorrido num ponto de variação brusca de seção no conjunto haste-cruzeta, que, devido ao seu engastamento de forma cônica, se comporta como uma peça única. Os limites da região engastada estão bem definidos pelas áreas de corrosão por *fretting*, que são vistas na figura 2. Essa corrosão pode ter favorecido o início da ruptura de fadiga, mas como o seu desenvolvimento se processou somente em uma direção, pode-se concluir que a causa principal da ruptura não foi a corrosão inicial que existe em toda periferia da seção rompida, mas os esforços anormais de flexão existentes nessa seção.

O desenvolvimento da trinca de fadiga na haste mostra que os esforços responsáveis pela ruptura da peça foram produzidos pela componente radial da força transmitida pela extremidade superior da biela à cruzeta, que em condições normais deveria ser absorvida pela sapata maior da cruzeta, tanto no ciclo ascendente, como no descendente, por se tratar de um compressor de duplo efeito.

Examinando-se a superfície da sapata, revestida por liga antifricção (vide figura 3), vê-se que seu assentamento, após mais de 4.000 horas de operação, não atingiu a 10% da superfície total. Esse fato demonstra que durante esse período a haste do pistão, além dos esforços normais de funcionamento, que são de compressão e de tração, trabalhou também a flexão devido ao seu engastamento rígido na cruzeta e ao seu contato com a tampa da saia do pistão. Essas condições de solicitação provocaram o desenvolvimento da trinca de fadiga, que resultou na ruptura da haste.

Os choques da cruzeta contra a haste, ocorridos após sua ruptura, provocaram a ruptura das bases das sapatas da cruzeta, a deformação da bucha do pino da biela, a ruptura das garras dos contrapesos do virabrequim, com cisalhamento parcial de seus parafusos de fixação, a ruptura das nervuras da cabeça do pistão, e assim por diante.

3. CONCLUSÕES

- O acidente se iniciou com a ruptura da haste, por fadiga.

- A danificação da superfície da haste por choques repetidos contra a tampa da saia do pistão, do lado da sapata maior da cruzeta, e a falta de assentamento desta sapata após 4.000 horas de funcionamento demonstram que a haste estava absorvendo boa parte do serviço provocado pela componente radial da força atuante no pino da biela, que, em condições normais, deveria ser totalmente absorvida pela cruzeta.
- O contato entre a haste e a tampa da saia do pistão resultou de uma imperfeição no método de verificação do ajuste da cruzeta.
- O tipo de fixação cônica da haste na cruzeta, devido à sua alta rigidez, criou no limite desse engastamento uma zona de concentração de tensões que possibilitou o desenvolvimento da trinca de fadiga.
- Todas as demais rupturas observadas em componentes móveis da máquina (pistão, cruzeta, contrapesos do virabrequim etc.) resultaram dos choques produzidos entre a cruzeta e a haste após a ruptura desta.

4. FIGURAS

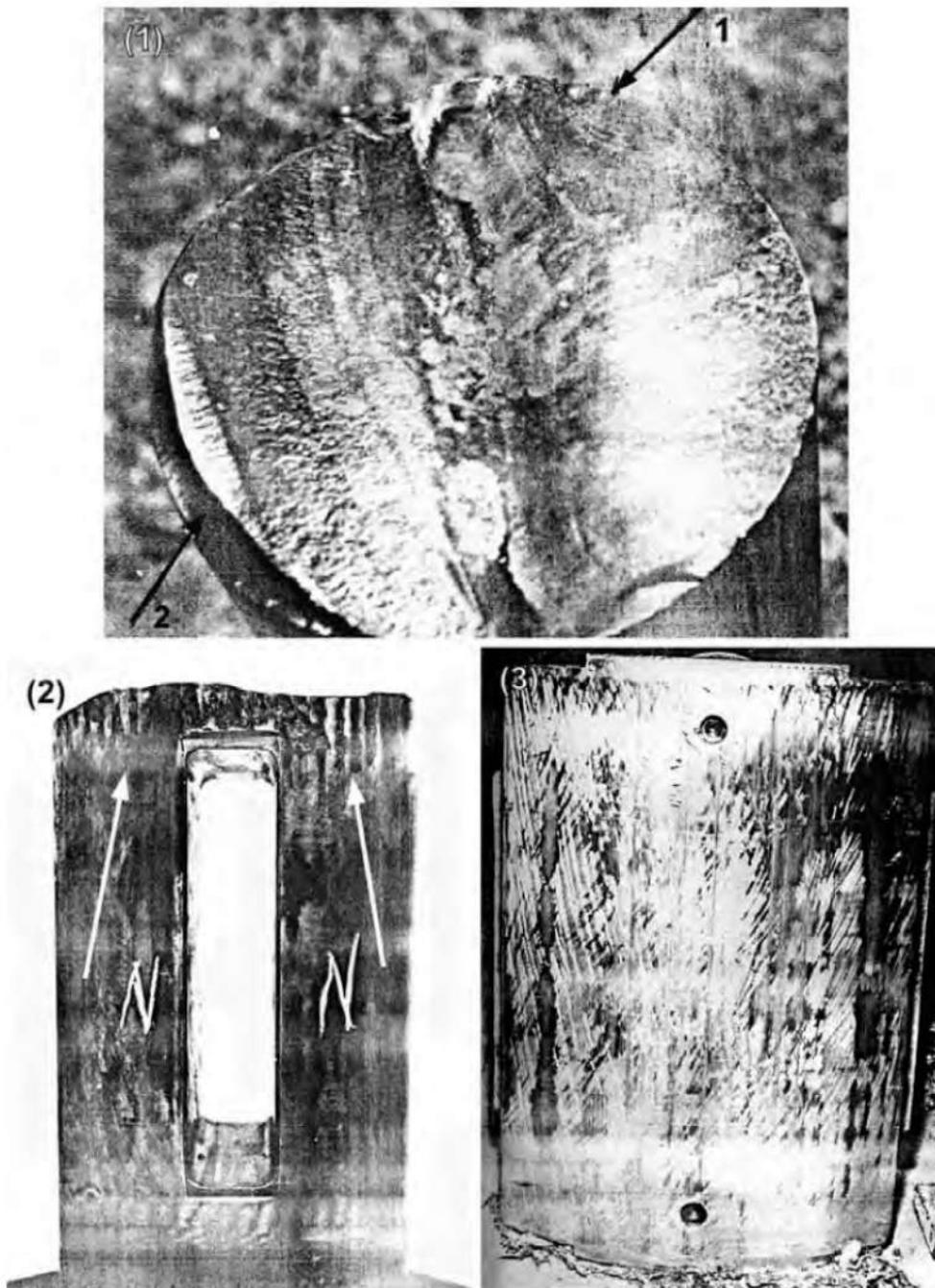


Figura 1. Aspecto da fratura no segmento da haste que ficou engastado na cruzeta. Ruptura por desenvolvimento progressivo (fadiga), iniciada no ponto indicado pela seta 1, que se situa do lado oposto ao da sapata maior da cruzeta (seta 2).

Figura 2. Aspecto do mesmo segmento da haste, do lado onde teve início a ruptura de fadiga (lado oposto ao da sapata maior da cruzeta). As escoriações longitudinais (setas) vistas na extremidade superior são resultantes de corrosão por atrito.

Figura 3. Aspecto da superfície da liga antifricção da sapata maior. As reduzidas áreas de contato indicam sua pouca utilização, pelo fato de parte do componente radial dos esforços transmitidos pela extremidade inferior da biela ter sido absorvida pela haste.

14

Exame de eixo fraturado de ônibus

Renato R. Vieira*, 1962

1. INTRODUÇÃO

A perícia policial solicitou o exame de um eixo dianteiro fraturado de um ônibus de passageiros acidentado. O exame preliminar da peça revelou tratar-se de uma ruptura de desenvolvimento progressivo (fadiga), como mostra a figura 1. A trinca de fadiga iniciou-se na extremidade dianteira da aba inferior do perfil e desenvolveu-se até atingir a metade da alma. A ruptura final, com destacamento, ocorreu com acentuada deformação plástica, o que denota que a fissura inicial, de fadiga, não produziu um estado de fragilidade na seção rompida por último. A ruptura final deu-se por sobrecarga, devido à redução de seção da peça, produzida pela fissura de fadiga.

2. ENSAIOS REALIZADOS

Um exame macrográfico de uma seção longitudinal do eixo, junto à fratura, revelou uma estrutura fibrosa e deformada, normal de aço laminado e forjado, notando-se apenas uma orientação desfavorável das fibras na zona por onde se propagou a ruptura de fadiga (vide figura 2). Um exame micrográfico (vide figura 3), executado na extremidade da aba onde se originou a trinca de fadiga, revelou uma

* Pesquisador responsável pelo documento técnico.

microestrutura normal, de aço liga beneficiado, notando-se apenas uma camada superficial temperada, que parece ter sido provocada por atrito contra o solo, após a ruptura da peça. A fim de verificar o efeito da distribuição irregular das fibras, que se observou na figura 2, sobre a tenacidade do material, foram feitos três ensaios de resistência ao choque, com corpos-de-prova ASTM tipo A, extraídos da aba inferior dianteira, na zona onde se originou a fissura. Os resultados indicam um valor médio de resistência ao choque de $16,0 \pm 2,2$ kg.m, o que comprova que o material do eixo, na zona que rompeu por fadiga, também apresentava alta tenacidade, como já se havia constatado pelo aspecto da fratura da zona rompida por sobrecarga.

3. CONCLUSÃO

O acidente da peça foi causado pelas condições de utilização do veículo (excesso de lotação e de uso, tráfego por ruas mal pavimentadas etc.), e não pela natureza do material empregado.

4. FIGURAS

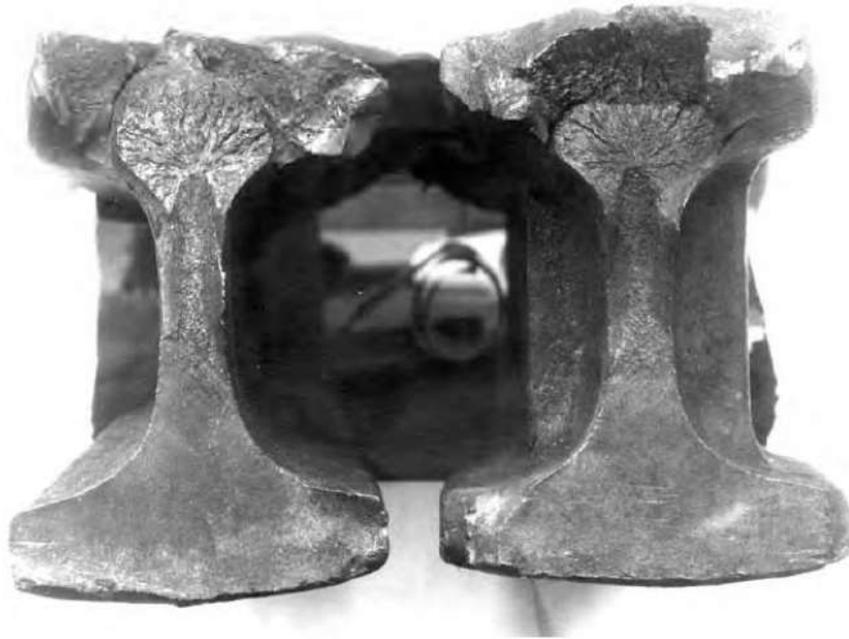


Figura 1. Aspecto da fratura. Ruptura de desenvolvimento progressivo (fadiga) iniciada na aba inferior do perfil. Ruptura final com destacamento, apresentando acentuada deformação plástica (aba superior).

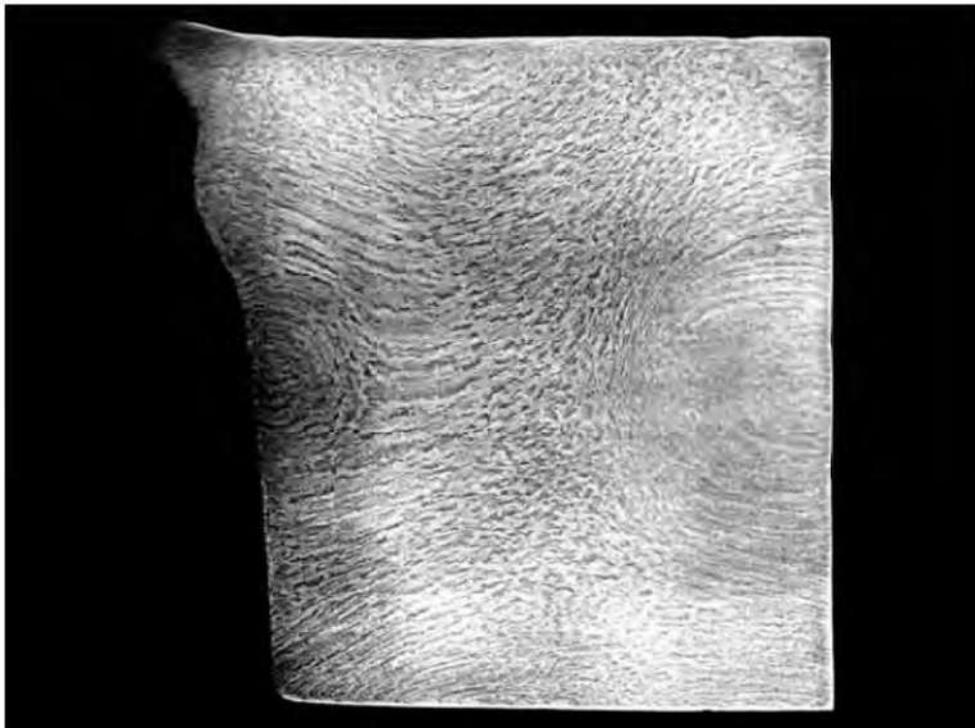


Figura 2. Exame macrográfico. Aspecto de uma seção longitudinal junto à fratura. Estrutura fibrosa e deformada de aço laminado e forjado. Reativo de iodo, 1X.

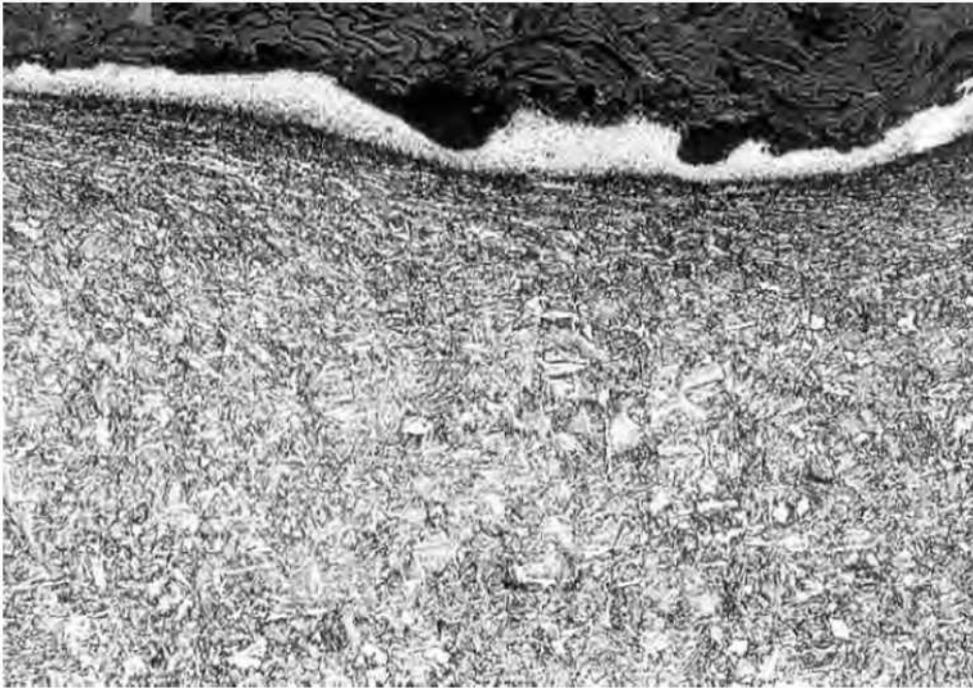


Figura 3. Exame metalográfico. Aspecto da microestrutura do material na zona onde se iniciou a ruptura de fadiga, mostrando martensita revenida. Camada superficial temperada por atrito. Nital. 160X.

15

Exame de trinca em cubo de ventilador de torre de refrigeração

Noriyuki Sugiyama*, 1969

1. INTRODUÇÃO

Uma peça “Y” (cubo de ventilador da torre de refrigeração), que trabalhava a uma temperatura pouco acima da ambiente, apresentava uma trinca (vide figuras 1 e 2). A presente investigação objetiva determinar as causas para a formação desta trinca.

2. EXAMES REALIZADOS

O cubo de ventilador apresentou trinca na superfície externa em região apresentando variação de seção, localizada na extremidade de um de seus braços (vide figuras 1 e 2). A trinca com formato irregular desenvolveu-se perpendicularmente à superfície, tendo o seu comprimento ultrapassando a metade da espessura da peça (vide figura 3).

Observou-se na extremidade externa da trinca (na região de variação de seção) um depósito superficial de solda no estado recozido. A trinca apresentou-se oxidada e acentuadamente descarbonetada (vide figura 4). A região de variação de seção, simétrica àquela indicada na figura 1, também evidenciou depósito superficial de solda, além de trincas oxidadas e descarbonetadas.

* Pesquisador responsável pelo documento técnico.

3. DISCUSSÃO

As trincas de contração são de formato irregular, com superfícies acentuadamente oxidadas, as quais se desenvolvem nas peças fundidas durante os últimos estágios de solidificação. São atribuídas, geralmente, à retenção das contrações de certas regiões da peça fundida, conjugada com gradientes térmicos desfavoráveis existentes nessas regiões.

A profunda descarbonetação existente em torno das trincas deve ser atribuída, pelo menos em parte, ao tratamento térmico de recozimento efetuado na peça após a deposição superficial de solda.

4. CONCLUSÃO

As trincas existentes no cubo de ventilador são trincas de contração e ocorreram durante os últimos estágios de solidificação da peça.

5. FIGURAS



Figura 1. Aspecto da peça “Y” (cubo de ventilador). A seta mostra a região trincada.

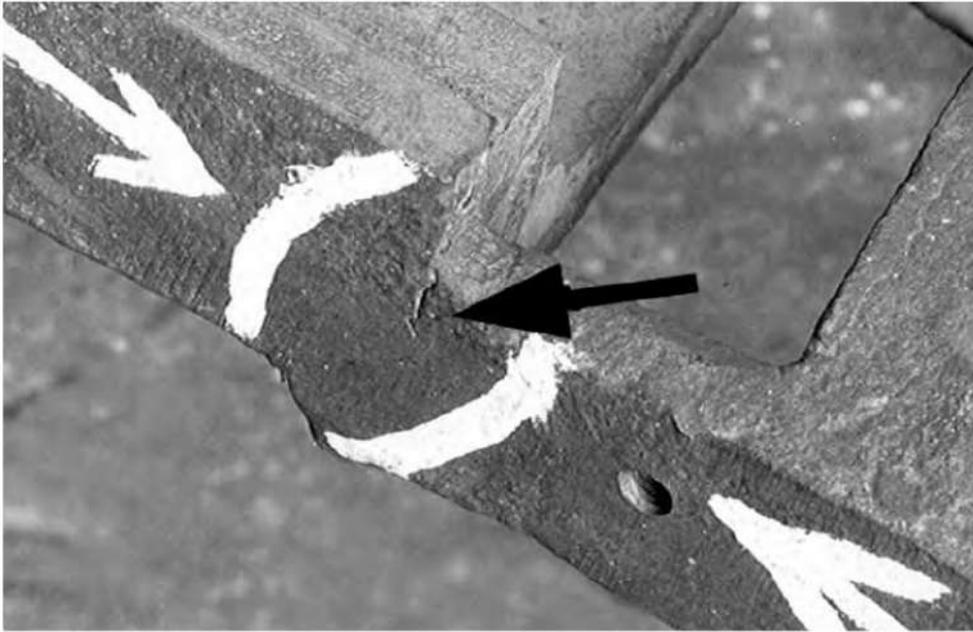


Figura 2. Aspecto da peça, mostrando uma trinca superficial numa variação de seção (seta).

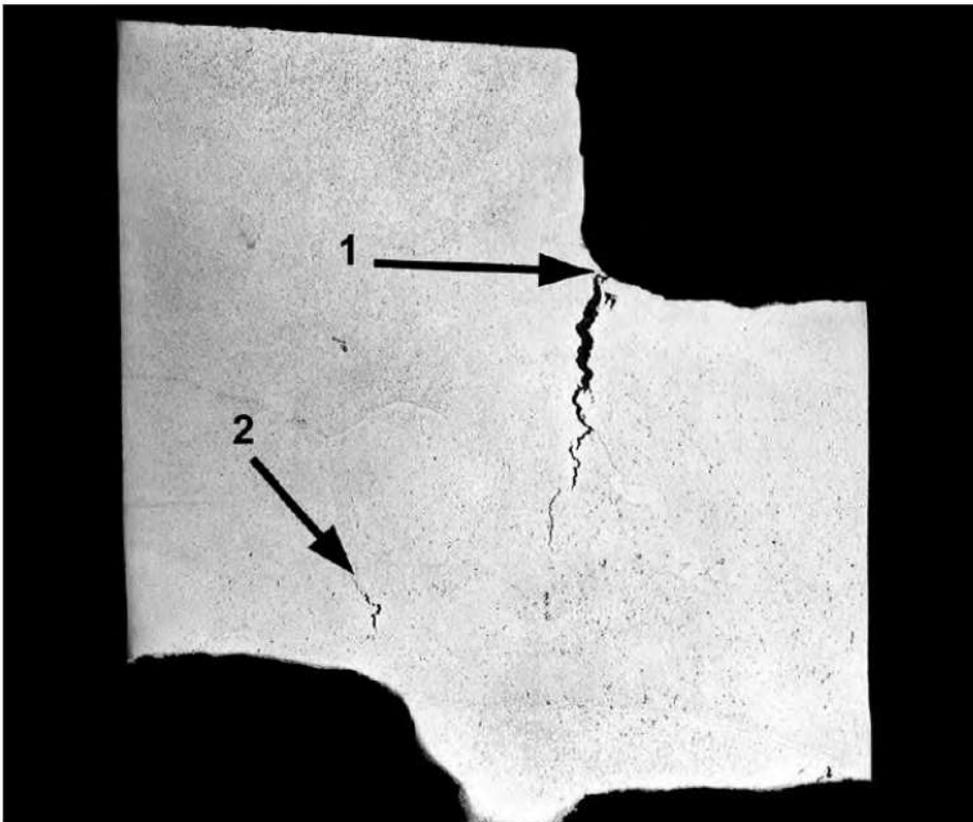


Figura 3. Macroestrutura do material da superfície. Material praticamente homogêneo. A trinca (seta 1), de formato irregular, desenvolveu-se até mais da metade da espessura da peça. Na região inferior nota-se uma pequena trinca (seta 2). Reativo de iodo.

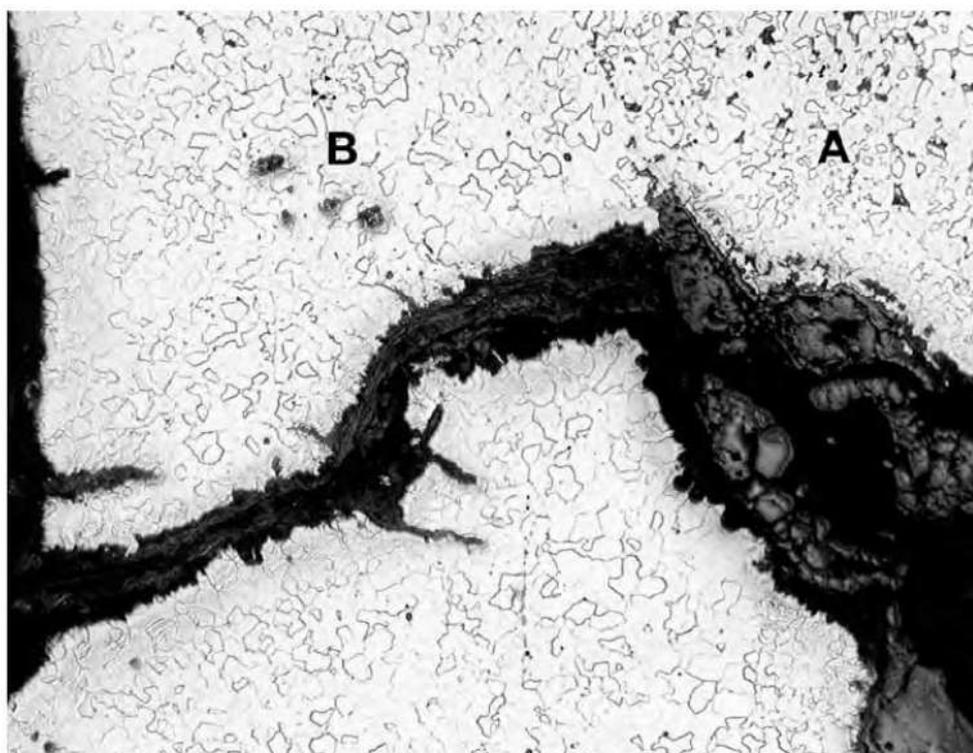


Figura 4. Microestrutura do material da região indicada com a seta 1 na figura 3. Região A: material do cubo de ventilador. Ferrita, perlita e inclusões. Região B: material da solda. Ferrita, pequenas áreas de perlita, inclusões e alguns vazios. Microestruturas de aço de baixo carbono recozido. Nota-se decarbonetação em torno da trinca, que apresenta suas superfícies oxidadas. Nital. 50X.

16

Análise de falha em foles de aço inoxidável

Alcindo M. Ludovice*, 1975

1. INTRODUÇÃO

Dois foles de aço inoxidável AISI 304 rompidos, um de diâmetro de 8” com uma corrugação (vide figura 1) e outro de diâmetro de 6” com quatro corrugações (vide figura 2), foram enviados para exame com o objetivo de se determinar as causas de ruptura. Os foles trabalham em contato com vapor d’ água.

2. EXAMES REALIZADOS E RESULTADOS

Num exame prévio dos foles, constatou-se a existência de trincas com ramificações em ambos os foles, como pode ser observado nas figuras 3 e 4.

O exame metalográfico do material dos foles revelou que os mesmos apresentam estrutura de aço inoxidável austenítico deformado plasticamente a frio. Nesse exame, constatou-se a existência de trincas intergranulares, com início na superfície interna do fole, ramificadas (vide figuras 5 e 6), características de um processo de corrosão sob tensão. O processo de corrosão sob tensão é resultante da ação simultânea de um meio agressivo e de tensões de tração devidas a esforços externos e/ou residuais.

* Pesquisador responsável pelo documento técnico.

No caso de aços inoxidáveis austeníticos, soluções de cloretos, soluções alcalinas como hidróxido de sódio, hidróxido de potássio, agentes redutores como sulfeto de sódio, fenol etc., são meios agressivos capazes de provocar corrosão sob tensão.

Como não foi enviado para análise o condensado que circulava no interior dos foles, submeteu-se o material depositado na superfície interna dos mesmos a um exame por microsonda eletrônica, com a finalidade de se verificar que elementos estariam presentes.

Os resultados destes exames encontram-se indicados nas figuras 7 a 10. Nota-se por estes perfis de concentração que os depósitos são heterogêneos, como é de esperar, contendo regiões com elevada concentração dos elementos sódio, potássio e enxofre, indicando que o material foi submetido a um meio agressivo.

3. CONCLUSÃO

As rupturas ocorridas nos foles foram provocadas por corrosão sob tensão.

4. FIGURAS



Figura 1. Aspecto do fole de \varnothing 8" como recebido.



Figura 2. Aspecto do fole de \varnothing 6" como recebido.

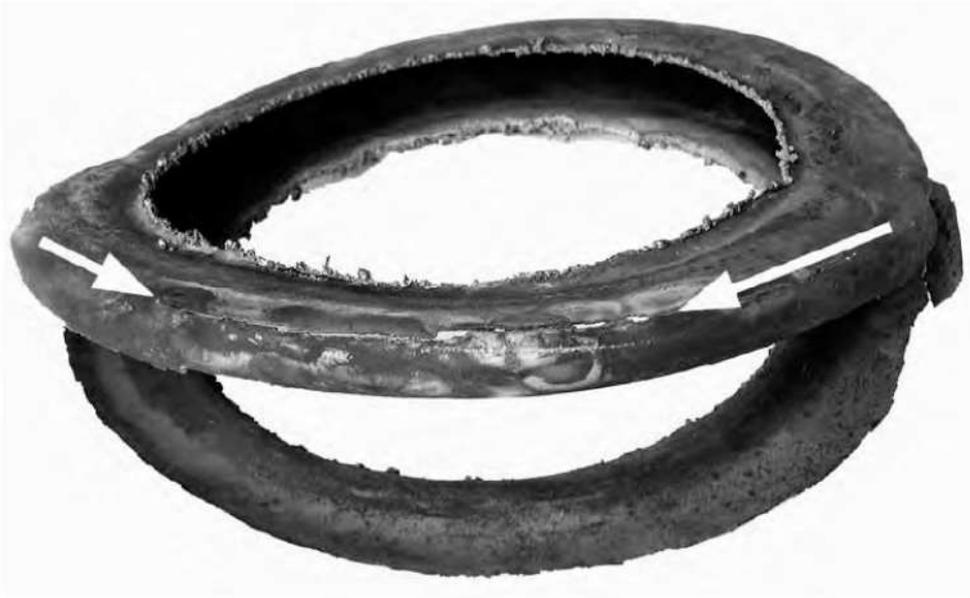


Figura 3. Aspecto do fole de Ø 8". Nota-se a existência de trincas paralelas à ruptura observada (setas).

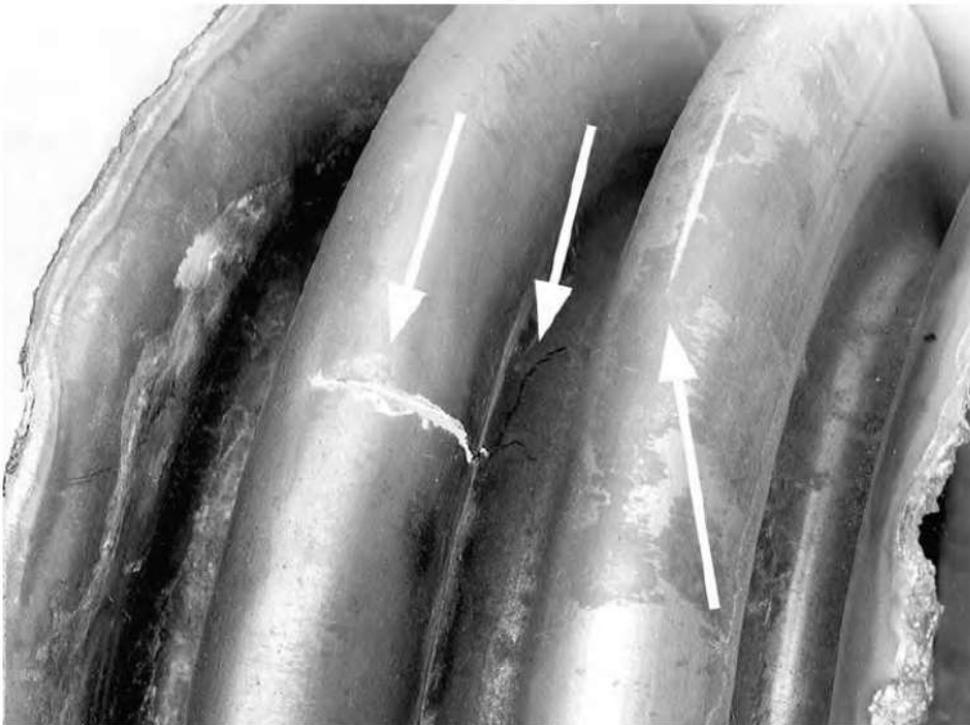


Figura 4. Aspecto do fole de Ø 6". Nota-se a existência de trincas ramificadas (setas).

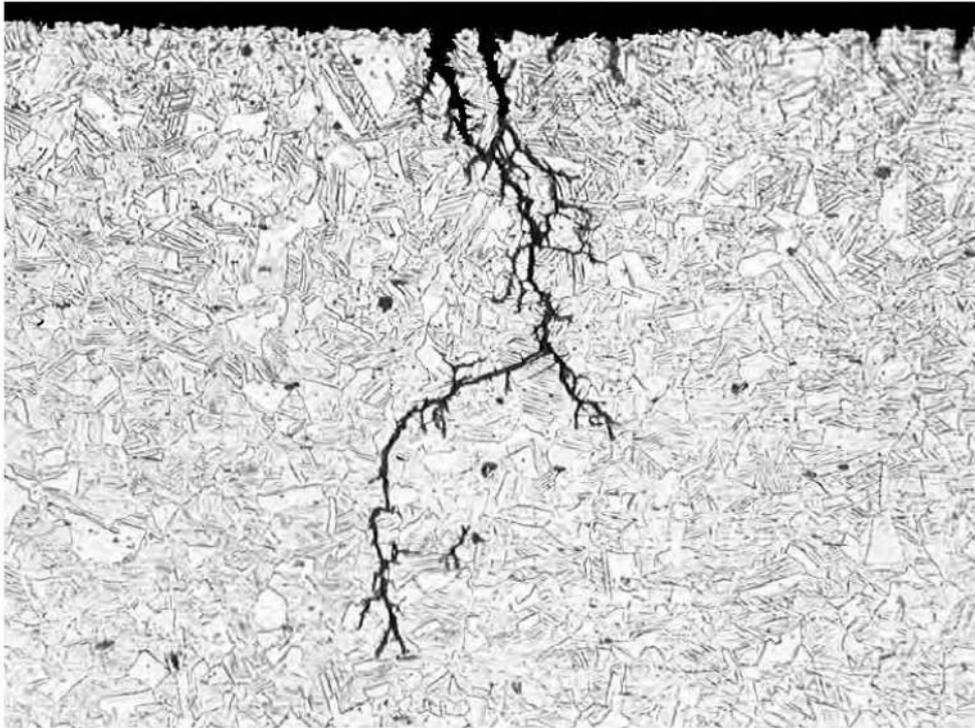


Figura 5. Aspecto longitudinal da microestrutura do material do fole de Ø 8". Estrutura de aço inoxidável austenítico deformado plasticamente a frio. Nota-se a presença de trincas intergranulares com ramificações. Ácido oxálico. 100X.

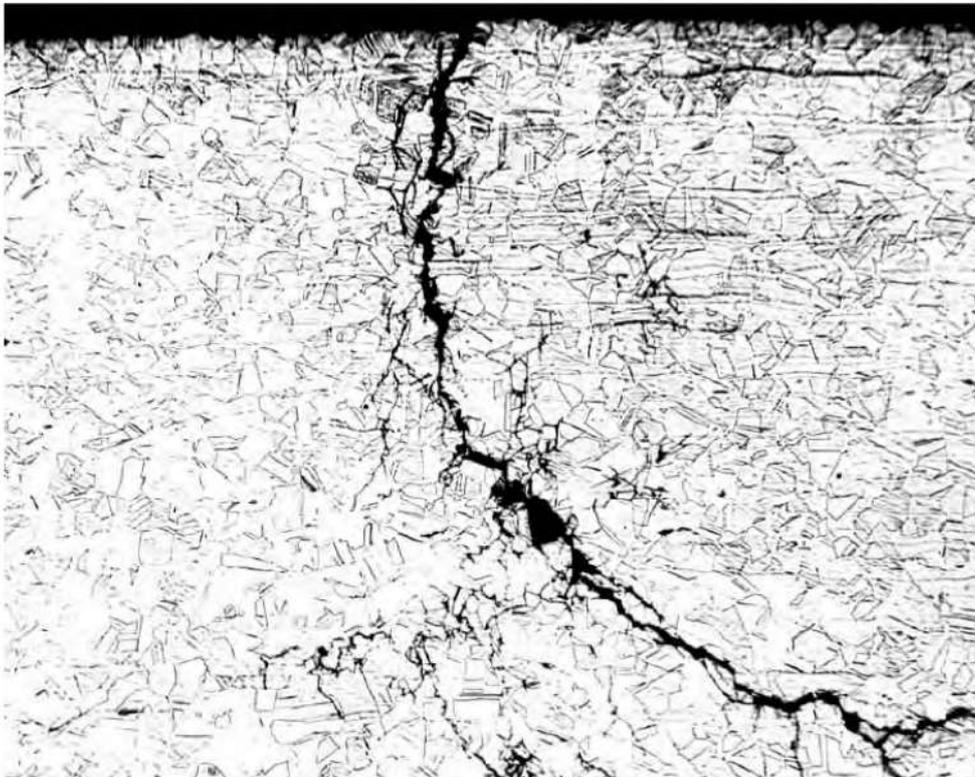


Figura 6. Aspecto longitudinal da microestrutura do material do fole de Ø 6". Estrutura de aço inoxidável austenítico deformado plasticamente a frio. Nota-se a presença de trincas intergranulares com ramificações. Ácido oxálico. 100X.

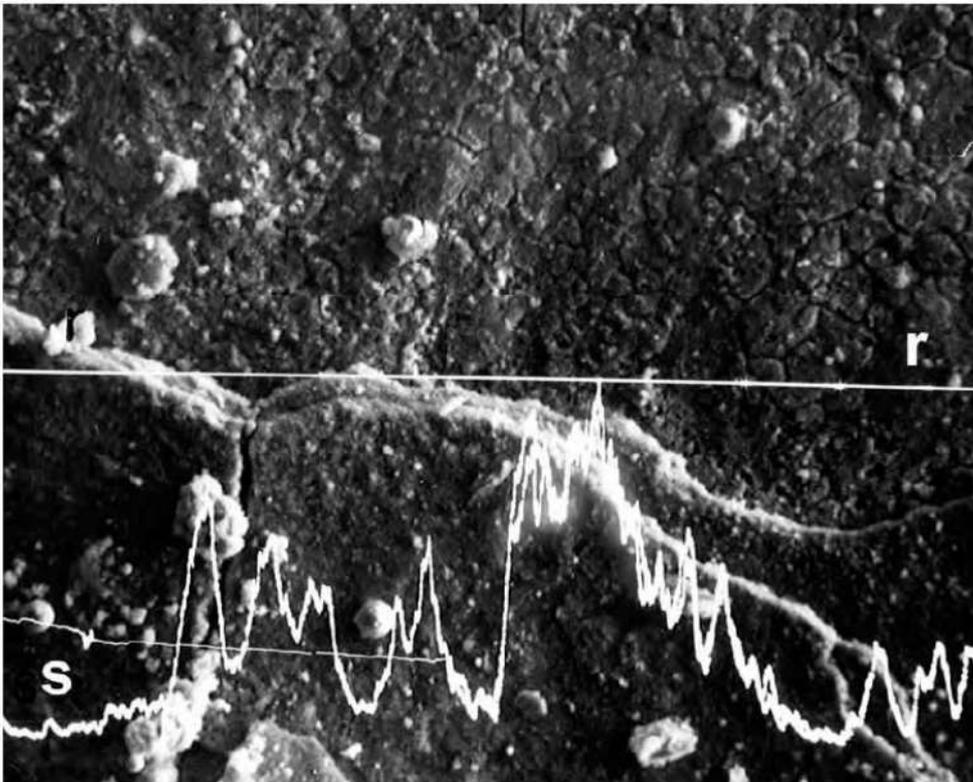


Figura 7. Fole de \varnothing 8". A foto mostra o perfil de concentração de enxofre (linha s) ao longo da linha r. MEV-SEI. 500X.

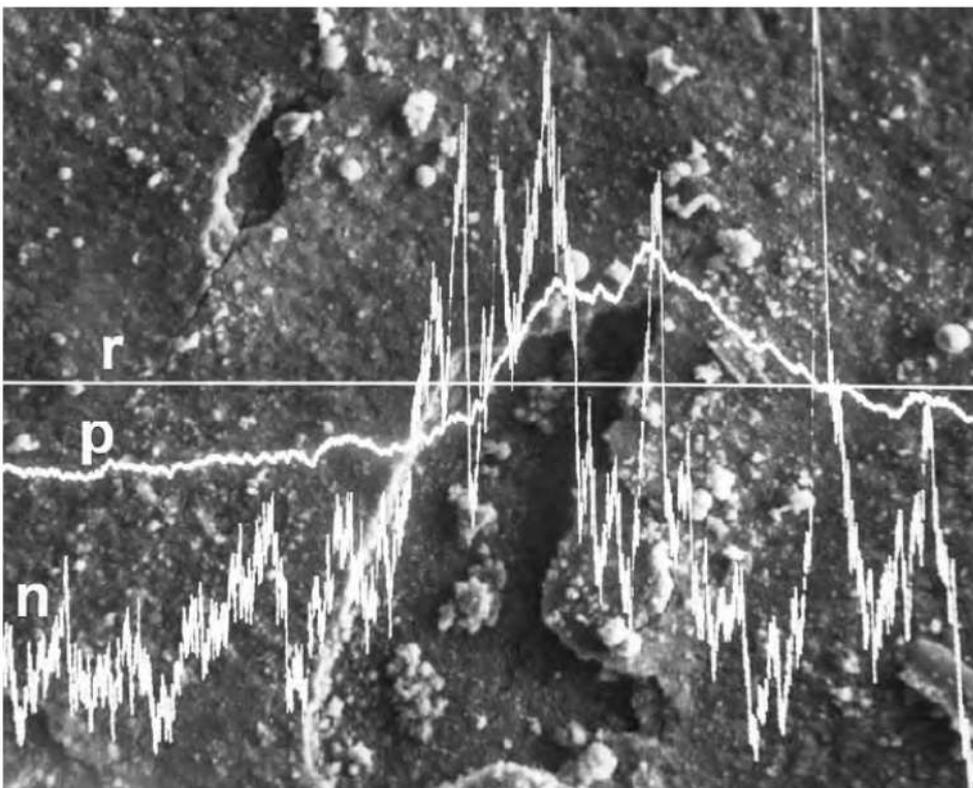


Figura 8. Fole de \varnothing 8". A foto mostra o perfil de concentração de sódio (linha n) e de potássio (linha p) ao longo da linha r. MEV-SEI. 500X.

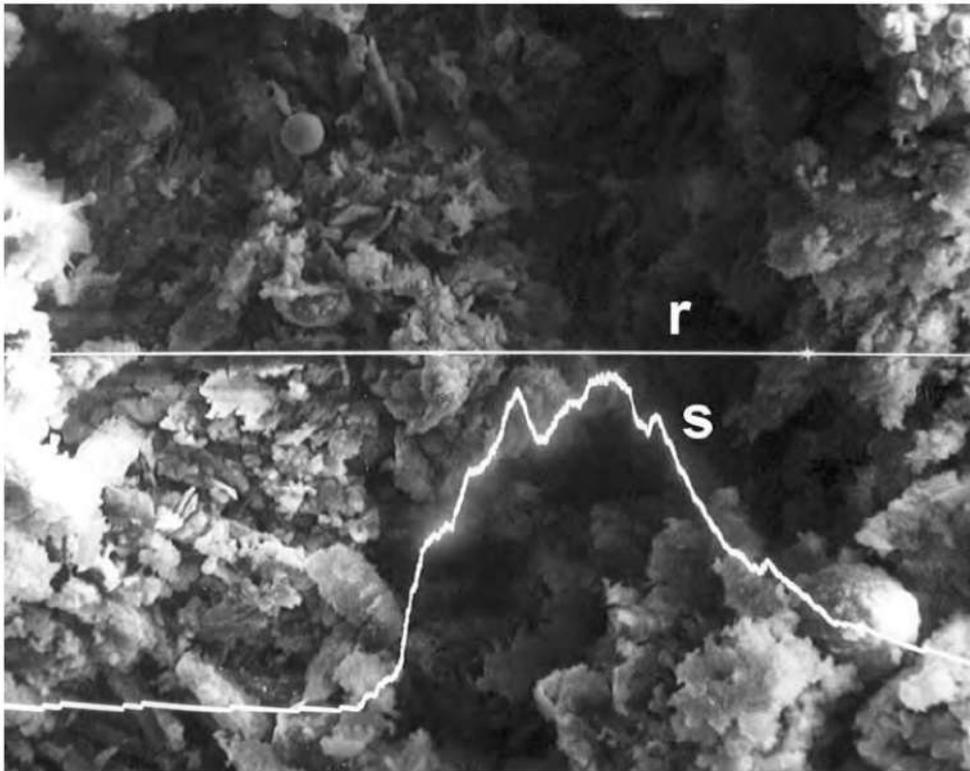


Figura 9. Fole de Ø 6". A foto mostra o perfil de concentração de enxofre (linha s) ao longo da linha r. MEV-SEI. 500X.

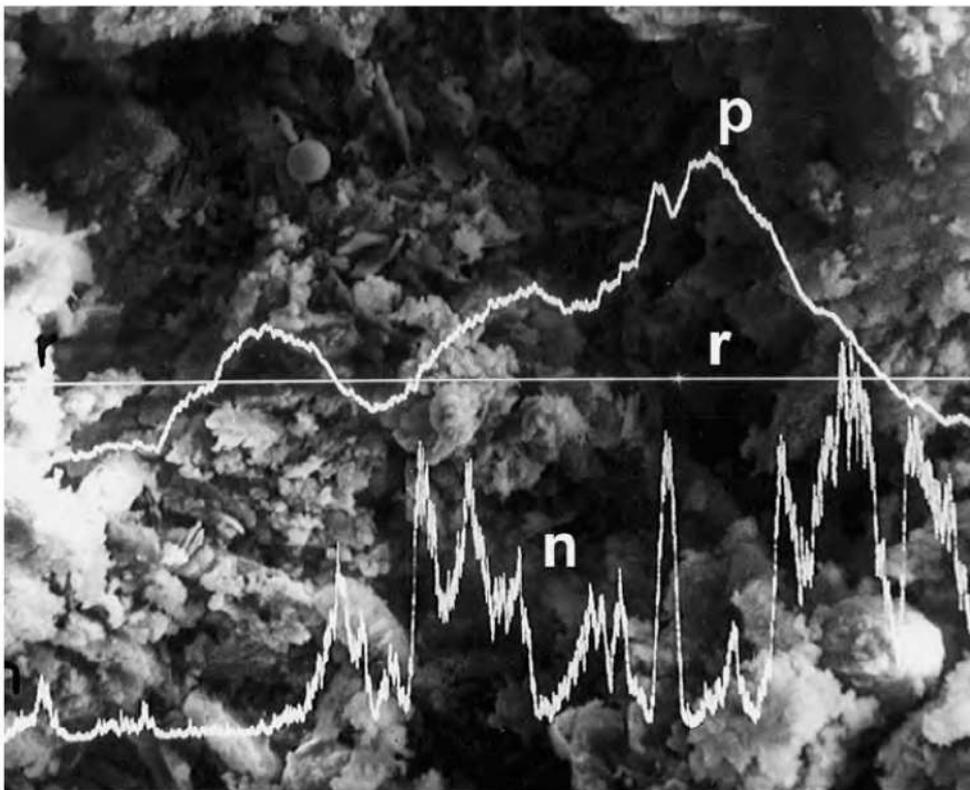


Figura 10. Fole de Ø 6". A foto mostra o perfil de concentração de sódio (linha n) e de potássio (linha p) ao longo da linha r. MEV-SEI. 500X.

17

Análise de falha em parafusos de fixação de roda automotiva

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

1. INTRODUÇÃO

Foram examinados parafusos de fixação de roda rompidos após montagem com o torque dentro do intervalo especificado. As fraturas foram verificadas em veículos já montados e estacionados no pátio da montadora. Foram recebidos 15 parafusos rompidos, 12 parafusos inteiros (do mesmo lote) e 12 parafusos retirados de cabos (cravados, mas não submetidos a torque de montagem).

2. EXAMES REALIZADOS E RESULTADOS

2.1. Inspeção visual

A figura 1 mostra o aspecto típico da fratura. Os 12 parafusos inteiros (já montados) foram submetidos a ensaio com líquido penetrante, tendo quatro apresentado trincas, como mostra a figura 2. Com a finalidade de se verificar a profundidade destas trincas, provocou-se a ruptura de um parafuso trincado por impacto. A figura 3 mostra o aspecto da fratura, evidenciando a pré-trinca e a região de fratura por impacto.

* Pesquisador responsável pelo documento técnico.

2.2. Exame metalográfico e de dureza

Os exames metalográfico e de dureza, realizados em parafusos rompidos, permitiram constatar que o material do parafuso apresenta estrutura de aço cementado, temperado e revenido. Dureza do núcleo: 368 HV1. Dureza da camada cementada: 420 HV1. A profundidade da camada cementada, medida pelo método mecânico, conforme prática recomendada pela norma SAE J423a – 1963, é de 0,3 mm. Os resultados destes exames satisfazem as especificações de projeto.

2.3. Exame fractográfico

A superfície de fratura dos parafusos rompidos foi submetida a exame por microscopia eletrônica de varredura. Este exame revelou preponderância de fratura intergranular, como mostra a figura 4. Este micromecanismo de fratura ocorre em aços temperados e revenidos quando fragilizados por hidrogênio e submetidos à carga estática ou a baixas velocidades de deformação. O fato das fraturas não terem sido constatadas durante a montagem, mas posteriormente, com os veículos já no pátio, também sugere o mecanismo de fratura retardada (*delayed fracture*), também conhecido como fadiga estática (*static fatigue*), provocado por fragilização por hidrogênio.

A fim de se verificar esta hipótese, procedeu-se ao exame do parafuso trincado e rompido por choque (vide figura 3). Uma característica da fratura de aços fragilizados por hidrogênio é que o caráter frágil tende a desaparecer à medida que se aumenta a velocidade de sollicitação, ao contrário do comportamento normal em que o comportamento frágil é agravado por sollicitação por choque. A região da trinca preexistente mostrou no microscópio eletrônico de varredura preponderância de fratura intergranular (vide figura 5); a região fraturada por choque, entretanto, se propagou por formação de alvéolos como mostra a figura 6, micromecanismo tipicamente dúctil. Considerando-se que esta região foi fraturada sob elevado estado triaxial de tensões, devido à trinca preexistente, e sob elevada velocidade de sollicitação, esta mudança de micromecanismo só se justifica num material fragilizado por hidrogênio.

A fim de se verificar a hipótese dos parafusos terem rompido por torque excessivo, cravou-se um dos 12 parafusos que não haviam sido submetidos a torque de montagem numa chapa com orifício apropriado e rompeu-se um parafuso por torque excessivo. A superfície de fratura mostrou 100% de ruptura por formação de alvéolos, afastando definitivamente esta hipótese (vide figura 7).

A fragilização por hidrogênio pode ocorrer em vários estágios do processamento da peça ou de sua utilização. São freqüentemente citadas como origens possíveis do hidrogênio:

- Uso de carga úmida durante a elaboração do aço.
- Processo de decapagem.
- Tratamentos termo-químicos (por ex., cianetação em presença de amônia).

Não é possível, entretanto, obter-se evidências conclusivas da origem do hidrogênio a partir do exame das peças fraturadas.

3. CONCLUSÃO

Os parafusos examinados apresentam comportamento característico de aço fragilizado por hidrogênio.

4. FIGURAS



Figura 1. Aspecto da fratura dos parafusos rompidos. Fratura de caráter frágil iniciada no primeiro filete da rosca.

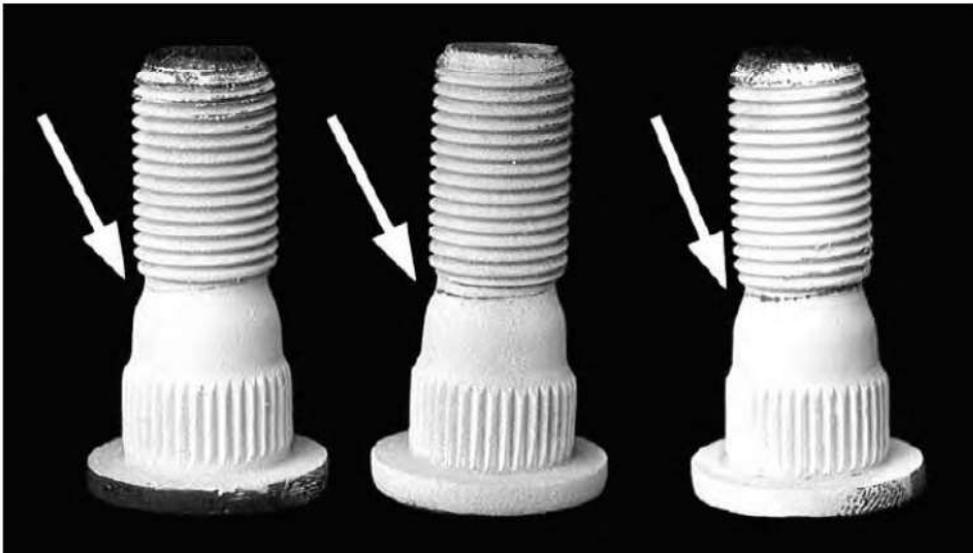


Figura 2. Aspecto das trincas (setas) constatadas após exame com líquido penetrante em parafusos declarados inteiros.

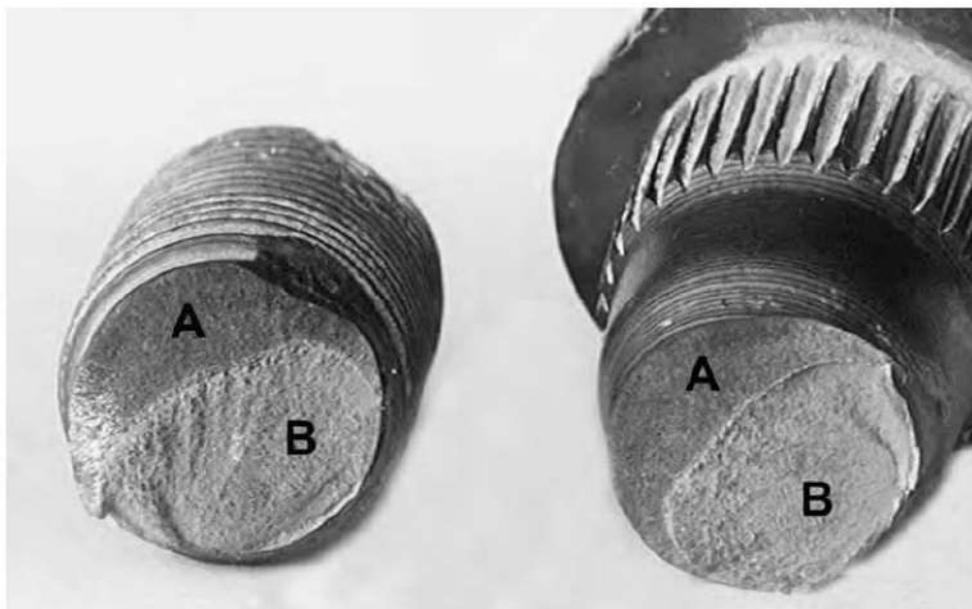


Figura 3. Aspecto da fratura do parafuso trincado e rompido por choque. Região A: região pré-trincada. Região B: região rompida por choque, iniciada na ponta da trinca preexistente.

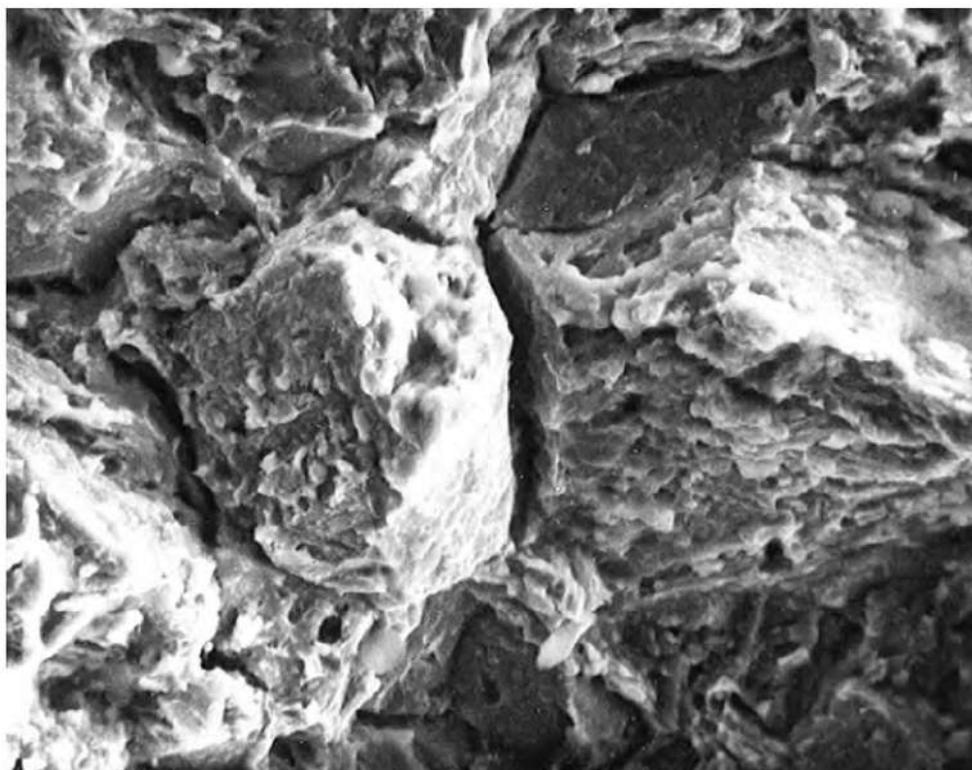


Figura 4. Aspecto da fratura dos parafusos rompidos. Fratura intergranular. MEV-SEI. 1.000X.

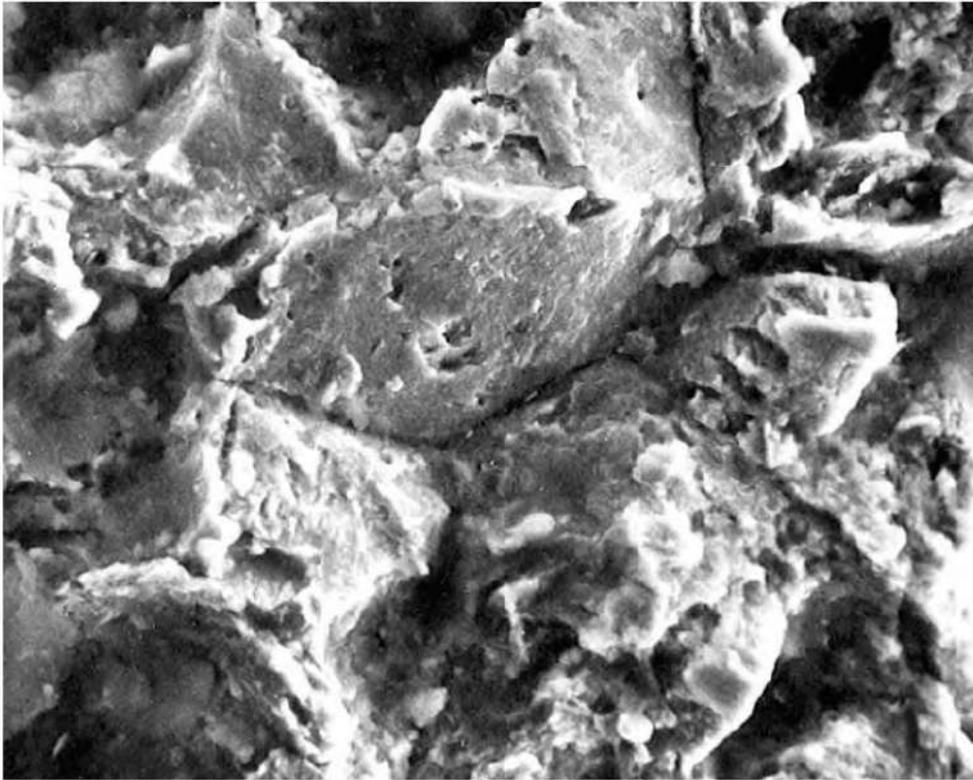


Figura 5. Aspecto da região A da figura 3. Fratura intergranular. MEV-SEI. 1.000X.

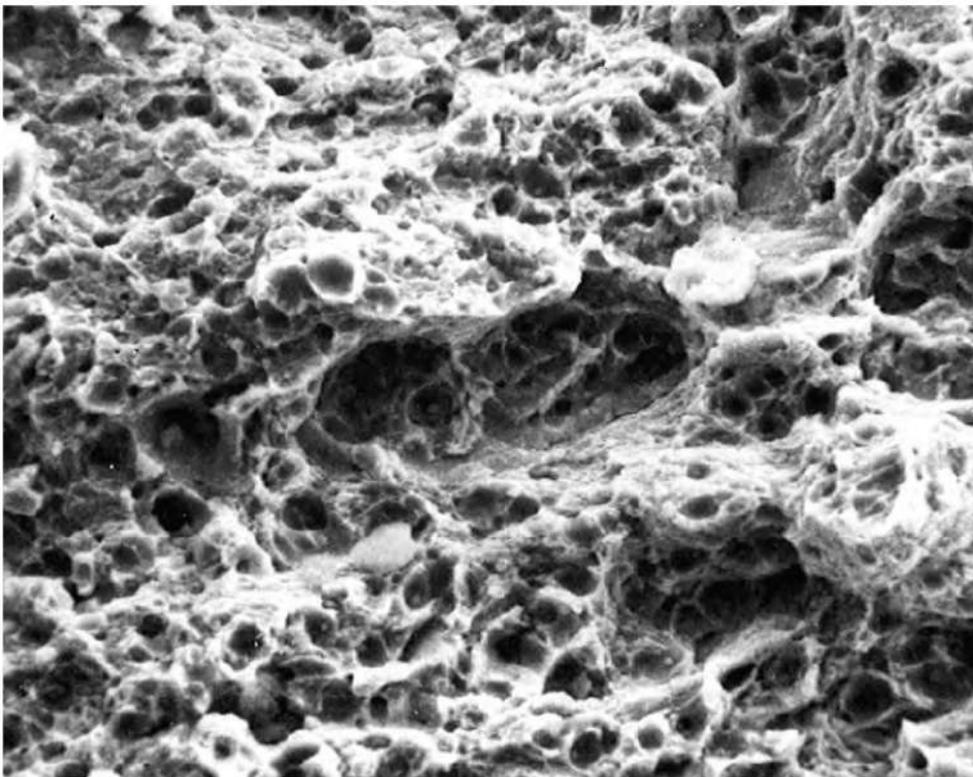


Figura 6. Aspecto da região B da figura 3. Ruptura por formação de alvéolos. MEV-SEI. 1.000X.

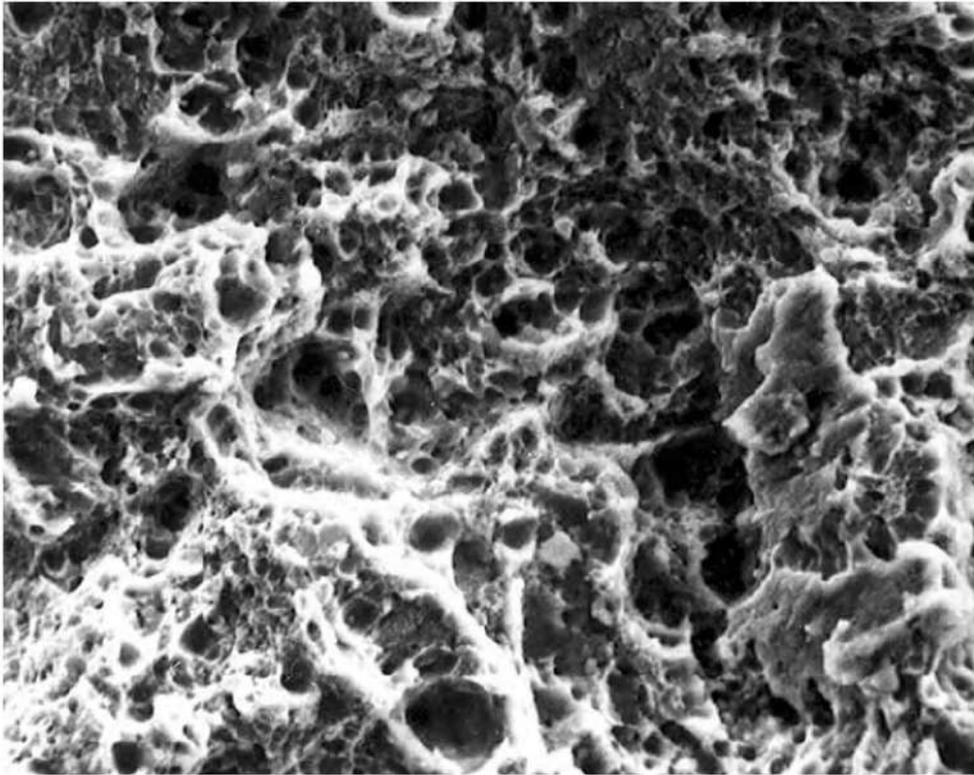


Figura 7. Aspecto da fratura do parafuso rompido por torque excessivo. Ruptura por formação de alvéolos. MEV-SEI. 1.000X.

18

Exame de trinca em grampos de zíperes

Alcindo M. Ludovice* e Tibério Cescon*, 1976

1. INTRODUÇÃO

Foram enviadas três amostras de zíperes submetidas aos seguintes tratamentos: amostra 1 – lavagens em condições de laboratório; amostra 2 – não submetida a processos de lavagem; amostra 3 – lavagens em condições residenciais, sem controle do produto de lavagem. Objetiva-se determinar as causas do trincamento da amostra 3.

2. ENSAIOS REALIZADOS

A observação da superfície das amostras evidenciou que as amostras 1 e 2 não apresentaram trincas superficiais. A figura 1 mostra a superfície da amostra 2. A amostra 3 apresentou trincas nos grampos, como pode ser observado na figura 2. A abertura da trinca na amostra 3 revelou fratura predominantemente intergranular (figura 3). O exame metalográfico evidenciou microestrutura de latão α com intensa deformação plástica e trincas intergranulares ramificadas (vide figura 4).

3. CONCLUSÃO

O trincamento da amostra 3 foi provocado por corrosão sob tensão.

* Pesquisadores responsáveis pelo documento técnico.

4. FIGURAS



Figura 1. Aspecto do grampo lavado em laboratório (amostra 2). MEV-SEI. 30X.

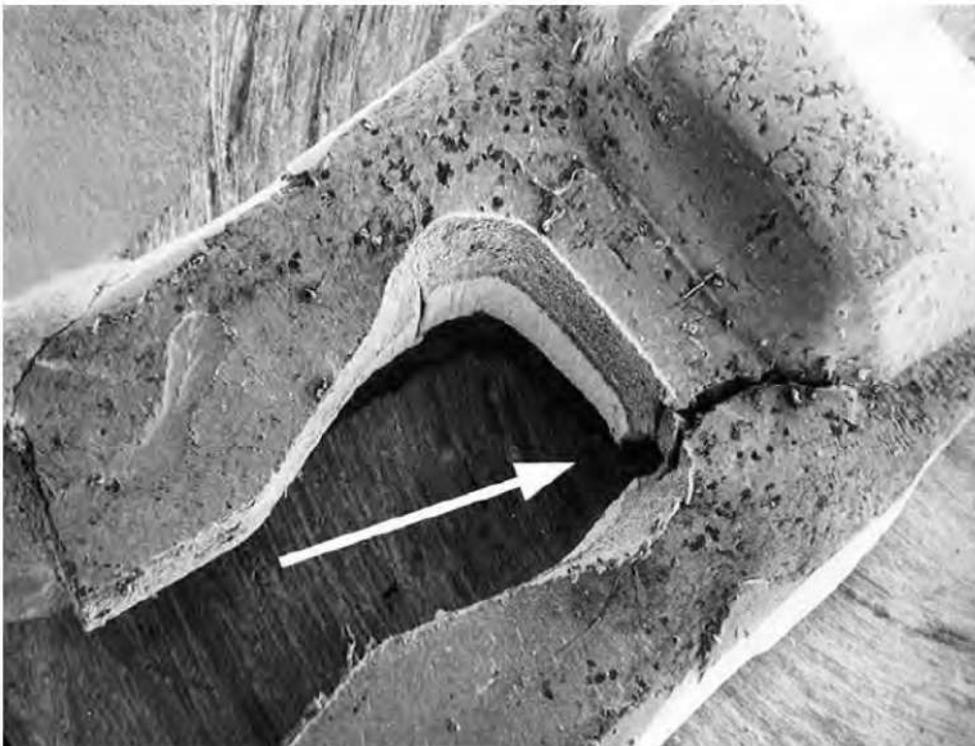


Figura 2. Aspecto do grampo rompido (amostra 3). A seta indica presença de trinca. MEV-SEI. 30X.

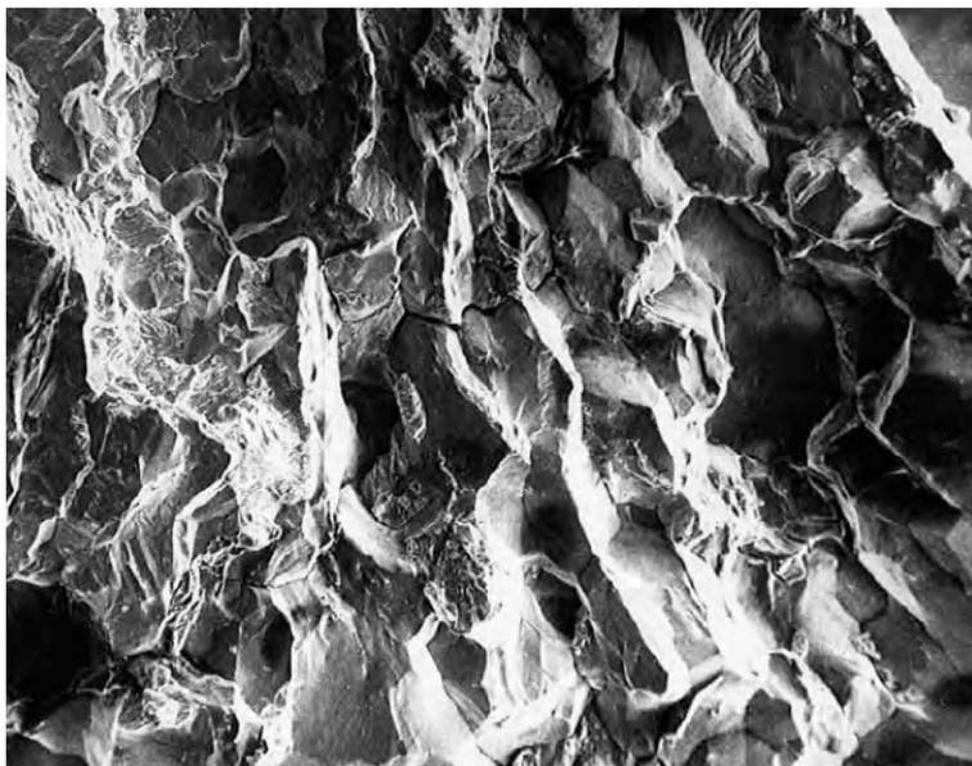


Figura 3. Ruptura intergranular. MEV-SEI. 300X.

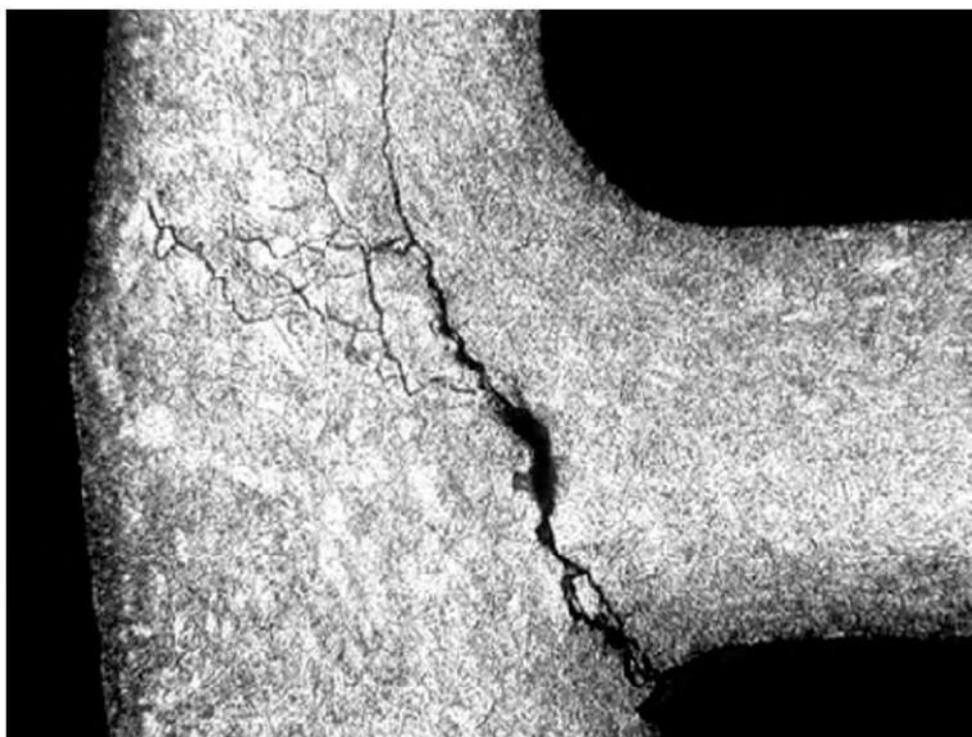


Figura 4. Microestrutura de latão α deformado plasticamente a frio com presença de trincas intergranulares ramificadas. Seção longitudinal. Ataque: cloreto férrico. 100X.

19

Análise de falha em caixa-suporte de luminária

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

1. INTRODUÇÃO

Examinou-se uma caixa-suporte de luminária com a finalidade de se determinarem as causas de sua ruptura. A caixa-suporte estava instalada num poste tipo pétala de iluminação pública. O acidente ocorreu por queda espontânea das luminárias devido à ruptura da caixa-suporte onde as luminárias são fixadas.

2. ENSAIOS REALIZADOS

2.1. Exame visual e fractográfico

A tampa da caixa-suporte rompeu por esforços de flexão (figura 1). A espessura da mesma na seção de ruptura é irregular, variando de 5,9 a 8,7 mm e não atingindo o valor nominal de 10 mm especificado no projeto. A solicitação à flexão da tampa foi agravada pelo carregamento excêntrico resultante de montagem das luminárias na caixa a 90° (figura 2).

A superfície da fratura principal (figura 3) apresenta dois trechos distintos. O trecho AB acha-se coberto por produtos de corrosão, que impossibilitam o exame de detalhes para identificação do processo de ruptura no microscópio

* Pesquisadores responsáveis pelo documento técnico.

eletrônico de varredura, mas que evidenciam que este trecho estava trincado antes do instante da ruptura. As demais regiões da fratura correspondem a ruptura brusca final e não apresentam evidências de deformação plástica.

2.2. Análise química

A análise química do material da tampa, realizada por quantometria, forneceu os seguintes resultados: Al-9,45Zn-2,41Cu-1,65Si-1,31Fe-0,14Ni-0,12Mg. Esta composição não corresponde a nenhuma especificação para ligas de alumínio fundidas nas normas ASTM B-26-76, SAE J453B, DIN 1725 Bl. 1, nem é citada na referência¹.

2.3. Exame metalográfico

Os resultados do exame metalográfico, realizado com o auxílio do microscópio eletrônico de varredura acoplado com uma microsonda (figuras 4 a 7), evidenciaram tratar-se de uma liga de alumínio com presença de precipitados interdendríticos ricos em cobre, eutético do tipo escrita chinesa rico em ferro e elevada porosidade, favorecendo o comportamento frágil da peça. A microestrutura mostrada na figura 8 evidencia a elevada susceptibilidade à corrosão interdendrítica da liga associada à presença da fase interdendrítica rica em cobre.

2.4. Análise preliminar do projeto da caixa-suporte

A análise preliminar dos esforços na caixa suporte mostra a importância de ser evitado o carregamento excêntrico resultante da montagem assimétrica das luminárias com o atual projeto da caixa-suporte.

A caixa-suporte é uma caixa prismática de boca quadrada virada para baixo, sobre sua tampa, que apresenta um cubo central de forma tubular voltado para cima, isto é, para o interior da caixa. O cubo central tubular da tampa veste, com folga, a extremidade do poste e apresenta parafusos radiais de fixação por pressão, que eliminam a folga citada e ao mesmo tempo permitem nivelar a tampa e, em conseqüência, o conjunto. As luminárias, tipo pétala, se fixam nas faces laterais da caixa-suporte e esta fica parafusada sobre a tampa.

2.4.1. Carregamento

Nestas condições, o peso do conjunto recai sobre a tampa e se transmite ao poste pelo cubo central.

2.4.2. Carregamento centrado

Para uma distribuição simétrica e regular das luminárias na caixa-suporte, o peso do conjunto está centrado em relação ao cubo central. Como modelo simplificado, a tampa pode, então, ser assimilada a uma placa quadrada apoiada na sua periferia e carregada numa região circular central². A tensão máxima de flexão (na região central da placa) pode ser expressa por:

$$\sigma_A = \frac{3P}{2\pi mt^2} \left[(m+1) \ln \frac{a}{2r_0} + 0,75m \right] \quad (1)$$

onde: P = peso do conjunto (kgf); $m = 1/\nu \cong 3$; ν = coeficiente de Poisson $\cong 0,33$ para o alumínio fundido; a = comprimento do lado da placa = 35 cm; r_0 = raio da região circular central (cubo central) sobre a qual age o peso e igual a 7,2 cm; t = espessura da placa e igual a 1 cm. Como não temos o valor exato do peso do conjunto, a tensão máxima de flexão é igual a $0,92P$ (kgf/cm²).

2.4.3. Carregamento excêntrico

No caso de uma distribuição assimétrica das luminárias, ou mesmo quando da colocação da primeira, o peso do conjunto não mais é centrado em relação ao cubo central. Isso origina um momento sobre a tampa, responsável por novas tensões de flexão a serem acrescentadas às já existentes.

Somente para estimativa, podemos assimilar este caso ao de uma placa circular apoiada na periferia e sujeita a um momento provocado pela flexão de um cubo perpendicular central². É a melhor aproximação disponível, pois não dispomos da solução para placa quadrada. Adotamos, como raio da placa circular equivalente, a metade do valor médio entre diagonal e lado da placa quadrada. A tensão máxima de flexão tem direção radial e ocorre junto ao cubo central, sendo dada na equação:

$$\sigma_B = \frac{3M}{4\pi t^2 r_0} \left[1 + \left(\frac{m+1}{m} \right) \ln \frac{2(a-r_0)}{K_a} \right], \text{ com } K = \frac{0,49a^2}{(r_0 + 0,7a)^2} \quad (2)$$

onde: M = momento de transporte $P \cdot b$ (kgf.cm) sendo b = braço de transporte de P ao centro da placa (cm); t = espessura da placa e igual a 1 cm; r_0 = raio da região circular central (cubo central) sobre o qual age o peso e igual a 7,2 cm; $m = 1/\nu \cong 3$; a = metade da média entre o lado e diagonal da placa = 21,1 cm. Substituindo-se os valores, encontramos $\sigma_B = 0,82P \cdot b$.

A maior tensão de flexão no caso do carregamento excêntrico pode ser calculada pela equação $\sigma = \sigma_A + \sigma_B = P(0,92 + 0,08b)$. Dependendo do valor de b , a tensão pode atingir valores inadmissíveis para um mesmo peso P . Sem os valores de P e b , pode-se inferir apenas considerações comparativas.

2.4.4. Sugestões construtivas

Supondo que a tampa tivesse sido dimensionada para carregamento centrado, ela sofreria sobrecarga nos conjuntos assimétricos e durante a montagem. Para sanar esse defeito, pode-se adotar uma dentre algumas soluções, como:

- a) aumentar a espessura da tampa;
- b) colocar nervuras diagonais na tampa até a região dos furos de parafusos dos cantos (figura 9-a);
- c) colocar o cubo central na caixa-suporte e nervuras diagonais, servindo a tampa (agora lisa e com furo central) apenas para fechar a boca da caixa (figura 9-b);
- d) colocar uma espiga no poste que se encaixa numa cavidade em forma de copo da caixa-suporte, sendo necessários, entretanto, mais parafusos radiais nesse copo para fixar bem a espiga no mesmo. Neste caso, o momento devido ao carregamento excêntrico é equilibrado pelo binário formado pelas forças agentes nos parafusos do copo e nos parafusos do cubo central da tampa (figura 9-c);
- e) idem item c, porém colocar a caixa com boca para cima, o que facilita a ligação dos fios. A tampa neste caso deverá prover, entretanto, uma boa vedação contra a chuva (figura 9-d). Esta solução parece ser a mais funcional.

3. CONCLUSÕES

- A fratura ocorreu por esforços de flexão a partir de trinca desenvolvida gradualmente e agravados pelo carregamento excêntrico resultante da montagem das luminárias a 90° e espessura da tampa abaixo da especificada.
- A liga utilizada na confecção da tampa tem composição química não convencional e estrutura inadequada para esta aplicação, devido à susceptibilidade à corrosão interdendrítica e tendência a comportamento frágil.

4. REFERÊNCIAS

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

5. FIGURAS

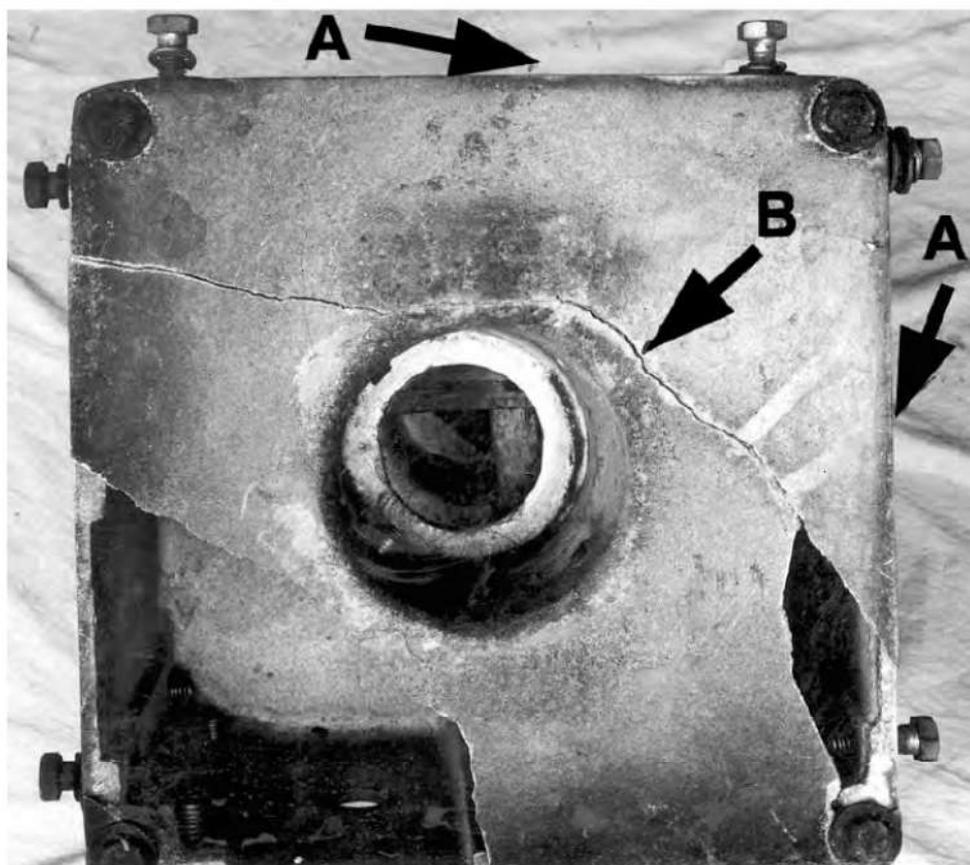


Figura 1. Aspecto da caixa-suporte como recebida. As setas A indicam as faces de fixação das luminárias. A ruptura principal (seta B) foi provocada por esforços de flexão. As demais fraturas ocorreram por causa da propagação da ruptura principal.

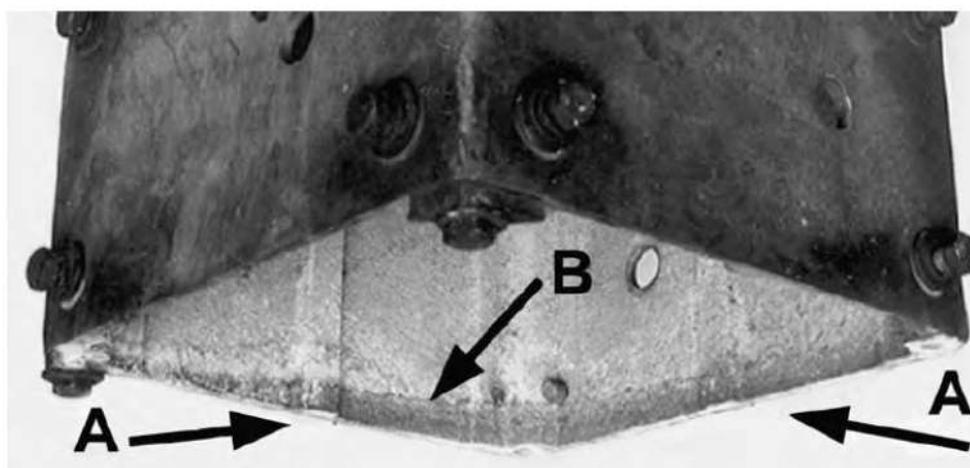


Figura 2. Detalhe do interior da caixa. As setas A indicam as faces de fixação das luminárias. A linha d'água (seta B) evidencia a inclinação da caixa resultante do carregamento excêntrico. Observa-se corrosão generalizada provocada por acúmulo de água no interior da caixa.

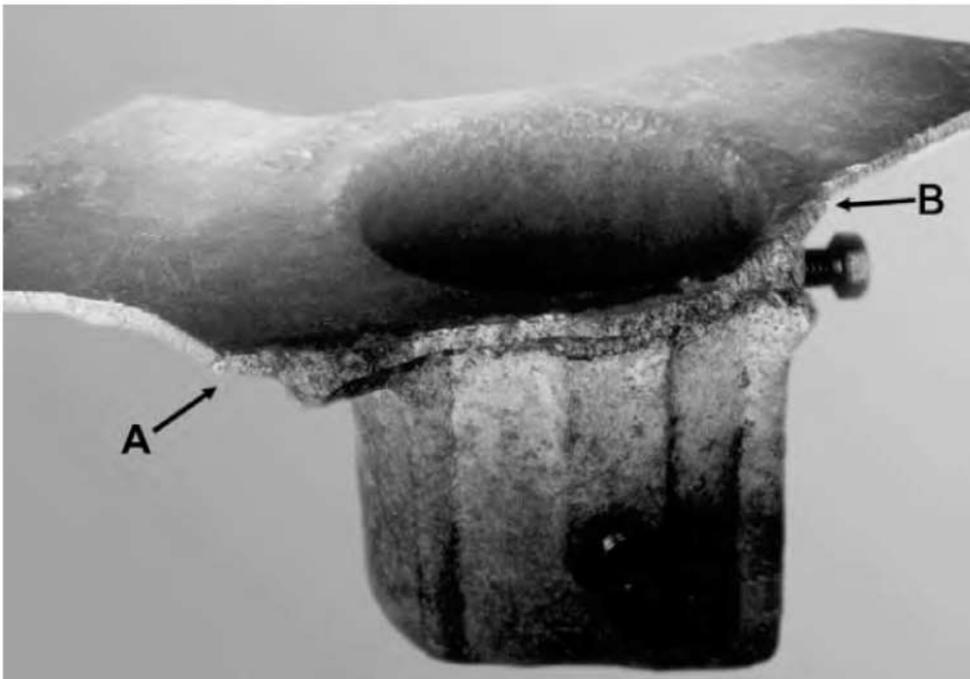


Figura 3. Aspecto da região de ruptura principal. O trecho AB corresponde à região de propagação lenta da trinca, exibindo depósitos de produtos de corrosão. As demais regiões da fratura correspondem à ruptura brusca final.

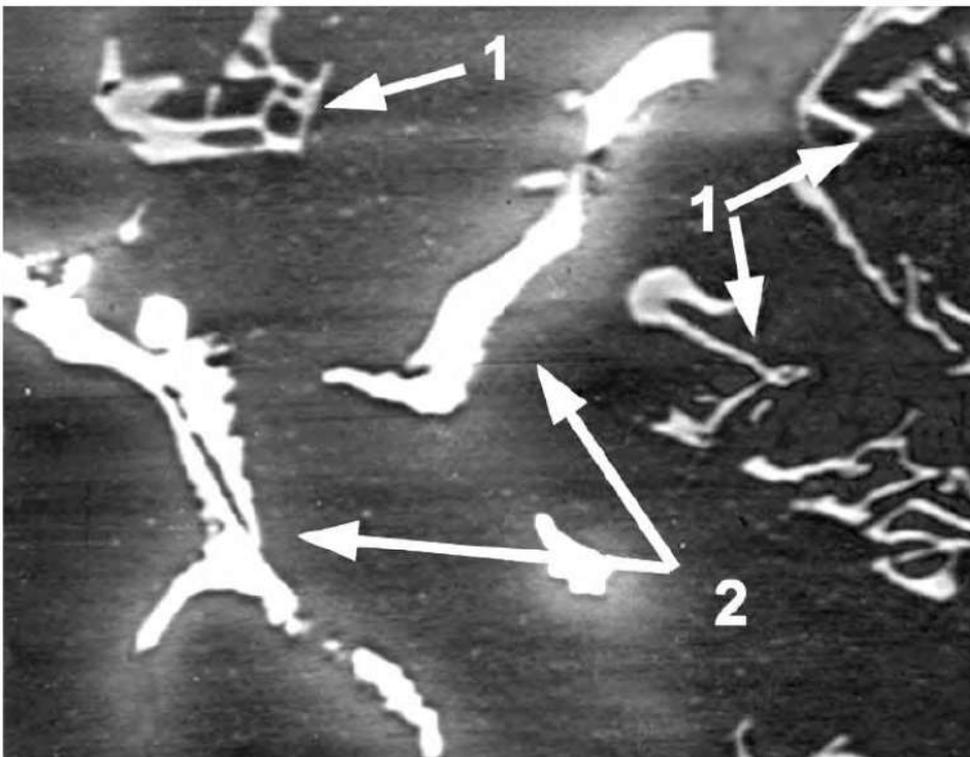


Figura 4. Microestrutura do material da tampa. Eutético tipo escrita chinesa rico em Fe (setas 1) e fase interdendrítica rica em Cu (setas 2) em matriz de solução sólida rica em Al. Estrutura de liga de alumínio fundida sem tratamento térmico posterior. MEV-BEI. 800X.



Figura 5. Imagem de raios X do elemento silício raia K_{α} , obtida no mesmo campo da figura 4.

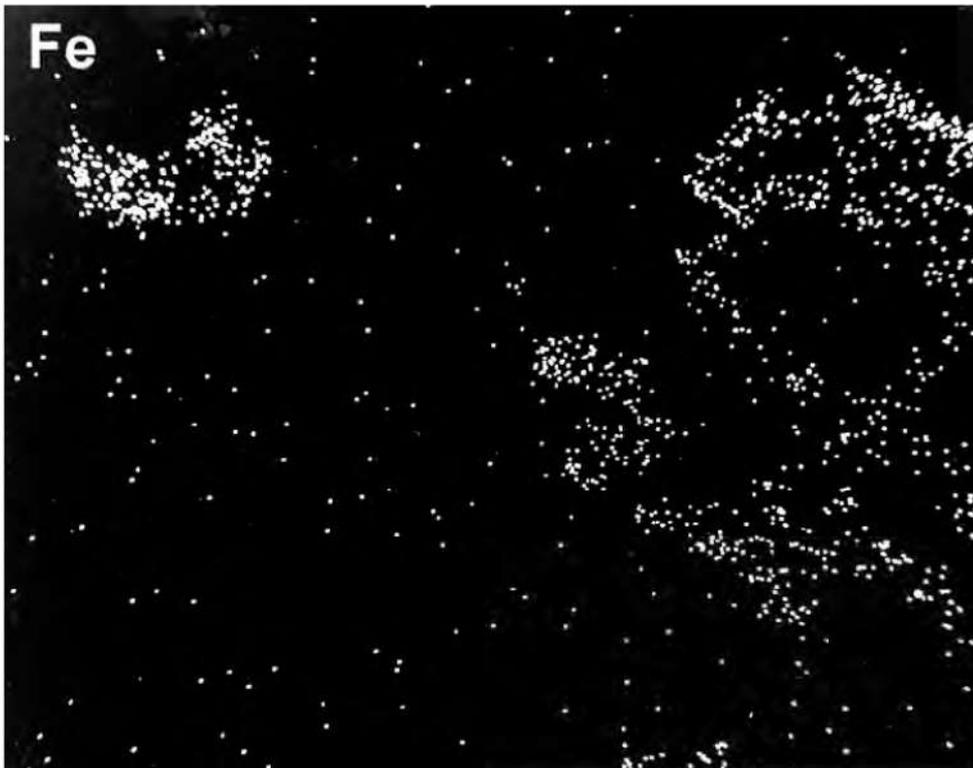


Figura 6. Imagem de raios X do elemento ferro raia K_{α} , obtida no mesmo campo da figura 4.

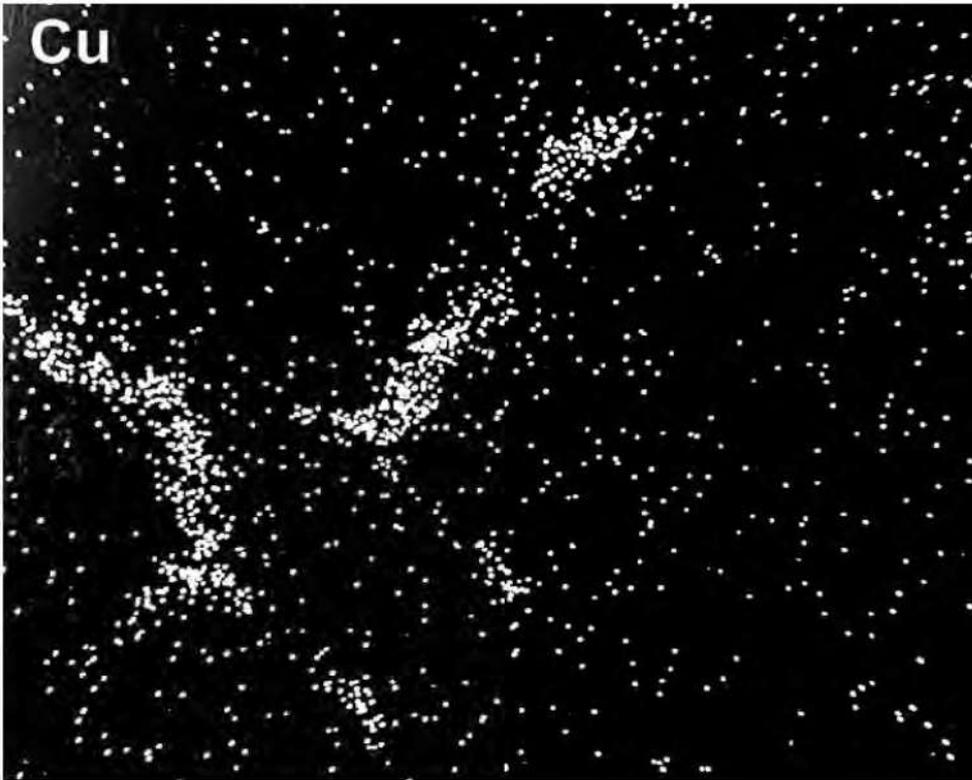


Figura 7. Imagem de raios X do elemento cobre raia K_{α} , obtida no mesmo campo da figura 4.

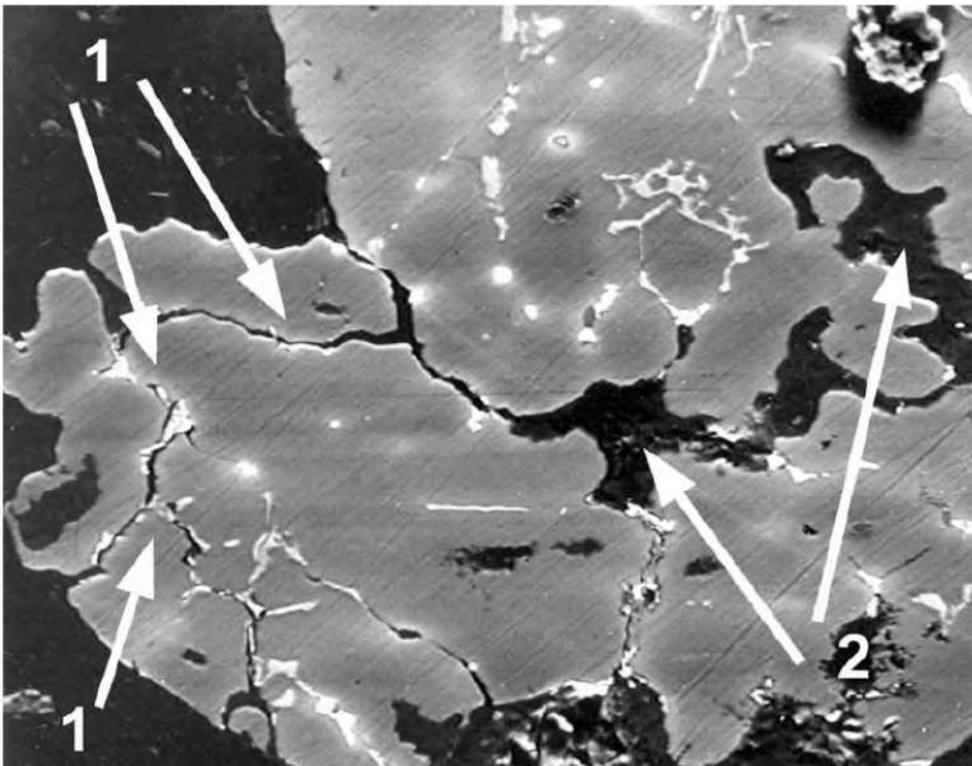


Figura 8. Microestrutura do material da tampa numa seção transversal no trecho AB da fratura, exibindo intensa corrosão interdendrítica (setas 1) e intensa porosidade interdendrítica (setas 2). MEV-BEI. 200X.

