

A DETERMINAÇÃO FOTOMÉTRICA DO MOLIBDÊNIO EM AÇO E EM FERRO FUNDIDO ⁽¹⁾ ⁽²⁾

RENATO A. CATANI ⁽³⁾

RESUMO

O Autor apresenta um método fotométrico de determinação do molibdênio em aço e em ferro fundido, baseado na reação entre tiocianato e cloreto estanhoso. A extração dos compostos coloridos do molibdênio é executada com a mistura de tetracloreto de carbono e álcool isoamílico, na produção de 1:1, a qual apresenta vantagens em relação aos demais solventes. A Lei de Beer é seguida dentro de grande amplitude de concentração de molibdênio; calculou-se a equação de regressão, que relaciona a porcentagem de molibdênio e a densidade ótica da solução.

1. INTRODUÇÃO

A determinação do molibdênio em aço e em ferro fundido é executada por gravimetria, pelo método que usa a alfa-benzoinoxima (Cupron) como agente precipitante. Uma vez precipitado o composto derivado da alfa-benzoinoxima e que contém o molibdênio, o mesmo é separado por filtração e é calcinado a 500-525°C, para transformá-lo em MoO_3 , que é pesado ^{1, 2}. Além de ser um método muito moroso, a precisão e exatidão dos dados não são satisfatórias, porque a marcha analítica é trabalhosa, envolvendo muitas operações.

Com a finalidade de facilitar a determinação do molibdênio em aço, ferro fundido e em outros materiais, o método gravimétrico da alfa-benzoinoxima vem sendo substituído pelos métodos fotométricos.

(1) O presente trabalho chegou a figurar no temário do XVII Congresso Anual (Rio de Janeiro, julho de 1962). Motivo muito ponderoso impediu ao seu ilustre Autor apresentá-lo em plenário; publicamo-lo, cónscios de sua importância para laboratórios que não disponham de espectrógrafos.

(2) Ver, do mesmo Aurtor, "A determinação fotométrica do silício em aço e em ferro fundido pelo método do azul de molibdênio"; "ABM-Boletim", volume 17, página 71.

(3) Membro da ABM e Professor Catedrático de Química Analítica da Escola Superior de Agricultura da Universidade de São Paulo; Piracicaba, SP.

Dentre os métodos fotométricos, o conhecido como *método do tiocianato-cloreto estanhoso* é um dos mais usados. Em resumo, a determinação fotométrica do molibdênio, baseada na técnica que emprega o tiocianato-cloreto estanhoso, está fundamentada no fato seguinte: o molibdênio, em meio ácido e em presença do tiocianato e cloreto estanhoso, dá formação a um ou mais compostos de cor alaranjada. Os compostos coloridos são solúveis em éter dietílico, éter isopropílico, acetato de butila, etc., de modo que podem ser extraídos da fase aquosa pelos citados solventes. O artifício da extração das substâncias coloridas por solventes é muito usado; tem como finalidade aumentar a sensibilidade do método. Entretanto, a maioria dos solventes preconizados para a remoção dos compostos coloridos de molibdênio da fase aquosa, tem apresentado inconvenientes, quer quanto ao ponto de ebulição (éter dietílico), quer quanto a densidade (éter dietílico, éter isopropílico, acetato de butila).

O presente trabalho tem por objetivo o estudo da determinação do molibdênio em aço e ferro fundido pelo método fotométrico do tiocianato-cloreto estanhoso. A extração dos compostos coloridos do molibdênio da fase aquosa é feita com a mistura de tetracloreto de carbono e álcool isoamílico, na proporção de 1:1. Essa mistura (que já foi empregada na determinação do molibdênio em materiais biológicos³), apresenta algumas vantagens sobre os demais solventes até agora usados.

2. PARTE EXPERIMENTAL

2.1. Reativos:

- a) Ácido perclórico p.a.; densidade de 1,67 com 70% de HClO_4 .
- b) Solução de ácido nítrico p.a. (1+1).
- c) Solução de ácido sulfúrico p.a. (1+1).
- d) Ácido tartárico sólido p.a..
- e) Solução de hidróxido de sódio p.a. a 40% (conservar em recipiente de plástico).
- f) Solução de tiocianato de potássio p.a. a 5% (conservar em recipiente de plástico).
- g) Solução de cloreto estanhoso a 30%. Pesar 30 g de $\text{SnCl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ p.p. transferir para copo de 250 ml, adicionar 40 ml de solução de HCl (1+1) e colocar em banho-maria até a dissolução. Completar o volume de 100 ml com água destilada, transferir para um recipiente de vidro e adicionar 2 fragmentos de estanho metálico.
- h) Solvente. Misturar na proporção de 1+1, álcool isoamílico p.a. e tetracloreto de carbono.

2.2. *Solução padrão de molibdênio:*

- a) Pesar 750 mg de MoO_3 p.a. e dissolver em 25 ml de solução de NaOH 0,5 N. Adicionar 70-80 ml de água destilada, 5 ml de solução de HCl 0,5 N e completar o volume a 500 ml. Esta solução (estoque) contém 750 mg de MoO_3 ou 500 mg de Mo em 500 ml de solução.
- b) Transferir 2,5 ml da solução estoque para um balão de 100 ml e completar o volume com solução de HCl 0,05 N. Esta solução contém 0,05 mg de Mo por ml.
- c) Transferir 5 ml da solução estoque para um balão de 100 ml e completar o volume com solução de HCl 0,5 N. Esta solução contém 0,05 mg de Mo por ml.
- d) Transferir 10 ml da solução estoque para um balão de 100 ml e completar o volume com solução de HCl 0,05 N. Esta solução contém 0,10 mg de Mo por ml.
- e) Transferir 15 ml da solução estoque para um balão de 100 ml e completar o volume com uma solução de HCl 0,05 N. Esta solução contém 0,15 mg de Mo por ml.
- f) Transferir 20 ml da solução estoque para um balão de 100 ml e completar o volume com solução de HCl 0,05 N. Esta solução contém 0,20 g de Mo por ml (1 ml).

2.3. *Marcha analítica* — Pesar 0,250 g de fio de ferro puro ou de aço sem molibdênio; transferir para um copo de 250 ml; adicionar 10 ml de solução de HClO_4 (1 + 1) e 10 ml de solução de HNO_3 (1 + 1). Deixar atacar completamente e esperar até sair vapor de HClO_4 . Adicionar 40 ml de água destilada; deixar ferver durante 2-3 minutos e filtrar para um balão de 100 ml, através de papel SS 589, fita preta. Lavar com água destilada, deixar esfriar e completar o volume.

Pipetar alíquotas de 20 ml, transferir para copos de 250 ml. Adicionar 1 ml das soluções padrões *b*, *c* e *d*, etc., da solução padrão de molibdênio, para cada alíquota de 20 ml (o que fornece 0,05% de Mo ; 0,10% de Mo ; 0,20% de Mo ; etc.). Adicionar 2 g de ácido tartárico sólido em cada copo, 5 ml de solução de NaOH a 40%, aquecer a 80-90°C durante 2-3 minutos; deixar esfriar e acrescentar 6 ml de solução de H_2SO_4 (1 + 1). Transferir para um funil de separação de 120 ml; adicionar 10 ml de solução de KCNS a 5% e agitar durante meio minuto. Adicionar 10 ml de solução de $\text{SnCl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ a 30% e agitar durante 1 minuto. Acrescentar 30 ml da mistura de álcool isoamílico e tetracloreto de carbono na proporção de 1 + 1 e agitar durante 1 1/2 minutos. Esperar durante 10 minutos para a separação das fases e transferir um volume adequado da fase constituída dos solventes, que contém os compostos coloridos de molibdênio e que se encontra na parte inferior do funil de separação, para um tubo do fotômetro. Proceder à

leitura no colorímetro fotoelétrico contra uma prova em branco e contra água destilada. No presente trabalho foi empregado o Colorímetro Beckman, modelo C.

2.4. *Resultados obtidos* — Executando as leituras contra a prova em branco, foram obtidos os dados do quadro 1:

QUADRO 1

Relação entre a quantidade ou concentração de molibdênio no aço e a densidade ótica da solução, executando as leituras contra a prova em branco

mg de aço	mg de molibdênio	% de molibdênio no aço	Transmissão porcentual da solução	Densidade ótica da solução
50	0,000	0,00	100	0,00
50	0,025	0,05	85	0,07
50	0,050	0,10	78	0,11
50	0,100	0,20	58	0,24
50	0,150	0,30	48	0,32
50	0,200	0,40	38	0,42

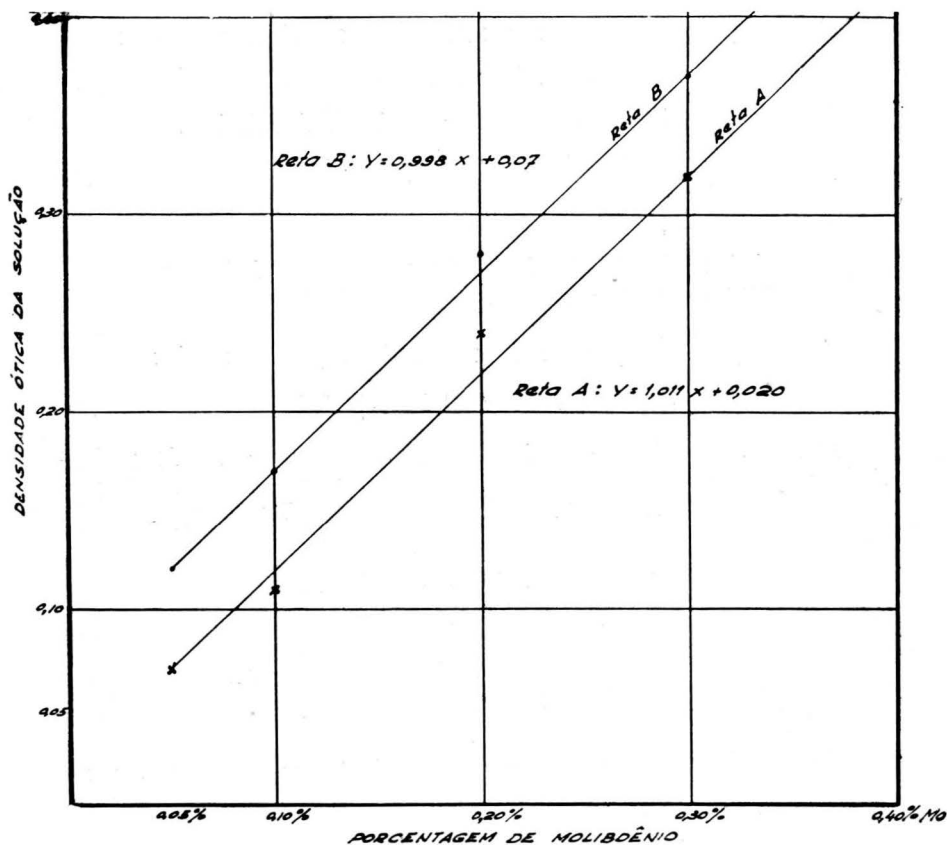
Fazendo-se as leituras contra água destilada, os dados obtidos foram os que constam do quadro 2:

QUADRO 2

Relação entre a quantidade ou concentração do molibdênio no aço e a densidade ótica da solução, executando as leituras contra água destilada

mg de aço	mg de molibdênio	% de molibdênio no aço	Transmissão porcentual	Densidade ótica
0,0 (água destilada)	0,000	0,00	100	0,00
50	0,025	0,05	76	0,12
50	0,050	0,10	68	0,17
50	0,100	0,20	52	0,28
50	0,150	0,30	43	0,37
50	0,200	0,40	34	0,47

Representando gráficamente a relação entre a porcentagem de molibdênio no material e a densidade ótica da solução, obtêm-se as retas A e B da figura 1. A reta A representa a relação obtida quando as leituras foram feitas contra a prova em branco e a B, contra água destilada.



- A — Leitura contra a prova em branco
B — Leitura contra água destilada

Fig. 1 — Relação entre a porcentagem de molibdênio e a densidade ótica da solução.

As equações de regressão ^{4, 5} para as retas A e B foram as seguintes:

Para a reta A (leitura contra a prova em branco):

$$Y = 1,011 X + 0,020, \quad (1)$$

onde:

X , a variável independente, representa porcentagem de molibdênio do aço ou ferro fundido; Y , a variável dependente, representa a densidade ótica da solução.

A equação (1) pode ser escrita da seguinte maneira:

$$\text{D.O.} = 1,011\% \text{ Mo} + 0,020 \quad (1a)$$

Para a reta B (leituras contra a água destilada):

$$Y = 0,998 X + 0,07 \quad (2)$$

onde:

Y é a densidade ótica da solução e X é a porcentagem de molibdênio no aço ou ferro fundido.

A equação (2) pode ser escrita do seguinte modo:

$$\text{D.O.} = 0,998\% \text{ Mo} + 0,07 \quad (2a)$$

Como o que interessa é calcular a porcentagem de molibdênio a partir da determinação da densidade ótica da solução, pode-se isolar o valor da % Mo nas equações (1a) e (2a), resultando:

$$\% \text{ Mo} = (\text{D.O.} - 0,02) 0,989 \quad (3)$$

$$\% \text{ Mo} = (\text{D.O.} - 0,07) 1,002 \quad (4)$$

A equação (3) é usada quando as leituras são executadas contra a prova em branco, e a equação (4), quando contra água destilada.

As duas equações (3) e (4) podem ser empregadas no intervalo compreendido entre 0,05% e 0,04% de Mo.

*

Para porcentagens de molibdênio maiores do que 0,40, proceder como foi descrito em 2.3 (marcha analítica) até onde diz: "...para um tubo de fotômetro...". Em lugar de transferir a solução colorida (formada do solvente e compostos coloridos do molibdênio) para o tubo de fotômetro, deve-se transferi-la para um balão volumétrico de 50 ml, contendo 25 ml de mistura do solvente (tetracloroeto de carbono de álcool isoamílico), até completar o volume do balão. Dê-se modo, faz-se uma diluição de 1:1 da solução colorida e a porcentagem de molibdênio obtida pela reta A ou B ou pelas equações (3) e (4) deverá ser multiplicada por 2.

A precisão do método foi estudada com 5 amostras, três de aço e duas de ferro fundido. Foram executadas cinco determinações de molibdênio em cada amostra e foram calculados: a média (\bar{x}); a variância (s^2); o desvio padrão de uma observação (s) e o desvio padrão da média ($s_{\bar{x}}$). Os dados obtidos são apresentados no quadro 3.

QUADRO 3

Composição das amostras usadas para o estudo da precisão do método de determinação do molibdênio e dados obtidos para a média (\bar{x}), variância (s^2), desvio padrão de uma observação (s) e desvio padrão da média ($s_{\bar{x}}$)

Amostras	1 (aço)	2 (aço)	3 (aço)	4 (ferro fundido)	5 (ferro fundido)
%C	0,20	1,03	1,07	3,33	2,87
%Si	0,30	0,46	0,51	0,93	0,70
%Mn	0,85	1,06	0,76	0,53	0,46
%P	0,018	0,018	0,047	0,254	0,421
%S	0,009	0,008	0,008	0,011	0,010
%Cr	0,63	0,70	0,80	0,80	0,37
%Ni	0,47	1,46	1,38	2,68	2,36
\bar{x} (%Mo)	0,124	0,290	0,234	0,166	0,344
s^2	$3,0 \times 10^{-5}$	$1,2 \times 10^{-4}$	$3,0 \times 10^{-5}$	$1,3 \times 10^{-4}$	$3,0 \times 10^{-5}$
s	$5,5 \times 10^{-3}$	$1,1 \times 10^{-2}$	$5,5 \times 10^{-3}$	$1,1 \times 10^{-2}$	$5,5 \times 10^{-3}$
$s_{\bar{x}}$	$2,5 \times 10^{-3}$	$5,0 \times 10^{-3}$	$2,5 \times 10^{-3}$	$5,0 \times 10^{-3}$	$2,5 \times 10^{-3}$

Como mostram os dados do quadro 3, a precisão do método de determinação do molibdênio, conforme a técnica proposta, é muito boa.

3. DISCUSSÃO

A aplicação da técnica indicada mediante o emprego da mistura de tetracloreto de carbono e álcool isoamílico, na proporção de 1:1, apresenta vantagens em relação aos outros solventes recomendados, quando são levados em conta o ponto de ebulição e a densidade. Assim, a separação das fases aquosa e não aquosa torna-se mais fácil e praticamente não há perdas de solventes.

As duas retas A e B esclarecem que o método é relativamente sensível, pois as equações de regressão, respectivas:

$$Y = 1,011 X + 0,02 \quad (1)$$

$$Y = 0,998 X + 0,07 \quad (2)$$

mostram que a variação de 0,01 na densidade ótica corresponde a variação de 0,01% Mo.

A precisão do método, obtida através do estudo de cinco amostras e executando cinco determinações em cada amostra, foi relativamente boa. Assim, a variância, o desvio padrão de uma observação e o desvio padrão da média, esclarecem o assunto.

4. CONCLUSÕES

a) A determinação fotométrica do molibdênio em aço e em ferro fundido, baseada no método do tiocianato-cloreto estanhoso e usando a mistura de tetracloreto de carbono e álcool isoamílico, é sensível e fácil de ser executado.

b) A mistura de tetracloreto de carbono e álcool isoamílico (na proporção de 1:1, para a extração dos compostos coloridos de molibdênio da fase aquosa), apresenta vantagens em relação aos demais solventes até agora usados.

c) No intervalo de 0,05% a 0,40% de molibdênio em aço e ferro fundido, pode-se calcular a equação de regressão da reta que relaciona concentração de molibdênio e a densidade ótica da solução. Empregando-se o colorímetro Beckman, modelo C, a lei de Beer foi seguida.

d) A precisão do método, estudada através da sua aplicação em aço e ferro fundido, revelou-se muito boa.

AGRADECIMENTOS

O Autor agradece aos Diretores da M. Dedini S.A. Metalúrgica, pelas facilidades concedidas para a execução do presente trabalho. Agradecimentos são também devidos ao analista, Sr. João Tavares, pelo auxílio material na execução das análises.

BIBLIOGRAFIA

1. WELCHER, F. J. — *Organic Analytical Reagentes*, vol. III, págs. 239-251. D. Van Nostrand Company. New York, 1949.
2. ASTM — *Methods of Chemical Analysis*, págs. 111-113. American Society For Testing Materials. Philadelphia. Pa. 1956.
3. JOHNSON, C. M. e T. H. ARKLEY — *Determination of Molybdenum in Plant Tissue*. Anal. Chem., vol. 26, págs. 572-574, 1954.
4. YODEN, W. J. — *Statistical Methods for Chemist*, págs. 40-49. J. Wiley & Sons. Inc. New York, 1951.
5. BRYANT, E. C. — *Statistical Analysis*, págs. 113-135. McGraw-Hill Book Co. Inc. New York, 1960.