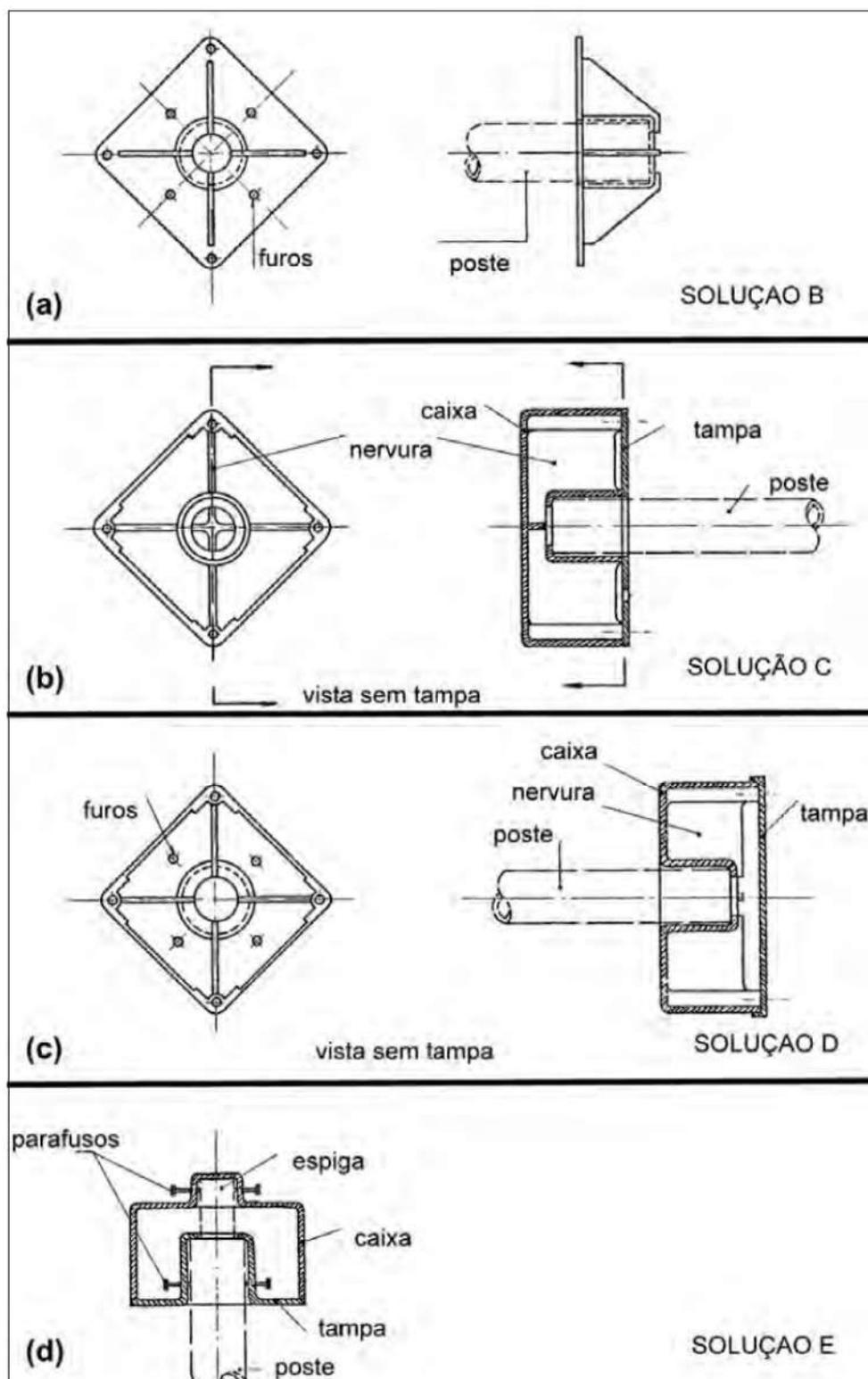


Figura 9. Soluções construtivas: (a) nervuras diagonais na tampa; (b) cubo central e nervuras diagonais; (c) espiga no poste por meio de parafusos radiais; (d) idem (c), porém posicionando a caixa com a boca para cima.

20

Análise de falha em eixo de turbo gerador

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

1. INTRODUÇÃO

Um eixo de turbina de cinco estágios sofreu uma fratura (vide figuras 1 e 2). A turbina fazia parte de um turbo gerador de navio, e a fratura ocorreu durante a redução de seção do eixo no moente do mancal auto-alinhável da extremidade de baixa pressão da turbina. O presente trabalho objetiva investigar as causas da falha prematura deste eixo.

2. ENSAIOS REALIZADOS E RESULTADOS

O exame da superfície da fratura (vide figura 3) revelou duas regiões características: (i) anel externo típico de fratura de desenvolvimento progressivo (fadiga) provocada por esforços alternados de flexão, ocupando área relativamente pequena da seção transversal (seta A) e (ii) região central fibrosa, típica de fratura dúctil, com zona de arrancamento final junto à periferia do eixo (seta B). A figura 4, da outra superfície da fratura, mostra, com maior detalhe, a região fibrosa, embora não se possa detectar o anel externo, típico de fratura por fadiga, devido ao amassamento ocorrido após a ruptura do eixo.

* Pesquisadores responsáveis pelo documento técnico.

Estas regiões observadas na superfície da fratura não são típicas de processo ocorrido exclusivamente por fadiga, pois, normalmente, a região fraturada por sobrecarga apresenta características de fratura frágil, com marcas radiais. Durante a visita às instalações da turbina, foi examinada a superfície de escorregamento do mancal auto-alinhável, que se apresentava totalmente danificada, indicando ocorrência de engripamento.

Estas observações indicam que a fratura ocorreu em duas etapas: esforços alternados de flexão provocaram o início da fratura por fadiga (anel externo); a redução na rigidez do eixo prejudicou a lubrificação do mancal auto-alinhável, danificando a superfície de escorregamento e provocando engripamento. Os esforços de torção resultantes combinados com esforços de flexão provocaram a ruptura final do eixo entalhado pela fratura por fadiga. A figura 5 mostra um detalhe da superfície do moente com trincas, aproximadamente a 45°, na camada de cromo depositada, características de esforços de torção em material frágil.

A figura 6 mostra a acentuada deformação plástica por flexão sofrida pelo eixo. A combinação de flexão e torção deu à região central fibrosa da fratura o aspecto observado na figura 5, sem a deformação acentuada característica das fraturas dúcteis por torção.

Os esforços alternados de flexão foram provocados por falta de alinhamento do eixo. O exame da engrenagem que acopla com o pinhão da turbina (vide figura 7) confirma este fato, pela observação do desgaste desigual dos dentes, característico de engrenamento defeituoso. Além disto, o desgaste sofrido pela camada de cromo depositado no eixo (figura 8), entre as regiões de contato com os carvões de vedação de vapor, indicam a ocorrência de contato metal/metal provavelmente resultante de vibração provocada pela falta de alinhamento do eixo.

3. CONCLUSÕES

- A fratura foi iniciada por esforços alternados de flexão (fadiga), provocados por falta de alinhamento do eixo e que prejudicam a lubrificação do mancal auto-alinhável.
- A ruptura final foi decorrente de esforços combinados de flexão e torção provocados pelo engripamento do mancal auto-alinhável em conseqüência da lubrificação deficiente.

4. FIGURAS

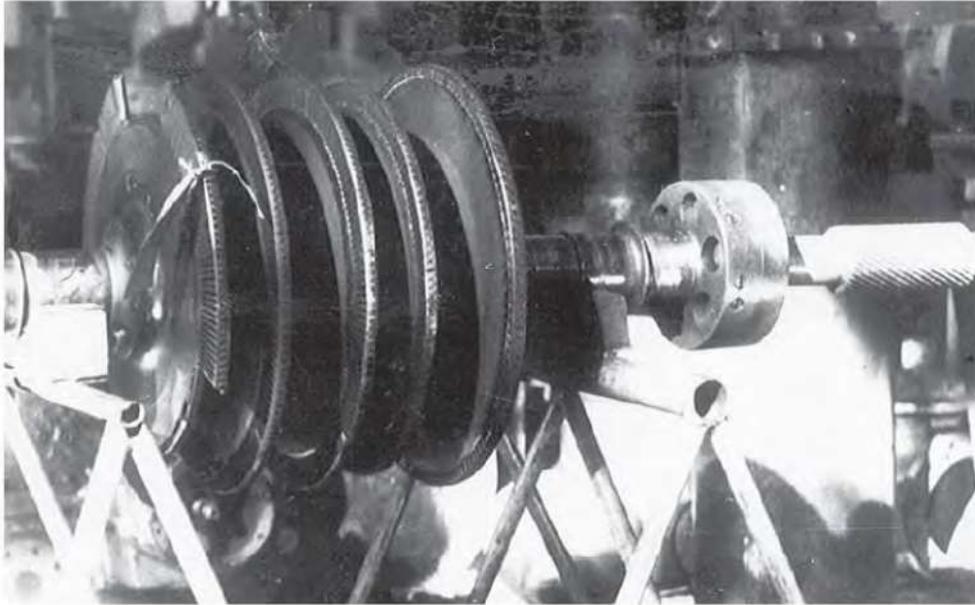


Figura 1. Aspecto geral do eixo da turbina.

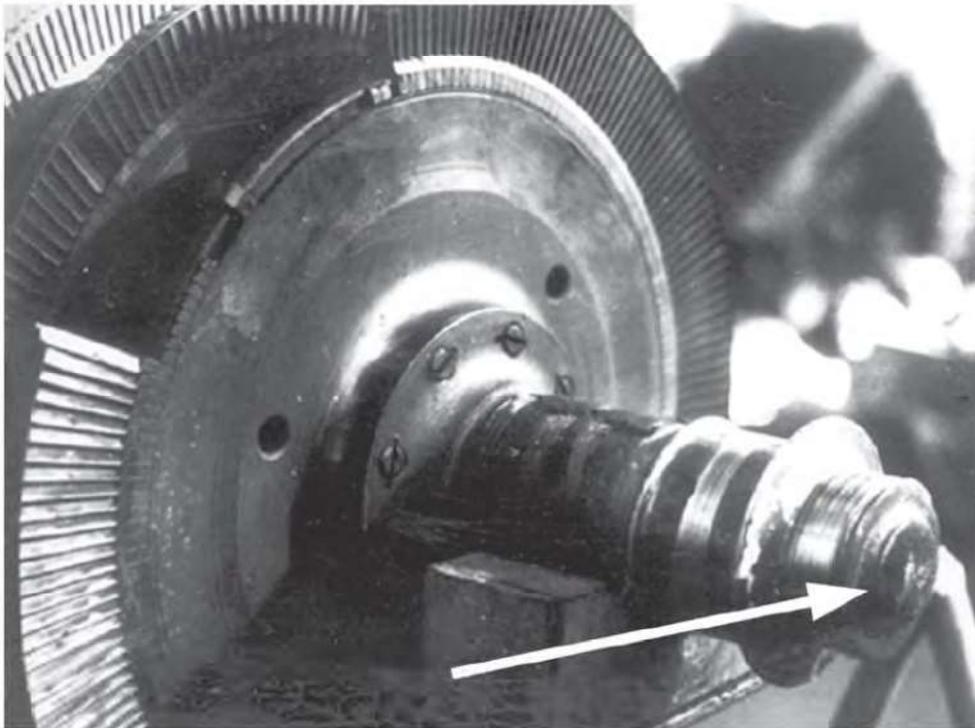


Figura 2. Detalhe da figura 1, na região fraturada (seta).



Figura 3. Aspecto da superfície da fratura. Seta A: fratura de desenvolvimento progressivo (fadiga) provocada por esforços alternados de flexão. Seta B: zona de arrancamento final da região central fibrosa, característica de fratura dúctil.



Figura 4. Detalhe da região fibrosa central. A seta indica a zona de arrancamento final.

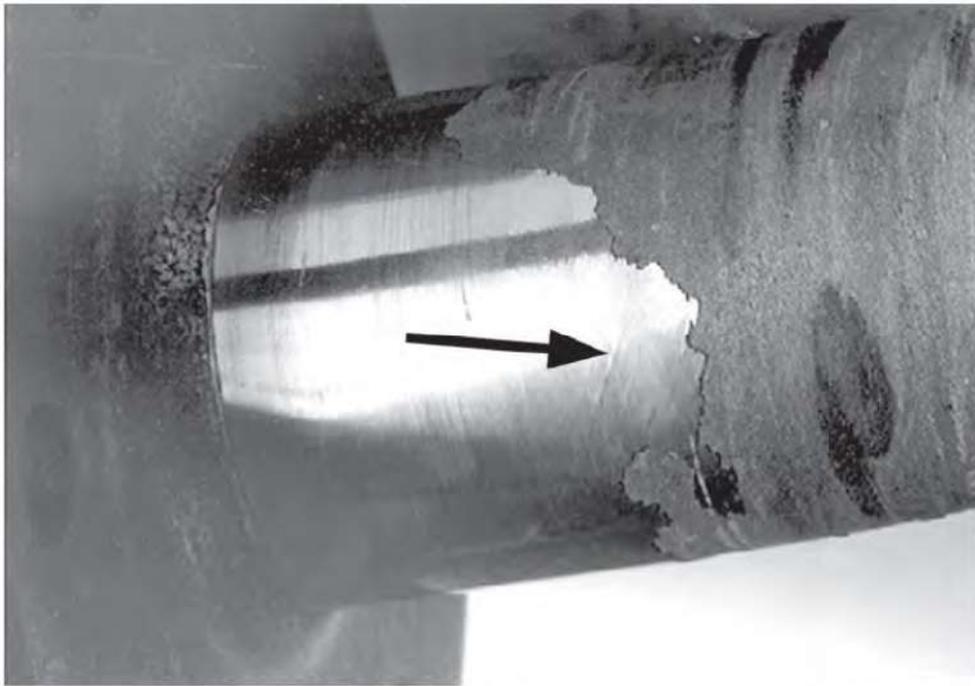


Figura 5. Superfície do eixo no moente do mancal auto-alinhável. Trincas aproximadamente a 45° provocadas (seta) por esforços de torção.

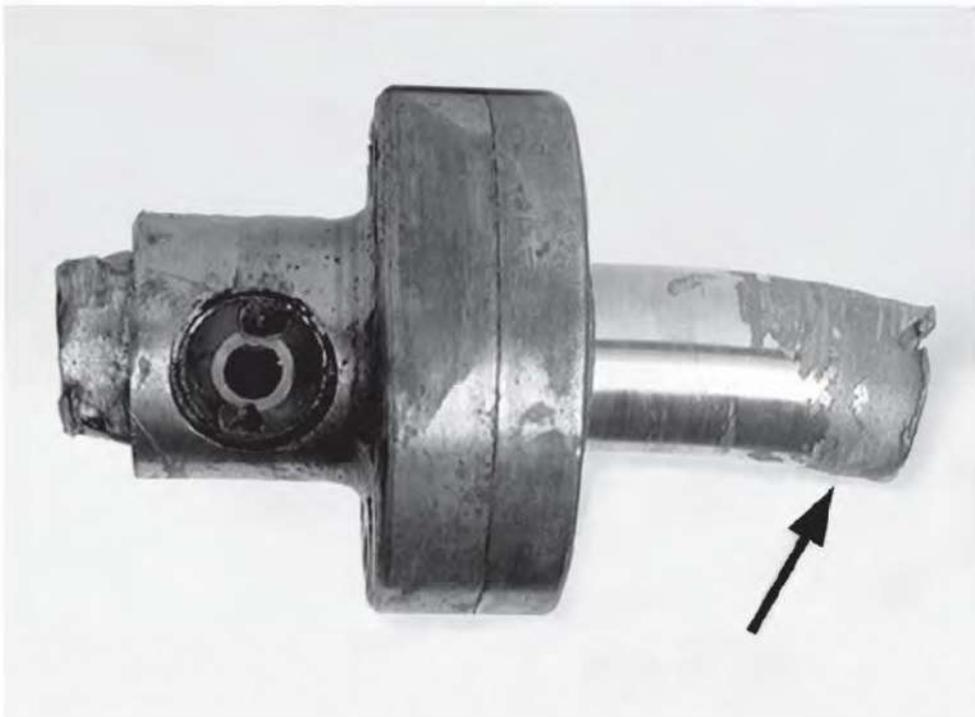


Figura 6. Extremidade rompida do eixo. Acentuada deformação plástica (seta) provocada por esforços de flexão.



Figura 7. Dentes da engrenagem que acopla com o pinhão da turbina. As setas indicam desgaste acentuado numa das extremidades dos dentes, característico de engrenamento defeituoso (mais facilmente detectável inclinando-se a fotografia para observação ao longo dos dentes).

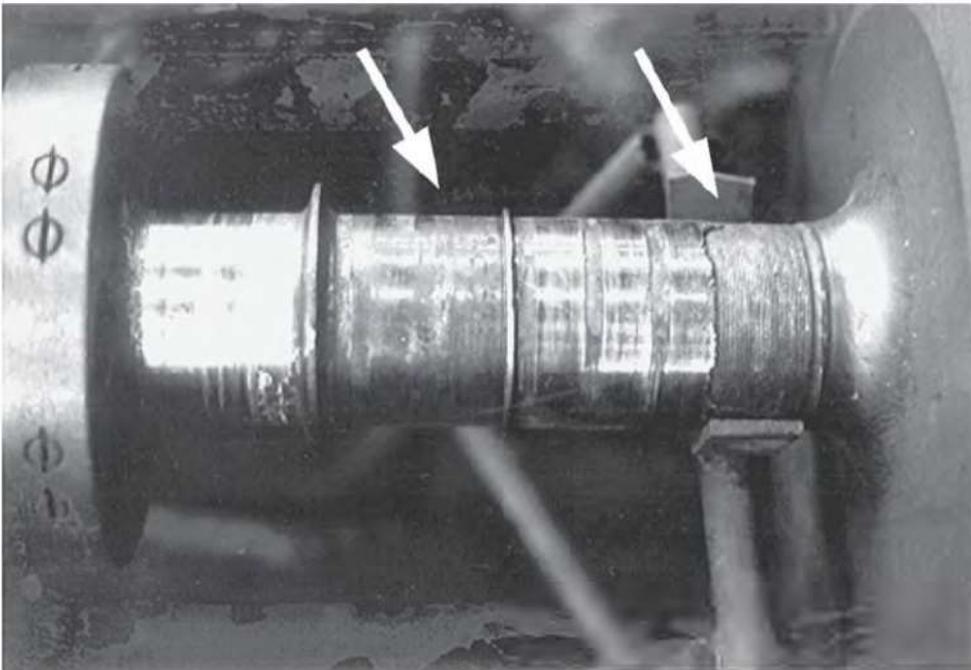


Figura 8. Detalhe da superfície do eixo junto à extremidade de alta pressão da turbina. Camada de cromo danificada, entre as regiões de contato com os carvões de vedação de vapor (setas), em consequência de contato metal/metal.

21

Análise de falha em mola zincada

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

1. INTRODUÇÃO

Foram examinadas molas zincadas para a determinação da causa da ruptura das mesmas durante ensaios mecânicos.

2. ENSAIOS REALIZADOS E RESULTADOS

O exame da superfície da fratura no microscópio eletrônico de varredura revelou presença de alvéolos característicos de fratura dúctil (figura 1). Em toda a superfície de fratura, com maior concentração na região central da espessura da chapa, observam-se cavidades características de ruptura nucleada por inclusões alongadas (figuras 2 e 3) e indicativas que a ductilidade da chapa foi comprometida pela presença destas inclusões. O exame metalográfico confirmou a presença de excessiva quantidade de inclusões (figura 4), bem como a nucleação, nestas inclusões, das cavidades observadas na fratura (figura 5). A análise por microsonda eletrônica revelou tratar-se de inclusões de sulfeto de manganês associadas com alumina (figuras 6 e 7), estas últimas, provavelmente, sendo críticas para a nucleação das cavidades.

* Pesquisadores responsáveis pelo documento técnico.

A hipótese de fragilização por hidrogênio deve ser afastada face às características da fratura. Com efeito, o hidrogênio provoca, em aços de alta resistência, fratura intergranular com aspecto característico. Em aços de baixa resistência ($\sigma_r < 70 \text{ kgf/mm}^2$), o hidrogênio provoca uma redução de ductilidade, sem alterar o modo de fratura que permanece alveolar¹. Já o material examinado exibe elevada resistência, com limite de resistência de cerca de 170 kgf/mm^2 estimado pela dureza (75 HRA).

3. CONCLUSÃO

Fratura decorrente da redução da ductilidade do material em consequência da quantidade excessiva de inclusões em material projetado para alcançar elevado nível de resistência.

4. REFERÊNCIA

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

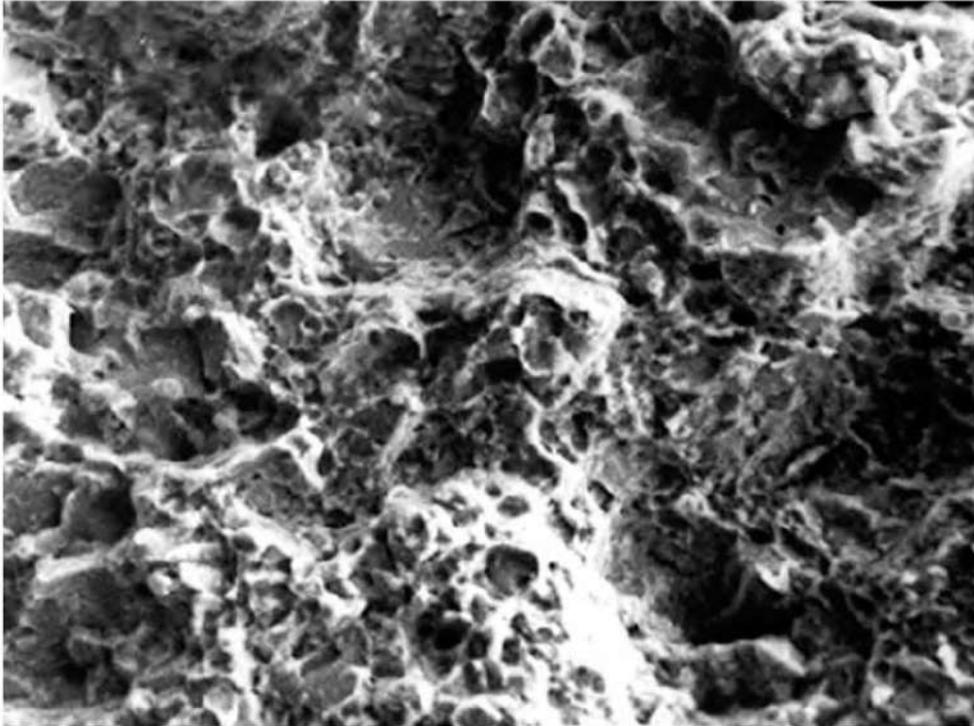


Figura 1. Aspecto da superfície da fratura. Alvéolos característicos de fratura dúctil. MEV-SEI. 1.000X.



Figura 2. Superfície da fratura. Cavidades provocadas pela ruptura de inclusões alongadas na direção normal à superfície da fratura. MEV-SEI. 100X.

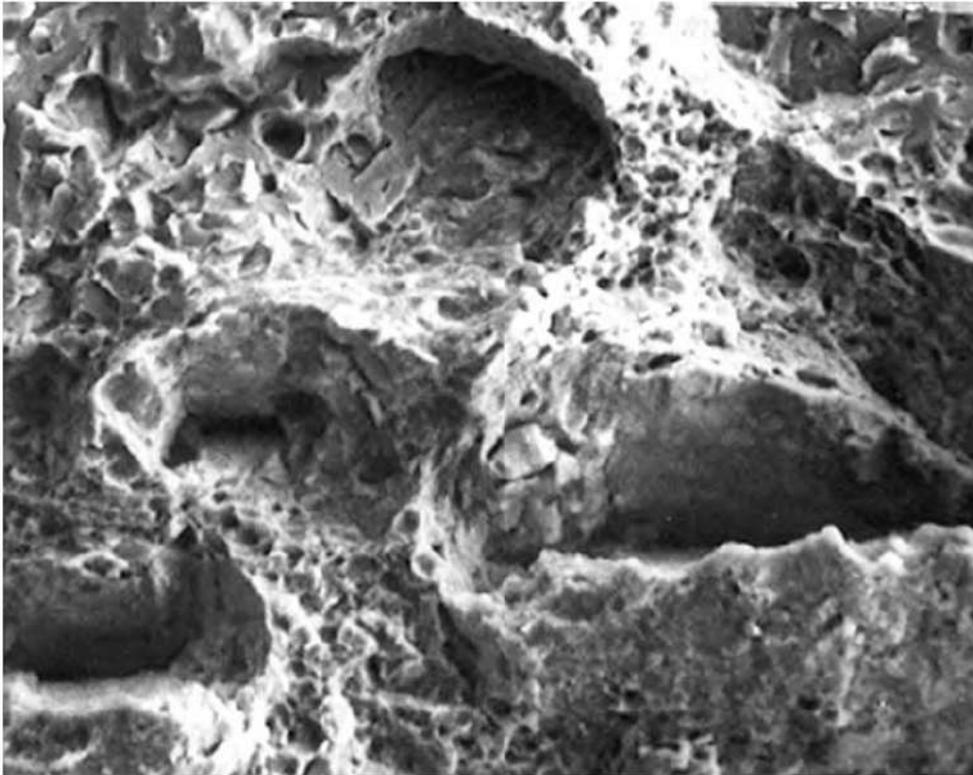


Figura 3. Detalhe das cavidades mostradas na figura 2. MEV-SEI. 1.000X.

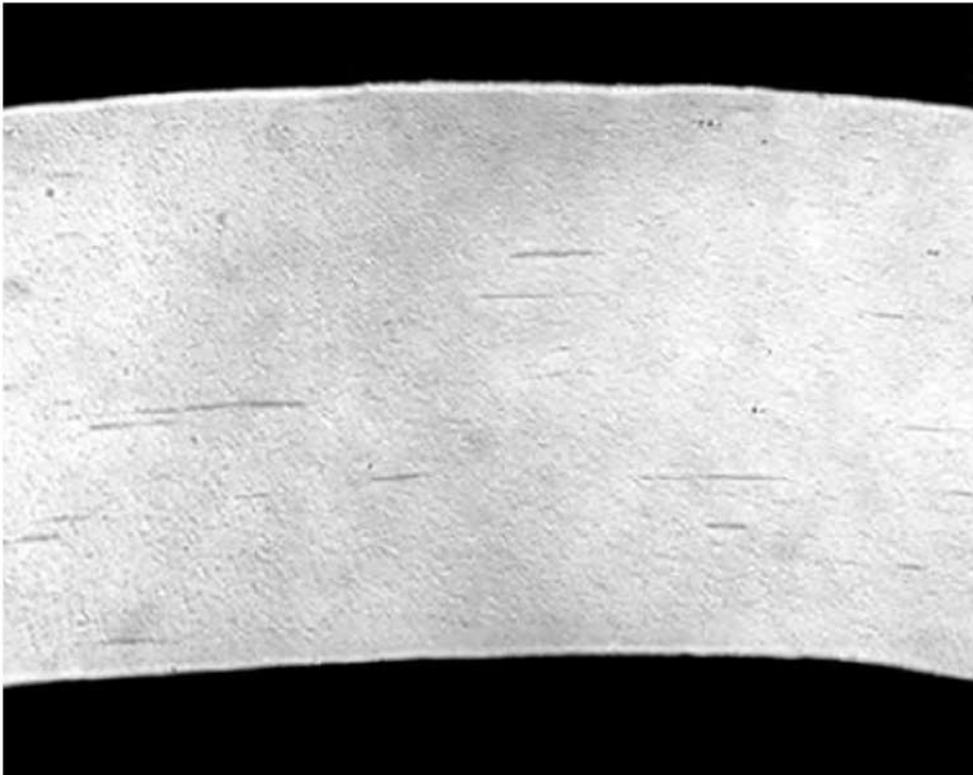


Figura 4. Seção transversal à fratura, sem ataque. Aspecto da microestrutura do material da mola. Camada superficial eletrodepositada e numerosas inclusões. 100X.



Figura 5. Seção transversal à fratura. Aspecto do perfil de uma cavidade observada na figura 3, notando-se a inclusão responsável pela sua nucleação (vide seta). 400X.

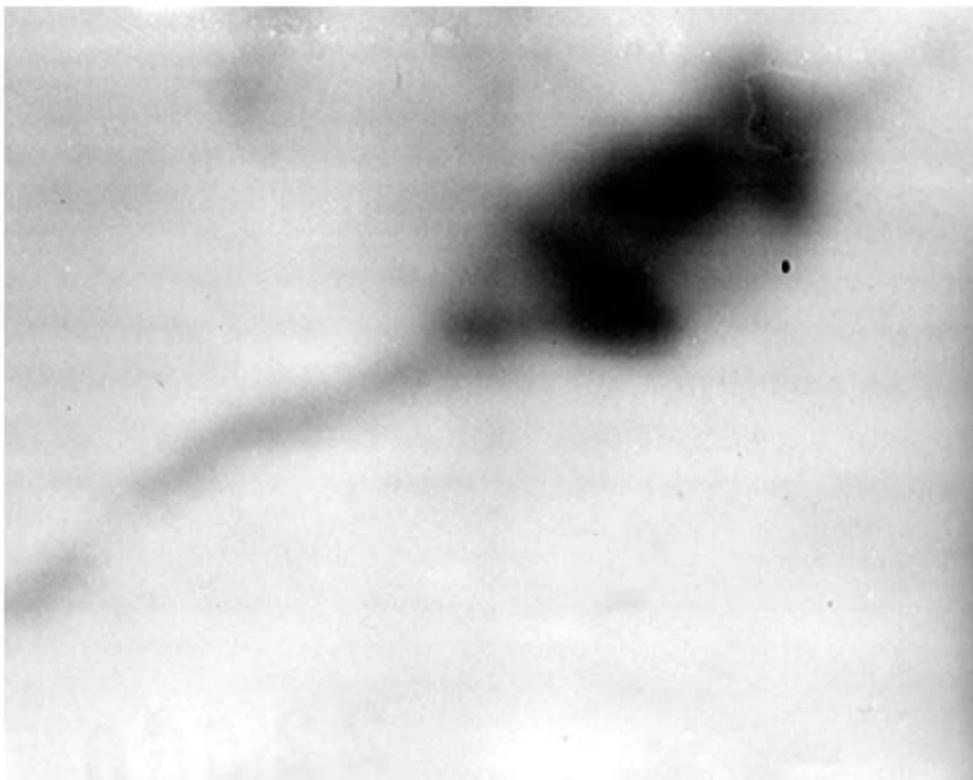


Figura 6. Detalhe de uma das inclusões mostradas na figura 5. MEV-BEI. 8.000X. A imagem de raios X evidenciou tratar-se de inclusão de sulfeto de manganês com o alumínio concentrado na região mais espessa e aproximadamente globular.

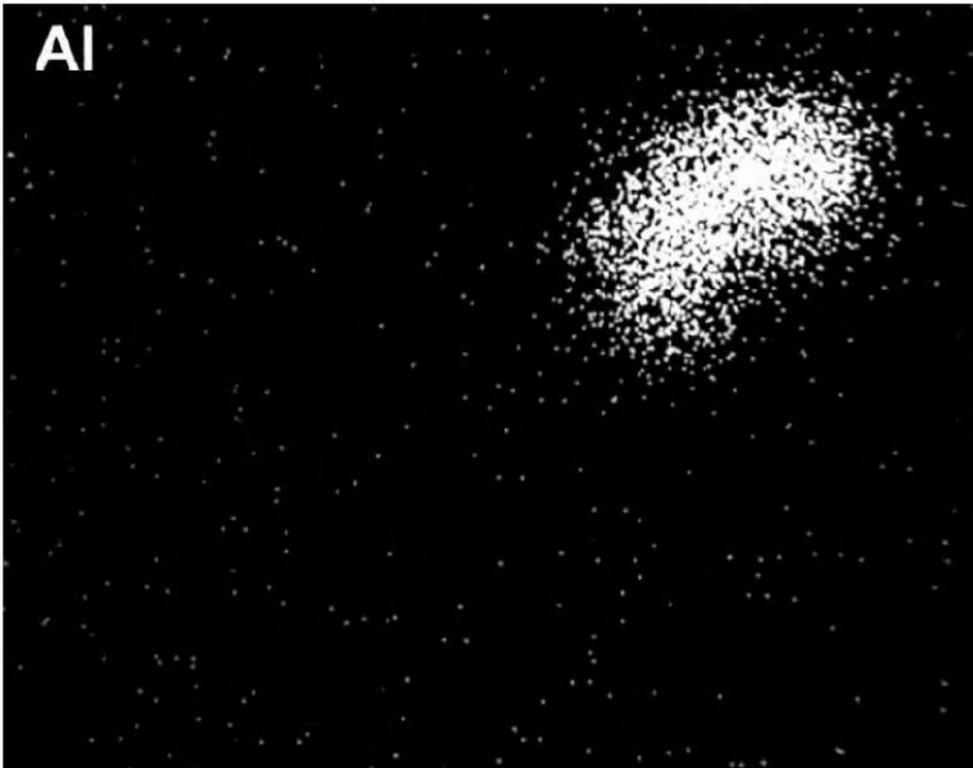


Figura 7. Imagem de raios X do elemento alumínio na mesma inclusão mostrada na figura 6.

22

Análise de falha em espelho de trocador de calor

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

1. INTRODUÇÃO

Um espelho de trocador de calor foi submetido a uma análise de falha. O trocador de calor recebe gás reformado, cuja composição é dada na tabela 1. A temperatura nominal do gás na entrada é de 840°C, na saída 400°C e pressão de operação 17,9 kgf/cm². O trocador produz água saturada a 282°C e 68 kgf/cm² de pressão. A água é tratada, controlando-se a relação, apresentando as características mostradas na tabela 2.

Notou-se, a partir de setembro de 1977, um aumento contínuo e gradual da pressão do gás reformado na entrada do trocador, de aproximadamente 18,0 kgf/cm² até 23,5 kgf/cm² (final de novembro, quando a operação foi interrompida e o trocador aberto). Verificou-se que no espelho da entrada praticamente todos os tubos apresentavam estrangulamento total ou parcial. As figuras 1 e 2 mostram, respectivamente, o aspecto do espelho do lado do gás e do lado da água. A figura 3 mostra um detalhe da superfície do lado do gás, notando-se o estrangulamento sofrido pelos tubos. A figura 4 mostra um detalhe do lado da água, notando-se o depósito na periferia dos tubos junto aos orifícios do espelho. O espelho apresentava-se estufado, com abaulamento visível do lado do gás (figura 5).

* Pesquisadores responsáveis pelo documento técnico.

Tabela 1. Composição química típica do gás reformado

H ₂ (%)	N ₂ (%)	O ₂ (%)	CO (%)	CO ₂ (%)	CH ₄ (%)
72,45	1,48	traços	14,16	10,52	1,39

Tabela 2. Características da água tratada

Propriedade	Valor
pH	9,3
Alcalinidade F (ppm CaCO ₃)	3,63
Alcalinidade M (ppm CaCO ₃)	18,16
Condutividade (mho/cm)	62,0
Hidrazina (ppm)	0,92
Fosfato (ppm)	15,0
Sólidos totais (ppm)	14,0
Sílica (ppm SiO ₂)	3,07
Ferro (ppm Fe)	0,13

2. ENSAIOS REALIZADOS E RESULTADOS

2.1. Exame do espelho

O espelho foi submetido a exame por ultra-som, com feixe direto, transdutor de 12,7 mm; 3,5 MHz, posicionado no centro das regiões entre os tubos, a partir de ambos os lados do espelho. Os resultados obtidos indicam que o espelho tem uma descontinuidade intensa, aproximadamente no terço central da sua espessura (vide figura 6).

Um dos tubos foi retirado, após esmerilhamento da solda de fechamento do lado do gás, podendo-se observar intenso trincamento longitudinal e circunferencial na superfície interna do orifício, como mostra a figura 7.

O espelho foi seccionado com arco de carbono, ao longo da linha indicada na figura 6, olhando-se do lado do gás. A partir desta seção, uma região foi cortada por serra mecânica a uma distância suficiente do corte com arco de carbono para não apresentar alteração estrutural. A figura 8 mostra o trincamento sofrido pelo

espelho com trincas abertas paralelas a sua superfície externa, que explicam o estufamento observado. O exame macrográfico (figura 9) mostra, com maior clareza, este trincamento, que se estende até a posição correspondente aos furos mais externos do espelho.

O exame metalográfico do material na região trincada (figura 10) revelou a natureza predominantemente intergranular destas trincas, e intensa descarbonetação ao longo das mesmas. Esta descarbonetação torna-se mais evidente quando se compara com a estrutura do material do espelho numa região não trincada (figura 11).

Estas observações permitem concluir que o trincamento sofrido pelo espelho foi provocado por hidrogênio. O mecanismo normalmente proposto para esta fragilização se compõe das seguintes etapas:

- Introdução de hidrogênio no aço.
- Reação com os carbonetos produzindo metano que nucleia as bolhas ao longo dos contornos de grão e, com o aumento de pressão, provoca o trincamento.

O exame dos tubos, cujos resultados encontram-se a seguir, permite concluir que o hidrogênio responsável pelo trincamento do espelho não foi introduzido em consequência de falta de estanquidade das soldas ou materiais em contato com o gás reformado.

2.1. Exame dos tubos

A figura 12 mostra o estrangulamento sofrido por um dos tubos retirados do espelho. A figura 13 mostra uma seção de um tubo no interior do espelho, notando-se o estrangulamento junto à solda de fechamento do lado do gás e a espessa camada de óxido formada na superfície externa do tubo nesta região. A figura 14 mostra outro aspecto do óxido formado num tubo que sofreu pequeno estrangulamento.

A figura 15 mostra a microestrutura do tubo na região de formação do óxido. Examinando-se no microscópio sob luz polarizada, constatou-se apenas uma camada de óxido que, uma vez raspada, era fortemente atraída pelo imã, tratando-se, portanto, de Fe_3O_4 . Este óxido de ferro tem normalmente características apassivantes e protetoras e a formação de uma camada grossa, como a observada, é favorecida pela concentração de íons OH^- .

As características da camada de óxido formada eliminam a possibilidade de a fragilização do espelho ter ocorrido em consequência do hidrogênio do gás

reformado, pois um vazamento na solda criaria, na região do estrangulamento, condições redutoras e não haveria diferença de pressão entre as faces externa e interna do tubo capaz de provocar o estrangulamento. Além disso, a condição de pH elevado que favorece o crescimento da camada caracteriza o processo como fragilização cáustica.

Ainda que um erro no tratamento da água poderia ter agravado a situação, em consequência da possibilidade de decomposição do di e tri-fosfatos, produzindo soda livre, condições para ocorrência de pH elevado em frestas existem mesmo quando o tratamento é adequado. Portanto, deve-se atribuir à possibilidade de a água entrar entre o tubo e o espelho a causa fundamental da avaria observada. Foi verificada a razão de expansão na mandrilagem a que foram submetidos os tubos, encontrando-se valores em torno de 2,3%, comparável à de 2% recomendada no projeto, não podendo-se, portanto, atribuir a erro nesta operação a possibilidade da entrada de água entre o espelho e os tubos durante a operação do trocador.

O exame metalográfico dos tubos na região do estrangulamento revelou estrutura de aço esferoidizado (figura 16) indicando aquecimento local em torno de 650°C (comparar com figura 17). Pode-se concluir, portanto, que o estrangulamento foi provocado por fluência, pois a diferença de pressão entre as faces externa e interna do tubo (cerca de 50 kgf/cm²) é suficiente para provocar deformação sob carga constante do material a essas temperaturas.

Tabela 3. Resultados de análise química

Elemento	Tubo, teor (%)	Espelho, teor (%)
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

Uma ocorrência possível para a introdução da água no vão entre o tubo e o espelho, com o conseqüente estrangulamento do tubo e trincamento do espelho, seria a formação de vapor junto à superfície do espelho em conseqüência de condições inadequadas de seu isolamento térmico e/ou circulação da água no trocador. Isto provocaria dilatação diferencial entre o espelho e os tubos, que se manteriam, junto à superfície interna, a temperaturas próximas de água (290°C).

As análises químicas dos materiais do espelho e dos tubos não revelaram nada que pudesse ter contribuído para o processo descritivo. Os resultados da análise quantitativa por espectrometria de raios X fluorescentes e por quantometria são mostrados na tabela 3.

3. CONCLUSÕES

- Condições inadequadas de isolamento térmico do espelho e/ou circulação da água saturada no trocador provocaram dilatação diferencial, permitindo a entrada de água no vão entre o espelho e os tubos.
- Os tubos sofreram estrangulamento por fluência e o espelho sofreu trincamento pela ação do hidrogênio resultante da concentração de ions OH^- na fresta entre o espelho e os tubos.

4. FIGURAS

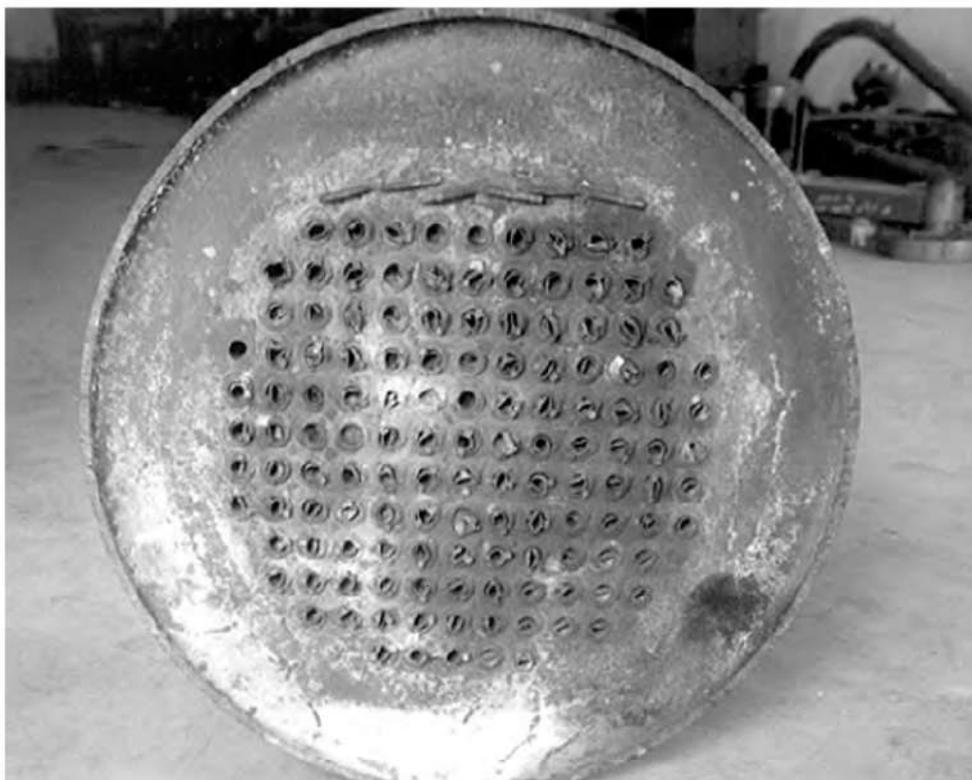


Figura 1. Aspecto do espelho, do lado do gás, tal como recebido.

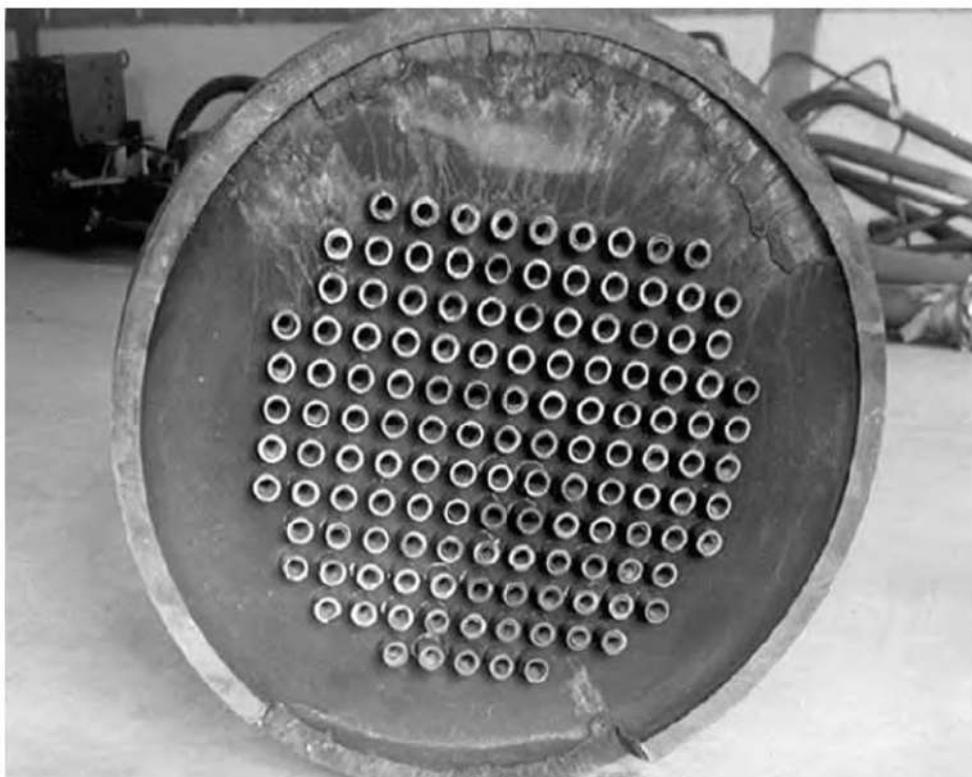


Figura 2. Aspecto do espelho, do lado da água, tal como recebido.

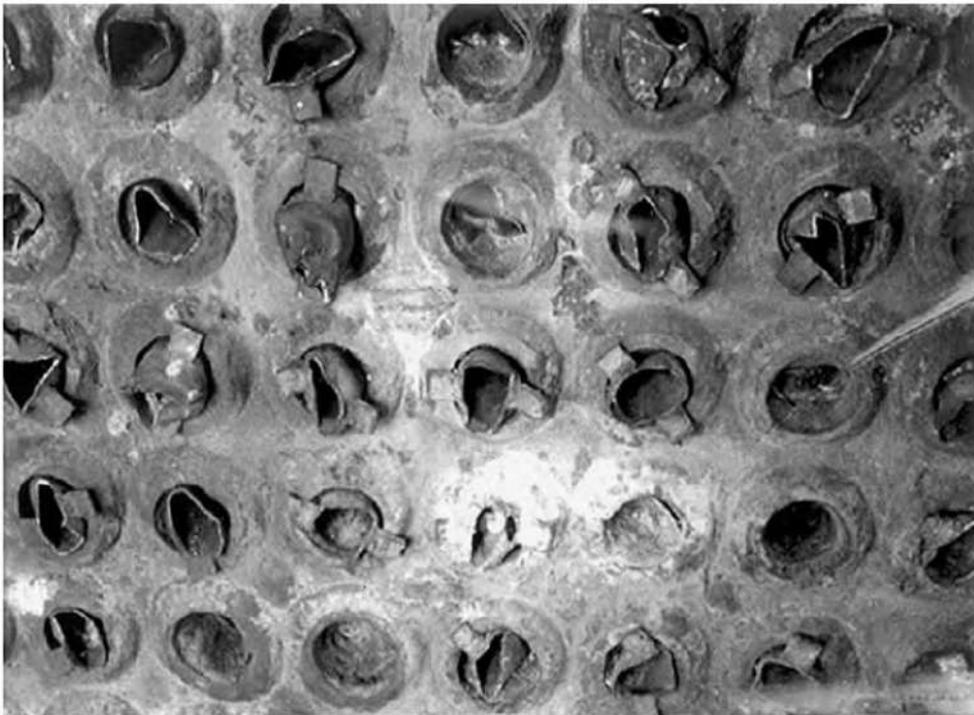


Figura 3. Aspecto do espelho, do lado do gás. Notam-se os tubos estrangulados.

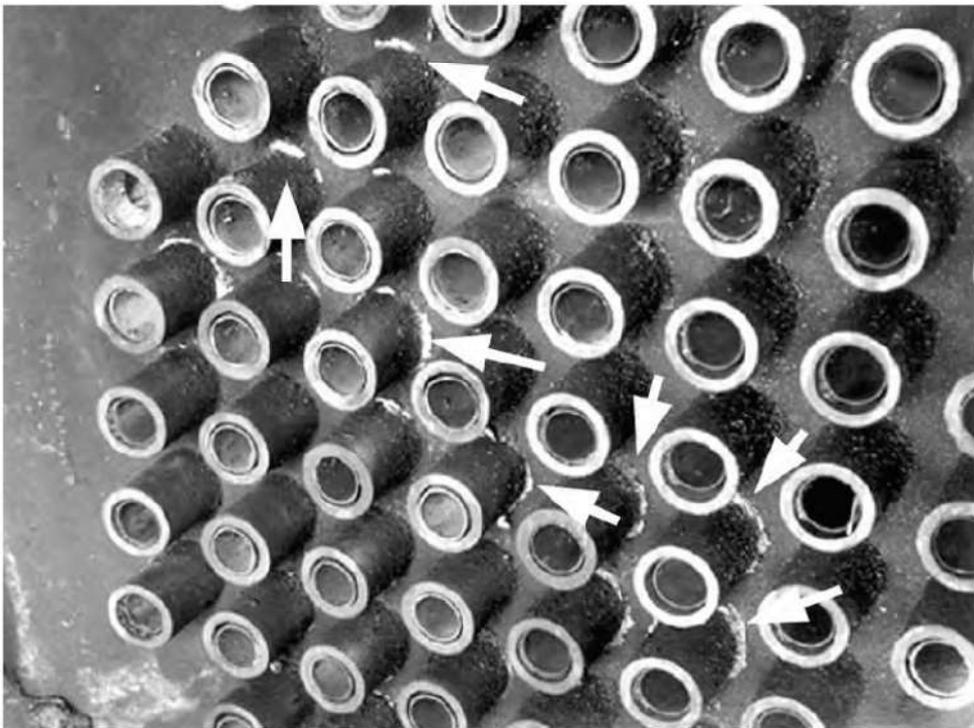


Figura 4. Detalhe do espelho. Notam-se depósitos (setas) na periferia dos tubos junto aos orifícios do espelho.



Figura 5. Detalhe do espelho, mostrando o estufamento sofrido pelo mesmo (setas).

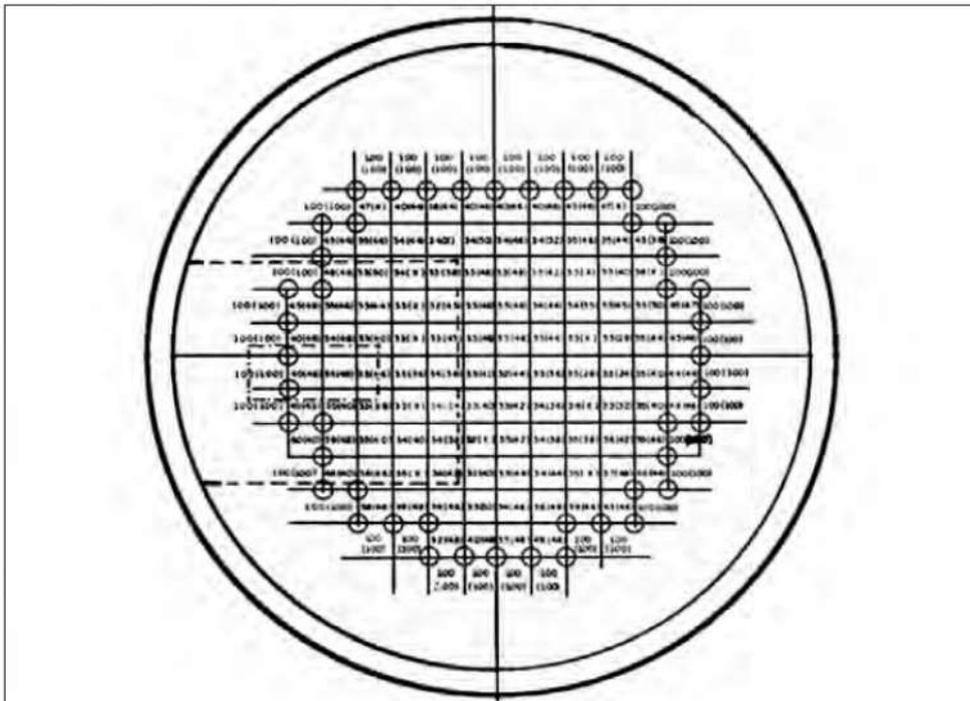


Figura 6. Mapeamento realizado por ultra-som com feixe direto (transdutor de 12,7 mm e 3,5 MHz) em ambos os lados do espelho. As linhas tracejadas indicam as regiões de intensa descontinuidade.

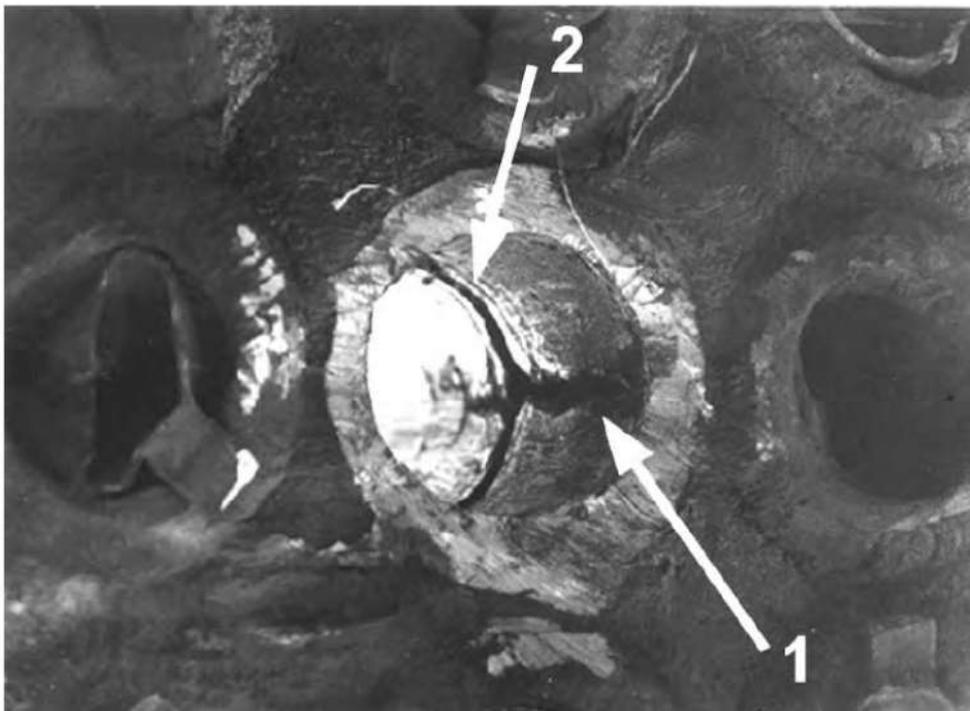


Figura 7. Trincamento longitudinal (seta 1) e circunferencial (seta 2) na superfície interna do orifício do espelho.

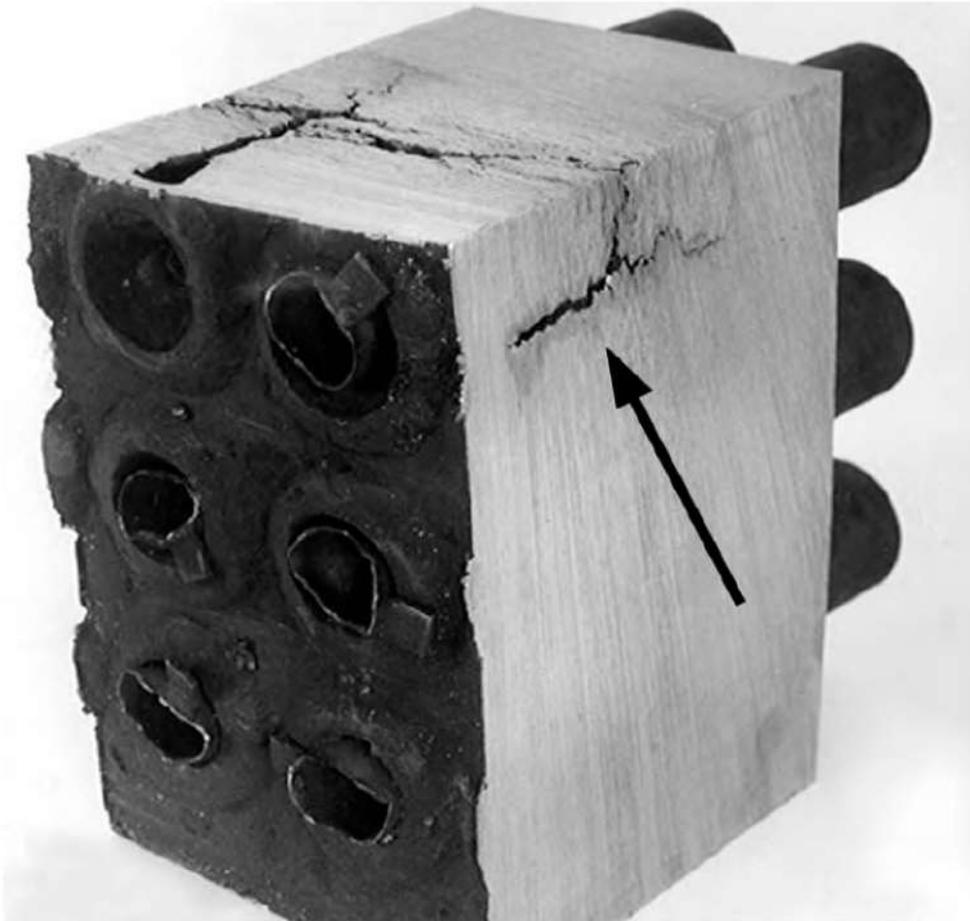


Figura 8. Trincas no espelho, paralelas à superfície e ao longo dos orifícios. O trincamento se estende até a altura dos tubos inferiores da fotografia.

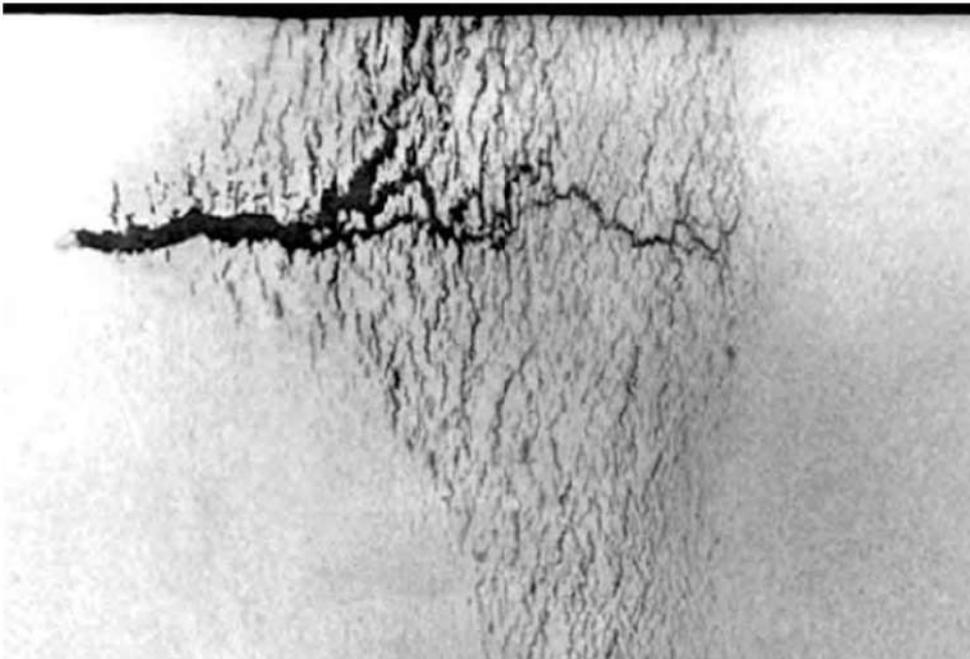


Figura 9. Trincamento intenso, estendendo-se até a posição correspondente aos orifícios mais externos do espelho (detalhe da figura 8, seta). Reativo de iodo.

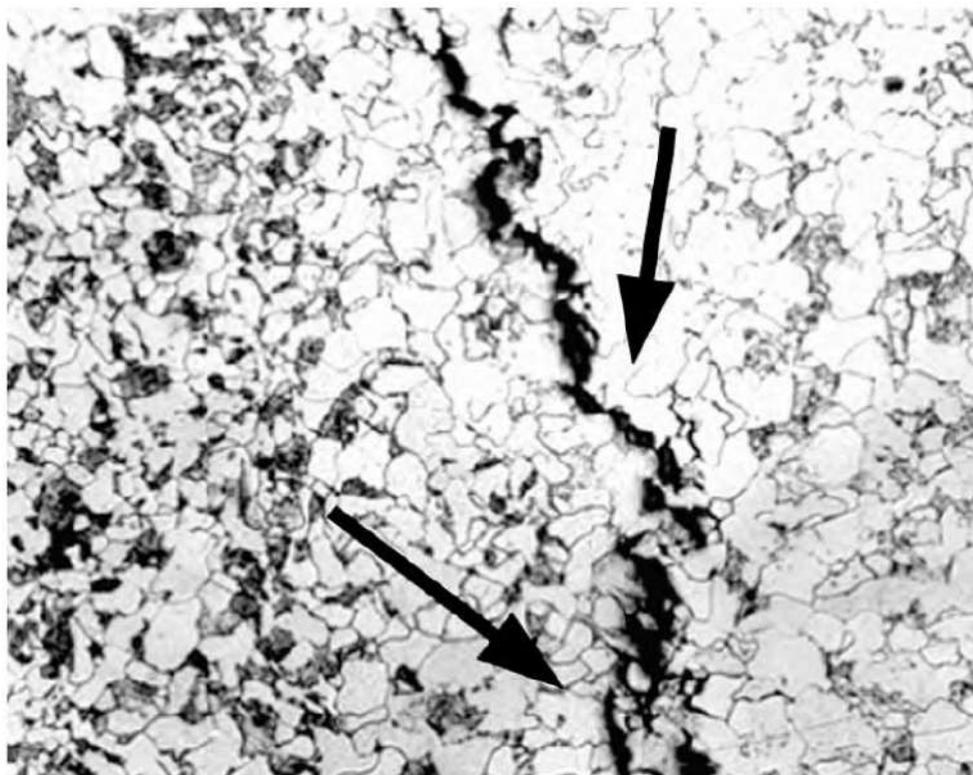


Figura 10. Seção transversal do espelho na região trincada. Ferrita (fase clara) e perlita (grãos escuros). Trincas intergranulares e intensa descarbonetação (setas) ao longo das mesmas. Nital. 100X.

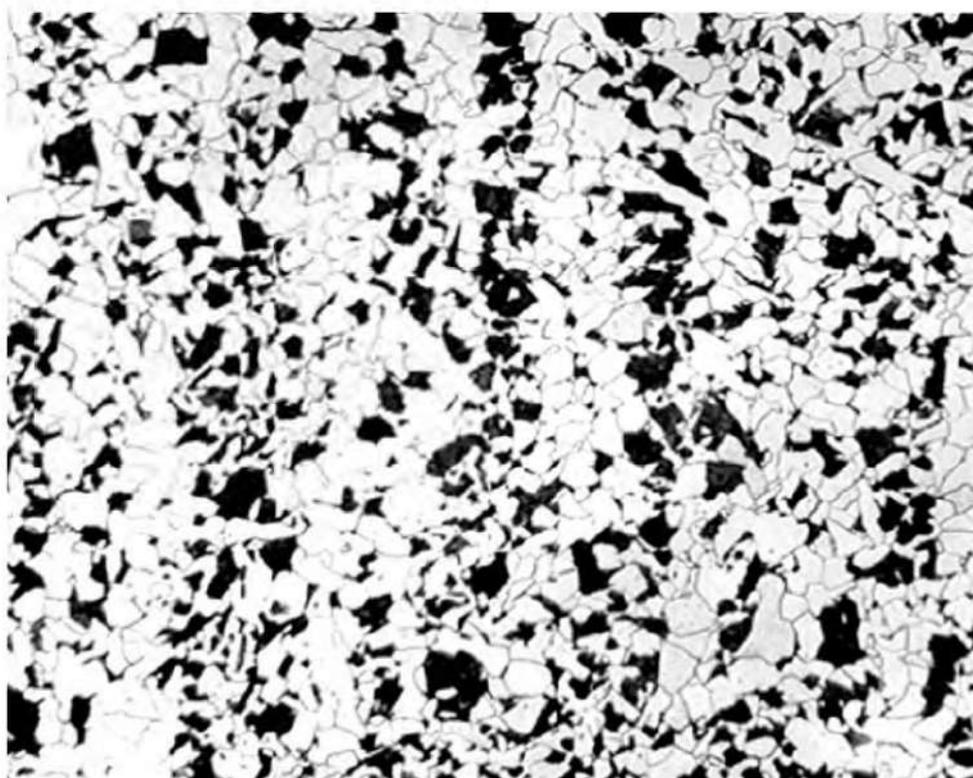


Figura 11. Seção transversal do espelho longe da região trincada. Ferrita (fase clara) e perlita (grãos escuros). Nital. 100X.

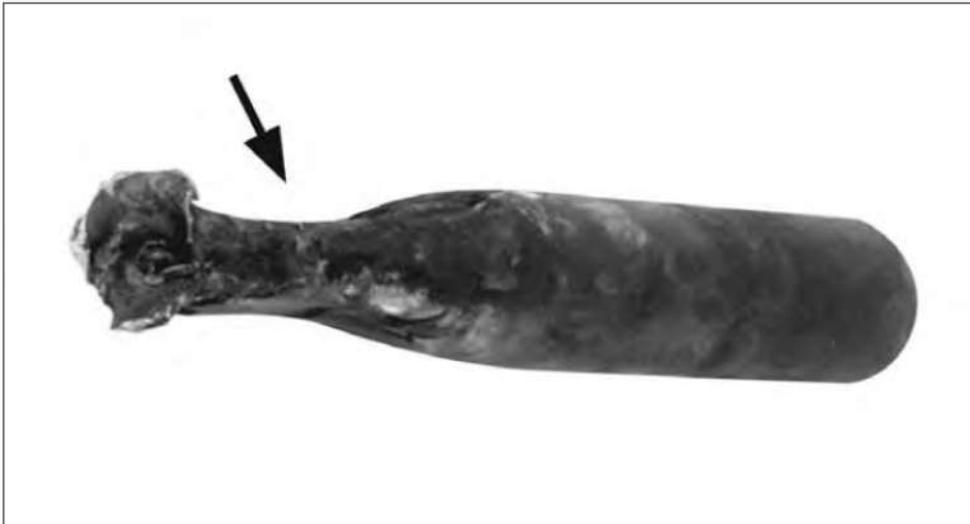


Figura 12. Aspecto de um dos tubos estrangulados (seta).

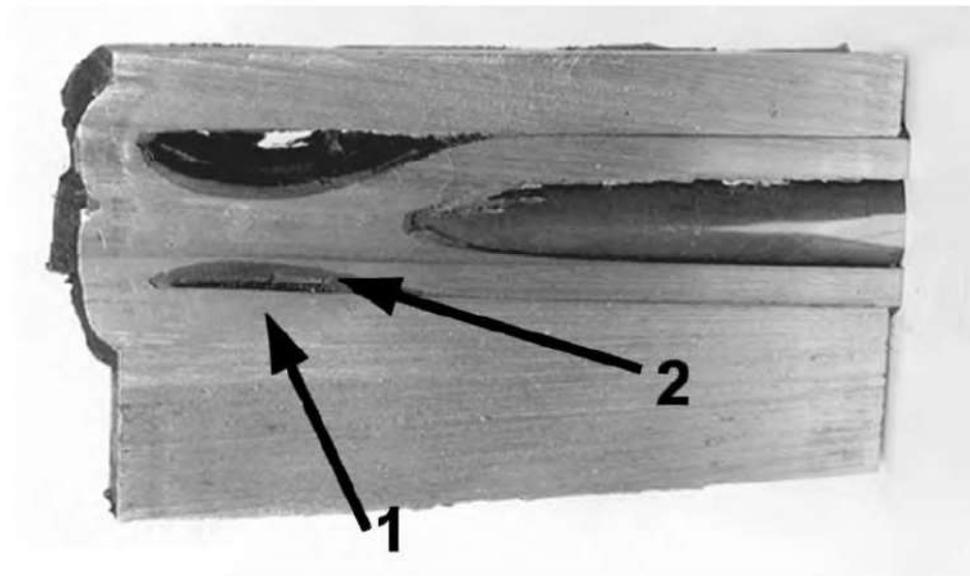


Figura 13. Seção de um tubo no interior do espelho. Estrangulamento junto à solda (seta 1) e camada espessa de óxido (seta 2) na superfície externa do tubo.

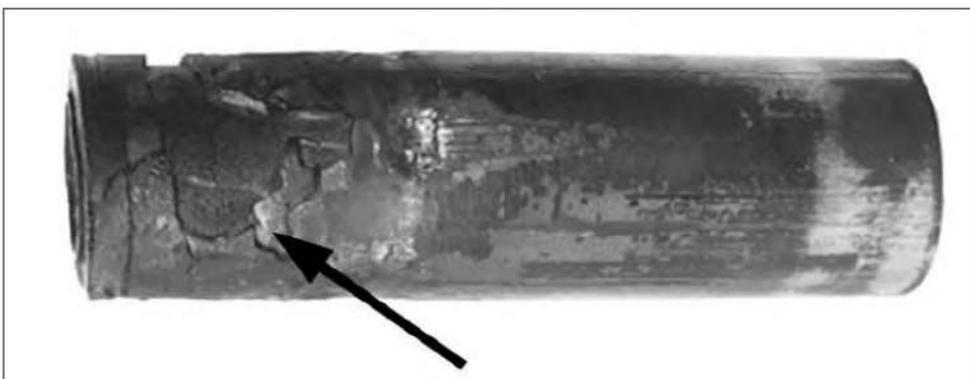


Figura 14. Óxido formado na superfície externa de um tubo que sofreu pequeno estrangulamento (seta).

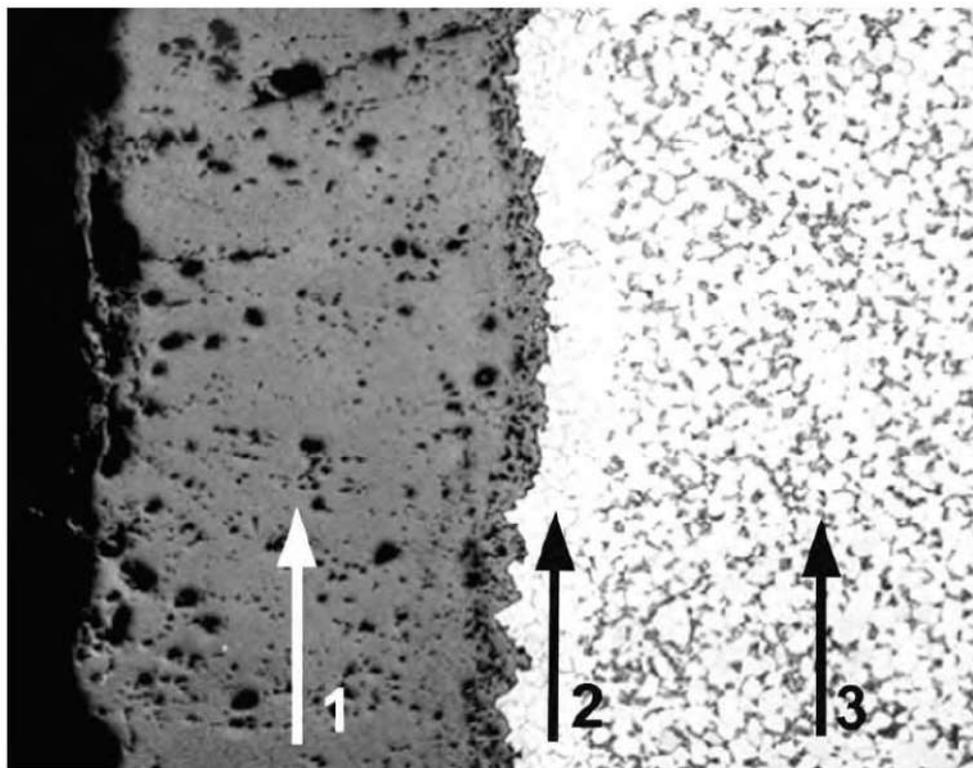


Figura 15. Seção longitudinal. Tubo na região do estrangulamento. Espessa camada de óxido (seta 1), região descarbonetada e oxidada intergranularmente (seta 2), ferrita e carbonetos esferoidizados (seta 3). Nital. 100X.

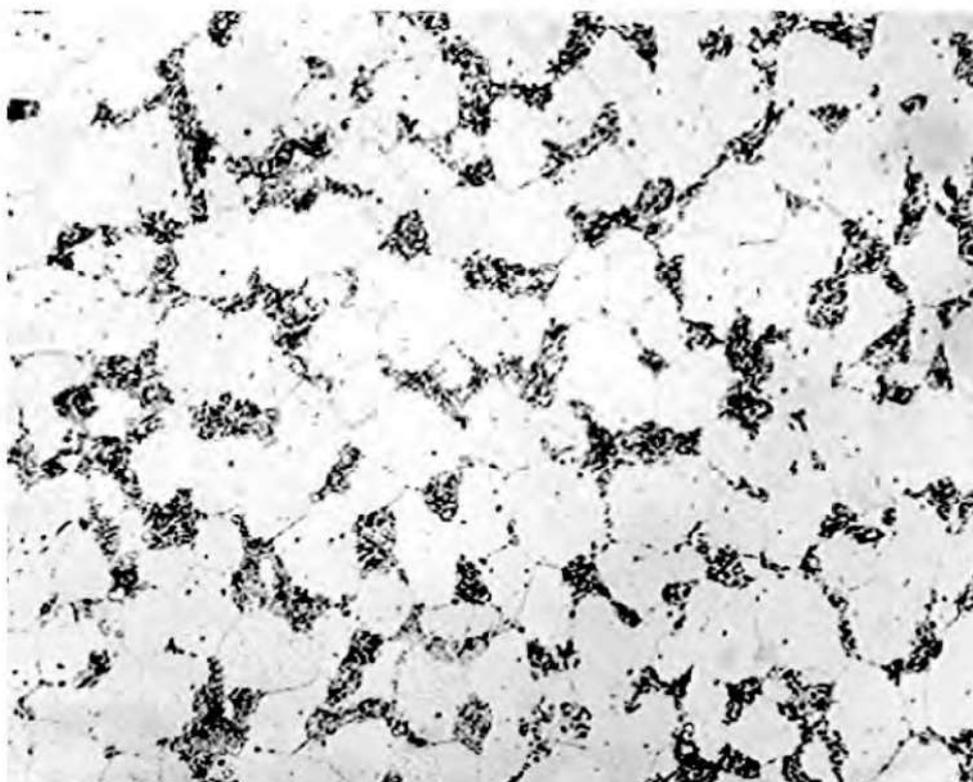


Figura 16. Detalhe da microestrutura. Grãos de ferrita e carbonetos esferoidizados. Nital. 400X.



Figura 17. Seção longitudinal. Microestrutura do tubo longe da região estrangulada. Grãos de ferrita e colônias de perlita. Estrutura de aço de baixo teor de carbono normalizado. Nital. 100X.

23

Determinação das causas de falhas durante a fabricação de longarinas

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

1. INTRODUÇÃO

Investigaram-se as falhas ocorridas durante a conformação de longarinas de aço inoxidável importadas, destinadas à fabricação das vigas centrais e laterais de carros do metrô. O presente trabalho visa determinar as causas das falhas e as medidas necessárias para que a conformação das longarinas e sua posterior utilização sejam bem-sucedidas.

2. EXAMES REALIZADOS E RESULTADOS

2.1. Inspeção visual

Na conformação das longarinas, foram observados dois tipos de falhas:

- Trincas observáveis a olho nu, ocorridas na região da curva das longarinas, tanto central como lateral, fabricadas respectivamente com aços tipo AISI 201 e AISI 301. Estas trincas, que podiam ou não atravessar a espessura total da chapa (vide figura 1), ficaram conhecidas durante as discussões do problema como “bocas de jacaré” e assim serão denominadas neste trabalho. Estas “bocas de jacaré” ocorriam particularmente no trecho da bobina que permanecia sob

* Pesquisadores responsáveis pelo documento técnico.

tensão na máquina de conformação, entre o fim do expediente e o início de trabalho no dia subsequente, sendo observadas, segundo declaração dos técnicos da empresa responsável pela conformação das longarinas, nas posições correspondentes aos rolos de conformação.

- Microtrincas observáveis com lupa ou após exame com líquido penetrante, ocorridas na região da curva e detectadas imediatamente após a conformação das longarinas. Após exame com líquido penetrante, estas microtrincas apresentam um aspecto alinhado e interrompido. Tendo sido verificado durante os exames que estes dois tipos de falhas têm causas distintas, elas foram tratadas separadamente.

2.2. Exame metalográfico

2.2.1. Microtrincas

O aspecto das microtrincas é característico de trincamento em consequência da existência de inclusões sub-superficiais. O exame metalográfico em seções transversais à longarina nas regiões das microtrincas revela aspecto característico ilustrado na figura 2. Portanto, pode-se concluir que as microtrincas são provocadas por efeito mecânico em consequência da presença de inclusões sub-superficiais. Estes defeitos não acarretam problemas para a conformação das longarinas. Tendo em vista sua orientação longitudinal, numa peça que em serviço deverá estar sujeita principalmente a esforços de flexão e torção, a presença das microtrincas não deverá comprometer a estrutura dos carros em serviço. Ainda que a sua influência sobre a vida da peça sob solicitações alternadas (fadiga) deve ser reduzida, devido ao arredondamento da ponta da trinca provocada pela própria inclusão, recomenda-se o seu lixamento após exame da longarina com líquido penetrante.

2.2.2. "Bocas de jacaré"

O exame metalográfico numa seção transversal à longarina, numa região com "bocas de jacaré", revelou a natureza nitidamente intergranular destas trincas (vide figura 3). Isto foi confirmado pelo exame da superfície da trinca no microscópio eletrônico de varredura, como mostra a figura 4. Entretanto, o material apresenta ruptura dúctil por formação e coalescência de microcavidade, quando submetido a esforço mecânico além do limite de ruptura, como foi verificado através de ensaios mecânicos (figura 5).

2.3. Ensaios mecânicos

Quatro corpos-de-prova, dois de tração e dois de dobramento, foram retirados de uma viga central (aço AISI 201) e de uma lateral (aço AISI 301) apresentando resultados que satisfazem as especificações técnicas, como se pode verificar na tabela 1. Procedendo-se ao achatamento dos corpos-de-prova de dobramento até a ruptura e ao exame no MEV da superfície de fratura, pode-se observar o aspecto característico de ruptura dúctil, como mostrado na figura 6. Provocando-se a ruptura por dobramento da chapa numa seção parcialmente trincada, pode-se observar a mudança no mecanismo de fratura de intergranular na região da trinca preexistente, para transgranular por formação e coalescência de microcavidades (*dimples*), na região rompida por dobramento (vide figura 6). Portanto, não se pode atribuir simplesmente ao esforço mecânico a causa do aparecimento das “bocas de jacaré” durante a conformação das longarinas. Por outro lado, a mudança no mecanismo de fratura é característica de ruptura provocada por influência do meio (corrosão sob tensão ou fragilização por hidrogênio).

Tabela 1. Resultados do ensaio de tração

Corpo-de-prova	Limite de escoamento (kgf/mm ²)	Limite de resistência (kgf/mm ²)	Alongamento (%)
1, viga central	79,8	111,0	25,8
2, viga lateral	85,3	114,2	24,0

2.4. Ensaios de corrosão sob tensão

Como mencionado anteriormente, as “bocas de jacaré” foram observadas particularmente nos trechos de bobinas que permaneciam sob tensão na máquina de conformação de um dia para o outro. Este efeito do tempo para o trincamento, sob tensão constante e a temperatura ambiente, é característico de ruptura por influência ao meio. Corpos-de-prova retirados das longarinas examinadas, dobradas com cutelo de diâmetro igual a duas vezes a sua espessura e mantidos sob tensão por meio de parafusos, foram colocados numa solução de água do mar sintética (British Standards BS: 1391: 1952, parte 2, item 8: 2,3% NaCl; 0,89% Na₂SO₄; 10 H₂O; 0,98% MgCl₂; anidro) e numa solução aquosa de 42% MgCl₂ em ebulição. Observou-se o trincamento intergranular dos corpos-de-prova em ambas as soluções em menos de 24 horas, confirmando dados da literatura

que consideram os aços do tipo AISI 201 e 301 como susceptíveis a trincamento por influência do meio, particularmente quando encruados (vide figuras 7 e 8). A sensitização, que agravaria esta susceptibilidade, não foi detectada nos materiais examinados, nem pelo ensaio eletrolítico com ácido oxálico (prática A da especificação ASTM A 262). Pode-se concluir, portanto, que as trincas denominadas “bocas de jacaré” foram provocadas por ruptura sob influência do meio em consequência dos esforços aplicados durante a conformação das longarinas e da presença de meio específico. Não existem evidências suficientes para se concluir a respeito do meio específico responsável pelo trincamento. Tanto a exposição ao ar marinho durante o transporte das bobinas quanto a graxa e óleo solúvel usados durante a conformação (tabela 2) poderiam, em princípio, ter fornecido as espécies químicas agressivas necessárias para o processo.

Tabela 2. Análise química da graxa e óleo solúvel

Amostra	Elementos
Graxa	Preponderantes: potássio e enxofre; pequena proporção: chumbo. Traços: cobre, ferro, zinco, titânio, fósforo, silício e alumínio.
Óleo solúvel	Traços: cálcio, silício, cloro, potássio, enxofre, fósforo, ferro, cobre, zinco, titânio e níquel.

3. DISCUSSÃO

Duas tentativas independentes foram realizadas a fim de determinar as medidas necessárias para que a conformação das longarinas pudesse ser executada satisfatoriamente. Técnicos responsáveis pelo projeto reajustaram o posicionamento dos rolos de conformação das longarinas, o que provocou uma alteração do raio de curvatura de aproximadamente 11 mm para 19 mm, e sugeriram que a tensão dos rolos fosse aliviada quando um trecho de bobina tivesse que permanecer na máquina de um dia para o outro. Estas duas medidas podem ter reduzido o nível de tensões nas zonas tracionadas a valores inferiores ao crítico para ocorrência de ruptura sob influência do meio.

Declarações de técnicos da empresa responsável pela conformação das longarinas indicaram que as “bocas de jacaré” não foram mais observadas após o ajuste dos rolos de conformação, sendo provável que as longarinas possam ser conformadas com sucesso, desde que se observem as condições de ajuste dos rolos e que não se tenha numa bobina uma combinação particularmente crítica de

acabamento superficial e resistência mecânica alta, ainda que dentro da faixa permitível.

Dois resultados adicionais de experiências feitas no laboratório são relevantes para o julgamento da possibilidade de utilização das longarinas fabricadas com o material examinado:

- Não foi observado trincamento de corpos-de-prova dobrados e mantidos sob tensão por meio de parafusos mesmo após 100 horas de permanência na solução de água do mar sintética acima descrita quando o dobramento foi feito com o cutelo perpendicular à direção de laminação da chapa.
- Não foi observado trincamento, mesmo após 100 horas de permanência na solução de água do mar sintética acima descrita, de corpos-de-prova dobrados e submetidos exclusivamente à ação das tensões residuais resultantes do dobramento.

Estes resultados indicam uma possibilidade de utilização das longarinas apesar da susceptibilidade dos materiais à ruptura por influência do meio. Entretanto, não se dispondo no momento de dados históricos sobre a utilização destes materiais em condições análogas às que estarão submetidas, a autorização final deverá ser dada pelo responsável pelo projeto dos carros.

4. CONCLUSÕES

- Os materiais examinados apresentam propriedades mecânicas que satisfazem as especificações técnicas. Observou-se a presença de inclusões sub-superficiais responsáveis pelo aparecimento de microtrincas durante a conformação, além de acabamento superficial irregular com ataque intergranular, podendo se apresentar como rede contínua na região das curvas após a conformação das longarinas.
- As peças examinadas exibiram trincas de duas origens distintas: microtrincas, observáveis com lupa ou após exame com líquido penetrante, provocadas por efeito mecânico em consequência da presença de inclusões sub-superficiais; e trincas observáveis a olho nu, denominadas “bocas de jacaré” provocadas por ruptura sob influência do meio, em consequência dos esforços aplicados durante a conformação da longarina e da presença de meio específico.
- As microtrincas não acarretam problemas para a conformação das longarinas e não comprometem a estrutura dos carros em serviço desde que eliminadas por lixamento após exame da longarina com líquido penetrante.

- É provável que as longarinas possam ser conformadas sem a ocorrência de “bocas de jacaré”, desde que se observem as condições de ajuste dos rolos e que não se tenha numa bobina uma combinação particularmente crítica de acabamento superficial e resistência mecânica elevada.
- Dos ensaios realizados no laboratório, pode-se concluir que os materiais examinados são susceptíveis de trincamento intergranular sob influência do meio, em solução de água do mar sintética, à temperatura ambiente, desde que submetidos a um nível de tensões adequado, independentemente do estado da superfície.
- Na ausência de dados históricos sobre o emprego destes materiais em condições análogas a que estarão submetidos nos carros do metrô, a autorização final para sua utilização no estado que se encontram deve ser dada pelo responsável pelo projeto dos carros.

5. FIGURAS

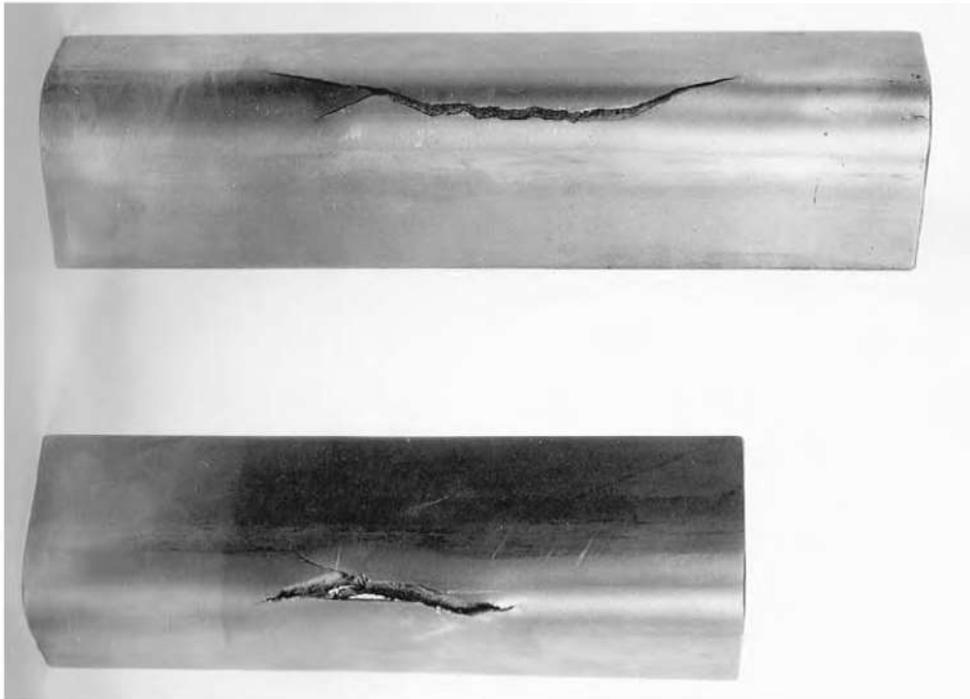


Figura 1. Aspecto das trincas tipo “boca de jacaré”, atravessando a espessura total das chapas.

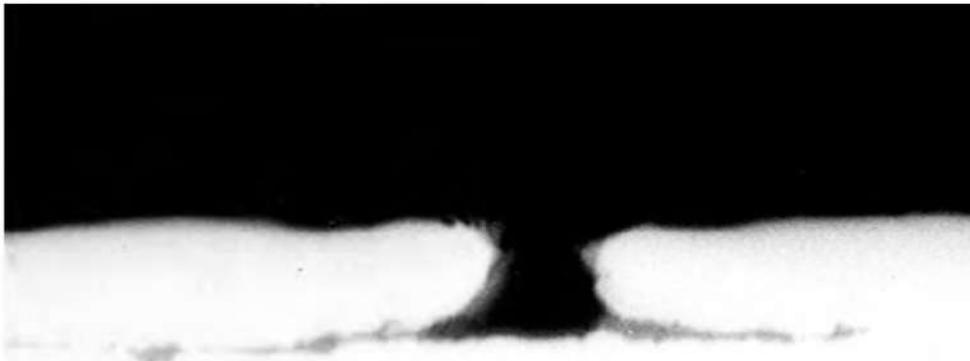


Figura 2. Aspecto junto da superfície externa da chapa numa região curva da longarina com microtrincas. Inclusões sub-superficiais e trinca aberta junto à inclusão. Seção transversal. 200X.



Figura 3. Microestrutura do material, mostrando trinca intergranular em matriz de aço inoxidável austenítico de alta resistência deformado plasticamente a frio, contendo austenita encruada e martensita. Dureza Rockwell C = 36. Seção transversal. Reativo de Vilela. 800X.



Figura 4. Aspecto da superfície de uma trinca que atravessava toda a espessura da chapa. Trincamento preponderantemente intergranular em toda a superfície. MEV-SEI. 150X.

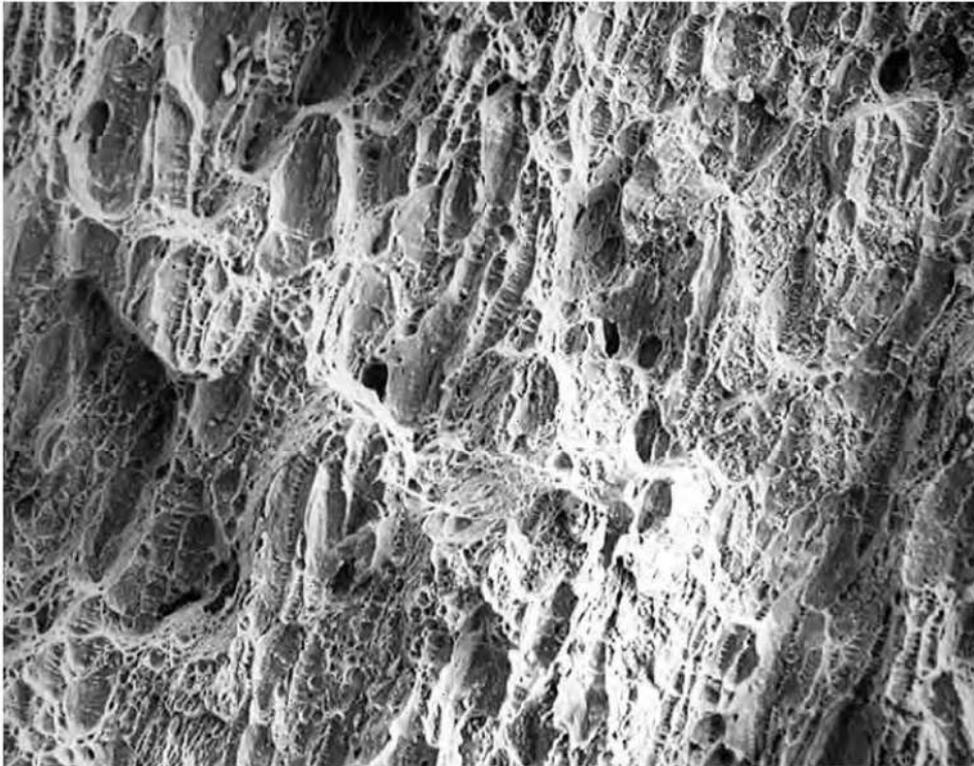


Figura 5. Superfície de fratura após ensaio de dobramento. Ruptura de caráter dúctil por formação e coalescência de microcavidades. MEV-SEI. 150X.

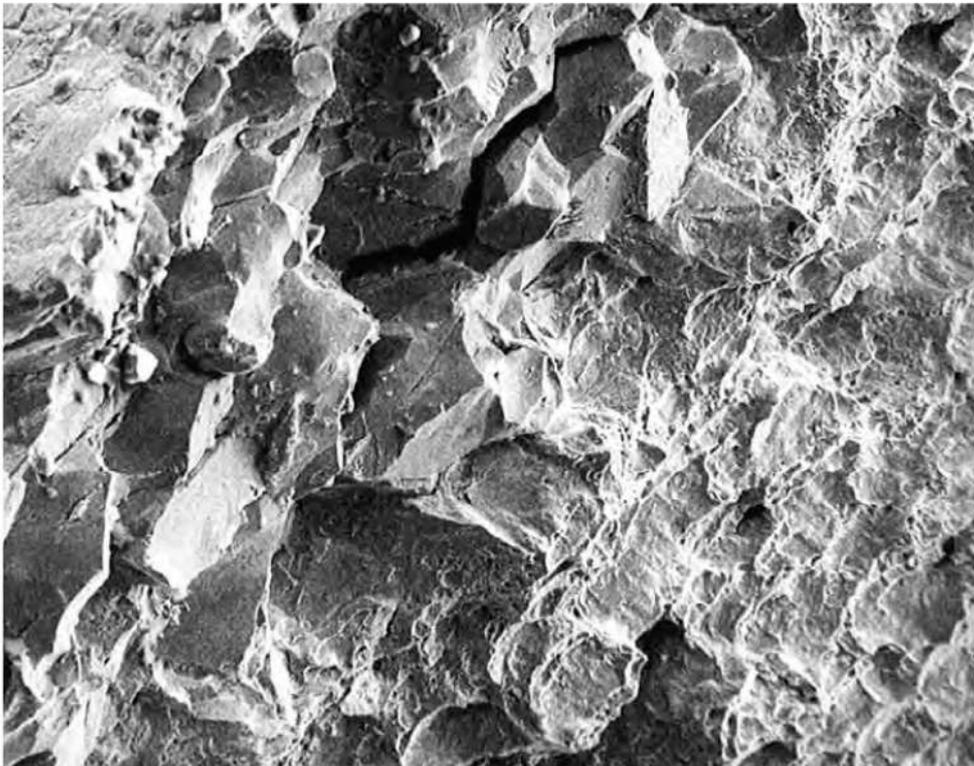


Figura 6. Aspecto da superfície de ruptura por dobramento numa seção pré-trinçada. Região central: fratura preponderantemente intergranular. Canto inferior direito: ruptura dúctil. MEV-SEI. 100X.



Figura 7. Aspecto do corpo-de-prova mantido em água do mar sintética após a retirada do parafuso de fixação. Trincamento intergranular.

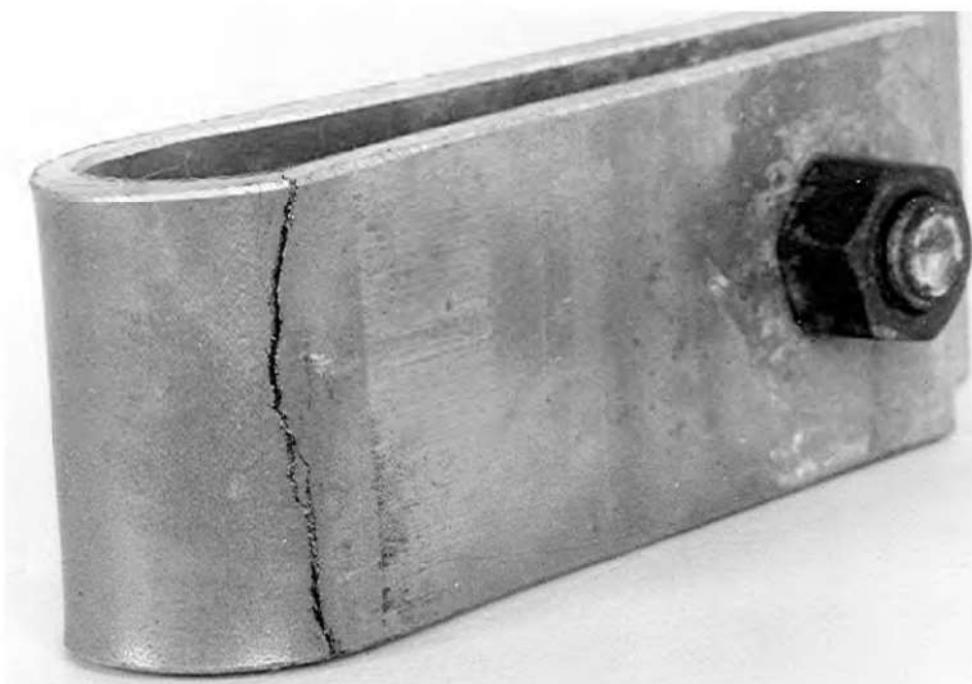


Figura 8. Aspecto do corpo-de-prova. Solução aquosa de $MgCl_2$ em ebulição. Trincamento intergranular.

24

Análise de falha da primeira roda de turbina a vapor

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

1. INTRODUÇÃO

A primeira roda de uma turbina a vapor que movimenta um compressor de ar rompeu-se em serviço. As características de projeto da turbina encontram-se na tabela 1. As figuras 1 e 2 mostram a localização da fratura que provocou o arrancamento completo das pás da primeira roda. O acidente com a turbina ocorreu durante o *trip test* após operação de manutenção a que a turbina foi submetida. Anteriormente, outra turbina similar à investigada e alimentada por vapor de mesma origem sofreu fratura no mesmo local com arrancamento parcial das pás e conseqüente desbalanceamento.

2. EXAMES REALIZADOS E RESULTADOS

2.1. Inspeção visual

As figuras 3 e 4 mostram o estado da primeira roda da turbina no momento de sua abertura logo após o incidente. Nota-se que as pás sofreram flexão, deformando-se para a frente da turbina (vide figura 5). Esta deformação deve ter ocorrido antes do desprendimento das pás e do choque que ocorreu com partes

* Pesquisadores responsáveis pelo documento técnico.

Tabela 1. Dados sobre a turbina

Número de estágios	8
Potência nominal HP (KW)	11.270 (7.410)
Rotação nominal, rpm	6.825
Velocidade contínua máxima, rpm	6.825
Rotação de corte, rpm	7.371–7.508
Pressão nominal de admissão, psig (kg/cm ²)	557 (39,2)
Temperatura nominal de admissão, °F (°C)	615 (324)
Pressão máxima de admissão, psig (kg/cm ²)	600 (42)
Pressão de escape, "HgA (mmHgA)	4,06 (103)
Pressão máxima de escape, psig (kg/cm ² G)	15 (1,05)
Ajuste da válvula de segurança, psig (kg/cm ²)	5 (0,35)
Ajuste da válvula de alívio, psig (kg/cm ²)	10 (0,703)

fixas da turbina na face posterior (vide figura 6), pois a roda também apresentou deformação no mesmo sentido (vide figura 7).

2.2. Exame fractográfico

A superfície de fratura da primeira roda da turbina não apresentou vestígios de deformação plástica (vide figura 8). Notam-se, no entanto, várias trincas radiais (vide figuras 9 e 10) na amostra do trecho fraturado da roda da turbina. Supõe-se que estas trincas se desenvolveram após a propagação da fratura principal, antes do arrancamento completo do trecho fraturado. Estas trincas também não apresentam vestígios de deformação plástica, a não ser em certos pontos, como mostrado na figura 11, claramente resultante de deformação sofrida após a ruptura. O exame fractográfico foi inconclusivo, pois a superfície da fratura está completamente recoberta por óxido. Tentativas de decapagem com inibidores não foram bem-sucedidas.

2.3. Exame metalográfico

O exame metalográfico realizado em seções radiais, perpendiculares à superfície da fratura principal, revelou o aspecto ramificado das trincas (figura 12).