RUPTURA DE PEÇAS DE AÇO EM SERVIÇO: RELAÇÃO ENTRE O ASPECTO DA FRATURA E A CAUSA DO ACIDENTE ⁽¹⁾

WERNER GRUNDIG ⁽²⁾

RESUMO

Será mostrada a enorme importância prática que tem a análise morfológica de fraturas de peças de aço rompidas em serviço, por fadiga, pois permite revelar falhas no metal, defeitos de forma, fabricação, montagem e manutenção. Ela contribui, assim, para melhorar o projeto e a fabricação, assim como a durabilidade de peças, concorrendo ainda para evitar acidentes pessoais e prejuízos materiais.

1. INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

As rupturas em serviço da grande maioria de peças de máquinas (cêrca de 90%) ¹ e de muitas peças estruturais são devidas a solicitações de fadiga, incluindo-se nestas as ocorridas sob tensões invariáveis (fadiga estática). Pela fratura de um desses elementos resistentes, sobretudo se nêle estiver armazenada alta energia cinética ou grande trabalho de deformação, poderá ocorrer a ruptura de outros, a destruição de máquinas, aparelhos ou estruturas e, eventualmente, serão causados acidentes pessoais, porém sempre prejuízos materiais, às vêzes muito vultosos.

O conhecimento da causa ou causas de uma ruptura vem a ser a única maneira realmente eficiente para evitar novos acidentes. Ensinamentos muito valiosos acêrca do problema em foco decorrem da chamada ANÁLISE MORFOLÓGICA DA FRATURA ^{2, 3, 4}. Usamos a expressão *análise morfológica* tendo presente a palavra derivada do grego *morfologia* — usada como conceito em filosofia e nas ciências técnicas — para significar comparação intuitiva de formas, aspectos ou manifestações. A análise morfológica da fratura consiste essencialmente na identificação do local ou locais de início da ruptura, no estu-

(1) Contribuição Técnica n.º 499. Apresentada ao XVIII Congresso Anual da Associação Brasileira de Metais; Belo Horizonte, julho de 1963.

(2) Membro da ABM; Professor Catedrático da Escola de Engenharia da Universidade do Rio Grande do Sul; Engenheiro-Chefe do Serviço de Metais do ITERS; Pôrto Alegre, RS.

do da situação, orientação e tamanho relativo da zona de ruptura por fadiga, no exame da forma e distribuição das chamadas linhas de repouso e de outras particularidades mais na superfície de fratura, com o fim de esclarecer as condições de trabalho da peça antes e por ocasião da fratura. O engenheiro deve utilizar tal análise como o médico que recorre à autópsia de um cadáver para então e ali desvendar leis e regras que conservem a saúde de um organismo vivo e não apenas que esclareçam a "causa mortis". O estudo mais aprofundado dos fenômenos que levam à fratura e o conhecimento das suas leis vem a ser, pois, partes do complexo e importantíssimo problema do controle de qualidade na indústria moderna ^{5, 6, 7, 8}.

Compreende-se, com efeito, que a análise morfológica de uma ruptura, ou seja, a sua leitura, interessa sobremaneira o metalurgista, porque pode revelar defeitos decorrentes:

- da elaboração de metais (inclusões de escória, segregação excessiva, flocos, etc.) ou da confecção de emendas soldadas (poros, bôlhas, olhos-de-peixe, fissuras a quente e a frio, penetração insuficiente, inclusões, etc.);
- da fabricação de peças, por exemplo, trincas de forjamento, de retificação, etc.;
- de tratamentos térmicos de peças (descarbonetação superficial, estrutura de superaquecimento ou de queima, austenita residual, etc.) e outras falhas mais.

Para o projetista, o construtor ou o montador, tal análise também é de enorme proveito, pois evidencia, às vezes, imperfeições de projeto ou de dimensionamento, solicitações anormais, defeitos de usinagem, montagem e/ou de manutenção, etc. ^{9, 10}.

E, para o engenheiro de laboratório, encarregado de elucidar a causa de rupturas e indicar meios para prevenir novos acidentes, a leitura de rupturas vem a ser uma ferramenta muito eficiente, cuja importância nem sempre é compreendida em tôda a sua plenitude.

Em suma, para esclarecer a causa de um acidente, o exame das fraturas é, às vezes, de decisiva importância e muita ênfase deve ser dada a êle. Exemplificando: no caso da fratura de quase todos os arames de protensão no primeiro trecho de ponte construída sôbre o delta do rio Guaíba, em Pôrto Alegre, o exame criterioso das fraturas dos arames partidos e dos ensaiados no estado virgem, complementado com outros estudos e determinações experimentais pertinentes às condições a que estavam expostos êsses arames de aço, permitiu esclarecer a causa da ruptura, ou seja, a fragilização devida ao hidrogênio ^{11, 12}.

Para determinar a causa de ruptura, recomenda-se proceder assim:

- Esclarecer, na medida do possível, as CONDIÇÕES DE SERVIÇO — solicitação mecânica, corrosão, desgaste, lubrificação, temperatura de trabalho, montagem, manutenção, etc. e, ainda, as CONDIÇÕES POR OCASIAO DA RUPTURA — sobrecarga, variações bruscas de temperatura, ressonância ou condições de vibração anormais, etc.
- No caso de a fratura ter ocorrido em uma ou mais peças sem se terem partido outras, embora tôdas estivessem submetidas às mesmas condições de solicitações iniciais, impõe-se observar tôdas essas peças e, tratando-se da fratura de uma única peça, digamos de uma árvore-de-manivela (virabrequim), também é necessário examinar o estado dos mancais.
- Feita a limpeza cuidadosa da superfície de fratura, submetê-la à análise morfológica como já referido. Se possível, recorrer a exames não-destrutivos (ultrassom, magnafux, raios-X, radioisótopos) de tôda a peça para evidenciar a existência ou não de trincas e outras falhas internas (flocos, inclusões de escória, porosidade, etc.).
- Só então providenciar a extração de material, sobretudo da zona onde teve início a ruptura e onde por ventura foi revelada a existência de defeitos para determinação das macro e microestruturas, dureza, composição química, etc.

Mediante êsses ensaios e observações, às vêzes são encontrados defeitos no material, sinais de manutenção incorreta, ou de montagem defeituosa. Ensina a experiência, que a grande maioria das rupturas por fadiga (85% a 90%) não decorre de defeitos inerentes aos metais¹⁵. Comumente concorrem vários defeitos para causar rupturas por fadiga. E, se todos os resultados não forem conclusivos, é justificada a hipótese de a ruptura ter ocorrido em conseqüência de solicitações excessivas^{13, 14, 15}.

No Instituto Tecnológico do Rio Grande do Sul — ITERS — foram examinadas numerosas peças rompidas em serviço e outras, para verificar se estão em condições de ainda trabalharem com segurança, pois muitas peças de máquina estão sendo fabricadas para uma vida limitada, o que quer dizer, que precisam ser substituídas após certo número de ciclos de solicitação, que pode ser predeterminado^{16, 17, 18}.

O presente trabalho vem a ser uma síntese dos ensinamentos colhidos em estudos feitos no ITERS, complementados com observações colhidas por outros autores e visa os seguintes objetivos:

- Formular regras para leitura de superfícies de ruptura por fadiga e apresentar um quadro de classificação de aspectos típicos de fraturas de peças rompidas, sobretudo por solicitações de flexão.
- Apresentar um caso interessante de suposta fissuração por fadiga.

2. EXEMPLOS DE ANÁLISE MORFOLÓGICA DE RUPTURAS EM SERVIÇO POR SOLICITAÇÕES REPETIDAS

Antes de passar em revista alguns casos interessantes de análise morfológica das superfícies de fratura em peças de aço rompidas em serviço por solicitações repetidas, é necessário que se tenham presente os seguintes fatos:

- Rupturas por solicitações repetidas ocorrem em aquelas seções em que atuam solicitações superiores à resistência à fadiga. Essas solicitações do material não podem ser seguramente calculadas, devido ao efeito de inevitáveis entalhes construtivos, à insegurança na determinação de todos os esforços solicitantes e a outros fatores mais, tais como corrosão, atrito, aquecimento local, montagem e/ou manutenção incorretas, falhas no material, etc.^{1, 9, 10, 17, 25.}
- Para leitura dessas superfícies de ruptura, também é necessário recorrer a ensinamentos da metalurgia física para poder prever e julgar o comportamento dos metais usados na confecção de peças antes de se romperem^{1, 3, 4, 6, 7, 9, 12.} Estes ensinamentos complementam os da clássica resistência dos materiais e da teoria de elasticidade, bem como normas e regras de construção.

2.1. *Parafusos de fixação* — Três parafusos de fixação trabalhavam inicialmente à fadiga, sobretudo por tração axial. Dois romperam-se no primeiro filete de rosca carregado (fig. 1), enquanto o terceiro experimentou forte dobramento sem fissuração.