Este aspecto é característico de trincamento por corrosão sob tensão, embora também possa ocorrer num processo de fadiga-corrosão¹. Pode-se concluir, portanto, que a fratura foi consequência de um processo de trincamento – assistido pelo meio (*environment-assisted-cracking*). Como a ramificação sempre ocorre no sentido de propagação da trinca, isto é, os ramos formam um ângulo menor do que 90° com o sentido de propagação da trinca principal, o exame com baixo aumento da seção fraturada (figura 13) mostra que a fratura se iniciou no canto superior interno da ranhura circunferencial usinada na face posterior da roda para fixação de pesos de balanceamento. O exame metalográfico revelou ainda que as trincas são essencialmente transgranulares (figura 14). Encontram-se preenchidas por óxidos, inclusive nas extremidades das ramificações secundárias mais finas (figura 15), não sendo, portanto, razoável supor-se que esta oxidação foi consequência da exposição do material trincado ao vapor após a fratura.

As figuras 16 e 17 reúnem os resultados do exame por microsonda eletrônica do material existente no interior das trincas. Trata-se, essencialmente, de óxido de ferro, notando-se, como era de se esperar, uma diminuição nos teores de cromo e níquel em relação à matriz. O exame com luz polarizada no microscópio ótico revelou apenas uma camada de óxido, sendo razoável, portanto, supor-se que se trata de Fe_3O_4 . O exame por microsonda eletrônica não detectou a presença de qualquer elemento que pudesse provocar corrosão sob tensão, em particular enxofre, cloro ou óxido. Ainda que a presença de óxido no interior das trincas não elimine a possibilidade de o processo ter ocorrido por corrosão sob tensão, ela é típica de fadiga-corrosão. Além disso, o caráter transgranular das trincas é típico de fadiga-corrosão, ainda que existam dados na literatura sobre trincamento transgranular por corrosão sob tensão em aços martensíticos de baixa liga na presença de hidróxido de sódio e de $H_2O-CO-CO_2$ ².

O exame detalhado junto ao indício da fratura principal revelou a presença de trincas paralelas ao plano da fratura principal (figuras 18 e 19). O exame das trincas radiais, na seção indicada na figura 9 mostra esta evidência ainda mais claramente (vide figura 20). Este aspecto é típico de fadiga-corrosão; o menor número de trincas paralelas junto à fratura principal se deve à concentração de tensões, que tende a localizar a trinca no fundo do canto interno da ranhura.

O processo de fadiga-corrosão normalmente está associado à formação de entalhes na superfície do componente, que aceleram a nucleação de trincas e promovem a nucleação múltipla, o que, por sua vez, resulta nas trincas paralelas

acima mencionadas. O exame da camada de óxido formada na face lateral externa da amostra revelou um crescimento irregular que promove a formação de entalhes e a nucleação de trincas (vide figura 21). É possível que este crescimento irregular esteja associado ao trincamento da camada de óxido, provocado por tensões alternadas.

O conjunto de evidências e considerações anteriores permitem concluir que a fratura foi conseqüência de um processo de fadiga-corrosão e, portanto, independente da contaminação do meio. Não existem dados para se julgar a importância relativa da presença de concentração de tensões pela ranhura circunferencial, onde a fratura principal se iniciou, e da influência da temperatura em que a turbina trabalhou na formação dos entalhes superficiais, pelo crescimento irregular da camada de óxido. Os resultados de análise química (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%; e Nb = 0,012%) correspondem ao aço ASTM A-470 classe 7, com teor de níquel ligeiramente abaixo do especificado.

3. CONCLUSÕES

- A fratura da primeira roda da turbina se iniciou no canto superior interno da ranhura circunferencial usinada na face posterior desta roda para fixação de pesos de balanceamento.
- A fratura foi conseqüência de um processo de trincamento assistido pelo meio.
- As trincas são ramificadas, apresentando, portanto, aspecto característico de corrosão sob tensão, que, entretanto, também pode ocorrer num processo de fadiga-corrosão.
- A existência de trincas paralelas à superfície da trinca principal; a presença de óxido de ferro em toda a extensão das trincas e suas ramificações; o caráter essencialmente transgranular das trincas e suas ramificações; e a existência de trincas paralelas crescendo a partir de entalhes provocados pelo crescimento irregular da camada de óxido permitem concluir que a fratura foi conseqüência de fadiga-corrosão.
- Sendo fadiga-corrosão o processo responsável pela fratura, esta ocorreria independentemente da presença de contaminação do meio, devendo ser atribuída a existência de concentrações de tensões provocadas pelo desenho da ranhura circunferencial e/ou entalhes provocados pelo crescimento irregular

da camada de óxido, crescimento este possivelmente associado às temperaturas em que a turbina operou.

4. REFERÊNCIAS

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

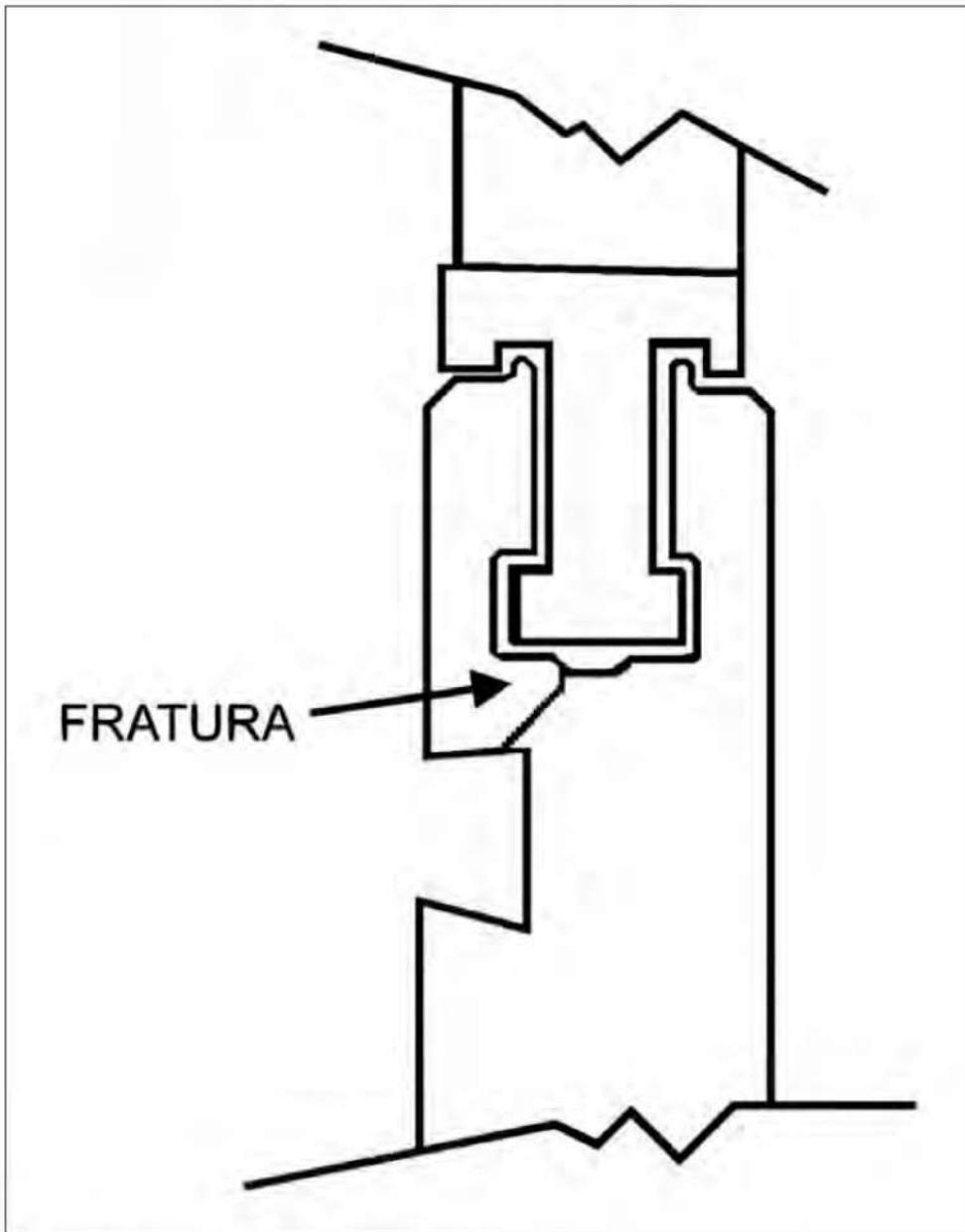


Figura 1. Esquema mostrando região de ruptura da turbina.



Figura 2. Aspecto do rotor da turbina. Arrancamento completo das pás da primeira roda (setas).

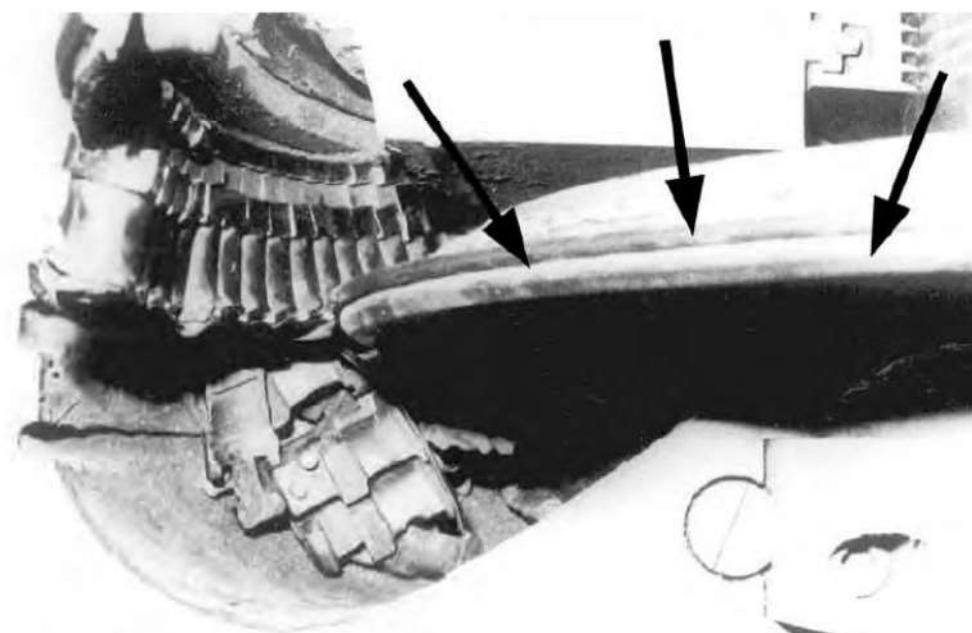


Figura 3. Aspecto da primeira roda da turbina (setas) no momento de sua abertura. Ausência das pás.

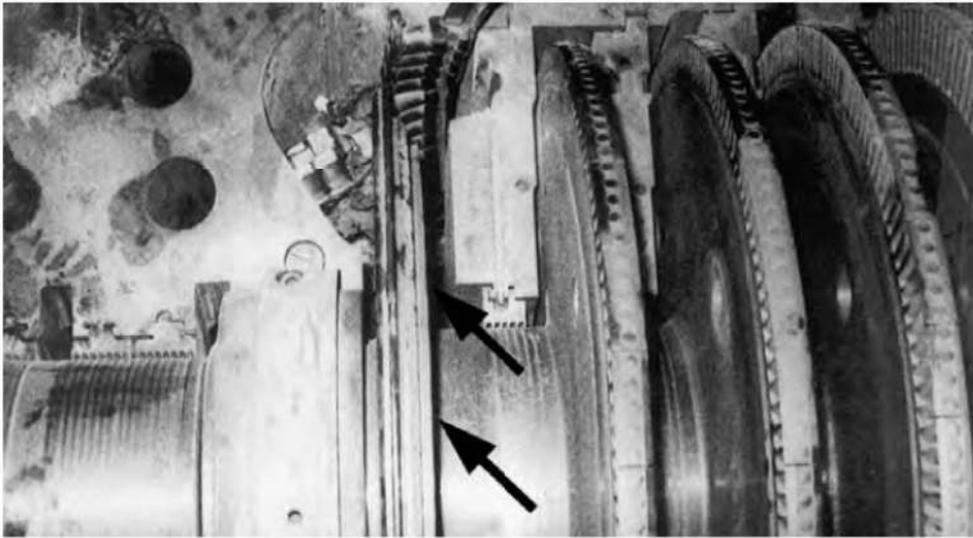


Figura 4. Aspecto da turbina no momento da sua abertura. Setas apontam para primeira roda.

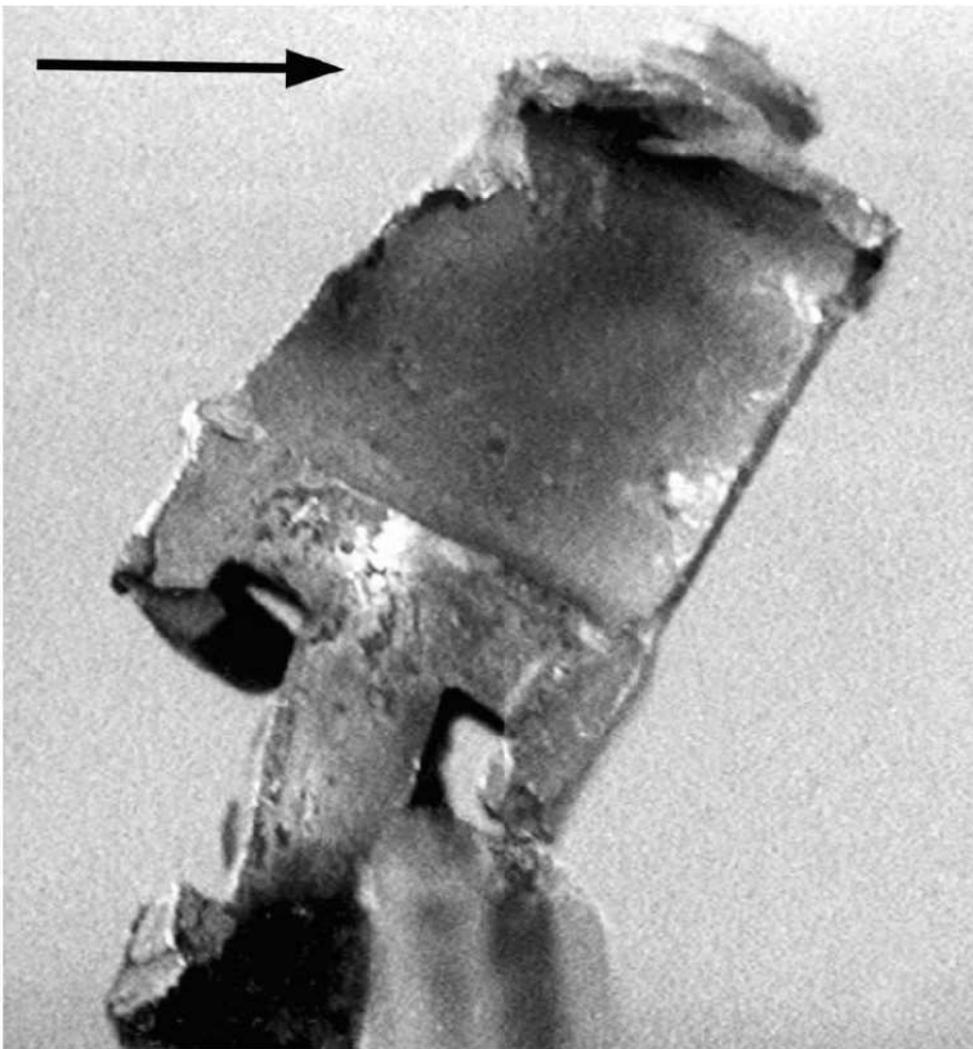


Figura 5. Montagem de uma pá da primeira roda da turbina, evidenciando a flexão (seta) sofrida pela pá.

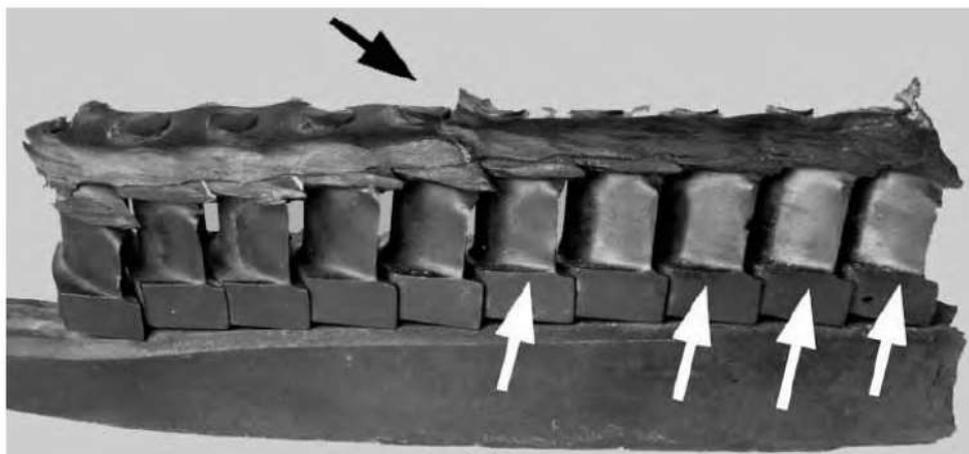


Figura 6. Aspecto da face posterior da amostra fraturada. Deformação intensa (setas) conseqüente de choque e arrastamento contra partes fixas da turbina.

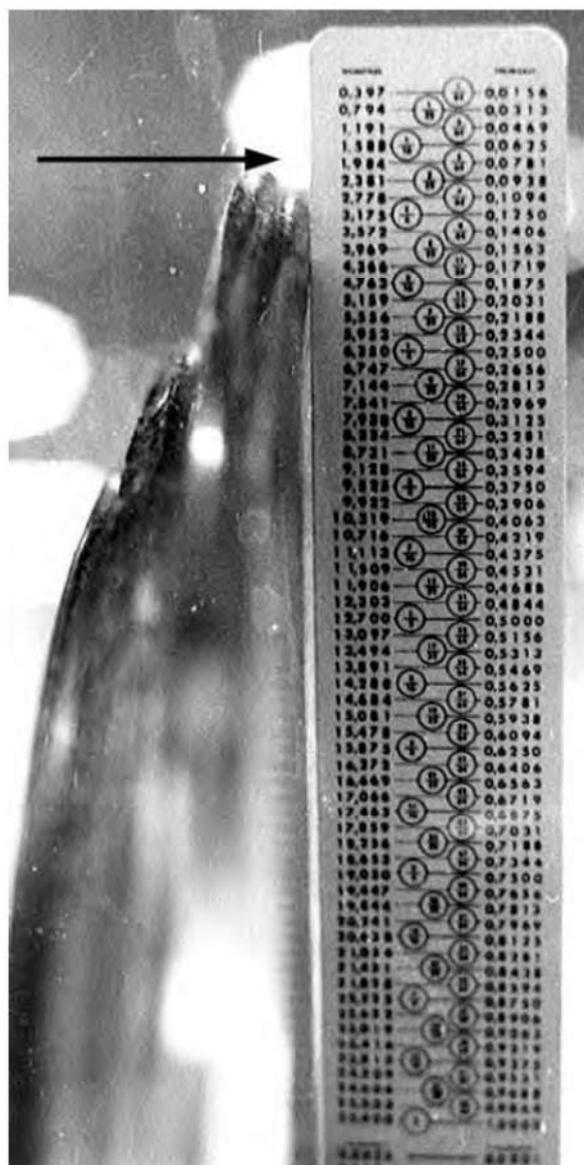


Figura 7. Flexão da extremidade (seta) da primeira roda da turbina 101JT.

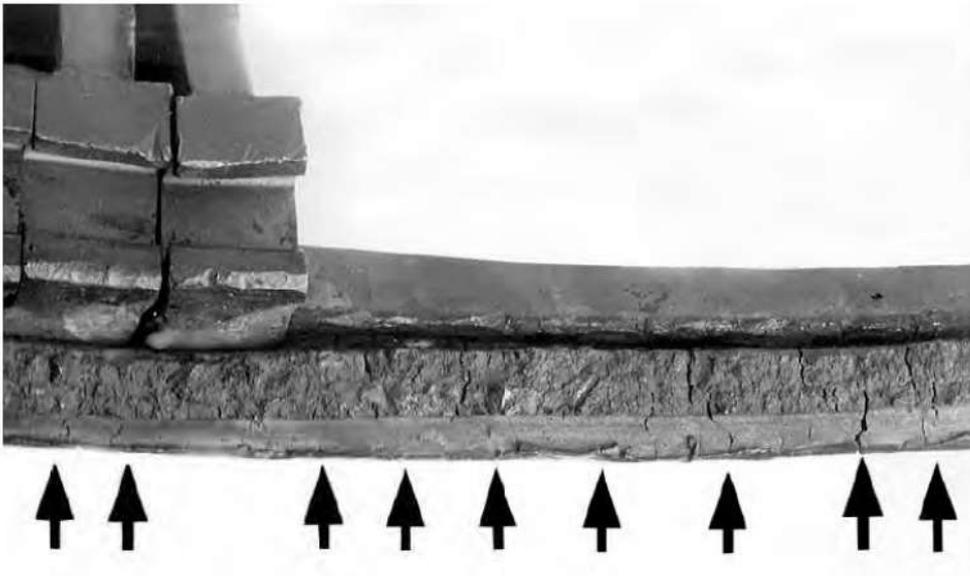


Figura 8. Aspecto da superfície da fratura principal. Presença de trincas radiais (setas) e ausência de deformação plástica.

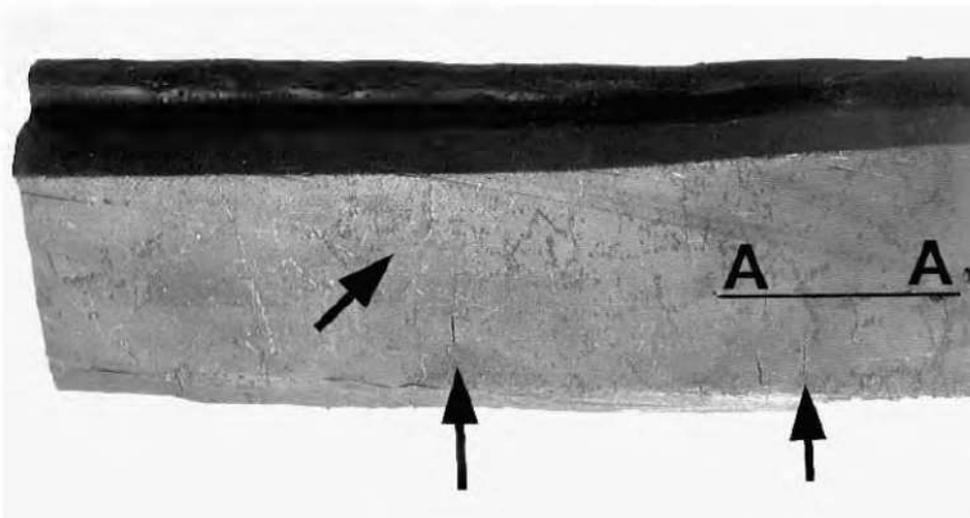


Figura 9. Presença de trincas superficiais. Segmento A-A indica corte para exame microestrutural (vide figura 20).

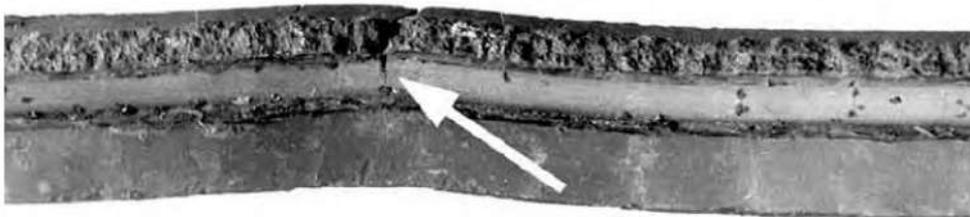


Figura 10. Deformação plástica na ponta da trinca radial (seta) provocada por deformação sofrida pela amostra após a fratura principal.



Figura 11. Aspecto da superfície da fratura da primeira roda da turbina. As setas indicam a região de arrancamento final, por cisalhamento radial, em consequência de esforços centrífugos.



Figura 12. Seção transversal. Ramificação das trincas secundárias, característico de corrosão sob tensão. Vide detalhe na figura 15. 400X.

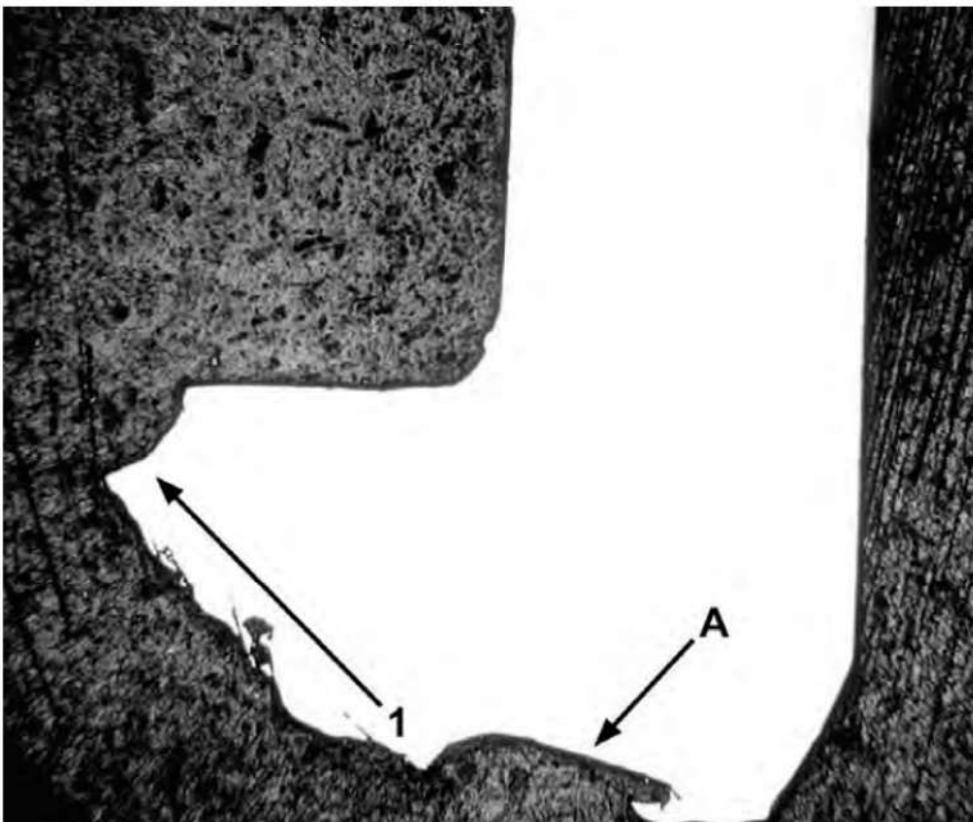


Figura 13. Seção transversal. A orientação das ramificações junto à fratura principal indica o sentido de propagação (seta 1). A seta A corresponde ao detalhe mostrado na figura 21. 5,5X.

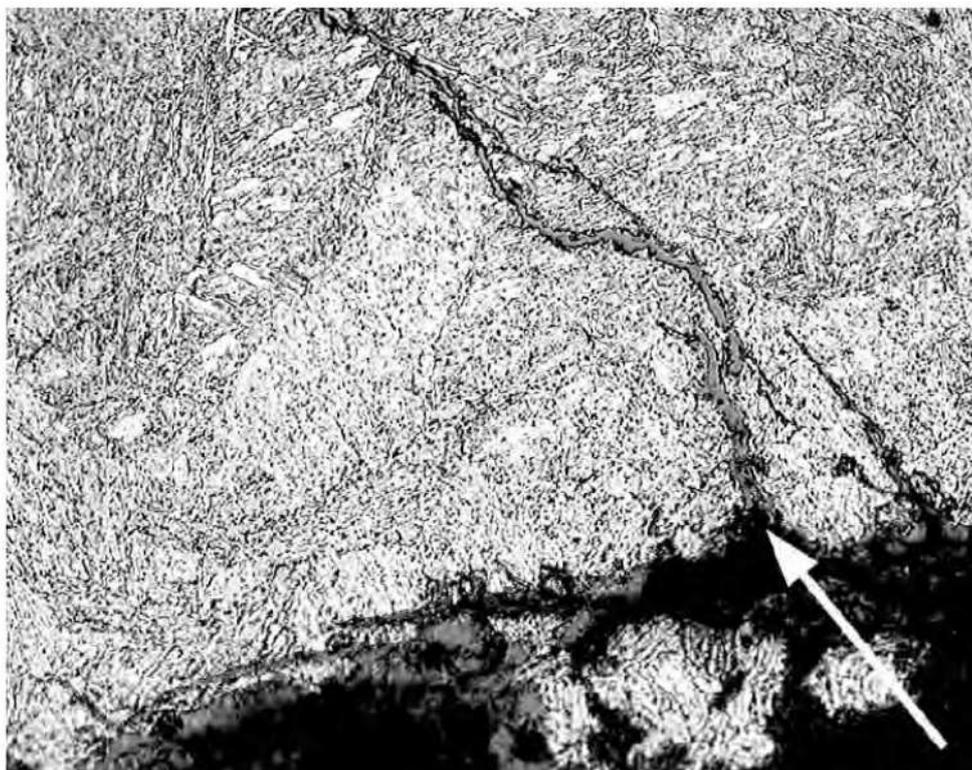


Figura 14. Seção transversal. Microestrutura do material junto à fratura. Bainita e martensita revenida. Trincamento transgranular (seta). Nital, 400X.



Figura 15. Detalhe da figura 12, evidenciando a presença de óxido (seta) nas faces internas das trincas. 1.500X.

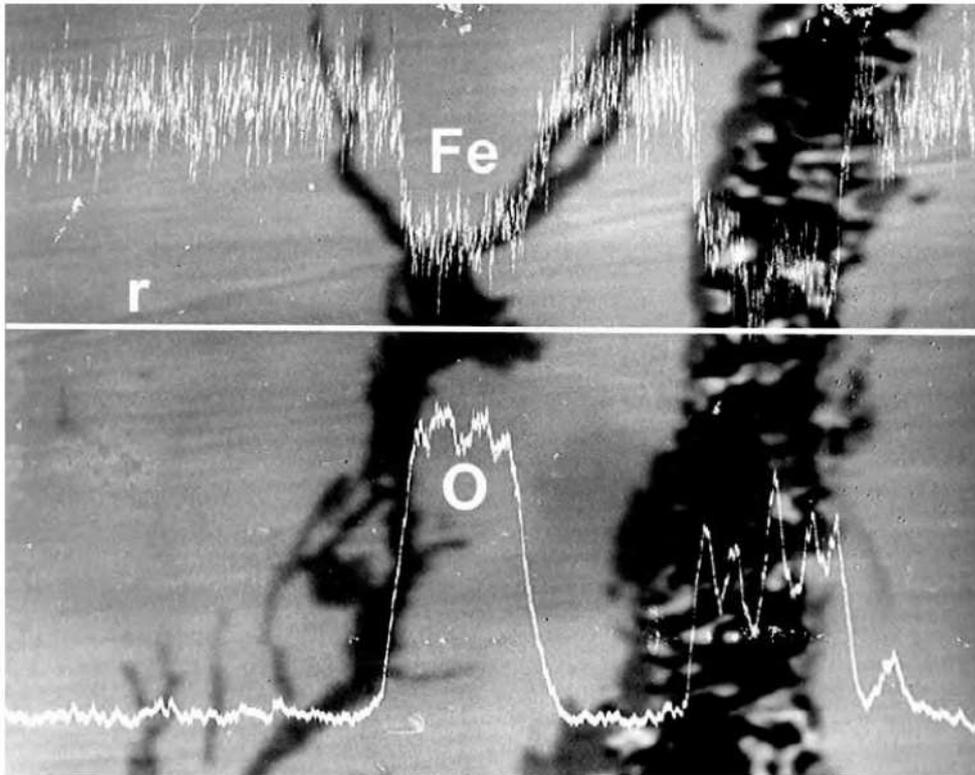


Figura 16. Microanálise EDS na região da trinca (escura). A fotografia mostra os perfis de análise ao longo da linha de referência (r) dos elementos Fe e O. MEV-BEI. 1.000X.

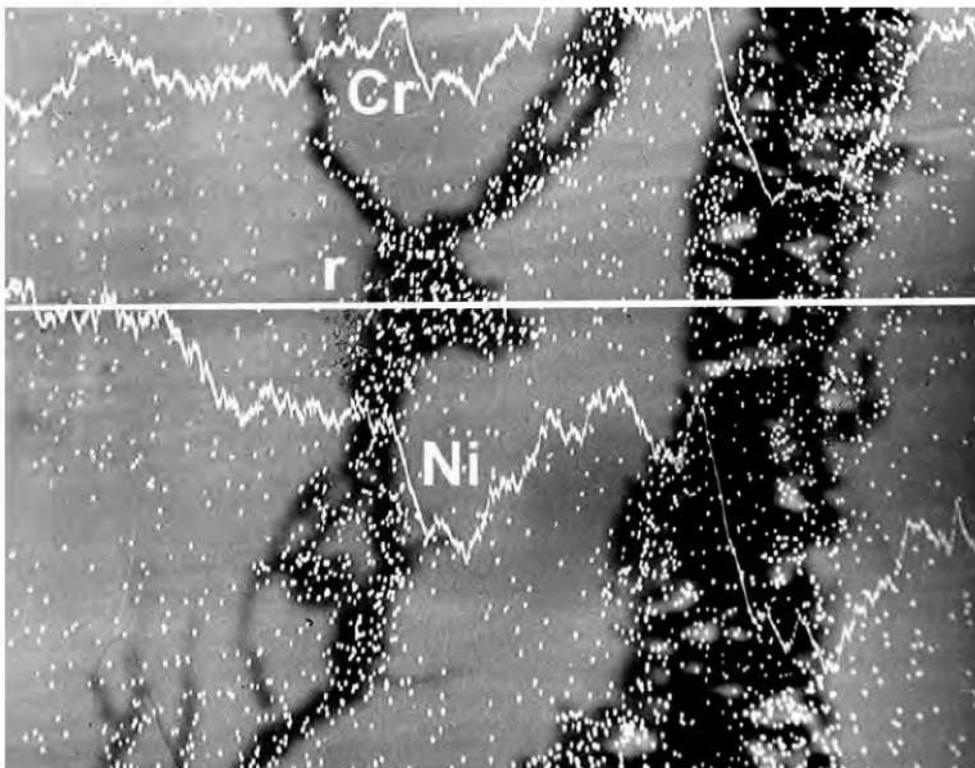


Figura 17. Idem figura 16. Os pontos claros indicam distribuição do elemento oxigênio. Os perfis correspondem à análise dos elementos Cr e Ni ao longo da linha de referência (r). MEV-BEI. 1.000X.

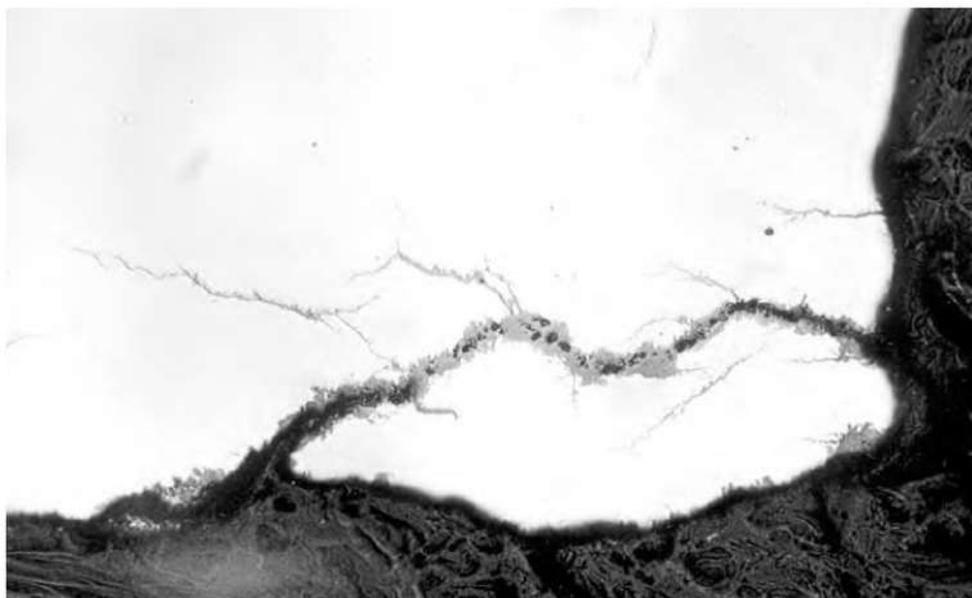


Figura 18. Seção transversal. Trincas paralelas à superfície da fratura principal (vide seta 1 na figura 13) junto à região de nucleação na ranhura circunferencial. 100X.

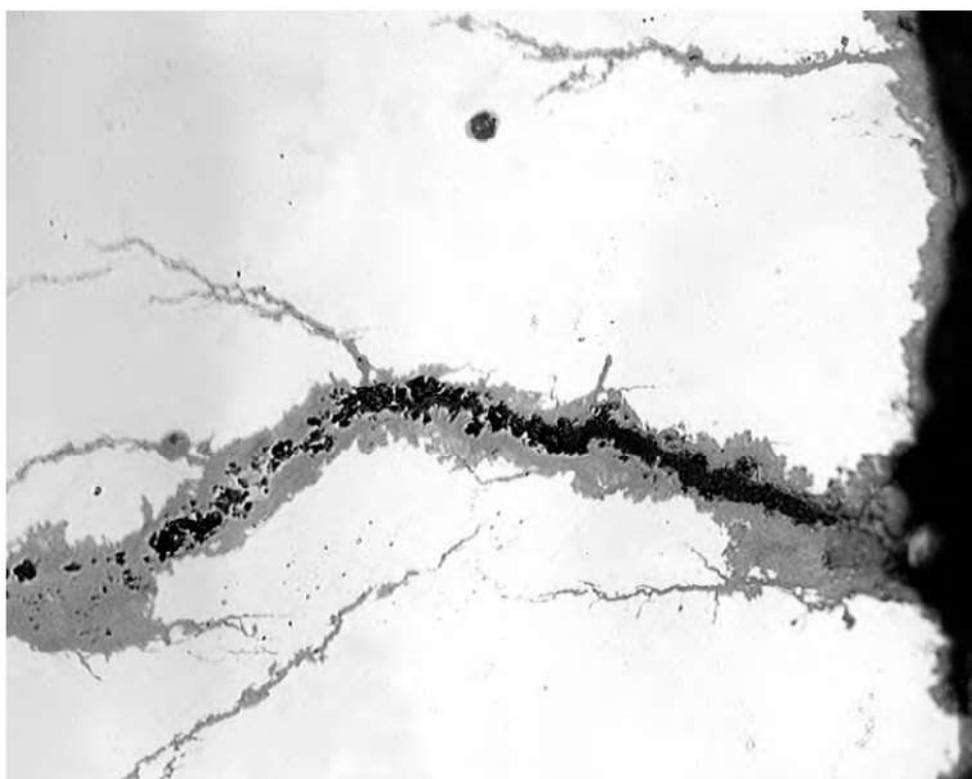


Figura 19. Detalhe da micrografia da figura 18. 400X.



Figura 20. Seção transversal. Aspecto das trincas radiais na seção A-A indicada na figura 9. 50X.

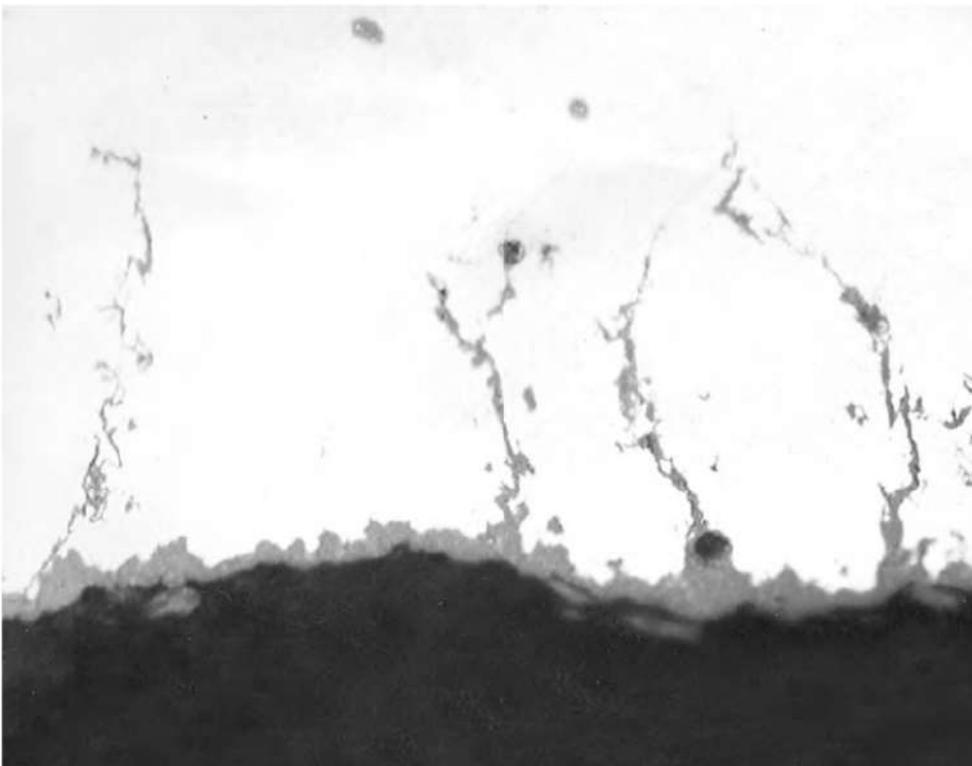


Figura 21. Seção transversal. Aspecto da camada de óxido junto à superfície indicada pela letra A na figura 13. Notam-se trincas a partir dos entalhes provocados pela oxidação. 1.000X.

25

Análise de falha em componentes de guindaste

Tibério Cescon*, 1980

1. INTRODUÇÃO

Na montagem de guindastes de grande porte para a construção de uma usina hidrelétrica ocorreu a ruptura de três componentes. Estes foram enviados para estudo das fraturas e identificados como: amostra A – tirante M36, pertencente à tramela da coluna onde será fixada a torre; amostra B – tirante M36, que fixa a mesa de giro no giro móvel; amostra C – parafuso M27, pertencente ao truque.

As amostras A e B partiram na rosca após a aplicação do torque especificado. A amostra C partiu na cabeça com 50% do torque especificado. Os tirantes devem atender à norma DIN 6914, e o parafuso, à norma DIN 267 – classe 10.9. Segundo a norma DIN 6914, o nível de resistência dos tirantes também devem obedecer à classe 10.9 da DIN 267.

2. ENSAIOS REALIZADOS

2.1. Análise química

Os tirantes e o parafuso foram produzidos com aço cromo-molibdênio do tipo 42CrMo4 DIN 17200, adequados para a classe 10.9 da DIN 267 (tabela 1).

* Pesquisador responsável pelo documento técnico.

Tabela 1. Resultados da análise química

Elemento	Amostra A, teor (%)	Amostra B, teor (%)	Amostra C, teor (%)
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. Exame metalográfico e ensaio de dureza

O exame metalográfico evidenciou, para todas as amostras, estrutura de aço liga temperado e revenido (figuras 1 a 3). As figuras 4 a 6 mostram anomalias observadas junto à superfície das três amostras. Os resultados de dureza são mostrados na tabela 2. A dureza Rockwell C indicada é o valor médio de cinco determinações. O ensaio de dureza Brinell foi executado com carga de 19.400 N (3.000 kgf), e esfera de 10 mm e o valor indicado é a média de três determinações.

Tabela 2 - Resultados dos ensaios de dureza nas escalas Rockwell C e Brinell

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

2.3. Exame fractográfico

As figuras 7 a 9 mostram os resultados do exame macrofractográfico. A amostra A exibe uma pequena área mais escura do lado esquerdo que rompeu-se por micromecanismo de fratura diverso do resto da seção (figuras 10 e 11).

2.4. Exame dimensional

Os resultados mostram que os tirantes (amostras A e B) possuem fundo reto, não apresentando arredondamento. O parafuso M27 (amostra C) exibe um raio de arredondamento de $0,48 \pm 0,05$ mm. A norma DIN 13, folha 15 pede um raio de arredondamento mínimo de 0,400 mm para os tirantes M36 e 0,300 mm para o parafuso M27.

3. ANÁLISE DOS RESULTADOS

3.1. Tirantes M36 (amostras A e B)

Os tirantes foram submetidos a tratamento térmico de têmpera e revenido, resultando dureza e microestrutura corretas. O comportamento deficiente destes componentes deve ser atribuído à presença de cantos vivos no fundo do filete, que, além de atuarem como concentradores de tensão, constituem locais preferenciais para a formação de trincas de têmpera e de fragilização por hidrogênio oriundo do revestimento eletrolítico de zinco que os tirantes exibem.

A amostra A exibe empolamento sub-superficial (*blisters*) junto às inclusões de sulfeto (figura 4) devido à presença de hidrogênio não removido após zincagem eletrolítica. A zona intergranular na superfície de fratura da amostra A (figura 10) pode ter origem em uma das duas hipóteses abaixo relacionadas:

- a) pré-trinca de têmpera;
- b) trinca intergranular devido à presença de hidrogênio que se propagou após a montagem (*delayed fracture*).

Na amostra B, foram encontradas trincas na raiz do filete iniciando nos cantos vivos (vide figura 5), com características de trinca de têmpera, mas que também poderia ter sido provocada por ação do hidrogênio numa região de alta concentração de tensões, o que explicaria a ruptura ter ocorrido após a aplicação do torque máximo.

3.2. Parafuso M27

O parafuso em exame rompeu devido à insuficiência de revenimento no tratamento térmico e à presença de dobras de forjamento no raio de concordância da cabeça. O parafuso sofreu têmpera, mas não foi revenido adequadamente, resultando em uma dureza de 444 HB, muito acima do especificado (a norma DIN especifica para a classe 10.9 um valor mínimo de 280 HB e máximo de 365 HB). A

figura 6 mostra claramente que a trinca que provocou a fratura do parafuso foi nucleada no fundo de uma das dobras presentes na região do raio de concordância.

4. CONCLUSÕES

- A ruptura dos tirantes M36 ocorreu pela presença de cantos vivos no filete da rosca resultante da utilização de rolos para produzir as roscas com perfil fora da especificação e falta de (ou inadequada) remoção do hidrogênio após zincagem eletrolítica.
- A ruptura do parafuso M27 foi causada pelo forjamento inadequado da cabeça que deu origem a dobras no raio de concordância da cabeça com o corpo e dureza excessiva resultante do revenimento insuficiente após têmpera.

5. FIGURAS

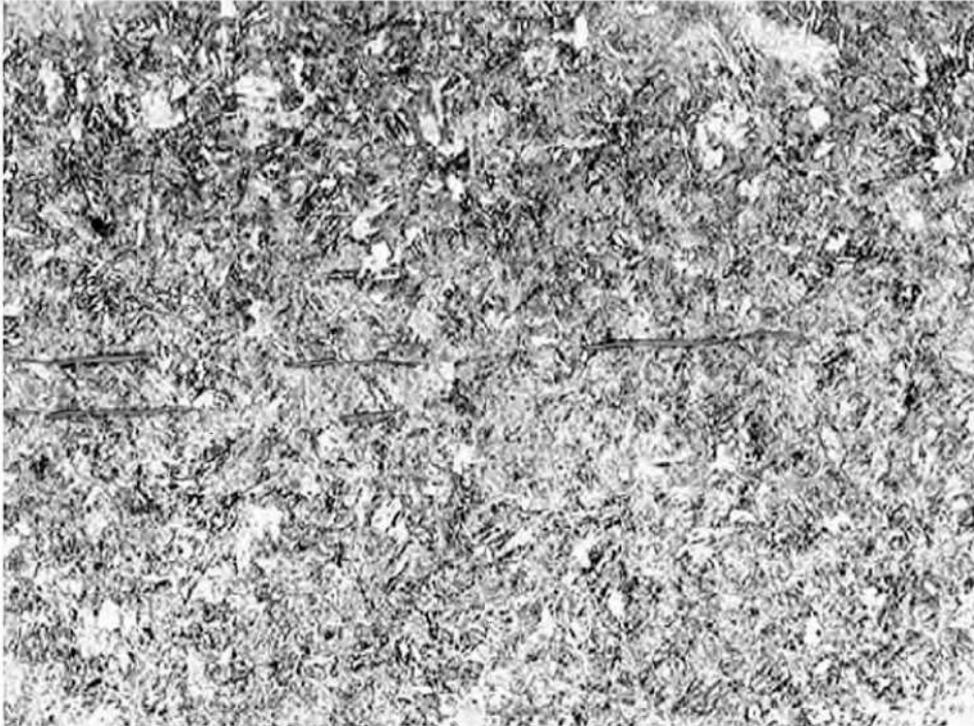


Figura 1. Microestrutura da amostra A. Martensita revenida e inclusões alongadas de sulfeto. Seção longitudinal. Nital. 400X.

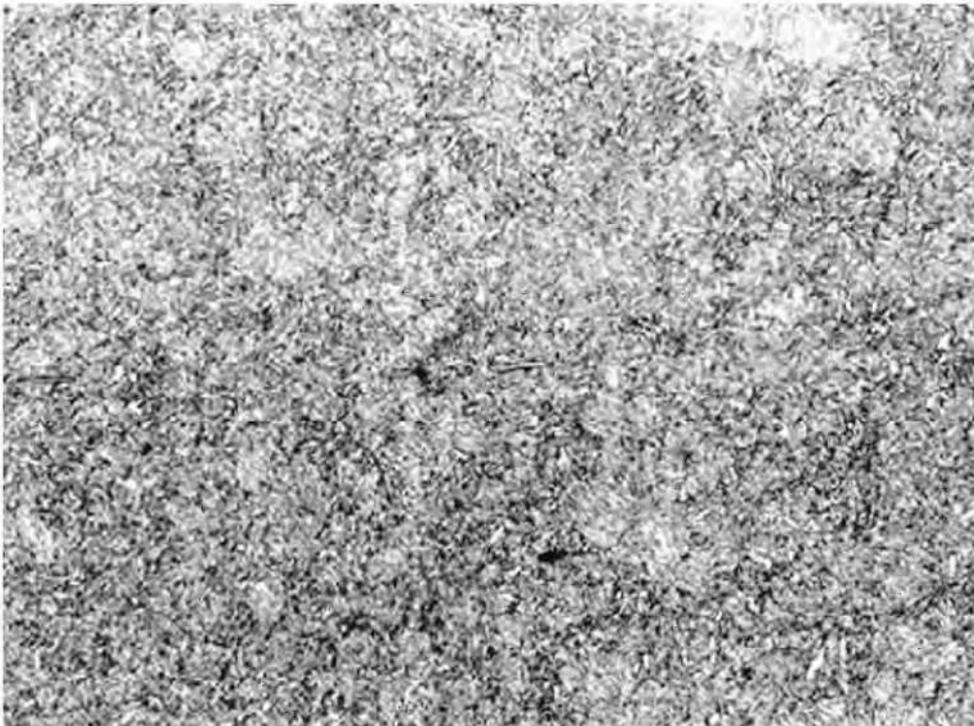


Figura 2. Microestrutura da amostra B. Martensita revenida e bainita com porcentagem baixa. Seção longitudinal. Nital. 400X.

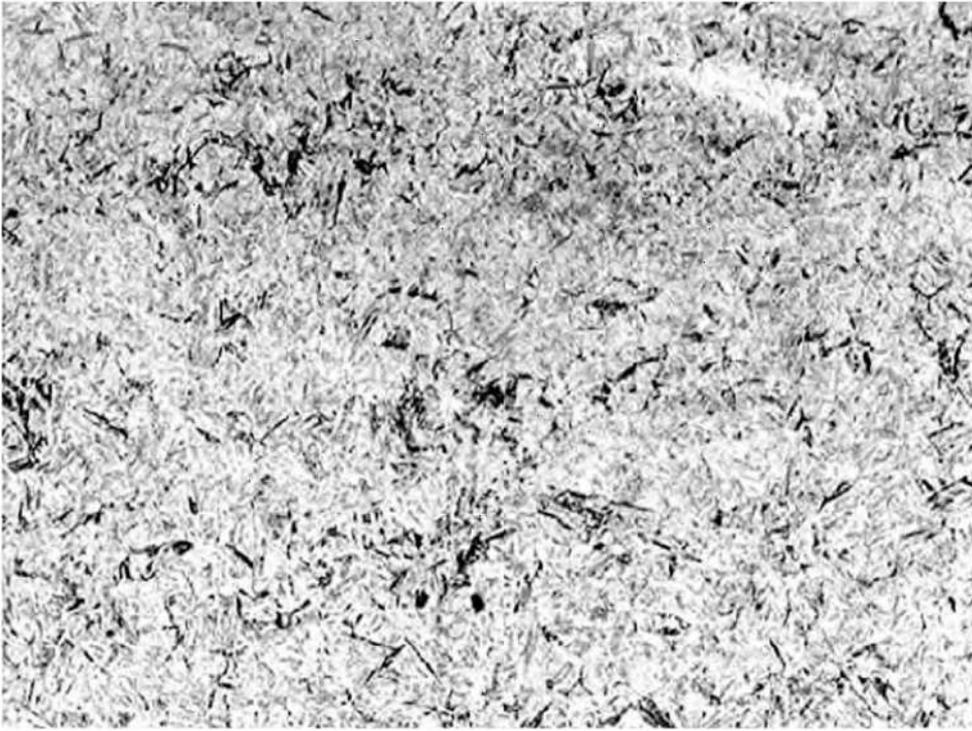


Figura 3. Microestrutura da amostra C. Martensita revenida e bainita com porcentagem baixa. Seção longitudinal. Nital. 400X.

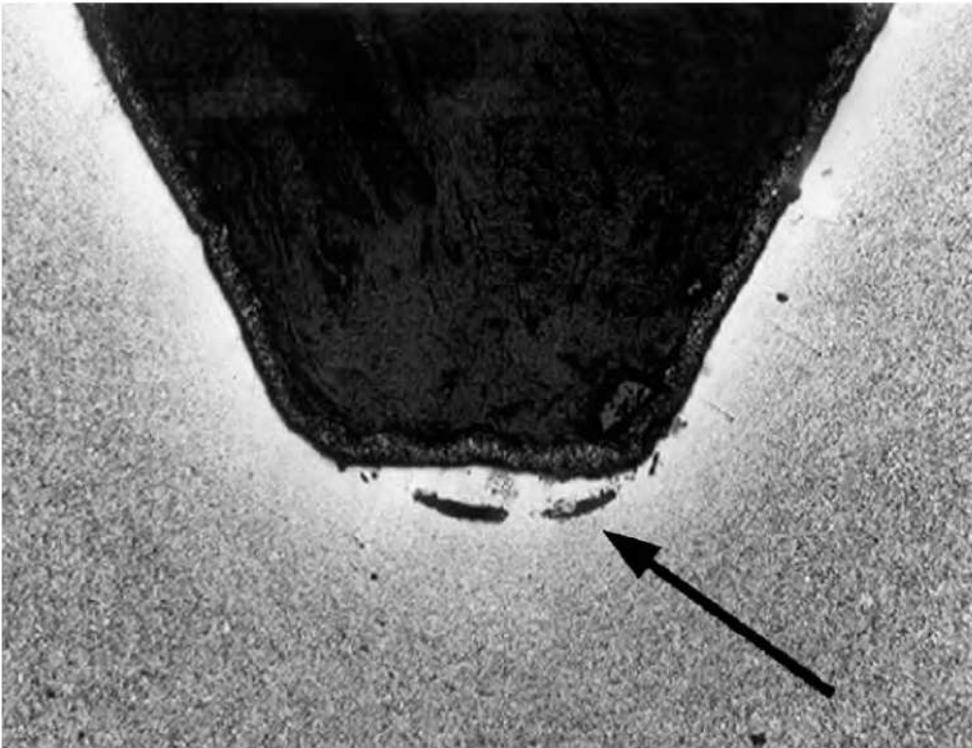


Figura 4. Amostra A: microestrutura junto à superfície na região roscada. Rosca rolada revestida por camada de zinco eletrolítico. Observa-se a presença de defeitos sub-superficiais resultantes da expansão de gás (*blisters*), acompanhando a orientação das inclusões. Seção longitudinal. Nital. 100X.

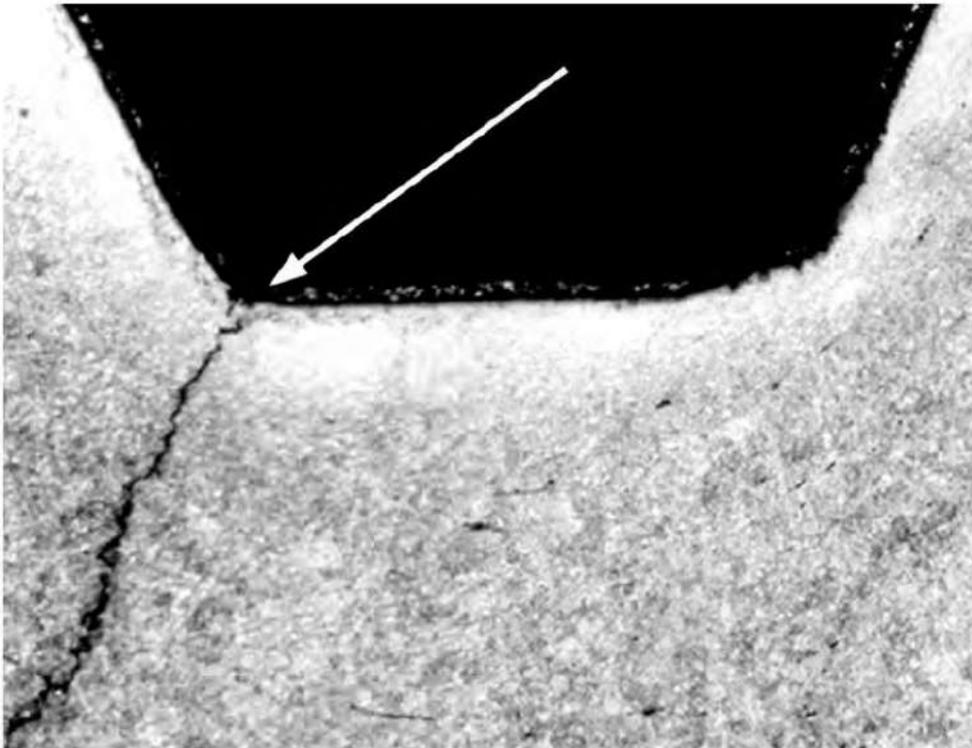


Figura 5. Amostra B: microestrutura junto à superfície na região roscada. Rosca rolada revestida por camada de zinco eletrolítico. Observa-se trinca intergranular iniciada em canto vivo (seta), característica de têmpera. O parafuso está isento de descarbonetação. Seção longitudinal. Nital. 150X.

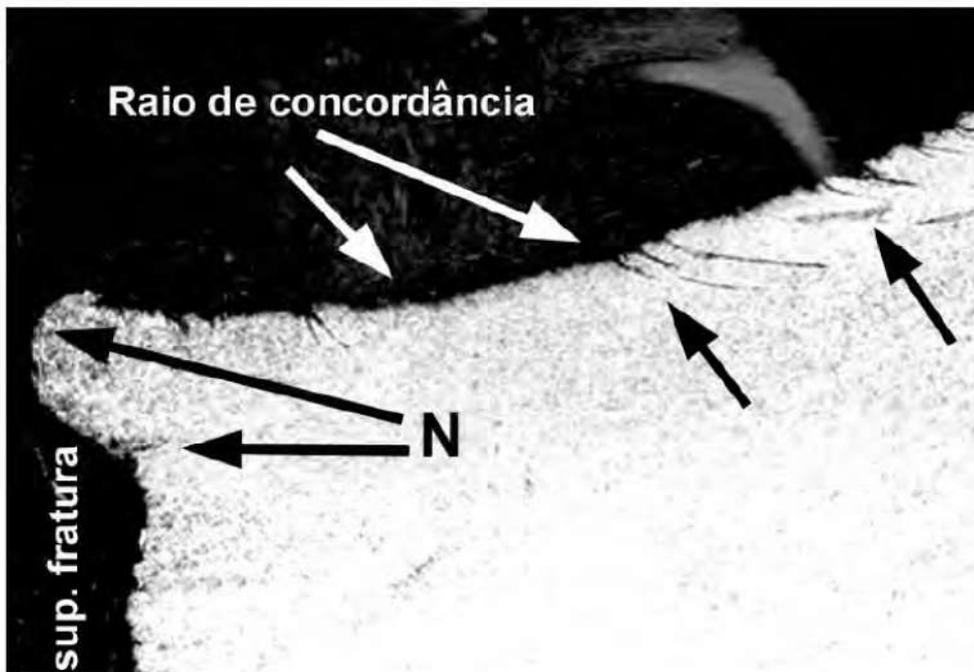


Figura 6. Amostra C: microestrutura junto à região do raio de concordância do corpo do parafuso com a cabeça (local de ruptura). Numerosas dobras de forjamento (setas) junto à superfície. A trinca que provocou a fratura teve origem no fundo de uma dobra de forjamento (N). Seção longitudinal. Nital. 100X.

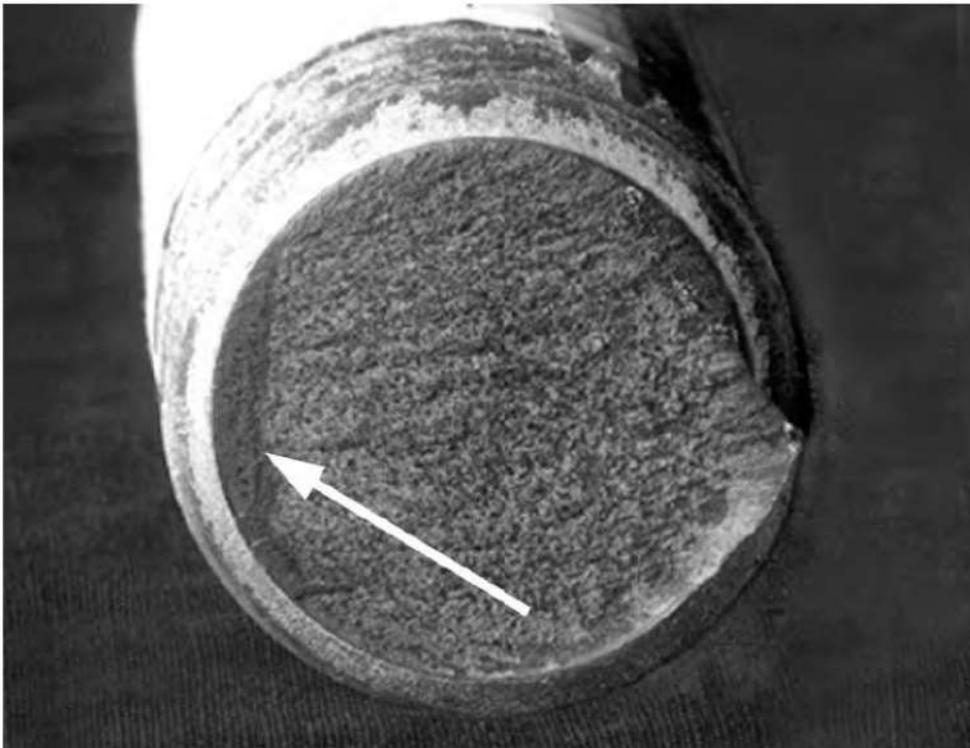


Figura 7. Amostra A. Fratura frágil iniciada em trinca preexistente (seta) no fundo do filete.

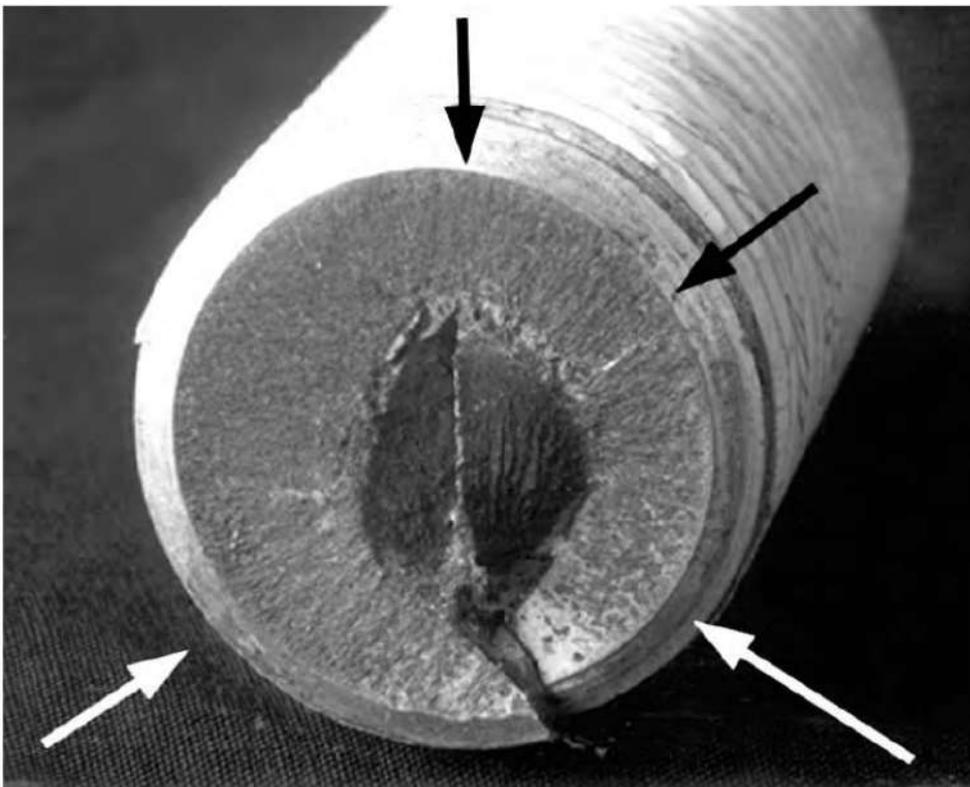


Figura 8. Amostra B. Fratura frágil com propagação radial a partir do fundo do filete (setas) para o centro.

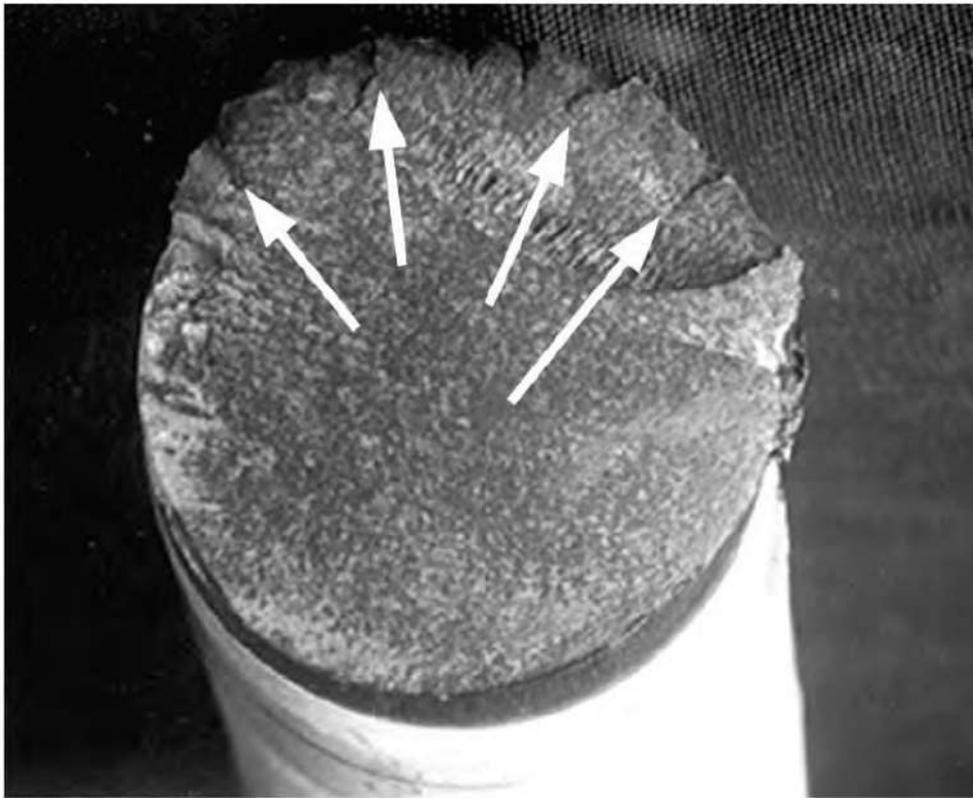


Figura 9. Amostra C. Fratura frágil com múltipla nucleação junto ao raio de concordância da cabeça do parafuso (setas). 1.000X.



Figura 10. Amostra A. Aspecto da superfície de fratura na região de início de fratura. Fratura predominantemente intergranular. MEV-SEI. 1.000X.

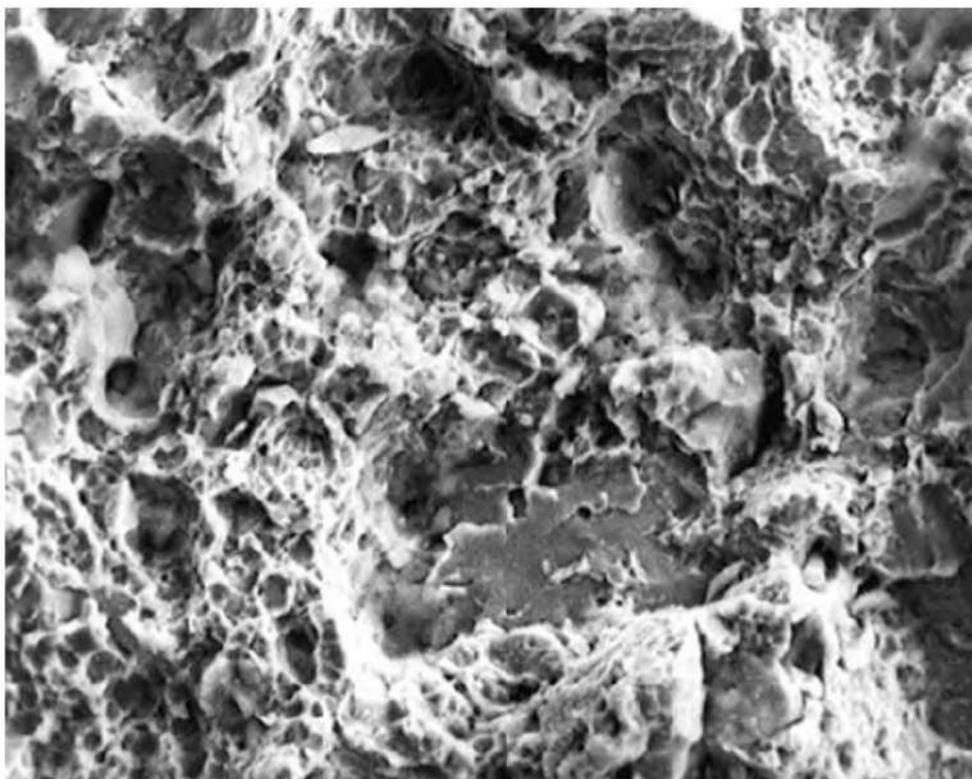


Figura 11. Amostra A. Aspecto da superfície de fratura na região de propagação da trinca. Fratura mista, preponderantemente por alvéolos (dúctil). MEV-SEI. 1.000X.

26

Análise de falha em base de cadeira giratória

Cláudio A. Desideri* e Tibério Cescon*, 1981

1. INTRODUÇÃO

Realizou-se o exame microestrutural de uma base de cadeira giratória fundida em liga de alumínio, com duas pás rompidas no ensaio de compressão estático ao ser atingida a carga de 775 kgf (vide figura 1).

2. EXAMES REALIZADOS E RESULTADOS

2.1. Inspeção visual e análise química

As fraturas ocorreram sem deformação plástica com origem na extremidade inferior da nervura central das pás (vide figura 2). A análise química (tabela 1) revelou tratar-se de uma liga G-AlSi12(Cu) da DIN 1725, com pequenos desvios nos teores de manganês e níquel.

2.2. Exame metalográfico

O exame metalográfico da região da extremidade inferior da nervura central da pá não revelou a presença de defeitos de fundição (vide figura 3). Embora se tratando de liga com composição eutética, a microestrutura do material na região da

* Pesquisadores responsáveis pelo documento técnico.

Tabela 1. Resultados de análise química

Elemento	Teor (%)	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.

fratura é grosseira com cristais de silício idiomorfos e agulhas de grandes dimensões (vide figura 4). Esta estrutura evidencia a falta de um tratamento de modificação que poderia melhorar as propriedades mecânicas, particularmente a ductilidade. Para a aplicação em questão, embora a base tenha apresentado bom resultado no ensaio de compressão estática, ela não possui ductilidade necessária para o tipo de responsabilidade inerente à uma cadeira giratória.

3. CONCLUSÕES

- A microestrutura da pá na região de ruptura é indesejável para a aplicação em questão, pois resulta num comportamento frágil do componente.
- A introdução e um tratamento de modificação no processo de fundição deverá melhorar as propriedades mecânicas, particularmente a ductilidade.

4. FIGURAS

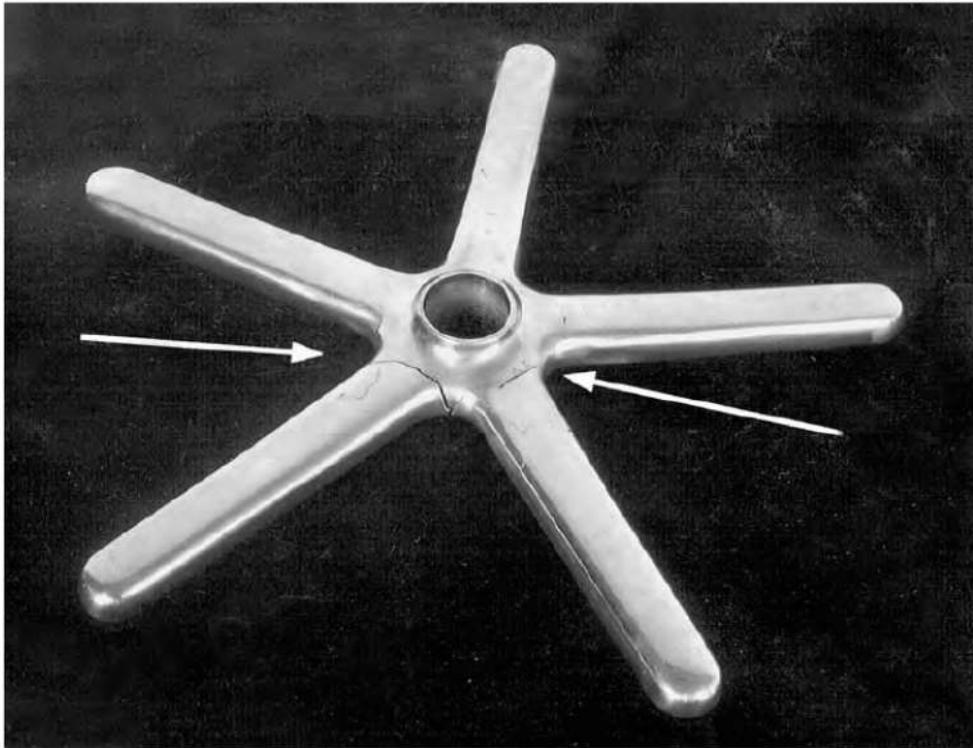


Figura 1. Aspecto da base após o ensaio de compressão estático. Setas mostram os locais de ruptura.

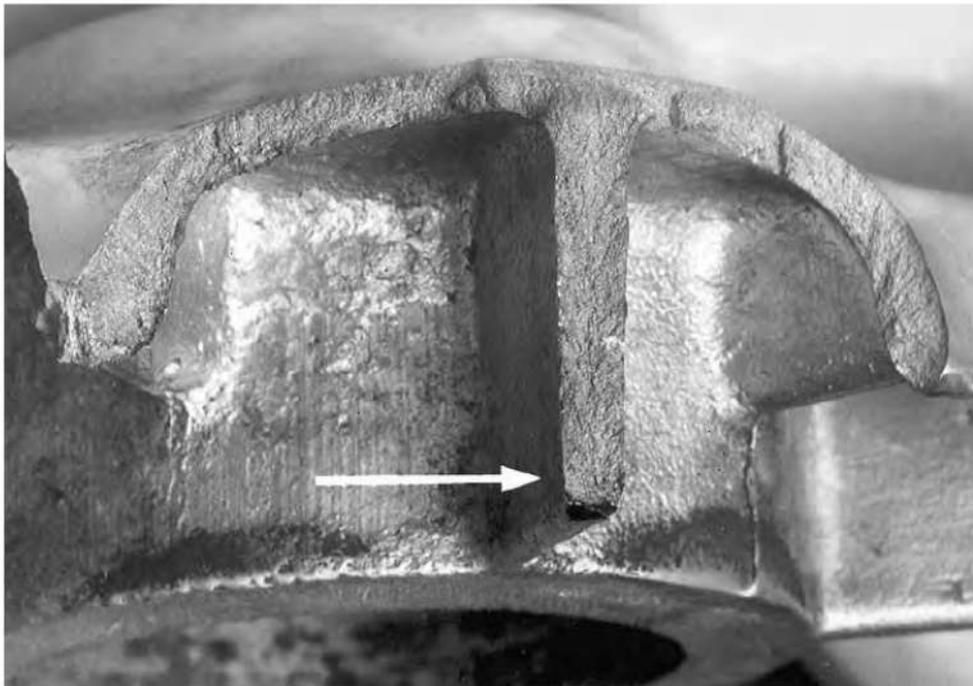


Figura 2. Aspecto da superfície de fratura das pás. Fratura de caráter frágil iniciada na extremidade inferior da nervura (seta) central da pá.

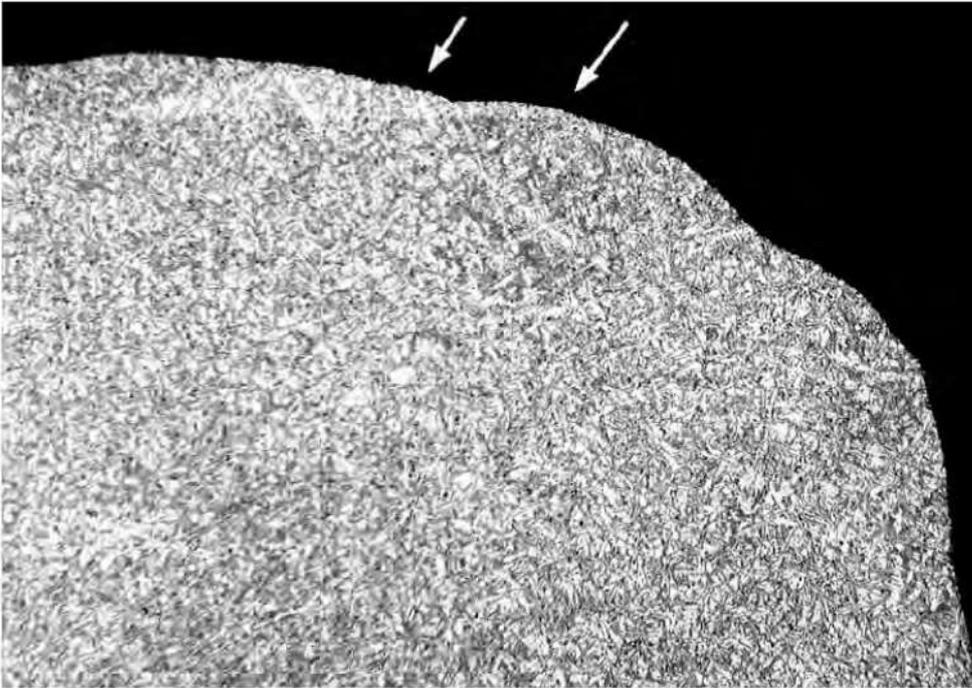


Figura 3. Microestrutura do material na região da extremidade inferior da nervura central da pá (setas). Material sem defeito de fundição. Reativo de ácido fluorídrico. 50X.

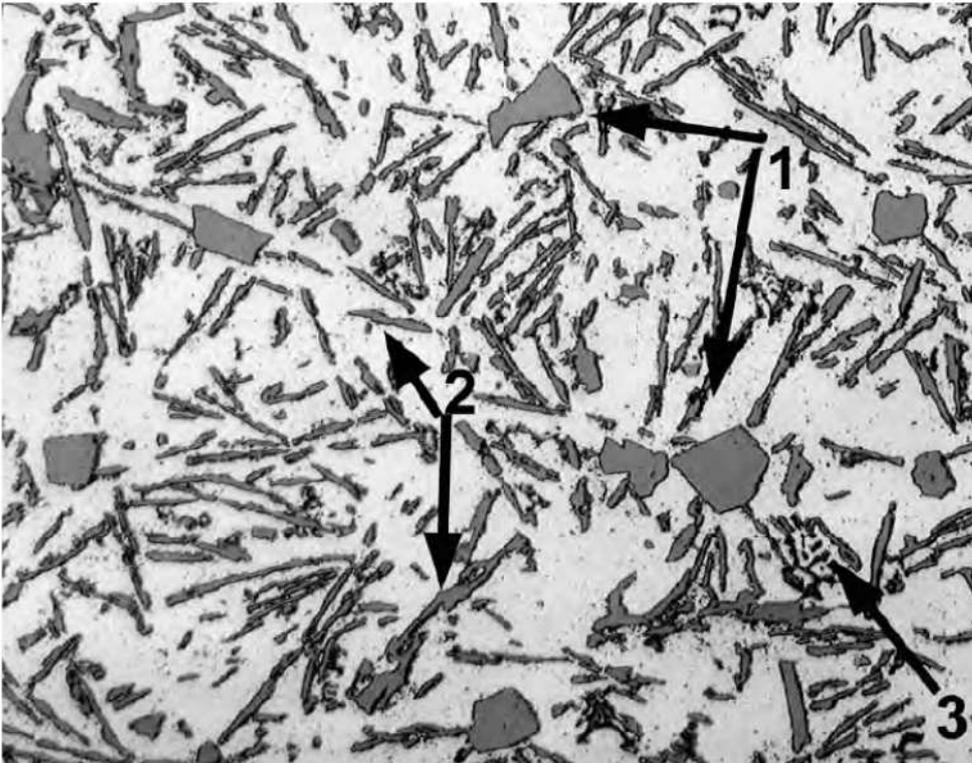


Figura 4. Cristais primários de silício (setas 1), agulhas grosseiras de silício (setas 2) e precipitados intermetálicos (seta 3) distribuídos numa matriz de alumínio. Reativo de ácido fluorídrico. 400X.

27

Exame preliminar de uma ponte pênsil

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

1. INTRODUÇÃO

A ponte examinada caracteriza-se por ter os cabos da catenária substituídos por uma “corrente” construída com chapas de espessura da ordem de 5 cm, por 30 cm de largura e olhais nas duas extremidades. Tendo sido passado o jato de areia para a remoção da tinta antiga e da ferrugem, foram notados defeitos em várias regiões nas proximidades dos olhais. Os engenheiros responsáveis pela manutenção da ponte sugeriram o seu exame preliminar.

2. INSPEÇÃO DA PONTE

Foram examinados visualmente os olhais em questão, constatando-se a presença de defeitos superficiais com aspecto característico de dobras de conformação mecânica, distribuídos irregularmente sobre várias áreas dos olhais (vide figura 2), inclusive ao longo da espessura dos mesmos (vide figura 3). A maioria destes defeitos não se apresentava nos locais previstos para as tensões de tração máxima. Entretanto, em alguns casos, observaram-se defeitos junto à região de máxima concentração de tensões dos olhais (vide figura 4). Foram constatadas várias regiões de corrosão generalizada, com profundidade avaliada em até

* Pesquisadores responsáveis pelo documento técnico.

12 mm, tanto nos olhais como nos pinos. Algumas dessas regiões são inacessíveis, permitindo apenas uma inspeção visual à distância. Em vários pontos, a corrosão toma a forma, em linhas gerais, de uma superfície cônica, com base de 3 a 4 cm, altura da ordem de 10 mm, terminando num vértice esferóide, com raio aproximado de 2 a 3 mm. Em pelo menos um olhal, toda a largura apresenta tal tipo de corrosão. A corrosão generalizada e os “cones invertidos” formam uma área estimada, à distância, abrangendo praticamente toda a largura, ao longo de um comprimento de 10 cm (vide figura 5). As regiões examinadas restringiram-se às proximidades dos quatro pinos (dois em cada lado da ponte, nas cadeias de ancoragem na altura da via carroçável), que haviam sido jateadas.

Dentro, evidentemente, das limitações impostas por uma inspeção visual, muitas vezes à distância, concluiu-se tentativamente:

- Tendo em vista a descrição dos elos (*eyebars*)¹, em particular das chapas laminadas serem recalçadas na região dos olhais, tais defeitos devem ter se originado na operação de recalque. Uma confirmação indireta deste fato seria a não existência de tais defeitos nas regiões de seção retangular dos elos, que não puderam ser examinadas pois já se encontravam pintadas.
- Os demais defeitos eram devidos obviamente à corrosão generalizada, facilmente explicável num ambiente à beira-mar, sujeito a ventos freqüentes.
- Não se notou na superfície nenhuma trinca típica de fadiga num estágio avançado de propagação que a tornasse visível a olho nu.
- O aspecto era semelhante nas quatro regiões examinadas.

3. RESUMO DE INFORMAÇÕES

Três pontes do mesmo tipo foram construídas². A primeira no Brasil e duas nos Estados Unidos. Destas, uma ruiu e a outra encontra-se interdita. A ponte ruída foi examinada, constatando-se ruptura inicial de um elo; desequilíbrio do pino correspondente (o qual une quatro elos de um lado, com quatro de outro); escorregamento dos sete elos restantes ao longo do pino inclinado; e colapso da ponte. Resultado de cálculos encomendados: tensão admissível do aço dos elos: $\sigma_{adm} = 3.800 \text{ kgf/cm}^2$; tensão real prevista: $\sigma = 3.170 \text{ kgf/cm}^2$.

4. POSSIBILIDADE DE SOBREVIVÊNCIA DA PONTE

À primeira vista, esta é uma estrutura que se costuma designar como *fail-safe*. Entretanto, com a ausência de flanges ou porcas nas extremidades dos pinos, e

com a mínima saliência dos mesmos relativamente aos olhais, nos seus extremos, entende-se facilmente que, se um dos elos se romper, toda a junta torna-se instável, desmonta-se e a ponte rui. Poderia se pensar em travar tal movimento dos olhais, introduzindo-se um novo pino de aproximadamente 10,2 cm de diâmetro no furo central de cada pino existente, segurando este novo pino com porcas ou flanges rosqueadas nas suas extremidades, suficientemente resistentes (figuras 6 e 7-a). Entretanto, a ruptura de um elo pode inclinar o pino porque modifica o equilíbrio deste, e os olhais ficarão sujeitos a uma deformação transversal que, somada às forças axiais, poderá rompê-los (figura 7-b). Esta solução não parece útil.

5. DADOS DE PROJETO

O projetista e construtor da ponte, Steinman², inseriu dados sobre o projeto e a construção da mesma. Segue-se abaixo um resumo dos dados mais interessantes:

- Tensões nas treliças, tensões calculadas: pelo método aproximado = 18.500 psi; pelo método exato 14.500 psi.
- Barras (elos) *eyebars*: admissível 50.000 psi = 3.520 kgf/cm²; escoamento mínimo garantido 75.000 psi = 5.280 kgf/cm²; ruptura mínima garantida 105.000 psi = 7.390 kgf/cm² (aço com carbono mais elevado que os aços estruturais comuns, temperado e revenido).
- Cargas de projeto: peso próprio no vão central = 4.370 lb/pé – 4.400 lb/pé (incluindo madeiramento do tabuleiro); vão = 1.114 pés; peso total = 2.208 t; carga útil (para o cálculo da cadeia) 1.850 lb/pé, equivalendo a 935 t.
- Material dos pinos de ligação dos elos (*eyebars*): escoamento = 60 a 65 ksi; ruptura = 100 a 105 ksi.
- Peso do tabuleiro de madeira e complementos: 2.080 kgf/m.
- Peso da via carroçável (após reforma da ponte): estima-se, para uma largura carroçável de 8,53 m e altura de 15 cm de concreto e asfalto, 3.200 kgf/m ou 1.080 t no vão pênsil.
- Área da barra: 138 cm².

6. ESTIMATIVA DA TRAÇÃO NA CADEIA

- Peso próprio (4 torres = 552 t por torre) = 2.208 t; inclinação das barras do vão central, junto às torres ~ 23,5°; tração na cadeia devida ao peso próprio,

N: 1.400 t em 4 barras; tensão numa barra (*eyebars*): 2,54 t/cm² devida ao peso próprio.

- Fatores de acréscimo: concreto do piso: o madeiramento primitivo foi retirado e substituído por um piso de concreto e asfalto (fator de acréscimo (f_1) é dado por: $f_1 = 1,17$); peso dos automóveis (estima-se o fator de acréscimo (f_2) como sendo: $f_2 = 1,09$); fator total: $f_1 \cdot f_2 = 1,27$.
- Tensões: tensão numa barra, devida ao peso próprio atual: 2,98 t/cm²; tensão estimada total, na seção uniforme de uma barra: 448 t em cada elo.
- Tensão máxima no olhal:

$$\text{Tensão média: } \sigma_m = \frac{N_t}{2(R_e - R_1)^t} = 2,06 \text{ t/cm}^2 \quad (1)$$

Tensão máxima: ocorre nos pontos A (figura 7-c). Sua determinação, no regime elástico, é feita com maior segurança apenas pela fotoelasticidade. Pode ser avaliada, neste caso, como da ordem de 3,5 a 4. $\sigma_A = 3,5 \text{ a } 4 \cdot 2,06 \cong 7 \text{ a } 8 \text{ t/cm}^2 > \sigma_{\text{escoamento}}$ e da ordem de σ_{ruptura} .

Efeitos plásticos: é comum a tensão máxima ultrapassar a tensão de escoamento na vizinhança dos pontos A. A plasticidade tem um efeito benéfico, provocando uma tendência à uniformização das tensões.

7. POSSIBILIDADE DE APARECIMENTO DE TRINCAS NO OLHAL

O aparecimento de trincas de fadiga, que conduzirão com maior ou menor rapidez à ruptura completa do olhal, depende da amplitude da variação das tensões superpostas à tensão uniforme e do número de repetições ou ciclos. Na ponte estudada, a variação das tensões entre a ponte com 0,667 t/m devido aos automóveis (valor aqui arbitrado apenas como referência) será dada por f_2 (1,09). Ou seja:

$$\sigma_{\text{médio}} \cong \frac{f_2 + 1}{2} \sigma_2 \cong 3,15 \text{ t/cm}^2 \quad (2)$$

$$\Delta\sigma = \text{amplitude} \cong (1,09 - 1,05) \sigma_2 = 0,04 \sim 0,05 \cdot \sigma_2$$

Isto é, uma variação de $\pm 5\%$ ou $\pm 0,16 \text{ t/cm}^2$. Tal valor, num diagrama de Goodman, indica uma vida bastante longa, o que confere com os 55 anos de uso da ponte. Entretanto, até a inauguração de uma nova ponte, todo o tráfego de caminhões e ônibus passava pela ponte em questão, o que elevou aquela amplitude durante muitos anos, ao longo dos quais os pesos de ônibus e caminhões aumentaram

continuamente. O vento pode ser um excitador de vibrações naturais na cadeia, principalmente nos seus trechos entre torres e respectivas ancoragens, onde:

$$D \cong \left[90m \cdot 0,35m \cdot \frac{1}{16} \cdot V^2 \right] C_D = 2C_D V^2 \quad (3)$$

Se $C_D = 0,8$, $D \cong 1,6 V^2$

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

Se $V = 108 \text{ km/h} = 30 \text{ m/s}$, $D = 1.440 \text{ kgf}$

Tendo em vista que a cadeia é praticamente reta pelo fato de estar tracionada, o arrasto pode gerar acréscimos ponderáveis de tração mesmo estaticamente, dependendo de sua maior ou menor rigidez transversal. Tal efeito, somado àqueles causados por vibração transversal da cadeia, pode atingir níveis elevados de variações de tensões. No local, com um vento avaliado grosseiramente em 40 km/h ou 10 m/s, podia-se notar facilmente, com a mão, a vibração lateral da cadeia de ancoragem.

8. EFEITO DA CORROSÃO GENERALIZADA

Parece-nos que o efeito mais grave sobre a resistência da ponte seja a corrosão generalizada. Como observado anteriormente, foi observada uma área apreciável de corrosão justamente na região de maior concentração de tensões. Temos então fatores adicionais de concentração de tensões: f_c – devido à redução de área, pela corrosão, avaliado em 1,1 (redução de 10% da área resistente); f_g – devido à influência da geometria da superfície corroída, é de difícil avaliação, pois depende dos raios mínimos, mas um valor representativo pode ser 2,0. Por aí se vê que há fortes possibilidades de ocorrência de fatores da ordem de 2,2 (ou mais) numa zona onde a geometria do olhal conduz a um fator inicial de concentração de tensões da ordem de 3 a 4. Deve-se, ainda, ponderar que o ambiente marítimo pode aumentar a velocidade da propagação das trincas.

9. COLAPSO DA PONTE POINT PLEASANT NO RIO OHIO

Bennett e Mindlin³ publicaram os resultados dos estudos feitos para se determinar a(s) causa(s) do colapso desta ponte, ocorrido em dezembro de 1967. Esta ponte foi projetada sob os mesmos princípios da ponte em questão, com elos presumivelmente de mesmo material, aço SAE 1060 (0,61%C, 0,65%Mn, 0,03%S), laminado, recalçado nas extremidades, temperado em água e revenido por 2 horas a

640°C, com escoamento mínimo garantido de 75.000 psi (5.820 kgf/cm²). A tensão admissível nos elos era também de 50.000 psi (3.520 kgf/cm²). O colapso ocorreu em consequência da fratura frágil de um elo, ao longo da seção diametral do olhal.

O exame da superfície da fratura revelou que ela se propagará a partir de duas trincas preexistentes, que se apresentam originalmente cobertas por uma camada de óxido aderente, e que tinham as dimensões mostradas na tabela 1.

O exame metalográfico revelou: (i) numerosas trincas partindo do furo do olhal, bastante ramificadas, características de corrosão sob tensão; (ii) descarbonetação superficial do material do elo; (iii) estrutura martensítica heterogênea em consequência da baixa temperabilidade do aço empregado. A inspeção de outros elos por várias técnicas não-destrutivas provou ser extremamente difícil em consequência da presença de produtos de corrosão na superfície e o dano causado pelas técnicas de limpeza tentadas. Os ensaios mecânicos tradicionais em corpos-de-prova retirados do elo fraturado deram os resultados mostrados nas tabelas 2 e 3.

Tabela 1. Dimensões das pré-trincas

Parâmetro	Trinca maior (cm)	Trinca menor (cm)
Profundidade (a)	0,3	0,1
Comprimento na superfície ($2c$)	0,71	0,51
$a/2c$	0,43	0,20

Tabela 2. Resultados do ensaio de tração

Localização	Limite de escoamento (kgf/cm ²)	Limite de resistência (kgf/cm ²)
Superfície	6.056	8.535
Centro	4.993	8.253
Estimado para o elo	5.704	8.451

Tabela 3. Resultados do ensaio Charpy V

Temperatura (°C)	Superfície (kgf · m)	Centro (kgf · m)
0	0,30	0,36
24	0,32	0,48
100	2,03	1,74

Estes resultados mostram que, apesar de o aço satisfazer as exigências quanto à resistência, apresenta-se extremamente frágil. Outros ensaios foram realizados, tais como: susceptibilidade ao trincamento por hidrogênio, susceptibilidade à corrosão sob tensão na presença de H_2S , velocidade de propagação de trinca sob tensões alternadas (fadiga) e, em particular, a tenacidade à fratura através do parâmetro K_{IC} (vide tabela 4).

Tabela 4. Resultados de tenacidade à fratura

Temperatura (°C)	K_{IC} (kgf/cm ^{3/2})
-18	3.570
0	4.690
21	5.100

A partir da equação de Irwin (equação 4) pode-se determinar um intervalo para o valor da tensão que provocou fratura frágil a partir das trincas preexistentes⁴, encontrando-se tensões da ordem do limite de escoamento do material ($5.300 \text{ kgf/cm}^2 < \sigma < 6.000 \text{ kgf/cm}^2$).

$$K_{IC} = 1,1\sigma \sqrt{\frac{\pi a_{\sigma}}{Q}} \quad (4)$$

Onde: σ = tensão de trabalho; a_{σ} = tamanho crítico da trinca; e Q = fator de forma da trinca, função de $a/2c$. Bennett e Mindlin³ concluíram ainda que as trincas preexistentes foram provocadas por corrosão sob tensão, provavelmente devida à presença de H_2S .

10. COMPARAÇÃO COM AS CONDIÇÕES DA PONTE EM ESTUDO

O material e o processo de fabricação dos elos da ponte em estudo são provavelmente os mesmos da ponte Point Pleasant, devendo, portanto, esperar-se características mecânicas análogas às encontradas por Bennett e Mindlin. As tensões de tração junto ao furo do olhal dos elos atinge, numa estimativa conservadora, o limite de escoamento do material. O colapso da ponte Point Pleasant ocorreu quando a temperatura ambiente era aproximadamente 0°C. Refazendo-se os cálculos do item anterior, tomando-se os valores de K_{IC} à temperatura ambiente (21°C) e tensões iguais ao limite de escoamento (5.280 kgf/cm^2), encontra-se o tamanho crítico de

duas trincas (uma esbelta e outra com características geométricas iguais ao da ponte Point Pleasant) capazes de provocar fratura frágil (vide tabela 5).

Tabela 5. Valores de tamanho crítico de trinca

Tipo de trinca	a (cm)	$2c$ (cm)
Geométricamente semelhante à da Point Pleasant	0,36	0,84
Esbelta ($a/2c < 10$)	0,20	2

Como se sabe, a ocorrência de corrosão sob tensão depende da conjugação de três fatores principais: material susceptível, tensões de tração e meio específico capaz de provocar o trincamento do material. Como o meio ambiente na ponte estudada é evidentemente diferente daquele da Point Pleasant, na ausência de informações sobre as características deste meio, como, por exemplo, presença de H_2S , não se pode afirmar que corrosão sob tensão ocorrerá nos seus elos. Entretanto, outros mecanismos, tais como fadiga e/ou *fretting*, poderiam provocar o aparecimento de trincas em regiões de difícil inspeção (furo no olhal), tornando-se praticamente impossível a sua detecção antes da ocorrência de fratura catastrófica, tendo em vista o tamanho crítico extremamente pequeno que estas trincas deveriam atingir devido à fragilidade do material.

11. CONCLUSÕES

- Do exposto, é razoável concluir-se que há risco de um colapso total da ponte. Pode-se afirmar que tal risco é grande, ainda que não seja possível estimar-se a sobrevida. Dada a importância da decisão de manter-se a ponte em uso (com risco para seus usuários) ou interditá-la (com grande incômodo para a população do local), recomendamos a interdição da ponte; adoção de medidas de segurança tendo em vista o possível colapso repentino da ponte sob seu próprio peso, e a apreciação das razões expostas, por outros engenheiros.
- Sugere-se que um programa de ensaios seja iniciado no sentido de se verificar as cargas atuantes, as características do material, particularmente tenacidade, e a agressividade do meio.

12. REFERÊNCIAS

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 geral de uma ponte tipo pênsil.



Figura 2. Aspecto típico dos olhais examinados. Notam-se os defeitos superficiais característicos de dobra de conformação mecânica, presentes em várias regiões dos olhais.



Figura 3. Aspecto da espessura de alguns olhais. Num deles se observa, com detalhe, a presença de defeitos característicos de dobra de conformação mecânica (seta).

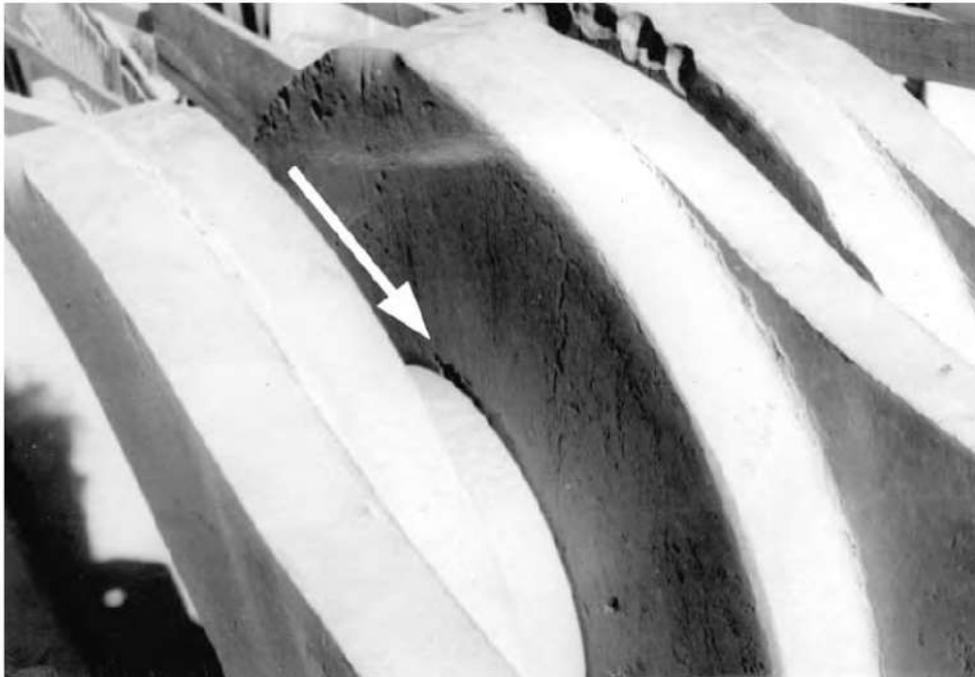


Figura 4. Aspecto de alguns olhais, mostrando que num deles os defeitos superficiais se estendem até regiões de máxima concentração de tensões do olhal (seta). Vide figura 7-c.

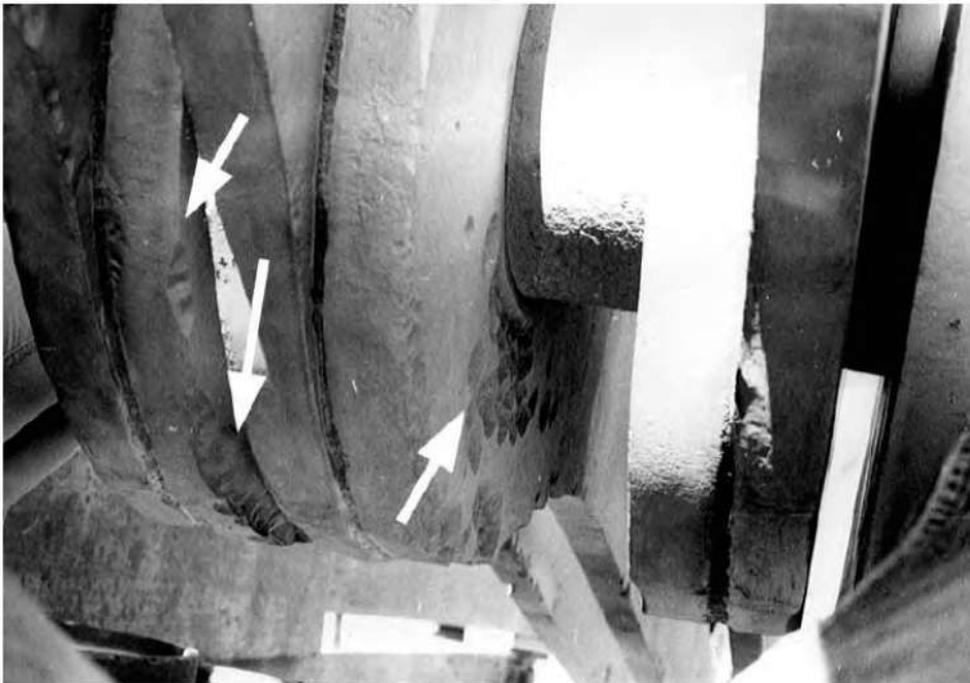


Figura 5. Aspecto de um olhal onde a corrosão generalizada, com a formação de superfícies cônicas, abrange praticamente toda a largura do olhal (setas), numa faixa de cerca de 10 cm.

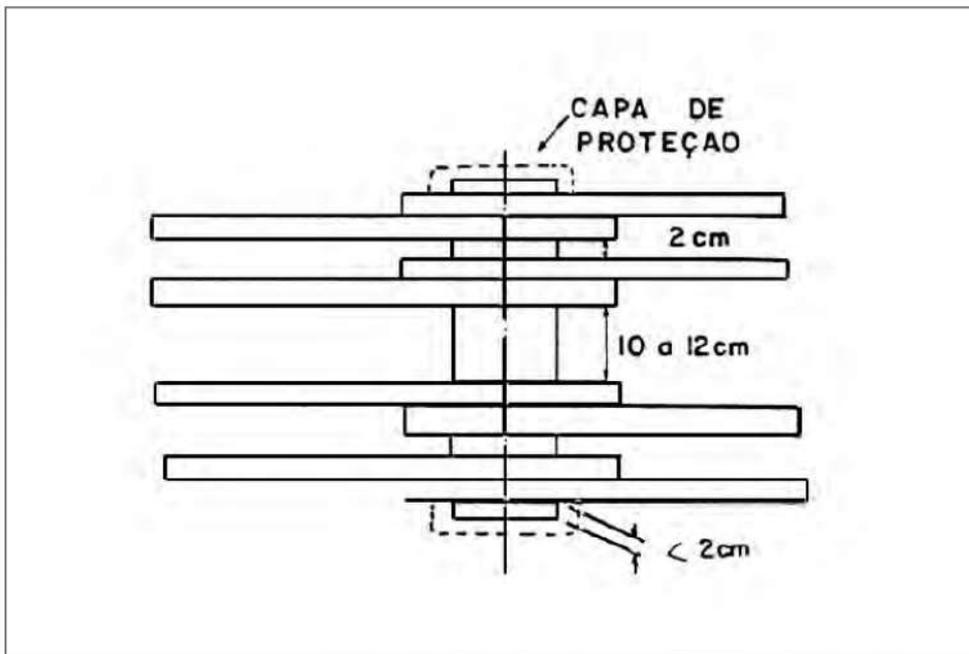


Figura 6. Exemplar de junta. A distribuição dos elos varia ao longo das cadeias.

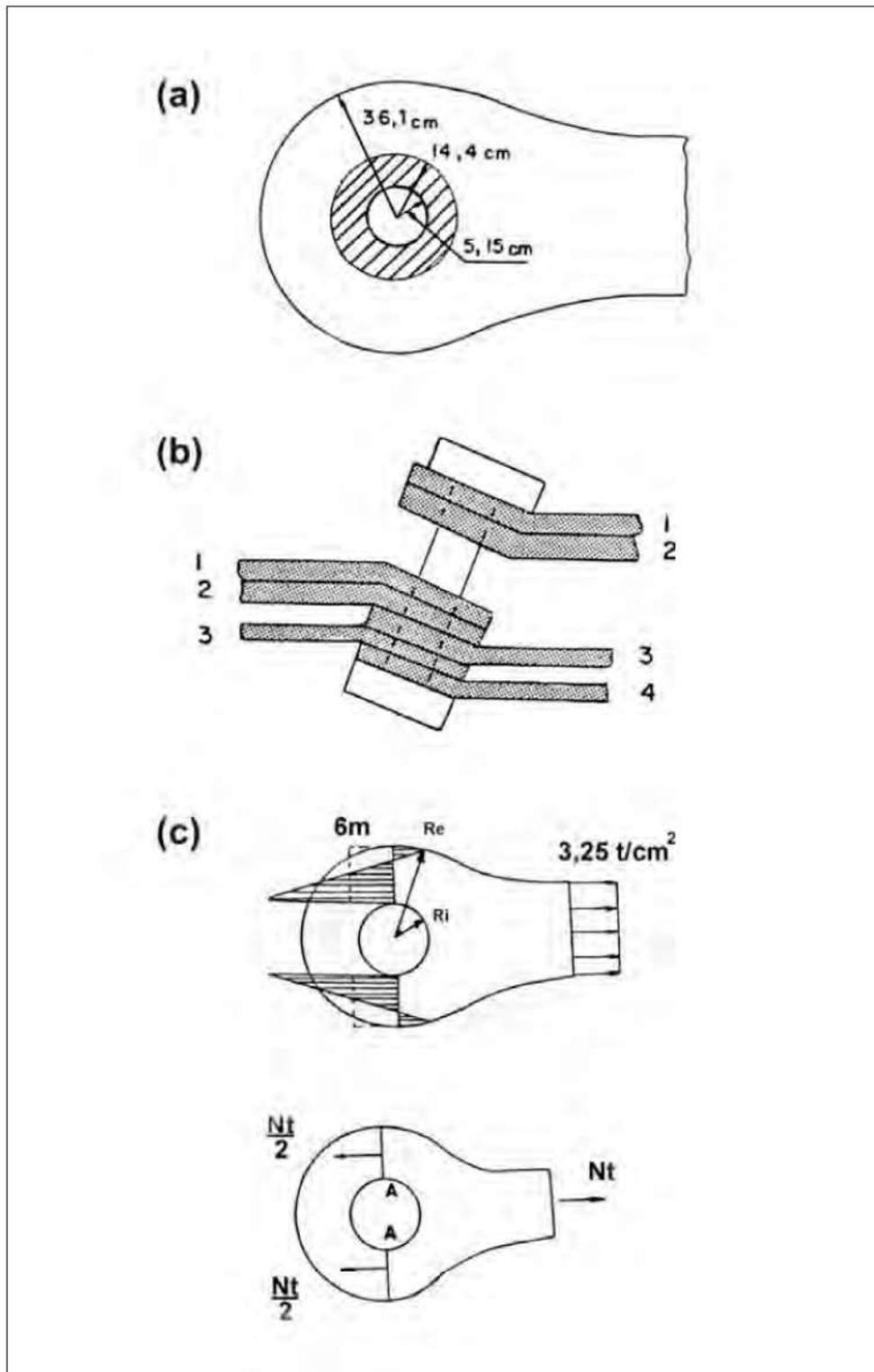


Figura 7. (a) Dimensões aproximadas de um olhal e de um pino oco. (b) Situação possível após o rompimento de um elo. (c) Tensões no olhal.

28

Análise de falha em cubo de roda de trem de pouso

Hamilton L. Ito* e Tibério Cescon*, 1981

1. INTRODUÇÃO

Este trabalho objetiva determinar as causas da ruptura de um cubo da roda do trem de pouso principal que ocorreu durante a operação de uma aeronave.

2. EXAMES REALIZADOS E RESULTADOS

2.1. Análise química

A composição química do material atende à especificação para a liga 2014 (ANSI/ASTM B247), conforme resultados mostrados na tabela 1. Esta liga de alumínio é tradicionalmente utilizada na fabricação de rodas de aeronaves.

2.2. Inspeção visual e exame metalográfico

As figuras 1 a 3, mostram respectivamente a peça como recebida, detalhe da região fraturada e o aspecto da superfície de fratura, onde pode-se observar a presença de quatro regiões distintas, que foram identificadas como I, II, III e IV. As regiões II, III e IV são características de fadiga. A superfície I, mostrada na figura 4, não exhibe evidências de área com propagação por fadiga. O exame

* Pesquisadores responsáveis pelo documento técnico.

metalográfico efetuado em corte paralelo à superfície de fratura I revelou microestrutura com intensa precipitação de intermetálicos em contorno de grão (figura 5), evidenciando um estado de superenvelhecimento do material.

Tabela 1. Resultados de análise química

Elemento	Teor (%)	AA 2014
Cu	4,5	3,9–5,0
Fe	0,20	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	balanço	balanço

2.3. Ensaio de dureza

O ensaio de dureza Brinell efetuado com carga de 4.904 N (500 kgf) e esfera de 10 mm de diâmetro forneceu valor médio de 116 HB. Para esta liga, com tratamento T6, esperam-se valores em torno de 135 HB, confirmando o estado superenvelhecido do material (baixa dureza). Medições de dureza Rockwell C na região de trabalho dos insertos de freio forneceram valor médio de 22 HRC, bem inferior ao mínimo de 38 HRC, recomendado pelo fabricante.

3. DISCUSSÃO

Os resultados indicam que a roda sofreu apreciável aquecimento que provocou trincamento do flange (região I da superfície de fratura). Esta trinca, não sendo removida por usinagem, propiciou o desenvolvimento de uma trinca de fadiga circunferencial (região II da superfície de fratura) e posteriormente fadiga por torção no cubo (regiões III e IV da superfície de fratura).

4. CONCLUSÃO

A ruptura da peça ocorreu por fadiga que teve início em trinca de natureza térmica ocorrida no flange.

5. FIGURAS



Figura 1. Aspecto da roda como recebida. Seta indica a região fraturada.

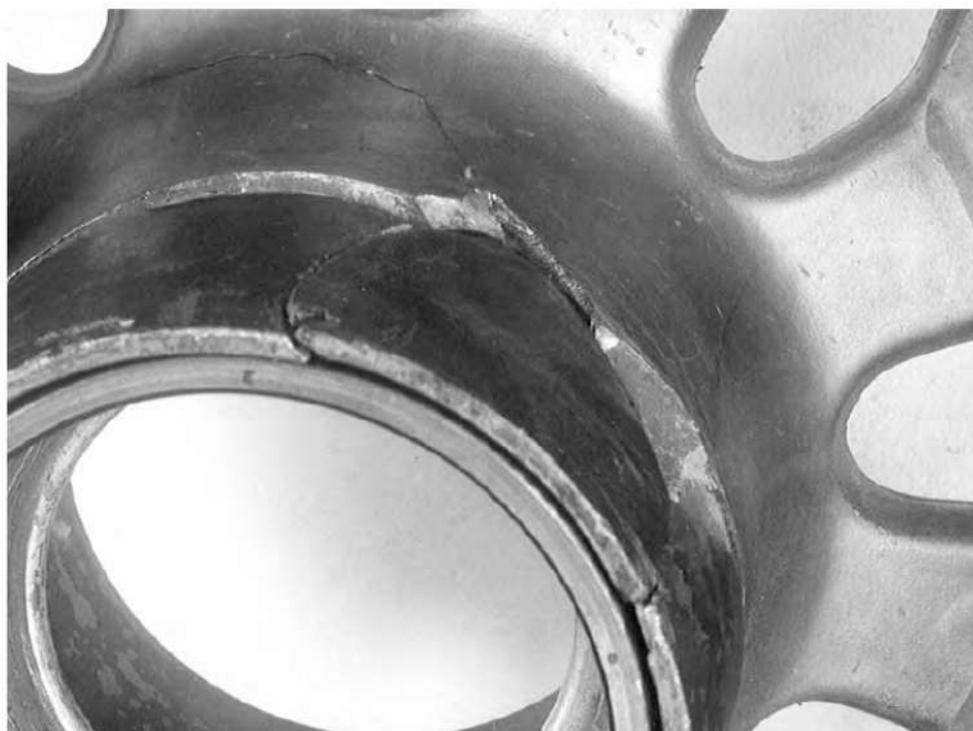


Figura 2. Detalhe mostrando a região da fratura.

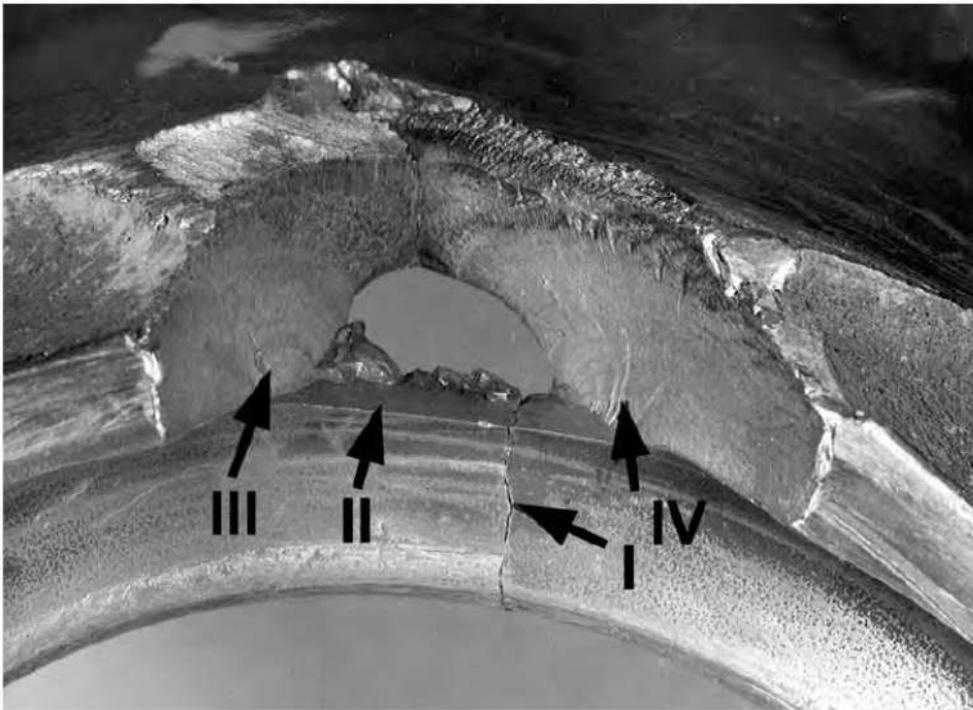


Figura 3. Aspecto da superfície de fratura. As regiões II, III e IV sofreram ruptura de desenvolvimento progressivo de fadiga.

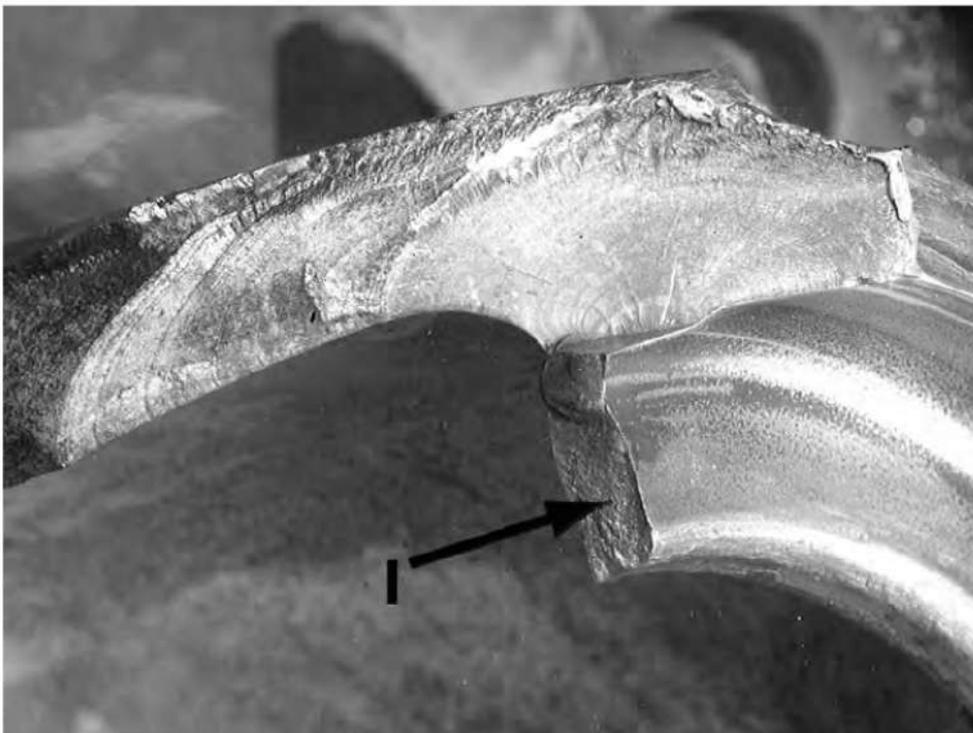


Figura 4. Aspecto da superfície de fratura, evidenciando a região I.

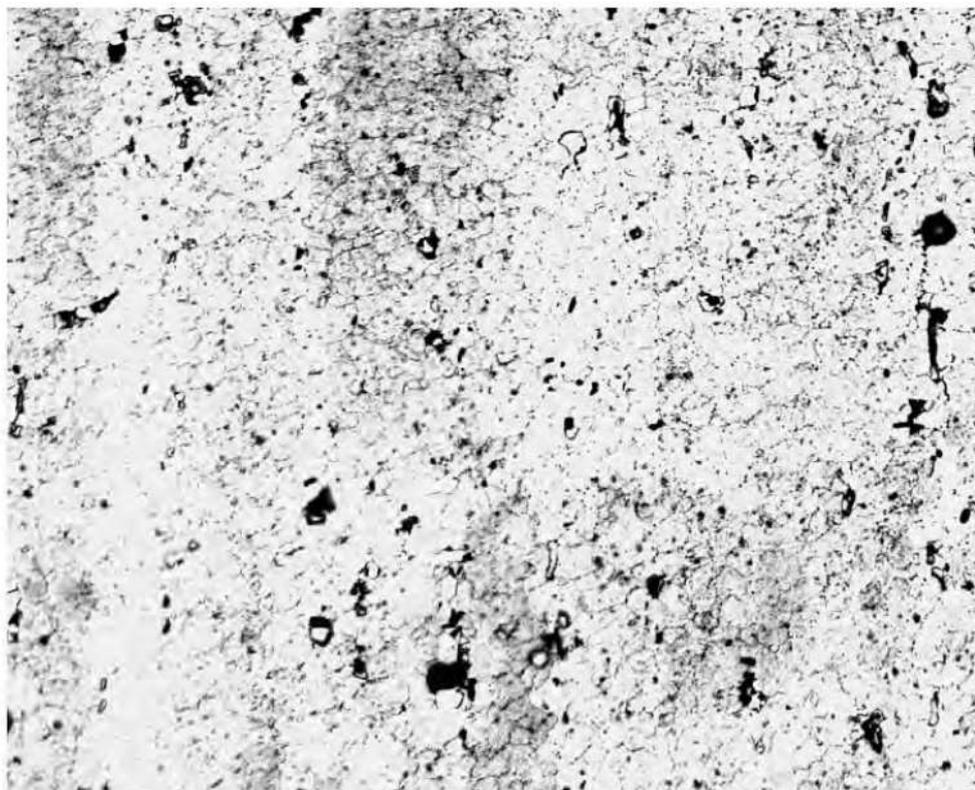


Figura 5. Precipitados de CuAl_2 e partículas insolúveis de $(\text{Fe, Mn})_3\text{SiAl}_{12}$ em matriz de alumínio (fase α). A intensa precipitação de CuAl_2 em contornos de grão indica superenvelhecimento. Reativo de Keller. 400X.

29

Investigação sobre a fragilização de ferro fundido maleável ferrítico

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

1. INTRODUÇÃO

Com a finalidade de se identificar a natureza da fragilização observada em ferro fundido maleável ferrítico, foram enviadas para análise amostras declaradas sem fragilização (amostras identificadas como NF1 e NF2) e amostras que apresentam fragilização (amostras F1 e F2). O estudo foi feito de modo comparativo, utilizando-se um espectrômetro de elétrons Auger equipado com dispositivo de fratura na câmara de alto vácuo para o estudo de segregações. Adicionalmente ao exame pela microsonda Auger, as fraturas das amostras rompidas na câmara de alto vácuo foram examinadas no microscópio eletrônico de varredura.

2. ENSAIOS REALIZADOS

2.1. Exame ao microscópio eletrônico de varredura

O exame ao microscópio eletrônico de varredura das fraturas das amostras declaradas como não fragilizadas (NF1 e NF2) revelou tratar-se de fraturas dúcteis formadas por alvéolos nucleados em inclusões do material. As figuras 1 e 2 ilustram o aspecto característico destas fraturas. As fraturas das amostras declaradas

* Pesquisadores responsáveis pelo documento técnico.

fragilizadas apresentam fratura mista formada por alvéolos e substancial fração de fratura intergranular. O aspecto característico destas fraturas são mostrados nas figuras 3 e 4.

2.2. Exame com microsonda Auger

O exame com microsonda Auger foi realizado para verificar possível presença de segregação em contornos de grão para justificar a mudança de micromecanismos de fratura de dúctil para intergranular. Face a dificuldade deste exame, foram analisados diferentes pontos das amostras em regiões com fraturas intergranular e alvéolos. As figuras 5 a 8 ilustram os espectros de elétrons Auger representativos das quatro amostras. Nas amostras não fragilizadas e nas regiões de ruptura das amostras fragilizadas não foram verificados picos significativos de elementos segregáveis. Nas regiões intergranulares das amostras fragilizadas observou-se apreciável elevação do pico de fósforo (120 eV). Para uma avaliação semi-quantitativa da concentração destes elementos foram calculadas as relações entre os picos de fósforo 120 eV e do pico de ferro 562 eV, encontrando-se os valores 0,82 para a amostra F1 e 0,88 para a amostra F2. Nas amostras não fragilizadas esta relação não foi calculada, pois o pico de fósforo é muito reduzido. Quanto aos demais elementos, os espectros de todas as amostras são semelhantes.

3. CONCLUSÕES

- As amostras fragilizadas exibem apreciável fração de fratura intergranular.
- Nas amostras fragilizadas observa-se, nas regiões intergranulares, forte segregação de fósforo para os contornos de grão. Esta segregação deve ocorrer durante o ciclo de maleabilização e é similar à fragilização de revenido de duas etapas, que ocorre devido à segregação de solutos para os contornos de grão.

4. FIGURAS

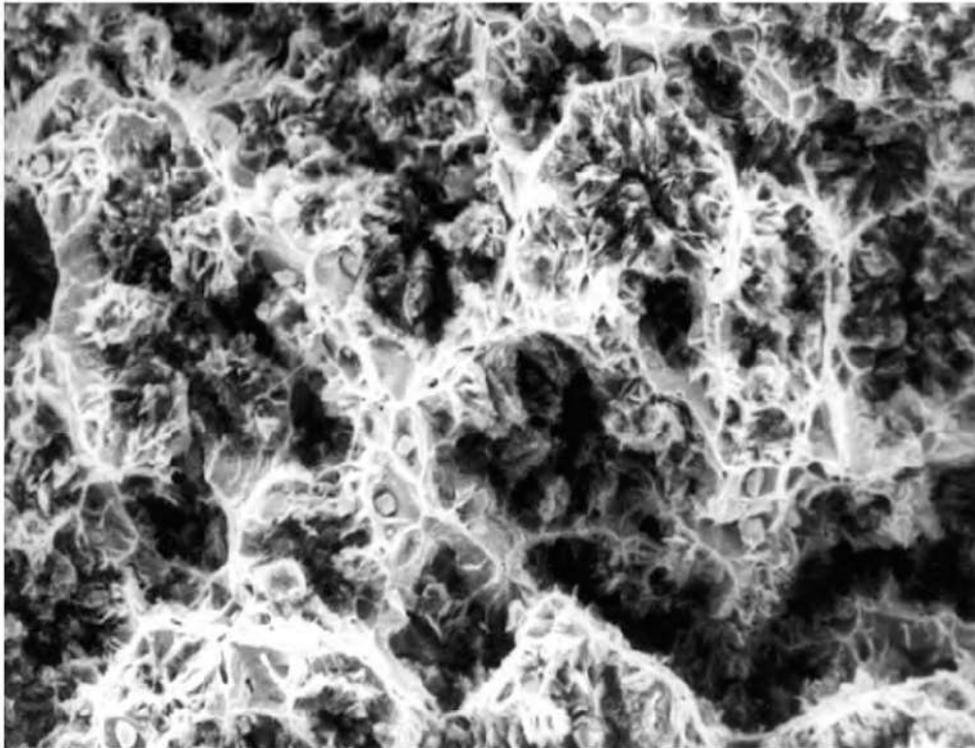


Figura 1. Amostra NF1. Fratura dúctil por formação de alvéolos. MEV-SEI. 300X.

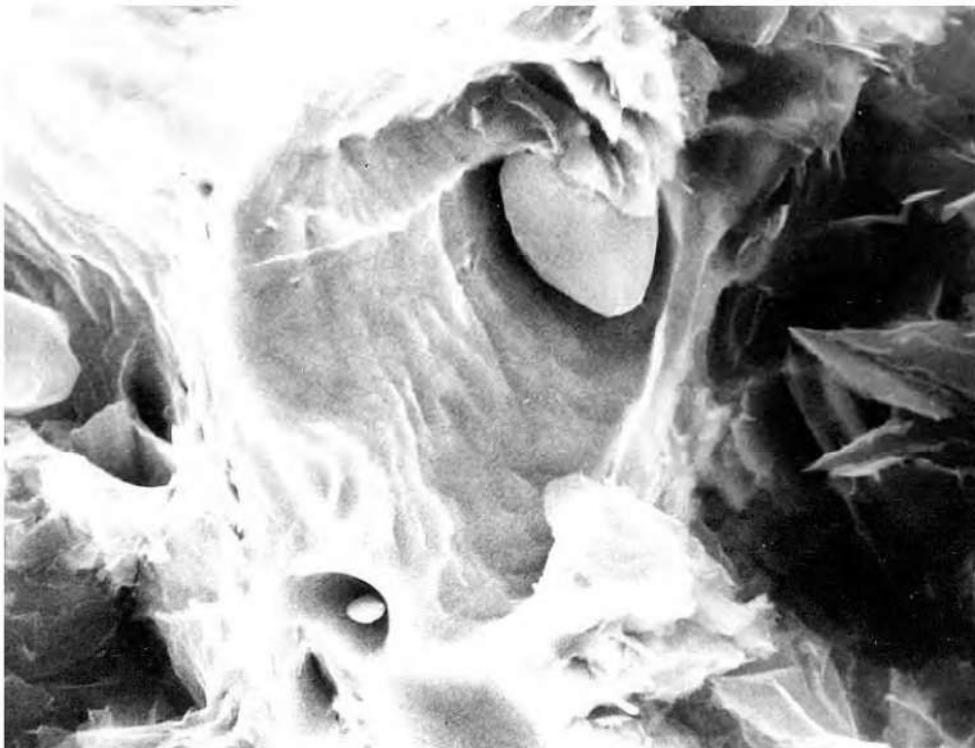


Figura 2. Amostra NF1. Detalhe com maior ampliação. Alvéolos nucleados em inclusões. MEV-SEI. 3.000X.

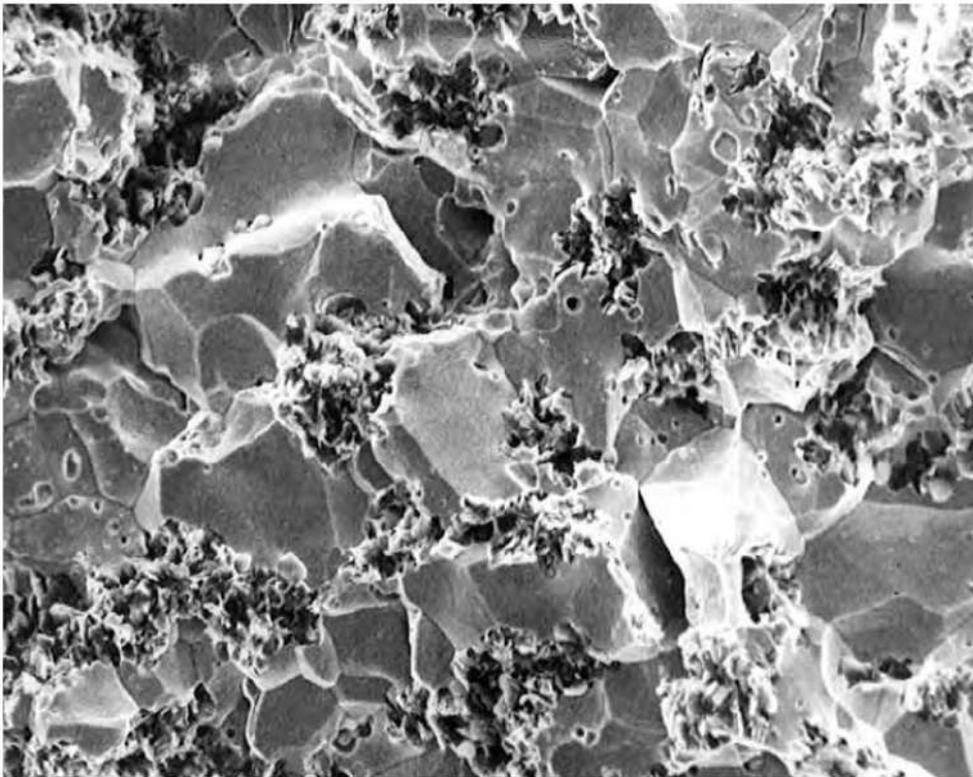


Figura 3. Amostra F1. Fratura mista formada por substancial fração de fratura por clivagem intergranular bem como alvéolos. MEV-SEI. 300X.

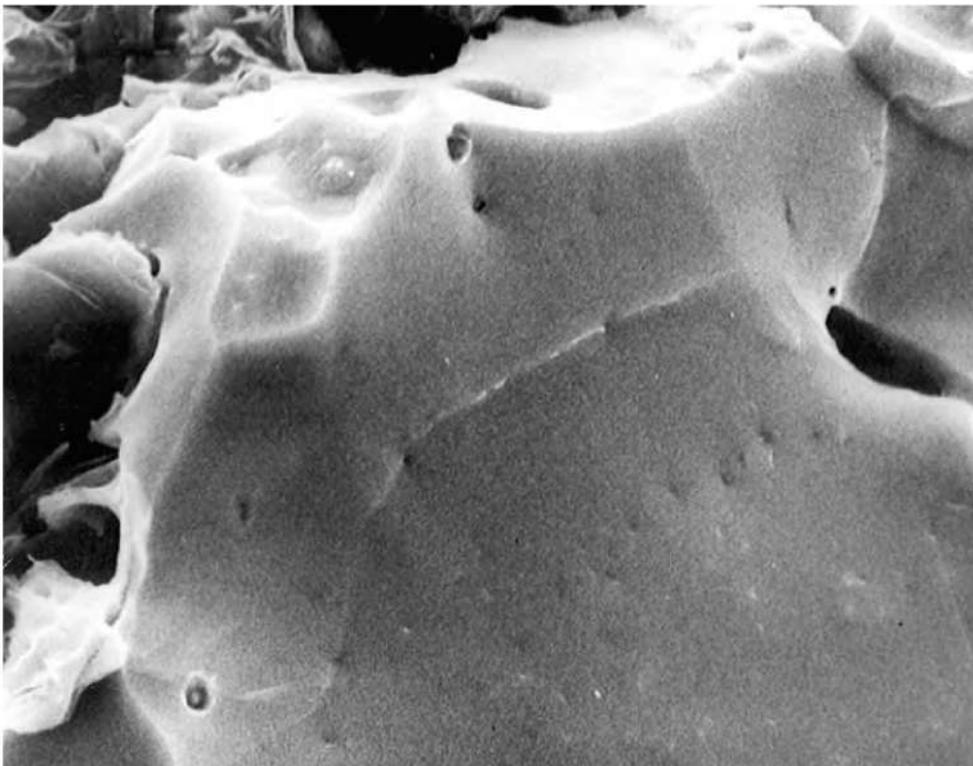


Figura 4. Amostra F1. Detalhe da região com ruptura predominantemente intergranular. MEV-SEI. 3.000X.

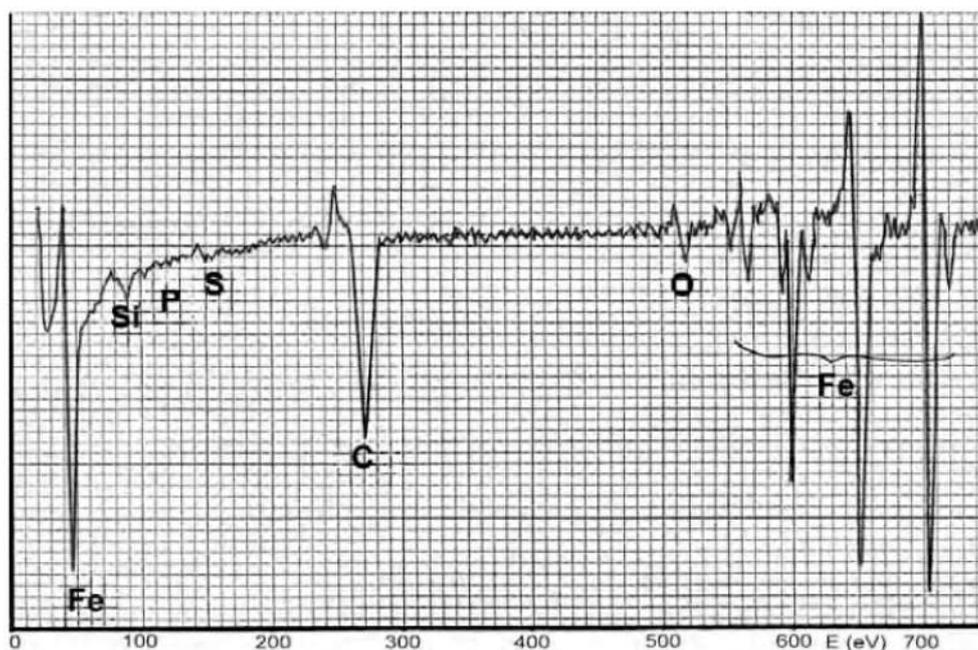


Figura 5. Amostra NF2. Espectro de elétrons Auger. $E_p = 3 \text{ kV}$, $i_p = 0,5 \text{ uA}$, $V_{\text{mod}} = 6 \text{ eV}$, $V_{\text{mult}} = 1,65 \text{ kV}$.

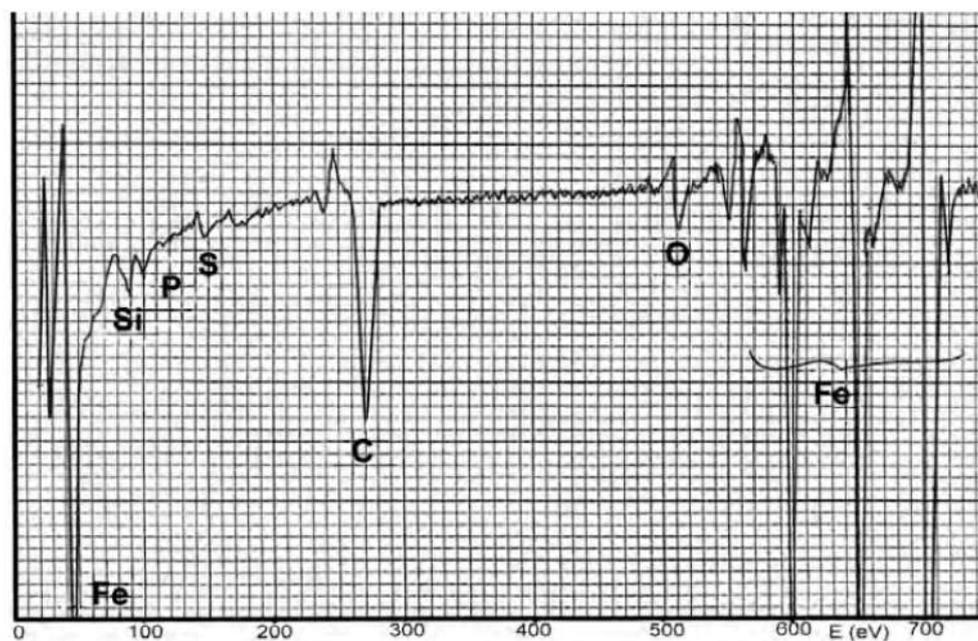


Figura 6. Amostra NF1. Espectro de elétrons Auger. $E_p = 3 \text{ kV}$, $i_p = 0,5 \text{ uA}$, $V_{\text{mod}} = 6 \text{ eV}$, $V_{\text{mult}} = 1,65 \text{ kV}$.

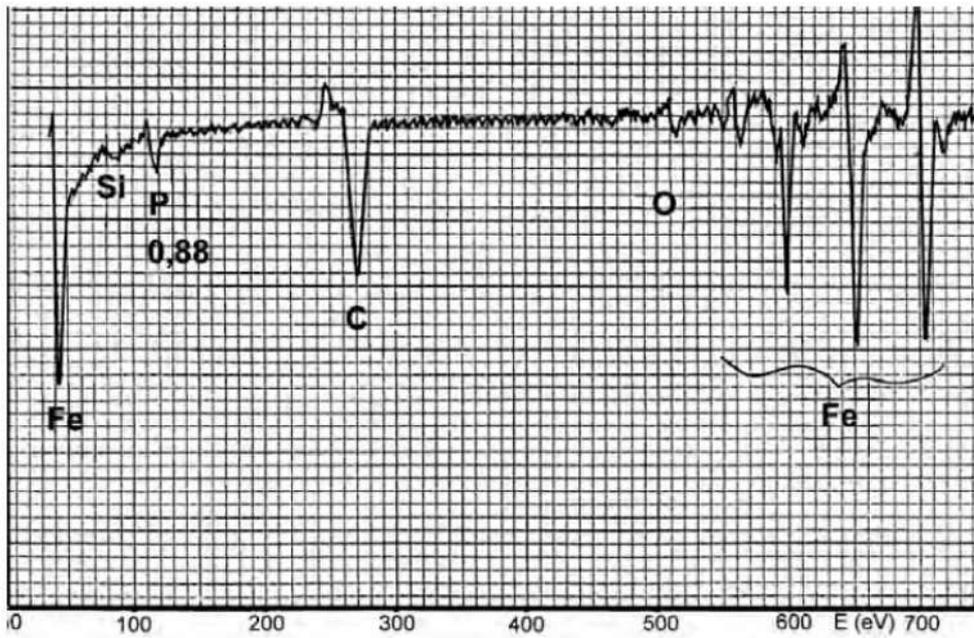


Figura 7. Amostra F1. Espectro de elétrons Auger. A razão entre a intensidade dos picos de fósforo e ferro = 0,88. $E_p = 3$ kV, $i_p = 0,5$ μ A, $V_{mod} = 6$ eV, $V_{mult} = 1,65$ kV.

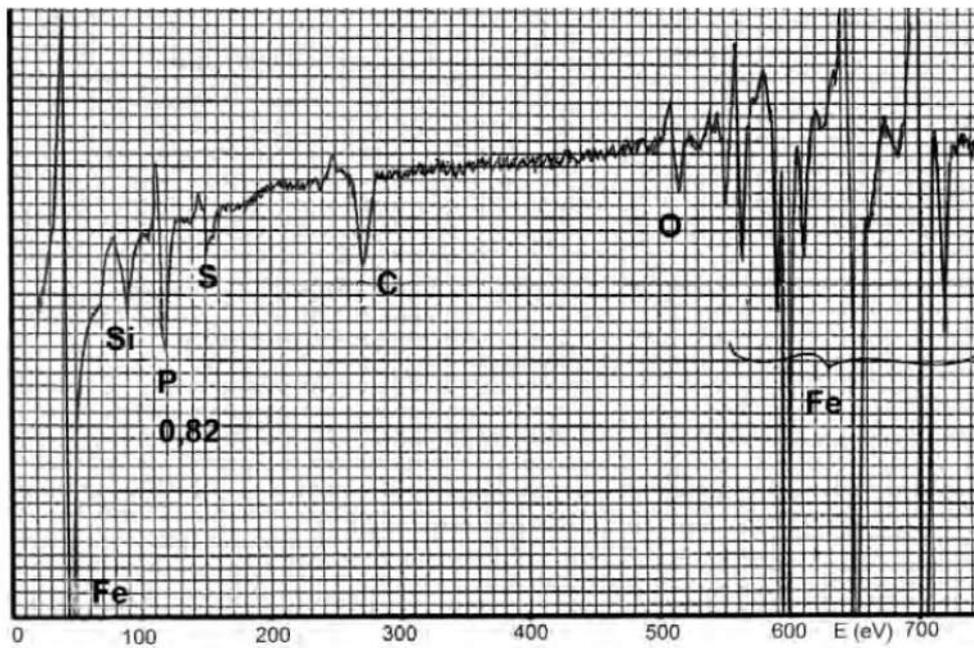


Figura 8. Amostra F2. Espectro de elétrons Auger. A razão entre a intensidade dos picos de fósforo e ferro = 0,82. $E_p = 3$ kV, $i_p = 0,5$ μ A, $V_{mod} = 6$ eV, $V_{mult} = 1,65$ kV.

30

Análise de falha em componentes de aço *maraging* 350

Tibério Cescon*, 1984

1. INTRODUÇÃO

Para a fabricação de rotores e cilindros de ultracentrífugas foi utilizado um aço *maraging* 350 de fabricação experimental. Durante o desenvolvimento do projeto, houve fraturas dos componentes em rotações abaixo do limite previsto. Para o estudo da origem das falhas, foram examinados os seguintes componentes:

- a) tarugo forjado da corrida utilizada na fabricação dos componentes;
- b) rotor nº 3 fabricado por usinagem e submetido a tratamento de solubilização e envelhecimento;
- c) cilindro II obtido por usinagem e submetido a tratamento de solubilização e envelhecimento;
- d) cilindro IV fabricado por estiramento a partir do tarugo e submetido a tratamento de solubilização e envelhecimento. Este componente trincou espontaneamente dois dias após o tratamento térmico.

2. ENSAIOS REALIZADOS E RESULTADOS

Submeteram-se os componentes a exames de composição química, metalográfico, fractográfico, por microsonda convencional e de elétrons Auger.

* Pesquisador responsável pelo documento técnico.

2.1. Exame do rotor 3

A fratura do rotor 3 é macroscopicamente frágil, com presença de pequeno lábio de cisalhamento na região de ruptura final (figura 1). O micromecanismo da fratura é misto, isto é, intergranular com alvéolos na região de origem (figura 2) com transição para alvéolos na região central (figura 3).

2.2. Exame do cilindro II

O cilindro II fraturou de forma frágil em inúmeros fragmentos. A fratura é predominantemente intergranular junto à superfície com propagação transgranular predominantemente por quasiclivagem (figuras 4 e 5). A microestrutura mostra tratar-se de aço *maraging* tratado termicamente com dureza 58,6 HRC, exibindo granulação grosseira e precipitação intergranular (figura 6).

2.3. Exame do cilindro V

O cilindro V trincou espontaneamente após tratamento térmico. A trinca se desenvolveu ao longo de uma geratriz e com uma abertura tal que o diâmetro médio original $D_0 = 157,4$ mm passou para $D = 162,5$ mm. Considerando-se que a espessura média da parede do cilindro é de 5 mm, pode-se estimar que a ruptura se deu com tensões residuais de tração da ordem de 254 MPa.

O material apresenta granulação fina e fratura frágil predominantemente intergranular e por quasiclivagem, com pequena quantidade de alvéolos (figura 7). O exame metalográfico sem ataque evidenciou que o processo de manufatura introduziu uma alteração superficial do aço (figura 8). O exame por microsonda constatou nesta região superficial a presença de zinco, oxigênio e fósforo.

2.4. Exame do tarugo

A análise química de dois tarugos pertencentes à corrida que deu origem às peças examinadas é mostrada na tabela 1. O nível de inclusões é reduzido. Entretanto, foram encontradas inclusões idiomórficas de titânio com até 6 μm e inclusões alinhadas ricas em zircônio e enxofre, com comprimento total de até 60 μm . O ensaio de dureza Brinell, realizado com carga de 29.421 N (3.000 kgf) e esfera de 10 mm, forneceu os seguintes resultados: tarugo A = 363 HB; tarugo B = 363 HB.

Tabela 1. Resultados de análise química

Elemento	Tarugo A (%)	Tarugo B (%)
Ni	17,9	17,1
Co	12,8	12,7
Mo	3,70	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. Ensaios adicionais

Amostras do tarugo A foram submetidas aos tratamentos térmicos abaixo relacionados e submetidos a ensaios de dureza e impacto (vide resultados na tabela 2). Adicionalmente, as amostras submetidas ao tratamento “b” foram ensaiadas ao impacto (orientação L-R) em diferentes temperaturas (vide tabela 3):

- a) solubilizado a 815°C por 1 h e resfriado em óleo;
- b) solubilizado a 815°C por 1 h, resfriado em óleo e envelhecido por 4 h a 480°C;
- c) solubilizado a 815°C por 1 h, resfriado em óleo e envelhecido por 8 h a 480°C;
- d) solubilizado a 815°C por 1 h, resfriado em óleo e envelhecido por 3 h a 540°C;
- e) solubilizado a 815°C por 1 h, resfriado em óleo e envelhecido por 1 h a 590°C;
- f) dupla solubilização a 875°C por 1 h + 815°C por 1 h, com resfriamento a óleo;
- g) dupla solubilização a 875°C por 1 h + 815°C por 1 h, com resfriamento a óleo e envelhecimento de 4 h a 480°C.

Os resultados dos ensaios após tratamentos térmicos são apresentados nas tabelas 2 e 3.

O exame fractográfico dos corpos-de-prova submetidos ao ensaio de impacto não diferem substancialmente da fratura encontrada nas amostras dos rotores e cilindros, com exceção da amostra submetida ao tratamento “a”, que apresentou fratura por alvéolos com distribuição bimodal de tamanhos em toda a seção (figura 9). As demais exibiram fratura intergranular na superfície, na região

Tabela 2. Resultados de dureza e impacto para os tratamentos térmicos indicados

Tratamento 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

* Corpo-de-prova com orientação L-R.

Tabela 3. Influência da temperatura nos resultados do ensaio de impacto para amostras submetidas ao tratamento “b”

T (°C)	Charpy (kg.m)*
-196	0,20
-40	0,50
+20	0,60
+98	0,60

* Corpo-de-prova com orientação L-R.

junto ao entalhe, estendendo-se por uma profundidade variável, com mudança para uma fratura predominantemente transgranular por quasiclivagem.

Finalmente, efetuou-se a verificação da natureza dos precipitados em contorno de grão nas fraturas intergranulares. Em amostras fraturadas na câmara de alto vácuo do espectroscópio Auger, foram feitas análises comparativas nos contornos de grãos e na matriz dos rotor 3 e nos cilindros II e V. Os resultados evidenciaram enriquecimento em titânio na região com precipitados.

3. DISCUSSÃO

3.1. Material

A composição química atende ao especificado na MIL-S-46850 para o *maraging* 350 com exceção dos elementos cobalto 12,8% (especificado: 11,5–12,5%),

titânio 1,77% (especificado: 1,3–1,6%) e molibdênio 3,7% (especificado: 4,6–5,2%). Deve-se salientar que alguns fabricantes deste aço utilizam composições diversas como a INCO, com composição nominal 17,5Ni-3,8Mo-12,5Co-1,7Ti.

A literatura sobre a contribuição da composição química no processamento e propriedades do 18Ni (350) é escassa. Sabe-se que a redução de intersticiais e baixos níveis de Si, Mn e S melhoram a ductilidade e a tenacidade. A adição de B e Zr é citada como protetores contra a precipitação de carbonetos e nitretos de titânio nos contornos dos grãos de austenita e que teores elevados de Mo e Ti aumentam a microsegregação durante a solidificação.

O processo de manufatura do aço não havia sido informado, mas a quantidade de inclusões observado no tarugo é baixa, com exceção de alguns locais com inclusões alinhadas contendo titânio, zircônio e enxofre com comprimento total de até 60 μm e inclusões idiomórficas contendo titânio com até 6 μm . Nos exames das fraturas não observamos associação dessas inclusões com a nucleação das trincas que provocaram as fraturas examinadas.

Amostras tratadas termicamente em laboratório atingiram dureza elevada: 58,7 HRC quando solubilizada a 815°C e envelhecida 4 h a 480°C e 59,2 HRC com envelhecimento de 8 h a 480°C. Ensaios de impacto mostraram pouca sensibilidade a variações de temperatura, e os valores obtidos na temperatura ambiente foram inferiores ao especificado na MIL-S-546850 ($> 0,83 \text{ kg.m}$). O exame por microscópio eletrônico de varredura das amostras ensaiadas por impacto evidenciou fratura por alvéolos apenas na amostra solubilizada. As demais exibiram fratura intergranular na região junto ao entalhe, com transição em profundidade variável para fratura predominantemente transgranular por quasiclivagem. A dupla solubilização utilizada causou apenas leve refino do grão e aumentou a fração de fratura intergranular.

3.2. Rotor

O rotor 3 rompeu de modo frágil, com presença apenas de um pequeno lábio de cisalhamento na região de ruptura final. O micromecanismo da fratura é misto, isto é, intergranular com alvéolos na interface e transgranular por alvéolos. Os exames por microscopia Auger e microsonda EDS confirmaram enriquecimento em titânio, indicando a presença de fragilização por precipitação intergranular.

3.3. Cilindros

O cilindro II exibe granulação grosseira e fratura frágil, predominantemente por quasiclivagem, exceto junto à superfície, onde predomina a fratura intergranular devido a uma precipitação intergranular mais acentuada. O cilindro V exibiu granulação fina e fratura frágil, predominantemente intergranular e quasiclivagem com pequena quantidade de alvéolos. O exame por microsonda evidenciou na região superficial, um enriquecimento nos elementos zinco, oxigênio e fósforo, provavelmente provenientes do fosfato de zinco utilizado na extrusão e não removido antes dos tratamentos térmicos, resultando na difusão desses elementos no aço. Neste cilindro, a deformação a frio com elevadas reduções pode ter introduzido texturas que acarretam redução na tenacidade do material.

4. CONCLUSÕES

- A composição química do tarugo com relação aos principais elementos de liga é compatível com algumas especificações de fabricantes deste aço, mas apresenta desvios com relação aos requisitos da norma MIL-S-46850.
- Amostras do tarugo submetidas a tratamentos térmicos exibiram susceptibilidade do material à fragilização térmica.
- Todos os componentes examinados romperam de forma frágil sem qualquer evidência de deformação macroscópica. A presença de fratura intergranular deve ser atribuída à precipitação de carbonetos (carbonitretos) de titânio causada pelo processamento do aço ou pelo tratamento térmico realizado. Os micromecanismos de fratura dos componentes foram predominantemente frágeis e incompatíveis com as exigências de ductilidade e tenacidade do *maraging* 18Ni (350).
- O cilindro extrudado (cilindro V) apresentou, adicionalmente, oxidação e introdução de elementos nocivos (P, Zn, O) por difusão, devido à presença de resíduos de lubrificantes não removidos antes dos tratamentos térmicos.

5. REFERÊNCIAS

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

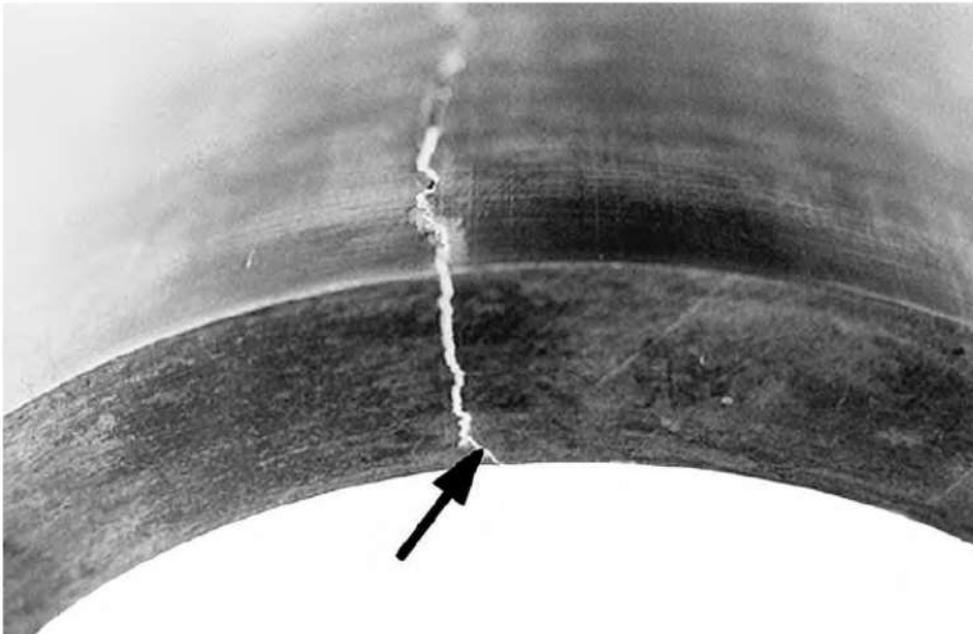


Figura 1. Aspecto do rotor 3. Fratura sem deformação macroscópica com pequeno lábio de cisalhamento no final da ruptura (seta).

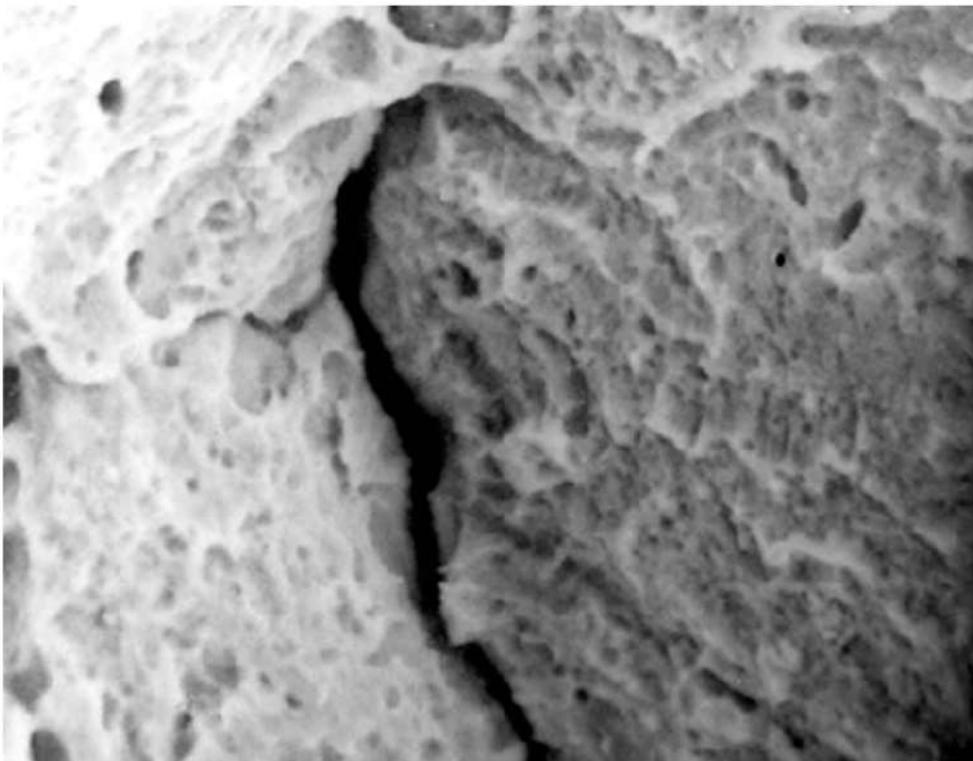


Figura 2. Rotor 3. Aspecto da superfície da fratura dúctil intergranular. MEV. 3.000X.

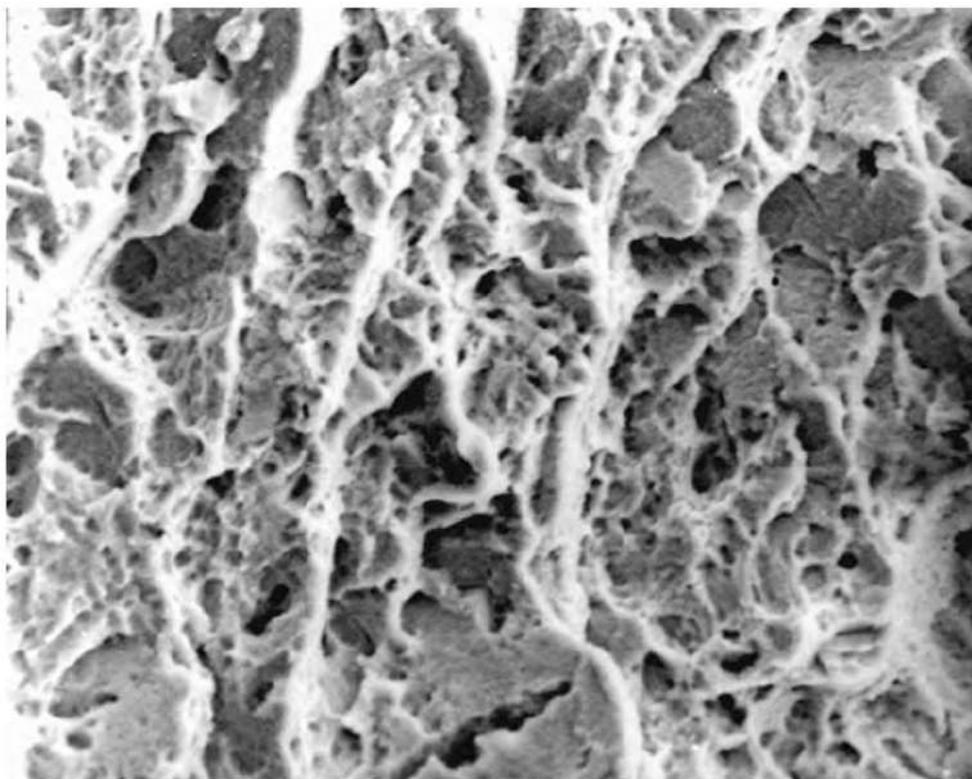


Figura 3. Rotor 3. Aspecto da região transgranular formada por alvéolos. MEV. 1.500X.



Figura 4. Aspecto da fratura de um dos fragmentos do cilindro II. Fratura transgranular predominante por quasiclivagem em toda a seção, exceto junto à superfície (ver figura 5). MEV. 300X.

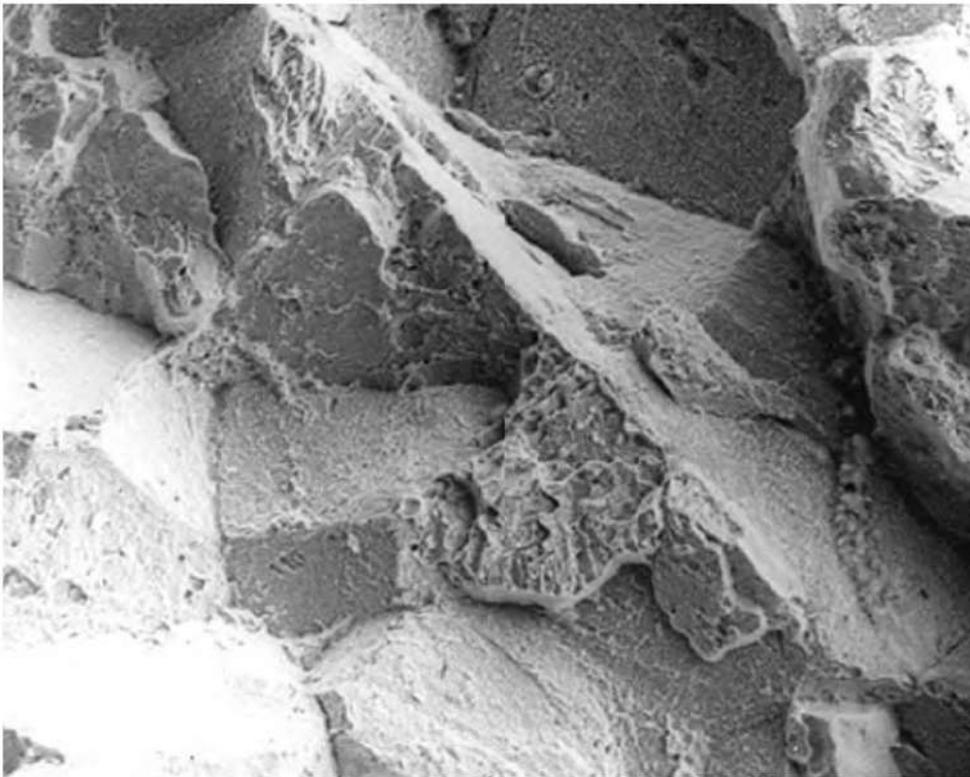


Figura 5. Aspecto da fratura junto à superfície do fragmento do cilindro II examinado na figura 4. Fratura intergranular. MEV. 300X.



Figura 6. Microestrutura do cilindro II. Martensita revenida com granulação grossa e precipitação intergranular. Estrutura de aço *maraging* solubilizado e envelhecido. Reativo de $\text{HCl-NH}_4\text{OH-CuCl}_2\text{-H}_2\text{O}$. 100X.

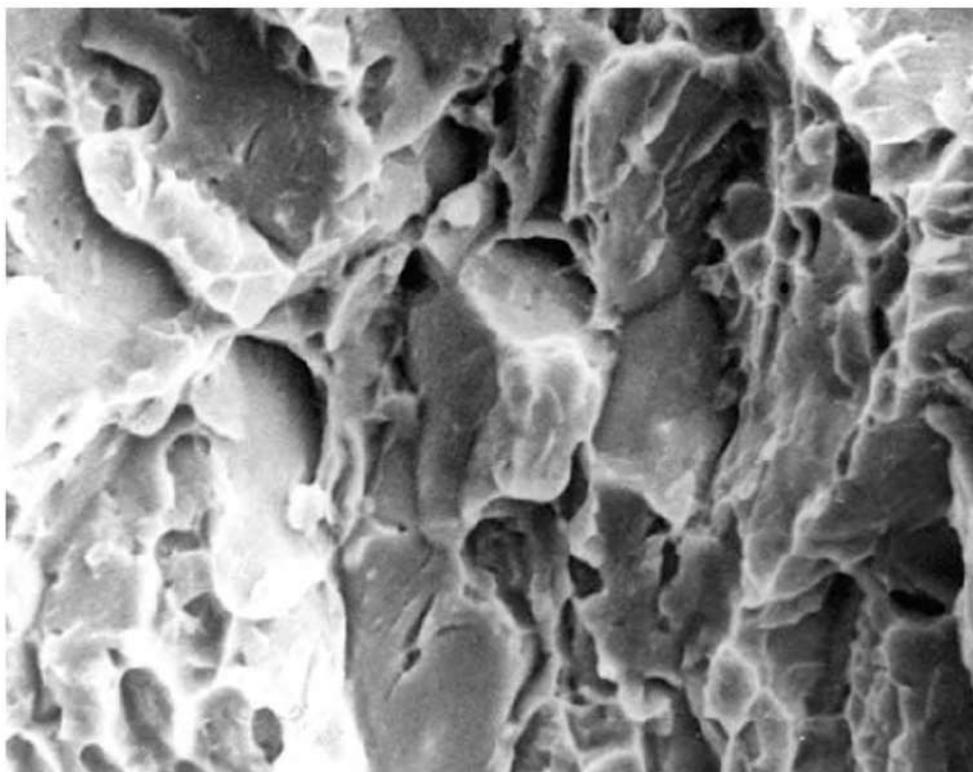


Figura 7. Cilindro V. Fratura frágil com elevada fração de ruptura intergranular, clivagem, quasi-clivagem e pequena fração de alvéolos. MEV. 3.000X.



Figura 8. Cilindro V. Aspecto da microestrutura do material do cilindro junto à superfície. Sem ataque, 100X.



Figura 9. Amostra do tarugo A, submetido ao tratamento térmico “a” (solubilização a 815°C por uma hora seguida de resfriamento em óleo). Fratura dúctil com alvéolos, apresentando uma distribuição bimodal. MEV. 1.500X.

31

Análise de falha em palhetas de compressor de ar

Tibério Cescon*, 1984

1. INTRODUÇÃO

Investigou-se a falha prematura em uso de duas palhetas de um compressor de ar.

2. EXAMES REALIZADOS E RESULTADOS

2.1. Análise química

A análise química forneceu o seguinte resultado: C = 0,21%; Cr = 13,5%; Si = 0,90%; Mn = 0,42%; P = 0,01%; S = 0,01%, atendendo à composição especificada para o aço inoxidável DIN 20Cr13.

2.2. Exame da superfície de fratura

O aspecto da fratura da palheta é característico de ruptura por fadiga (figura 1). A superfície das palhetas exhibe intenso ataque corrosivo por pites, principalmente nas bordas de ataque e fuga na face côncava (intradorso). O processo atuou inclusive na superfície formada pela propagação da trinca de fadiga (figuras 2 a 4).

* Pesquisador responsável pelo documento técnico.

2.3. Exame metalográfico

O exame metalográfico evidenciou tratar-se de peça de aço inoxidável martensítico, forjada, temperada e revenida. Foi observado um nível elevado de inclusões ricas em silício, alumínio e cálcio. Nos pites observa-se alta concentração de contaminantes (cloro e enxofre) e a freqüente associação dos pites com inclusões que afloram na superfície (figuras 5 a 9).

3. CONCLUSÕES

- As peças examinadas apresentam regiões com acentuada corrosão por pite, devido ao ataque químico por agentes poluidores da atmosfera.
- A ruptura examinada se deu por desenvolvimento progressivo e a presença dos pites acelerou o processo de nucleação da trinca de fadiga.
- A presença de elevado nível de inclusões pode ter contribuído para a aceleração do processo de fratura das palhetas.

4. FIGURAS

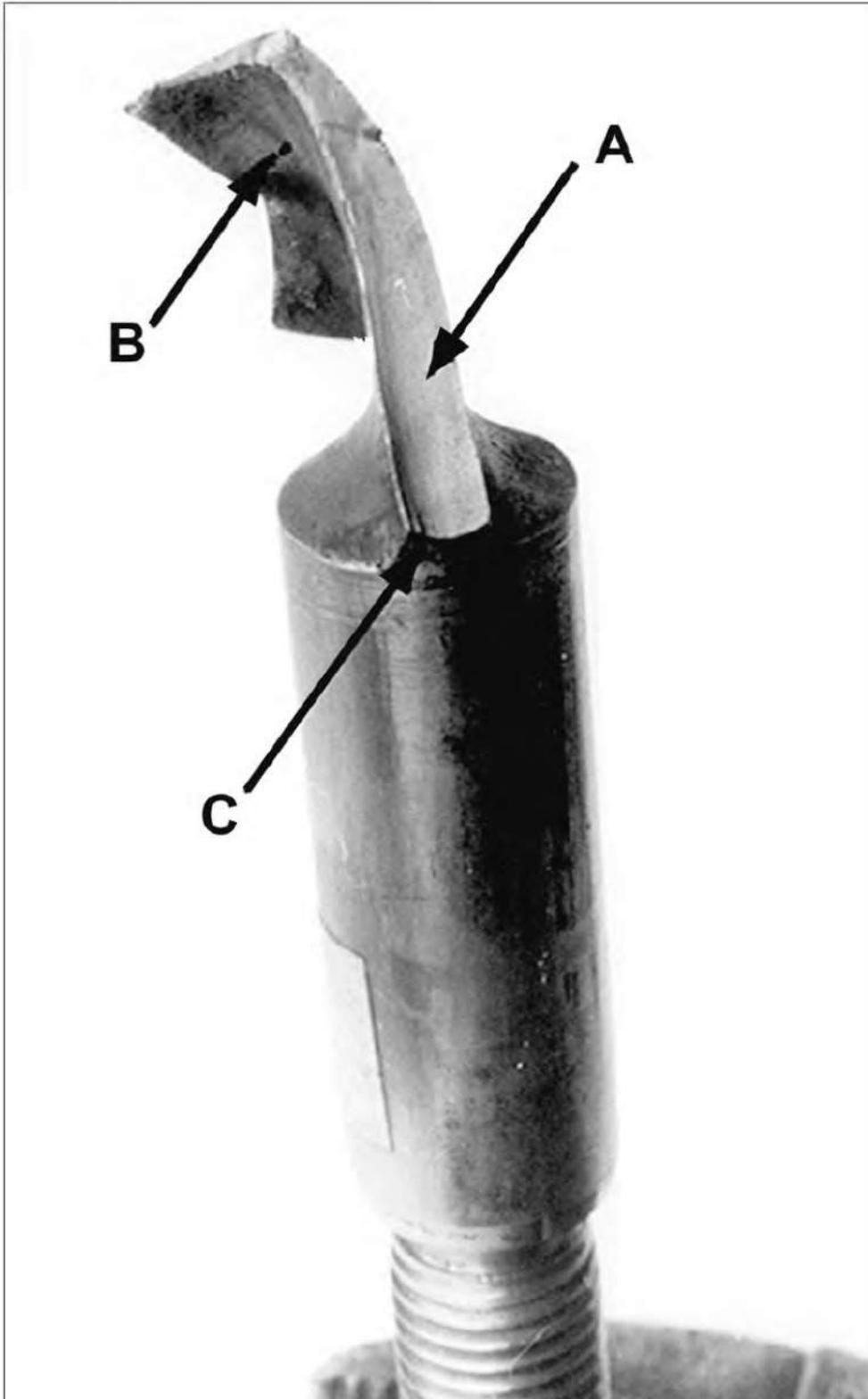


Figura 1. Aspecto da palheta rompida. Fratura de desenvolvimento progressivo (fadiga). As setas A, B e C indicam regiões examinadas por MEV.

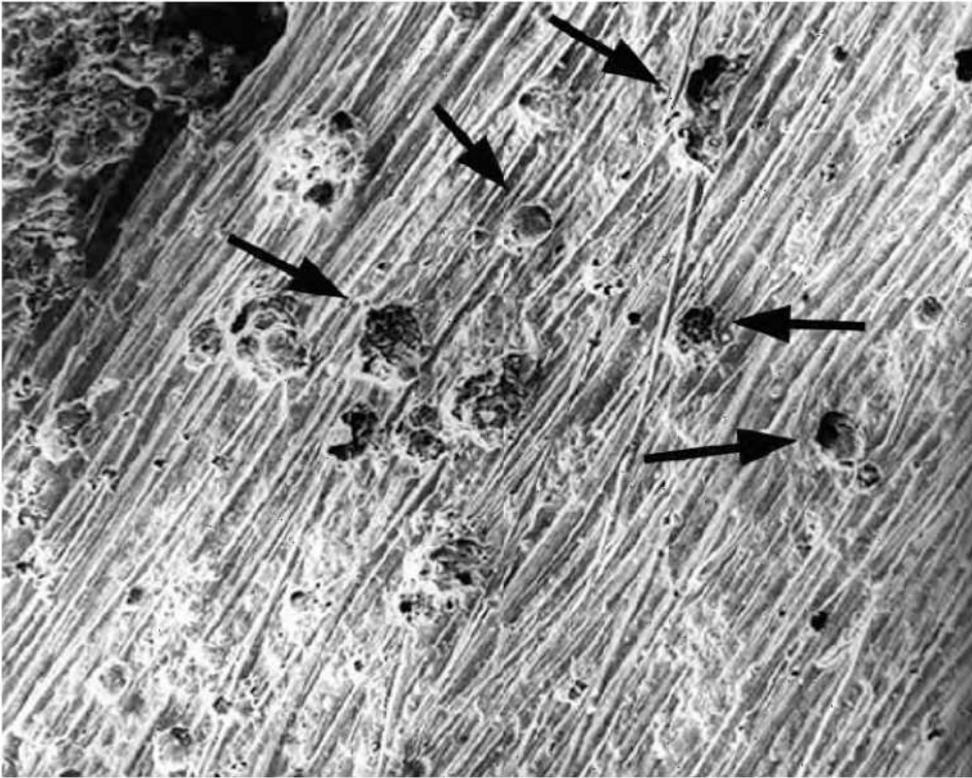


Figura 2. Detalhe da região A da superfície de fratura. Observa-se a presença de corrosão por pites (setas). MEV-SEI. 100X.

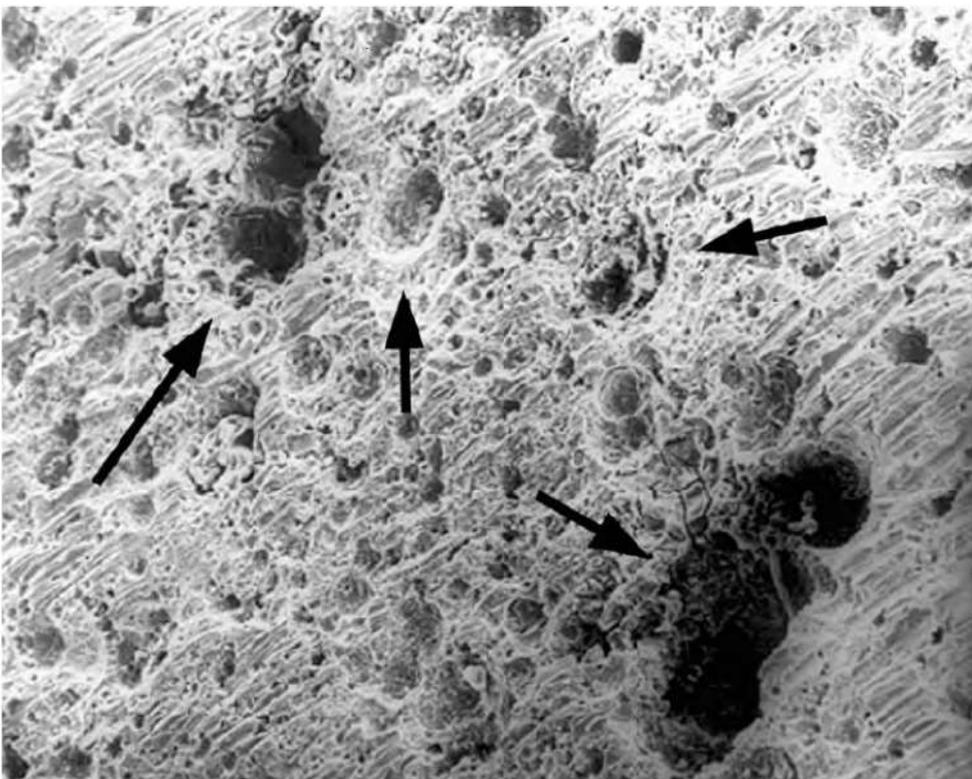


Figura 3. Detalhe da região B da superfície de fratura, evidenciando intensa corrosão por pites (setas). MEV-SEI. 100X.

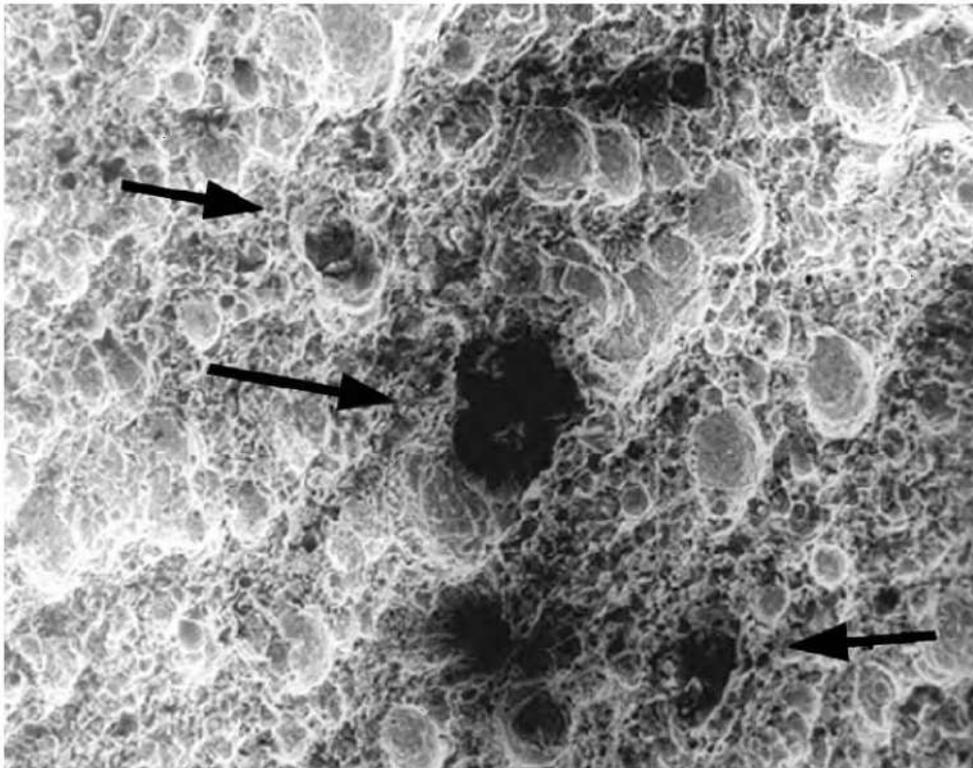


Figura 4. Detalhe da região C da superfície de fratura, evidenciando intensa corrosão por pites. MEV-SEI. 100X.

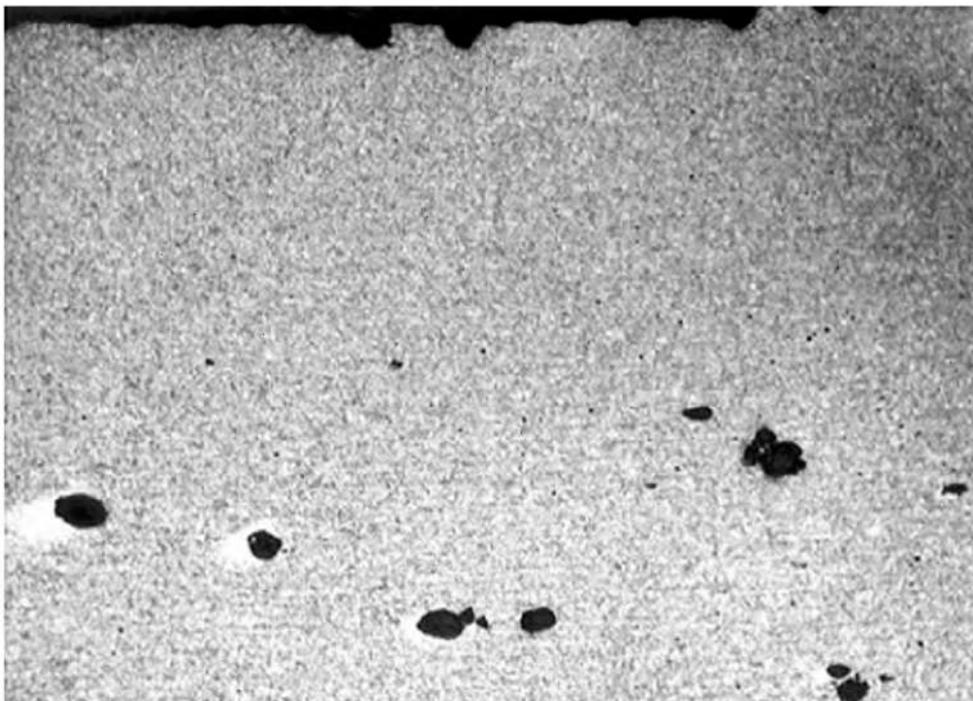


Figura 5. Microestrutura em seção normal à superfície de fratura. Aço inoxidável martensítico temperado e revenido. Dureza Rockwell C = 21. Presença de grande quantidade de inclusões e pites junto à superfície (face lateral da palheta). Vilella. 50X.

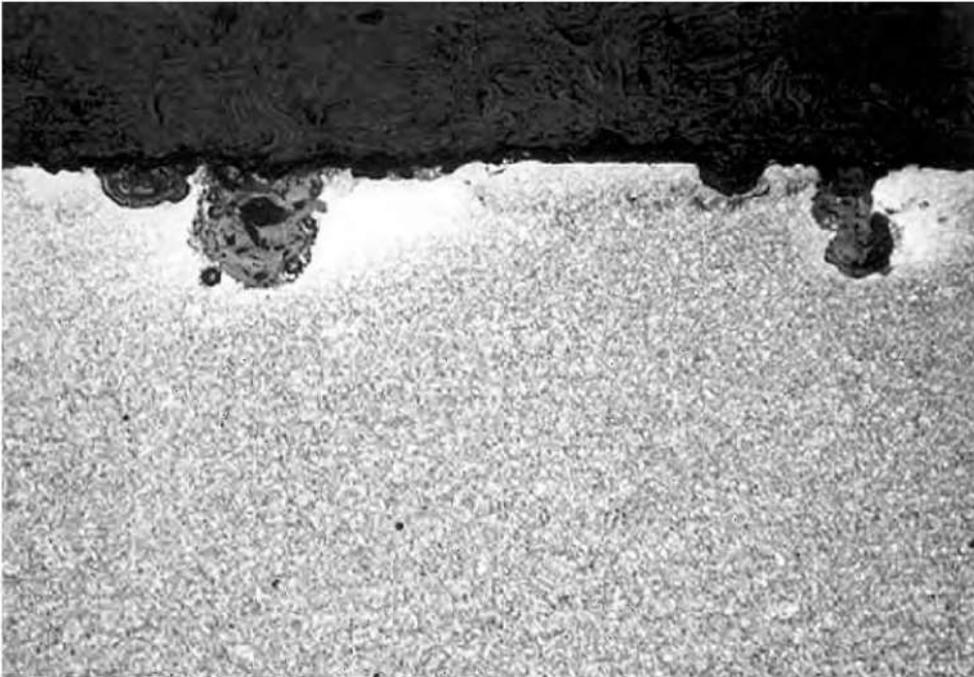


Figura 6. Detalhe da figura 5, evidenciando a presença de inclusões bem como o ataque químico com formação de pites. Vilella. 100X.

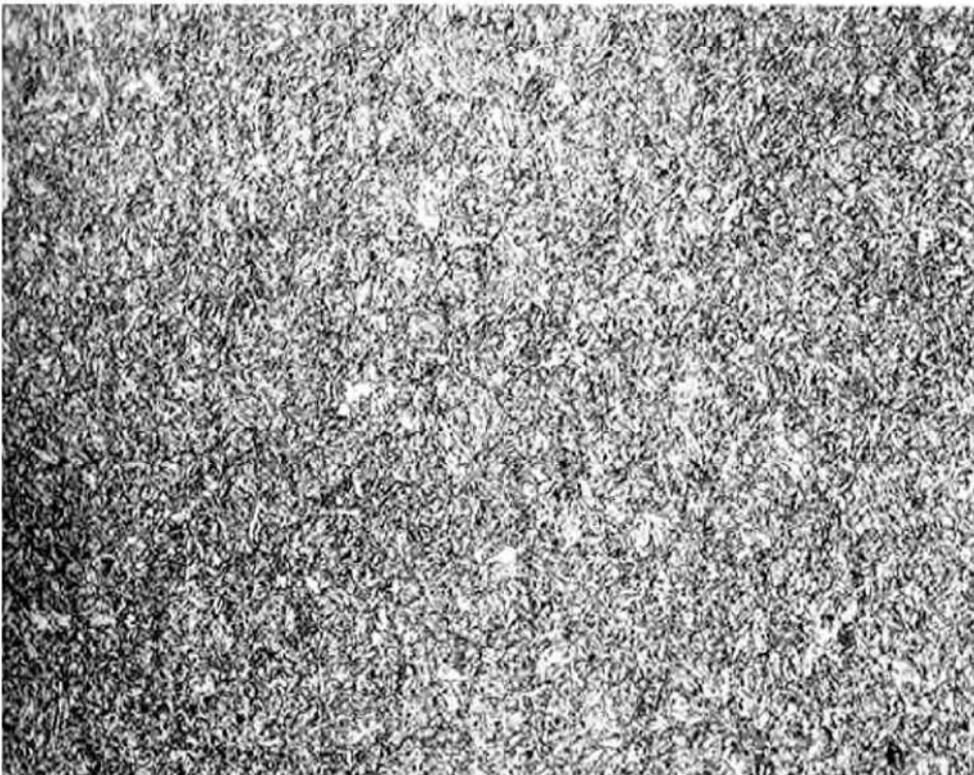


Figura 7. Microestrutura do material em região com baixa densidade de inclusões. Martensita revenida a alta temperatura. Vilella. 400X.

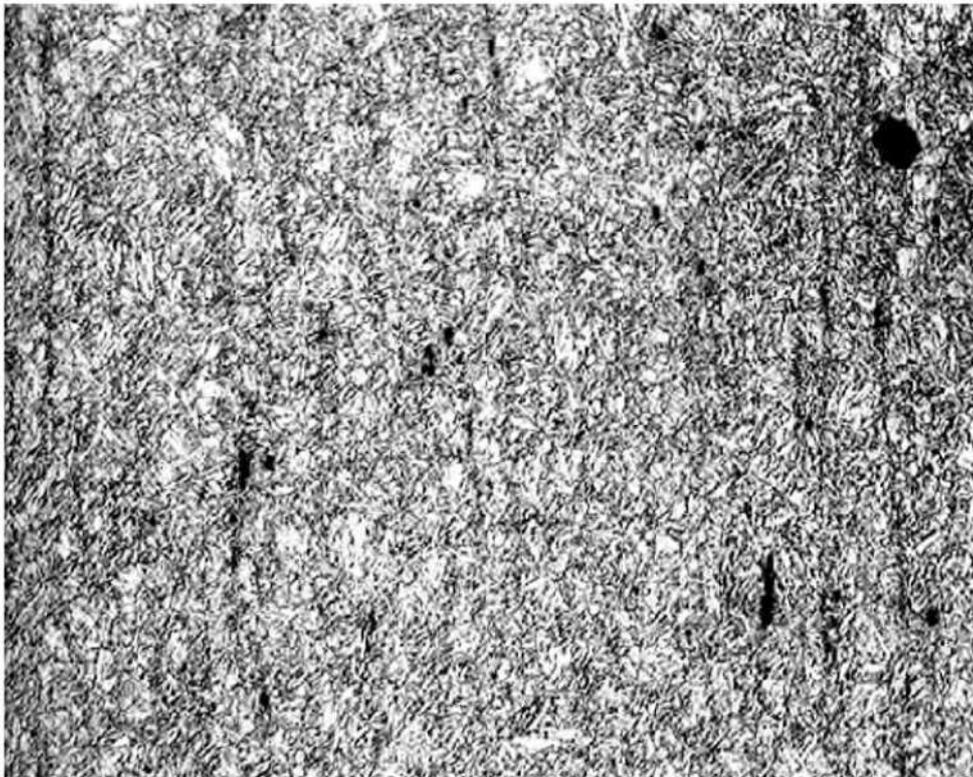


Figura 8. Microestrutura do material em região com elevada densidade de microinclusões. Nital. 400X.

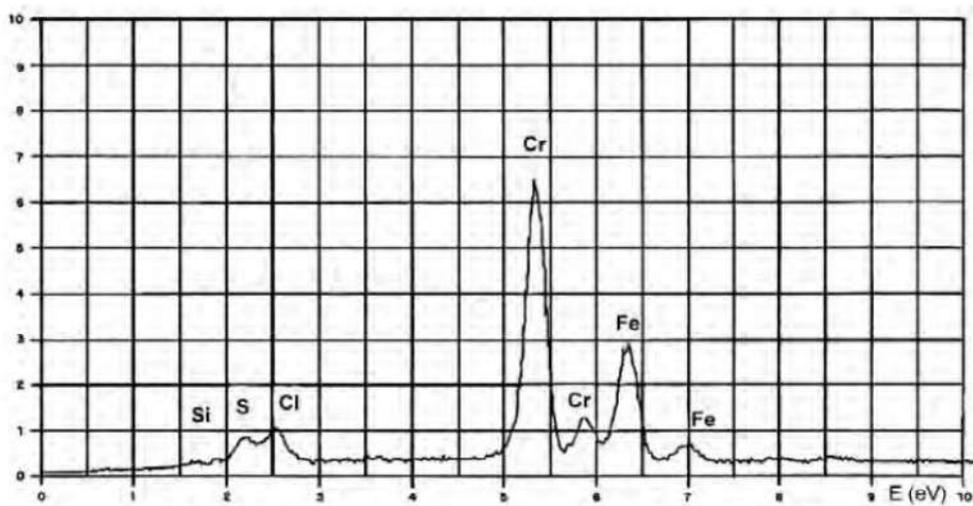


Figura 9. Resultados de microanálise EDS em um pite localizado na superfície da palheta.

32

Análise de falha em tubo superaquecedor de caldeira

Tadeu Carneiro* e Tibério Cescon*, 1985

1. INTRODUÇÃO

Foi solicitada a investigação das causas da falha prematura de um tubo de superaquecedor secundário de caldeira fabricado em aço ASTM A213 grau T12. Para fins comparativos, também foi analisado um tubo adjacente ao tubo fraturado (figura 1).

2. ENSAIOS REALIZADOS E RESULTADOS

2.1. Análise química

Os resultados das análises químicas dos tubos são dados na tabela 1. O teor de silício do tubo fraturado encontra-se fora da especificação com relação à composição química para o aço ASTM A213 grau T12. Entretanto, esse desvio não acarreta problemas deletérios relativamente ao comportamento à fluência do material.

Realizou-se também a análise qualitativa por espectrografia de emissão das incrustações presentes nos dois tubos, não sendo observada a presença de carbono ou sódio. A difratometria de raios X destas incrustações revelou a presença

* Pesquisadores responsáveis pelo documento técnico.

de magnetita e hematita no caso do tubo fraturado, e de magnetita e ferrita no caso da incrustação interna do tubo adjacente. A determinação da densidade superficial de incrustações internas, para os dois tubos enviados, forneceu os seguintes resultados: tubo fraturado: 157,7 mg/cm²; tubo adjacente: 37,2 mg/cm².

Tabela 1. Resultados de análise química

Elemento	Tubo fraturado (%)	Tubo adjacente (%)	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	0,10	0,16	-
Cr	1,17	1,06	0,80–1,25
Mo	0,50	0,53	0,44–0,65

2.2. Ensaio de tração

Os resultados do ensaio de tração são mostrados na tabela 2. O material do tubo fraturado apresenta maior resistência mecânica do que a observada no tubo adjacente e nas especificações da norma.

Tabela 2. Resultados do ensaio de tração

Parâmetro	Tubo fraturado	Tubo adjacente	ASTM A213 grau T12
Limite de escoamento (MPa)	872	279	207
Limite de resistência (MPa)	981	437	414
Alongamento (%)	13,0	30,4	-

2.3. Exame metalográfico

Os resultados do exame metalográfico encontram-se nas figuras 2 a 7. Observa-se que a microestrutura do tubo adjacente é composta de ferrita, perlita coalescida, carbonetos precipitados nos contornos de grão da ferrita e inclusões

alongadas do tipo sulfeto. Evidencia-se a incrustação interna, com aproximadamente 0,08 mm de espessura, e a camada descarbonetada junto a esta superfície, com cerca de 0,12 mm de profundidade. O exame metalográfico do tubo fraturado, junto à superfície de fratura, evidencia a ocorrência de deslizamentos relativos entre os grãos com a formação de cavidades alongadas intergranulares, típica de fratura por fluência. Sua microestrutura é composta de martensita, bainita e inclusões.

3. DISCUSSÃO

O fato de a fratura do tubo ter se desenvolvido sem estricção (fratura com lábio grosso) e de a microestrutura junto à mesma ter apresentado evidências de deslizamentos relativos entre os grãos indicam que a fratura do tubo ocorreu por um processo de fluência. O processo de fluência poderia ter sido ocasionado por operação da caldeira em condições de superaquecimento, relativamente aos níveis permitidos. Uma evidência adicional a este fato é o de que o tubo adjacente ao fraturado apresentou microestrutura coalescida, típica de manutenção do material em temperaturas acima dos níveis permitidos, por tempo prolongado. Além disso, a presença de magnetita na incrustação interna é outra evidência clara nesse sentido. Enquanto isso, a deformação observada no tubo fraturado e a alteração microestrutural deste tubo (responsável pelos resultados do ensaio de tração) indicam que ele sofreu aquecimento em temperaturas do campo austenítico (acima de cerca de 750°C).

4. CONCLUSÃO

O tubo do superaquecedor da caldeira apresentou um processo de fratura por fluência agravado por seu superaquecimento brusco.

5. FIGURAS



Figura 1. Aspecto dos tubos enviados para análises.

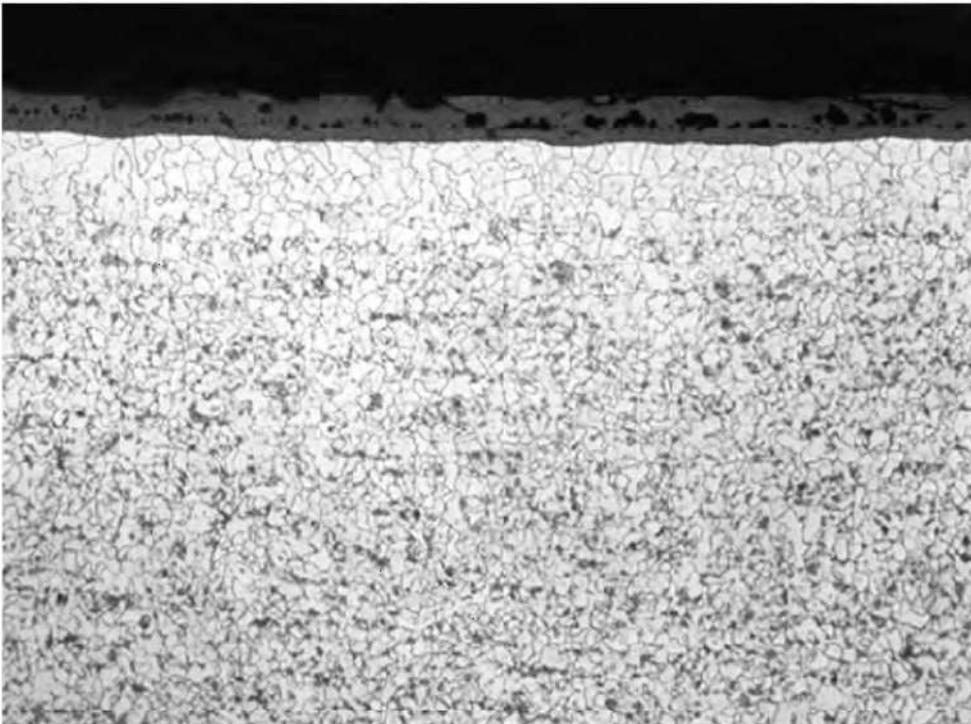


Figura 2. Microestrutura do tubo adjacente ao fraturado. Evidencia-se a incrustação interna, com cerca de 0,08 mm de espessura e a camada descarbonetada junto a esta superfície, com cerca de 0,12 mm de profundidade. Seção longitudinal. Nital. 100X.