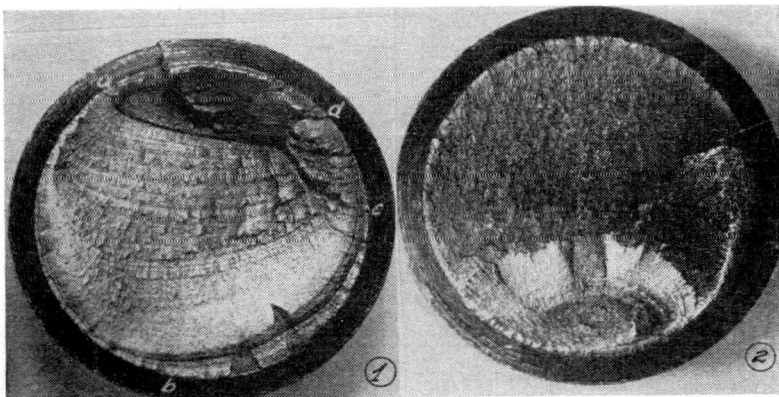


Fig. — Rupturas por fadiga de dois parafusos de fixação no primeiro filete de rosca carregado.

A LOCALIZAÇÃO E ORIENTAÇÃO das rupturas encontra explicação no fato de medidas fotoelásticas (modelos sujeitos à tração estática) terem revelado, que o primeiro filete de rosca carregado é mais solicitado do que os demais^{20, 24}. O mesmo pode admitir-se, em princípio, para parafusos solicitados à tração alternada e sujeitos a tensões triaxiais. A experiência ensina que 65% dessas rupturas ocorrem no referido filete, uns 20% no extremo da parte rosqueada e 15% junto à cabeça^{20, 24, 25}.

As zonas de ruptura por fadiga são praticamente ortogonais, notando-se, no entanto, sobretudo no parafuso 1, que a referida zona é ligeiramente curva junto ao contorno. Isto decorre do fato de as trajetórias das tensões de tração experimentarem ligeiro desvio do andamento retilíneo, junto aos filetes de rosca.

Os EXAMES METALOGRAFICO e ESPECTROGRAFICO indicaram que os três parafusos são de aço-carbono, que eles foram temperados e revenidos e acusam DESBARBONETAÇÃO até uma profundidade de uns 0,2 mm, junto às secções de ruptura.

A ruptura do parafuso 1 iniciou-se na periferia — abc — em vários pontos, a julgar pelas marcas radiais que indicam a união de fissuras isoladas. O fato de se terem formado simultaneamente vários núcleos de ruptura decorre da baixa resistência à fadiga da capa descarbonetada e da alta concentração de tensões junto ao agudo entalhe circumferencial (filete de rosca). Unidas essas trincas, a fissuração progrediu como indicado pelas nítidas linhas de repouso. Posteriormente começou a fissuração pertinente ao segmento — cd —, que se propagou bem mais rapidamente, pois a respectiva área de ruptura é entrecortada por sulcos, em oposição à zona de ruptura por fadiga que é lisa e onde se situam as linhas de repouso. Estas tendem a envolver a zona de ruptura final, que é de forma aproximadamente elíptica e situa-se na periferia.

Com a progressão da ruptura, a força de tração aplicada passou a ser cada vez mais excêntrica; assim nasceram tensões adicionais crescentes de flexão unilateral. Paralelamente, e em consequência da fissuração do parafuso 1, os outros dois foram obrigados a absorver parcelas cada vez maiores da força de tração aplicada, sendo assim gradativamente descarregado o parafuso 1, pois decresceu progressivamente a sua rigidez (diminuição do módulo-E em virtude da fissuração progressiva).

Assim, no parafuso 2 a fissuração também iniciou-se na periferia — no centro comum das linhas de repouso — onde também ocorreu descarbonetação.

Quando se partiu o parafuso 1 sob moderada solicitação — evidenciada pela grande extensão da zona de ruptura por fa-

diga — foram repentinamente sobrecarregados os outros dois. O parafuso 2, já fissurado, partiu-se então sob alta solitação, o que é revelado pela pequena zona de ruptura por fadiga. O terceiro parafuso experimentou somente forte dobramento por causa da grande excentricidade da carga de tração transmitida e da apreciável capacidade de deformação do aço, pois também fôra temperado e revenido.

A causa de ruptura deve ter sido a descarbonetação na secção crítica, pois ela determina sensível diminuição da resistência à fadiga na periferia dos parafusos, onde é mais severa a solitação.

2.2. *Pinos fixos* — Dois pinos fixos, trabalhando inicialmente em conjunto por flexão unilateral repetida, romperam-se em serviço: um por fadiga, na concordância e o outro, instantaneamente (fig. 2).

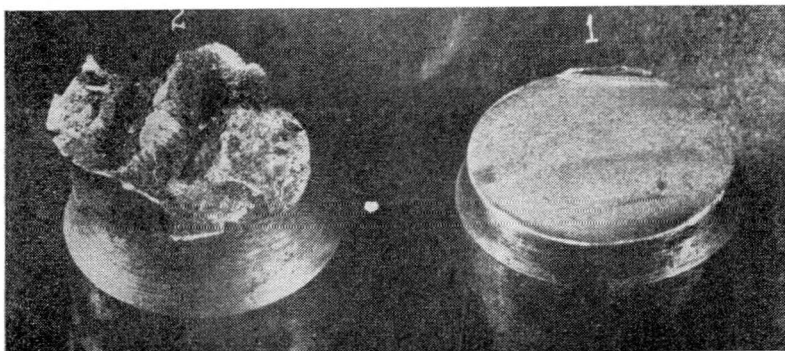


Fig. 2 — Ruptura de dois pinos: o da direita, por fadiga e o outro, por impacto.

Os ensaios revelaram, que os dois pinos são de aços especiais diferentes. Eles foram temperados e revenidos, têm dureza diferente e estrutura alinhada com numerosas, porém pequenas inclusões, evidenciada pela macrografia da secção longitudinal do pino 2.

A ruptura iniciou-se, por fadiga, em um só ponto na periferia do pino, de dureza Vickers $HV = 273 \text{ kg/mm}^2$, enquanto o outro tem $HV = 310 \text{ kg/mm}^2$. Este ponto vem a ser o centro comum das linhas de repouso pouco nítidas e deve coincidir com o de mais alta concentração de tensões de tração. A partir deste ponto, uma única fissura de fadiga propagou-se perpendicularmente às tensões normais, avançando na direção radial, em

forma de circunferências concêntricas, até atingir, praticamente, a periferia diametralmente oposta ao ponto de início de ruptura, pois a ruptura final é excepcionalmente pequena.

Durante essa fissuração progressiva, decresceu gradativamente a sollicitação do pino 1 e aumentou conseqüentemente a do pino 2. Êste se rompeu quando foi obrigado a absorver sozinho praticamente tôda a carga aplicada. A ruptura dos dois pinos deve ter ocorrido quase simultâneamente.

2.3. *Estabilizador de automóvel* — Esta peça, em forma de uma barra redonda de aço, de 12 mm de diâmetro, encurvada nos dois extremos, rompeu-se numa secção de maior curvatura, por flexão bilateral (fig. 3), após 35.500 km de percurso de um automóvel de fabricação nacional. A fissuração teve início em regiões diametralmente opostas e em vários pontos, a julgar pelos sulcos que caracterizam a união das fissuras por fadiga durante a sua progressão.

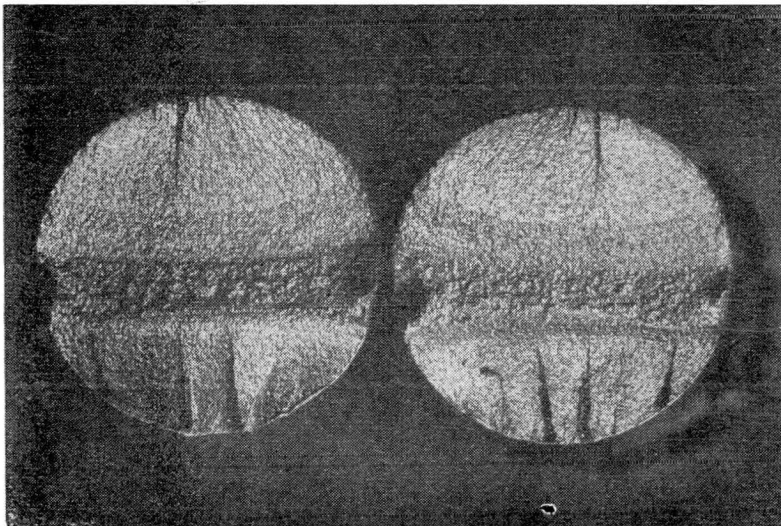


Fig. 3 — Ruptura de fadiga por flexão bilateral.

Aparecem linhas de repouso pouco nítidas na região plana da zona de ruptura por fadiga, em forma de arcos de circunferências concêntricas. A zona de ruptura final tem, pois, a forma de uma lente divergente.

Atualmente, esta peça está sendo fabricada com barra de maior diâmetro, porém com o mesmo tipo de aço.

2.4. *Eixo de locomotiva* — Eixos trabalham principalmente à flexão rotativa; a secção crítica situa-se na concordância com o munhão. Na figura 4 é visto o aspecto da superfície de ruptura por fadiga de um eixo de locomotiva, de 266 mm de diâmetro. Note-se, que a zona de ruptura final é aproximadamente elíptica e excêntrica, e que as linhas de repouso pouco nítidas a envolvem.