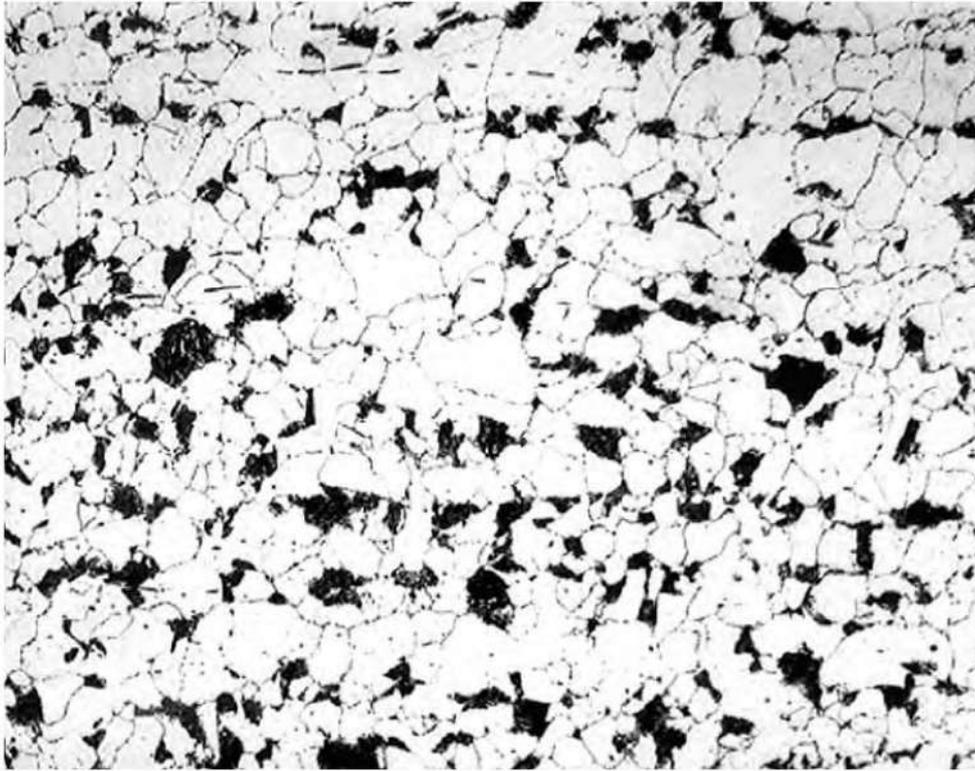


Figura 3. Detalhe da figura 2. Ferrita, perlita coalescida, carbonetos precipitados nos contornos de grão da ferrita e inclusões alongadas do tipo sulfeto. Nital. 400X.

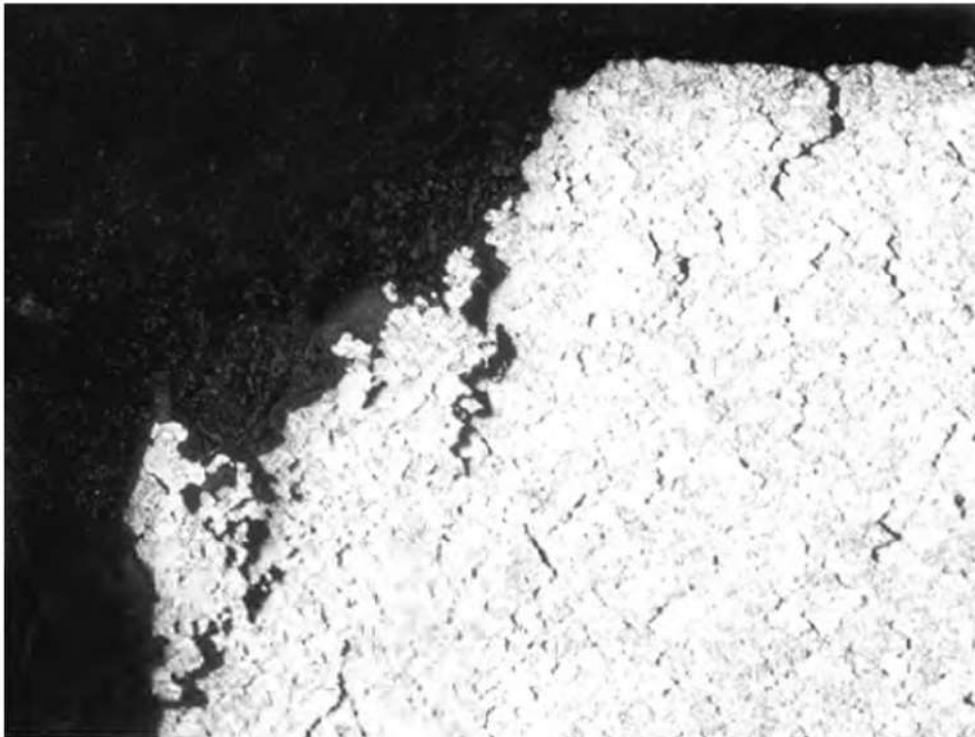


Figura 4. Microestrutura junto à superfície de fratura, evidenciando a ocorrência de deslizamentos relativos entre os grãos com a formação de cavidades alongadas intergranulares, típica de fratura por fluência. Seção transversal. Nital. 50X.

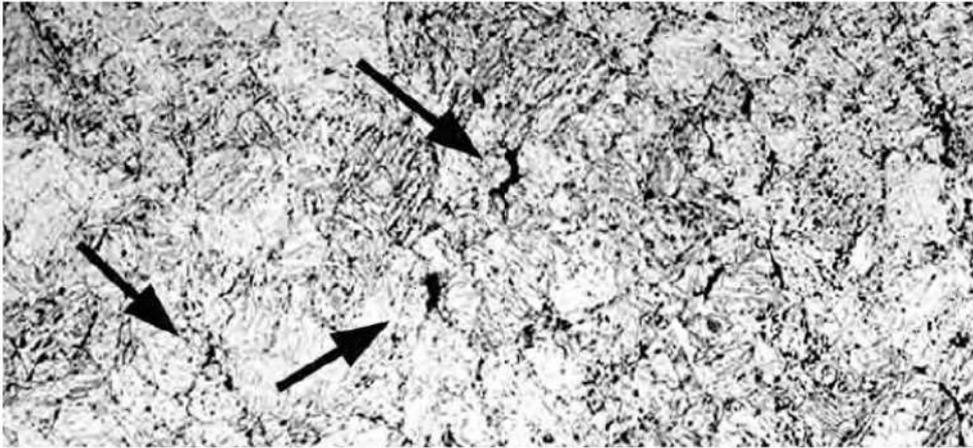


Figura 5. Detalhe da figura 4, evidenciando os microconstituintes presentes. Martensita, bainita e inclusões. Observam-se as cavidades intergranulares (setas) formadas por fluência. Seção transversal. Nital. 400X.

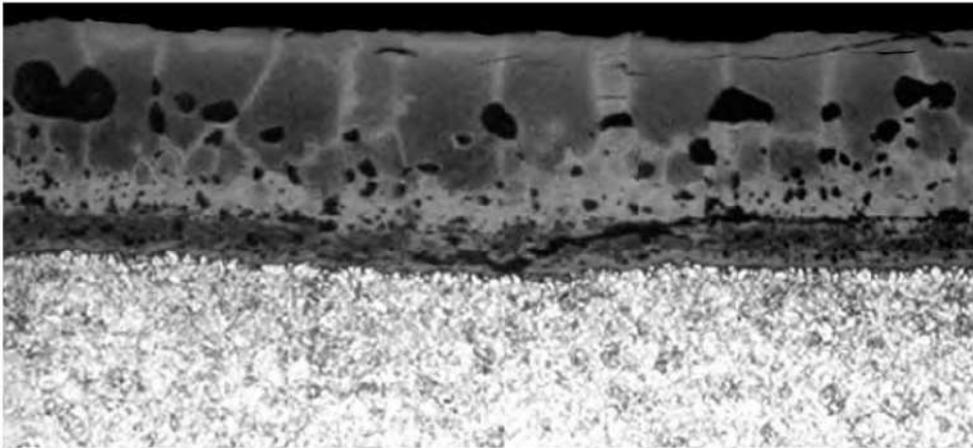


Figura 6. Aspecto da microestrutura do material junto a uma das extremidades da amostra do tubo fraturado (longe da fratura). Evidencia-se incrustação interna com cerca de 0,33 mm de espessura. Seção transversal. Nital. 400X.



Figura 7. Detalhe da figura 6, evidenciando os microconstituintes presentes. Martensita, bainita, carbonetos em contornos de grão e inclusões. Seção transversal. Nital. 400X.

33

Análise de falha em gancho de equipamento de elevação

Tadeu Carneiro* e Tibério Cescon*, 1986

1. INTRODUÇÃO

Examinou-se um gancho utilizado para o carregamento de chapas de aço bobinadas, que fraturou em serviço prematuramente (figura 1).

2. ENSAIOS REALIZADOS E RESULTADOS

Os resultados da análise química são mostrados a seguir: C = 0,23%; Si = 0,18%; Mn = 1,04%; P = 0,02%; S = 0,014% e Cr = 0,02%. Os resultados do ensaio de tração, efetuado conforme a norma ASTM E-8 em corpo-de-prova longitudinal, são dados a seguir: limite de escoamento (MPa) = 241; limite de resistência (MPa) = 503; alongamento (%) = 25; e estricção (%) = 64.

A posição da fratura se deu na região de máxima sollicitação em flexão do componente (figura 1). A superfície da fratura pode ser vista nas figuras 2 e 3. Nota-se a presença de quatro regiões distintas. Conclui-se que parte da fratura ocorreu por desenvolvimento progressivo (fadiga) devido a esforços alternados de flexão (região III). A trinca de fadiga foi nucleada pela região II da fratura. A região IV é a de arrancamento final, e corresponde à seção resistente do componente para o nível de sollicitação no momento da ruptura final.

* Pesquisadores responsáveis pelo documento técnico.

Os resultados da observação da região II em microscópio eletrônico de varredura podem ser vistos nas figuras 4 e 5. O aspecto microscópico é característico daquele devido à ação fragilizante do hidrogênio pelo mecanismo de formação de flocos. O exame micrográfico dessa região em superfície polida, paralela à fratura e próximo a ela, constitui evidência adicional nesse sentido, como pode ser observado nas figuras 6 e 7. A observação dessas micrografias permite concluir que a região II, que nucleou a trinca de fadiga no componente, corresponde a uma região de defeitos de fabricação do aço utilizado na obtenção do componente em questão. Relativamente à região I da superfície de fratura, as figuras 8 e 9 evidenciam que a mesma corresponde à região alterada termicamente pelo processo de corte da chapa na fabricação do gancho.

3. CONCLUSÕES

- O gancho fraturado enviado para análise foi fabricado a partir de chapa de aço de baixo carbono com média resistência mecânica laminado a quente.
- A fratura do gancho ocorreu por desenvolvimento progressivo (fadiga) devido a esforços alternados de flexão, com nucleação em região da chapa com defeito de fabricação. A região de defeitos, que deu origem à fadiga, é característica de trinca provocada pela ação fragilizante do hidrogênio por meio do mecanismo de formação de flocos.

4. FIGURAS

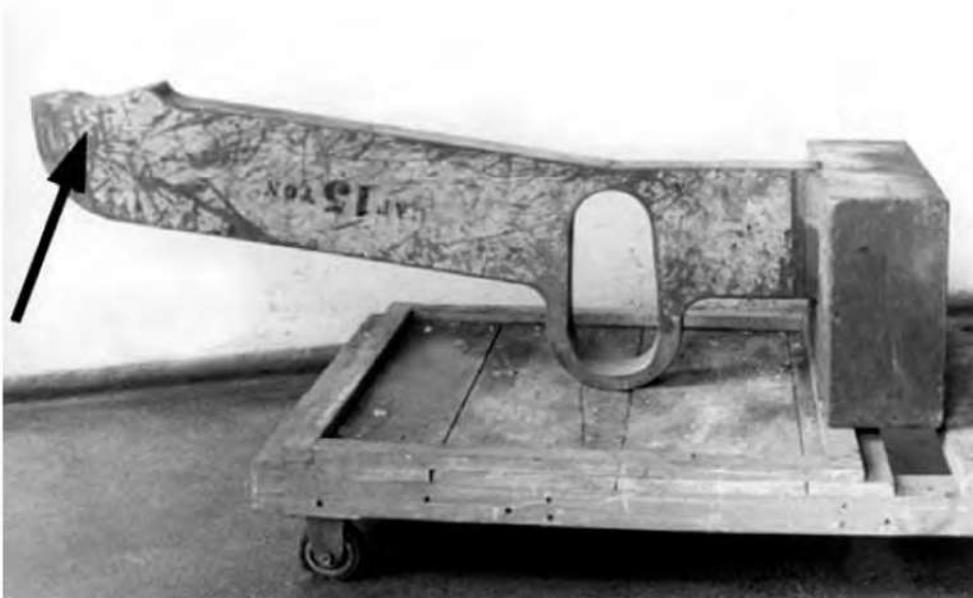


Figura 1. Aspecto da amostra de gancho fraturado (seta) enviada para análise.

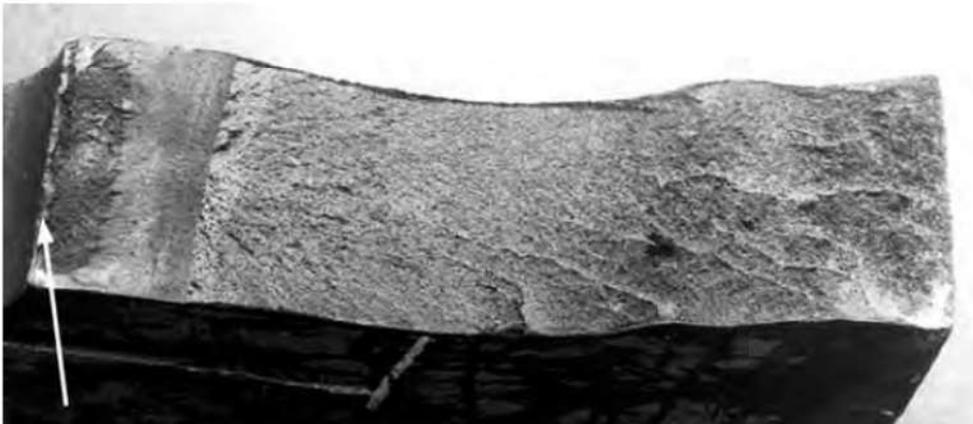


Figura 2. Aspecto da superfície de fratura do gancho analisado. Fratura de desenvolvimento progressivo (fadiga) nucleada em região com defeitos de fabricação do material da chapa (seta).

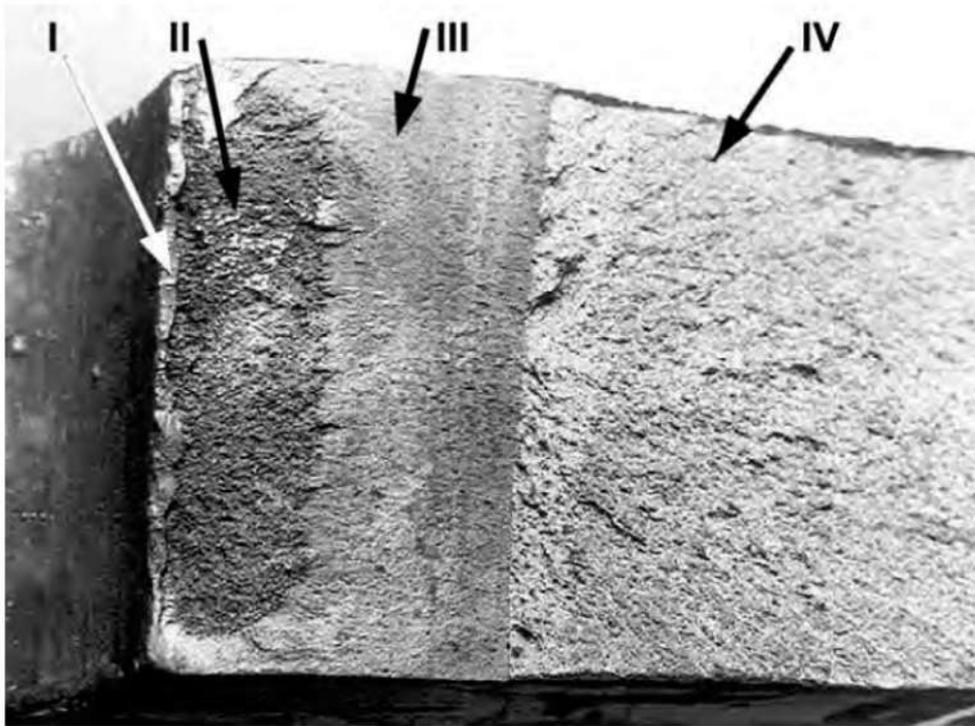


Figura 3. Detalhe da figura 2, evidenciando as quatro regiões distintas presentes na superfície de fratura e identificadas como I, II, III e IV.



Figura 4. Aspecto da fratura junto à região II da figura 3. Fratura intergranular com inúmeras trincas, característica de falha ocorrida por ação do hidrogênio por meio da formação de flocos. MEV-SEI. 100X.

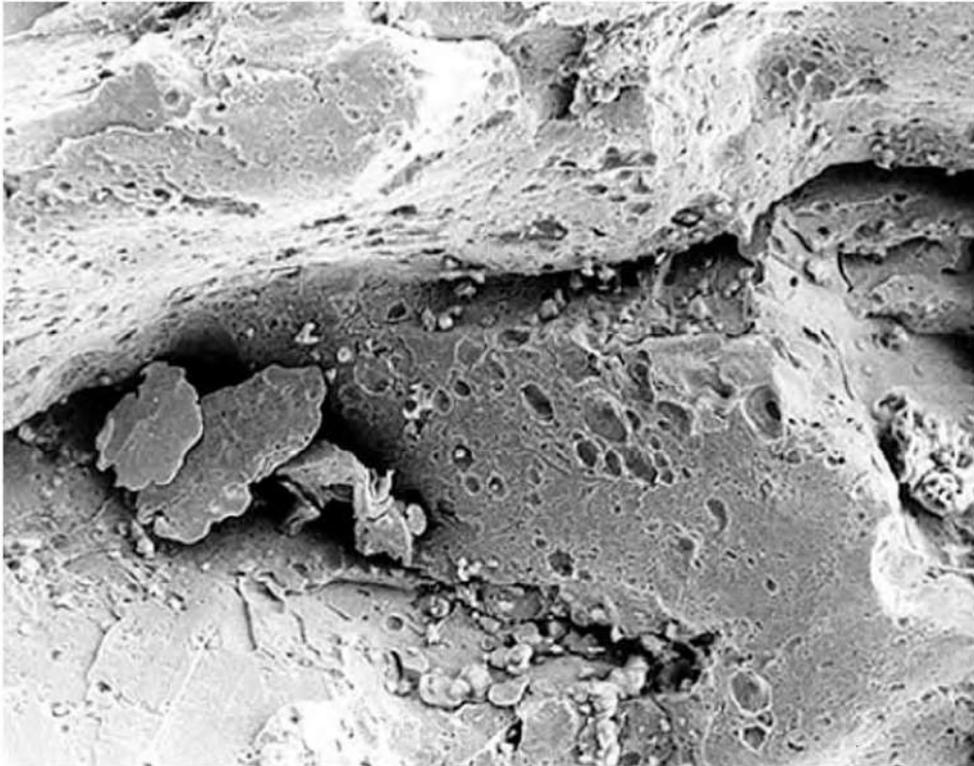


Figura 5. Detalhe da figura 4, evidenciando os aspectos microscópicos da fratura na região II. MEV. 400X.



Figura 6. Seção paralela à superfície da fratura. Inúmeras trincas, inclusões e porosidades. 50X.



Figura 7. Detalhe da figura 6, evidenciando as trincas mais finas. 400X.

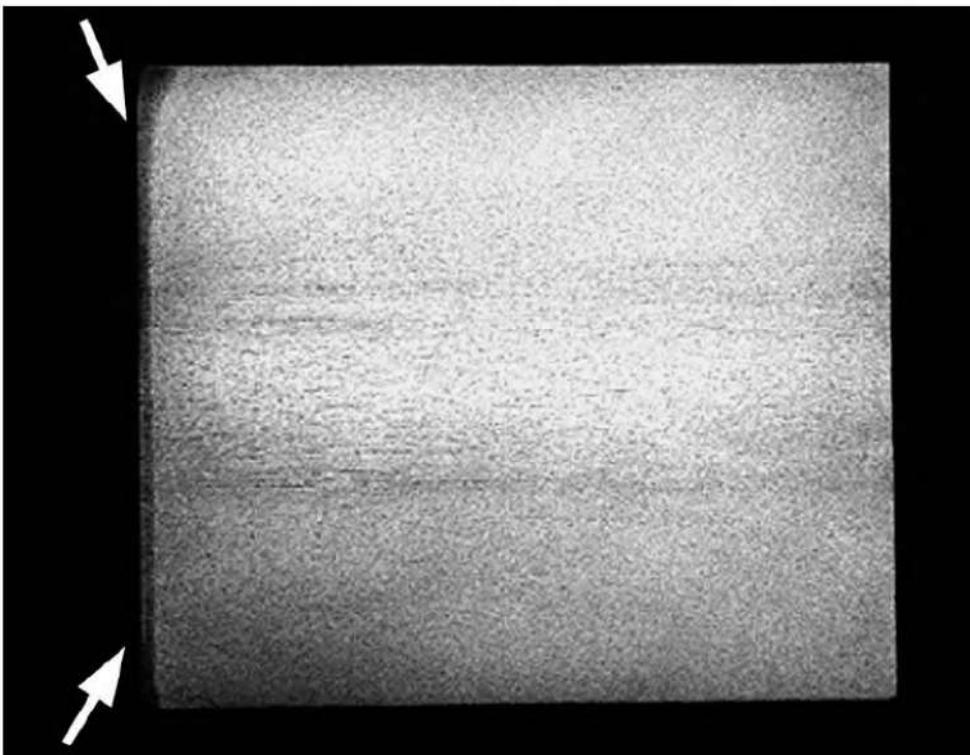


Figura 8. Macrografia do gancho em seção paralela à da fratura. Observa-se a alteração térmica ao longo da superfície de corte efetuado para a conformação do gancho – vide setas. Reativo de iodo.

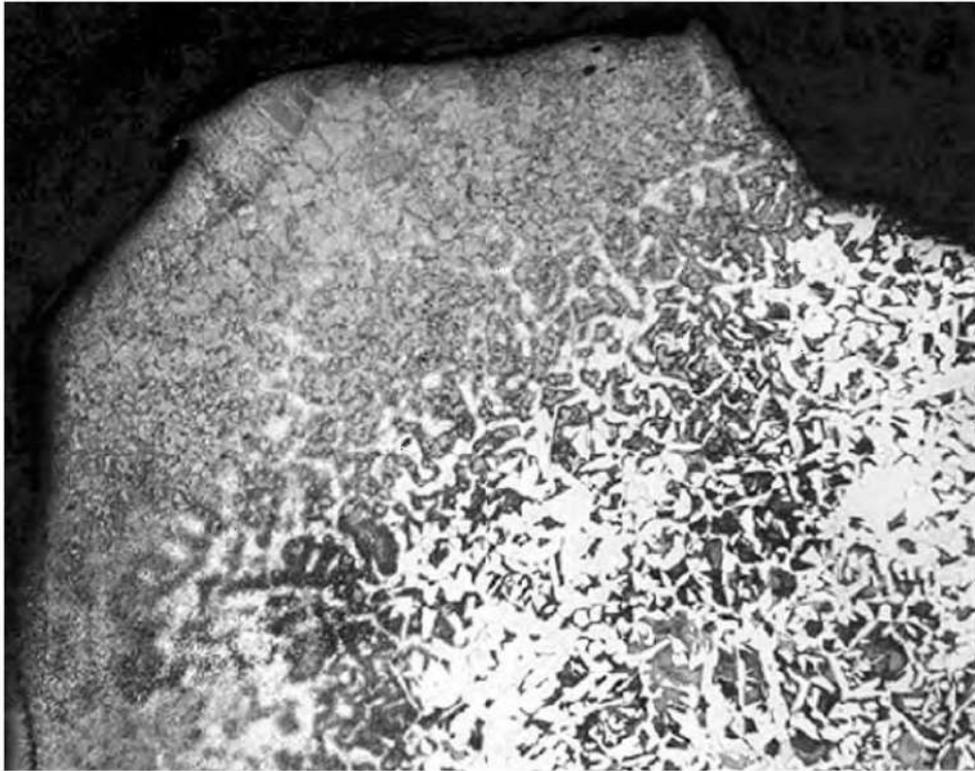


Figura 9. Aspecto micrográfico do material junto à região alterada termicamente pelo corte da chapa. Microconstituíntes aciculares na região alterada, ferrita e perlita no material base. Nital. 50X.

34

Análise de falha em eixo de navio oceanográfico

Hamilton L. Ito* e Tibério Cescon*, 1988

1. INTRODUÇÃO

Durante operação de pesquisa em alto mar, o navio oceanográfico apresentou ruptura do eixo do sistema de propulsão (figura 1). O objetivo do presente trabalho é determinar a causa da ruptura do eixo.

2. EXAMES REALIZADOS E RESULTADOS

2.1. Exame fractográfico e metalográfico

As figuras 2 a 7 mostram a localização e o aspecto da fratura. O exame da superfície de ruptura mostra duas regiões distintas:

- Região de aspecto cônico do eixo (vide região A na figura 4) com início na zona indicada pela seta n° 1 nas figuras 4 e 7, mostrando fratura por fadiga com nucleação múltipla.
- Fratura por fadiga (vide região B na figura 4) com nucleação das trincas nos riscos superficiais na região de concordância do flange com o eixo (seta n° 2 das figuras 4 e 7).

* Pesquisadores responsáveis pelo documento técnico.

Tabela 1. Resultados de análise química

Elemento	Teor (%)	Aço 1018 (%)	Aço 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	0,020%	0,050% máx.	0,050% máx.

O exame macrográfico evidenciou que o eixo foi fabricado por forjamento (figuras 8 e 9), e o metalográfico revelou tratar-se de aço baixo carbono recozido (figura 10).

2.1. Análise química e ensaio de dureza

A análise química forneceu os resultados mostrados na tabela 1. Os valores obtidos mostram que o aço usado na fabricação da peça é similar ao aço AISI 1018 ou 1019. O ensaio de dureza Brinell efetuado com carga de 29.420 N e esfera de 10 mm de diâmetro, conforme norma ASTM E 10, resultou em 146 HB.

3. DISCUSSÃO

Os exames realizados mostraram que a peça apresentou duas regiões distintas de fratura. A hipótese mais provável é que o esforço de compressão do eixo que ocorre durante a movimentação do navio avante foi responsável pela região cônica da fratura que teve nucleação múltipla e propagação por fadiga a partir da região de concentração de tensões (canto vivo interno, junto ao flange, vide seta 1 na figura 7). O desenvolvimento da trinca de fadiga causou perda de rigidez na peça, resultando em uma sollicitação acima do normal no mancal. Esta sollicitação anormal no mancal deve ter causado o riscamento da superfície do eixo que se tornaram pontos de nucleação de nova frente de fadiga (vide seta 2 na figura 7), identificada como região B.

4. CONCLUSÃO

A peça sofreu ruptura de desenvolvimento progressivo (fadiga) iniciada em região de concentração de tensões (canto vivo interno junto à flange) que ocasionou a propagação da trinca de dentro para fora do eixo propulsor.

5. FIGURAS

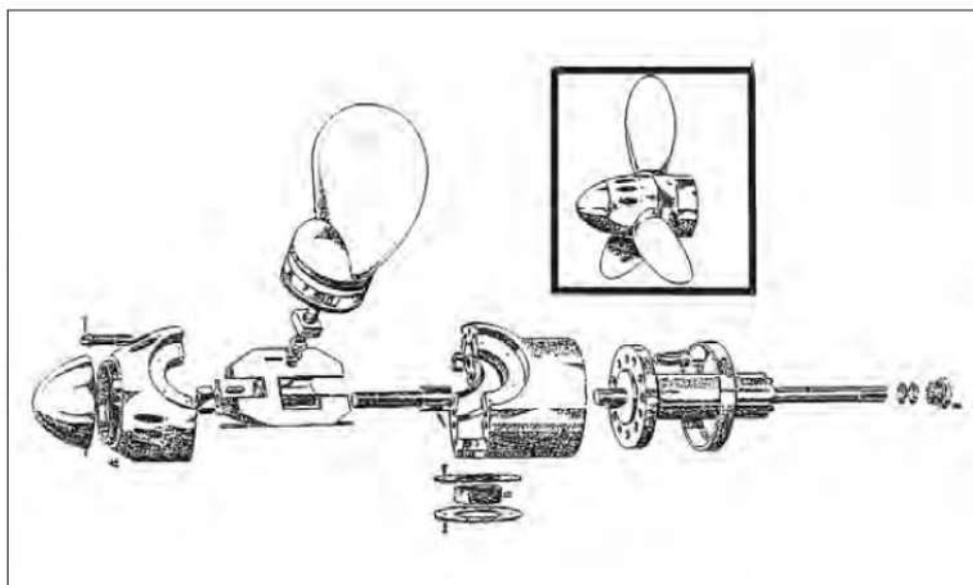


Figura 1. Aspecto geral do sistema de propulsão do navio.

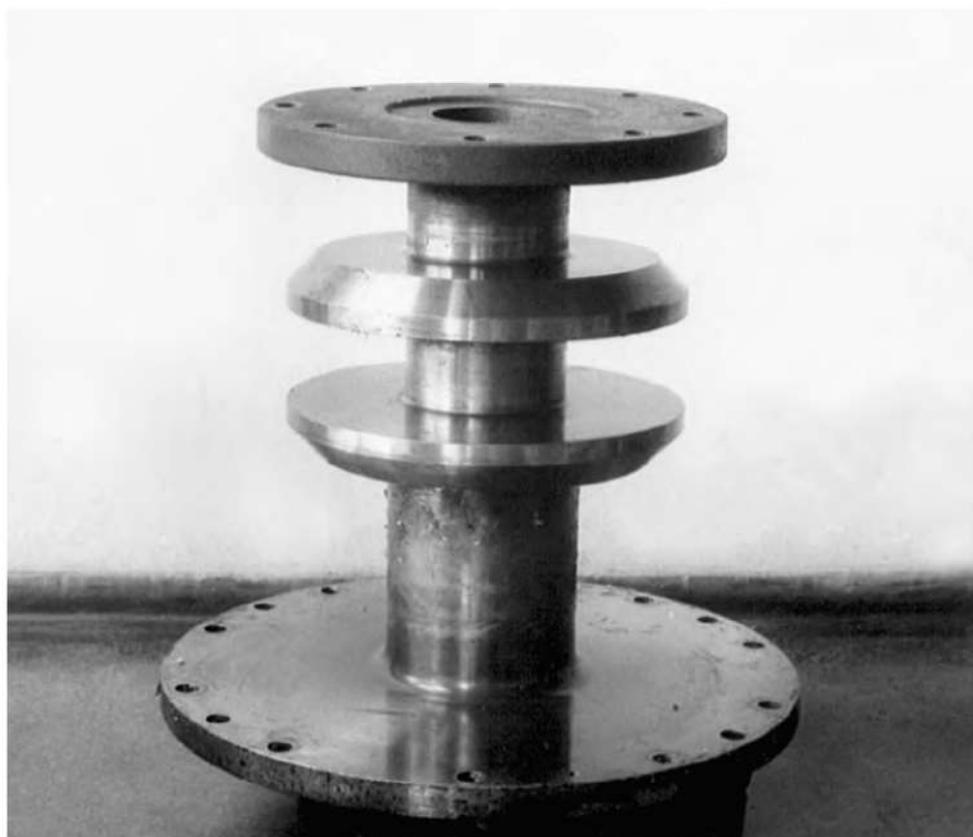


Figura 2. Aspecto do eixo rompido com justaposição das duas partes.

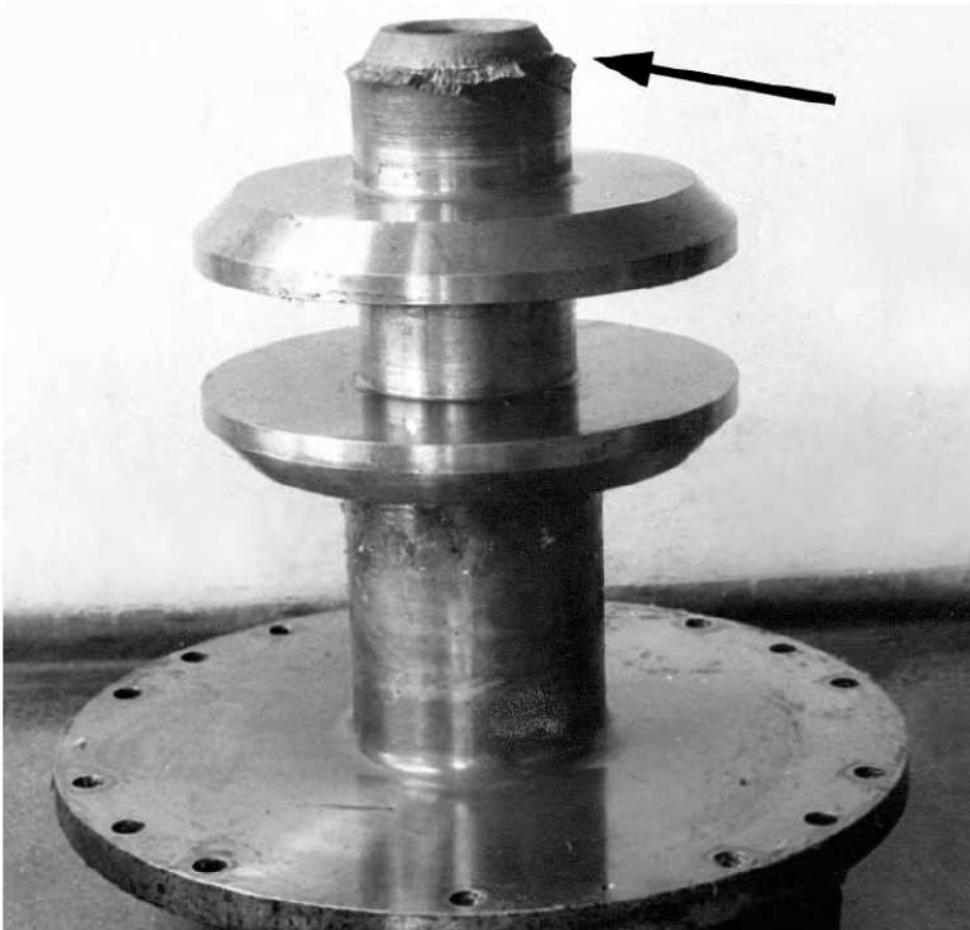


Figura 3. Localização da fratura junto ao flange (seta).

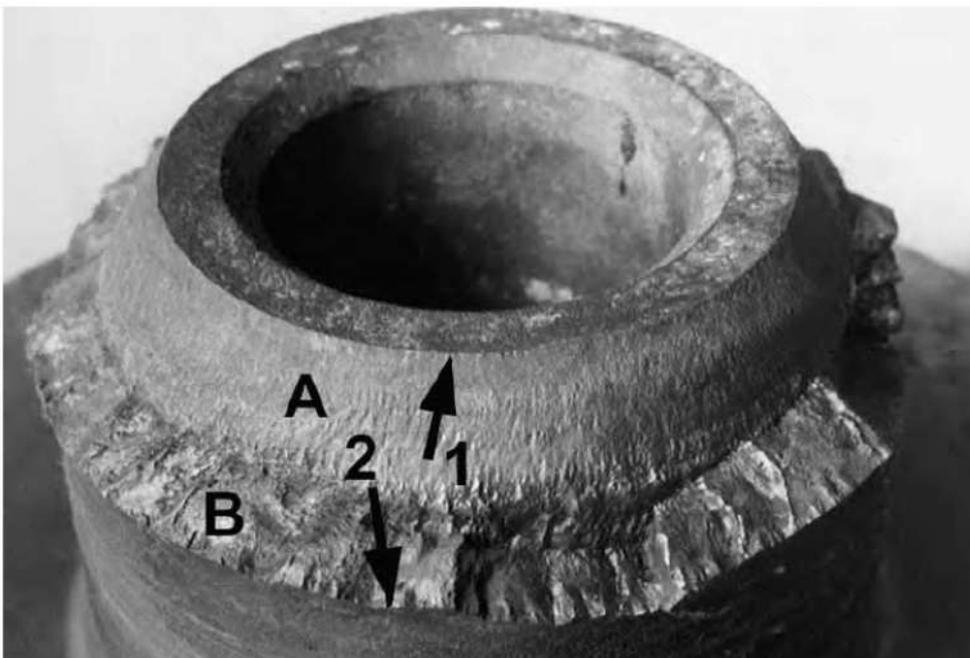


Figura 4. Detalhe da superfície de fratura do eixo, mostrando duas regiões de topografia distinta: A, cônica, e B, transversal ao eixo. Observam-se riscas na superfície externa do eixo (setas 1 e 2), locais de origem das trincas de fadiga (duas frentes).

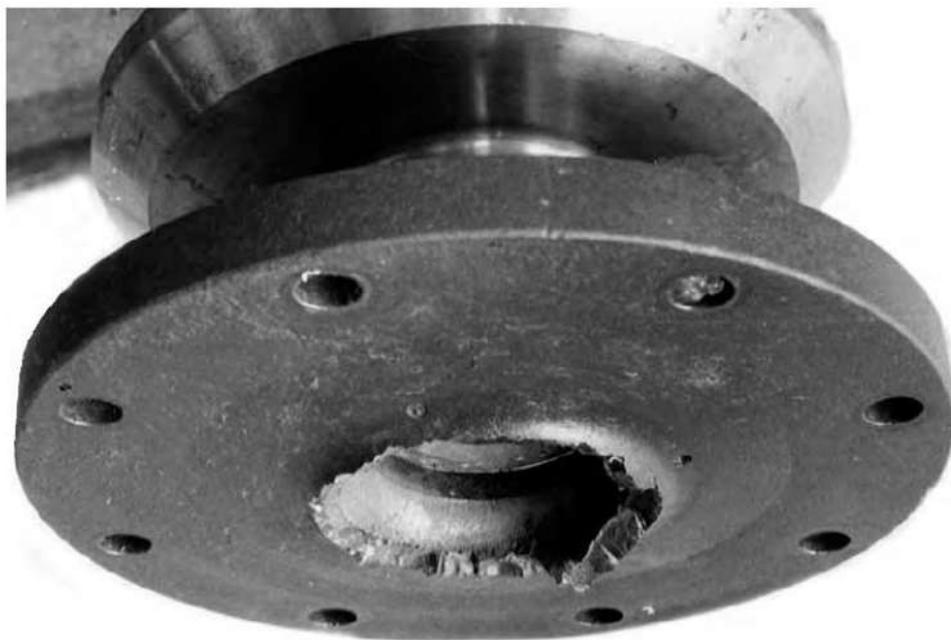


Figura 5. Aspecto geral do flange arrancado por ocasião da fratura.



Figura 6. Detalhe da figura 5, mostrando o aspecto da fratura visto do lado do flange.

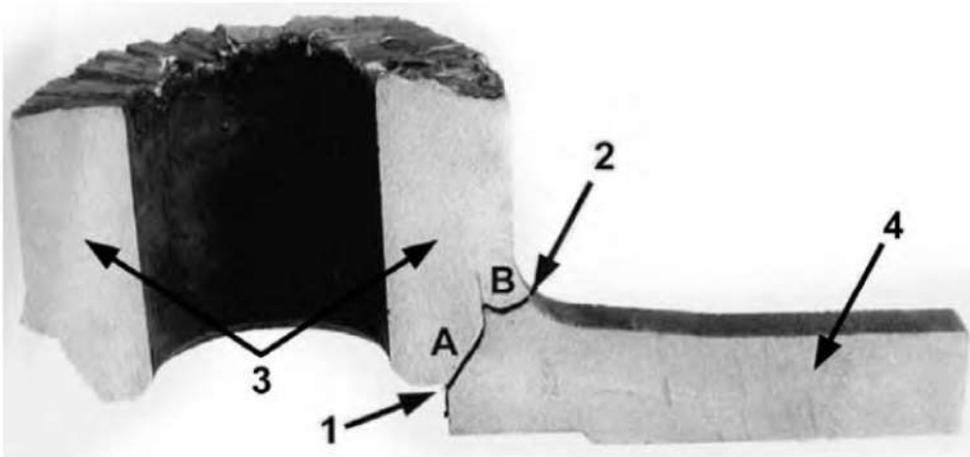


Figura 7. Aspecto da propagação da trinca em relação ao conjunto eixo-flange. As setas 1 e 2 mostram regiões de início de fratura das duas frentes de propagação A e B, respectivamente. As setas 3 e 4 apontam para as regiões de exame macrográfico (vide figuras 8 e 9).

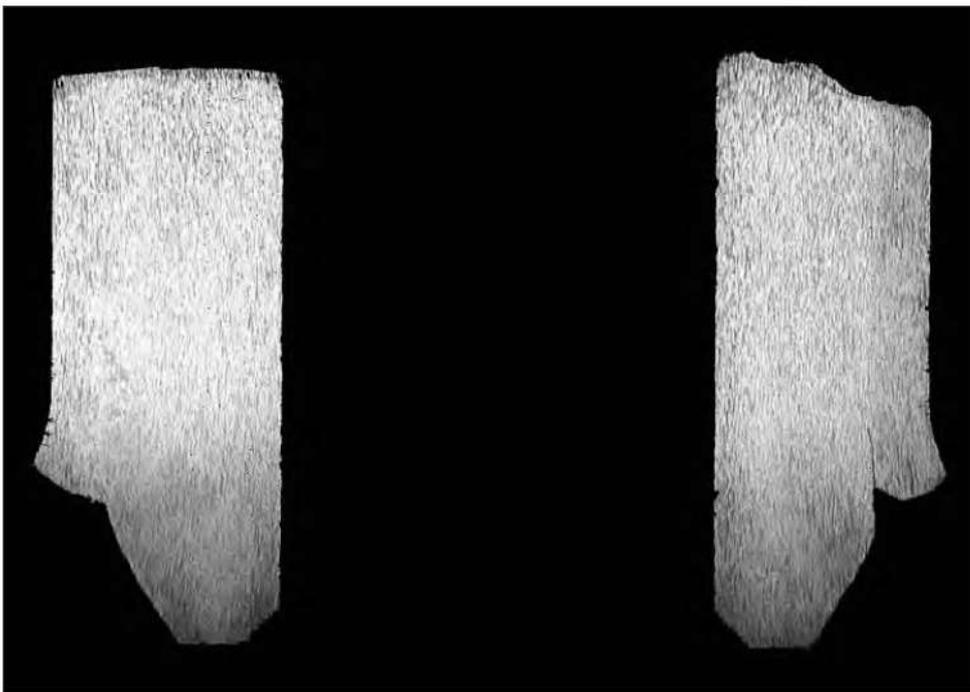


Figura 8. Macrografia do material do eixo (seta 3 da figura 7). Aço forjado. Reativo de iodo.

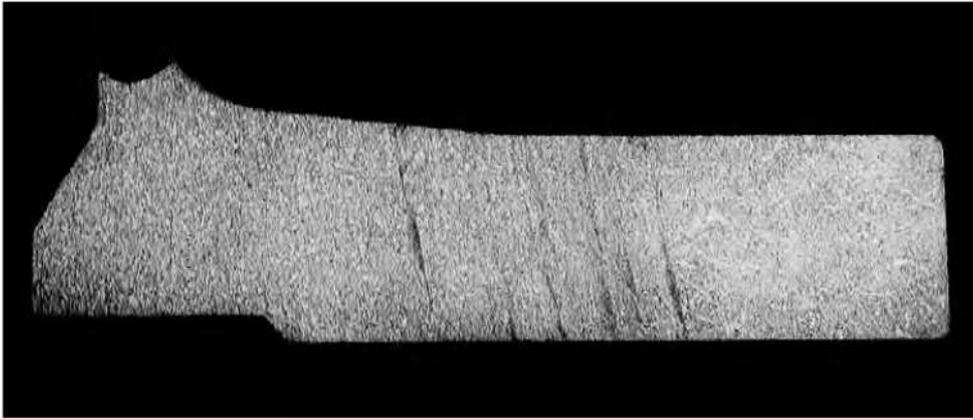


Figura 9. Macrografia do material do eixo (seta 4 da figura 7). Aço forjado. Reativo de iodo.

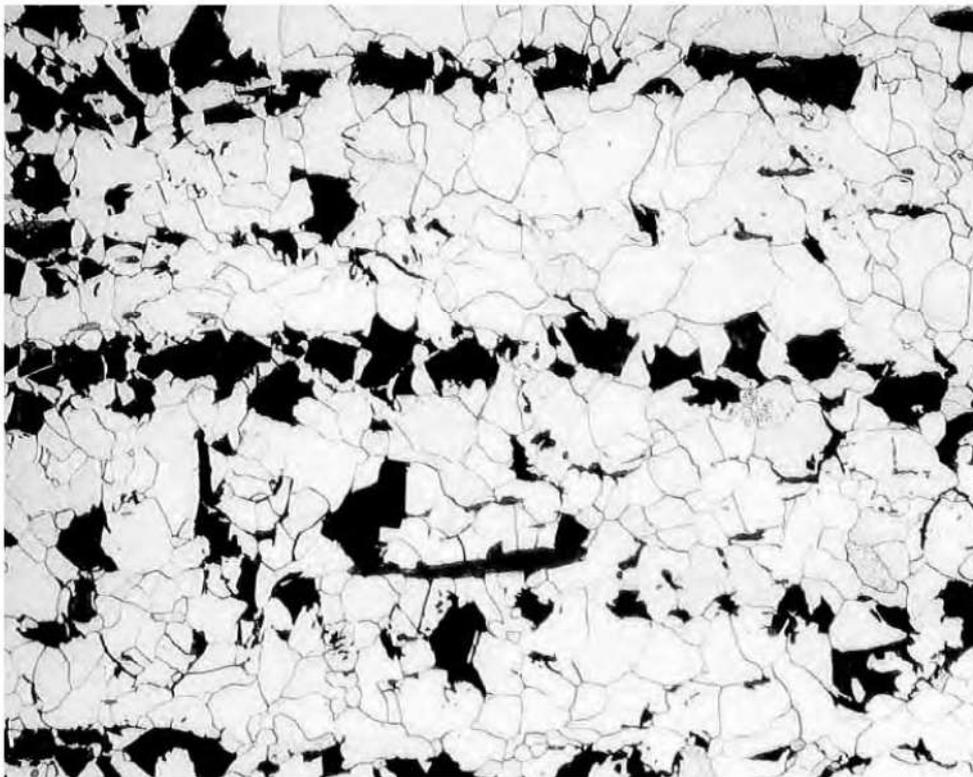


Figura 10. Microestrutura do material do eixo. Ferrita, perlita e inclusões. Nital. 50X.

35

Análise de falha em quadro de alumínio de bicicleta

José E. G. Lamas*, Toshiyuki Kuronuma*, Hamilton L. Ito* e

Tibério Cescon*, 1994

1. INTRODUÇÃO

Uma bicicleta com quadro fabricado com liga de alumínio AA6061 rompeu durante utilização pelo proprietário. O presente trabalho tem por objetivo investigar as causas do acidente. A figura 1 mostra o aspecto da bicicleta como recebida.

2. ENSAIOS REALIZADOS E RESULTADOS

2.1. Exame visual

A figura 2 mostra o local da fratura com maior detalhe. No exame visual, verifica-se que as duas juntas de solda rompidas apresentam excesso de metal depositado, extravasamentos e que o início e o fim de passe estão localizados na região de início da fratura (figuras 3 e 4).

2.2. Análise química

Os resultados da análise química são mostrados a seguir: Cu = 0,23%; Cr = 0,14%; Mg = 0,91%; Mn = 0,06%; Si = 0,67%; Zn = 0,04%; e Al = balanço.

* Pesquisadores responsáveis pelo documento técnico.

2.3. Exame fractográfico e metalográfico

O quadro rompeu-se nas juntas de solda de ligação dos tubos inclinado (tubo 1) e horizontal (tubo 2) ao tubo de pivotamento do conjunto garfo/guidão (tubo 3, vide figuras 1 e 2). A ruptura iniciou-se concomitantemente na região superior da solda do tubo 1 e na região inferior da solda do tubo 2 (figuras 2 a 4). O exame fractográfico mostrou que a região de início da ruptura do tubo 1 apresenta vários defeitos de solda (falta de penetração, falta de fusão, poros e óxidos), abrangendo quase a totalidade dessa região (figuras 5 a 7). O exame micrográfico dessa região mostrou a presença de poros e falta de fusão (figuras 8 e 9). Nos locais de início da fratura do tubo 2, foi observada a precipitação intergranular, perpendicular à parede do tubo, devido ao aquecimento dessa região (figura 10). Foi efetuado ensaio de dureza Vickers com carga de 1,9 N (0,2 kgf), conforme norma NBR 6672/81 em três regiões da amostra e os resultados são mostrados a seguir: solda 62 ± 1 ; ZTA 69 ± 4 ; tubo 91 ± 3 .

3. DISCUSSÃO

O material dos tubos do quadro da bicicleta se enquadra dentro do especificado pela Aluminium Association para a liga AA6061. O ensaio de dureza mostra que, na zona termicamente afetada pelo processo de soldagem (ZTA), ocorre uma queda de dureza de $91 \text{ HV}_{0,2}$ para $69 \text{ HV}_{0,2}$ devido à precipitação. Excesso de metal depositado e extravasamento são indicativos de soldas obtidas com alto insumo de calor, que provoca, na zona afetada termicamente, alterações microestruturais prejudiciais ao desempenho da junta soldada. Isto foi observado no local de início de fratura do tubo 2 (figura 10). O início e o fim de passe, sendo regiões onde a ocorrência de defeitos de solda é maior, devem ser localizados nas posições menos críticas. Porém, nas juntas de soldas examinadas, o início e o fim de passe localizam-se na região de início da fratura (figura 3) e isto explica o fato do tubo 1 apresentar nível excessivo de defeitos de solda na região de início da fratura. A ruptura do quadro foi causada por falhas de soldagem.

4. CONCLUSÕES

- A diminuição de dureza na zona afetada, causada pelo processo de soldagem, não é a responsável pela ruptura do quadro.
- A fratura do quadro da bicicleta ocorreu devido a falhas nas soldas.

5. FIGURAS



Figura 1. Aspecto da bicicleta como recebida, mostrando que a ruptura do quadro ocorreu nas juntas da solda de ligação dos tubos inclinado (1) e horizontal (2) ao tubo de pivotamento do conjunto garfo/guidão (3).

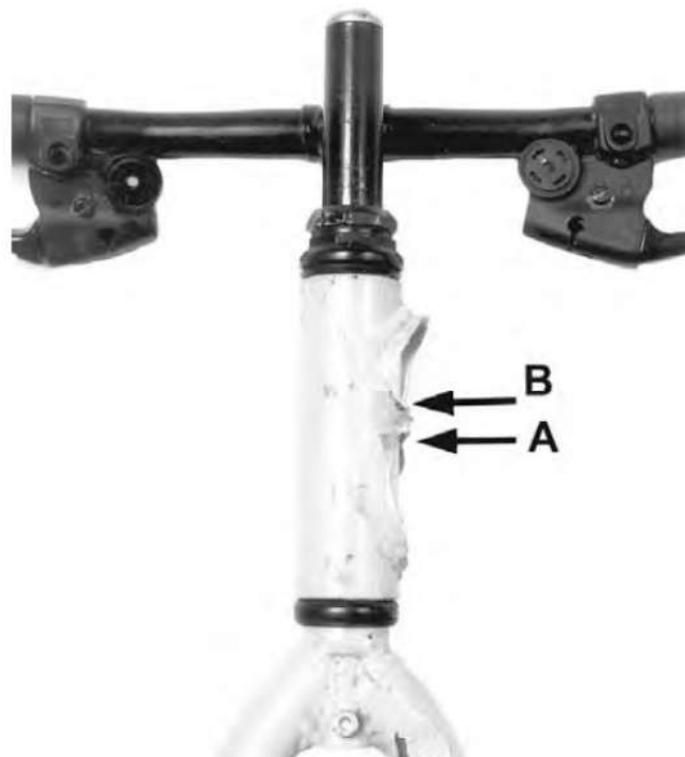


Figura 2. Detalhe da região fraturada do tubo 3, evidenciando que a ruptura ocorreu nas soldas de ligação dos tubos. As setas A e B apontam para os locais de início da fratura.

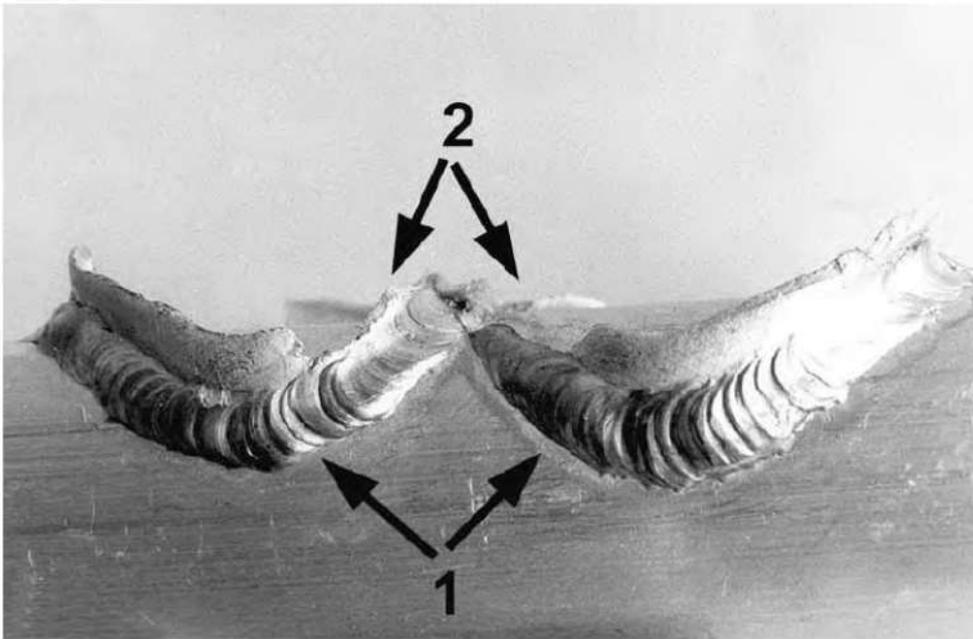


Figura 3. Aspecto da região fraturada do tubo 3, mostrando que a junta apresenta excesso de metal depositado (setas 1) e que o início e o fim de passe estão localizados na região de início da fratura (setas 2).

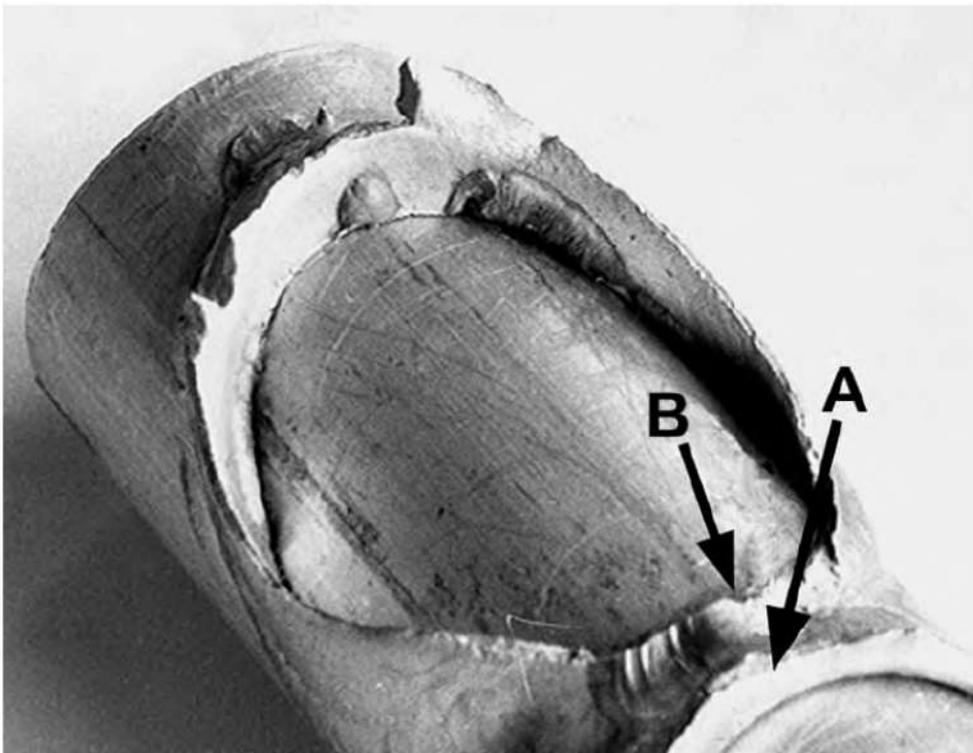


Figura 4. Aspecto da região fraturada do tubo (3) vista de um outro ângulo, mostrando a presença de extravasamentos de solda. As setas A e B apontam para os locais de início da fratura.

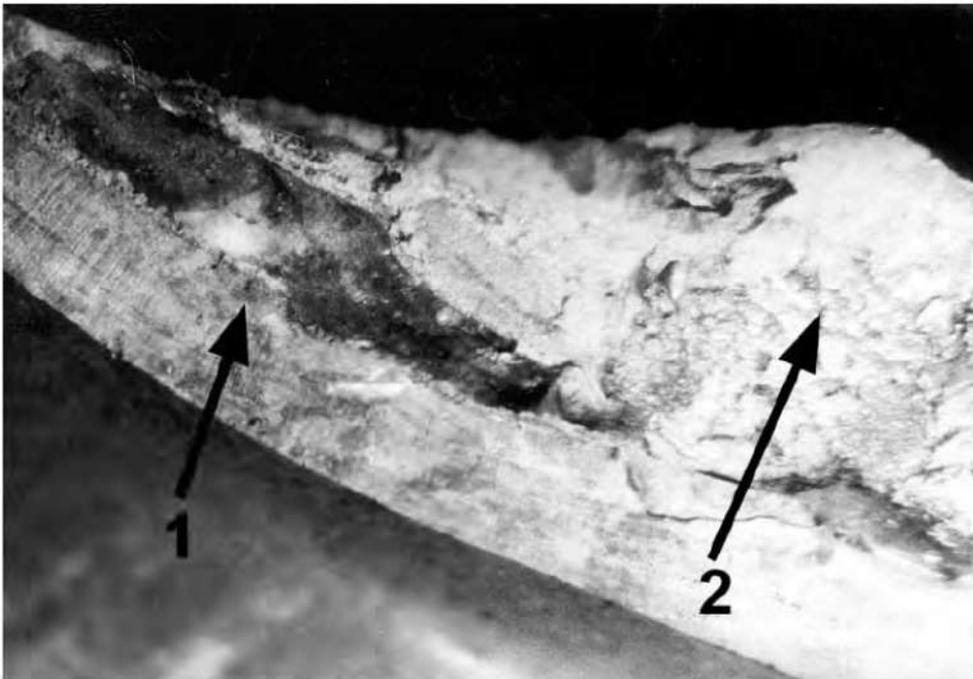


Figura 5. Local de início da fratura da solda do tubo 1. Observa-se a presença de defeitos como falta de penetração (seta 1), falta de fusão (seta 1), poros (seta 2) e óxidos (seta 2), abrangendo quase a totalidade dessa superfície.

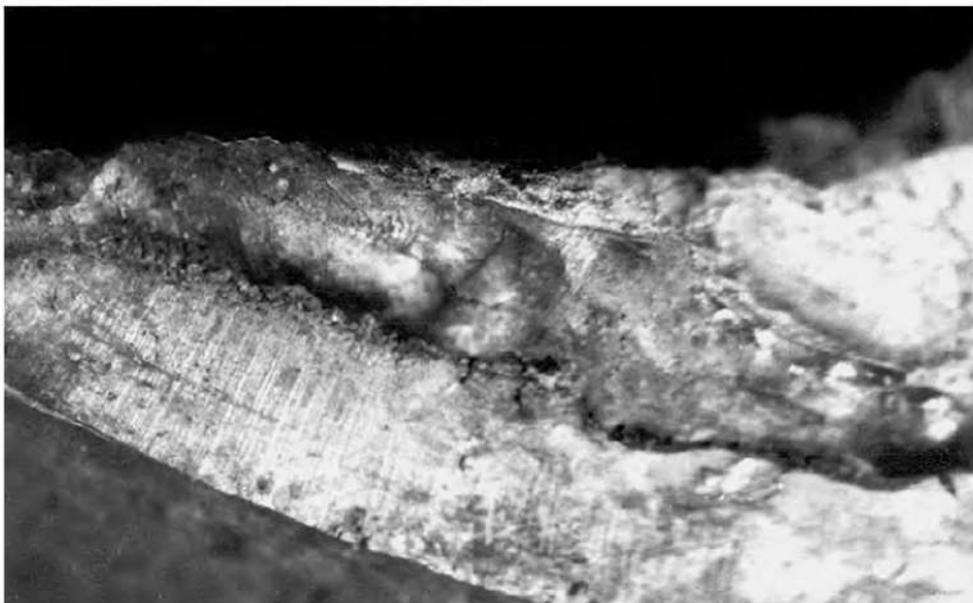


Figura 6. Detalhe da figura 5, mostrando falta de penetração e falta de fusão.

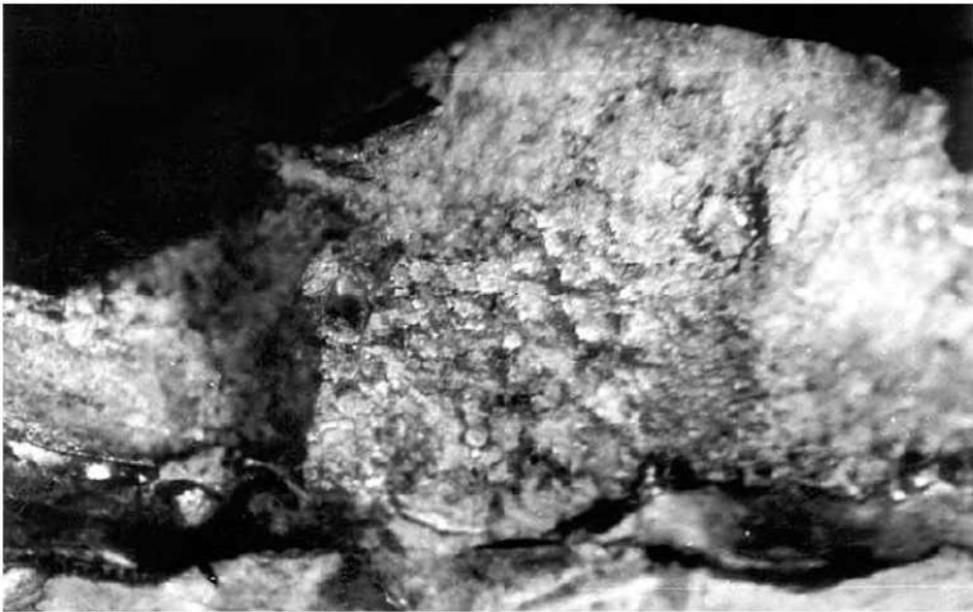


Figura 7. Detalhe da figura 5, mostrando poros e óxidos.

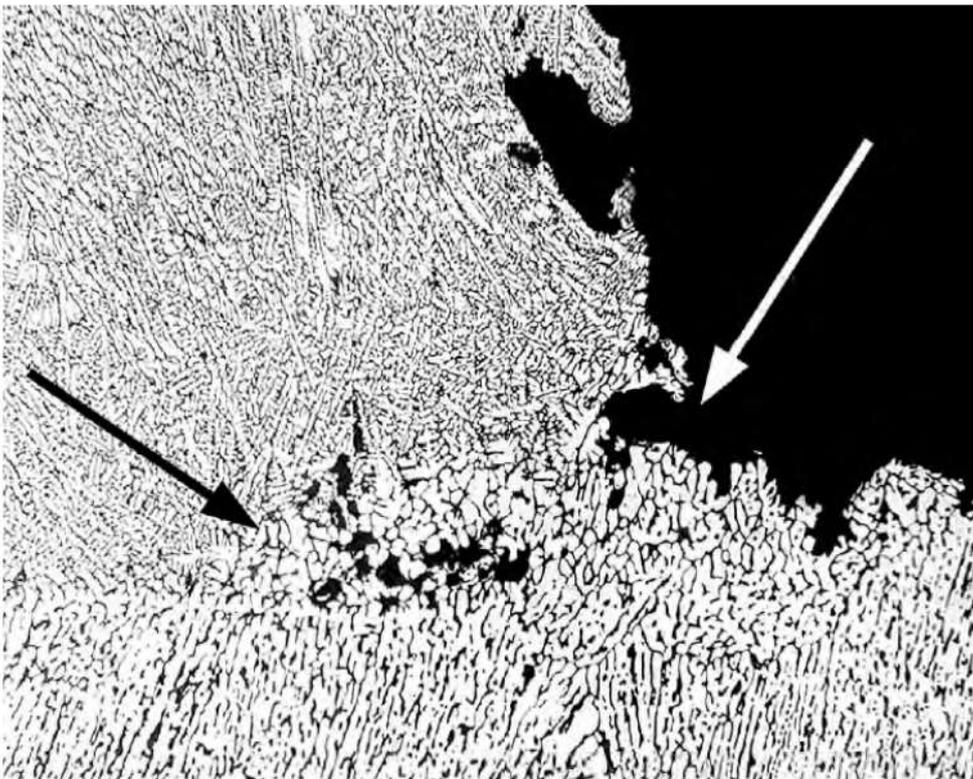


Figura 8. Detalhe da figura 5, mostrando a presença de poros na região de início de fratura da solda do tubo 1. Ácido fluorídrico (0,5%). 100X.

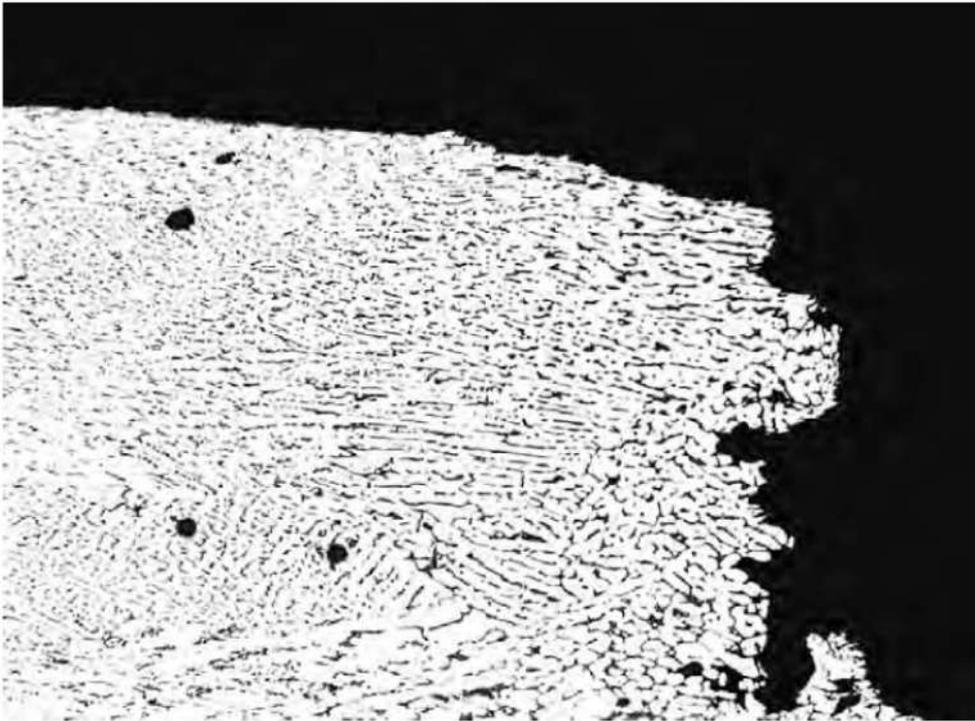


Figura 9. Detalhe mostrando a falta de fusão na região de início de fratura da solda do tubo 1. Ácido fluorídrico (0,5%). 100X.

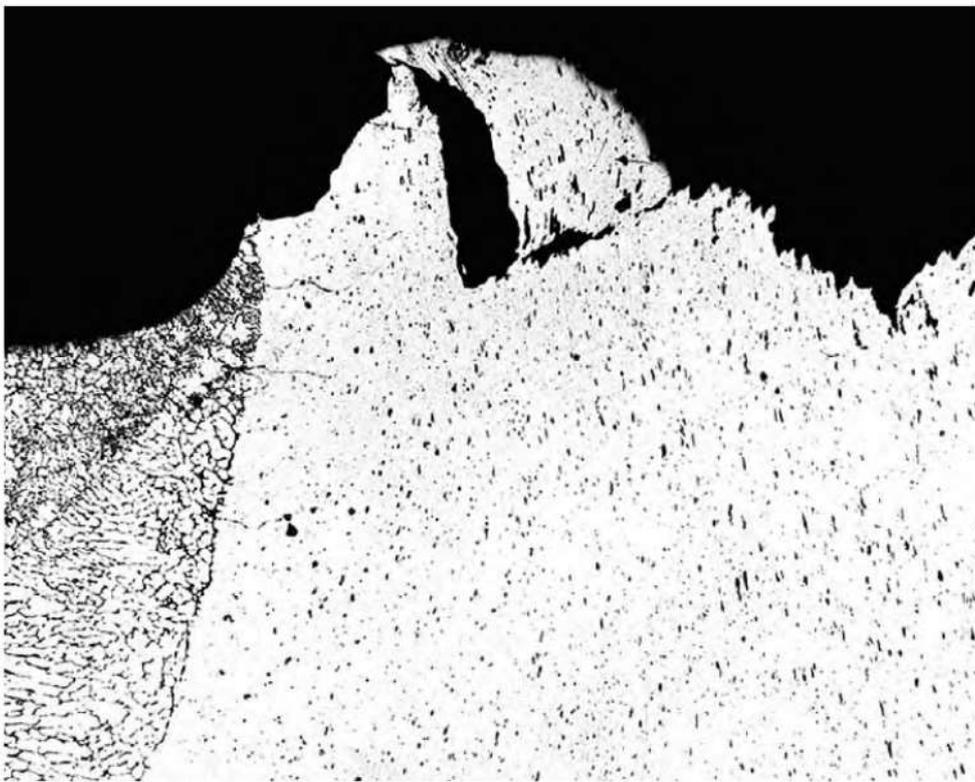


Figura 10. Presença de precipitados contínuos, alinhados perpendicularmente à parede do tubo 2.

36

Análise de falha em roda de automóvel

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

1. INTRODUÇÃO

Analisou-se uma falha em roda de veículo automotor acidentado. Foram inspecionadas duas rodas de liga de alumínio (uma delas danificada) com o objetivo de verificar a qualidade das mesmas e de determinar se as rodas em questão eram recondiçionadas. Não foram fornecidas as especificações técnicas do material da roda.

2. ENSAIOS REALIZADOS E RESULTADOS

2.1. Exame visual e fractográfico

As duas rodas como recebidas são mostradas na figura 1. O exame visual mostrou na roda danificada marcas de abrasão em cerca de 2/3 do perímetro da borda do aro, sugerindo atrito desta com o meio-fio de calçadas (figura 2), bem como a presença de porosidade na superfície do aro (vide figura 3).

A pintura das rodas foi removida e nova inspeção visual foi efetuada após ataque da superfície com reativo macrográfico (solução de ácido fluorídrico a

* Pesquisadores responsáveis pelo documento técnico.

10% em água), não se verificando alterações térmicas indicativas de recuperação das rodas por processos de soldagem ou outro processo térmico.

O exame fractográfico das superfícies de fratura não evidenciou sinais de falha por fadiga nem permitiu localizar o ponto de origem da fratura. O exame em microscópio eletrônico de varredura efetuado em uma das fraturas mostrou a predominância de fratura por clivagem intercelular, típica de ruptura frágil (figura 4).

2.2. Exame metalográfico

O exame metalográfico mostra que a microestrutura das rodas é constituída de matriz de fase α (rica em Al) com eutético $\alpha + \text{Si}$ interdendrítico modificado, apresentando na periferia das células eutética plaquetas de AlFeSi , compostos de Mg_2Si na forma de “escrita chinesa” e partículas de AlMgSiFe (vide figuras 5a e 5b). Esta microestrutura é típica de liga alumínio-silício hipoeutética fundida e modificada, exibindo nível elevado de porosidades. Observa-se ainda que a fratura se propaga pelos contornos das células eutéticas (figuras 6 e 7).

2.3. Análise química

Os resultados da análise química encontram-se na tabela 1. Os teores de Mg, Fe e Sr encontram-se acima dos valores típicos para ligas usadas na fabricação de rodas que são: Mg = 0,25%, Fe < 0,20% e Sr = 0,02%.

2.4. Ensaio de dureza Brinell

Os resultados do ensaio de dureza Brinell, efetuado com carga de 4.900 N (500 kgf) e esfera de 10 mm de diâmetro, conforme norma NBR 6394 da

Tabela 1. Resultados da análise química

Elemento	Roda danificada (%)	Roda não danificada (%)
Si	12,4	12,6
Fe	0,50	0,54
Mg	0,35	0,44
Mn	0,11	0,13
Sr	0,03	0,03
Al	balanço	balanço

ABNT são dados a seguir: roda danificada (cubo) = 80 ± 1 HB; e roda não danificada (cubo) = 84 ± 3 HB.

3. DISCUSSÃO

A borda do aro da roda danificada exhibe marcas que indicam a ocorrência de atrito desta região com o meio-fio. Entretanto, não é possível determinar se tal atrito ocorreu antes ou depois do acidente. Convém salientar que rodas de automóveis, por se tratarem de item de segurança, devem, em caso de impacto, absorver energia por deformação plástica sem que haja a quebra do componente.

As rodas investigadas foram fabricadas em liga alumínio-silício fundida e modificada. A composição química obtida apresentou teores de Mg, Fe e Sr acima dos valores típicos para ligas usadas na fabricação das rodas, que são: 0,25, < 0,20 e 0,02, respectivamente¹⁻³. O elevado teor de ferro resulta na formação de compostos em forma de plaquetas que precipitam preferencialmente nos contornos das células eutéticas. Nesta região, ocorre também o “engrossamento” do silício eutético devido aos altos teores de Mg e Sr (supermodificado)^{1,3}.

Os desvios de composição química e da microestrutura contribuem para a fragilização da liga^{2,3}, e a presença de elevado nível de porosidade reduz consideravelmente a tenacidade do componente. De fato, os exames mostraram que a fratura ocorreu de maneira frágil, propagando-se pelos contornos das células eutéticas, como mostrado no exame metalográfico. Finalmente, não foram encontradas alterações térmicas decorrentes de processo de recuperação.

4. CONCLUSÕES

- As rodas foram fabricadas em liga alumínio-silício fundida e modificada, contendo teores de Mg, Fe e Sr acima dos valores típicos para ligas usadas na fabricação de rodas de alumínio.
- A heterogeneidade microestrutural, decorrente do desvio na composição química, e o elevado nível de porosidade comprometem a tenacidade do material, promovendo a fratura frágil do componente.
- Não foram encontradas evidências macroestruturais de alterações térmicas decorrentes de processo de recuperação.

5. REFERÊNCIAS

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

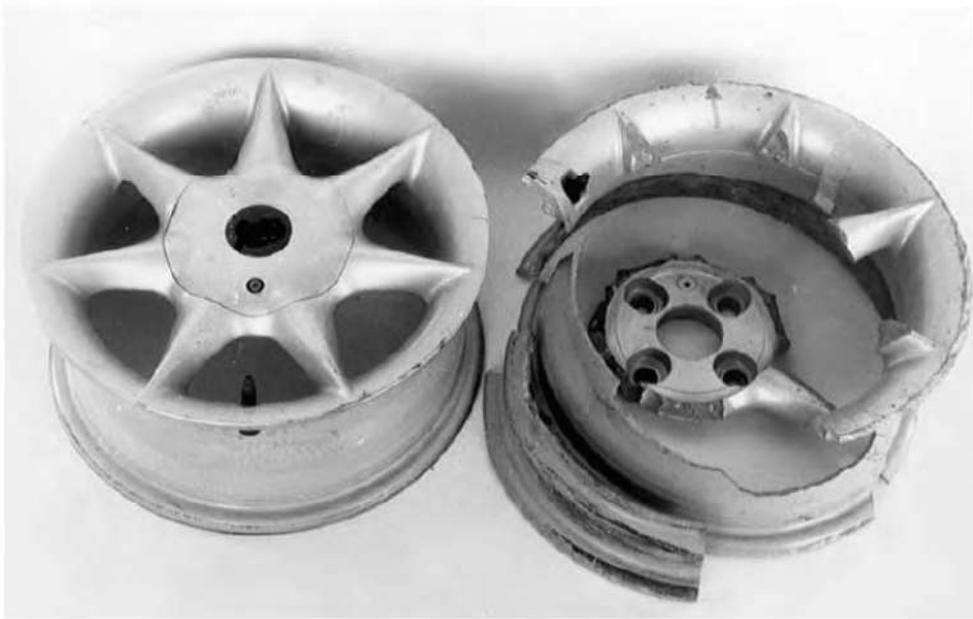


Figura 1. Aspecto das amostras como recebidas.

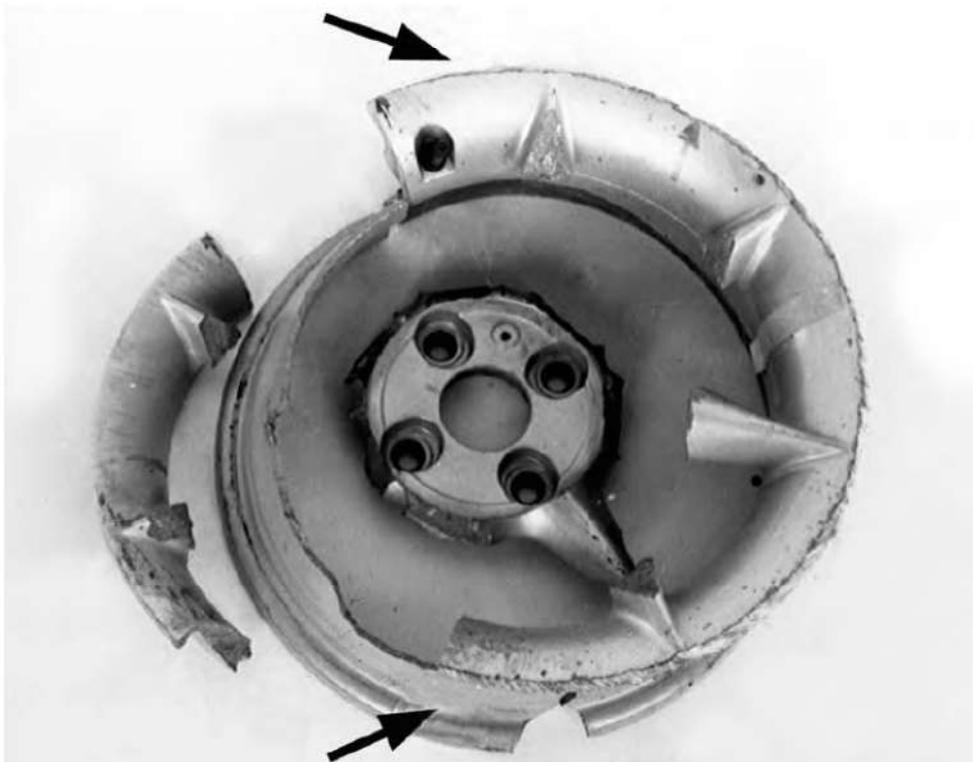


Figura 2. Aspecto da roda danificada, com marcas de abrasão em cerca de 2/3 do perímetro da borda do aro, sugerindo o atrito desta com o meio-fio (setas).



Figura 3. Aspecto da roda danificada, mostrando porosidade na superfície do aro (setas). O corte A-A indica a posição onde foi efetuado o exame metalográfico.

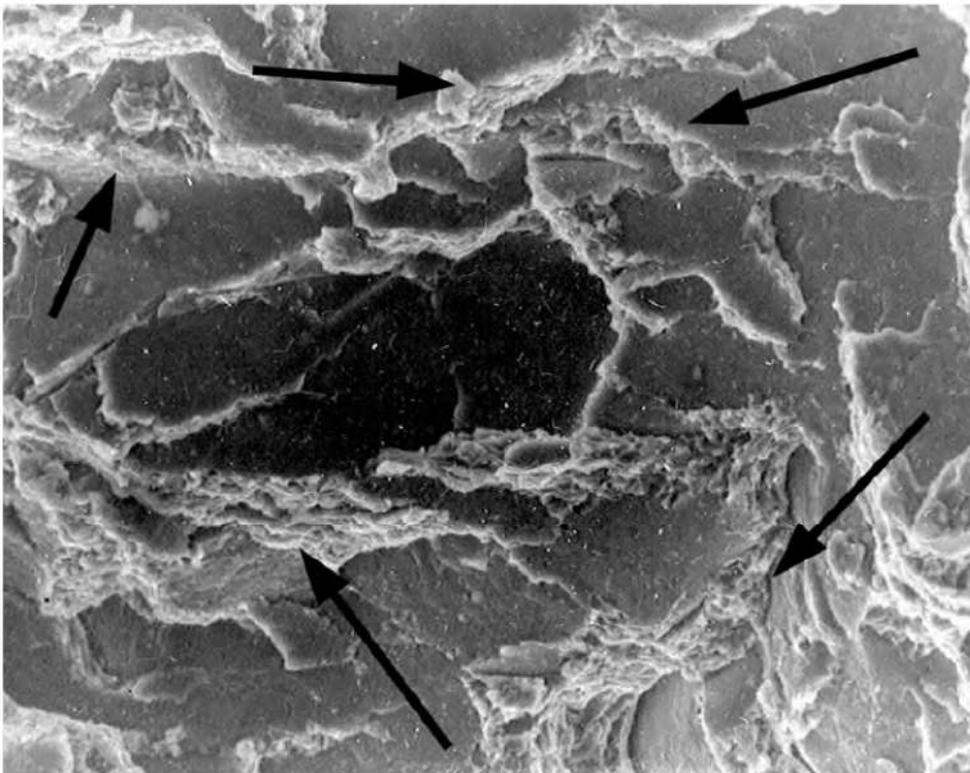


Figura 4. Aspecto da superfície de uma das fraturas do aro da roda danificada. Predominância de clivagem interdendrítica com pequena fração de alvéolos (setas). MEV-SEI. 350X.

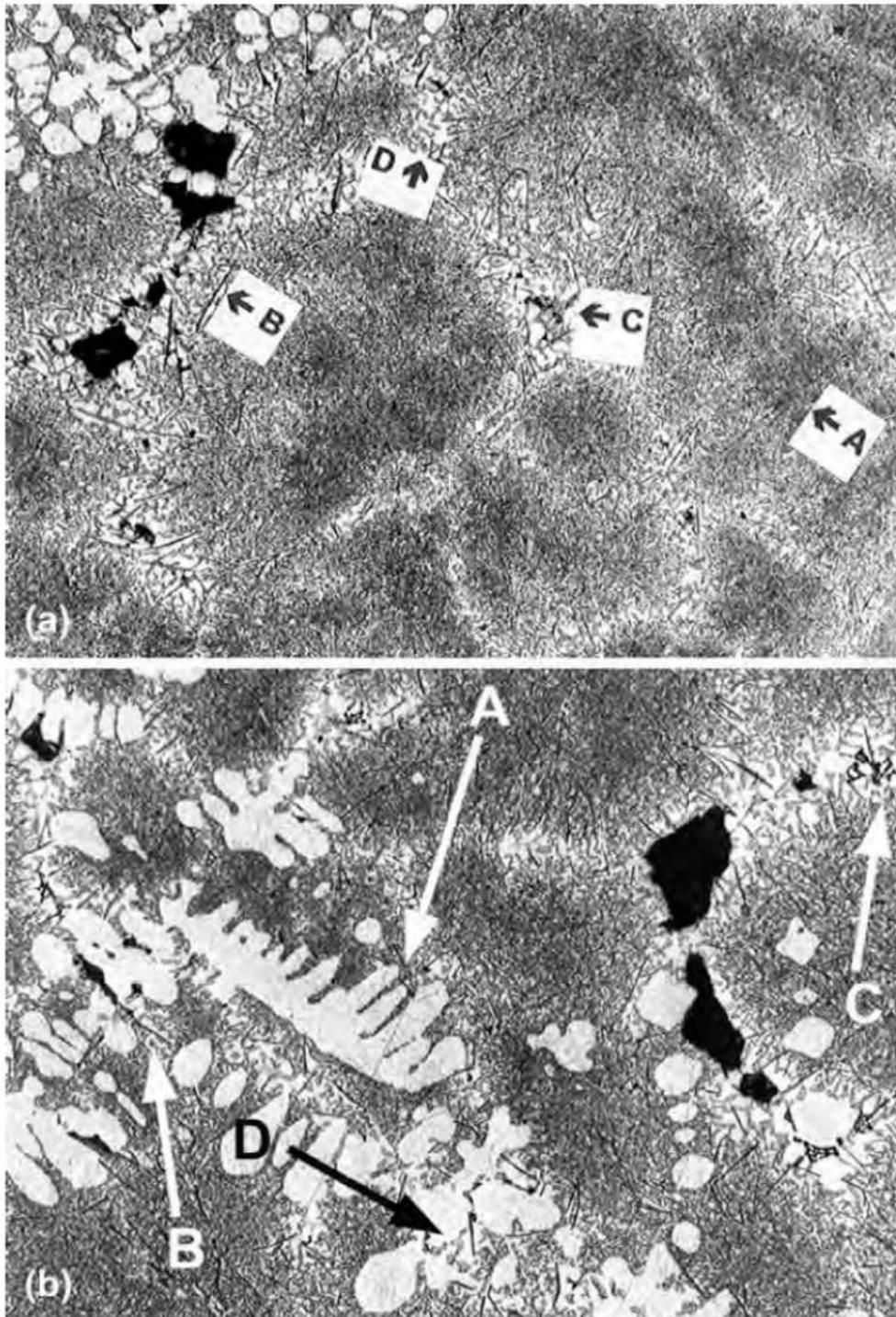


Figura 5. (a) Corte A-A. Roda danificada – aro. Matriz de fase α (rica em Al) com eutético $\alpha + \text{Si}$ interdendrítico modificado (seta A), apresentando plaquetas de AlFeSi (seta B) na periferia das células eutéticas, compostos de Mg_2Si na forma de “escrita chinesa” (seta C) e partículas de AlMgSiFe (seta D). Reativo de HF (0,5%). 100X.

(b) Corte B-B. Roda danificada – cubo. Matriz de fase α (rica em Al) com eutético $\alpha + \text{Si}$ interdendrítico modificado (seta A), apresentando plaquetas de AlFeSi (seta B) na periferia das células eutéticas, compostos de Mg_2Si na forma de “escrita chinesa” (seta C) e partículas de AlMgSiFe (seta D).

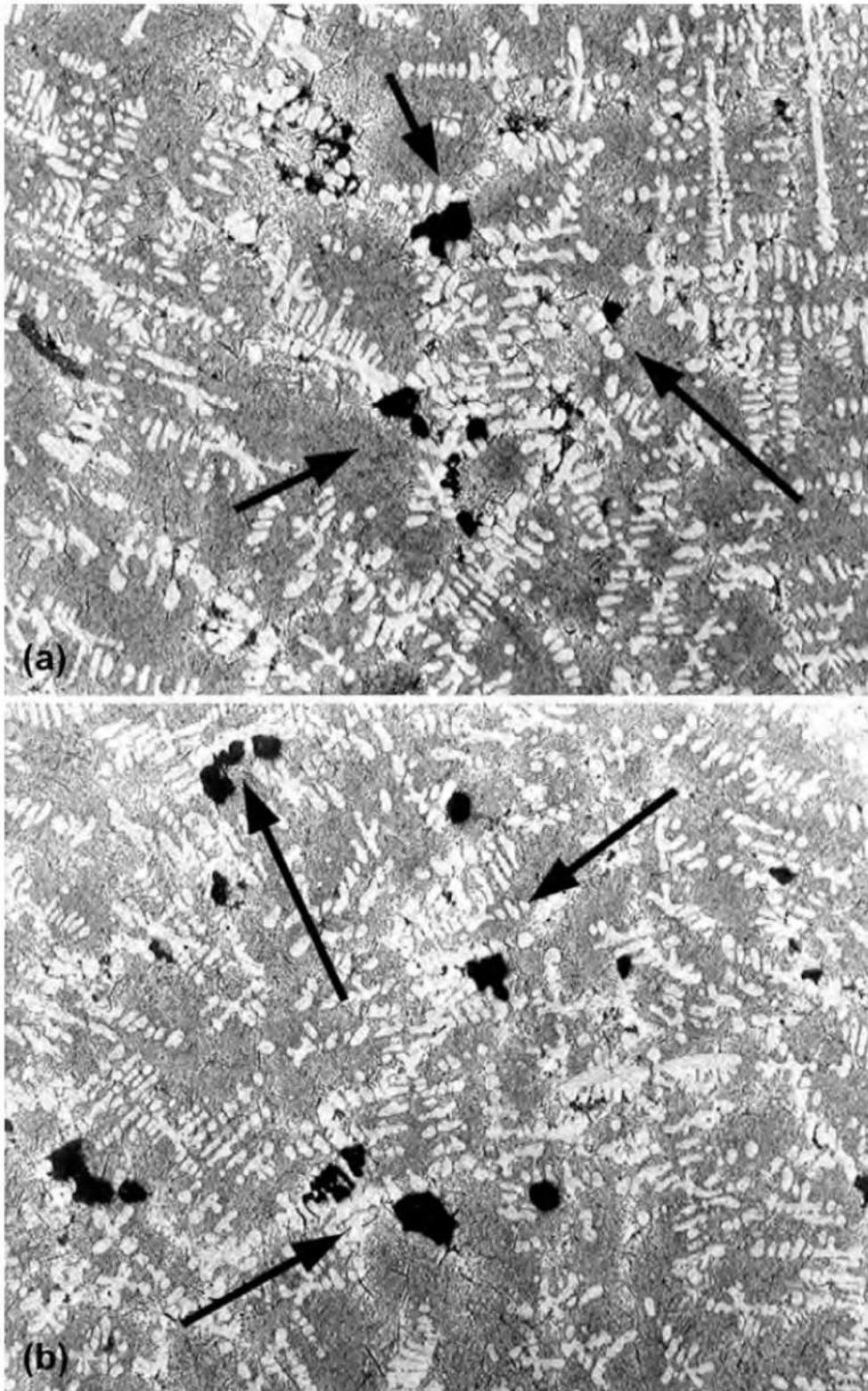


Figura 6. (a) Corte B-B. Roda danificada – aro. Aspecto micrográfico do material, mostrando a presença de elevado nível de porosidade (setas). Reativo de HF (0,5%). 50X.

(b). Corte B-B. Roda não danificada – cubo. Aspecto micrográfico do material, mostrando a presença de elevado nível de porosidade (setas). Reativo de HF (0,5%). 50X.

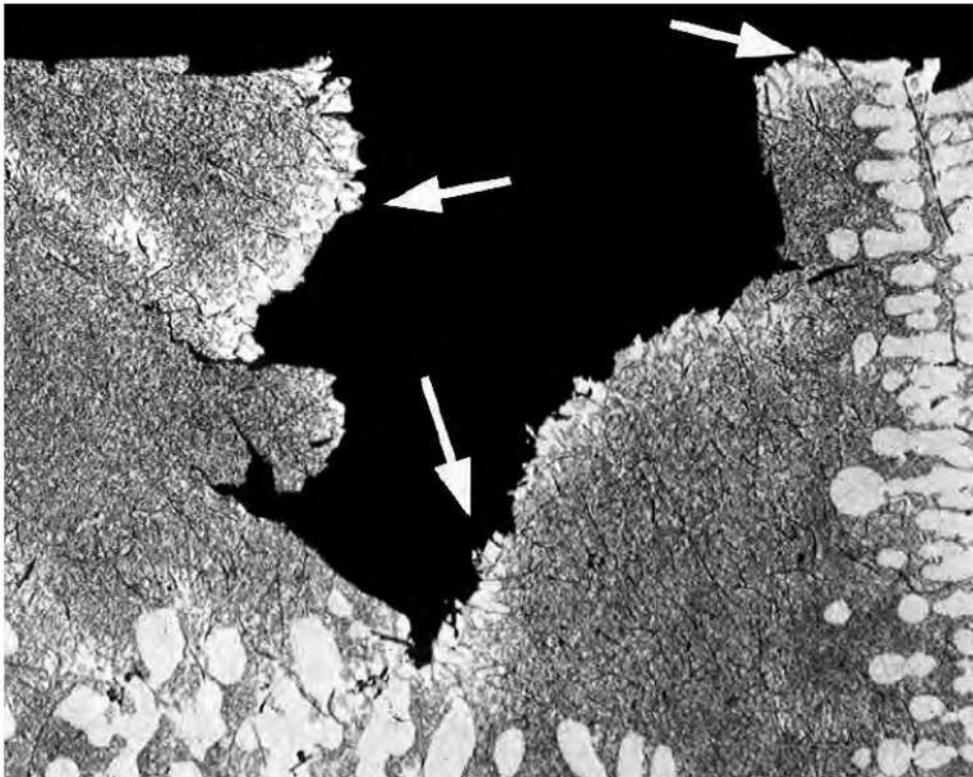


Figura 7. Corte B-B. Roda danificada – cubo. Aspecto micrográfico do material. As setas na superfície de fratura evidenciam que esta se propaga pelo contorno da célula eutética (setas). Reativo de HF (0,5%). 100X

37

Análise de falha em trem de pouso†

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

1. INTRODUÇÃO

Durante o procedimento de aterrissagem de uma aeronave com 107 passageiros, o cilindro externo do trem de pouso esquerdo se rompeu em vários fragmentos. Este cilindro externo é fabricado em uma liga de alumínio, de acordo com a especificação DTD 5104 A (Al-5,7Zn-2,7Mg-0,5Mn-0,5Cu)¹. As pernas do trem de pouso (figura 1) são unidades hidráulicas estanques, compostas de dois cilindros (externo e interno) com extremidades fechadas e contendo uma combinação de gás nitrogênio com fluido hidráulico, de modo a absorver e dissipar o impacto durante aterrissagem e manobras em terra².

As ligas do tipo Al-Zn-Mg-X são normalmente susceptíveis à fratura dúctil intergranular³⁻⁷, e os mecanismos de dano ocorrem nos contornos de grão (CG) da microestrutura⁸⁻¹⁹. A propagação de trincas em uma microestrutura parcialmente recristalizada pode ocorrer por vários caminhos preferenciais, como:

- Intergranular: contornos entre grãos recristalizados (R/R); grãos recristalizados e não-recristalizados (R/N); grãos não-recristalizados (N/N); e subgrãos não-recristalizados (N/N).

† Reimpresso do periódico *Engineering Failure Analysis*, v. 9, n. 3, Cesar Roberto de Farias Azevedo e Eduardo Hippert Jr., Fracture of an aircraft's landing gear, p. 265-275, 2002, com permissão da Elsevier Ltd.

- Transgranular: grãos recristalizados e grãos não-recristalizados.

O objetivo deste trabalho é investigar a causa da falha do trem de pouso e sugerir medidas para evitar novos incidentes.

2. EXAMES REALIZADOS E RESULTADOS

2.1. Exame visual

O cilindro externo quebrou-se em pelo menos sete pedaços e todas as superfícies de fratura foram examinadas visualmente (vide figura 1-a). Marcas radiais presentes nos fragmentos 1 e 2 indicam que a fratura nucleou-se nos furos A e B (vide posição dos furos nas figuras 1-b e 1-c). As superfícies de fratura mostraram ausência de deformação plástica (aspecto frágil), apresentando uma superfície plana com pequena proporção de lábios de cisalhamento (*shear-lips*) ao longo das bordas (com espessura entre 1,0 e 1,5 mm).

Marcas radiais convergentes indicam que a falha do cilindro externo começou nos fragmentos 1, 2, 5 e 6 e propagou-se preferencialmente ao longo do eixo principal do cilindro externo do trem de pouso, como mostrado esquematicamente na figura 1-d. A maior parte das superfícies de fratura, entretanto, foi gerada a partir das frentes de propagação de trinca originadas nos furos dos fragmentos 1 e 2.

2.2. Exame metalográfico e microanálise

O exame metalográfico realizado na região próxima ao início da fratura (furos dos fragmentos 1 e 2) revelou uma microestrutura parcialmente recristalizada e orientada perpendicularmente à superfície livre do componente (vide figura 2-a), composta de bandas de zonas recristalizadas (bandas claras) e não-recristalizadas (bandas escuras). Grãos recristalizados de aproximadamente 10 μm estão situados próximos a grandes precipitados primários e apresentam intensa precipitação intergranular (vide figura 2-b). Grãos não-recristalizados de aproximadamente 2 μm apresentam precipitação intragranular refinada e homogênea (vide figura 2-c). Microanálise EDS indicou que a estequiometria das partículas primárias claras associadas à zona recristalizada é próxima de $(\text{Fe, Mn})_3\text{Al}_{12}$, enquanto a das partículas primárias escuras é próxima a Mg_2Si . As plaquetas de precipitados intergranulares presentes ao longo dos grãos recristalizados são ricas em Zn e Mg (vide figura 2-b). Adicionalmente, os resultados revelaram a presença de partículas

intergranulares ricas em Cu-Mn. A estequiometria das partículas intragranulares não foi estimada devido ao pequeno tamanho destes precipitados. Finalmente, em outras regiões do cilindro externo, a microestrutura apresenta-se orientada paralelamente à superfície livre do componente.

2.3. Análise química e ensaio de tração

Foi realizada análise química (espectrofotometria de absorção atômica, espectrometria de emissão ótica e espectrometria de fluorescência de raios X). Adicionalmente, corpos-de-prova longitudinais extraídos do cilindro foram submetidos a ensaio de tração, seguindo as recomendações da norma ASTM E8M. Observa-se que tanto a composição química quanto os resultados do ensaio de tração (vide tabelas 1 e 2) estão de acordo com as exigências da norma DTD 5104 A¹.

Tabela 1. Resultados da análise química

	Zn (%)	Mg (%)	Mn (%)	Cu (%)	Fe (%)	Si (%)	Ni (%)	Ti + Zr (%)
Amostra	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.

Tabela 2. Resultados do ensaio de tração

	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento (%)
Resultado	450 ± 30	500 ± 20	9,5 ± 1,5
DTD 5104 A*	400	460	7

* Valor mínimo.

2.4. Fractografia

A análise fractográfica na região de início de fratura do cilindro externo (áreas adjacentes aos furos A e B) revelou dois tipos de superfície de fratura:

- Região 1: superfície plana e apresentando degraus originados na superfície dos furos. O comprimento desta região é de aproximadamente 0,6 mm. Exames fractográficos mais detalhados evidenciaram a presença de suaves marcas

conchoidais originadas na superfície interna do furo, assemelhando-se a estrias de fadiga (vide figura 3-a).

- Região 2: superfície fibrosa com intenso trincamento secundário intergranular e intragranular (vide figura 3-b e c).

Estes resultados indicam que a fratura foi iniciada e propagou-se de modo estável por mecanismo de fadiga até um comprimento crítico de 0,6 mm. A propagação instável ocorreu por mecanismo de fratura intergranular, preferencialmente ao longo de áreas recristalizadas, e por fratura transgranular, ao longo de regiões não-recristalizadas^{3-7,13,18}. Os resultados indicam que tanto a propagação instável quanto a estável seguiram a orientação da microestrutura.

2.5. Ensaios de tenacidade à fratura

Corpos-de-prova compactos foram extraídos do cilindro nas orientações LT e TL (espessura do corpo-de-prova = 12 mm e comprimento do entalhe ≥ 8 mm). Os ensaios foram realizados seguindo as recomendações da norma ASTM 1820, com controle de carga fixado em 10 kN/min em uma máquina de ensaios servo-hidráulica MTS. A tabela 3 apresenta os resultados de tenacidade à fratura K_{IC} que indicam que a tenacidade à fratura na orientação LT é aproximadamente 60% superior àquela determinada na orientação TL. O exame fractográfico dos corpos-de-prova TL e LT revelou que a região de fratura instável apresenta superfície fibrosa, composta de fratura intergranular e transgranular (vide figuras 4-a a 5-b).

Tabela 3. Resultados de tenacidade à fratura

Orientação	K_{IC} (MPa.m ^{1/2}) média
TL	13,2
LT	21,4

A anisotropia de propriedades mecânicas observada neste estudo está de acordo com o trabalho de Prasad et al.¹⁹, que mostrou que, para ligas Al-Li 8090, quando existe significativa anisotropia, a tenacidade à fratura na orientação TL pode ser 45% inferior à tenacidade na orientação LT.

Contudo, Singh et al.²⁰, estudando a influência da anisotropia em uma liga Al-Mg-Si-Cu, mostraram para uma microestrutura parcialmente recristalizada que

as orientações LT e TL apresentam o mesmo valor de tenacidade à fratura. Estes autores afirmam que o espaçamento entre partículas nucleadoras de cavidades varia apenas em microestruturas não-recristalizadas altamente deformadas. De acordo com Hales e Hafley²¹, a tenacidade à fratura e o tipo de topografia da superfície fraturada em ligas de Al são influenciadas pela textura, morfologia de grãos, resistência dos contornos de grão e tipo de precipitação da microestrutura.

Metalografia quantitativa foi realizada para estimar a proporção de áreas recristalizadas nas amostras TL e LT, e estes resultados foram comparados com a proporção de fratura intergranular na superfície de fratura e os valores de tenacidade. A proporção de regiões recristalizadas coincide com a proporção de fratura intergranular (vide tabela 4). Adicionalmente, o tamanho dos grãos recristalizados coincide com o tamanho das facetas da fratura intergranular, confirmando que as áreas recristalizadas apresentam modo de fratura dúctil intergranular, enquanto a fratura das áreas não-recristalizadas ocorre por fratura dúctil transgranular¹⁸.

Os resultados indicam que, embora a orientação LT apresente maior valor de tenacidade à fratura, também apresenta, paradoxalmente, maior proporção de fratura intergranular. Nenhuma diferença entre a morfologia e o tamanho dos grãos recristalizados de ambas as orientações TL e LT foi observada.

Tabela 4. Resultados de metalografia quantitativa

Parâmetro	Orientação LT	Orientação TL	Método
Tamanho de grão recristalizado (μm)	11	13	Metalografia
Tamanho de grão, fratura intergranular (μm)	10	9	Fractografia
Área recristalizada (%)	38	32	Metalografia
Área de fratura intergranular (%)	40	32	Fractografia

2.6. Observação metalográfica da propagação da trinca

As figuras 6-a a 6-d apresentam uma visão mais detalhada da seção transversal das regiões recristalizadas e não-recristalizadas. Comparando-se as facetas intergranulares das orientações TL e LT (figuras 6-a e 6-b), notou-se que as da orientação LT apresentam aspecto mais fibroso. Adicionalmente, ambas as orientações apresentaram propagação transgranular dentro da região não-recristalizada

(figuras 6-c e 6-d), sendo que a orientação TL apresentou precipitação secundária alongada na direção de propagação da trinca.

Comparando-se as áreas de fratura intergranular (vide figuras 7-a e 7-b), a orientação LT apresentou maior ocorrência de alvéolos, enquanto a orientação TL apresentou microcavidades maiores e mais rasas (vide seta 1). Como o tamanho e a forma dos alvéolos estão diretamente relacionados ao tamanho, forma e dispersão das partículas de segunda fase¹², as partículas em TL aparentam ser “mais grossas” do que em LT. Adicionalmente, alguns grãos em TL revelaram trincamento secundário intergranular (vide seta 2); precipitados primários clivados (vide seta 3); e facetas do tipo delaminação, típicas de decoação entre matriz e partículas alongadas (seta 4).

A comparação da área de fratura transgranular (vide figuras 7-c e 7-d) confirma que as microcavidades na orientação TL são, qualitativamente, maiores e mais rasas. Adicionalmente, TL apresenta partículas alongadas ($2 \cdot 0,3$ mm) ao longo da direção de propagação da trinca (vide seta 5).

A morfologia alongada dos precipitados primários e secundários (alinhados perpendicularmente à direção de carregamento) é responsável pela menor tenacidade à fratura na orientação TL. É amplamente aceito que grandes precipitados exercem um papel fundamental no controle da tenacidade à fratura do material¹⁹⁻²¹. Barlat e Vasudévan²² afirmaram que, para um mesmo nível de resistência, tamanho de grão e textura cristalográfica, a microestrutura de precipitação apresenta um papel fundamental na deformação plástica e comportamento à fratura da liga Al 7075. Adicionalmente, a morfologia da precipitação é responsável por algumas das diferenças observadas na topografia de fratura das orientações LT e TL.

3. DISCUSSÃO

O processo de forjamento do material produz uma estrutura fibrosa, que acarreta direcionalidade de propriedades. Desta forma, o material passa a apresentar orientações mais ou menos favoráveis quanto às suas propriedades mecânicas (anisotropia). Foi confirmado, durante o ensaio metalográfico, que o material apresentava microestrutura orientada (estrutura fibrosa) paralelamente ao eixo principal do cilindro externo do trem de pouso, o que corresponde à melhor orientação (situação ideal). No entanto, a microestrutura junto aos furos que nuclearam a fratura estava orientada perpendicularmente à superfície do componente. A interseção

das fibras da microestrutura com a superfície externa do componente são pontos preferenciais de início de fratura, e, portanto, devem ser evitados.

O exame fractográfico indicou que a fratura nucleou-se junto a dois furos localizados na parte superior do cilindro externo do trem de pouso e progrediu até uma profundidade de 0,6 mm por mecanismo de fadiga. A fratura do cilindro externo progrediu, então, por mecanismo de fratura instável. Observou-se que a propagação preferencial das fraturas estável e instável ocorre paralelamente à orientação da microestrutura.

Uma conseqüência importante da orientação das fibras é que ela implica em alteração significativa da tenacidade à fratura do material. Por causa disso, o tamanho crítico de trinca admissível no componente pode ser drasticamente reduzido em determinadas orientações da microestrutura. Os resultados experimentais indicaram que a alteração observada na orientação da microestrutura na região de início de fratura acarretou uma redução de 50% no valor de tenacidade à fratura do material, ou de 75% no tamanho crítico de trinca. Nestas condições, o componente pode fraturar mesmo com tensões aplicadas inferiores àquelas especificadas em projeto.

Sugere-se, desta forma, que o fabricante do trem de pouso disponibilize os dados de projeto do componente para um estudo analítico das tensões envolvidas na estrutura, baseado na mecânica da fratura. Seria necessário, primeiramente, estabelecer o tamanho crítico de trinca de projeto e para quais condições de contorno (orientação de microestrutura, geometria e posicionamento de trincas) este valor foi calculado, para depois comparar estes dados às observações experimentais. Deste modo, seria possível estabelecer se a falha ocorreu por sobrecarga, devido a um erro operacional durante a aterrissagem, ou se decorrente de uma falha de processamento. Finalmente, o projeto eficiente de componentes estruturais deve considerar a anisotropia da microestrutura, evitando microestruturas bandeadas interceptando superfícies livres.

4. CONCLUSÕES

- O material do cilindro externo apresentou uma microestrutura orientada, parcialmente recristalizada.
- O mapa esquemático de propagação da trinca indica que a fratura do cilindro externo do trem de pouso foi originada a partir das trincas de fadiga encontradas na região adjacente aos furos dos fragmentos 1 e 2.

- O caminho de propagação da trinca depende da microestrutura local, e tanto trincas estáveis como instáveis propagaram-se, de modo preferencial, paralelamente à orientação da microestrutura do material.
- A microestrutura do material estava orientada perpendicularmente à superfície livre do cilindro externo na região de nucleação de fratura.
- Propagação instável da fratura ocorreu por um modo misto, constituído de fratura dúctil intergranular e transgranular.
- Áreas recristalizadas da microestrutura apresentaram modo de falha intergranular, enquanto a fratura de ligamentos remanescentes (áreas não-recristalizadas com precipitação intragranular) ocorreu por mecanismo transgranular.
- Ensaio de tenacidade à fratura indicaram que corpos-de-prova extraídos na orientação LT forneceram valores de K_{IC} 60% superiores àqueles determinados na orientação TL.
- O projeto eficiente de componentes estruturais deve considerar a anisotropia da microestrutura, evitando microestruturas bandeadas interceptando superfícies livres.

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.; FOUGÈRES, 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.; GJØNNES, J. Investigation of precipitation in an Al-Zn-Mg alloy after two step ageing treatment at 100° and 150°C. *Materials Science and Engineering A*, v. 270, 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.; GRÄF, M. Fracture toughness of precipitation hardened alloys containing narrow soft zones at grain boundaries. *Acta Metallurgica*, v. 25, p. 877-881, 1977.
15. GRÄF, 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.; HIPPERT JR., 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

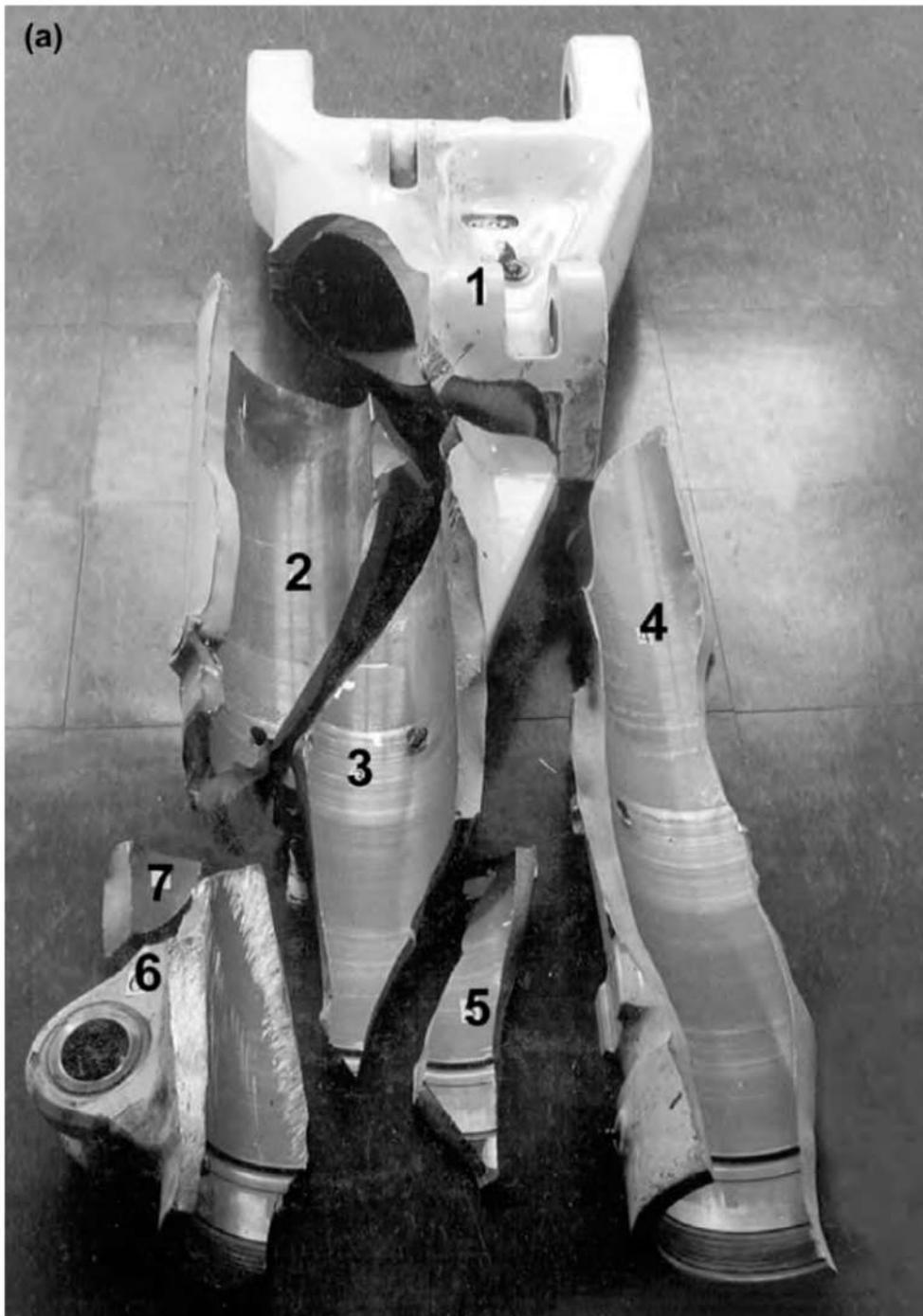


Figura 1. (a) Vista geral do cilindro externo rompido.

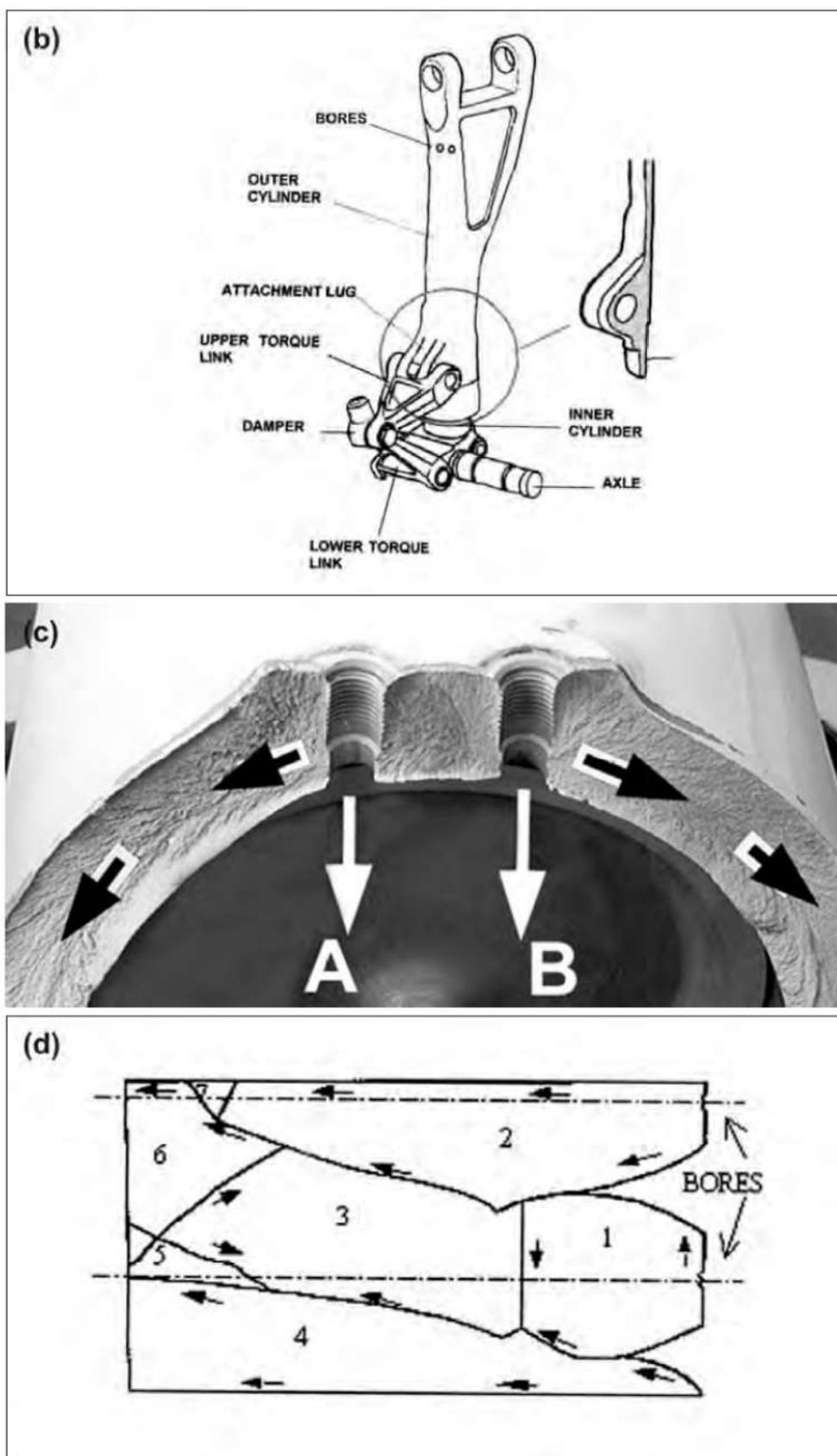


Figura 1. (b) Esquema do sistema de amortecimento do trem de pouso.
 (c) Marcas radiais (setas) são formadas a partir da origem da fratura (furos A e B).
 (d) Esquema mostrando o caminho de propagação da trinca ao longo do cilindro.

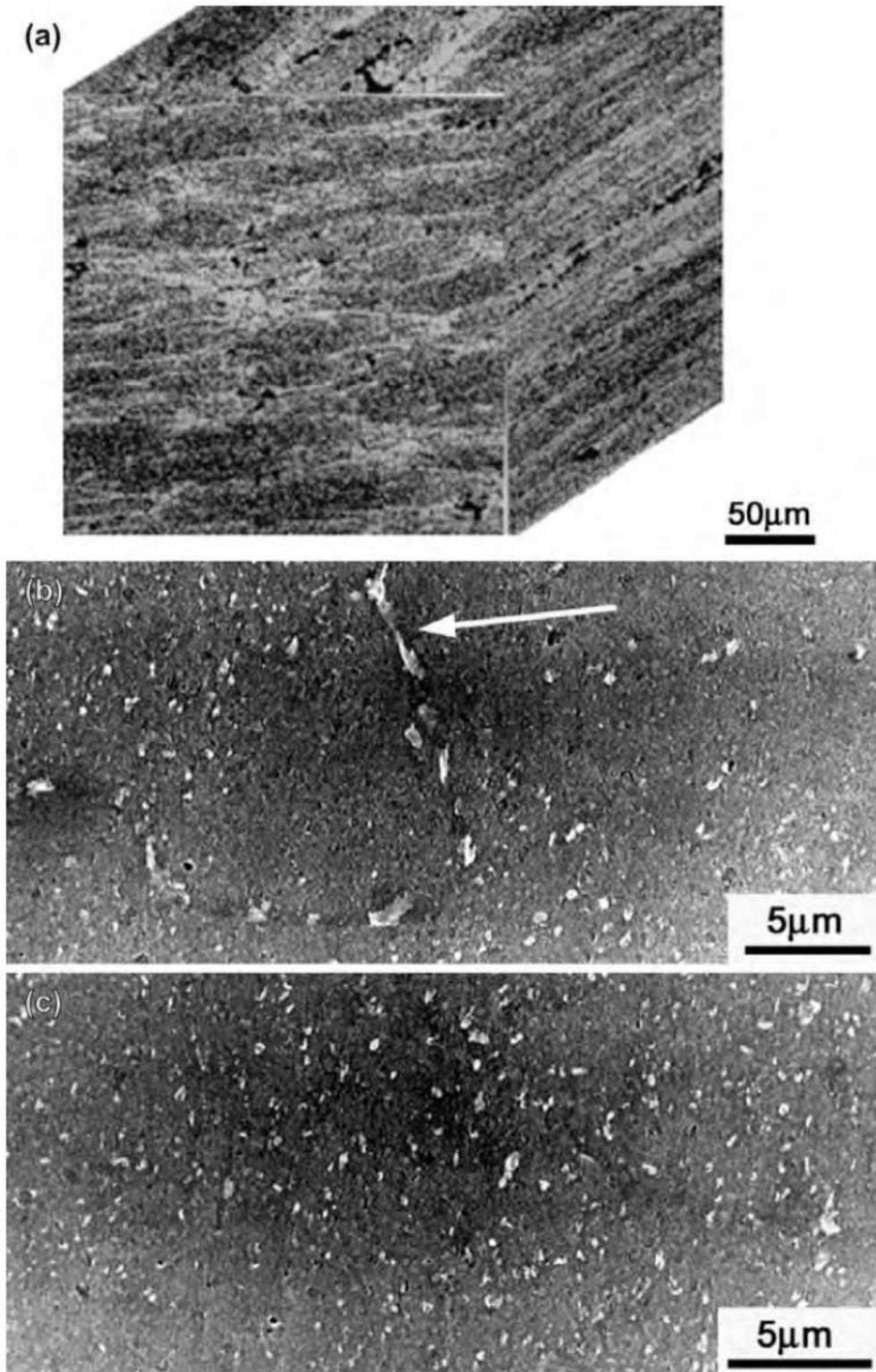


Figura 2. (a) Vista tridimensional, revelando microestrutura parcialmente recristalizada, orientada perpendicularmente à superfície livre e paralelamente à superfície de fratura. Reagente de Keller.

(b) Detalhe da microestrutura, mostrando região com grãos recristalizados e precipitação intergranular (seta). MEV-BEI. 3.500X.

(c) Detalhe da microestrutura, mostrando região não-recristalizada e precipitação intragranular. MEV-BEI. 3.500X.

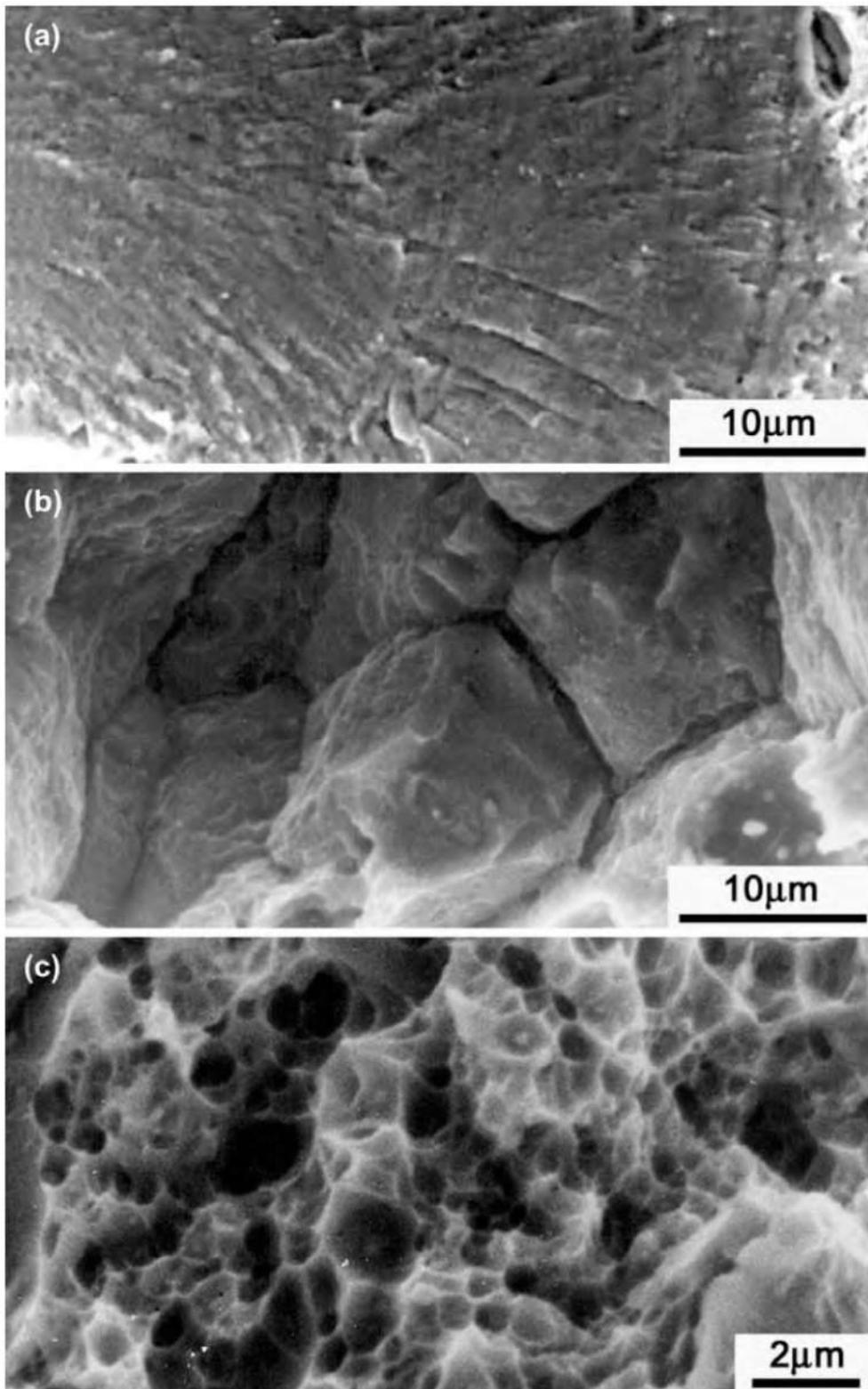


Figura 3. (a) Detalhe da superfície de fratura estável, mostrando marcas conchoi-dais, típicas de fratura por fadiga. MEV-SEI. 2.000X.
(b) Detalhe da superfície de fratura instável, mostrando fratura dúctil intergranular. MEV-SEI. 3.000X.
(c) Detalhe da superfície de fratura instável, mostrando fratura transgranular por al-véolos. MEV-SEI. 5.000X.

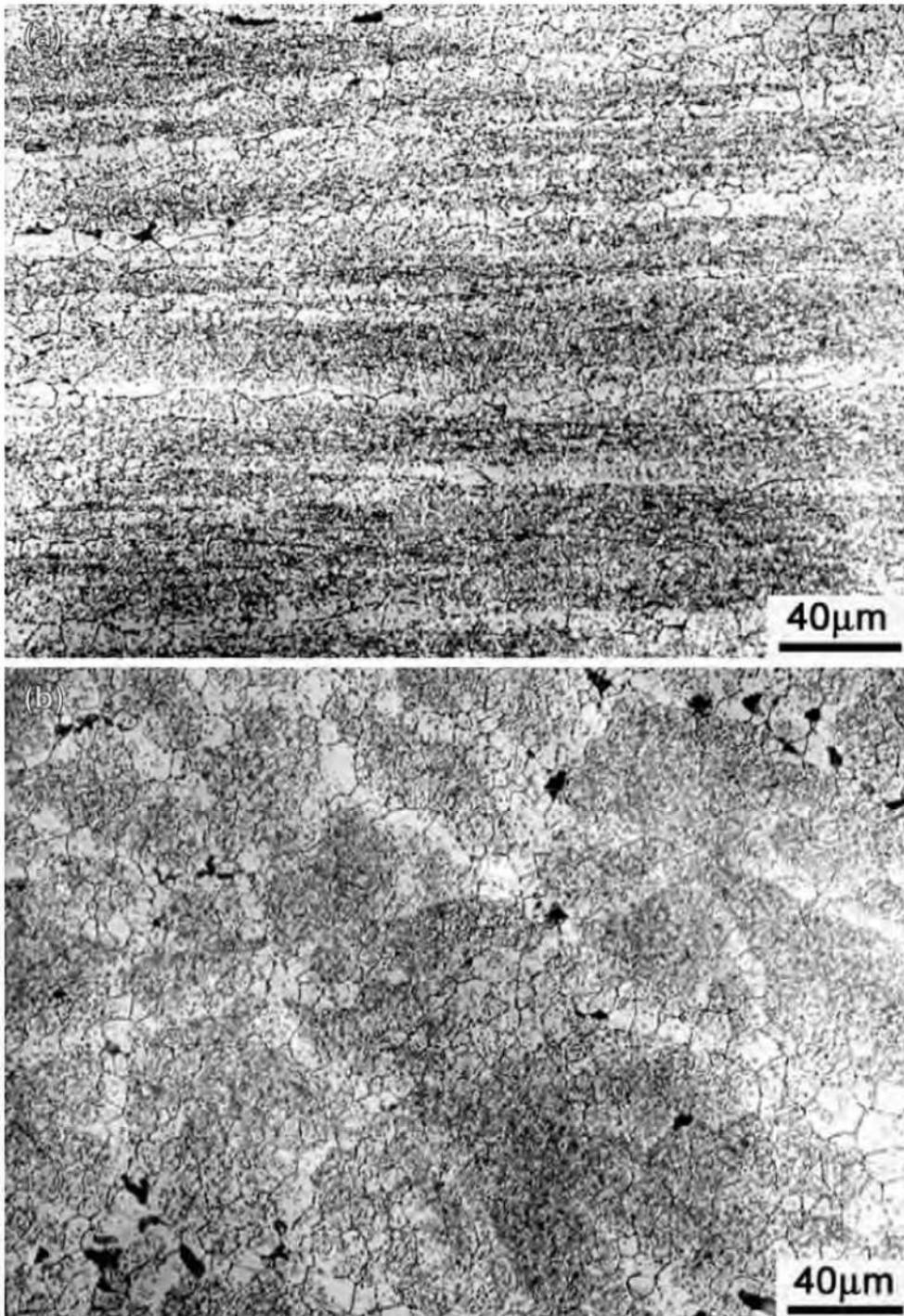


Figura 4. (a) Microestrutura parcialmente recristalizada. Orientação TL. Reagente de Keller.

(b) Microestrutura parcialmente recristalizada. Orientação LT. Reagente de Keller.

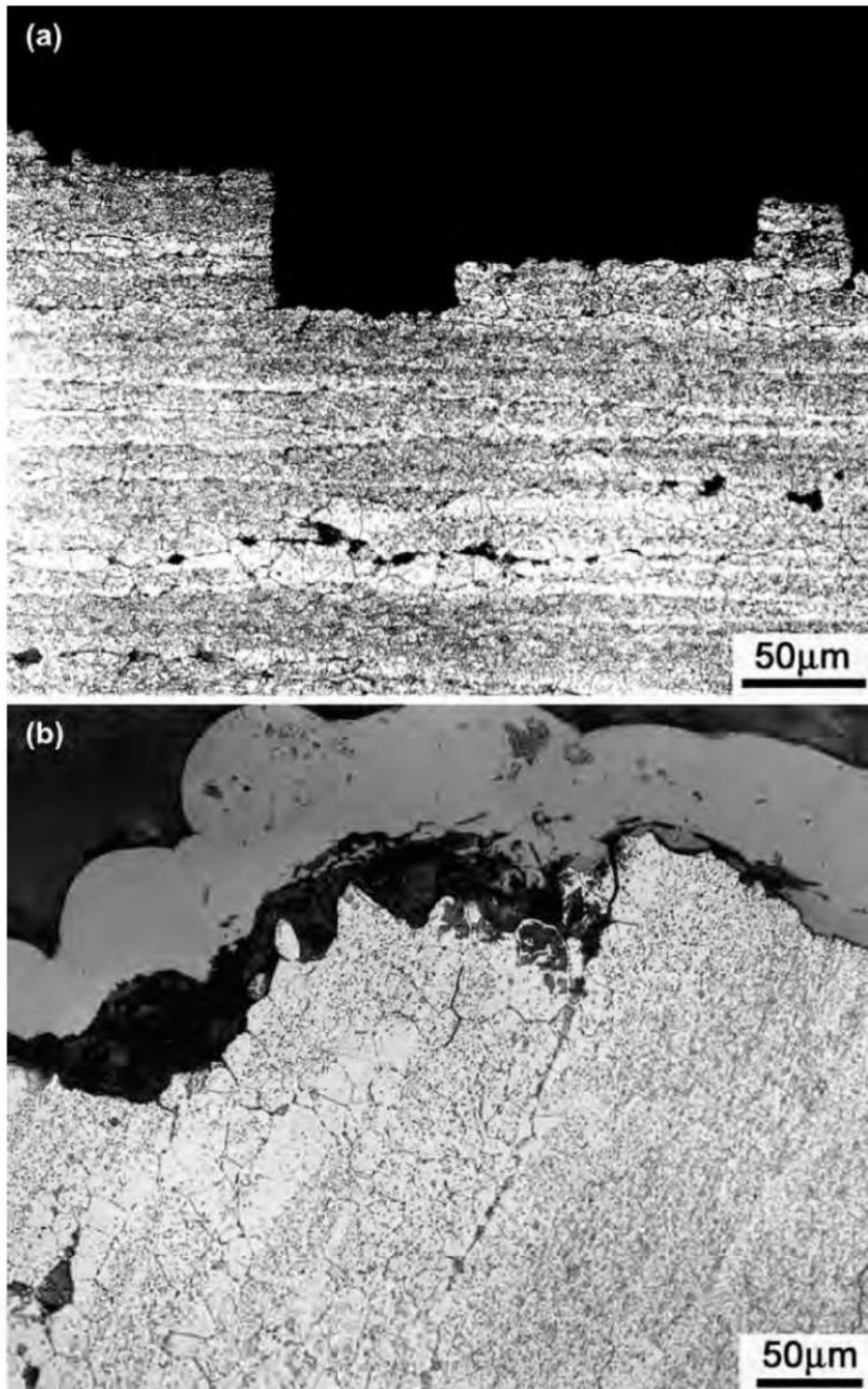


Figura 5. (a) Exame metalográfico, mostrando caminho de propagação da fratura instável. Orientação TL. Reagente de Keller.

(b) Exame metalográfico, mostrando caminho de propagação da fratura instável. Orientação LT. Reagente de Keller. (A camada cinza corresponde ao revestimento de Ni).

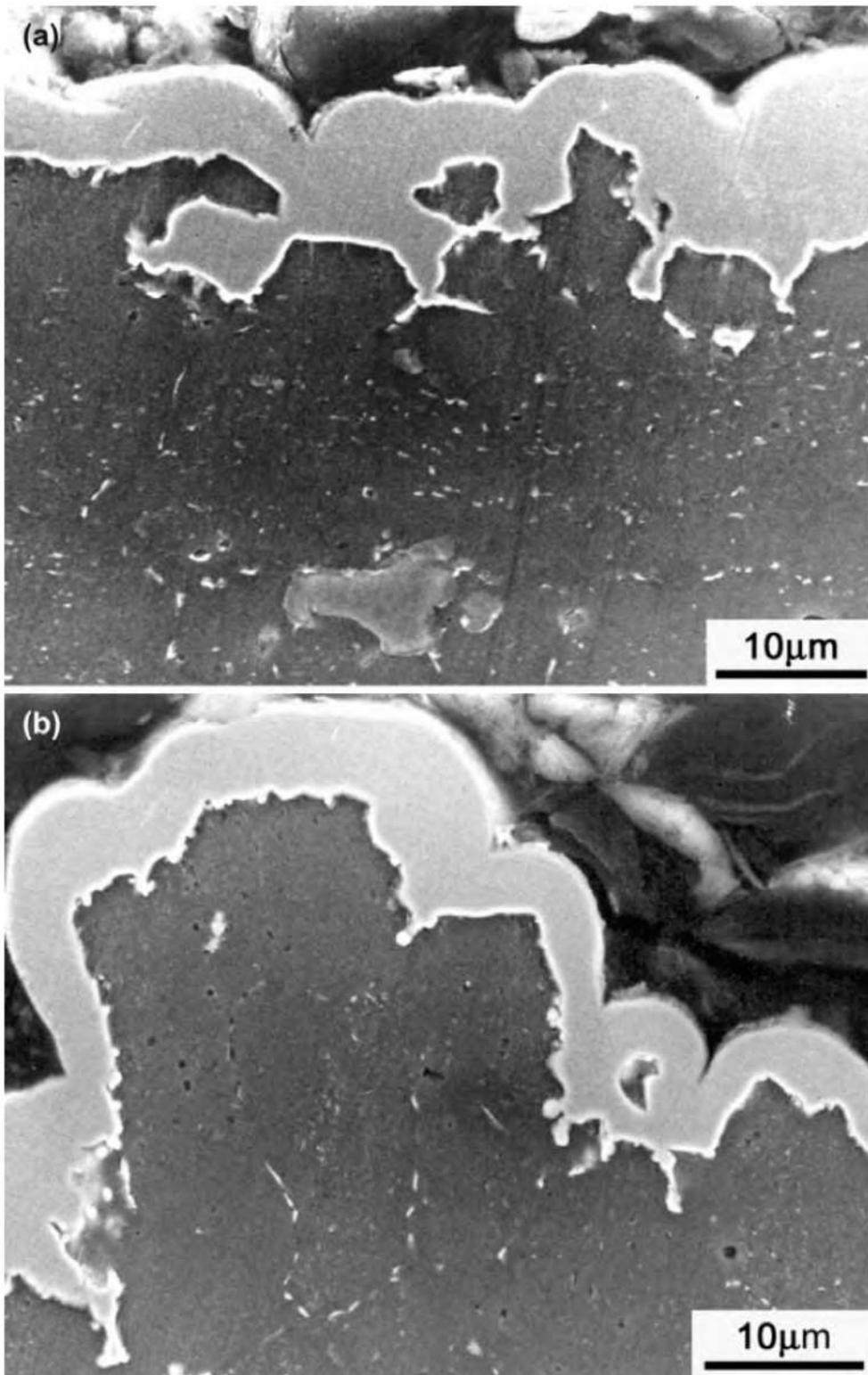


Figura 6. (a) Exame metalográfico, mostrando caminho de propagação da fratura instável. Orientação TL. Fratura intergranular na área recristalizada. MEV-BEI. 2.000X. (A camada branca corresponde ao revestimento de Ni).

(b) Exame metalográfico, mostrando caminho de propagação da fratura instável. Orientação LT. Fratura intergranular na área recristalizada. MEV-BEI. 2.000X. (A camada branca corresponde ao revestimento de Ni).

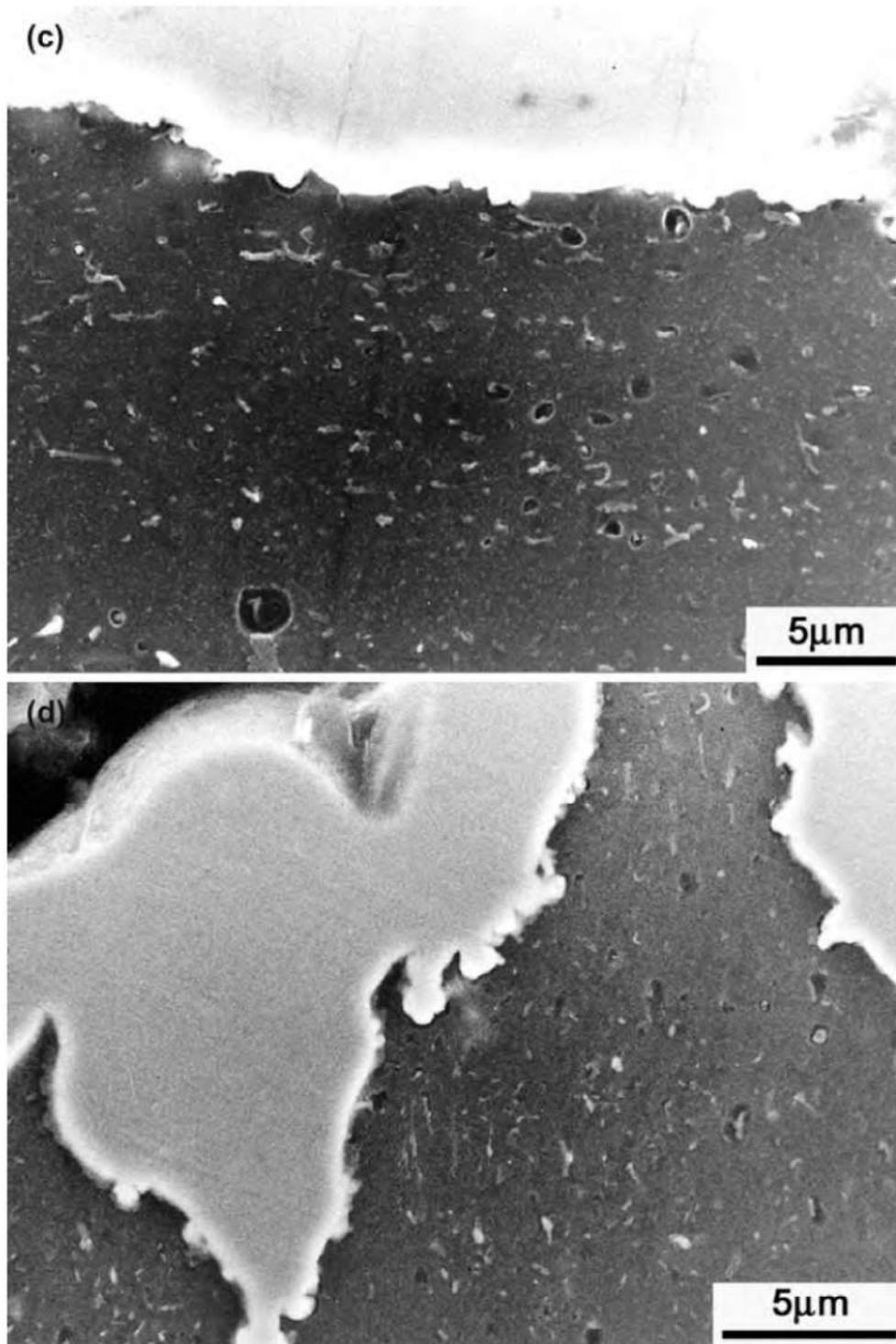


Figura 6. (c) Exame metalográfico, mostrando caminho de propagação da fratura instável. Orientação TL. Fratura transgranular na área não recristalizada. MEV-BEI. 5.000X.

(d) Exame metalográfico, mostrando caminho de propagação da fratura instável. Orientação LT. Fratura transgranular na área não recristalizada. MEV-BEI. 5.000X. (A camada branca corresponde ao revestimento de Ni).

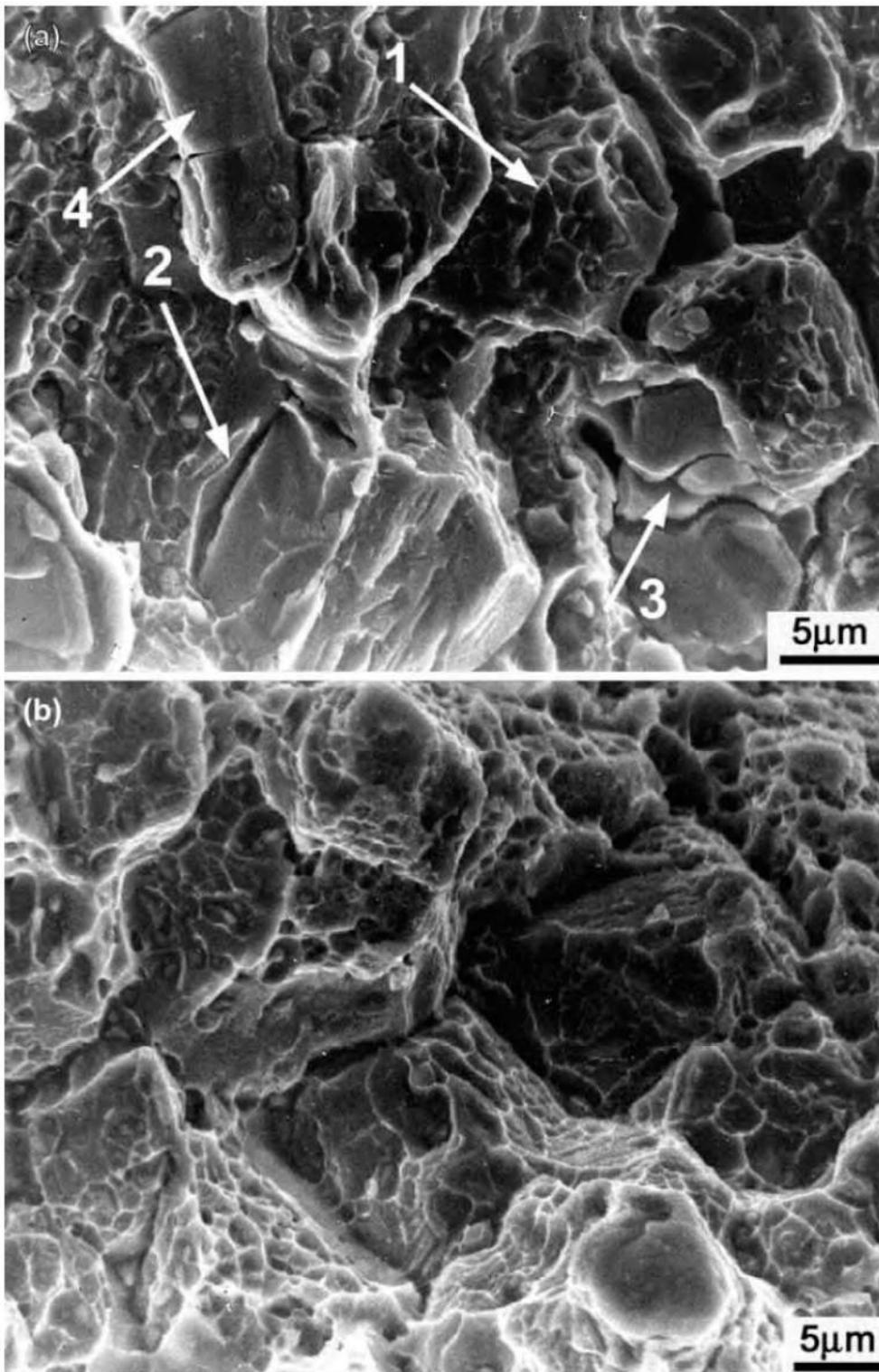


Figura 7. (a) Exame fractográfico, mostrando fratura dúctil intergranular na área recristalizada. Seta 1: fratura intergranular; seta 2: trinca intergranular secundária; seta 3: clivagem dos precipitados primários; seta 4: decoesão entre matriz e precipitado. Orientação TL. MEV-SEI. 5.000X.

(b) Exame fractográfico, mostrando fratura dúctil intergranular na área recristalizada. Orientação LT. MEV-SEI. 5.000X.

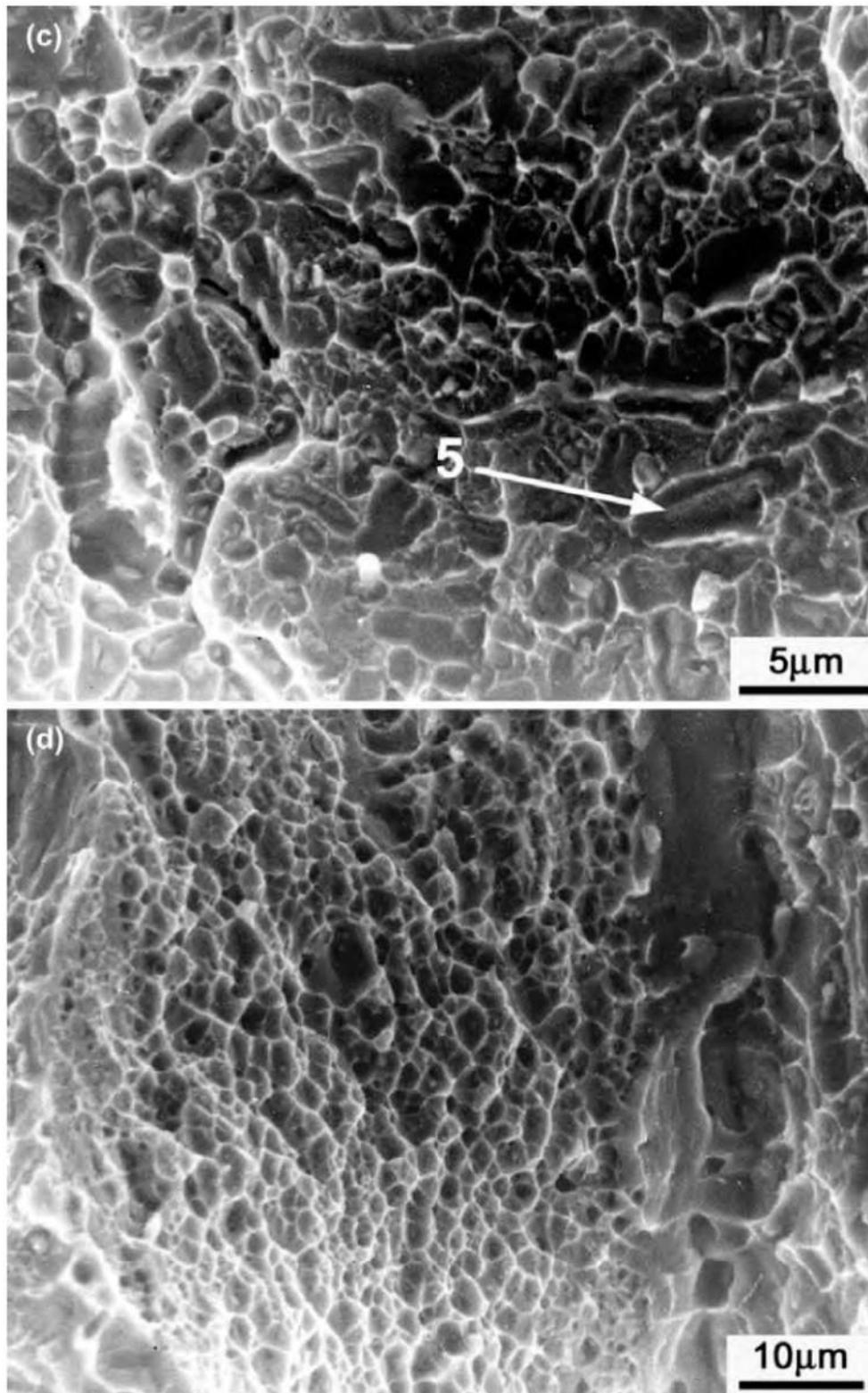


Figura 7. (c) Exame fractográfico, mostrando fratura transgranular por alvéolos na área não-recristalizada. Seta 5: partículas alongadas na direção de propagação da trinca. Orientação LT. MEV-SEI. 5.000X.

(d) Exame fractográfico, mostrando fratura transgranular por alvéolos na área não-recristalizada. Orientação TL. MEV-SEI. 5.000X.

38

Análise de falha em cabo condutor de alumínio†

Cesar R. F. Azevedo e Tibério Cescon, 2002

1. INTRODUÇÃO

No mundo inteiro, as linhas aéreas de transmissão de energia estão atingindo a idade de trabalho entre 20 e 40 anos e, como conseqüência, seus componentes individuais já apresentam sinais de deterioração, necessitando reparos ou substituição como parte do procedimento de manutenção. O problema de identificar e quantificar o grau de deterioração é, contudo, dificultado pelo difícil acesso físico aos componentes de uma linha aérea de transmissão¹⁻² (cabos subcondutores, juntas, espaçadores e isoladores). Os cabos subcondutores são compostos de cabos helicoidais fabricados de arames de alumínio condutor, existindo diversos tipos, como, por exemplo, o ACSR (*aluminium conductor steel reinforced*), que conta com uma alma de aço para dar resistência mecânica ao cabo, e o AAAC (*all aluminium alloys conductor*), compostos exclusivamente de arames de ligas condutoras de alumínio. Os condutores são expostos durante o serviço a cargas externas e, para minimizar possíveis danos causados pelos ventos, amortecedores de vibração (espaçadores) são uniformemente posicionados através de garras de fixação³⁻⁴.

† Reimpresso do periódico *Engineering Failure Analysis*, v. 9, n. 6, Cesar Roberto de Farias Azevedo e Tibério Cescon, Failure analysis of aluminum cable steel reinforced (ACSR) conductor of the transmission line crossing the Paraná River, p. 645-664, 2002, com permissão da Elsevier Ltd.

Os cabos subcondutores estão sujeitos a forças compressivas na região das garras de fixação dos espaçadores (amortecedores de vibração), sendo que as tensões de contato sobre o cabo na região da garra podem ser divididas em estáticas e cíclicas. A tensão estática é a soma da carga axial do cabo (peso), tensão de flexão (mudança de curvatura do condutor junto à garra) e a pressão da garra. Tensões secundárias nos cabos são decorrentes do processo de encordoamento⁵. Qualquer variação na tensão do cabo excita um modo de vibração torcional, que acaba sendo transmitido às garras de fixação. Dependendo da força de aperto/travamento, o cabo pode sofrer uma rotação dentro da garra, causando dano por *fretting* no conjunto cabo/garra. Adicionalmente, ciclos de flexão reversa (alterações na curvatura do cabo junto às garras de fixação) podem causar falha por fadiga nos arames do cabo³.

As linhas de transmissão aéreas estão sujeitas a dois tipos de vibração induzidas por ventos^{1-2,6-8}:

- Vibração eólica: é causada pelo sopro de vento sobre condutores individuais, induzindo altas frequências de vibração (entre 10 e 40 Hz) devido à criação de vórtices, que causam tensões alternadas de flexão junto aos elementos de fixação dos cabos. Ocorre para baixa velocidade de vento, com vento soprando perpendicularmente à linha de transmissão. A vibração eólica é um dos principais fatores que limitam a vida de cabos condutores, pois induzem a falha prematura dos arames de alumínio condutor junto às garras e outros elementos de fixação.
- Oscilação do cabo subcondutor: é causada por instabilidades induzidas pelo vento, sendo este problema mais severo no caso de espaçadores quádruplos (quatro cabos subcondutores). Este tipo de vibração de baixa frequência (1 Hz) é causada pela interação de forças verticais e horizontais induzidas por vento. Os problemas ocorrem também pela flexão cíclica dos arames condutores junto aos elementos de fixação, promovendo a falha por *fretting* (entre os arames) ou fadiga.

Os condutores do tipo ACSR são susceptíveis à corrosão galvânica devido à presença de contato entre metais dissimilares (aço e alumínio) sob ação de atmosferas corrosivas (industrial ou marítima). Nestas circunstâncias, os arames de alumínio agem como ânodos da célula galvânica, sendo corroídos rapidamente e promovendo a falha prematura dos cabos condutores. A penetração dos agentes corrosivos pode ser evitada utilizando-se graxas nos arames do cabo condutor¹⁻².

O presente estudo investigou a falha prematura de um cabo subcondutor de alumínio com alma de aço, parte de uma linha aérea de transmissão de energia elétrica de 460 kV localizada sobre o Rio Paraná (em operação desde 1973). Foram ainda investigados cinco espaçadores quádruplos (amortecedores de vibração que fixam quatro cabos subcondutores), cada um deles apresentando quatro garras de fixação fabricadas em liga de Alcan 160, sem tratamento térmico.

Após o rompimento do cabo subcondutor, suas duas extremidades caíram no leito do rio, forçando e rompendo alguns dos espaçadores adjacentes. A fixação do cabo subcondutor na garra do espaçador é feita com aperto do parafuso de fixação de aço SAE 1035 (norma DIN 931, material com torque especificado de 5,5 kg.m, classe de resistência não fornecida) na rosca usinada da garra.

Como decorrência da ruptura deste cabo e do não funcionamento do sistema de segurança, houve um blecaute no dia 21 de janeiro de 2002 em 10 estados brasileiros e mais o Distrito Federal, deixando aproximadamente 67 milhões de habitantes sem energia elétrica. Objetiva-se, na primeira fase desta investigação, verificar a conformidade dos elementos do cabo às normas técnicas; identificar as causas da ruptura do cabo; e propor sugestões no projeto e no procedimento de inspeção de modo a evitar futuras quebras de cabos condutores.

Segundo informações, este cabo ACSR segue as especificações das seguintes normas da ABNT:

- NBR 7270 (cabos de alumínio com alma de aço para linhas aéreas, com 26 fios de alumínio com diâmetro de 3,97 mm cada e sete fios de aço, com diâmetro de 3,09 cada; massa do cabo igual a 1.299,00 kg/km, resistência mecânica calculada igual a 110.380 N, e módulo de elasticidade igual a $74 \cdot 10^3$ MPa).
- NBR 5118 (fios de alumínio nus de seção circular para fins elétricos).
- NBR 6835 (alumínio e suas ligas – têmperas – classificação).
- NBR 7103 (vergalhão de alumínio 1350 para fins elétricos – especificação – grau H19).
- NBR 6756 (fios de aço zincado para alma de cabos de alumínio e alumínio liga).

2. EXAMES REALIZADOS E RESULTADOS

2.1. Inspeção visual do cabo

A figura 1-a mostra o aspecto geral do cabo condutor ACSR após a falha, indicando que a ruptura ocorreu adjacente à região de apertamento da garra n° 4

do espaçador nº 3. A figura 1-b mostra que o condutor ACSR é composto de duas camadas externas, com 26 arames de alumínio, e uma porção central, com sete arames de aço carbono. A superfície externa do cabo apresenta danos superficiais (marcas estáticas) causados pela pressão inicial de aperto da garra (vide figura 1-c). O espaçador quádruplo nº 3 é mostrado na figura 2-a. A superfície interna da garra nº 4 mostra marcas de intenso desgaste, que atingem o parafuso de fixação da garra (responsável pelo aperto, vide figura 2-b). A garra é do tipo quebra-nozes e consiste de dois meios-cilindros pivotais, presos por um parafuso de aço, que é fixado contra o furo rosqueado na garra inferior.

2.2. Caracterização dos arames de alumínio

Os arames de alumínio estão em acordo com os requisitos de composição química e propriedades mecânicas das normas da ABNT (vide tabelas 1 e 2).

Tabela 1. Resultados da análise química dos arames de alumínio

Amostra	Cu (%)	Cr (%)	Fe (%)	Mn (%)	Si (%)	Zn (%)	(V+Ti) (%)	Al (%)
Arame 15A	0,0020	< 0,005	0,17	0,0033	0,081	0,0090	< 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.	99,50

Tabela 2. Resultados do ensaio mecânico dos tentos de alumínio

Amostra	Limite de resistência (MPa)	Alongamento (%)	Estricção (%)
Arame 3A	160	1,75	86,3
Arame 15A	162	1,68	86,5
Arame 21A	161	1,59	87,2
NBR 5118	160	1,5 (valor típico)	-

A inspeção visual dos arames de alumínio fraturados permitiu a identificação de duas topografias de fratura: 45° e quasi-normal (vide figuras 3-a e 3-b). As rupturas estão, via de regra, associadas a marcas de deformação superficial. A tabela 3 mostra a distribuição de cada tipo de fratura, de acordo com a posição do

Tabela 3. Distribuição por topografia de fratura

Posição dos arames	Topografia de fratura
Camada externa (16 arames)	Fratura a 45°: 100%
Camada interna (10 arames)	Fratura a 45°: 60% Fratura quasi-normal: 40%

arame de alumínio. A topografia de fratura de todos os arames externos e da maioria dos arames internos é do tipo 45°.

O cabo subcondutor é composto de camadas alternadas, sendo uma camada torcionada para esquerda e a camada seguinte para a direita. As áreas de contato entre os arames de diferentes camadas são elípticas, enquanto que entre arames adjacentes da mesma camada estas áreas são retangulares.

A investigação microscópica dos arames externos revelou a presença de marcas retangulares associadas à presença de partículas de Al_2O_3 (vide figura 4). Adicionalmente, foram observadas partículas oxidadas de silício incrustadas a alguns arames da camada externa (vide figura 5). O exame dos arames internos de alumínio revelou a presença de marcas elípticas com intensa presença de partículas de Al_2O_3 debris (vide figura 6).

A investigação metalográfica dos arames de Al revelou microestrutura orientada de material trabalhado a frio com dureza 45 HV₁₀₀, composta de grãos de Al- α e inclusões de FeAl₃ (vide figura 7-a). Observou-se intensa deformação plástica, seguida de trincamento sub-superficial, destacamento de material, oxidação e formação de debris de Al_2O_3 , principalmente nas superfícies de desgaste dos arames da camada interna (vide figura 7-b). A investigação microscópica na superfície dos arames externos confirmou a presença de partículas incrustadas de silício (vide figura 8-a) e degradação superficial por delaminação, seguida de destacamento de partícula, oxidação e formação de debris de Al_2O_3 (vide figura 8-b).

Finalmente, a inspeção visual do subcondutor rompido junto à região de aperto do espaçador n° 2 mostrou presença de: marcas de deformação plástica dos arames externos de alumínio e presença de debris de Al_2O_3 debris (vide figura 9-a); marcas elípticas nos arames internos junto à região de aperto da garra com presença de debris de Al_2O_3 debris (vide figura 9-b). Estes resultados indicam a ocorrência de moderado desgaste por *fretting* do condutor ACSR junto ao espaçador n° 2.

2.3. Caracterização do grampo de fixação do espaçador

Inspeção visual da superfície interna do grampo de fixação nº 4 de diferentes espaçadores revelou diferentes estágios de desgaste (vide figuras 10-a a 10-d). Algumas garras possuíam marcas estáticas oxidadas, além de marcas de desgaste circunferencial. O grampo do espaçador nº 3 (figura 10-d) mostra um estágio de desgaste mais avançado, onde as marcas estáticas não podem mais ser observadas. Investigação microscópica das superfícies desgastadas confirmou a presença de regiões com marcas de intenso desgaste circunferencial e regiões com presença de partículas de Al_2O_3 (vide figura 11).

Uma comparação dimensional entre as garras de fixação nº 4 dos espaçadores nº 2 e nº 3 (vide tabela 4) confirmou um desgaste circunferencial mais intenso (entre 1,20 mm e 1,90 mm) do grampo do espaçador nº 3 (localizado adjacente à ruptura do cabo), fato que deve reduzir a pressão de apertamento do respectivo cabo subcondutor.

Tabela 4. Desgaste circunferencial da garra de fixação nº 4

Espaçador	Diâmetro interno da garra (mm)				
	Face Ilha Solteira	Posição intermediária	Posição central	Posição intermediária	Face Araraquara
Nº 2	25,24	25,06	25,08	24,95	24,92
Nº 3	26,44	26,54	26,53	26,70	26,82
Desgaste (mm)	1,20	1,48	1,45	1,75	1,90

Exame metalográfico da garra do espaçador nº 3 revelou microestrutura fundida de dureza 63 HV com partículas eutéicas grosseiras precipitadas interdendriticamente (vide figura 12), típica de liga Al-Si sem tratamento de modificação da morfologia do eutético. O desgaste do material ocorreu preferencialmente por trincamento e destacamento de material ao longo das regiões interdendríticas, fato que explica a presença de partículas duras de Si incrustadas na superfície dos arames da camada externa do subcondutor (vide figuras 5 e 8-a). A parte inferior do grampo de fixação apresenta rosca usinada. Resultados de análise química do material do grampo (vide tabela 5) estão de acordo com os requisitos da liga Alcan 160, exceto pelo teor de Zn, que se encontra acima do máximo especificado.

Tabela 5. Resultados da análise química do grampo de fixação

Amostra	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.

Tabela 6. Resultados da análise química dos arames da alma de aço

Amostra	C (%)	Mn (%)	Si (%)	S (%)	P (%)
Resultado	0,62	0,72	0,20	0,035	0,018
NBR 6756	0,50–0,85	0,50–1,10	0,10–0,35	0,045 máx.	0,035 máx.

Tabela 7. Resultados do ensaio mecânico dos arames da alma de aço

Amostra	Condição	Limite de resistência (MPa)	Alongamento (%)	Estricção (%)
Arame 1A	Ensaio mecânico	1.305	6,5	49,3
Arame 6A		1.439	6,3	51,6
Média		1.372	6,4	50,5
Arame 1B	Rompido em serviço	-	-	81,2
Arame 3B		-	-	81,5
Arame 6B		-	-	80,9
NBR 6756 clas. 1	-	1.410	3,0	-
9386199 NBR 6756 clas. 2	-	1.340	3,0	-

2.4. Caracterização dos arames da alma de aço

Os arames de aço apresentam composição química e propriedades mecânicas em acordo com os requisitos das normas da ABNT (vide tabelas 6 e 7). A inspeção visual dos arames rompidos indicam fratura por mecanismo dúctil (vide figura 13-a). Exame metalográfico destes arames revelou uma microestrutura perlítica orientada e refinada, com microdureza de 450 HV₁₀₀ (vide figura 13-b), e presença de recobrimento superficial de zinco, com espessura de aproximadamente 80 µm. A microestrutura próximo da fratura mostra esferoidização da perlita, com

microdureza de 370 HV₁₀₀ (vide figura 13-c), e a presença de uma região de fusão localizada e resfriamento rápido, com microdureza de 870 HV₁₀₀. Os arames de aço romperam por mecanismo dúctil promovido por instabilidade microestrutural causada pelo aquecimento localizado^{1,6}.

2.5. Caracterização do parafuso de fixação

A investigação dimensional permitiu classificar o parafuso como M16x60 (diâmetro = 16 mm, comprimento = 60 mm e passo = 2 mm). Inspeção visual revelou intenso desgaste do parafuso de aço, cuja composição química está de acordo com a norma SAE 1008 (vide figura 2-c e tabela 8). Exame metalográfico do parafuso de fixação revelou microestrutura perlítico-ferrítica com dureza de 81 HRB ou 153 HV (classe de resistência 3.6 da norma DIN EN ISO 898-1). Os filetes do parafuso são do tipo rolado e com depósito superficial de Zn.

Tabela 8. Resultados da análise química do parafuso de fixação

Amostra	C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)
Parafuso	0,08	< 0,01	0,40	0,031	0,014
SAE 1008	0,10 máx.	-	0,50 máx.	0,040 máx.	0,050 máx.

3. DISCUSSÃO

3.1. Degradação e ruptura do subcondutor ACSR

Marcas superficiais de degradação estáticas e dinâmicas foram observadas nos arames internos e externos de alumínio junto à região de fixação da garra do espaçador. As marcas estáticas foram produzidas pela deformação plástica imposta pelo aperto de montagem. Entre as camadas do subcondutor, observam-se na superfície dos arames marcas elípticas de deformação (dinâmicas), que apresentam degradação superficial mais intensa adjacente à região de aperto. Marcas dinâmicas são produzidas por *fretting*, que é causado pelo micromovimento relativo entre duas superfícies de contato. O *fretting* produz partículas, que são resultantes da reação do material destacado com o meio. No caso de condutores de linhas de transmissão, as superfícies de contato são as interfaces garra de fixação/arames de Al e arames de Al/arames de Al, o meio é o ar (com umidade e poluição) e as partículas são debris de óxido de alumínio, cuja dureza pode atingir 9,0 Mohs (ou 2.000 HV)².

O trabalho experimental também observou a presença de partículas oxidadas de silício, cuja dureza varia de 6,5 a 7,0 Mohs (ou de 800 a 1.400 HV) na superfície externa dos arames de alumínio da camada externa do subcondutor. Em ambos os casos, as partículas duras atuam como abrasivos contra os arames de alumínio e garras fundidas de Al-Si, promovendo ainda mais o *fretting*.

O dano superficial produzido pelo *fretting* pode originar o desgaste por *fretting* (com ou sem assistência do meio) ou a fadiga por *fretting*. O termo fadiga por *fretting* caracteriza a ação combinada de desgaste por *fretting* com as tensões de vibração mecânica^{2,9-11}. Entre as variáveis que influenciam a resistência ao *fretting* estão: amplitude e frequência do movimento relativo; valor e distribuição da pressão de contato entre as duas superfícies, os materiais envolvidos e suas condições de acabamento superficial, as forças friccionais e tensões próximas à superfície, a temperatura e o meio¹⁰.

Pesquisas anteriores realizadas com cabos condutores identificaram três regimes de *fretting* sob flexão cíclica: colamento parcial (*partial stick*), misto (*stick-and-slip*) e movimentação grosseira (*gross slip*)^{5,11-14}. Somente dois destes regimes são críticos com respeito à degradação superficial e resistência ao *fretting* – o regime misto e o de movimentação grosseira:

- O regime de movimentação grosseira corresponde à carga radial baixa e movimentação relativa grosseira, sendo observado fora da região de contato. Geralmente apresenta intenso destacamento de partículas.
- O regime de colamento parcial é observado dentro da região de aperto da garra e corresponde às altas cargas radial e normal nos pontos de contato, que causam microdeslocamentos relativos e pequeno desgaste. Esta condição pode promover trincamento por fadiga após um grande número de ciclos (1 a 10 milhões de ciclos). Tal tipo de trincamento é iniciado a 80° da superfície, propagando-se a um ângulo de aproximadamente 65°.
- O regime misto é o mais crítico com respeito à nucleação de trinca de fadiga. Esta zona está localizada na última região de contato entre a garra e o cabo subcondutor. O tipo da trinca é iniciado a 25° da superfície, propagando-se a um ângulo de aproximadamente 65°.

Adicionalmente, três tipos de modelos de superfície de fratura foram previamente observados por Zhou et al.^{12,13,16,17} durante a investigação de fadiga por *fretting* em condutores elétricos. A superfície de fratura quasi-planar é observada na camada mais externa do condutor, sob condições de baixas amplitudes de

flexão e altos ciclos (10^6 ciclos), sendo associada com propagação de trinca por fadiga. Os outros dois modos (45° e modo misto) foram observados principalmente para arames de Al da camada interna, sob altas amplitudes de flexão e baixos ciclos ($5 \cdot 10^4$ ciclos), sendo associada à nucleação e à propagação da trinca por cisalhamento puro. No modo misto, no entanto, a nucleação da trinca ocorre por fadiga, mas em ambos os casos a nucleação da trinca ocorre nas marcas de *fretting*.

O trabalho experimental revelou que a degradação superficial dos arames de alumínio ocorreu por destacamento de partícula ou delaminação, que originou a produção de debris de Al_2O_3 . O exame fractográfico identificou dois tipos de superfícies de fratura para os arames de Al: quasi-normal e fratura a 45° (tipo predominante nos arames de Al das camadas externa e interna do subcondutor). Sugere-se que a fratura do condutor ACSR começou em alguns arames de Al da camada interna do cabo subcondutor por fadiga, produzindo superfícies de fratura do tipo fratura quasi-normal. A ruptura dos cabos internos de Al não pode ser observada durante as operações de inspeção programada dos cabos¹³⁻¹⁸. O cabo, portanto, rompeu por puro cisalhamento dos arames de Al, produzindo superfícies de fratura a 45° . A presente investigação indica também que a ruptura do cabo ocorreu em regime de movimentação grosseira, causada, provavelmente, por oscilações do subcondutor. A vibração induzida por ventos é crítica em cruzamentos de linha de transmissão com rios, onde um fluxo contínuo de vento de baixa velocidade é tunelado pelos vales do rio¹⁸.

Trabalhos recentes em condutores ACSR lubrificadas^{5,17,20} mostraram que a lubrificação previne o contato ar-metal, evitando a oxidação e formação de debris de óxidos abrasivos. Assim, reduz-se o coeficiente de atrito metal-metal, e como consequência, a força tangencial nos arames, aumentando a vida útil do componente em até cinco vezes com a lubrificação. O condutor ACSR investigado pertence à categoria não-lubrificado. Finalmente, o uso de material elastomérico entre a garra e o cabo condutor também evita o contato metal-metal nesta interface e melhora a vida por *fretting* de condutores elétricos.

3.2. Projeto das garras

A investigação das garras dos espaçadores indicou intenso desgaste por trincamento interdendrítico, seguido do destacamento das regiões eutéticas da microestrutura fundida. A microestrutura da liga Al-10%Si apresentou largas partículas do eutético de Si (sem modificação) distribuídas heterogeneamente na

matriz metálica de alumínio. Estas partículas também foram observadas incrustadas na superfície externa do cabo subcondutor. Pesquisas sobre o comportamento ao desgaste de ligas eutéticas Al-Si mostraram que adições de Mg, Zr, Ce e Zn aumentam significativamente a resistência ao desgaste destas ligas, devido aos mecanismos de modificação da microestrutura eutética e formação de precipitados (tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de ligas do tipo Al-Si-X podem aumentar a resistência à corrosão pela formação de uma fina precipitação homogênea de partículas de segunda fase)²¹⁻²⁴. A liga Alcan 160, contudo, não é susceptível à melhoria de propriedades mecânicas por tratamento térmico devido a sua baixa quantidade de elementos de liga. Estas observações indicam que uma melhor resistência ao desgaste das garras pode ser conseguida por: tratamento de metal líquido (modificação) durante o processo de fundição; seleção de outras classes de ligas fundidas do tipo Al-Si-X; e utilização de tratamento térmico.

O intenso desgaste das garras reduziu a pressão de aperto das garras sobre os cabos subcondutores, promovendo uma condição mais crítica de *fretting* dos arames de alumínio (regime de grande movimentação). Não foram encontradas evidências da ação de outros mecanismos que tenham contribuído para a redução da pressão de aperto das garras (como deformação plástica ou afrouxamento do parafuso de fixação). A investigação mostrou, no entanto, que há espaço para otimização do projeto da garra. O parafuso de fixação necessita de um sistema de travamento, e os materiais do parafuso e da porca devem ser compatíveis, de modo a manter a pressão de aperto inicial do sistema. A ocorrência de *fretting* é muito dependente do valor da carga normal e dos diferentes tipos de sistemas de garra^{5,11,14,18,25}.

3.3. Inspeção da linha de transmissão

A geração de descargas parciais de alta frequência é considerada o maior sintoma de problemas em linhas aéreas de transmissão. Ela produz ruído nas faixas de alta frequência e ultra-sônica, além de calor. Todos os sistemas de inspeção de linhas de transmissão são, portanto, focados em medidas das descargas parciais e temperatura¹.

A inspeção da linha de transmissão em estudo é feita por técnica de infravermelho (temperatura) por via aérea (helicópteros) ou terrestre. Esta técnica não identifica danos iniciais nas linhas de transmissão e sua eficiência depende fortemente de fatores humanos e da temperatura do meio, que pode facilmente

estar acima de 30°C no Brasil. Adicionalmente, a inspeção visual de pontos críticos (como, por exemplo, as conexões inferiores garra/cabo subcondutor em travessias de rios) é muito prejudicada, mesmo com o uso de helicópteros.

Uma pesquisa recente com representantes de cerca de 25% das linhas aéreas de transmissão (> 100 KV) existentes no mundo apontou que 75% deles ainda usam o método infravermelho, enquanto 20% já usam método por emissão Corona (medição de ruído). Nenhuma das técnicas atuais, no entanto, é capaz de monitoramento total em tempo real^{1,2}.

4. CONCLUSÕES

- Os resultados mostraram marcas de degradação superficial do tipo estáticas e dinâmicas associadas à presença de debris de (Al_2O_3) nos arames externos e internos do cabo condutor de alumínio junto à região de aperto da garra do espaçador.
- O desgaste por *fretting* produziu nas superfícies de contato entre o cabo e a garra partículas oxidadas de alumínio e de silício, que atuaram como material abrasivo, promovendo desgaste mais acentuado dos arames de alumínio do cabo contra as garras de alumínio e o parafuso de fixação, culminando com a ruptura do cabo.
- A observação fractográfica dos arames de alumínio indicou que a fratura do cabo subcondutor ACSR começou em alguns arames da camada interna por mecanismo de fadiga por *fretting* (fratura quasi-normal) e continuou por desgaste por *fretting* (fratura a 45°).
- Os arames de aço romperam por mecanismo dúctil (instabilidade térmica microestrutural e fusão localizada). A microestrutura da garra do espaçador, fabricada em liga fundida Al-10%Si, apresentou partículas de silício eutético não modificadas distribuídas heterogeneamente pela matriz de alumínio.
- Marcas de desgaste circunferencial (por trincamento e destacamento preferencial de partículas da região eutética da microestrutura) foram observadas nas superfícies internas das garras. O intenso desgaste da superfície interna da garra reduziu a pressão de aperto, acelerando a falha por *fretting* do condutor ACSR.
- Sugere-se que a ruptura do cabo subcondutor tenha sido originada sob regime de movimentação grosseira, devido às oscilações do cabo subcondutor.
- Uma melhor resistência ao desgaste das garras pode ser conseguida pela utilização do tratamento de metal líquido (modificação) durante o processo de

fundição pela seleção de outras classes de ligas fundidas do tipo Al-Si-X e pela utilização de tratamento térmico.

- O trabalho experimental mostrou que há necessidade de otimização do projeto da garra.
- Sugere-se a adoção de inspeção através do método por emissão Corona.

5. REFERÊNCIAS

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

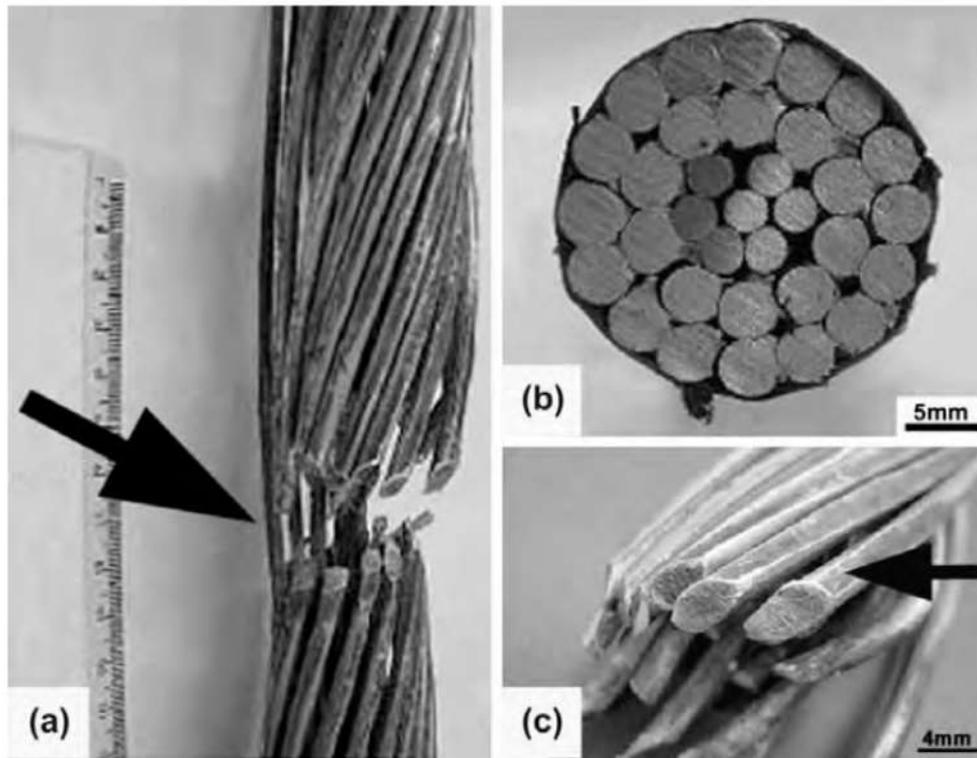


Figura 1. (a) Vista geral do condutor ACSR em posição adjacente à garra do espaçador número 3. A ruptura ocorreu ao final da região de aperto (lado direito, vide seta).

(b) Seção transversal do condutor ACSR: 26 arames de alumínio distribuídos nas duas camadas mais externas e sete arames de aço na porção central do cabo.

(c) Detalhe mostrando dano superficial (vide seta) dos arames externos de alumínio na região de aperto.

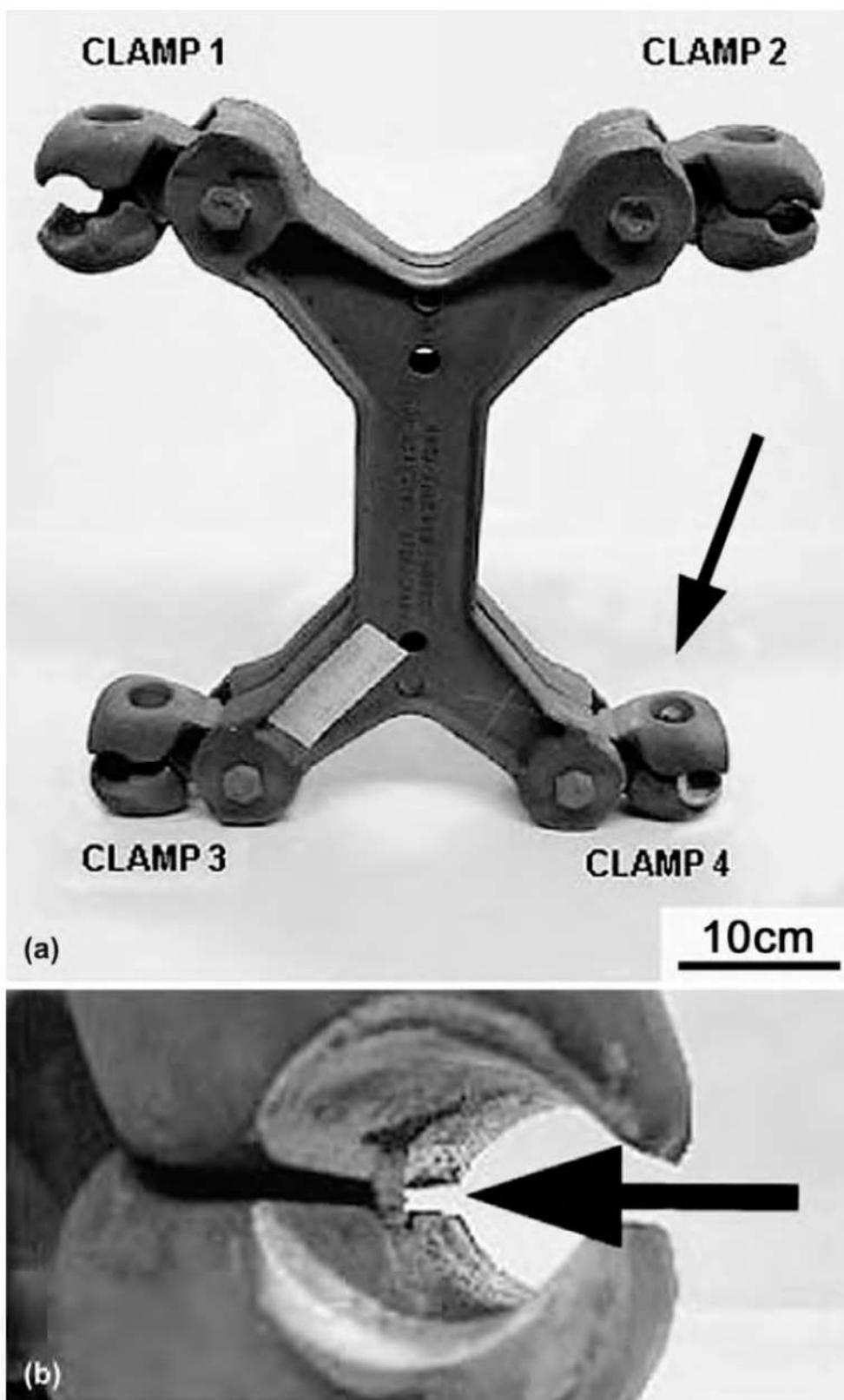


Figura 2. (a) Vista geral do espaçador quádruplo número 3. O subcondutor ACSR rompido passava pela garra de fixação número 4 (vide seta). (b) Detalhe da superfície interna da garra número 4, mostrando intenso desgaste. A perda de material na garra foi tão intensa que o desgaste atingiu o parafuso de fixação (vide seta).

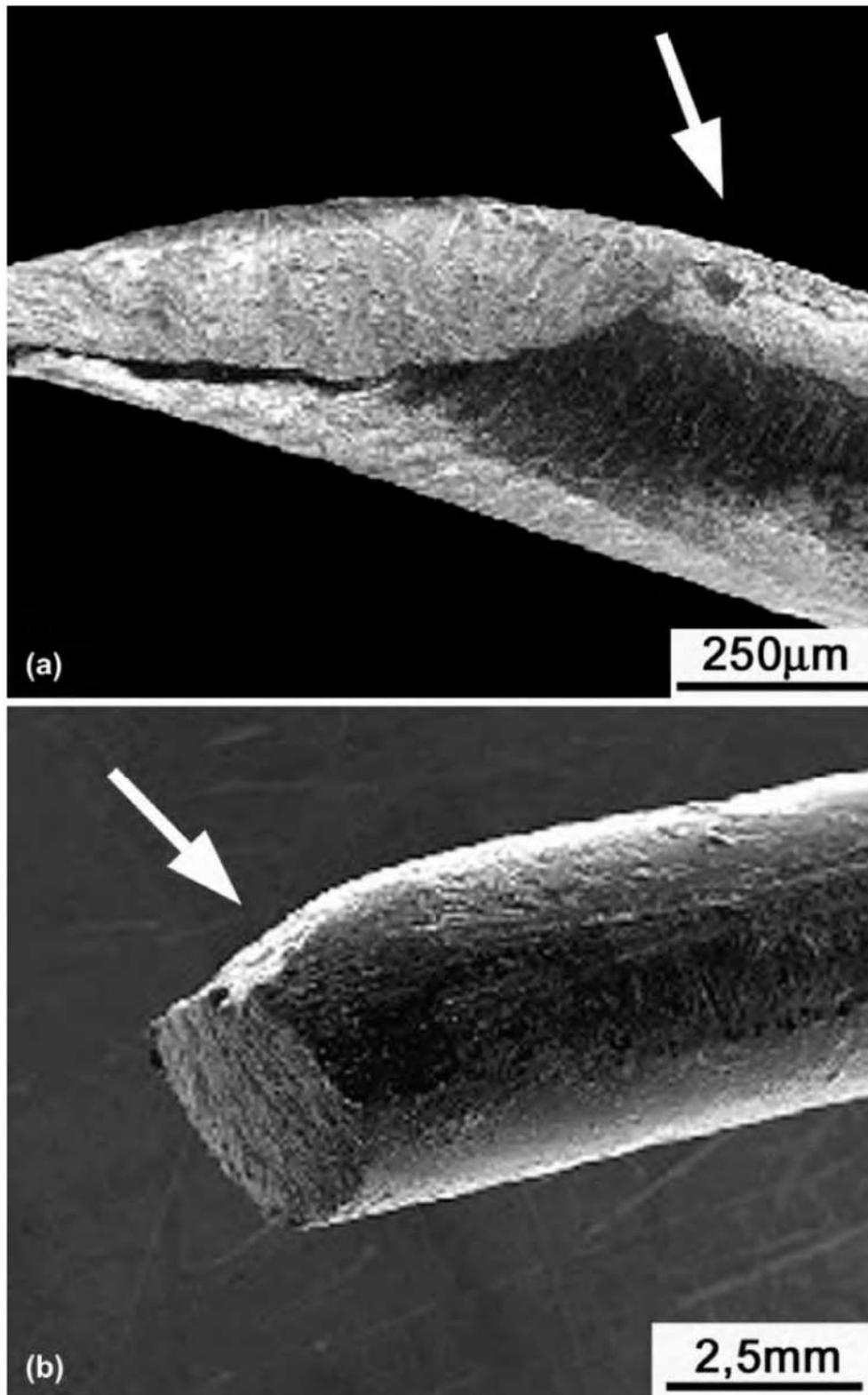


Figura 3. (a) Tipos de fratura dos arames de Al. Arame externo, fratura a 45° associada a dano superficial retangular (seta). MEV-SEI.

(b) Tipos de fratura dos arames de Al. Arame interno, fratura quasi-normal, mostrando intenso dano superficial elíptico (vide seta). MEV-SEI.

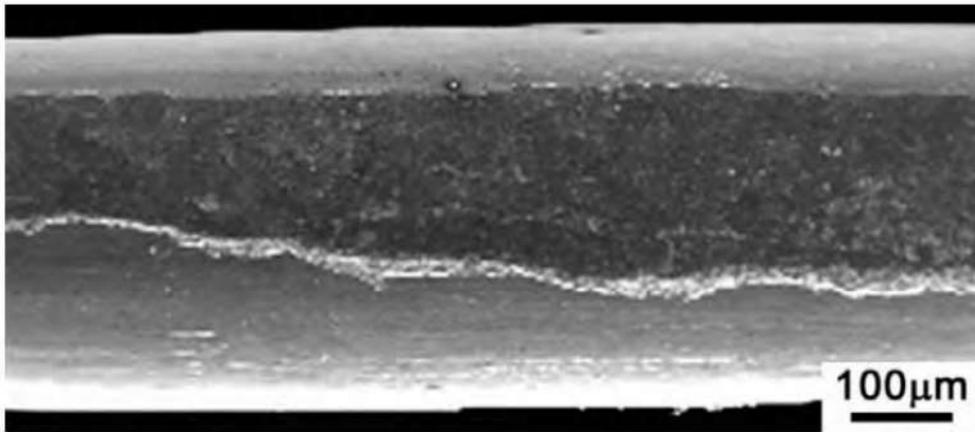


Figura 4. Marcas laterais (interface arame/arama) observadas nas superfícies externas e internas dos arames de alumínio. MEV-SEI.

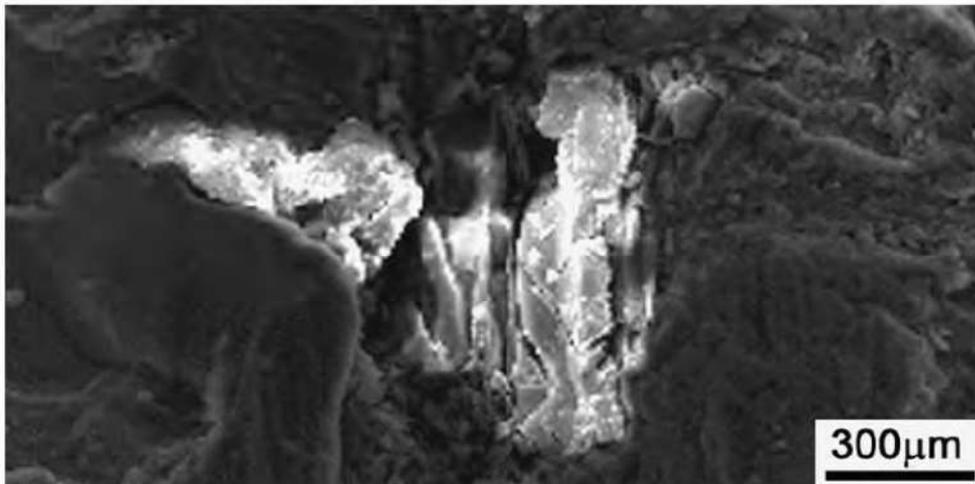


Figura 5. Presença de partículas de Si (dureza entre 6,5 e 7,0 MOHS) na superfície externa dos arames de alumínio. MEV-SEI.



Figura 6. Marcas de *fretting* elípticas (arama/arama) observadas na superfície externa dos arames internos de alumínio próximos à superfície de fratura. MEV-BEI.

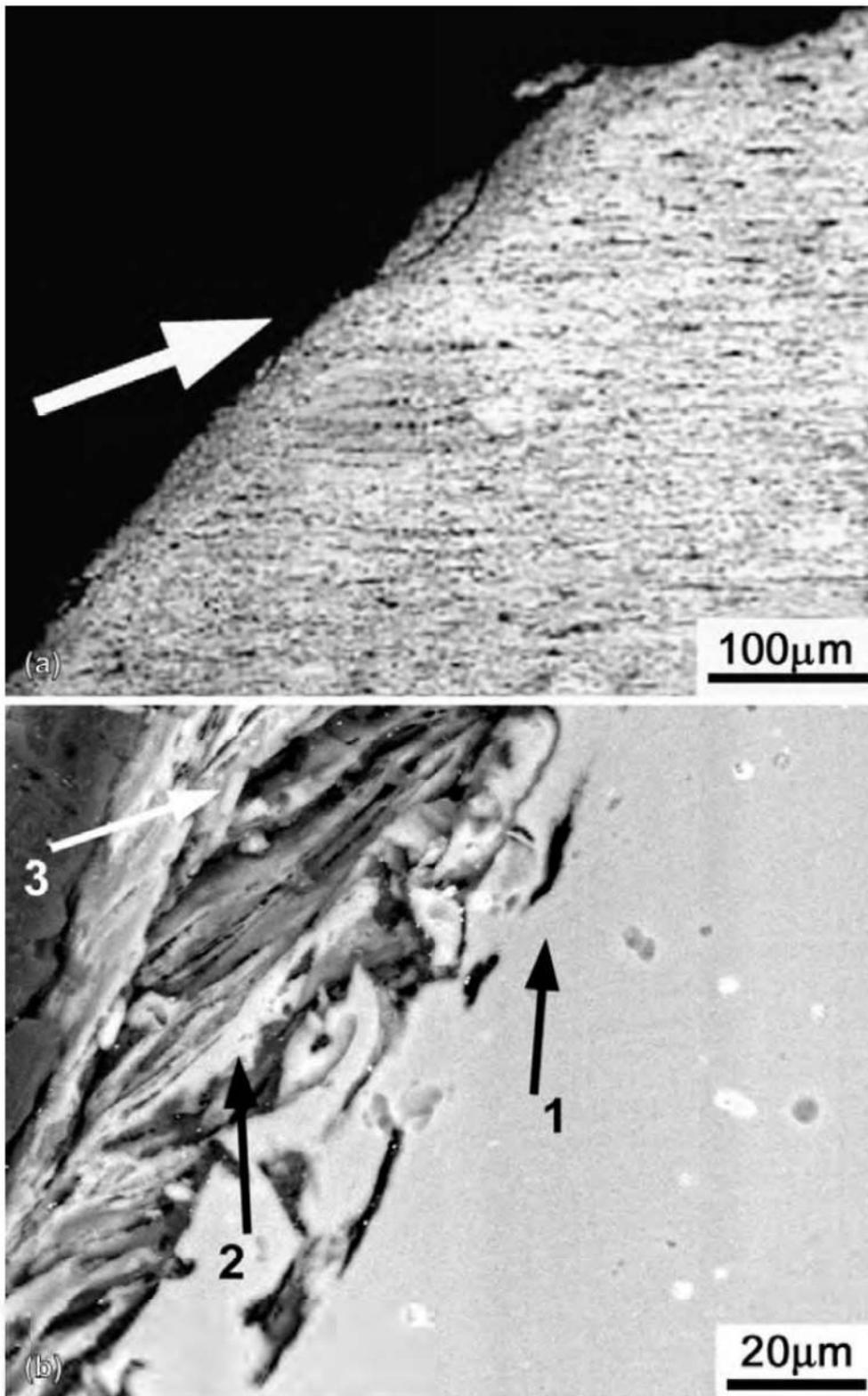


Figura 7. (a) Arame interno de Al com fratura a 45°. Microestrutura alongada composta de grãos de fase α e inclusões de FeAl. Camada deformada plasticamente de aproximadamente 30 μm de espessura (seta).

(b) Detalhe mostrando trincamento sub-superficial (seta 1), destacamento de partícula (seta 2), oxidação e formação de debris de Al_2O_3 (seta 3) seguindo o caminho de propagação de fratura. MEV-BEI.

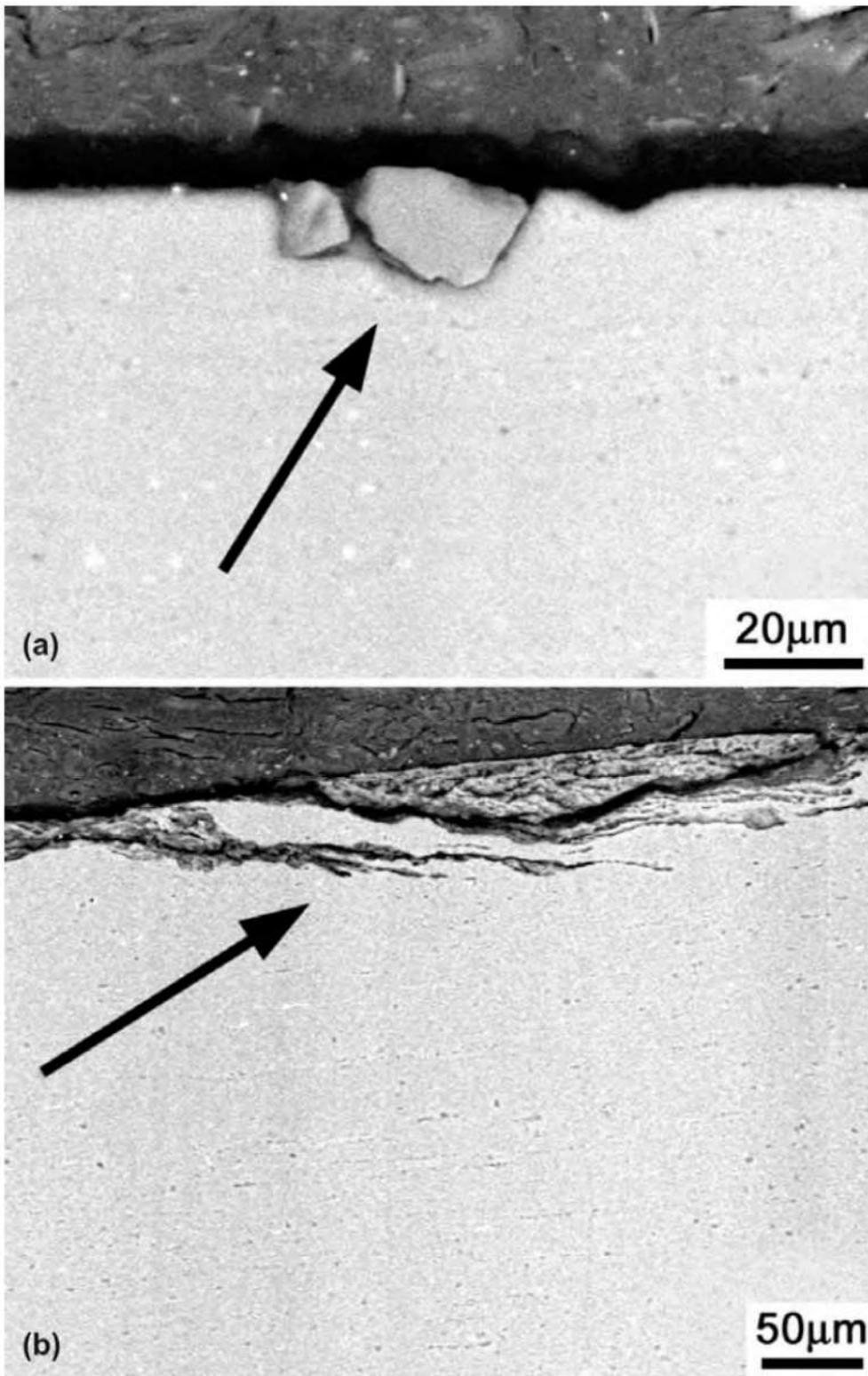


Figura 8. (a) Arame externo de Al, mostrando incrustação superficial de partículas oxidadas de silício (seta) destacadas da garra fundida. MEV-BEI. (b) Arame externo de Al, mostrando degradação superficial. Delaminação, eventual destacamento de partícula e formação de debris de Al_2O_3 , na superfície (seta). MEV-BEI.