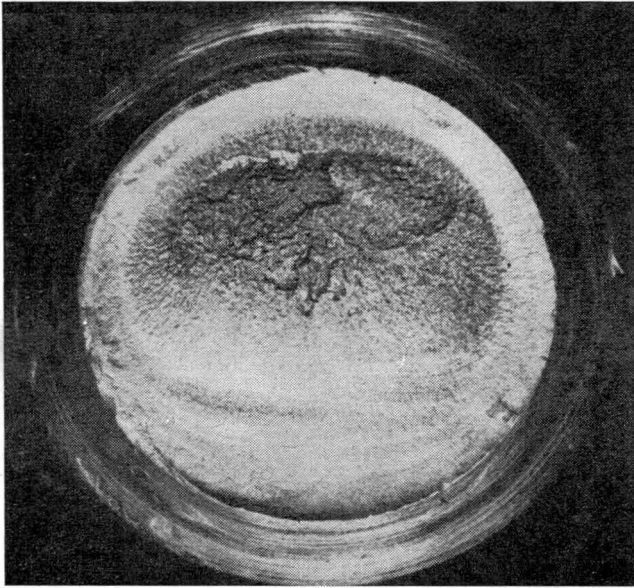


Fig. 4 — Ruptura por flexão rotativa num eixo de locomotiva.

A ruptura iniciou-se na periferia, pois em toda a extensão existem nítidas marcas de ferramentas de corte, que funcionam como entalhes agudos circunferenciais. Estas discontinuidades na concordância com o munhão contribuíram para aumentar grandemente a concentração de tensões, as quais superaram a resistência à fadiga do aço comum recozido, de dureza Brinell igual a 117 kg/mm².

A zona de ruptura por fadiga é essencialmente perpendicular às tensões normais: a pequena curvatura junto à periferia decorre da perturbação do fluxo homogêneo das tensões normais na transição entre o munhão e o eixo.

Ensinam ensaios com corpos-de-prova rompidos por flexão rotativa e observações colhidas em eixos rompidos em serviço ¹⁹,

que a zona de ruptura final passa a ser excêntrica quando a sollicitação responsável por tais rupturas não é muito superior à resistência à fadiga do aço. Uma grande excentricidade da zona de ruptura final, é sinal de que era pequena a sollicitação mecânica em relação à resistência à fadiga do aço.

Assim, a causa de ruptura do eixo de locomotiva em estudo foi a forma irregular da concordância e sua usinagem muito grosseira.

2.5. *Eixo de escavadeira* — Esta peça de aço, \varnothing 165 mm, acompanha o movimento de rotação da lança de uma escavadeira de carvão. Nas condições de serviço normais, a referida peça está sujeita a cargas de intensidade muito variáveis e mesmo a impactos, fazendo com que as fibras externas sejam sucessivamente carregadas e descarregadas.

O eixo em estudo rompeu-se depois de uns 2 meses de serviço descontínuo, junto a um entalhe circular (fig. 5).

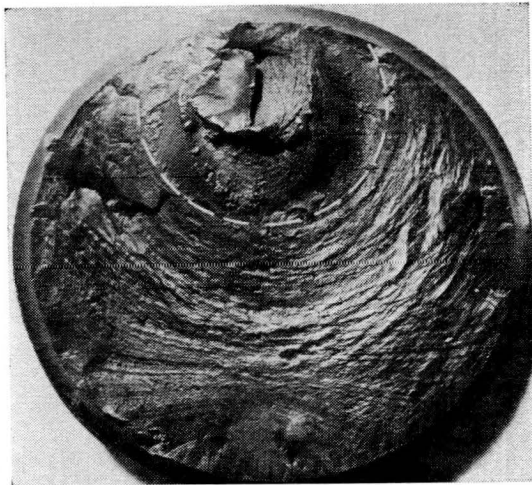


Fig. 5 — Superfície de fratura de um eixo de escavadeira.

A fissuração iniciou-se por fadiga na periferia, em vários locais e avançou lentamente. Formaram-se assim zonas lisas na superfície de ruptura, nas quais foi superada a resistência à separação do aço. Depois, a fissuração progrediu mais rapidamente. Nesta segunda fase, a fissuração atingiu a linha tracejada na figura 5. Esta zona é caracterizada por nítidos sulcos salientes. Em sua formação também intervieram rupturas locais

por escorregamento, evidenciadas pelos flancos dos referidos sulcos. Enfraquecida assim a secção resistente, ocorreu a ruptura instantaneamente, por escorregamento. Nesta superfície de fratura observa-se, pois, o fato notável de a zona de fissuração progressiva compor-se de regiões distintas e nitidamente marcadas.

2.6. *Pinhão* — A ruptura por fadiga em cada um dos dois dentes do pinhão (fig. 6) teve início no centro comum das nítidas linhas de repouso. Em condições de serviço normais, os dentes estão sujeitos a sollicitações cíclicas de flexão unilateral e compressão.

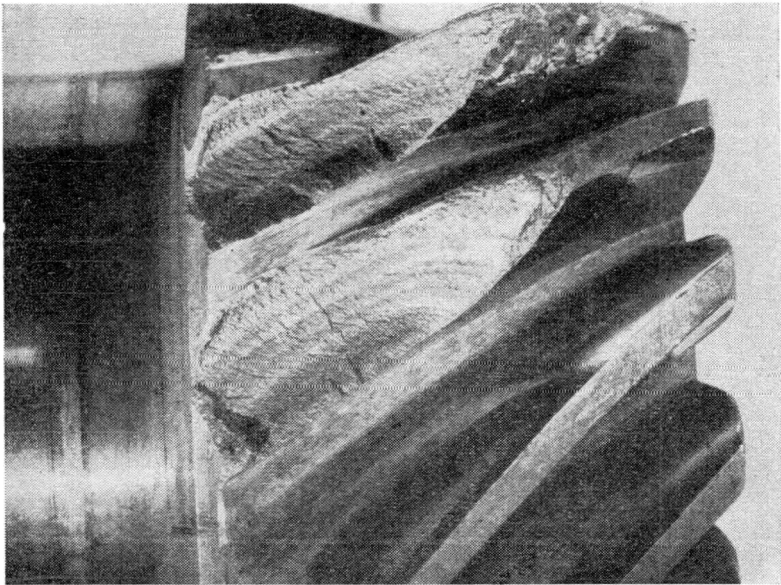


Fig. 6 — Rupturas por fadiga em dois dentes de um pinhão.

O pinhão, no entretanto, trabalhou desalinhado, a julgar pelos evidentes sinais de desgaste local na parte cilíndrica da peça, o que causou sollicitações excessivas. A ruptura da peça é, portanto, devida a um defeito de montagem.

2.7. *Ponta de eixo de trator* — A ruptura de fadiga (fig. 7) é devida à sollicitação cíclica de torção e ocorreu junto ao flange, onde é pequeno o raio de concordância. A decorrente alta concentração de tensões resultou em várias fissuras, em regiões distintas na periferia e que, unidas, formam discontinuidades, ao

modo de “dentes helicoidais”, reentrantes ou salientes (*). A largura das suas bases e sua altura são maiores na periferia e decrescem gradativamente à medida que avançam para o centro. Alguns desses “dentes helicoidais” estendem-se até à zona de ruptura final, que é aproximadamente elíptica.

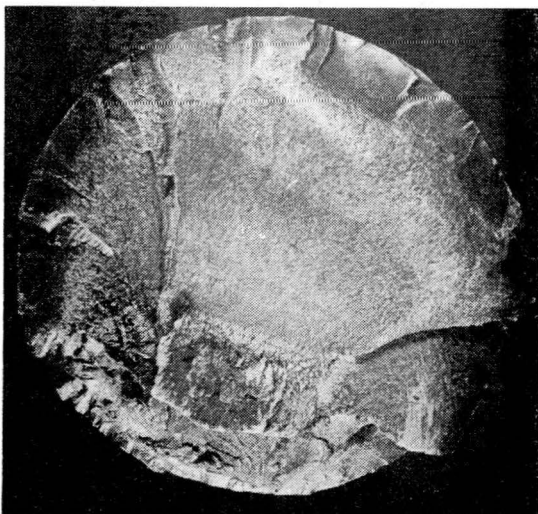


Fig. 7 — Ruptura por torção cíclica de uma ponta de eixo, vista do lado oposto ao do flange, com nítidos “dentes helicoidais”.

As referidas fissuras decorrem da ação de tensões de tração principais, as quais são inclinadas em relação às tensões de cisalhamento principais. Exemplificando: numa árvore circular e longe de qualquer entalhe, em qualquer ponto, as tensões de cisalhamento agem com igual intensidade nas direções transversal e longitudinal e, sob um ângulo de $\pm 45^\circ$, manifestam-se tensões de tração de igual intensidade àquelas. Na proximidade de entalhes, no entanto, a inclinação das tensões de tração principais será diferente.

É igualmente sabido que tensões repetidas determinam encruamento por fadiga e, num estágio mais avançado, afrouxamento nos planos cristalográficos em que ocorrem escorregamen-

(*) Propomos a designação de “dentes helicoidais” para as referidas descontinuidades em zonas de ruptura por fadiga; eles são característicos para rupturas por torção cíclica junto a concordâncias suaves. A inclinação das fissuras a eles pertinentes tende a crescer se aumentar a severidade do entalhe, como no caso de eixos de transmissão com um ou mais rasgos de chaveta (fig. 9).

tos repetidos. Com base neste fato e no de a tensão de tração principal ser igual, em intensidade, às tensões de cisalhamento principais, pode-se compreender que uma ruptura por torção numa peça de um metal tenaz pode ser transversal ou helicoidal em tôda a extensão ou composta de superfícies normais, oblíquas e até paralelas ao eixo geométrico da peça. Depreende-se igualmente do exposto, que rupturas por torção em peças sem nítidos entalhes de metais de comportamento frágil serão oblíquas.

Assim, a maior tensão de tração principal vem a ser a causa das rupturas por fadiga em peças de metais frágeis sujeitas à torção repetida e, nas de metais tenazes, ela desempenha papel muito importante, talvez decisivo.

Seja-nos permitido, para comprovar as idéias expostas, apresentar a figura 8, que mostra uma ruptura transversal por torção cíclica em uma árvore com riscos de retificação também transversais e outra, numa árvore com riscos de retificação longitudinais.

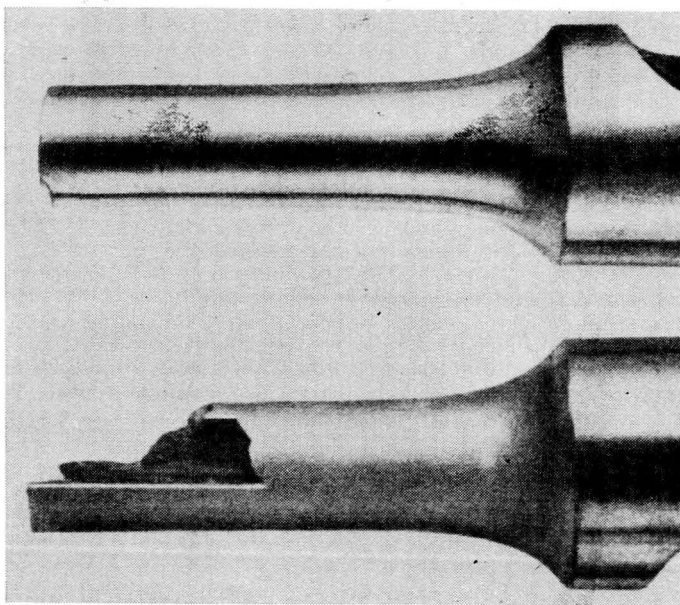


Fig. 8 — Rupturas por torção repetida em árvores com riscos de retificação transversais ou longitudinais (segundo Thum e Federn ¹⁰).

2.8. *Eixo de transmissão de trator* — Interessante é igualmente a ruptura por torção repetida (fig. 9), que se deu na concordância do encôsto da polia e que teve início nos cantos

vivos reentrantes do rasgo da chaveta onde existem altas pontas de tensão^{2, 10, 17}. As linhas, trincas e o “dente helicoidal” que deles emanam comprovam a assertiva.

A zona de ruptura por fadiga compõe-se de superfícies helicoidais convergentes, que se uniram durante fissuração progressiva. Arredondando convenientemente os referidos cantos reentrantes, pode ser sensivelmente diminuída a concentração das tensões e evitada a ruptura.

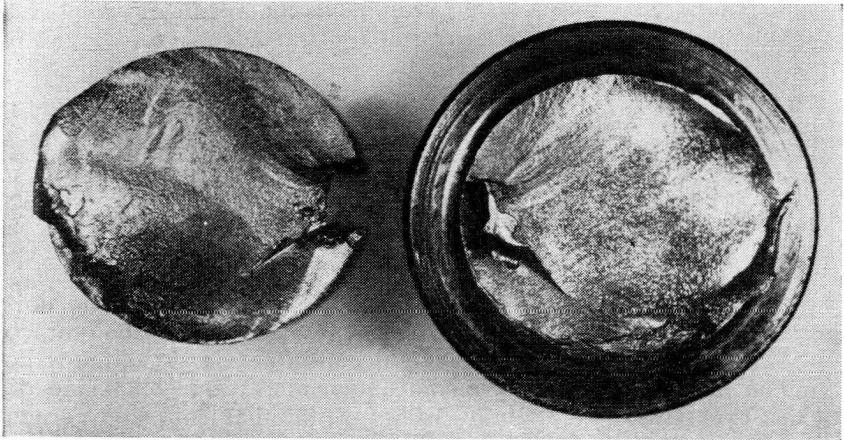


Fig. 9 — Ruptura de fadiga por torção cíclica, com início nos cantos excessivamente vivos do rasgo de chaveta.

2.9. *Árvores-de-manivelas (virabrequins)* — Nas condições de trabalho normais, árvores-de-manivelas (virabrequins) estão sujeitas à sollicitação extremamente complicada. Ela decorre essencialmente na superposição de tensões de torção — decorrentes da transmissão do momento de torção, que pode crescer grandemente em consequência de vibrações de torção — e de tensões de flexão — oriundas das forças transmitidas pelas bielas e das forças cortantes ao ser transmitido o momento de torção. Por cargas de impacto, montagem incorreta e defeito de alinhamento dos mancais, os decorrentes estados de tensão triaxiais — que não podem ser seguramente calculados — são alterados de maneira imprevisível²⁵.

A localização das fraturas caracteriza comumente o tipo de sollicitação responsável. Com efeito: se a ruptura se inicia na face maior do braço de manivela (fig. 10) ela sobreviveu maiormente em decorrência da sollicitação de flexão da árvore-de-manivela; se, no entretanto, ela tem início no lado menor, a ruptura é devida, principalmente, à sollicitação de torção^{2, 26}.

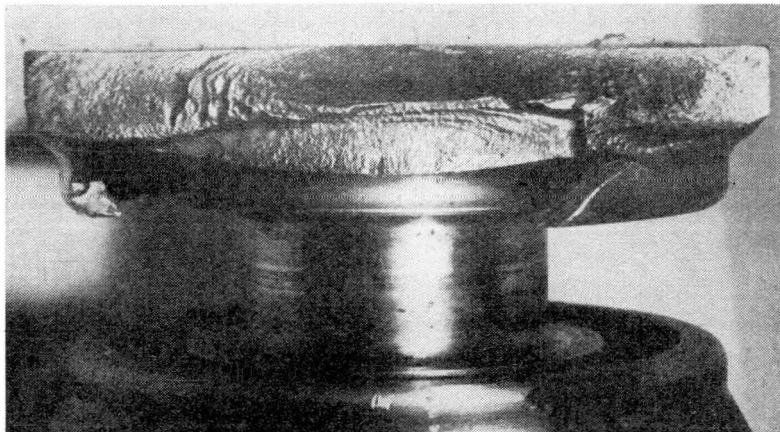


Fig. 10 — Ruptura por flexão repetida no lado maior das faces de um braço de manivela de um virabrequim.

A ruptura vista na figura 10 iniciou-se, por fadiga, em dois pontos simétricos, no meio do lado maior das faces dum braço de manivela de um virabrequim, em conseqüência de defeitos de alinhamento dos mancais principais, que causaram solicitação de flexão excessiva. O aludido defeito de alinhamento causou um sulco de uns 4 mm de largura no munhão e de comprimento aproximadamente igual à metade da sua circunferência. Fissuras transcristalinas foram observadas na zona de ruptura por fadiga.

Rupturas num munhão, onde é montado um mancal principal ou num moente, sôbre o qual atua a fôrça transmitida pela biela, vêm a ser geralmente rupturas de torção. Podem ter inclinação de uns 45° , passando então por um furo de lubrificação, ou ser essencialmente perpendiculares ao eixo geométrico. As fraturas no eixo do volante de árvores-de-manivelas costumam ser fraturas de torção²⁶.

A figura 11a dá o aspecto da superfície de ruptura por fadiga do eixo do volante, de 98,4 mm de diâmetro, de uma árvore-de-manivelas. Situa-se quase tôda a ruptura no trecho onde estava montado o mancal central. Nesta região foi observada uma estreita faixa azulada, proveniente de apreciável aquecimento local, em virtude de desalinhamento dos mancais. A fratura começou próximo do friso circular do eixo, retentor de óleo, de raio de concordância muito pequeno e acabamento mecânico grosseiro. Neste local foi observada uma nítida fenda helicoidal de uns 2 cm de comprimento e inclinada de aproximadamente 45° em relação ao eixo geométrico da peça.

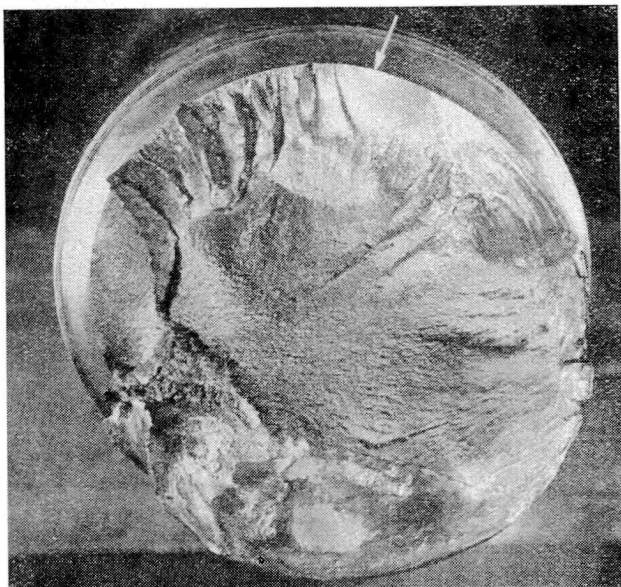


Fig. 11a — Ruptura por torção cíclica no eixo do volante de uma árvore-de-manivelas, oblíqua e com nítidos "dentes helicoidais".