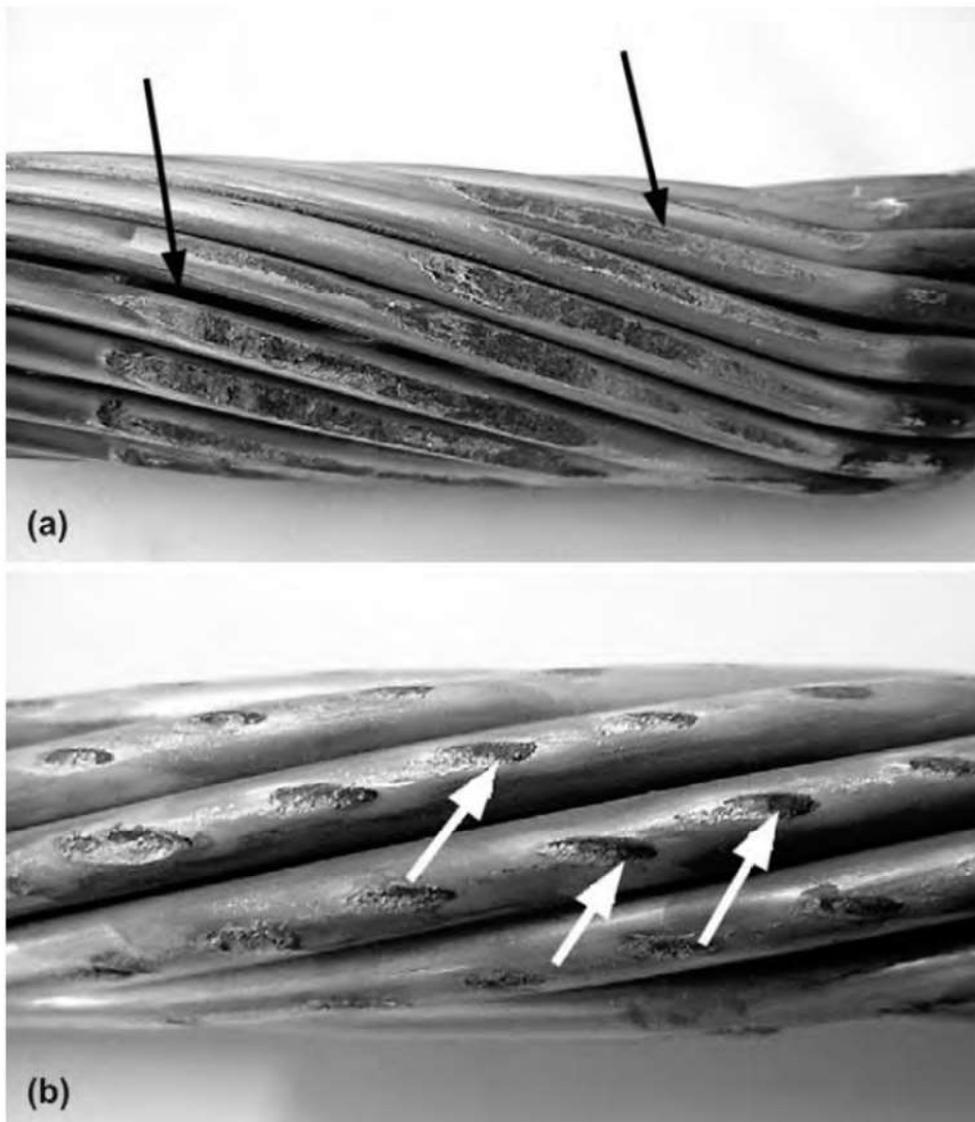


Figura 9. (a) Subcondutor ACSR (garra número 4 do espaçador número 2). Vista geral do cabo, mostrando intensa deformação plástica dos arames de alumínio (setas) da camada externa na região de aperto. (b) Vista geral da camada interna de arames de alumínio, mostrando a presença de marcas elípticas de *fretting* (vide setas apontando para debris de óxido de alumínio, final da região de aperto).

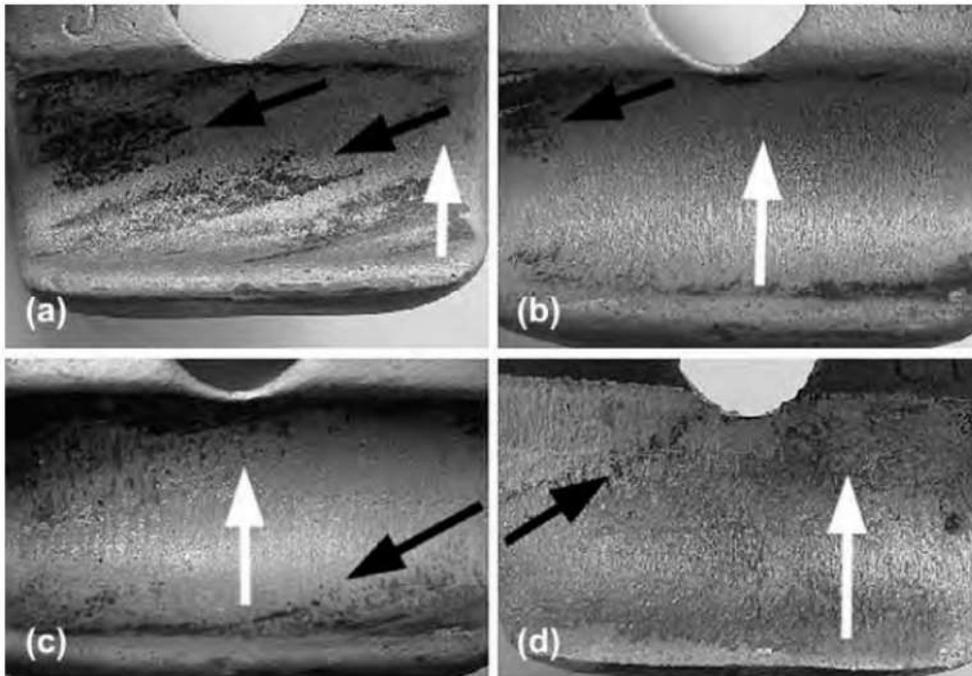


Figura 10. (a) até (d). Vista geral da superfície interna da garra número 4 de vários espaçadores. Marcas mais escuras (setas escuras) são marcas estáticas iniciais do contato entre grampo/cabo. Marcas de desgaste circunferenciais (setas claras) indicam a direção de movimento relativo entre as superfícies de contato. As superfícies internas das garras mostram diferentes estágios de desgaste por *fretting*.



Figura 11. Superfície interna da garra número 4, espaçador número 2, mostrando sulcos de deformação e intensa oxidação. MEV-SEI.

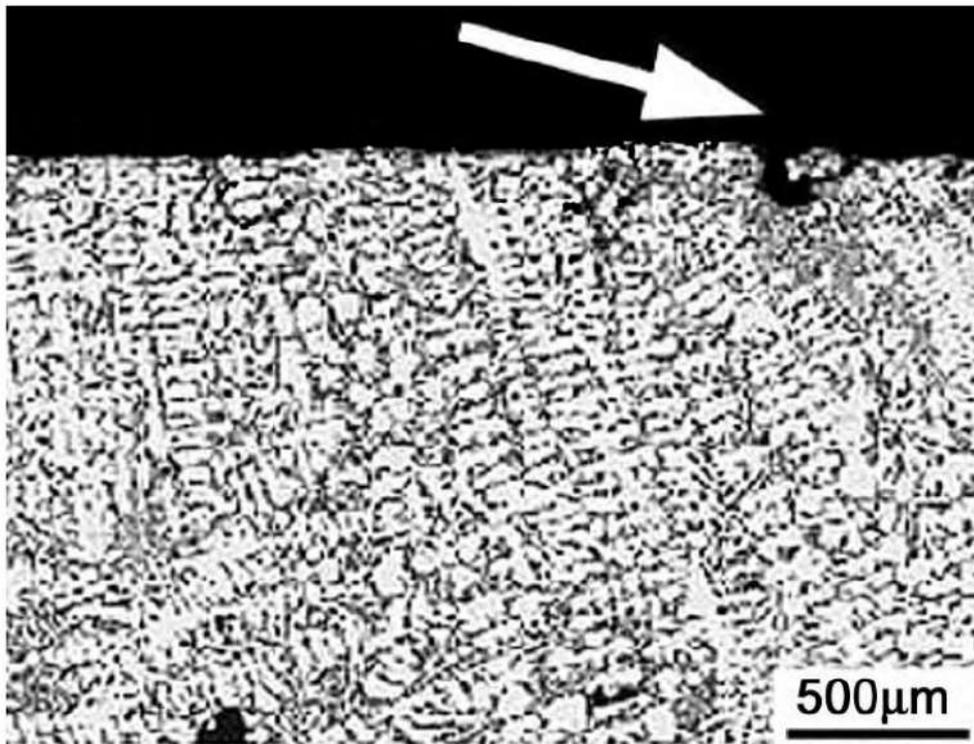


Figura 12. Garra número 4, seção longitudinal. Detalhe da microestrutura fundida com dureza de 63 HV, mostrando braços dendríticos de fase Al- α e partículas eutéticas de silício precipitadas interdendríticamente. Destacamento de material e trincamento ocorre preferencialmente nas regiões interdendríticas (vide seta).

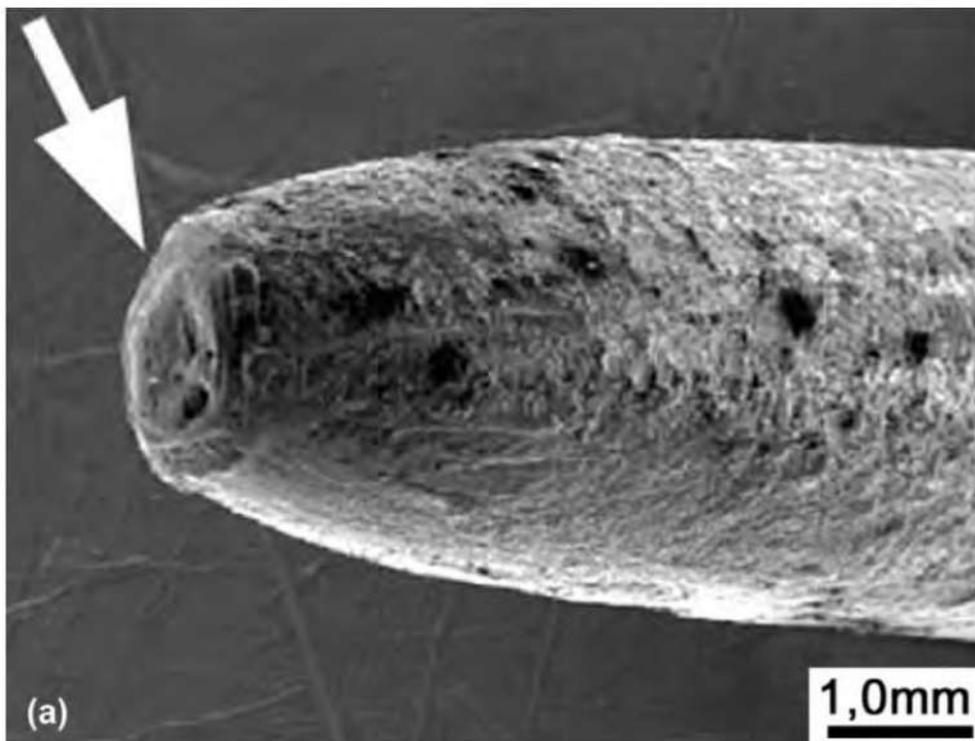


Figura 13. (a) Arame de aço. Fratura dúctil, mostrando intensa deformação plástica (vide seta). MEV-SEI.

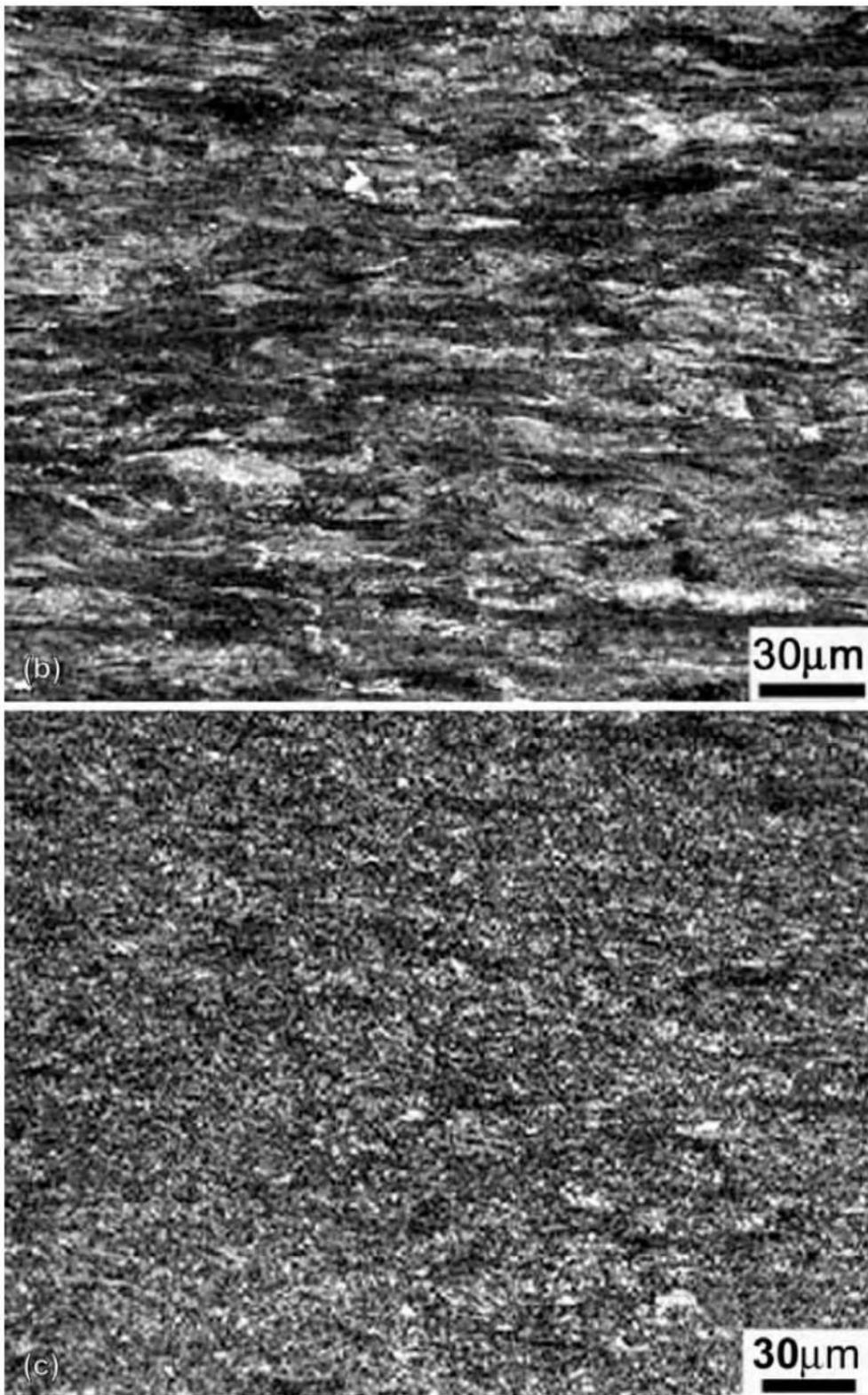


Figura 13. (b) Microestrutura mostrando perlita orientada ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$) com dureza de 450 HV_{100} Nital.

(c) Microestrutura próxima da superfície de fratura, mostrando perlita esferoizada com dureza de 370 HV_{100} Nital.

39

Análise de falha em implantes cirúrgicos no Brasil†

Cesar R. F. Azevedo e Eduardo Hippert Jr., 2002

1. INTRODUÇÃO

Os maiores mercados para produtos médico-hospitalares são os Estados Unidos, com aproximadamente US\$ 62 bilhões, seguidos da Comunidade Europeia, US\$ 40 bilhões, do Japão, US\$ 20 bilhões, e países emergentes, US\$ 15,6 bilhões. No Brasil, este setor foi responsável no ano 2000 pela geração de 37.500 posições de trabalho e um faturamento de aproximadamente US\$ 3 bilhões, ocupando a sétima posição no *ranking* mundial, segundo informações do International Trade Data System – U.S. Government.

Dados revelam que, entre 1940 e 1975, aproximadamente 100 milhões de implantes metálicos foram colocados em seres humanos. Estima-se que, com os avanços tecnológicos e maior longevidade da população mundial, estes números sejam proporcionalmente maiores¹⁻³.

A ocorrência de falhas de implantes cirúrgicos durante o uso, contudo, não é rara e torna-se cada vez mais necessário que os usuários do sistema de saúde, hospitais e os profissionais de saúde se acautelem em relação às complicações que

† 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.

Tabela 1. Causas mais comuns de falhas em implantes metálicos

Projeto do implante: seção transversal insuficiente; esforços cíclicos associados à presença de regiões de alta concentração de tensões (entalhes, marcações em relevo etc.).
Fabricação do implante: presença de defeitos no material e no implante; falta de precisão dimensional.
Seleção do material: material incompatível; propriedades físicas, magnéticas e mecânicas incompatíveis; sensibilidade do paciente.
Procedimento cirúrgico: introdução de riscos, entalhes e deformação excessiva no implante; danos pela utilização de ferramentas inapropriadas; procedimento de inserção incorreto; escolha de implante inadequado; uso de materiais dissimilares.
Reparação óssea: reparação lenta, que pode causar sobrecarga no material; afrouxamento devido à reabsorção óssea.
Uso impróprio: acidentes com o paciente, ou falta de informação sobre as restrições impostas ao paciente quanto ao uso do implante.

a falha de um implante cirúrgico pode causar⁴. As falhas podem ser desencadeadas por vários fatores, conforme a tabela 1⁵.

Estudos realizados nos EUA na década de 1970 apontavam um índice de falha para os implantes metálicos mais comuns inferior a 1%⁶. Dados atuais apontam que o limite aceito para índice de falha em implantes de quadril está em torno de 0,01% nos EUA e na Europa. Neste caso, um aumento do índice de falhas para 0,03% motivou recentemente o *recall* de peças pelas respectivas agências reguladoras^{7,8}.

Nos Estados Unidos, a atual legislação sobre falhas de implantes é bem rigorosa e, em casos de litígio, os fabricantes são considerados responsáveis legais por seus produtos, mesmo quando eventuais falhas ou erros de fabricação do produto não são efetivamente provados⁹. De fato, um número crescente de ações legais, envolvendo enormes quantias de dinheiro, têm sido instauradas naquele país como conseqüência de implantes cirúrgicos que falharam em serviço.

Para determinadas condições de contorno, a disputa legal entre as partes envolvidas (paciente, médico, hospital e fabricante) pode ser muito complexa, principalmente devido à falta de uma investigação minuciosa sobre a retirada do implante, de uma legislação específica e de documentação relevante da relação médico-paciente¹⁰. Sabe-se que, durante a reoperação (troca do implante defeituoso), informações fundamentais para a identificação das causas da falha do implante

podem ser obtidas, desde que alguns procedimentos sejam seguidos. Neste sentido, existe nos países mais desenvolvidos uma legislação sanitária adequada, além de mecanismos reguladores e normas técnicas específicas, como, por exemplo, da ASTM – American Society for Testing and Materials – e da ISO – International Organization for Standardization, para guiar os procedimentos de retirada, notificação e análise dos implantes que falharam.

Estas normas internacionais¹¹⁻¹⁵ recomendam durante a reoperação: fotografar o local antes e depois da retirada do implante; obter amostras para exames microbiológicos e histológicos; retirar cuidadosamente o implante, preservando as superfícies danificadas e de fratura; identificar todos os componentes e promover a esterilização das peças. Recomenda-se ainda que estes componentes sejam enviados para os ensaios de conformidade do material, análise dimensional e exame fractográfico da superfície de fratura. Emite-se, então, um laudo multidisciplinar sobre as causas da falha prematura do implante para a respectiva agência nacional de controle sanitário (por exemplo, Food and Drug Administration, Department of Health and Human Services, FDA, nos EUA, e a Medical Devices Agency, MDA do Reino Unido)¹⁶⁻¹⁷. A partir da análise minuciosa desta documentação, a agência reguladora toma as medidas cabíveis, que vão desde simples notificações até a proibição de comercialização e aplicação de multas pesadas. O Instituto Nacional de Saúde dos EUA (National Institute of Health), por exemplo, apóia atualmente um programa de melhoria do desempenho de implantes médicos pela criação de um banco de dados alimentado pela análise sistemática de implantes recuperados (*via post-mortem* e em casos de falhas)¹⁸.

No Brasil, ainda não há uma legislação específica que regulamente a comercialização de implantes cirúrgicos, nem o procedimento para a notificação e a investigação dos casos de falha. Desta maneira, não existem dados estatísticos que descrevam aspectos técnicos e econômicos destas falhas (gastos diretos e indiretos com reoperações, principais causas de falhas etc.). Estudos do Instituto Nacional de Tecnologia (INT) do Rio de Janeiro apontam que o mau desempenho dos implantes metálicos temporários de aço inoxidável comercializados no país é decorrente da má qualidade do material utilizado. Isto eleva o risco de corrosão em placas, pinos e parafusos, e provoca reações inflamatórias e novas fraturas, causando prejuízos para os pacientes e para o investimento público.

Serão mostrados a seguir alguns casos de análise metalúrgica da falha de implantes metálicos. Os componentes investigados são listados a seguir: duas

placas de compressão para fêmur fabricadas em aço inoxidável; uma placa-lâmina (*nail-plate*) para fêmur em aço inoxidável; um conjunto placa buco-maxilo-facial com parafusos, ambos em liga de Ti-6Al-4V, para reconstrução mandibular; e cinco arames em Nitinol (liga de níquel e titânio). Objetiva-se levantar as causas das falhas e discutir ações setoriais para minimizar a ocorrência de novos casos.

2. ENSAIOS REALIZADOS E RESULTADOS

O trabalho experimental envolveu a inspeção visual das amostras, a caracterização macro e microestrutural do material (usando estereoscópio Carl-Zeiss Jena e microscópio Neophot), a investigação fractográfica (usando microscópio eletrônico de varredura JEOL 5200 equipado com microsonda EDS – Energy Dispersive Spectrometer), e a análise da composição química de cada material (usando espectrômetro de fluorescência por raios X da Shimadzu, espectrômetro de emissão óptica por plasma da Thermo Jarrel Ash, analisador por combustão direta da LECO, espectrofotômetro de absorção atômica da Shimadzu e determinador de gases por fusão em gás inerte da LECO).

As duas placas de compressão investigadas apresentaram fratura ao longo de um dos furos (vide exemplo na figura 1-a). As superfícies chanfradas dos furos da placa próximos à fratura apresentaram características de corrosão em frestas associada à corrosão por *fretting*, indicando a presença de movimento relativo entre a placa e a cabeça do parafuso (vide figura 1-b). O exame da superfície da cabeça de um dos parafusos apresentou as mesmas características, além de marcas de corrosão e desgaste nas superfícies de contato (vide exemplo nas figuras 2-a e 2-b). A superfície final de fratura de ambas as placas de compressão apresentaram estrias de fadiga associadas à presença de trincamento secundário (vide exemplo na figura 3). Os resultados indicaram que, em ambos os casos, a falha ocorreu por um mecanismo de corrosão-fadiga iniciado nos pontos de atrito entre a placa e o parafuso, e propagou-se sob a ação de baixas tensões nominais em esforço de flexão unidirecional.

Este tipo de falha envolvendo o movimento relativo e instabilidade mecânica do conjunto osso-implante pode ser catalisada por falhas de reparação no osso, daí a importância da amostragem de material biológico durante a retirada do implante. Adicionalmente, tanto nas placas quanto nos parafusos de fixação analisados, a composição química dos materiais (vide tabela 2) não atendia aos requisitos mínimos da norma ABNT²⁰, principalmente o teor de níquel e a combinação

Tabela 2. Análise química de implantes de aço inoxidável*

Amostra	C (%)	Cr (%)	Ni (%)	S (%)	P (%)	Mo (%)	X (%)
Placa 1	0,010	<i>16,8</i>	<i>12,7</i>	0,003	0,020	2,5	<i>25,1</i>
Placa 2	0,010	17,8	13,9	0,004	0,020	<i>2,1</i>	<i>24,7</i>
Parafuso placa 2	0,010	17,2	<i>11,9</i>	0,004	<i>0,030</i>	2,1	<i>23,5</i>
Placa-lâmina	0,03	17,5	13,3	< 0,002	0,02	<i>2,11</i>	<i>24,5</i>
NBR-ISO 5832-1 tipo D	0,03 máx.	17,0–19,0	13,0–15,0	0,010 máx.	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	0,010 máx.	0,025 máx.	2,25–4,2	26,0 mín.

* Valores em itálico não atendem à especificação da norma; X = 3,3% Mo + %Cr.

entre os teores de cromo e de molibdênio (parâmetro X), indicando uma redução na resistência à corrosão do material.

A fratura da placa-lâmina para fêmur (com ângulo de 130°) ocorreu na região da lâmina da placa que apresentava intensa redução de espessura (vide figura 4-a). A lâmina apresentava uma seção transversal em T, onde foi possível observar a presença de defeitos de manufatura, como cantos vivos, pequenas trincas e marcas de usinagem (vide figura 4-b). A composição química do material (vide tabela 2) não atendia aos requisitos mínimos exigidos pelas normas ABNT²⁰. A análise da superfície de fratura revelou duas áreas opostas com presença de estrias de fadiga (vide figura 4-c), além da presença de uma pequena área central de fratura dúctil. Os resultados indicaram que a fratura ocorreu por fadiga sob a ação de baixas tensões nominais em esforço de flexão reversa. A literatura aponta que falhas por fadiga em placa-pino (*nail-plate*) ou placa-lâmina (*blade-plate*) são invariavelmente atribuídas à instabilidade mecânica da redução da fratura, podendo decorrer de erros na instalação²¹.

A placa buco-maxilo-facial para reconstrução mandibular fraturou ao longo de uma de suas reentrâncias, que atuam como concentradores de tensão (vide figura 5-a). Verificou-se que a microestrutura e a composição química da placa (inicialmente declarada como sendo liga Ti-6Al-4V) estava de acordo com os requisitos da norma ABNT, grau 1 (titânio comercialmente puro – CP Ti)²²⁻²³,

Tabela 3. Análise química de implantes de ligas de titânio e arames de Nitinol*

Amostra	Al (%)	V (%)	O (%)	C (%)	H (%)	Ni (%)
Miniplaca	-	-	0,09	< 0,1	0,003	-
Parafusos	4,6 ± 1,8	4,5 ± 0,4	n.d.	n.d.	n.d.	n.d.
Arames de Nitinol	-	-	0,04	<i>0,05</i>	-	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 em itálico não atendem à especificação da norma; n.d.: não determinado.

vide tabela 3. Placas usadas em cirurgias buco-maxilo-faciais são geralmente fabricadas em ligas de titânio comercialmente puro.

A composição química dos parafusos se adequou, via de regra, às especificações da ABNT para a liga Ti-6Al-4V. O exame microestrutural indicou a presença de intensa precipitação intergranular de plaquetas de fase Ti-β (vide figura 5-b). O exame fractográfico revelou várias topografias na superfície de fratura, sugerindo atuação do mecanismo de fadiga ou corrosão-fadiga (vide figura 5-c). Sabe-se que materiais hexagonais podem apresentar diferentes tipos de superfície de fratura, sob solitação cíclica, dependendo da relação de orientação entre o cristal hexagonal (ou a textura no caso de material policristalino) e a solitação mecânica.

O exame das superfícies de fratura dos arames de Nitinol indicou a ocorrência de fratura dúctil associada a grande proporção de áreas corroídas, causando a falha dos arames por sobrecarga (vide figuras 6-a a 6-c). O mecanismo de corrosão foi identificado como ataque seletivo ao níquel, e foi associado à intensa presença de defeitos superficiais de fabricação nos arames, que dificulta a formação de camada protetora de óxido (repassivação)²⁴. Adicionalmente, o teor de carbono dos arames de Nitinol está acima do valor máximo especificado pela norma ASTM²⁵ (vide tabela 3). O Nitinol é um material desenvolvido na década de 1960 e apresenta propriedades interessantes, como superplasticidade e biocompatibilidade,

tendo várias aplicações na bioengenharia como material para ferramentas de válvulas cardíacas, arames-guias para cateterismo, instrumentos de cirurgia pouco invasiva, implantes de quadril, grampos ósseos e placas de crânio²⁶⁻²⁷.

3. DISCUSSÃO

Os implantes metálicos trabalham sob a ação de complexos carregamentos mecânicos em meio salino, que exige do material ótima resistência à corrosão. Os mecanismos de desgaste e corrosão podem promover a liberação de partículas, ou de íons metálicos no corpo humano, podendo causar, além da falha prematura do implante, reações adversas aos seres humanos. Por exemplo, cromo e níquel são agentes cancerígenos no ambiente industrial e estudos realizados por pesquisadores da Universidade de Cambridge comprovaram que alguns íons metálicos solúveis (Co, Cr, Ni e Mo) são citotóxicos e produzem tumores malignos em cobaias. Estudos têm mostrado ainda que pacientes com implantes totais em juntas apresentam maior susceptibilidade ao câncer quando comparados com uma população genérica²⁸. Daí a importância da seleção adequada dos materiais metálicos biocompatíveis já previstos em normas internacionais.

De fato, o pH dos líquidos corpóreos (meio salino) é levemente básico e gira em torno de 7,2 a 7,4, sendo que em regiões machucadas e hematomas, o pH pode se tornar ácido (atingir valores próximos a 5,0 e 4,0) e, nos casos de infecções, o pH do meio pode tornar-se alcalino. A presença de íons de Cl^- , Na^+ e HCO_3^- nos fluidos (celulares e sanguíneos) em contato com o implante metálico pode promover a atuação de mecanismos de corrosão do metal²⁹.

Do ponto de vista mecânico, por exemplo, um implante de articulação de cabeça de fêmur (implante permanente) suporta cargas aplicadas que variam de três a quatro vezes o peso do paciente, e a frequência de ciclos de esforço-reposo no implante pode chegar a três milhões ao longo de um ano³⁰. Nestes casos, a resistência à fadiga do material e as características do projeto, produção e montagem dos implantes são muito importantes. A presença de defeitos superficiais favorece a nucleação prematura de trincas de fadiga nos pontos de concentração de tensões. O crescimento das trincas é, via de regra, acelerado pelo mecanismo de corrosão, levando à falha prematura do componente por um mecanismo do tipo misto.

O desgaste é a remoção mecânica de material pelo movimento relativo entre as superfícies de contato, e pode afetar o desempenho de próteses totais de

articulação, ou de conjuntos placas-parafusos²⁹⁻³¹. Em 1995, a Academia Americana de Cirurgiões Ortopédicos afirmou que o desgaste é um fator relevante que afeta a qualidade da fixação e a durabilidade de implantes, e que os problemas advindos do desgaste podem ser responsáveis por cerca de 90% de todas as reoperações realizadas nos EUA a cada ano³¹.

As falhas de implantes temporários são mais freqüentes em tratamento de fratura do que em cirurgia corretiva, que são geralmente realizadas em condições mais controladas. De fato, as dificuldades de estabilização biomecânica do conjunto osso-implante aumentam à medida que as condições da cirurgia tornam-se mais complexas. Assim, a estabilização do conjunto é mais favorável em cirurgias de substituições de articulações, e vai sucessivamente tornando-se mais complicada em casos de cirurgia ortopédica corretiva, tratamentos de fratura e cirurgia de tumores. Nos casos de fraturas com presença de intensa fragmentação, a fixação interna é mais susceptível a carregamentos complexos, o que pode causar concentração de esforços mecânicos em pontos específicos e favorecer a nucleação de trincas por fadiga ou por corrosão-fadiga. Falhas de reparação do osso freqüentemente promovem a nucleação de trincas por fadiga no implante junto à zona de fratura. A realização de exames patológicos do osso na região da fratura durante a reoperação pode constatar a ocorrência de falhas de reparação no osso²⁹⁻³⁰.

Alguns casos mais complexos de falha de implantes podem ser resolvidos por uma análise biomecânica. Por exemplo, um pino intramedular colocado no fêmur direito de um rapaz de 16 anos sofreu deformação plástica (flexão) enquanto o jovem vestia suas calças em pé³². O estudo metalúrgico mostrou que o material do pino estava de acordo com as especificações técnicas de composição química e de propriedades mecânicas, não tendo sido encontrados defeitos que pudessem ser associados à falha. Contudo, uma análise biomecânica deste movimento apontou que uma carga compressiva de 547 N e um momento fletor de 92,1 N.m teriam sido transmitidos ao longo da seção transversal da coxa. A carga compressiva é tolerável e é essencial para a reparação do osso. A carga de flexão, entretanto, está bem acima do limite de 23 N.m calculado em projeto para o pino. Concluiu-se que a deformação plástica do pino foi conseqüência de uma sobrecarga causada pela própria ação do paciente, e esta falha não seria evitada pelo emprego de um material diferente ou de um projeto otimizado. Neste mesmo estudo, perguntou-se a cinco médicos se, em um caso de pino intramedular em fratura de

fêmur, seria permitido ao paciente vestir suas próprias calças em pé. Apenas um dos médicos considerou que esta ação do paciente não seria apropriada.

Este estudo apresentou a análise de dez componentes que falharam em serviço. Observou-se que a grande maioria desses materiais não obedecia aos requisitos mínimos definidos pelas normas da ABNT ou ASTM (no caso dos arames de Nitinol). Além disso, foram observados defeitos de fabricação, projeto ou montagem em alguns implantes, que podem ter favorecido a sua falha prematura. Finalmente, observou-se que o mecanismo de fratura da maioria dos implantes cirúrgicos e de todos os arames de Nitinol investigados estava relacionado ao fenômeno de corrosão do metal, que pode causar efeitos adversos no corpo humano.

A Associação Brasileira de Normas Técnicas – ABNT, através de seu Comitê Brasileiro Odonto-Médico-Hospitalar (CB26), vem realizando um grande esforço na elaboração/adaptação/tradução de normas técnicas para o setor. A globalização de padrões se tornou um assunto de importância crescente em países em desenvolvimento que estão estabelecendo suas indústrias de equipamento médicos e agentes reguladores³³⁻³⁴. Os documentos atualmente disponíveis na ABNT abrangem desde a especificação de matérias-primas e produtos, passando por requisitos de embalagem e marcação das peças, até aspectos dimensionais de componentes específicos (vide tabela 4). Observou-se, no entanto, a ausência de versões nacionais de algumas normas importantes, como, por exemplo, documentos que tratam das especificações da liga níquel-titânio de efeito memória para aplicações médicas (Nitinol); e dos procedimentos de retirada e análise de falha de implantes cirúrgicos (fabricados em metal, cerâmica e polímeros). O trabalho de normatização é um requisito fundamental para a melhoria da qualidade dos produtos utilizados no Brasil.

Adicionalmente, ainda não há no país legislação sanitária moderna nem mecanismos reguladores que assegurem a qualidade dos implantes cirúrgicos em comercialização, e que especifiquem os procedimentos de notificação e de análise a serem seguidos pelos hospitais, profissionais de saúde e fabricantes nos casos de falhas de implantes. Isto inviabiliza estudos estatísticos técnico-econômicos e, em alguns casos, prejudica as ações legais indenizatórias movidas por pacientes, seja pela documentação insatisfatória do caso ou, até mesmo, pelo extravio do implante metálico. Os casos de falha de implantes deveriam não somente ser notificados à agência reguladora (por exemplo, a Agência Nacional de Vigilância Sanitária, criada pelo Governo Federal em 1999), como também investigados minuciosamente

Tabela 4. Normas gerais da ABNT de implantes cirúrgicos metálicos

Título e identificação das normas para implantes cirúrgicos
Orientações sobre cuidado e manuseio de implantes ortopédicos. NBR-ISO 8828
Requisitos gerais para marcação, embalagem e rotulagem. NBR-ISO 6018
Requisitos gerais. NBR-ISO 14630
Aço inoxidável conformado. NBR-ISO 5832-1
Titânio puro. NBR-ISO 5832-2
Liga conformada de titânio 6-alumínio 4-vanádio. NBR-ISO 5832-3
Liga fundida de cobalto-cromo-molibdênio. NBR-ISO 5832-4
Liga conformada de cobalto-cromo-tungstênio-níquel. NBR-ISO 5832-5
Liga conformada de cobalto-níquel-cromo-molibdênio. NBR-ISO 5832-6
Liga forjada e conformada a frio de cobalto-cromo-níquel-molibdênio-ferro. NBR-ISO 5832-7
Liga conformada de cobalto-níquel-cromo-molibdênio-tungstênio-ferro. NBR-ISO 5832-8
Aço inoxidável conformado de alto nitrogênio. NBR-ISO 5832-9
Liga conformada de titânio 5-alumínio 2,5-ferro. NBR-ISO 5832-10
Liga conformada de titânio 6-alumínio 7-nióbio. NBR-ISO 5832-11
Liga conformada de cobalto-cromo-molibdênio. NBR-ISO 5832-12
Tântalo puro para aplicações em implantes cirúrgicos. NBR-ISO 13782

por uma equipe multidisciplinar para verificar a conformidade do implante às suas especificações técnicas e identificar as causas da falha. Esta prática permitiria mapear a qualidade das diversas famílias de implantes cirúrgicos em comercialização no Brasil; além de criar um banco de dados com informações estatísticas sobre índices de falha, custos diretos e indiretos destas falhas para o serviço público de saúde etc. Estas informações forneceria subsídios valiosos para a definição de medidas preventivas e de ações setoriais³⁵⁻³⁶.

Em 1996, os pesquisadores do Instituto Nacional de Tecnologia já afirmavam que a estruturação da certificação compulsória de produtos médico-odonto-hospitalares em aço inoxidável seria benéfica¹⁹. Lastima-se que o serviço público de saúde, responsável por mais de 80% do consumo nacional de implantes

cirúrgicos metálicos (ou aproximadamente R\$ 45 milhões)³⁶, ainda não tenha criado mecanismos técnicos para qualificar fornecedores durante seu processo de licitação como forma de garantir a qualidade dos implantes cirúrgicos.

4. CONCLUSÕES

- A grande maioria dos materiais investigados não obedece aos requisitos mínimos estabelecidos nas normas ABNT e ASTM.
- Em alguns implantes analisados, foram observados defeitos de fabricação, projeto ou montagem (utilização de materiais dissimilares), que podem ter favorecido a falha prematura dos componentes.
- O mecanismo de fratura da maioria dos componentes estava relacionado à corrosão do metal.
- Não há legislação sanitária nem mecanismos reguladores que tornem compulsórios os procedimentos de notificação dos casos de falhas de implantes cirúrgicos por profissionais de saúde, nem a investigação das causas da falha do componente, o que inviabiliza levantamentos estatísticos e ações setoriais.

5. REFERÊNCIAS

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. 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. Disponível 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. Disponível 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. Disponível em: <<http://www.fda.gov/cdrh/mdrovrw.pdf>>.
 17. MEDICINES AND HEALTHCARE PRODUCTS REGULATORY AGENCY. Guidance on the EC Medical Devices Directives. London, 21 Aug. 2003. Disponível 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_statement.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. *Materials 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. DUMBLENTON, 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

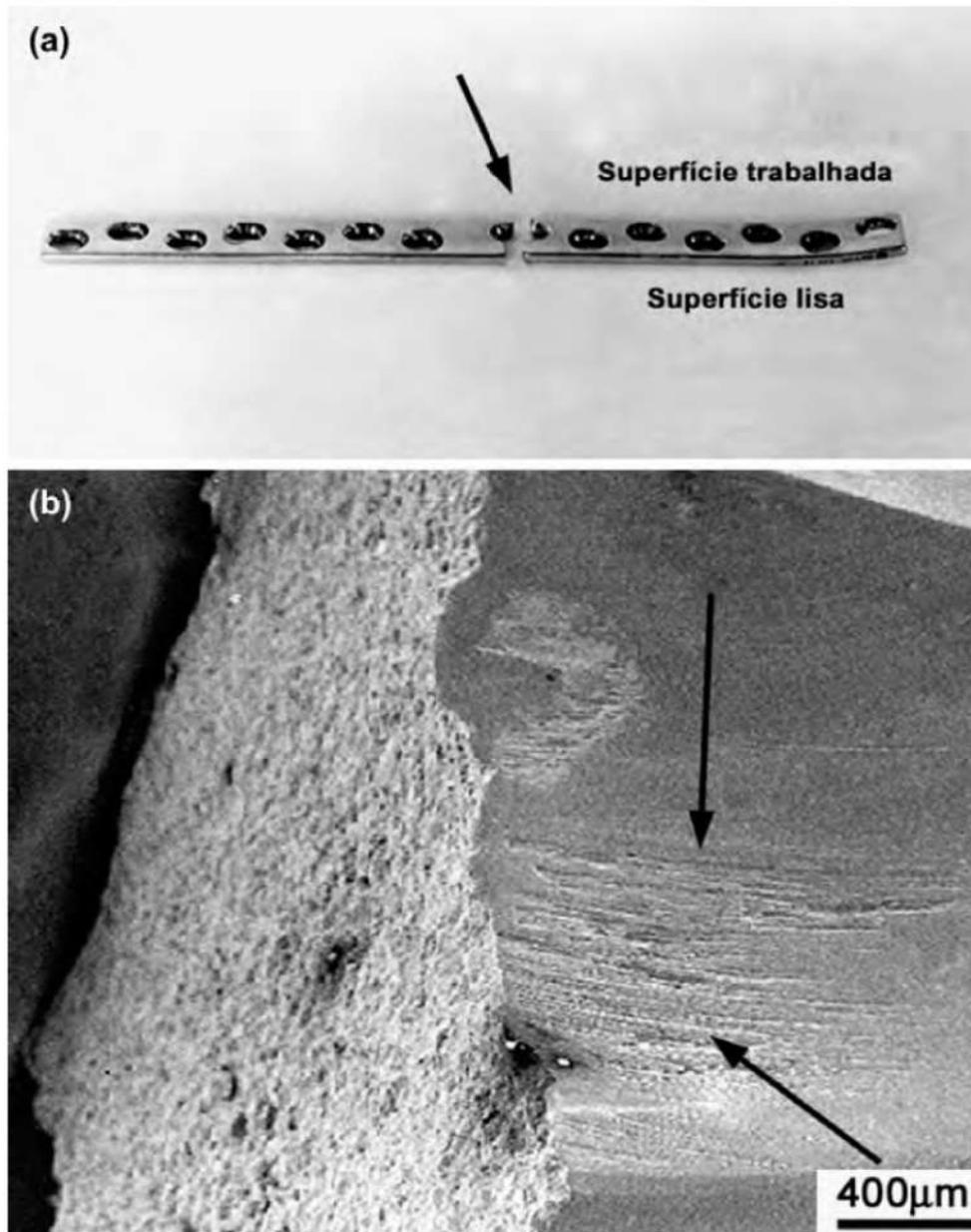


Figura 1. (a) Exemplo da fratura (seta) encontrada na placa de compressão para fêmur, fabricada em aço inoxidável.

(b) Presença de desgaste e marcas de corrosão (setas) na superfície do buraco da placa. MEV-SEI. 35X.

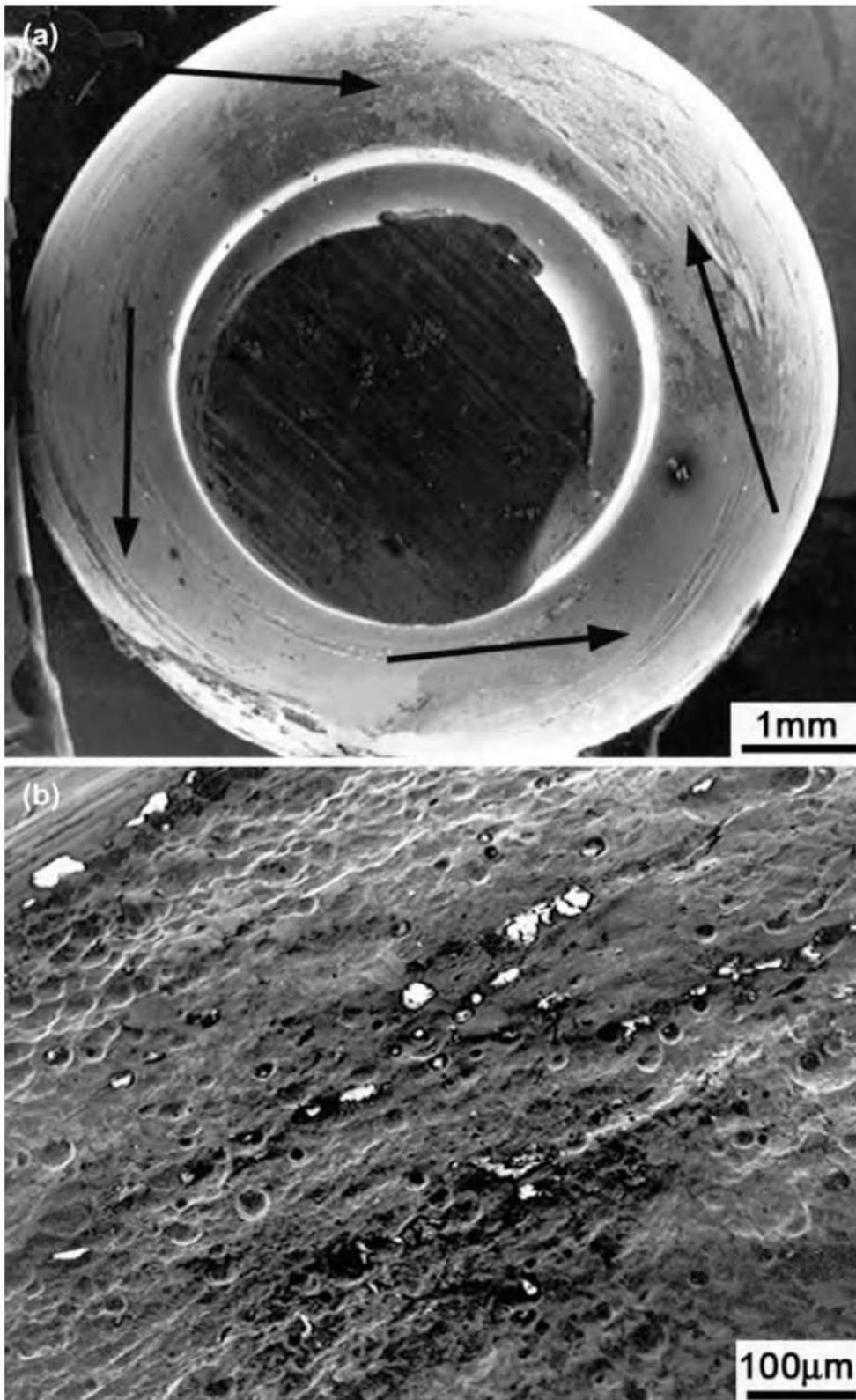


Figura 2. (a) Cabeça do parafuso da placa de compressão (setas), mostrando desgaste. MEV-SEI. 12X.

(b) Cabeça do parafuso da placa de compressão, mostrando marcas de corrosão na superfície de contato. MEV-SEI. 100X.

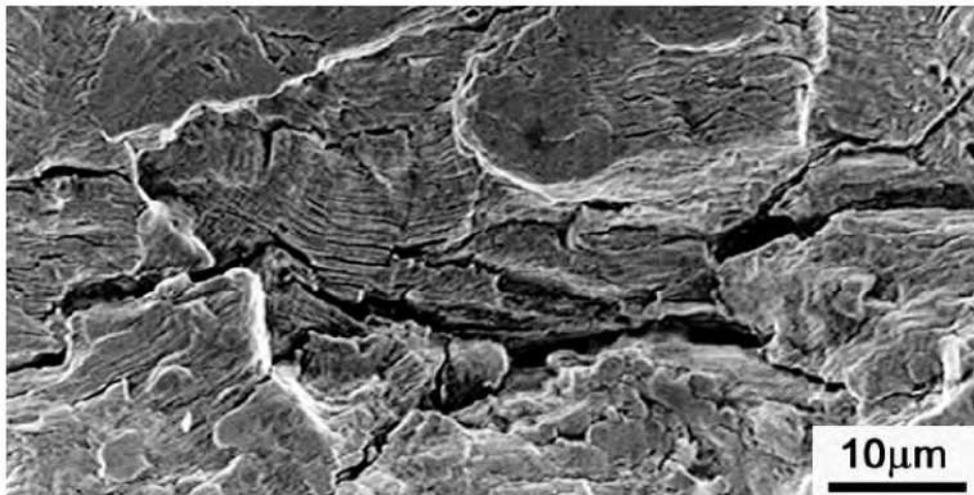


Figura 3. Exemplo de estrias de fadiga associadas com trincamento secundário na superfície de fratura da placa de compressão. MEV-SEI. 1.000X.

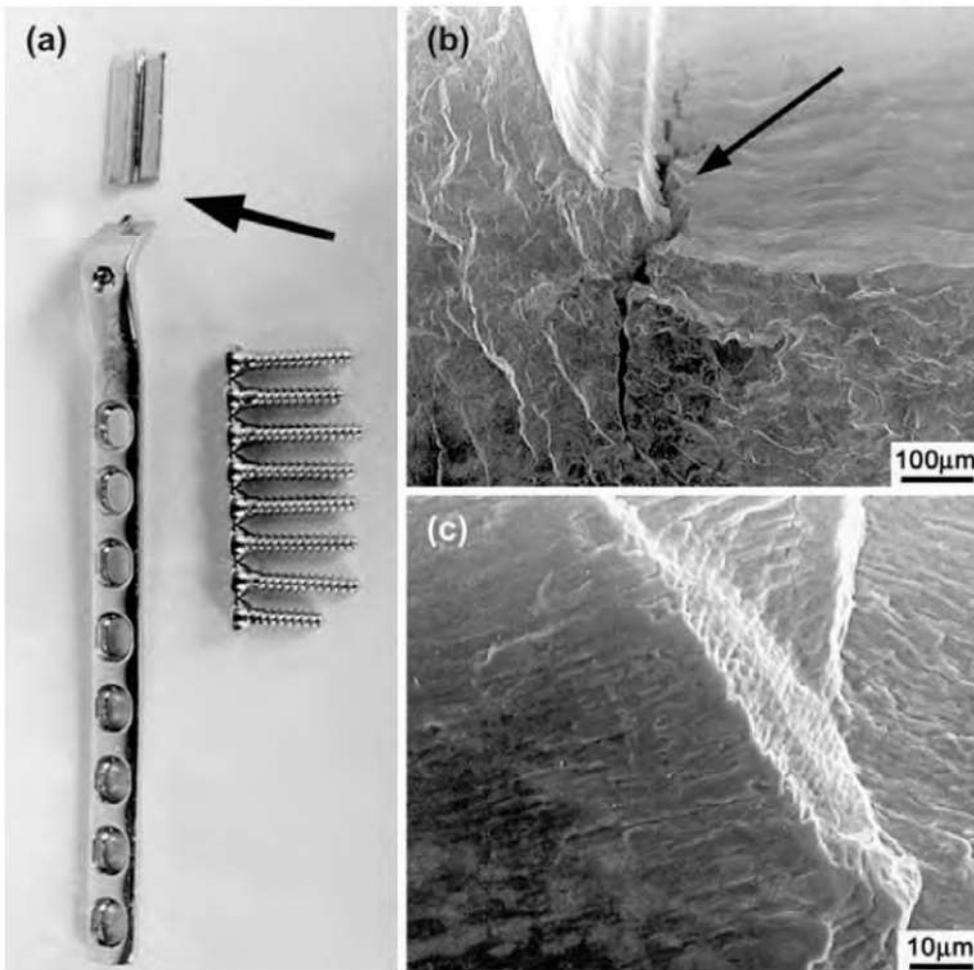


Figura 4. (a) Falha de uma placa-pino para fêmur (seta) fabricada em aço inoxidável. (b) Presença de defeitos de fabricação, como cantos vivos e marcas de usinagem (vide seta). MEV-SEI. 100X. (c) Visão geral da superfície de fratura, apresentando estrias de fadiga. MEV-SEI. 2.000X.

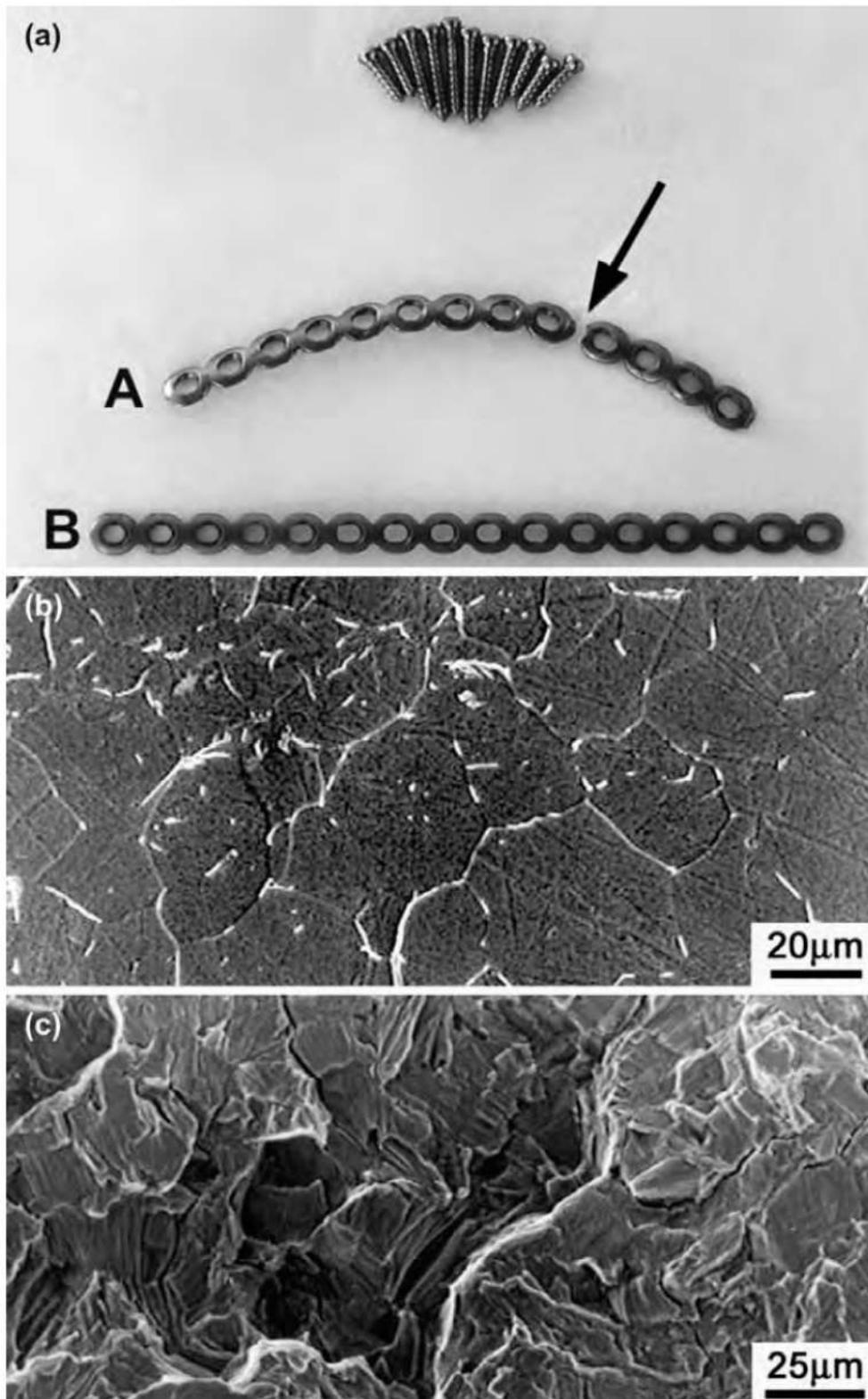


Figura 5. (a) Falha (seta) de uma placa oral maxilo-facial para reconstrução mandibular.

(b) Detalhe da microestrutura, mostrando a presença de precipitados intergranulares (fase β) em matriz de Ti (α). MEV-SEI. 500X.

(c) Detalhes da superfície de fratura, revelando várias topografias de fratura, associados a intenso trincamento secundário. MEV-SEI. 500X.

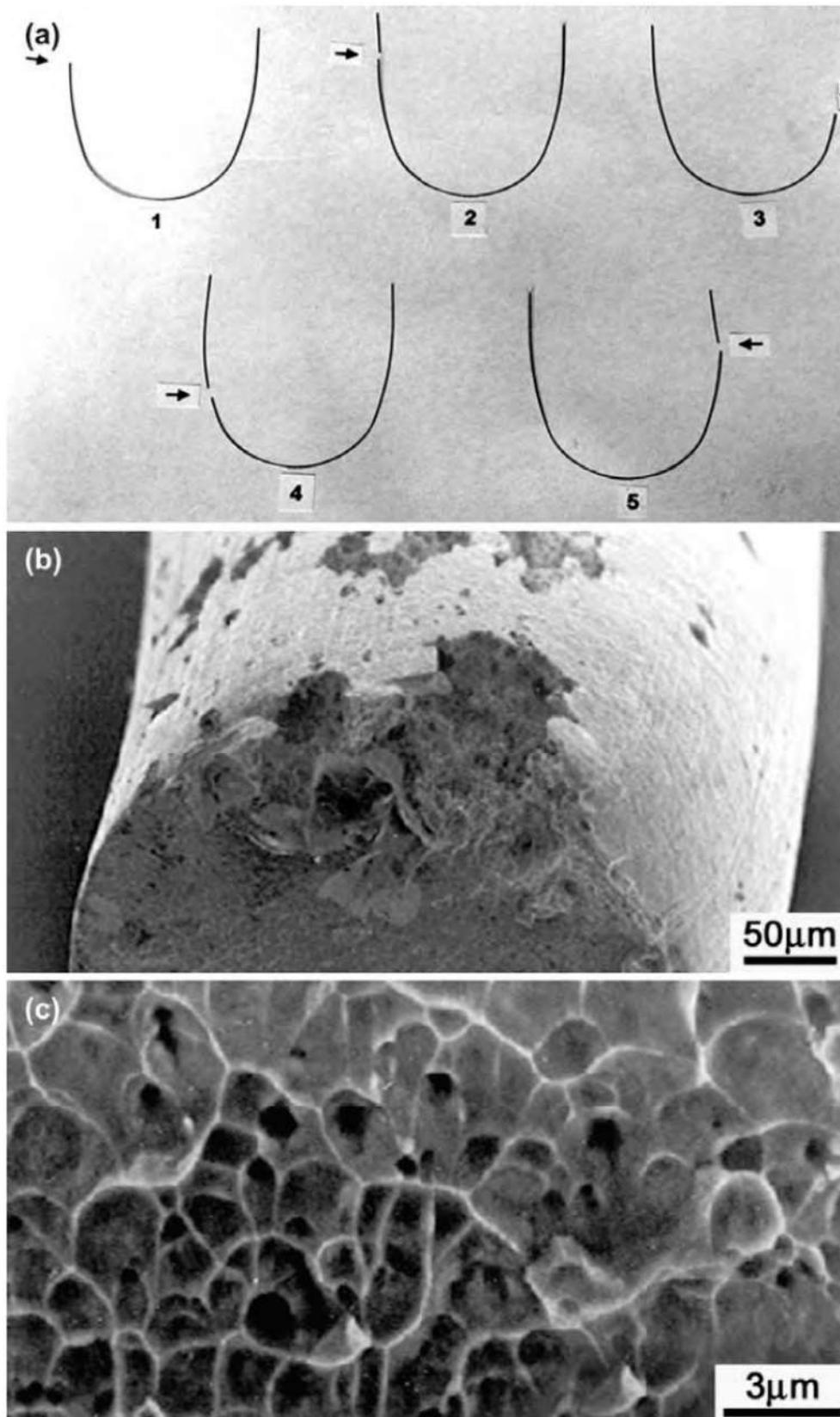


Figura 6. (a) Arames de Nitinol.
(b) Visão geral da superfície de fratura, mostrando defeitos superficiais e corrosão. MEV-SEI. 150X.
(c) Superfície de fratura, mostrando fratura dúctil. MEV-SEI. 3.500X.

40

Observação fractográfica de implante de titânio†

Cesar R. F. Azevedo e Antônio P. dos Santos, 2003

1. INTRODUÇÃO

Mais de 100 milhões de implantes cirúrgicos foram colocados em seres humanos desde 1940¹. Estes implantes são geralmente submetidos a condições agressivas de trabalho e sua falha prematura pode ser influenciada por falhas nas etapas de projeto, fabricação e instalação²⁻⁶. Dentre as ligas metálicas utilizadas como implante cirúrgico, a demanda para o titânio e suas ligas vem crescendo bastante desde sua introdução, em 1947. Estima-se que mais de mil toneladas de componentes de titânio sejam implantados anualmente em pacientes nas áreas de ortopedia, ortodontia e cirurgia buco-maxilo-facial. As ligas comerciais de titânio podem ser genericamente classificadas em termos da microestrutura como: Ti- α (fase hexagonal compacta); Ti- β (fase cúbica de corpo centrado); e ligas Ti- α + β (microestrutura dúplex).

Estas ligas foram originalmente projetadas para utilização como materiais estruturais, especialmente para a indústria aeronáutica, por apresentarem maior relação entre resistência e peso que outros sistemas metálicos. Logo, algumas

† Reimpresso do periódico *Engineering Failure Analysis*, v. 10, n. 4, Cesar Roberto de Farias Azevedo e Antônio Paulo dos Santos, Environmental effects during fatigue testing: fractographic observation of commercially pure titanium plate for cranio-facial fixation, p. 431-442, 2003, com autorização da Elsevier Ltd.

destas ligas, como o titânio comercialmente puro e a liga Ti-6Al-4V, tornaram-se atraentes para a área biomédica, pois apresentavam, adicionalmente, elevada biocompatibilidade, alta resistência à corrosão e baixo módulo de elasticidade (entre 50 e 100 GPa, contra ~200 GPa para o aço inoxidável grau cirúrgico). Recentemente, ligas de Ti- β , que possuem módulo de elasticidade ainda mais baixo que as ligas de Ti- α , passaram a ser investigadas pela bioengenharia, utilizando a adição de elementos biocompatíveis e estabilizadores da fase Ti- β , como Fe, Ta, Zr, Sn e Nb, de modo a obter valores de módulos de elasticidades mais próximos ao osso (entre 20 e 40 GPa)⁷. A fase Ti- β , por apresentar estrutura do tipo cúbica de corpo centrado, apresenta, comparativamente, maior número de sistemas de escorregamento e melhor tenacidade à fratura, podendo ser endurecida por solução sólida e ser processada termomecanicamente a temperaturas mais baixas que a fase Ti- α .

Os modos ativos de escorregamento do Ti- α (hexagonal compacto) com vetor de Burgers do tipo $\langle a \rangle$ ocorrem nos planos prismáticos (modo preferencial de escorregamento) $\{10\bar{1}0\}$, nos planos piramidais de primeira ordem $\{10\bar{1}1\}$ e nos planos basais $\{0001\}$. Escorregamento com vetor de Burgers do tipo $\langle a+c \rangle$ ocorre nos planos piramidais de primeira $\{10\bar{1}1\}$ e de segunda ordem $\{11\bar{2}2\}$. Devido ao seu reduzido número de sistemas de escorregamento independentes, a maclação mecânica é a principal razão de ductilidade das ligas Ti- α , sendo operante em seis planos: $\{10\bar{1}1\}$, $\{10\bar{1}\bar{1}\}$, $\{11\bar{2}2\}$, $\{11\bar{2}\bar{4}\}$, $\{11\bar{2}3\}$ e $\{11\bar{2}\bar{1}\}$ ⁸⁻¹⁹. O estudo do mecanismo de fadiga de cristais hexagonais de titânio mostra a ativação de vários modos de deformação, dependendo da orientação do grão em relação ao carregamento mecânico. A competição entre escorregamento e maclação dificulta, no entanto, o entendimento mais detalhado dos mecanismos de deformação do Ti- α sob carregamento cíclico¹²⁻¹⁹.

Este estudo é a continuação de pesquisas anteriores sobre falha de placa de titânio comercialmente puro (CP) para osteossíntese²⁰⁻²¹ e investiga o efeito do meio sobre a topografia de fratura de uma placa de titânio comercialmente puro para fixação crânio-facial durante ensaio de corrosão-fadiga.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Microplacas retas e anodizadas de Ti-CP (placa reta com cinco furos, comprimento de 37 mm, largura de 6 mm, espessura de 0,85 mm, diâmetro do furo de 2,1 mm, com espaçamento entre furos de 8 mm, vide figura 1) foram

ensaiadas. Análise química foi obtida por espectrometria de emissão atômica – ICP – Thermo Jarrell Ash, análise de C e S por combustão direta LECO e determinação de gases por fusão sob gás inerte (Horiba & LECO).

Ensaio de fadiga não-padroneizados das placas foram realizados em máquina MTS com carga máxima de 50 KN ($\sigma = 150$ MPa), $R = 0$ e frequência de 10 Hz (vide figura 2). Os corpos-de-prova (CPs) foram montados na linha de gravidade da máquina, introduzindo nos CPs esforços adicionais de flexão, que acabaram desconsiderados devido à pequena espessura dos mesmos. Os ensaios foram realizados em quatro condições:

- Condição I: ensaios a temperatura ambiente em ar, usando placas anodizadas.
- Condição II: ensaio em solução aquosa de potássio de sódio (sérum) a 37°C, usando placas anodizadas.
- Condição III: ensaio em solução aquosa de potássio de sódio (sérum) a 37°C, usando placas não-anodizadas. A remoção da camada anodizada (condição III) foi conseguida pela imersão das placas em uma solução de ácido sulfúrico a 30% a 65°C, de acordo com procedimento descrito na norma ISO 14233 (Implants for surgery – Metallic materials – Descaling and cleaning titanium and titanium alloy surfaces).
- Condição IV: ensaios em solução aquosa de potássio de sódio (sérum) mais produção de H_2 a 37°C, usando placas anodizadas. A fixação da placa utilizou parafusos e porcas de aço carbono, de modo a criar condições para a formação de H_2 na superfície da placa de Ti (cátodo). Objetiva-se, deste modo, promover o mecanismo de fragilização por hidrogênio²²⁻²⁴.

Investigação topográfica das superfícies de fratura e áreas adjacentes dos CPs foi realizada em microscópio eletrônico de varredura (JEOL 5200 e JEOL 6300, ambos equipados com microanálise EDS). A caracterização microestrutural das placas utilizou adicionalmente microscópio óptico Neophot e difratômetro de raios X da Shimadzu – radiação de Co $K\alpha$ com tensão de 40,0 kV e corrente de 40,0 mA, equipado com goniômetro de textura.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1. Composição química

Os teores de oxigênio, nitrogênio e hidrogênio na placa de Ti estão de acordo com os requisitos mínimos da norma ISO 5832-2, grau I para Ti-CP (tabela 1).

Tabela 1. Composição química do material

Amostra	%O	%N	%H
Placa Ti	0,07 ± 0,01	0,004 ± 0,001	0,002 ± 0,001
ISO 5832-2 grau 1	0,18 máx.	0,03 máx.	0,013 máx.

Tabela 2. Resultados do ensaio de fadiga (carga = 150 MPa)

Condição do ensaio de fadiga	Número de ciclos
I : 25°C, ar + placa anodizada	183.000
II: 37°C, sérum + placa anodizada	145.000
III: 37°C, sérum + placa não-anodizada	95.000
IV: 37°C, sérum + H ₂ + placa anodizada	102.000

3.2. Ensaio de fadiga

Os resultados de ensaios preliminares de fadiga são mostrados na tabela 2 e figura 3, sugerindo que meio agressivo, falta de anodização e presença de hidrogênio reduzem a vida por fadiga das placas de Ti-CP.

3.3. Exame fractográfico

Para todos os casos, a fratura estável começou na superfície côncava da placa (que fica adjacente ao osso), junto ao furo da placa. As figuras 4 e 5 mostram as características microfractográficas para as placas com maior (25°C, ar + placa anodizada) e menor (37°C, sérum + placa não-anodizada) vida por fadiga. Uma grande variedade de características microfractográficas, dependendo do grão observado, foi constatada junto à região de fratura estável, como: marcas de estrias paralelas; marcas de fissuras paralelas; e trincamento intergranular. Esta observação confirma estudos anteriores sobre o mecanismo de fadiga de cristais hexagonais de titânio, que mostram a existência de vários modos de deformação (*single slip lines*, *wavy slip lines*, *double slip lines*, *twins* e *associated slip lines*), dependendo da orientação de cada grão em relação ao carregamento mecânico¹²⁻¹⁹. As regiões de sobrecarga mostraram presença de alvéolos, típicos de fratura dúctil. Não foi possível comprovar a fragilização por H₂ na amostra da condição IV.

3.4. Caracterização microestrutural

A figura 6 mostra a microestrutura da placa (longe e próxima à superfície de fratura) nas regiões de fratura por fadiga e sobrecarga. A microestrutura da amostra consiste de grãos equiaxiais de fase α (tamanho de grão = 6, segundo a norma ASTM E-112, plate II) e maclas mecânicas. Próximo da superfície de fratura, junto à região de fratura por fadiga, a concentração de maclas aumenta, mas os grãos de fase α ainda são equiaxiais. Na região de fratura por sobrecarga, a concentração de maclas mecânicas aumenta ainda mais, e observa-se a presença de grãos alongados de fase α . Uma observação mais detalhada da microestrutura junto à superfície de fratura indica uma maior concentração de maclação mecânica na região de fratura por sobrecarga (vide figura 7), confirmando que a maclação mecânica é um modo operante de deformação de Ti- α ¹⁸. A placa não-anodizada mostrou a presença adicional de trincas secundárias transgranulares na superfície lateral da placa (vide figura 8), fato em acordo com investigação prévia²⁵.

3.5. Textura

Ensaio de textura foi executado em amostras não-deformadas extraídas paralelamente à superfície de fratura, para investigar a presença de alguma orientação cristalina preferencial na placa. As texturas de deformação a frio de metais hexagonais podem ser categorizadas em três grupos, de acordo com o valor da razão entre os parâmetros de rede a/c . Zr e Ti tendem a formar textura com plano basal rotacionado entre 20° a 40° da sua direção normal e com os pólos $[10\bar{1}0]$ alinhados com a direção de deformação²⁶. Os resultados são mostrados na figura 9, indicando que a microestrutura da placa não apresenta nenhuma orientação preferencial. Tradicionalmente, técnicas de processamento termomecânico que introduzem uma orientação aleatória na microestrutura de Ti- α têm sido preferidas por inúmeros fabricantes, para assegurar propriedades mecânicas isotrópicas dos mais variados produtos. Um outro enfoque, contudo, pode utilizar a forte anisotropia mecânica de metais hexagonais, de modo a coincidir as direções e planos de melhores propriedades mecânicas com as condições mais críticas de carregamento¹⁹.

4. CONCLUSÕES

- Uma grande variedade de características microfractográficas, dependendo do grão observado, foi constatada junto à região de fratura estável, como marcas de estrias paralelas, fissuras e trincamento intergranular.

- A região de fratura por sobrecarga apresentou alvéolos típicos de fratura dúctil.
- Não foram observadas diferenças fractográficas entre as diversas condições investigadas.
- A maclação mecânica é um modo operante de deformação de Ti- α .
- A concentração de maclas mecânicas aumenta da região de fratura estável para a região de fratura instável.
- A placa não apresentou orientação cristalina preferencial.

5. REFERÊNCIAS

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 International, 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 International, 1975. v. 10, p. 571-580.
4. AZEVEDO, C. R. F.; HIPPERT JR., 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 on the EC Medical Devices Directives. London, 21 Aug. 2003. Disponível em: <<http://www.medical-devices.gov.uk/mda/mdawebsitev2.nsf/webvwSearchResults/0A5E025F3BAC561180256BF100387FD3?OPEN>>.
7. 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.
8. 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.
9. AITCHISON, I.; COX, B. Interpretation of fractographs of SSC in hexagonal metals. *Corrosion*, v. 28, n. 3, p. 83-87, 1972.
10. CHESNUTT, J. C.; WILLIAMS, J. C. Comments on the electron fractography of α -titanium. *Metallurgical Transactions A*, v. 8A, n. 3, p. 514-515, 1977.

11. 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.
12. 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.
13. 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.
14. WARD-CLOSE, C. M.; BEEVERS, C. J. The influence of grain orientation on the mode and rate of fatigue crack growth in α -titanium. *Metallurgical Transactions A*, v. 11A, n. 6, p. 1007-1017, 1980.
15. STEVENSON, R.; BREEDISU, J. F. Cyclic deformation of commercial-purity titanium. *Acta Metallurgica*, v. 23, n. 12, p. 1419-1429, Dec. 1975.
16. 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.
17. 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.
18. TAN, X.; GU, H.; MUNROE, D. H. Cyclic deformation behavior of high-purity titanium single crystals: Part 1. Orientation dependence of stress-strain response. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 29A, n. 2, p. 507-512, Feb. 1998.
19. EVAN, W. J.; BACHE, M. R.; SUDELLE, B. C.; HERROUIN, F. R. M. The role of texture in the fatigue response of titanium alloy Ti 6-4. In: INTERNATIONAL FATIGUE CONGRESS, 8., 2002, Stockholm. *Proceedings...* Stockholm: 2002. p. 1781-1788.
20. AZEVEDO, C. R. F. Failure analysis of a commercially pure titanium plate for osteosynthesis. *Engineering Failure Analysis*, v. 10, n. 2, p. 153-164, Apr. 2003.
21. TORGENSEN, S. E.; GJERDET, N. R. *Retrieval study of stainless steel and Ti miniplates used in maxillofacial surgery*. 1995. Disponível em: <www.uib.no/cris/dok2>.
22. PATON, N. E.; HICKMAN, B. S.; LESLI, D. H. Behaviour of hydrogen in α -phase Ti-Al alloy. *Metallurgical Transactions*, v. 2, p. 2791-2796, 1971.
23. 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.
24. 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.

25. 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.
26. 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 geral da microplaca de titânio.

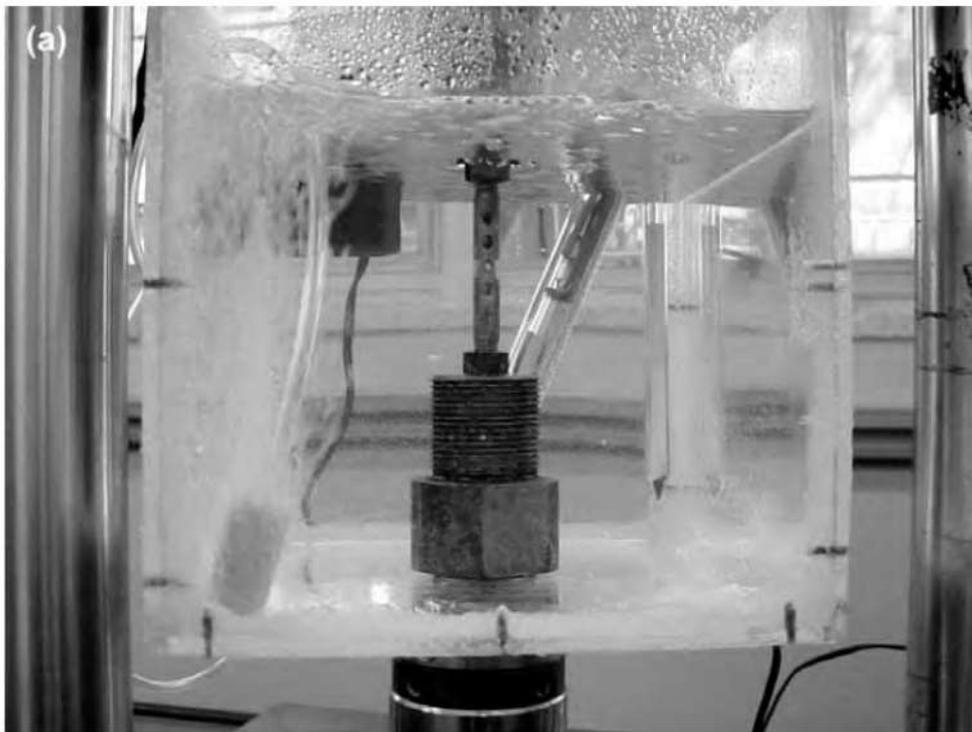


Figura 2. (a) Montagem experimental do ensaio de corrosão-fadiga: vista geral.

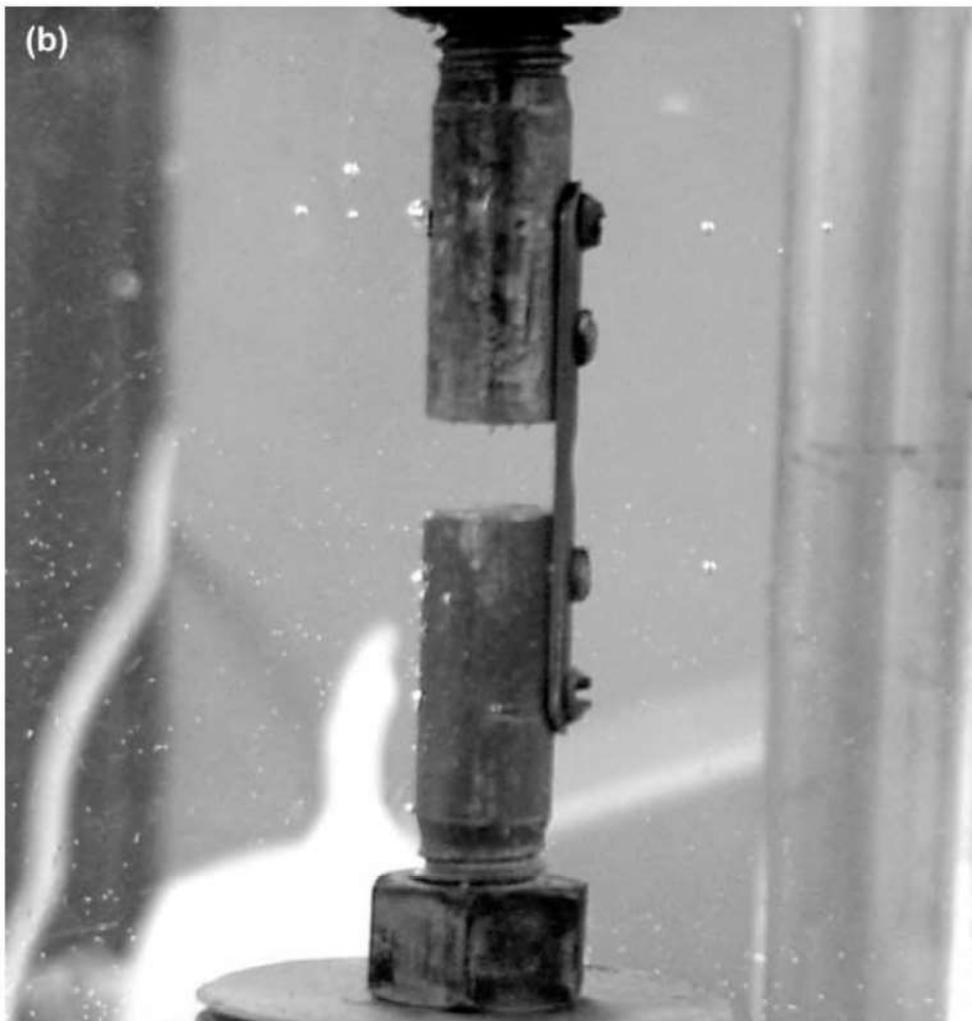


Figura 2. (b) Montagem experimental do ensaio de corrosão-fadiga: detalhe mostrando a fixação da placa.

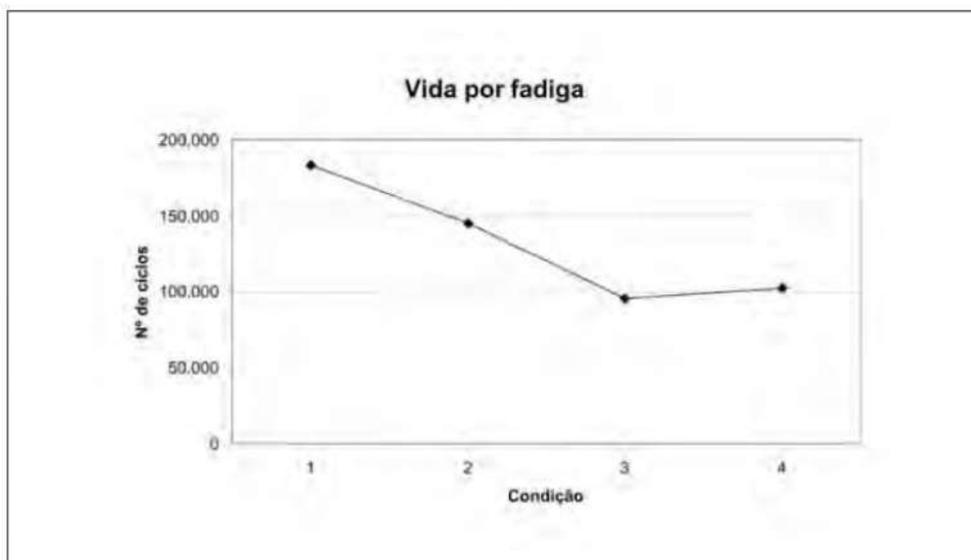


Figura 3. Resultados preliminares de vida por fadiga para as diversas condições de teste.

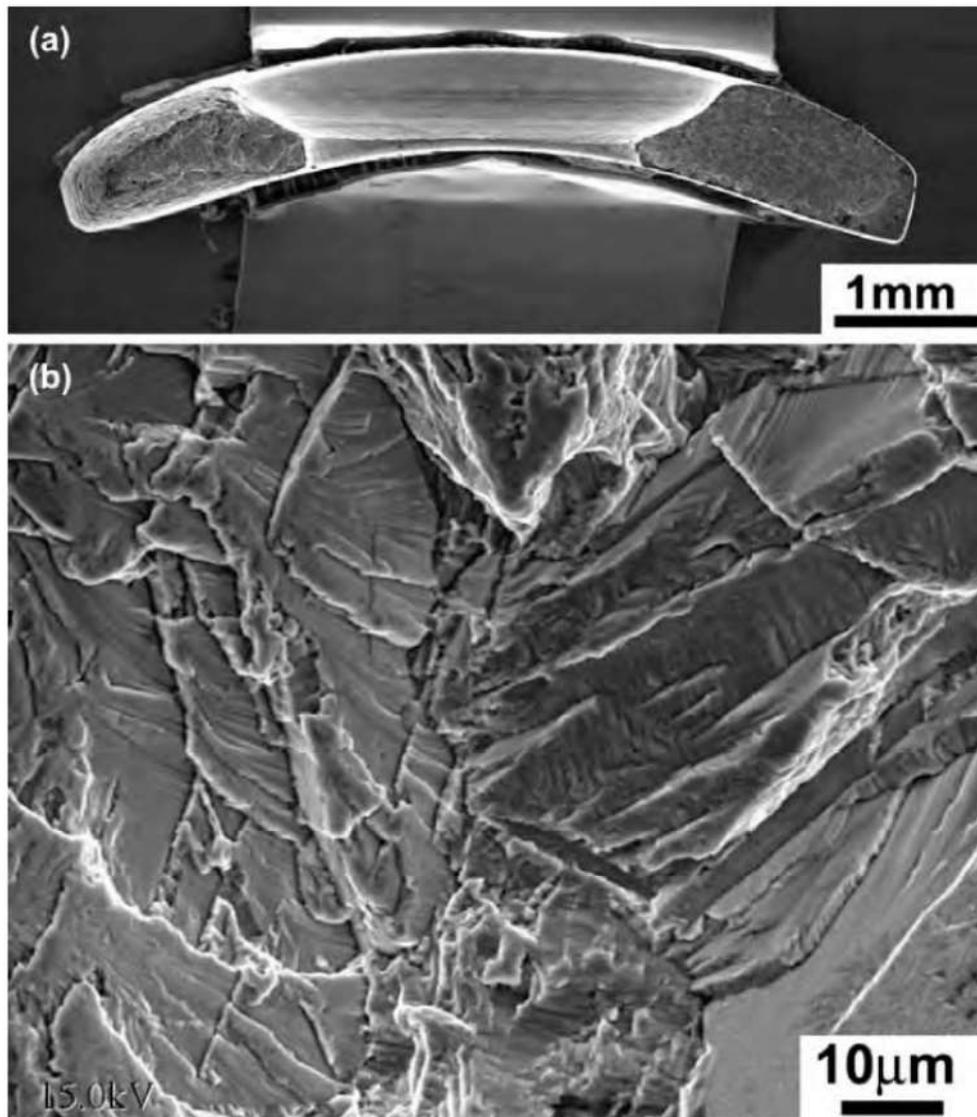


Figura 4. (a) Exame microfractográfico, condição 1: vista geral. MEV-SEI. (b) Exame microfractográfico, condição 1: detalhe da região de fratura estável, mostrando estrias e fissuras paralelas, formação de degraus e trincamento intergranular. MEV-SEI.

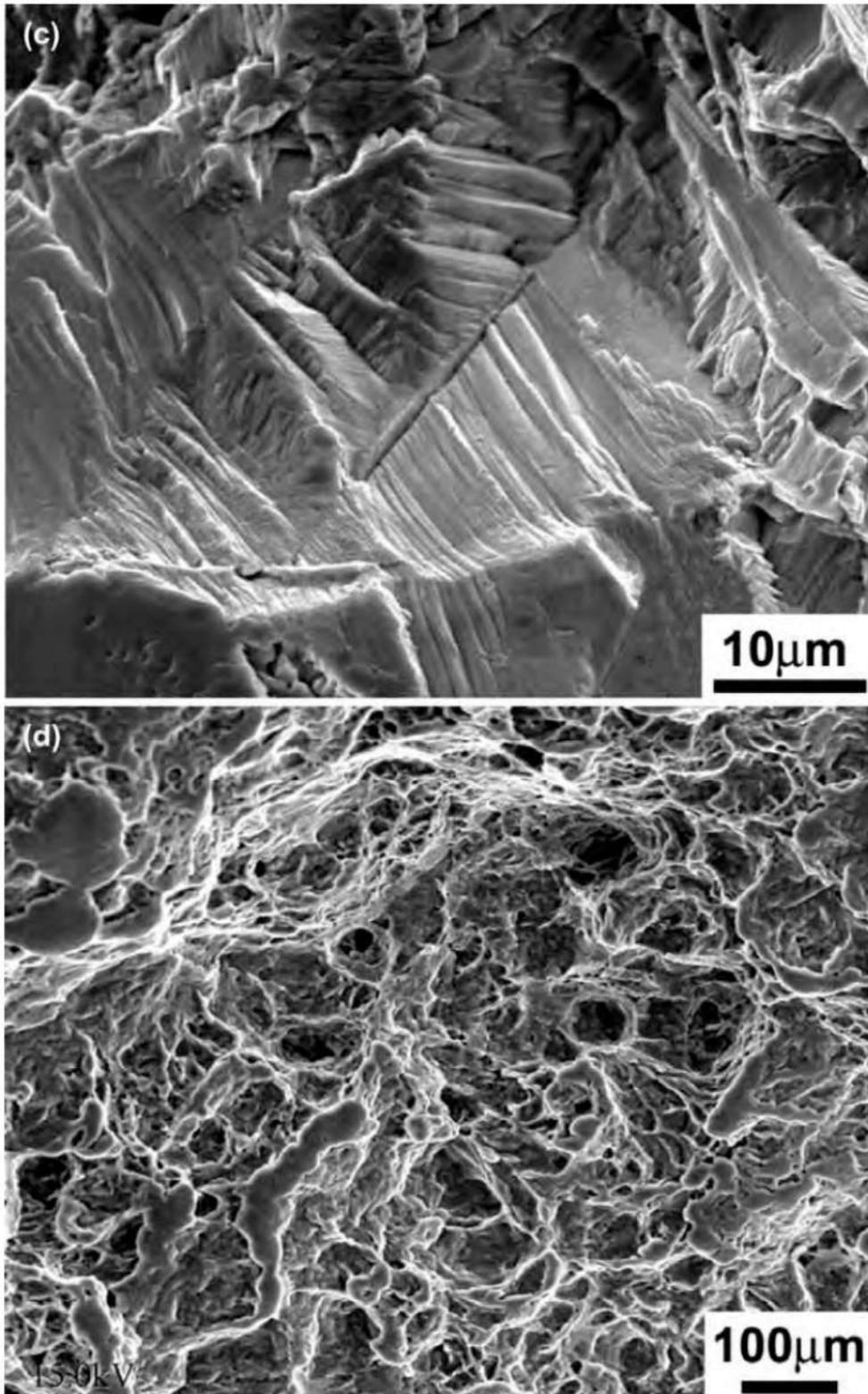


Figura 4. (c) Exame microfractográfico, condição 1: detalhe da região de fratura estável, mostrando estrias e fissuras paralelas, e trincamento intergranular. MEV-SEI. (d) Exame microfractográfico, condição 1: detalhe da região de sobrecarga, mostrando alvéolos de fratura dúctil. MEV-SEI.

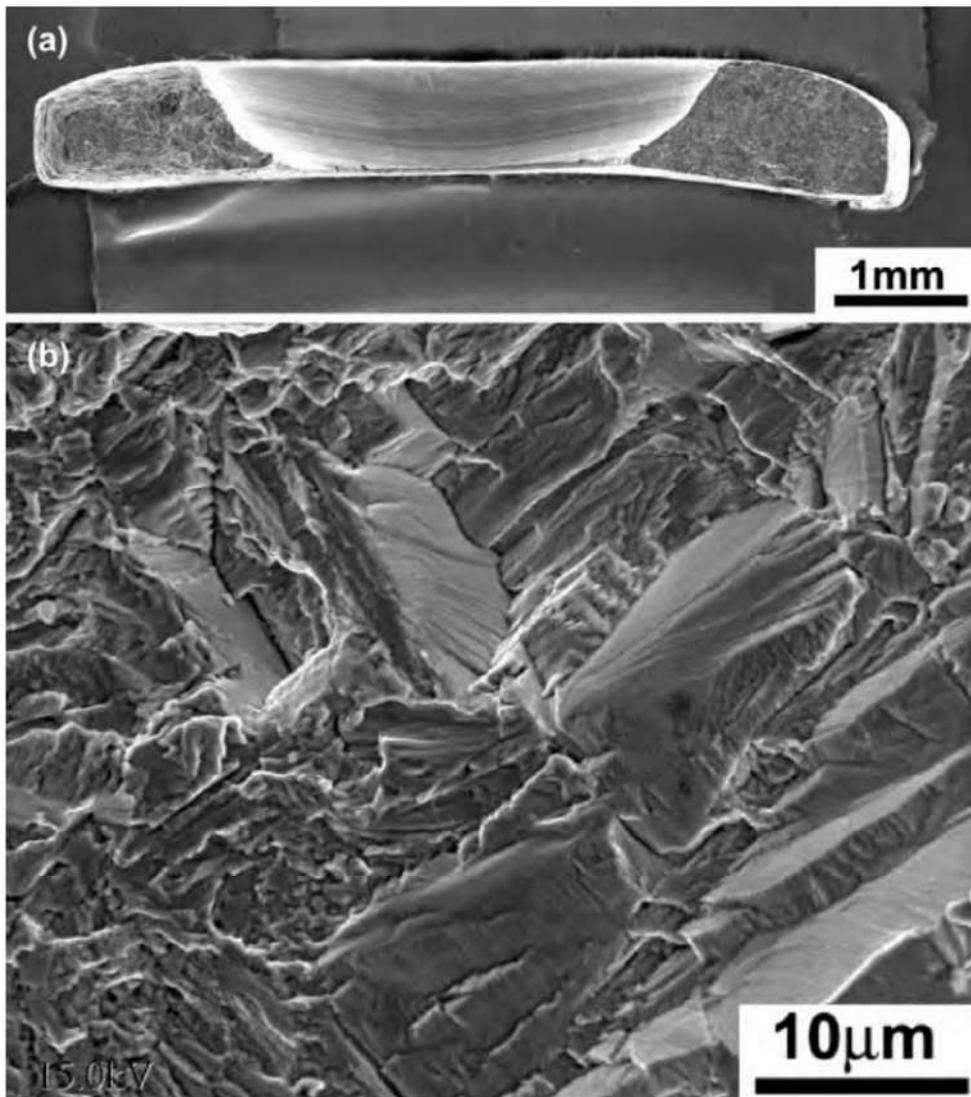


Figura 5. (a) Exame microfractográfico, condição 3: vista geral. MEV-SEI. (b) Exame microfractográfico, condição 3: detalhe da região de fratura estável, mostrando estrias e fissuras paralelas, formação de degraus e trincamento intergranular. MEV-SEI.

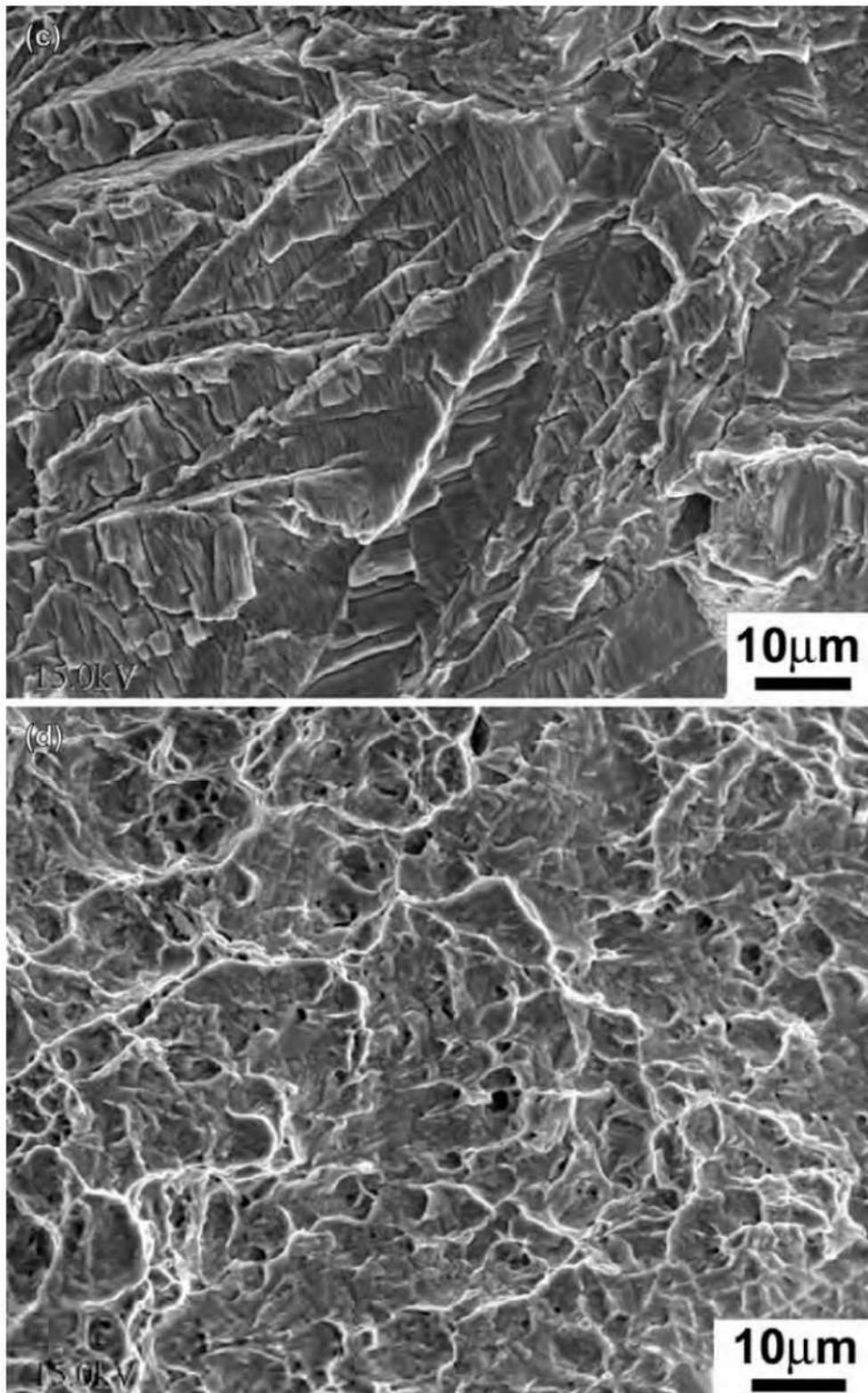


Figura 5. (c) Exame microfractográfico, condição 3: detalhe da região de fratura estável, mostrando estrias e fissuras paralelas, e trincamento intergranular. MEV-SEI. (d) Exame microfractográfico, condição 3: detalhe da região de sobrecarga, mostrando alvéolos de fratura dúctil. MEV-SEI.

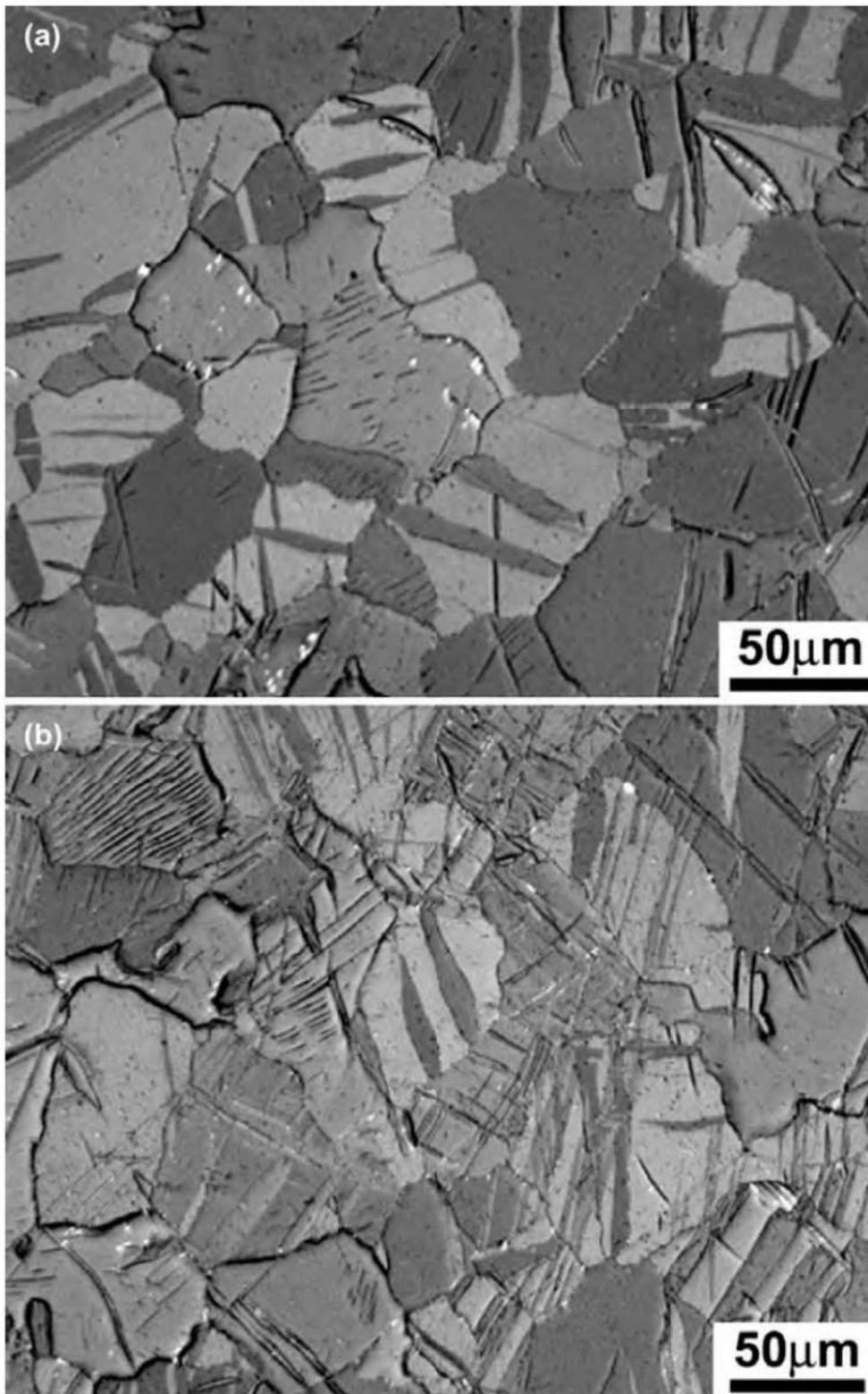


Figura 6. (a) Exame metalográfico, condição 3: detalhe da região longe da superfície de fratura. Microscópio óptico.

(b) Exame metalográfico, condição 3: detalhe da região de fratura por fadiga, mostrando maior concentração de maclas mecânicas. Microscópio óptico.

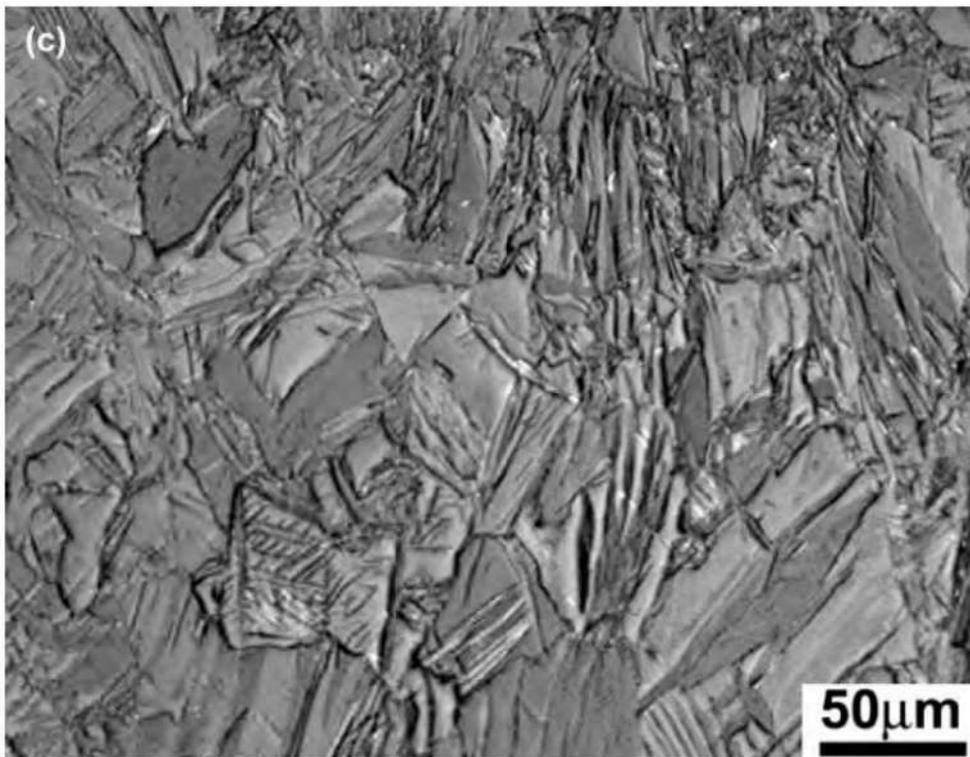


Figura 6. (c) Exame metalográfico, condição 3: detalhe da região de fratura por sobrecarga, mostrando maior concentração de maclas mecânicas e deformação dos grãos da fase α . Microscópio óptico.

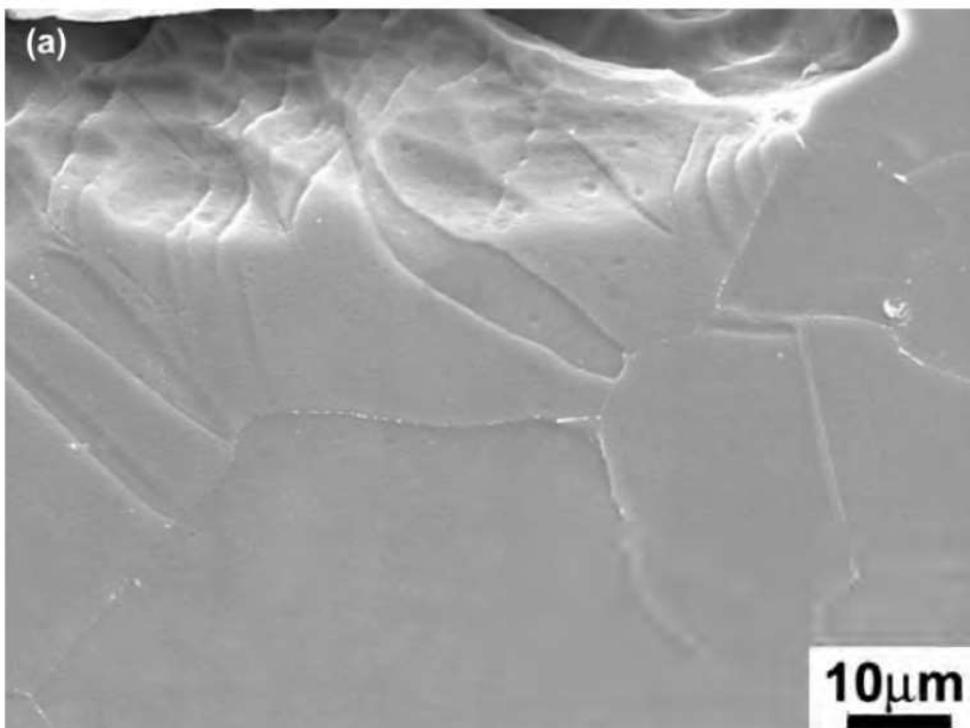


Figura 7. (a) Exame metalográfico junto à superfície de fratura, condição 2: região de fratura estável, mostrando como a maclação causa a formação de fissuras paralelas na superfície da fratura. MEV-SEI.

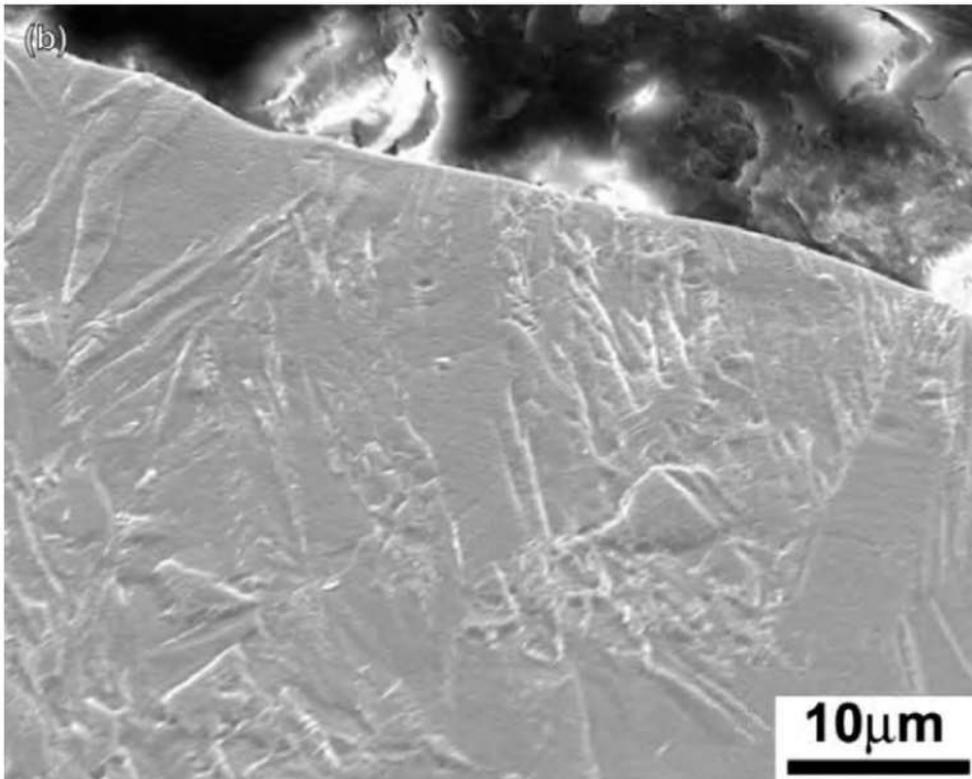


Figura 7. (b) Exame metalográfico junto à superfície de fratura, condição 2: região de sobrecarga com alta concentração de maclas mecânicas. MEV-SEI.

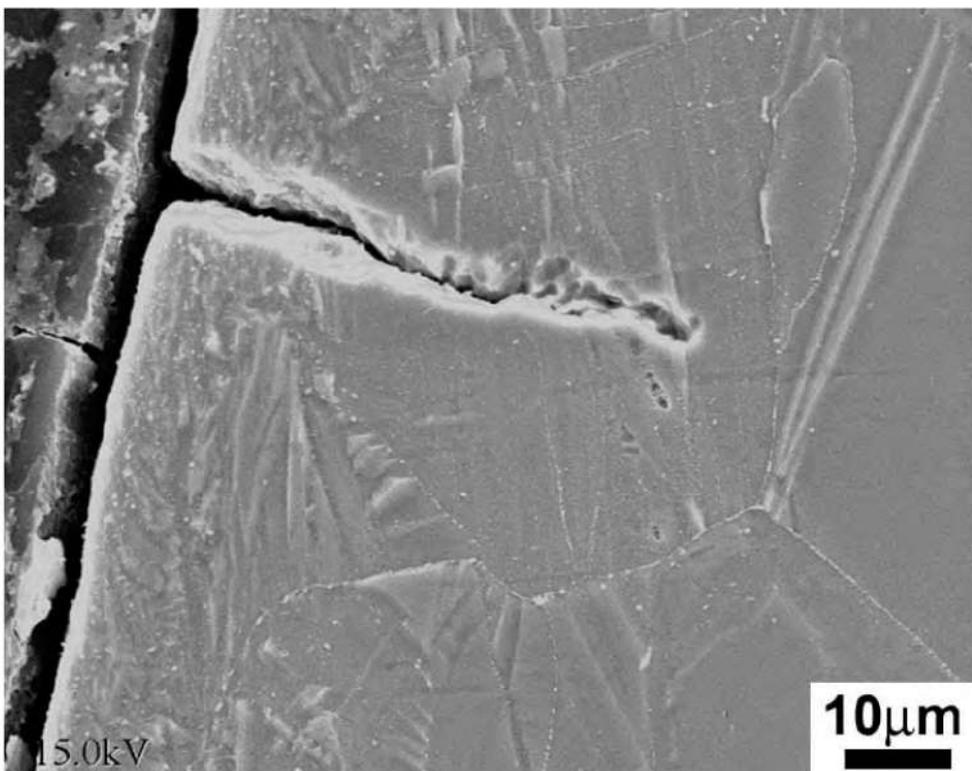


Figura 8. Exame metalográfico junto à superfície lateral da placa, condição 3, mostrando trincamento secundário do tipo transgranular associado a alta concentração de maclas mecânicas. MEV-SEI.

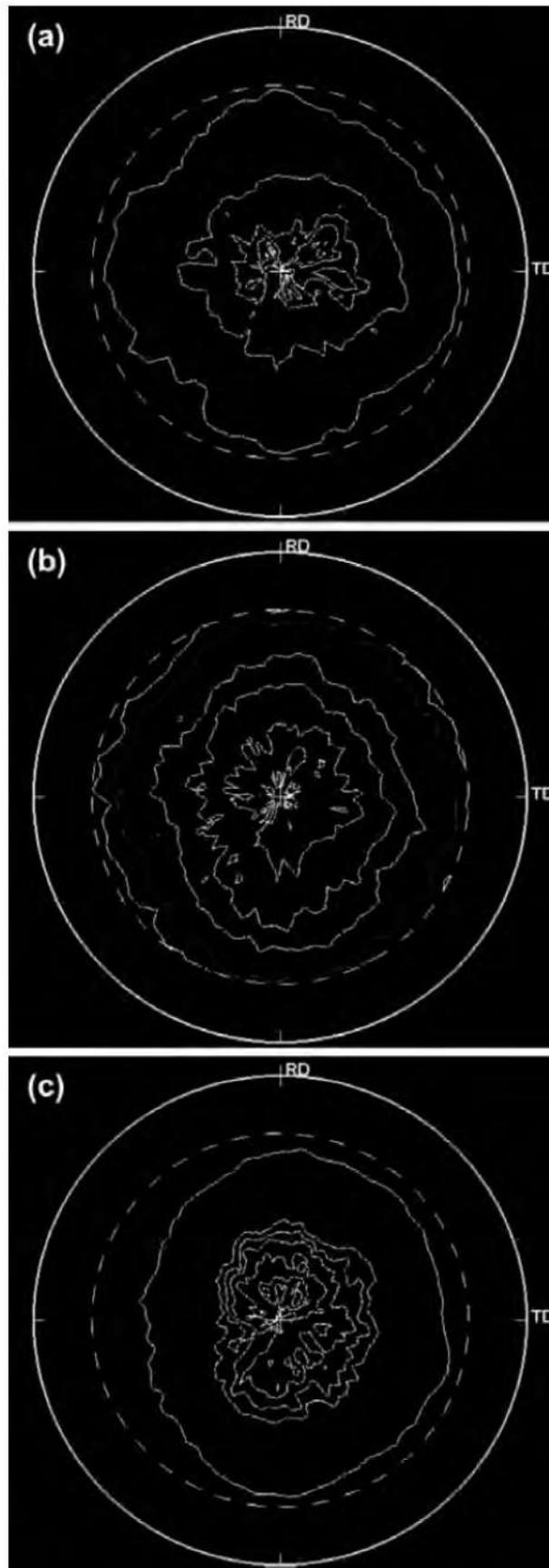


Figura 9. Figura de pólo obtidas em superfície transversal da placa de Ti em diversas orientações: (a) (002); (b) (100); (c) (101).

41

Análise de falha em cartuchos sinterizados de níquel puro[†]

Cesar R. F. Azevedo, 2003

1. INTRODUÇÃO

Uma nova rota para a produção de DSIDA (ácido imino diacético), uma matéria-prima utilizada para a produção de um eco-herbicida, ganhou em 1996 o prêmio Presidential Green Chemical Challenge (Alternative Synthetic Pathways Award). Esta nova tecnologia, chamada desidrogenação catalítica do dietanolamina, representa um grande avanço, permitindo a produção do herbicida de um modo mais seguro e produtivo. DSIDA era tradicionalmente manufaturado pelo processo *strecker*, utilizando amônia, ácido hidrocloreto, formaldeído e cianeto de hidrogênio, sendo os dois últimos reagentes altamente tóxicos^{2,3}.

O novo fluxograma de produção de DSIDA mostra que, após a filtração dos catalisadores, não há necessidade de purificação da solução orgânica^{4,5}. As unidades de filtração utilizam cartuchos sinterizados de Níquel 200 para separar as partículas do catalisador sólido – 77,5%C-20%Cu-2,5%Pt (tamanho entre 1 e 40 µm) – da solução orgânica. Cada ciclo de filtração dura 6 horas, sendo seguido por procedimento de limpeza, que consiste de injeção de N₂ e, depois, água desmineralizada (vide figura 1).

[†] No prelo.

Níquel 200 é um níquel comercialmente puro (99,6%), que apresenta estrutura cristalina do tipo cúbica de face centrada (CFC) e cuja microestrutura exibe uma pequena quantidade de inclusões não-metálicas (óxidos). Ele apresenta boas propriedades mecânicas e excelente resistência à corrosão em vários meios, sendo normalmente utilizado em temperaturas abaixo de 300°C. Em temperaturas mais elevadas, o material pode sofrer fragilização por grafitização, sendo nestes casos aconselhável a utilização de Níquel 201, que apresenta menor teor de carbono (0,02% contra 0,15% máx. para o Níquel 200)⁶. O presente estudo investiga as causas da falha prematura dos cartuchos sinterizados de Níquel 200 (vide figura 2).

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL E RESULTADOS

A comparação dos resultados de análise química com a especificação (vide tabela 1) mostra que o cartucho apresenta teores mais elevados de carbono e sódio e teor mais baixo de níquel, indicando que a amostra está contaminada pela solução orgânica. A inspeção visual (vide figuras 3-a a 3-c) indica que a falha (furros e trincas transversais) ocorreu na parte superior do cartucho, junto à solda. A região adjacente à trinca transversal (vide figura 3-c) mostra uma redução localizada na espessura do tubo (vide tabela 2).

O exame topográfico das superfícies interna e externa do cartucho é mostrado nas figuras 4-a a 5-e. A superfície externa apresenta maior proporção de cavidades junto à trinca transversal, enquanto a superfície dos pós de níquel possui

Tabela 1. Resultados da análise química

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.
Manganês (Mn)	0,036 ± 0,002	0,35 máx.
Carbono (C)	1,1 ± 0,1	0,15 máx.
Silício (Si)	0,23 ± 0,02	0,35 máx.
Enxofre (S)	< 0,005	0,01 máx.
Fósforo (P)	< 0,005	-
Sódio (Na)	0,58 ± 0,05	-

Tabela 2. Medidas de espessura da parede do cartucho

Localização	Espessura (mm)
Adjacente à trinca	1,01 ± 0,01
Longe da trinca	1,24 ± 0,01

Tabela 3. Fração volumétrica de cavidades

Localização	Fração volumétrica
Superfície externa, longe da trinca	33%
Superfície externa, adjacente à trinca	51%
Superfície interna, longe da trinca	18%
Superfície interna, adjacente à trinca	47%

aspecto rugoso (vide figuras 4-b e 4-c). A rugosidade superficial dos pós de Ni é maior junto à trinca (vide figuras 4-d e 4-e), sugerindo a ação de ataque corrosivo.

A face interna do cartucho também apresenta maior proporção de cavidades junto à trinca transversal, com a superfície dos pós tendo, comparativamente, um aspecto mais rugoso, sugerindo a ação de um ataque corrosivo preferencial, provavelmente ao longo de certos planos cristalográficos (vide figuras 5-a a 5-e). A superfície interna apresenta, adicionalmente, intenso trincamento secundário intergranular, indicando que a ruptura foi iniciada nesta face. Finalmente, pós de níquel com superfície lisa e apresentando decoesão intergranular, provavelmente devido à ação de corrosão intergranular (vide figuras 5-b e 5-c), foram observados na região longe da trinca desta face.

O exame macroestrutural das superfícies interna e externa dos cartuchos longe e próximo da trinca confirma que a proporção de cavidades é muito maior junto à trinca transversal (vide figuras 6-a a 7-c), embora o aumento relativo na quantidade de cavidades seja maior junto à superfície interna (vide tabela 3). A morfologia das cavidades também se torna mais irregular próximo da trinca transversal, aumentando localmente o fator de concentração de tensões (vide figuras 7-b e 7-c). Adicionalmente, a região central do cartucho apresenta menor proporção de poros. Finalmente, a proporção de cavidades diminui até níveis normais na região logo adjacente à solda de topo, indicando que não há relação entre o ataque corrosivo e a localização da zona afetada termicamente pela solda.

O exame fractográfico da superfície da trinca próximo à superfície externa mostra a presença de alvéolos nas facetas dos grãos, sugerindo a ação de um mecanismo de fratura dúctil intergranular (vide figuras 8-a e 8-b). A superfície da trinca próximo à superfície interna apresenta, no entanto, uma topografia facetada, com formação de degraus e de aspecto cristalográfico (vide figuras 8-c e 8-d).

A microestrutura do cartucho é composta de grãos maclados de Ni (α), precipitação intergranular descontínua de óxidos de níquel-silício e cavidades (vide figuras 9-a e 9-b). A possível presença de um filme contínuo de grafite, típico de fragilização, não foi observada. O exame da microestrutura próximo à trinca revelou a presença de propagação inter e transgranular das trincas (vide figura 10-a a 11-c). A interpretação conjunta dos resultados fracto e metalográficos indica que o mecanismo de fratura dúctil intergranular foi predominante junto à face externa do cartucho, ao passo que o mecanismo misto (propagação inter e transgranular das trincas) foi predominante junto à sua face interna.

Microanálise EDS foi realizada nas superfícies interna e externa do cartucho, assim como em vários pontos da superfície da trinca transversal, sendo observada a presença dos elementos níquel, carbono, oxigênio, sódio e silício.

3. DISCUSSÃO

Inspeção visual dos filtros sinterizados de níquel indicou que as falhas ocorreram na parte superior dos cartuchos, junto à solda de topo. A região adjacente à trinca transversal apresentou uma redução localizada na espessura do tubo, indicando possível perda de material por mecanismo de erosão-corrosão devido às condições fluido-dinâmicas da solução orgânica durante a filtragem.

O exame topográfico das superfícies interna e externa do cartucho revelou que ambas as faces apresentam maior proporção de cavidades junto à trinca transversal, sugerindo a ação de um mecanismo de corrosão. Adicionalmente, a superfície dos pós de níquel localizados junto à trinca apresenta maior rugosidade, revelando a ação de um mecanismo de corrosão preferencial ao longo de certos planos cristalográficos e dos contornos de grão. A presença de intenso trincamento secundário intergranular na face interna do cartucho indica que a falha foi iniciada nesta face.

O exame macroestrutural junto às superfícies interna e externa do cartucho confirma que a proporção de cavidades é bem maior junto à trinca transversal. O aumento relativo é mais intenso junto à superfície interna, confirmando que

a corrosão preferencial foi mais intensa nesta face. A corrosão altera a morfologia das cavidades, que se tornam mais irregulares e angulares, aumentando localmente o fator de concentração de tensões. Não há indícios de que a corrosão preferencial e localizada esteja associada à localização da zona afetada termicamente. É interessante notar que, à meia espessura da parede do filtro, existe uma faixa onde não há porosidade (vide figura 6-a), fato que altera tanto a permeabilidade como as condições de carregamento mecânico do filtro. Sugere-se a execução de testes comparativos (utilizando as especificações do fabricante dos filtros) das propriedades e do desempenho dos filtros (permeabilidade, resistência mecânica, morfologia, distribuição e tamanho dos poros e pós de níquel, curvas de queda de pressão por vazão etc.).

A microestrutura do cartucho é composta de grãos maclados de Ni (α), precipitação intergranular descontínua de óxidos de níquel-silício e cavidades (porosidades + cavidades de corrosão). A corrosão preferencial do níquel sinterizado em solução orgânica de DSIDA ocorreu ao longo dos contornos de grão e de certos planos cristalográficos. Este mecanismo, no entanto, deverá ser investigado com mais detalhe, de modo a levar em consideração as propriedades e microestrutura dos cartuchos novos, além de investigar as condições de trabalho dos filtros (condições fluido-dinâmicas da solução orgânica e do procedimento de limpeza, pureza da solução orgânica, do gás e da água desmineralizada, controle de temperatura etc.).

Trabalhos anteriores⁷⁻¹⁰ observaram fratura intergranular em níquel devido à ação de corrosão intergranular, corrosão-sob-tensão e fragilização por hidrogênio. Os primeiros dois mecanismos estavam associados à presença de impurezas (enxofre e fósforo) nos contornos de grão. A influência do enxofre, não apenas presente no material mas também na solução, aumenta fortemente a taxa de corrosão do níquel e previne a sua repassivação. Microanálise EDS não indicou a presença de enxofre ou fósforo nas regiões corroídas e novas investigações deverão empregar a técnica de microanálise WDS, que apresenta um menor limite de detecção.

A interpretação conjunta dos resultados fracto e metalográficos indica que a ruptura das regiões resistentes ocorreu por mecanismo de fratura dúctil intergranular, junto à face externa, e por mecanismo misto (propagação inter e transgranular das trincas) junto à face interna. Este último produziu uma superfície de fratura facetada, com aspecto cristalográfico. A presente investigação, no

entanto, não conseguiu identificar em detalhes os mecanismos atuantes junto à face interna (região de início de fratura).

Anton¹¹ investigou a fractografia de monocristais de superligas de níquel após ensaio de Charpy e observou macroscopicamente a ocorrência de fratura frágil, definida como clivagem transgranular ou topografia facetada, ao longo dos planos cristalinos. Após exame microscópico, no entanto, esta topografia cristalográfica foi identificada como aresta de rasgamento dúctil (*ductile tear ridges*), que resulta da fratura dúctil ao longo dos planos $\{111\}$. Este trabalho, contudo, não mostrou evidências cristalográficas e, ao contrário da presente investigação, a fratura não foi assistida pelo meio.

Metais CFC não apresentam, via de regra, fratura por clivagem – somente em rupturas assistidas pelo meio, como fragilização por hidrogênio e corrosão-sob-tensão. Este último mecanismo pode causar fratura por clivagem transgranular, onde a superfície de fratura consiste em facetas paralelas, que lembram clivagem, e degraus¹²⁻¹⁴. Várias tentativas têm sido feitas para determinar a cristalografia das facetas e degraus, mas ainda há muita discussão sobre os resultados¹⁵. Uma investigação sobre a cristalografia de corrosão-sob-tensão do tipo transgranular em monocristais de α -Cu-30Zn (testado em NH_3) e de α -Cu (testado em NaNO_2) mostrou que todas as superfícies de fratura tinham as mesmas características: facetas paralelas e degraus cristalográficos. As facetas foram identificadas como clivagem ao longo dos planos $\{110\}$, e os degraus, como ruptura ao longo dos planos de escorregamento $\{111\}$ ¹⁶. Outro estudo¹⁷ investigou em monocristais de níquel com entalhe o crescimento de trincas de fadiga assistida por hidrogênio. Os autores propuseram que o crescimento de trincas ocorre por um mecanismo misto, composto de escorregamento ao longo dos planos $\{111\}$ e clivagem ao longo dos planos $\{100\}$.

Estes estudos de fractografia de monocristais de metais CFC indicam que a identificação dos mecanismos de fratura atuantes por observação fractográfica pode levar a resultados contraditórios, sendo fundamental uma investigação cristalográfica da superfície de fratura. É interessante observar que a corrosão preferencial da microestrutura sinterizada de níquel criou seções resistentes, que são formadas por alguns grãos de Ni (α) (vide figura 9). A largura destas seções geralmente contém um único cristal de Ni (α), apresentando vários concentradores de tensão e submetido a carregamento mecânico em meio corrosivo. Esta observação

reforça o paralelo entre o modo de fratura do níquel sinterizado e o modo dos monocristais.

A presente investigação sugere, desta forma, que a falha prematura dos cartuchos de filtração foi promovida por um mecanismo assistido pelo meio (corrosão-sob-tensão ou fragilização por hidrogênio). A resistência à corrosão do níquel 200 na solução orgânica de DSIDA¹⁸ deverá ser detalhadamente estudada para as condições do processo de filtração.

4. CONCLUSÕES

- As falhas ocorrem na parte superior dos cartuchos, junto à solda de topo. A região adjacente à trinca transversal apresenta uma redução localizada na espessura do tubo, indicando possível perda de material por mecanismo de erosão-corrosão devido às condições fluido-dinâmicas da filtração.
- A topografia da superfície dos pós de níquel localizados nas faces interna e externa do cartucho revelam a ação de um mecanismo de corrosão preferencial.
- A presença de intenso trincamento secundário intergranular na face interna do cartucho indica que a falha foi iniciada nesta face.
- Não há indícios de que a corrosão preferencial e localizada esteja associada à localização da zona afetada termicamente.
- A interpretação conjunta dos resultados fracto e metalográficos indica que a ruptura das regiões resistentes ocorreu por mecanismo de fratura dúctil intergranular, junto à face externa, e por mecanismo misto (propagação inter e transgranular das trincas) junto à face interna do cartucho.
- Não foi possível identificar em detalhes os mecanismos atuantes junto à face interna e que levaram à formação de uma superfície de fratura facetada e cristalográfica.
- A presente investigação sugere que a falha prematura dos cartuchos de filtração foi promovida por um mecanismo assistido pelo meio (corrosão-sob-tensão ou fragilização por hidrogênio).

5. REFERÊNCIAS

1. MONSANTO. Camaçari Plant – Bahia, Brazil. Disponível 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. Disponível 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. Disponível em: <<http://www.osha.gov/SLTC/healthguidelines/hydrogencyanide/>>.
4. WOODHOUSE, E. J. *Social reconstruction of a technoscience? The greening of chemistry*. 1998. Disponível 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. Disponível 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 theirs 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

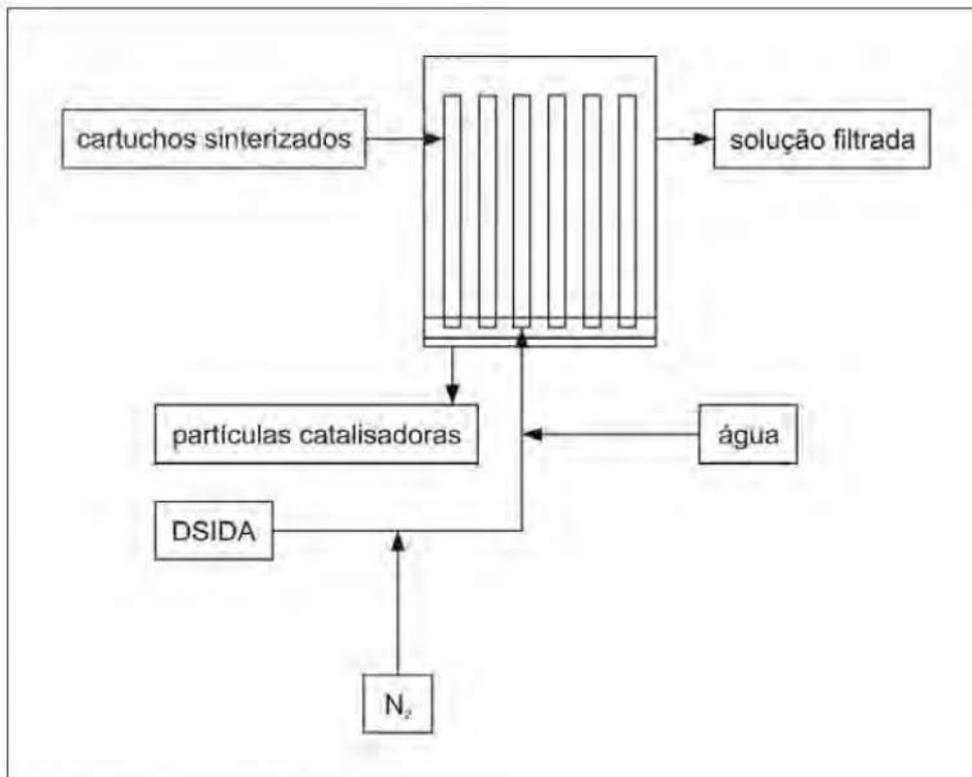


Figura 1. Processo de filtragem e limpeza.

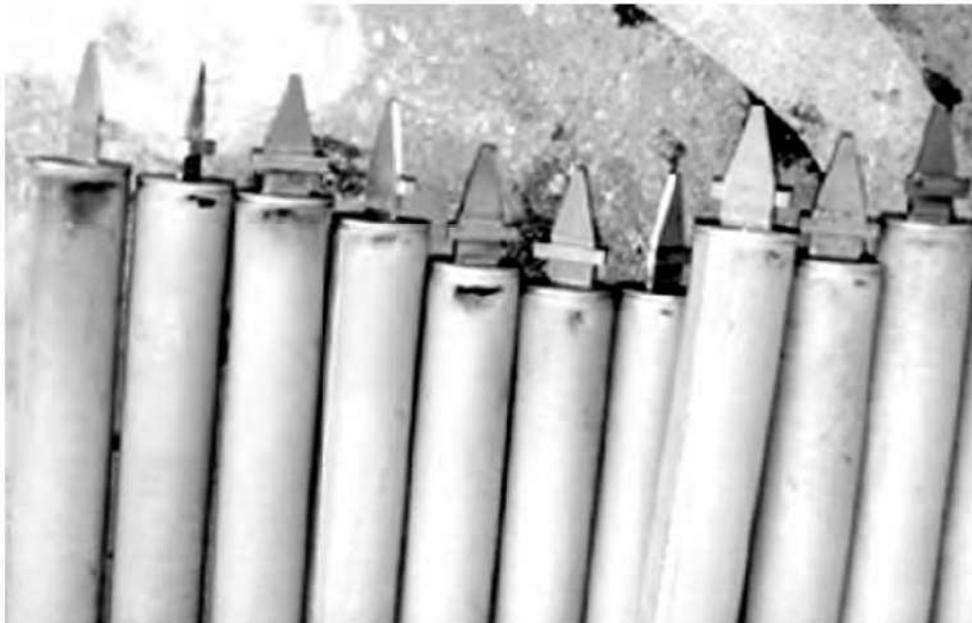


Figura 2. Localização dos defeitos nos cartuchos sinterizados.

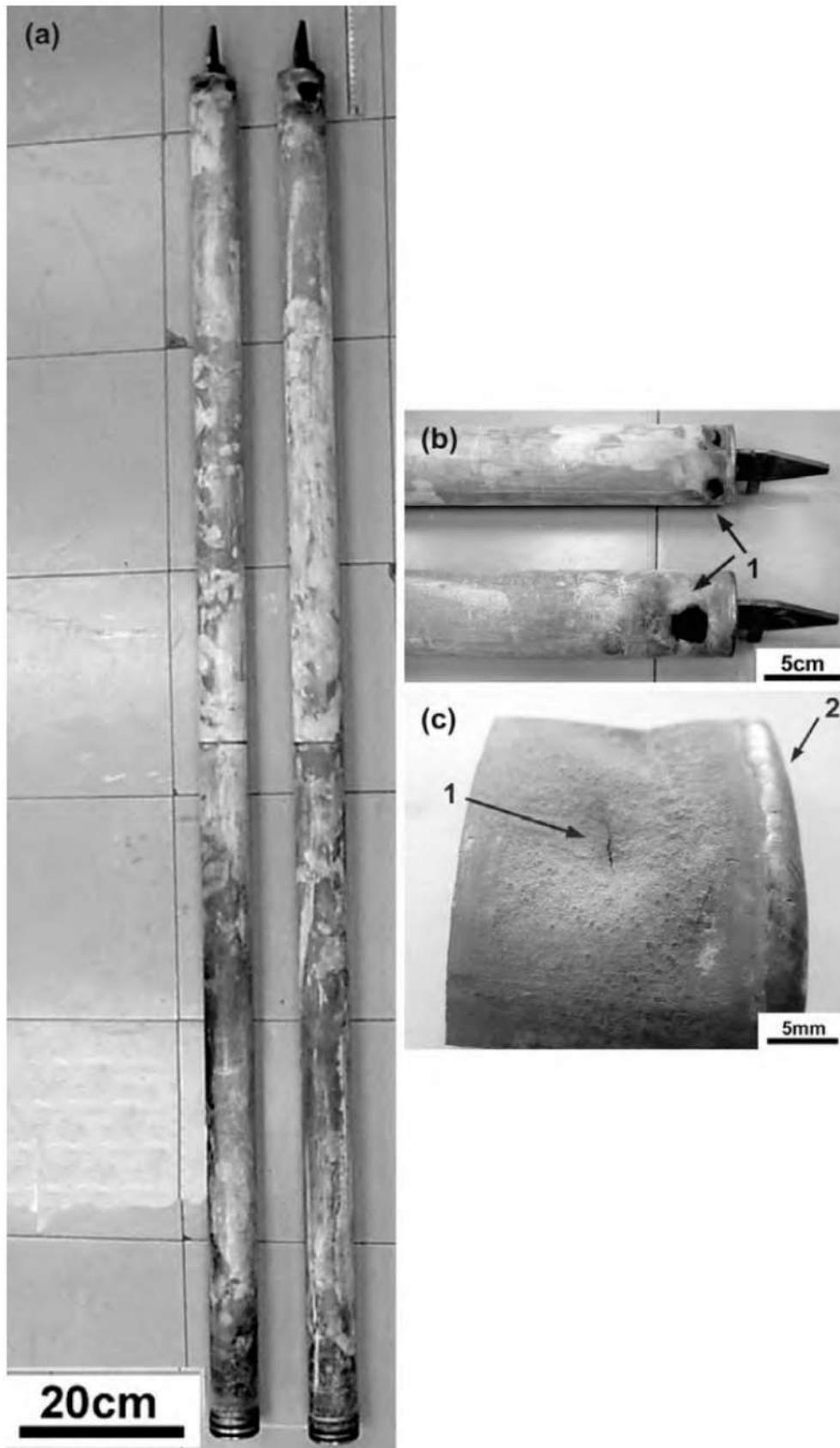


Figura 3. Inspeção visual. (a) Vista geral dos cartuchos de filtragem. (b) Detalhe mostrando a localização dos defeitos (seta 1). (c) Detalhe mostrando localização da trinca transversal (seta 1) e da solda de topo (seta 2).

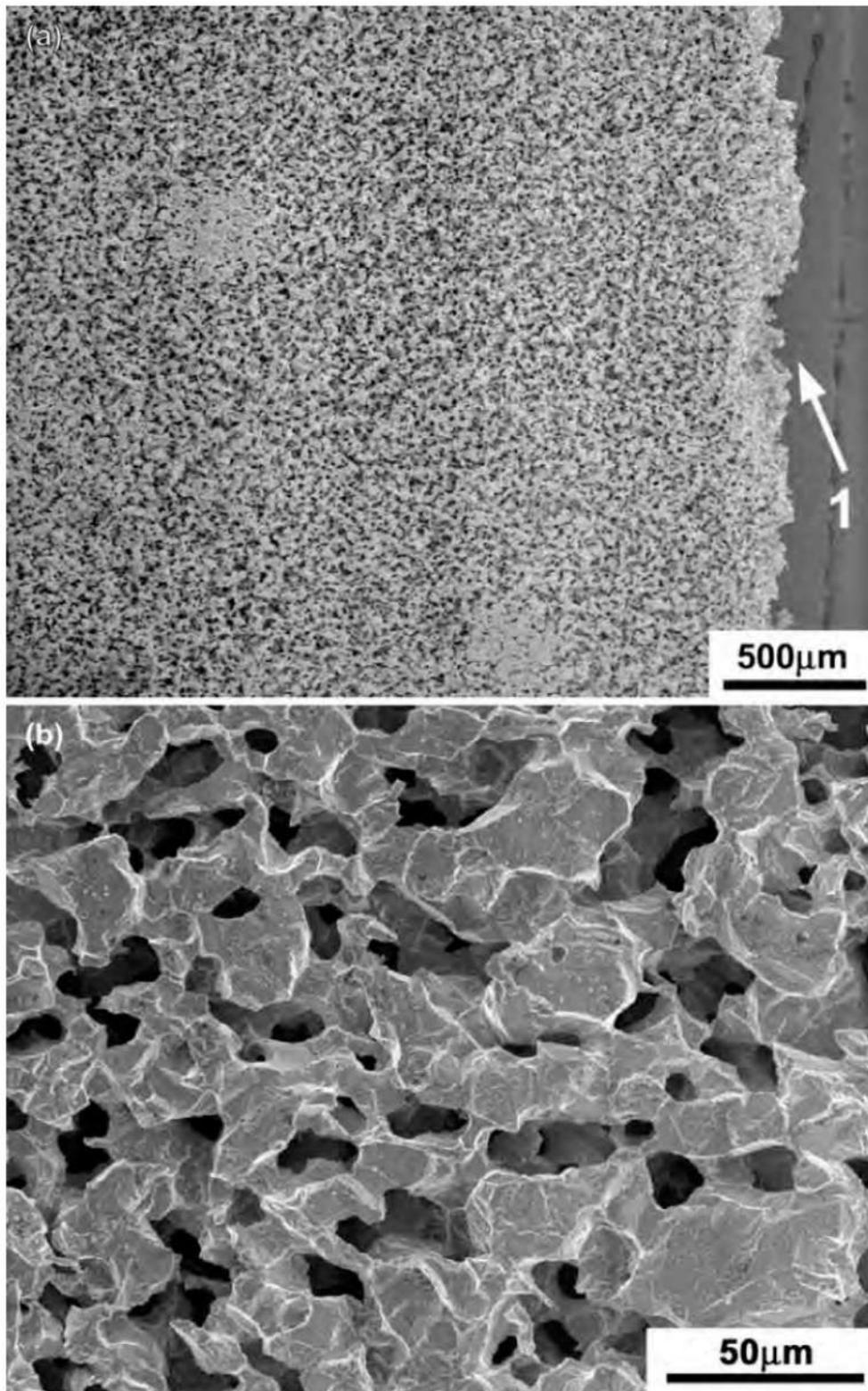


Figura 4. Topografia da superfície externa do cartucho. (a) Vista geral próximo da trinca transversal (seta 1). (b) Região longe da trinca, mostrando pós de Ni com morfologia facetada. MEV-SEI.

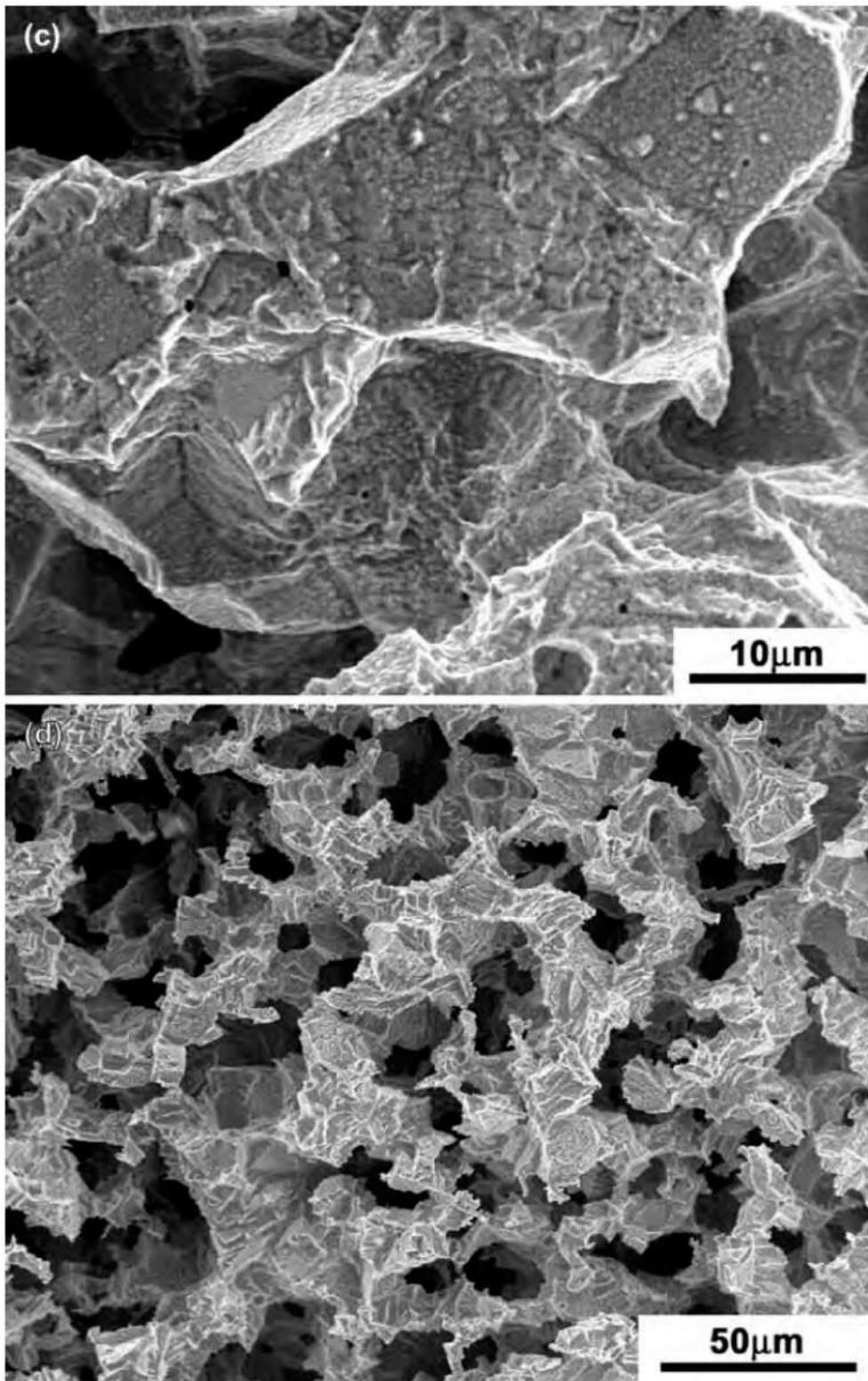


Figura 4. Topografia da superfície externa do cartucho. (c) Região longe da trinca, mostrando pós de Ni com morfologia facetada. (d) Região próxima da trinca, mostrando pós de Ni com superfície rugosa, revelando aspectos cristalográficos, típicos de corrosão preferencial. MEV-SEI.

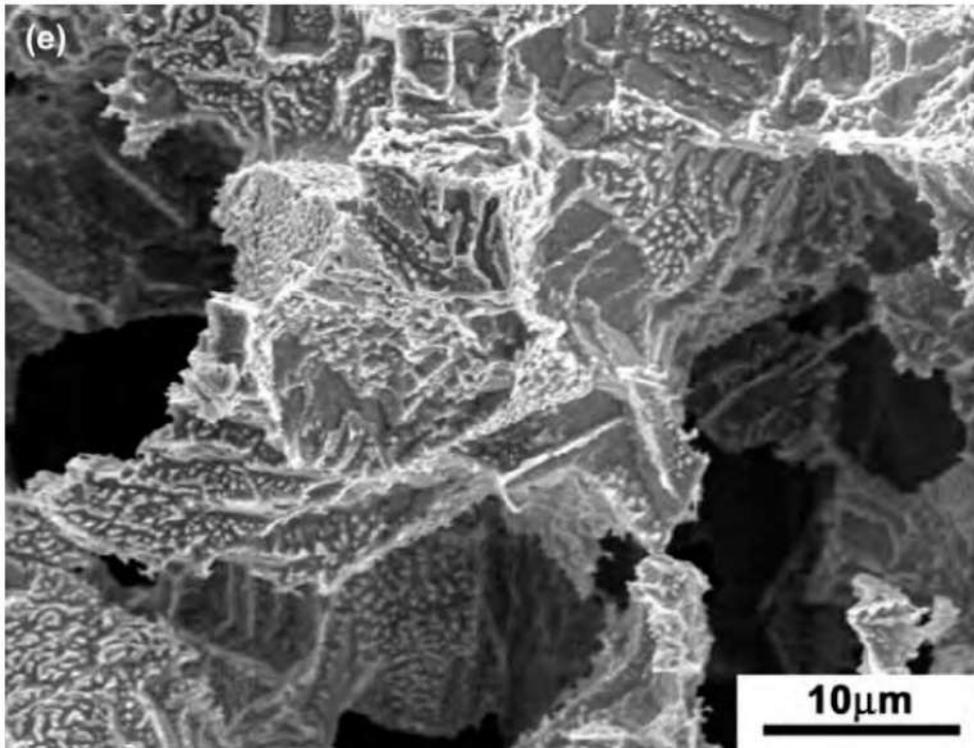


Figura 4. Topografia da superfície externa do cartucho. (e) Região próxima da trinca, mostrando pós de Ni com superfície rugosa, revelando aspectos cristalográficos, típicos de corrosão preferencial. MEV-SEI.

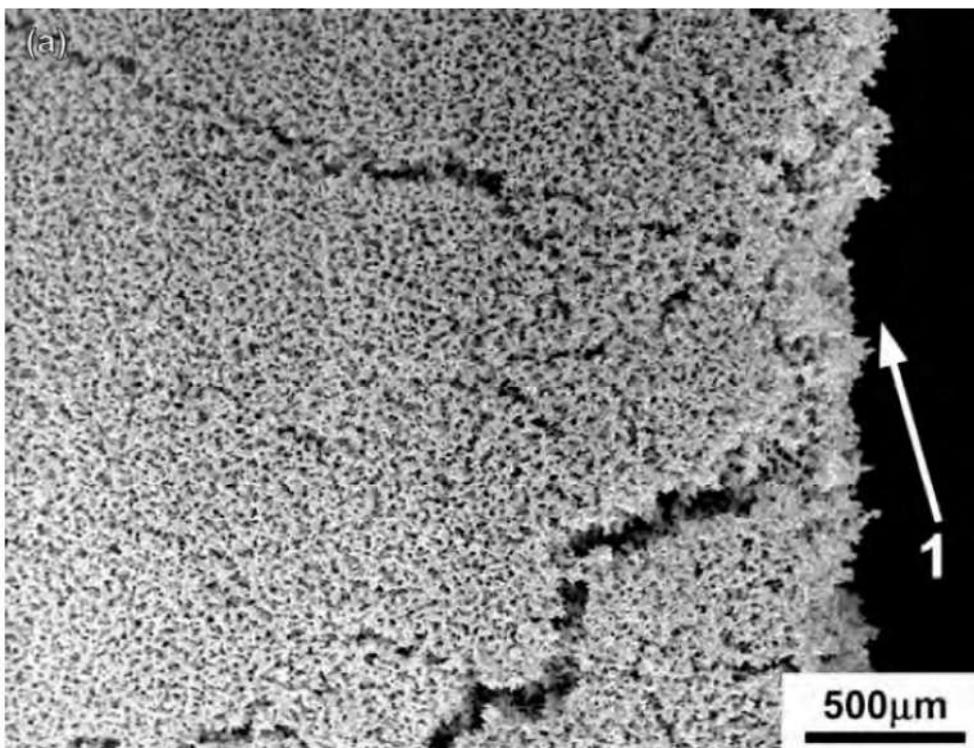


Figura 5. Topografia da superfície externa do cartucho. (a) Vista geral próximo da trinca transversal (seta 1), mostrando intenso trincamento secundário intergranular. MEV-SEI.

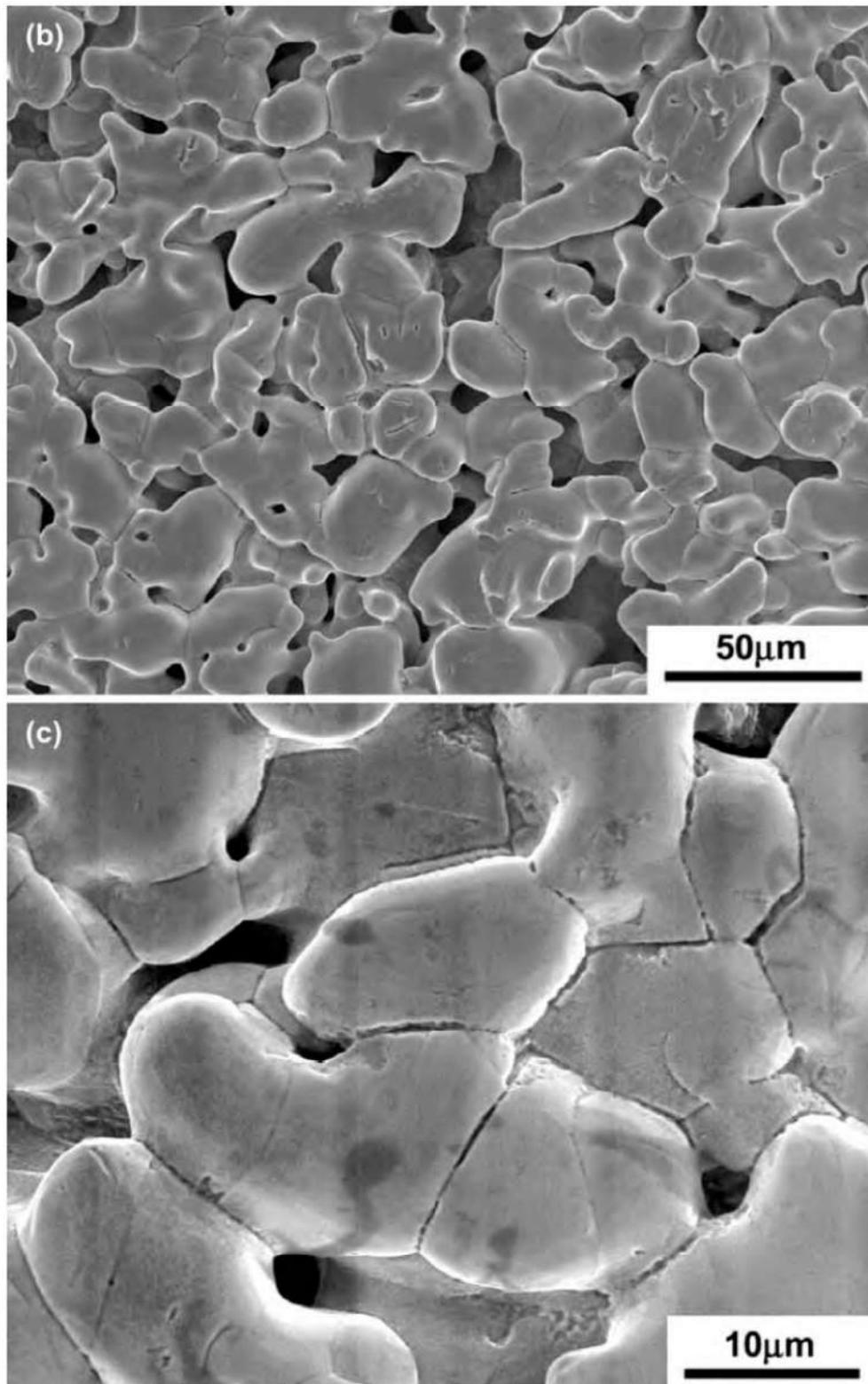


Figura 5. Topografia da superfície externa do cartucho. (b) e (c) Região longe da trinca, mostrando pós de Ni com morfologia bem lisa e decoesão intergranular. MEV-SEI.

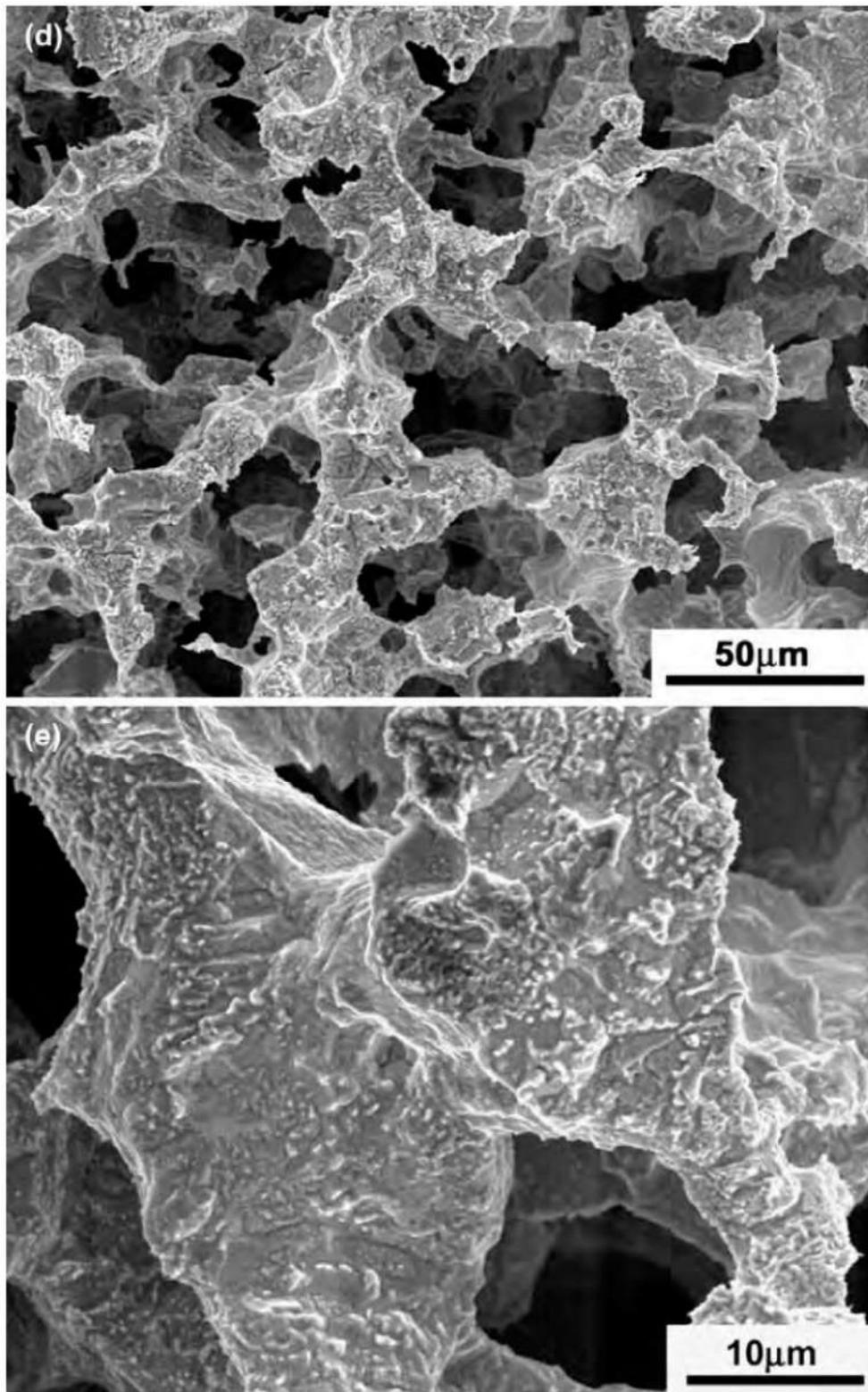


Figura 5. Topografia da superfície externa do cartucho. (d) e (e) Região próxima da trinca, mostrando pós de Ni com superfície rugosa, revelando aspectos cristalográficos, típicos de corrosão preferencial. MEV-SEI.

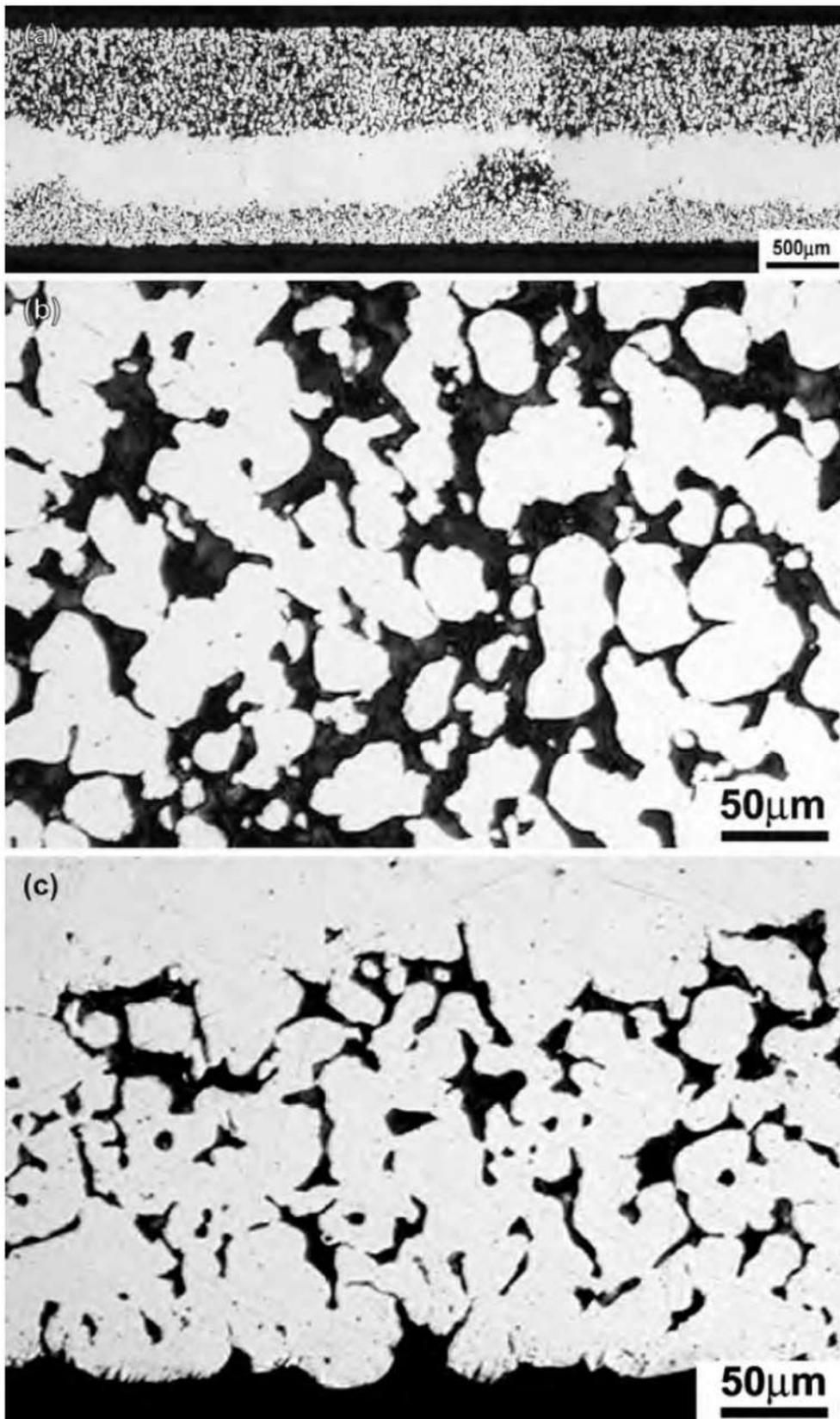


Figura 6. Macroestrutura do cartucho longe da região contendo defeitos. (a) Vista geral, mostrando face externa (topo) e interna (inferior). (b) Detalhe da face externa, mostrando distribuição de porosidades e morfologia dos pós de Ni. (c) Detalhe da face interna, mostrando distribuição de porosidades e morfologia dos pós de Ni.

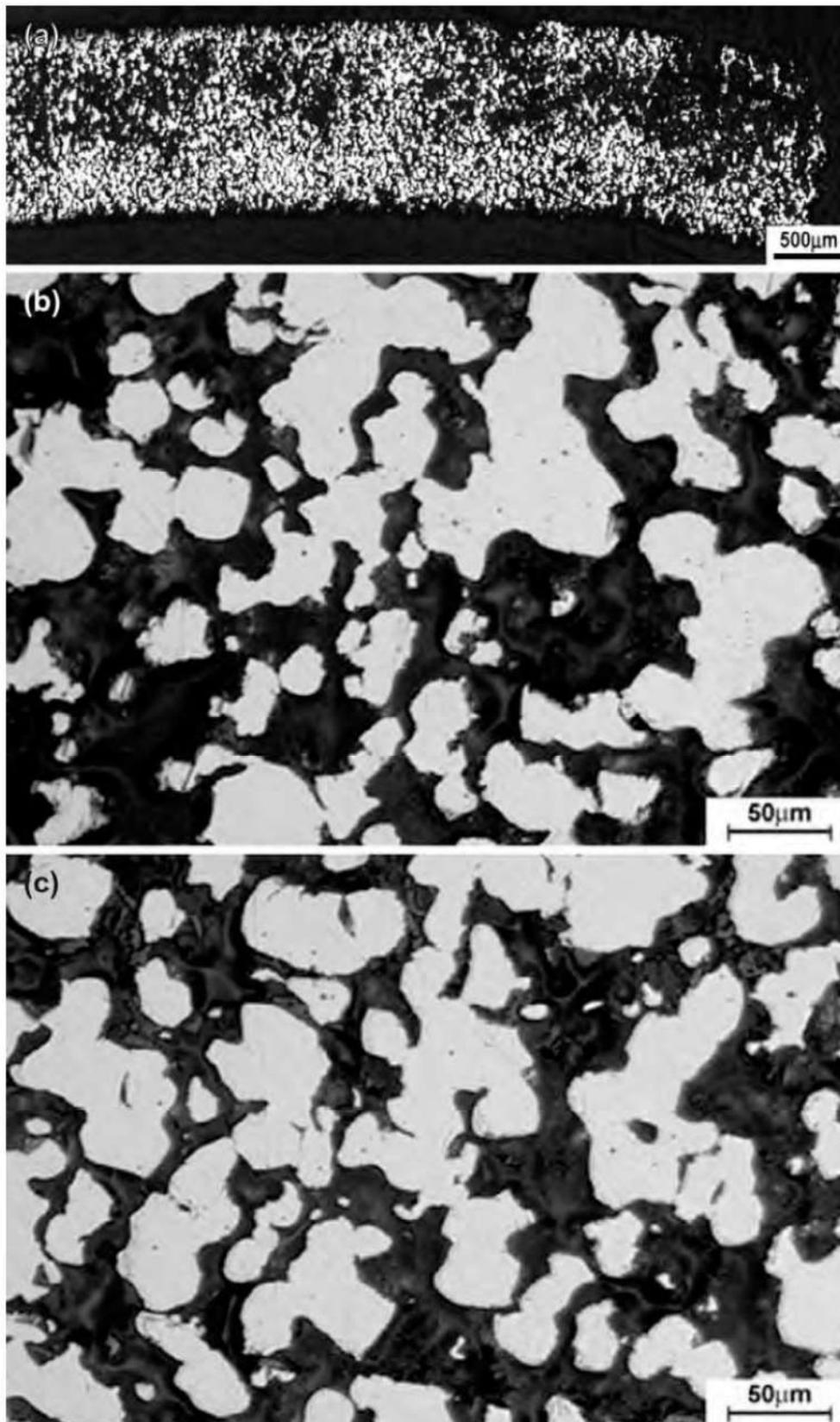


Figura 7. Macroestrutura do cartucho adjacente à região contendo defeitos. (a) Vista geral, mostrando face externa (topo) e interna (inferior). (b) Detalhe da face externa, mostrando distribuição de cavidades e morfologia dos pós de Ni. (c) Detalhe da face interna, mostrando distribuição de cavidades e morfologia dos pós de Ni.

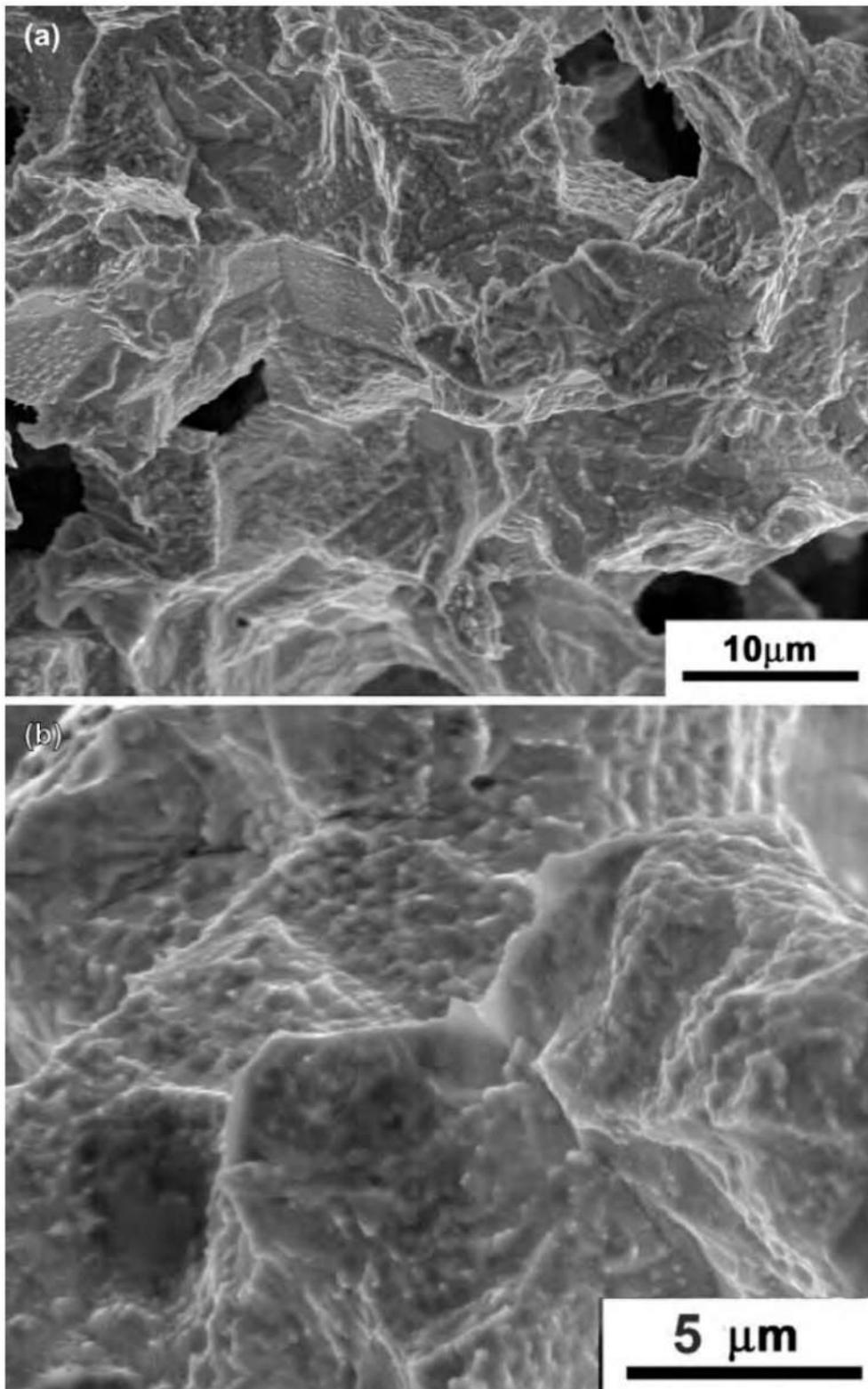


Figura 8. Exame fractográfico da superfície da trinca transgranular. (a) e (b) Fratura dúctil intergranular próxima da face externa do cartucho. MEV-SEI.

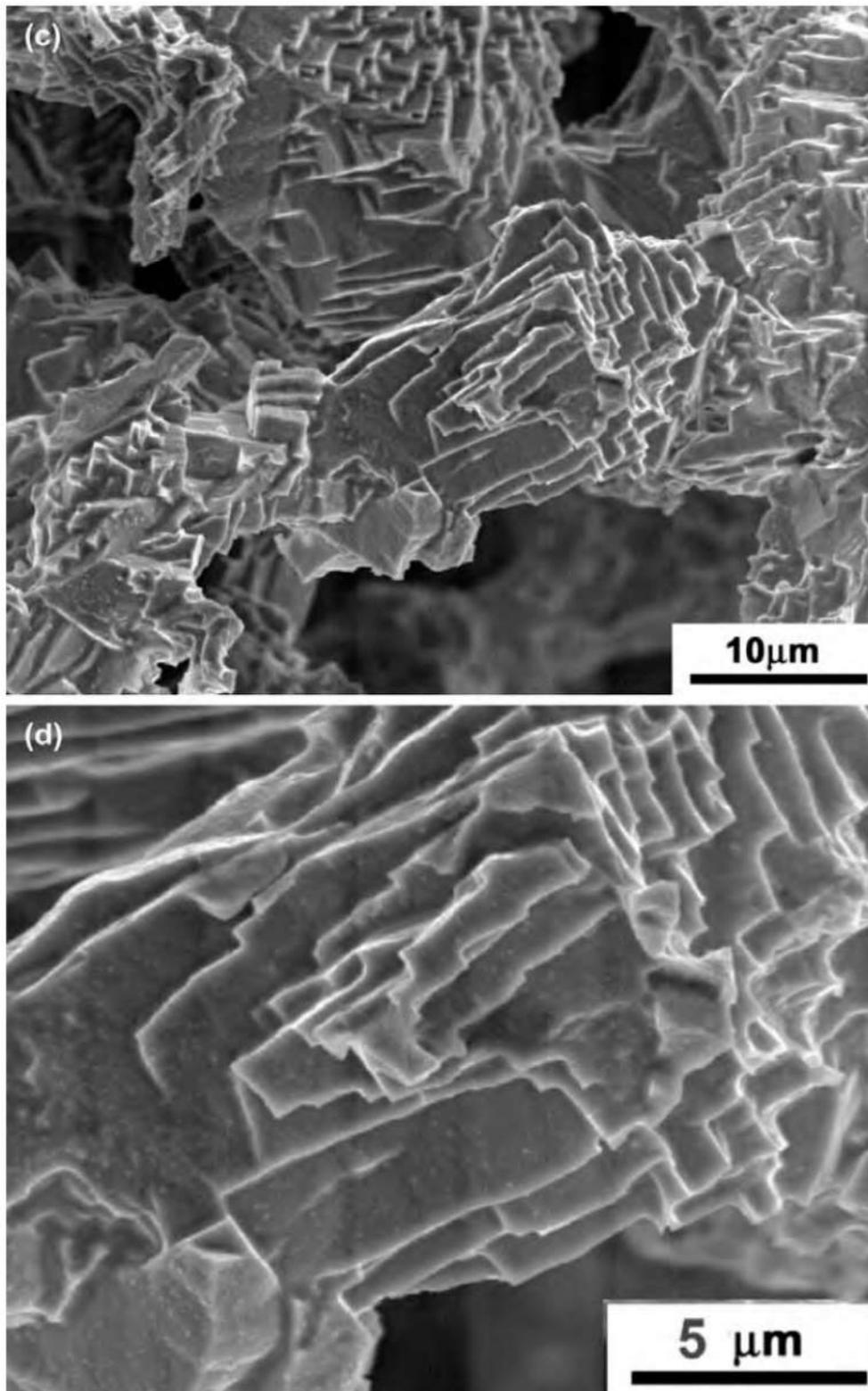


Figura 8. Exame fractográfico da superfície da trinca transgranular. (c) e (d) Fratura transgranular, mostrando topografia facetada, com presença de degraus, e cristalográfica próxima da face interna do cartucho. MEV-SEI.

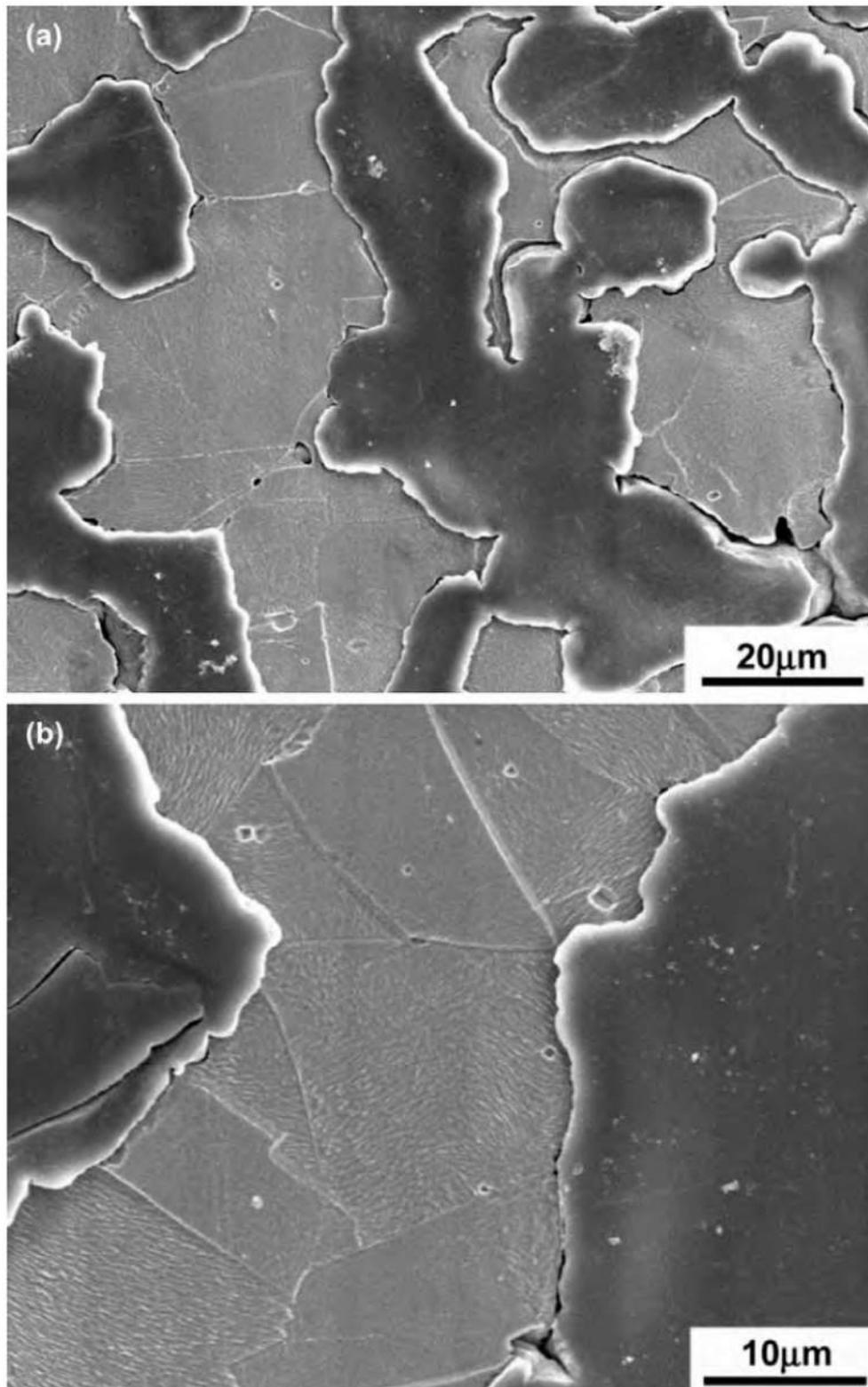


Figura 9. Microestrutura próxima da trinca transversal. (a) e (b) Grãos maclados de Ni (α), precipitação intergranular descontínua de óxidos de níquel-silício e cavidades (porosidades + cavidades de corrosão). Observar a presença de concentradores de tensão junto às cavidades. A região mais escura corresponde à resina de embutimento. SEM-SEI. Ataque: HCl-HNO₃-H₂SO₄-HF.

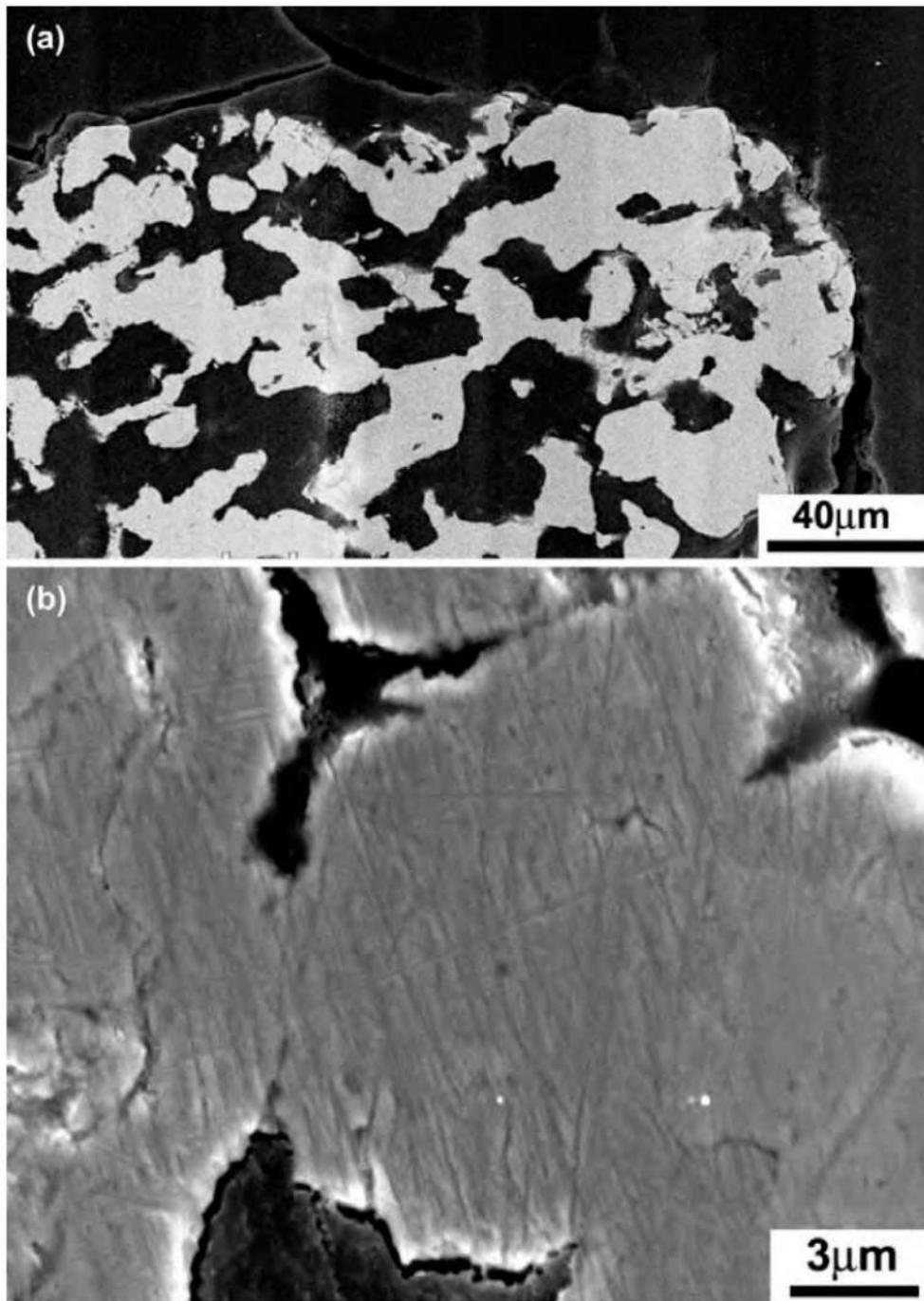


Figura 10. Propagação da trinca junto à superfície interna. (a) Vista geral. (b) Propagação intergranular. SEM-SEI. Ataque: HCl-HNO₃-H₂SO₄-HF.

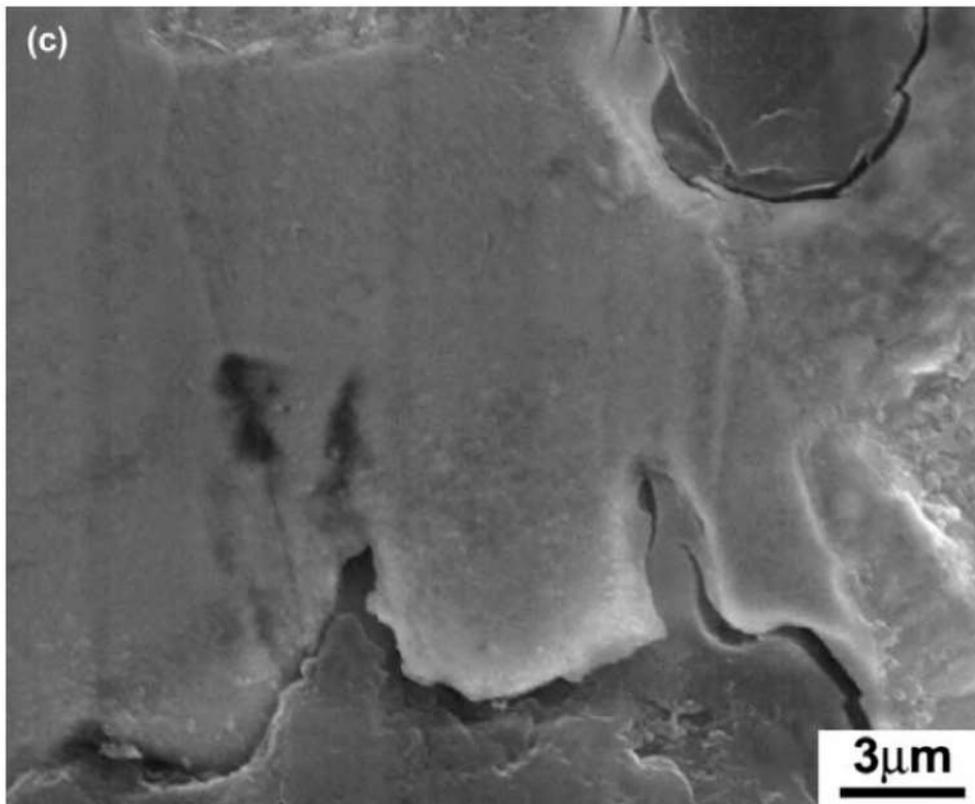


Figura 10. Propagação da trinca junto à superfície interna. (c) Propagação transgranular. SEM-SEI. Ataque: HCl-HNO₃-H₂SO₄-HF.



Figura 11. Propagação da trinca junto à superfície externa. (a) Vista geral. SEM-SEI. Ataque: HCl-HNO₃-H₂SO₄-HF.

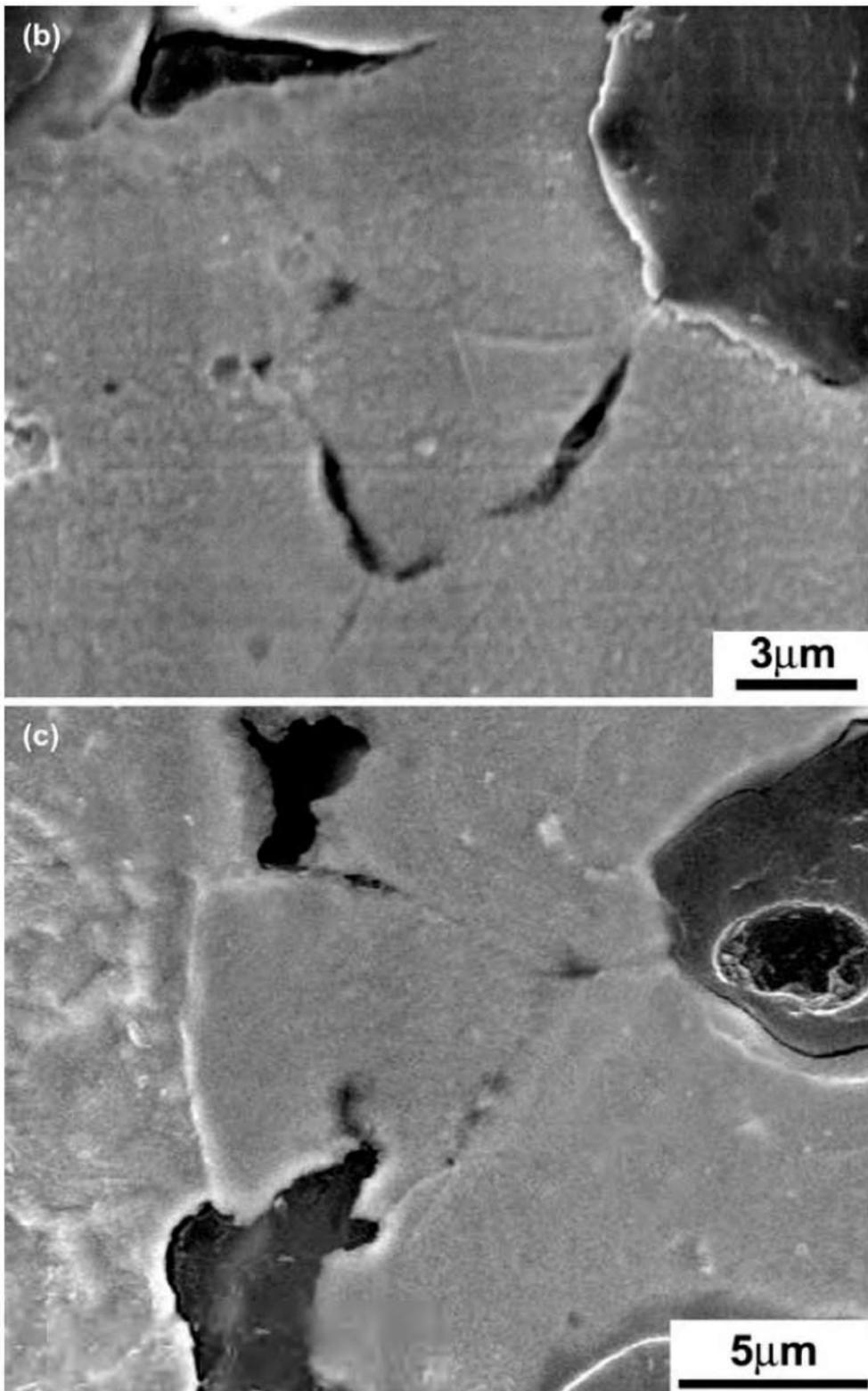


Figura 11. Propagação da trinca junto à superfície externa. (b) Propagação intergranular. (c) Propagação intergranular e transgranular. SEM-SEI. Ataque: HCl-HNO₃-H₂SO₄-HF.

Índice remissivo

A

- Aço inoxidável austenítico, foles, 119
- Aço inoxidável, implantes cirúrgicos, 345
- Aço inoxidável, instrumentos cirúrgicos, 93
- Aço inoxidável, longarinas, 175
- Aço inoxidável, palhetas de compressor de ar, 253
- Aço *maraging* 350, rotores e cilindros, 241
- Aço zincado, molas, 155
- Aço, balancim de aeronave, 51
- Aço, componentes de guindaste, 201
- Aço, cubo de ventilador, 113
- Aço, eixo propulsor, 275
- Aço, fadiga, 109
- Aço, gancho, 267
- Aço, navalhas, 61
- Aço, parafuso de linha de transmissão, 321
- Aço, parafusos de roda, 127
- Aço, reservatório de vapor, 83
- Aço, roda de turbina, 185
- Aço, roletes de trator, 57
- Aço, suporte de trem de pouso, 75
- Aço, tambor de revólver, 101
- Aço, trilhos de estrada de ferro, 25, 29, 71
- Aço, trocador de calor, 161
- Aço, *truck* de bonde, 45
- Aço, tubo de caldeira, 261
- Aeronave, ruptura em balancim, 51
- Aeronave, ruptura em cilindro externo de trem de pouso, 75
- Aeronave, ruptura em cubo de roda de trem de pouso, 301
- Aeronave, ruptura em suporte de trem de pouso, 229
- Alumínio, cabo condutor de linha de transmissão, 321

Apagão, falha em linha de transmissão, 321

B

Base de cadeira giratória, ruptura, 211

Blecaute, falha em linha de transmissão, 321

Bonde, ruptura de molas de *trucks*, 45

Bronze, ruptura em facas, 39

C

Cabo condutor com alma de aço, ruptura, 321

Caixa-suporte, ruptura, 139

Cartucho sinterizado de níquel puro, 383

Cilindros de aço *maraging* 350, ruptura, 241

Compressor de ar, acidente, 105

Compressor de ar, ruptura da roda de turbina, 185

Compressor de ar, ruptura em palhetas, 253

Concentração de tensões, cantos vivos nos filetes do tirante, 185

Concentração de tensões, cordão de solda, 201

Concentração de tensões, falha de montagem, 105

Concentração de tensões, falha de projeto, 275

Concentração de tensões, ranhura da roda de turbina, 75

Corrosão generalizada, ponte pênsil, 215

Corrosão interdendrítica, liga fundida alumínio-zinco, 139

Corrosão por pite, aço inoxidável, 253

Corrosão sob tensão, aço inoxidável, 175

Corrosão sob tensão, latão, 135

Corrosão-fadiga, aço inoxidável, 253

Corrosão-fadiga, implantes cirúrgicos metálicos, 345

Corrosão-fadiga, titânio puro, 365

Corrosão-sob-tensão, aço inoxidável austenítico, 119

Cubo de roda do trem de pouso, ruptura, 229

Cubo de ventilador, trincas, 113

D

Defeitos de conformação, aço inoxidável, 175

Defeitos de forjamento, aço, 201

Defeitos de laminação, aço, 45

Defeitos de solda, liga alumínio-silício, 283

Defeitos de solda, trilho, 71

Deformação plástica, tambor de revólver, 101

Desgaste por *fretting*, cabo condutor de alumínio, 321

E

Eixo de ônibus, fadiga, 109

Eixo de turbo gerador, ruptura, 149

Eixo propulsor, ruptura, 275

Eixos de estrada de ferro, ruptura, 29

Equipamento de elevação, ruptura de gancho, 267

Espelho de trocador de calor, ruptura, 161

Estrada de ferro, qualidade de trilhos, 25

Estrada de ferro, ruptura de trilho, 71

Estrada de ferro, ruptura em eixos, 29

F

Facas de bronze, ruptura, 39

Fadiga flexão, aço, 267

Fadiga por flexão, compressor de ar, 105

Fadiga por flexão, eixo de turbo gerador, 149

Fadiga, aço, 29, 45, 71, 109, 275

- Fadiga, eixo de ônibus, 109
- Fadiga, liga alumínio-cobre, 229
- Fadiga, liga Al-Zn-Mg-Mn-Cu, 301
- Fadiga, ponte pênsil, 215
- Fadiga, titânio puro, 365
- Fadiga, transporte coletivo, 109
- Fadiga, trincas em solda de aço, 83
- Fadiga-corrosão, aço, 185
- Falha assistida por corrosão, metalurgia do pó, 383
- Falha assistida por corrosão, níquel puro, 383
- Falha de montagem, compressor de ar, 105
- Falha de projeto, caixa-suporte, 139
- Falha de projeto, canto vivo em eixo propulsor, 275
- Falha de projeto, orientação de microestrutura em trem de pouso, 301
- Ferro fundido maleável preto ferrítico, fragilização, 235
- Fluência, aço, 161, 261
- Foles, ruptura, 119
- Fractografia, titânio, 365
- Fragilização intergranular, ferro fundido maleável preto ferrítico, 235
- Fragilização por hidrogênio, aço, 127, 161, 201, 267
- Fragilização, aço temperado e revenido, 61
- Fratura catastrófica, ponte pênsil, 215
- Fratura dúctil intergranular, liga Al-Zn-Mg-Mn-Cu, 301
- Fratura dúctil, aço zincado, 155
- Fratura frágil, liga alumínio-silício eutética, 211
- Fratura frágil, liga fundida alumínio-silício, 291
- Fratura intergranular, aço *maraging* 350, 241
- Fratura intergranular, latão, 135
- Fundido, aço, 57, 113
- Fundido, liga alumínio-silício eutética, 211
- Fundido, liga alumínio-zinco, 139
- ## G
- Gancho, ruptura, 267
- Grampos de zíperes, trincas, 135
- Guindaste, ruptura, 201
- ## I
- Implantes cirúrgicos, análise de falha e regulamentação, 345
- Implantes cirúrgicos, titânio, 365
- Inclusões subsuperficiais, aço inoxidável, 175
- Inclusões, aço inoxidável, 253
- Inclusões, aço zincado, 155
- Indústria de papel, facas, 39
- Inspeção, ponte pênsil, 215
- Instrumentos cirúrgicos, trincas, 93
- ## L
- Latão, trincamento intergranular, 135
- Liga alumínio-cobre, cubo de roda de trem de pouso, 229
- Liga alumínio-silício, bicicleta, 283
- Liga alumínio-silício, desgaste na garra do espaçador de linha de transmissão, 321
- Liga alumínio-silício, fratura frágil em cadeira giratória, 211
- Liga alumínio-zinco, corrosão interdendrítica de caixa de luminária, 139
- Liga Al-Zn-Mg-Mn-Cu, fadiga em trem de pouso, 301

Liga: alumínio-silício, fratura frágil de roda de automóvel, 291

Linha de transmissão, ruptura do cabo condutor, 321

Longarinas de metro, trincas, 175

Luminária, ruptura de caixa-suporte, 139

M

Metalurgia do pó, falha assistida por corrosão, 383

Metalurgia do pó, níquel puro, 383

Metro, trincas em longarinas, 175

Molas para bonde, ruptura, 45

Molas, ruptura, 155

N

Nacionalização de componentes, balancim, 51

Nacionalização de componentes, roletes, 57

Navalhas, fragilidade, 61

Navio oceanográfico, ruptura em eixo propulsor, 275

Navio, ruptura em eixo do turbo gerador, 149

Níquel puro, falha assistida por corrosão, 383

Níquel puro, metalurgia do pó, 383

Nitinol, falha de implantes cirúrgicos, 345

O

Otimização microestrutural, fragilidade de aço temperado e revenido, 61

Otimização microestrutural, revenimento de aço, 51

Otimização microestrutural, trinca de têmpera em aço, 57

Oxidação, aço *maraging* 350, 241

P

Palhetas de compressor de ar, ruptura, 253

Parafuso de guindaste, ruptura, 201

Parafusos de roda, ruptura, 127

Pinos de balancim, ruptura, 51

Ponte pênsil, inspeção, 215

Porosidade de fundição, liga eutética alumínio-silício, 291

Precipitação de carbonetos, aço *maraging* 350, 241

Q

Quadro de bicicleta, ruptura, 283

Qualidade de trilhos, estradas de ferro, 25

R

Regulamentação, implantes cirúrgicos, 345

Reservatório de vapor, ruptura, 83

Restauração por solda, trilho, 71

Revenimento de aço, otimização microestrutural, 51

Roda de automóvel, ruptura, 291

Roda de turbina a vapor, acidente, 185

Roda, ruptura em trem de pouso, 229

Rodas automotivas, ruptura em parafusos, 127

Roletes, ruptura, 57

Rotores de aço *maraging* 350, ruptura, 241

S

Segregação de fósforo, fragilização intergranular, 235

Segregação de fósforo, solda, 83

Sobrecarga, molas de aço, 155

Solda, aço, 113

- Solda, fadiga, 29
- Solda, liga alumínio-silício, 283
- Solda, reservatório de vapor em aço, 83
- Solda, suporte do trem de pouso em aço, 75
- Superaquecimento, cubo de ventilador em aço, 261
- Superaquecimento, trocador de calor, 75
- T**
- Tambor de revólver, deformação, 101
- Tenacidade à fratura, liga Al-Zn-Mg-Mn-Cu, 301
- Tensões residuais, faca de bronze, 39
- Tensões residuais, trilho de trem, 71
- Tensões residuais, trincas na solda de aço, 83
- Tirante de guindaste, ruptura, 201
- Titânio puro, corrosão-fadiga, 365
- Titânio puro, fadiga, 365
- Titânio puro, fractografia, 365
- Titânio puro, implantes cirúrgicos, 365
- Titânio, implantes cirúrgicos, 345
- Transmissão de energia elétrica, ruptura de cabo condutor, 321
- Transporte coletivo, fadiga, 109
- Tratamento térmico, aço *maraging* 350, 241
- Tratamento térmico, alívio de tensões em bronze, 39
- Tratamento térmico, recozimento de aço, 61
- Tratamento térmico, revenimento de aço, 51
- Tratamento térmico, revenimento de parafuso de aço, 201
- Tratamento térmico, têmpera de aço inoxidável, 93
- Tratamento térmico, têmpera de aço, 57
- Trator, roletes, 57
- Trem de pouso, ruptura do cubo da roda, 229
- Trem de pouso, ruptura, 301
- Trem de pouso, trincas, 75
- Trilhos, qualidade, 25
- Trilhos, ruptura, 71
- Trinca de têmpera, aço, 57
- Trinca térmica, cubo de roda de trem de pouso, 229
- Trincas de solidificação, aço fundido, 113
- Trincas de têmpera, aço inoxidável, 93
- Trincas intergranulares, corrosão sob tensão em aço inoxidável austenítico, 119
- Trincas intergranulares, corrosão sob tensão em aço inoxidável, 175
- Trincas intergranulares, corrosão sob tensão em bronze, 39
- Trincas intergranulares, fragilização por hidrogênio em aço, 161, 201, 267
- Trincas transgranulares e ramificadas, fadiga-corrosão em aço, 185
- Trincas, tensões residuais na solda de aço, 83
- Trocador de calor, acidente, 161
- Trucks*, bonde, 45
- Tubo de caldeira, ruptura, 261
- Tubo de trocador de calor, ruptura, 161
- Turbina a vapor, acidente, 185
- Turbo gerador, ruptura em eixo, 149
- U**
- Ultracentrífugas, ruptura em cilindros, 241
- Ultracentrífugas, ruptura em rotores, 241