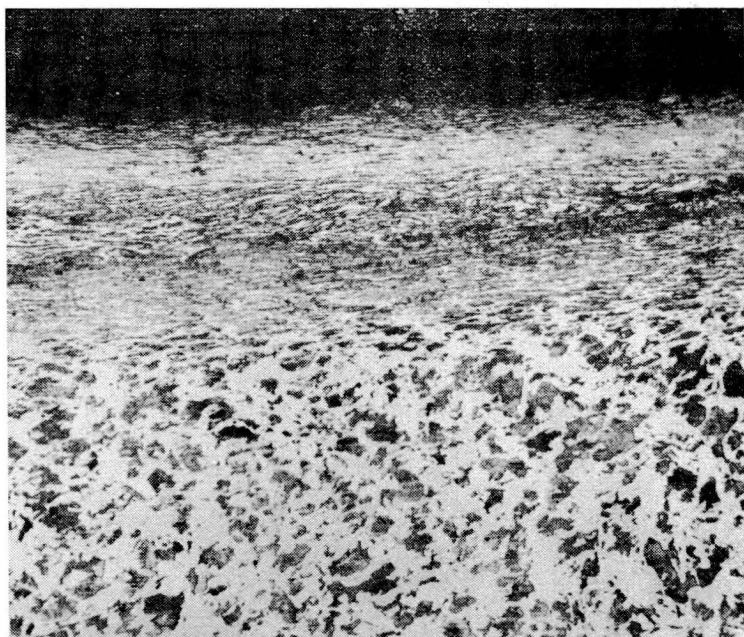


Fig. 11b — Estrutura fortemente deformada a frio na periferia, no ponto assinalado na figura 11a. Ataque: nital. Aumento: 100:1.

A fissuração teve início na periferia, em vários locais, o que é confirmado pela existência dos chamados "dentes helicoidais"; a área lisa da zona de ruptura por fadiga, também é oblíqua. Êstes fatos evidenciam que a ruptura é de torção. A existência da já referida faixa azulada e a estrutura fortemente deformada a frio (fig. 11b) na região assinalada na figura 11a, são provas evidentes da montagem incorreta vir a ser a causa da ruptura. Para ilustrar a grande variedade dos aspectos das superfícies de ruptura por torção cíclica, são ainda apresentadas as figuras 12 e 13a.

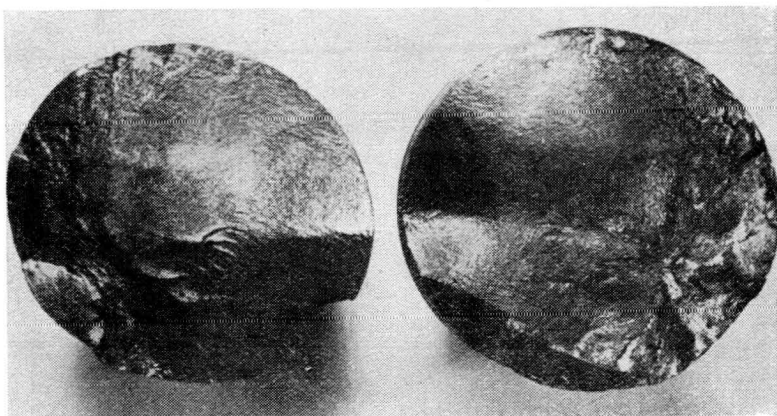


Fig. 12 — Ruptura por torção cíclica em forma de duas superfícies helicoidais convergentes, no eixo do volante de uma árvore-de-manivelas, próximo ao rasgo da chaveta.

Outros defeitos em árvores-de-manivelas, são dados nas figuras 14 e 15, que vêm a ser as respectivas causas de ruptura.

Numa secção crítica não deve ser tolerado qualquer reparo por solda^{21, 22}, pois o módulo-E do aço depositado será inferior ao do metal de base, se contiver inclusões e outras discontinuidades. Numa região assim restaurada, manifestar-se-ão pequenas deformações permanentes, em cada ciclo, nas condições de trabalho normais. E, após certo número de ciclos, ocorrerá afrouxamento da microestrutura e fissuração na região restaurada por solda.

Outras falhas em árvores-de-manivelas, além das já documentadas, vêm a ser sobretudo FLOCOS — fissuras internas devidas ao efeito fragilizante do hidrogênio, TRINCAS DECORRENTES DE SEGREGAÇÃO EXCESSIVA, sendo menos freqüentes, FISURAS CONTORNANDO GRÃOS PRIMÁRIOS, POROSIDADE e TRINCAS DE FORJAMENTO^{21, 22}.



Fig. 13a — Ruptura praticamente transversal por torção cíclica após 250 h de trabalho, no eixo junto à concordância com o braço de uma árvore-de-manivelas de um motor Diesel.

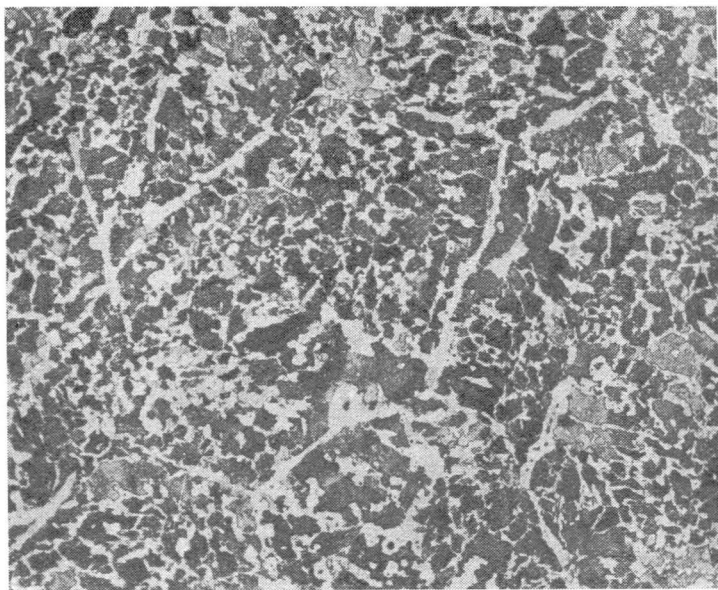


Fig. 13b — Microestrutura de aço superaquecido, que depois foi recozido a temperatura insuficiente, na secção de ruptura, vista na figura 13a. Ataque: nital. Aumento: 100:1.

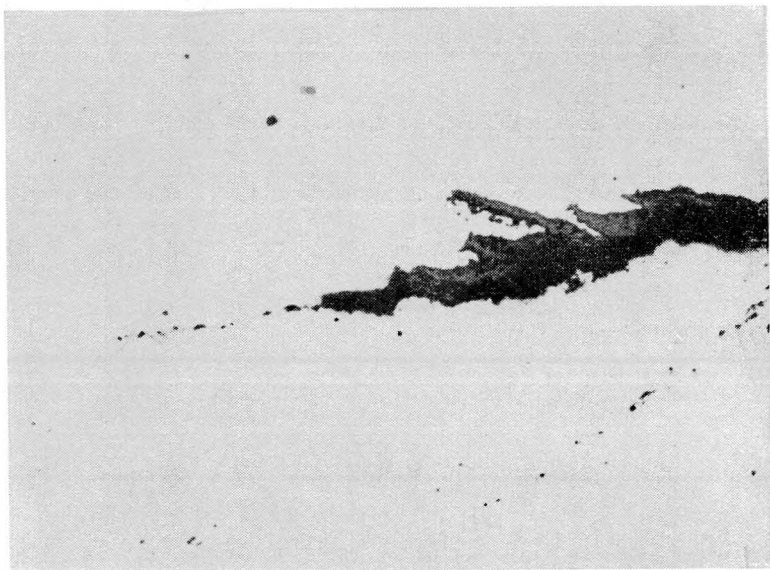


Fig. 14 — Extremidade de uma trinca, de 4 mm de comprimento no braço de uma árvore-de-manivelas, contendo inclusões de escória; também são vistas numerosas partículas de inclusões dispostas em faixas retas. Sem ataque. Aumento: 100:1.

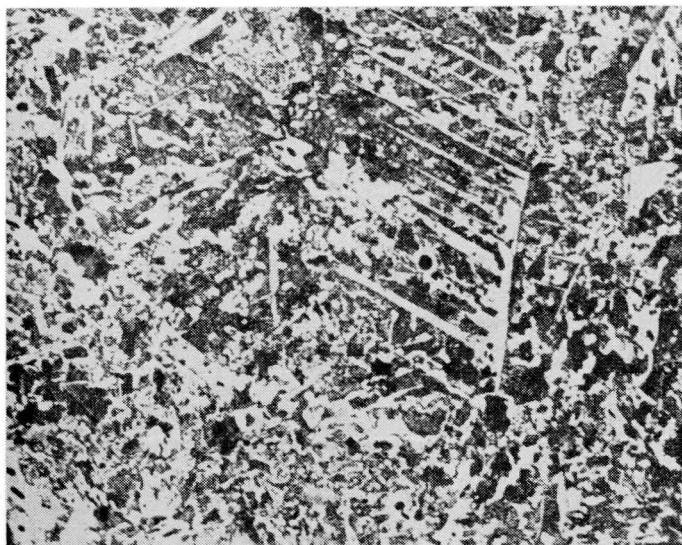


Fig. 15 — Aço depositado por solda no local de início de ruptura por fadiga — concordância do moente com o braço de uma árvore-de-manivelas de um motor Diesel. Ataque: nital. Aumento: 100:1.

No caso dêesses defeitos materiais se encontrarem nas seções mais severamente solicitadas, cada qual pode levar à ruptura, que então se inicia junto a êles ou seja, no interior dessas peças defeituosas. Essas falhas funcionam como entalhes internos; determinam alta concentração local de tensões.

3. REGRAS PARA LEITURA DE SUPERFÍCIES DE RUPTURAS POR FADIGA

Com base nos ensinamentos de análises morfológicas apresentadas, e tendo presente observações de outros autores, são a seguir apresentadas regras, que permitem esclarecer, às vêzes com segurança, a causa dominante de rupturas por fadiga, o seu início e progressão, bem como as condições e o regime de trabalho de peças rompidas em serviço.

Convém frisar bem claramente que as regras a serem apresentadas não vêm a ser leis. As exceções irão confirmar esta assertiva. Para serem realmente úteis essas regras a quem quiser aplicá-las, também serão apresentadas as razões que justificam a sua validade e as devidas restrições.

REGRA 1. Em qualquer superfície de ruptura por fadiga em peças de aço existem duas zonas distintas e características: a zona de ruptura por fadiga e a de ruptura final.

- a) *A zona de ruptura por fadiga* — causada pela fissuração progressiva mais ou menos lenta, a partir de um ou mais locais de início de ruptura — compõe-se de uma ou de várias superfícies isoladas; cada qual é lisa, de aspecto fosco e nela o material não experimentou sensível deformação permanente. As fissuras de fadiga costumam ser transcristalinas, podendo ser inter-cristalinas¹³.

Se várias dessas fissuras se unem durante o seu desenvolvimento, formando então uma fissura única, a zona em estudo será então descontínua até certa profundidade (figs. 1-1, 3, 7, 9 e 11a). As fronteiras de união dessas fissuras — cada qual originada em pontos periféricos, freqüentemente situados em planos próximos — são nitidamente marcadas na zona de ruptura por fadiga.

No caso de várias trincas progredirem independentemente, sem se unirem, a zona em estudo compor-se-á de superfícies isoladas (figs. 3 e 10).

Na zona de ruptura por fadiga podem existir, ou não, as chamadas LINHAS DE REPOUSO, de aspecto semelhante aos anéis de crescimentos observados em toras de árvores (figs. 1, 2, 3, 4 e 6).

Em superfícies de fratura de peças solicitadas cíclicamente e rompidas em geral após um intervalo de tempo relativamente curto ocorre, às vezes, que na zona de fissuração progressiva podem distinguir-se duas regiões distintas. A região correspondente à fissuração inicial é lisa, enquanto a região formada posteriormente apresenta nítidos sulcos dispostos ordenadamente (figs. 1 [região relativa a cd], 5 e 10).

- b) *A zona de ruptura final* — causada pela ruptura instantânea da secção resistente não-fissurada — é áspera, de aspecto cristalino e, às vezes, entrecortada por sulcos mais ou menos profundos; nela o material experimentou nítidas deformações permanentes. Em geral, existe uma única zona de ruptura final.

REGRA 2. ¹⁷ A existência de linhas de repouso é a única prova inofismável de uma ruptura ser realmente de fadiga^(*). Essas linhas se formam se a fissuração não progredir com velocidade invariável. Intervalos de repouso em que uma peça não trabalhou ou um regime de trabalho ininterrupto, porém moderado, são fatores que não fazem progredir a fissuração. Por esta razão, linhas de repouso não são observadas nas superfícies de ruptura de corpos-de-prova rompidos em ensaios de fadiga, ¹⁷ por ser praticamente invariável a velocidade de desenvolvimento da fissuração, do início ao fim do ensaio.¹⁸

Admite o autor que essas linhas surgirão se os referidos repouso forem suficientemente longos e o aço se encontrar em condições propícias, por exemplo, à temperatura suficientemente alta — em virtude da fricção alternada das faces dessa fissura. Neste caso, poderá ocorrer nítida diminuição da ponta das tensões induzidas na frente de avanço da fissura mediante deformação plástica local e restauração parcial da estrutura, não acompanhada de recristalização (**). Em muitas superfícies de ruptura, comprovadamente de fadiga, no entanto, não são observadas linhas de repouso.

(*) Em peças de máquinas fraturadas instantaneamente, também pode ser observada, às vezes, uma zona lisa na superfície de ruptura, no caso de nelas já existir uma trinca profunda, formada antes de a peça entrar em funcionamento.¹⁷

(**) M. Hempel¹⁸ mediu aquecimento até 250°C em pequenos corpos-de-prova de aço comum com 0,4% de C e isso para tensões de fadiga por tração-compressão pouco abaixo do limite σ 0,2.

REGRA 3. A forma e distribuição das linhas de repouso, bem como a localização da zona de ruptura final, permitem indicar onde começou a fissuração e as condições de sollicitação, sobretudo se a ruptura por fadiga fôr de flexão (*).

Com efeito: no caso de peças sujeitas à FLEXÃO UNILATERAL, o centro comum das linhas de repouso vem a ser o local de início de ruptura (figs. 1-2, 2 e 6). A partir dêste ponto, de alta concentração de tensões de tração, aquelas curvas concêntricas abrem-se cada vez mais e, se ultrapassarem o eixo neutro, elas passarão a ser aproximadamente retas, até atingir a zona de ruptura final. Quando existir um entalhe agudo circunferencial junto à zona de ruptura, a forma das linhas de repouso será comumente diferente. No caso de ser baixo o esforço sollicitante, essas linhas tenderão a envolver a zona de ruptura final. A fissuração inicia-se então em vários pontos na região oposta ao da zona de ruptura finas (fig. 1-1).

Tratando-se de ruptura de fadiga por FLEXÃO BILATERAL, a fissuração inicia-se em lados diametralmente opostos. A ruptura começa comumente em um só lado, o que corresponde à maior das duas zonas de ruptura por fadiga. No caso de a fissuração progredir com igual velocidade a partir dos dois lados, a zona de ruptura final tem a forma de uma lente divergente ou de um retângulo (fig. 3). Se, no entanto, se manifesta alta concentração de tensões em tôda a periferia (entalhe agudo circunferencial), a forma da zona de ruptura final é a de uma lente convergente (fig. 16).

Quando, enfim, a ruptura fôr de FLEXÃO ROTATIVA, de sorte que as fibras externas são sucessivamente carregadas e descarregadas, a zona de ruptura final situa-se na periferia (fig. 5), se junto à secção de ruptura não existir entalhe agudo circunferencial e, se isto ocorrer, a referida zona situa-se no interior da superfície de ruptura (fig. 4).

Em peças lisas submetidas a esforços baixos, as linhas de repouso podem mudar de curvatura ou não. No primeiro caso, o centro comum dessas linhas vem a ser o ponto de início de ruptura e, no outro caso, a fissuração começa em aquele trecho da periferia que corresponde à linha de repouso mais próxima daquela (fig. 4). Em ambos os casos, verifica-se, às vêzes, que a fissuração progride mais rapidamente no sentido oposto ao da rotação^{17, 19}.

Quando se faz sentir nítido efeito de entalhe circunferencial, as linhas de repouso abraçam as zonas de ruptura final. Se esta fôr concêntrica, a sollicitação foi muito superior à resis-

(*) Na figura 16 estão representados, esquemáticamente, os aspectos dessas diferentes superfícies de ruptura.

tência à fadiga e, se fôr excêntrica, a sollicitação foi moderada (fig. 4).

REGRA 4. No caso de a zona de ruptura final situar-se na periferia e se ela fôr grande em relação à de fadiga, foi alta a sollicitação que causou a ruptura, em comparação com a resistência à fadiga do material.

Uma zona de ruptura final excepcionalmente pequena dá a entender que a ruptura foi iniciada por muito alta sollicitação, porém progrediu sob tensões bastante moderadas ou, com outras palavras, o regime de trabalho da peça decresceu em intensidade e não atingiu jamais a intensidade inicial. Sobretudo no caso da flexão, uma muito pequena zona de ruptura final também pode ser sinal de que foi gradativamente diminuída a regidez da peça (diminuição do módulo-E e, portanto, da sollicitação), em virtude da fissuração progressiva. Isto poderia ocorrer se a peça estivesse sujeita a certa deformação cíclica imposta pelas condições de trabalho ou, quando várias peças estivessem submetidas, inicialmente, às mesmas condições de sollicitação (figs. 1 e 2).

REGRA 5. Normalmente a ruptura por fadiga de uma peça começa na superfície ou imediatamente abaixo da capa superficial, se esta fôr de mais alta resistência à fadiga, obtida por tratamentos especiais (têmpera superficial, nitretação, cementação, encruamento superficial, etc.). Se isto não ocorrer, a peça contém nítidos defeitos internos, que então virão a ser os locais de início de fratura.

As razões que justificam o início da fissuração progressiva na periferia são:

- Os cristalitos externos experimentam maior deformação e afrouxamento, mesmo quando fôr uniforme a distribuição das tensões em termos estatísticos levando-se em conta, ainda, que eles podem estar sujeitos à corrosão, atrito, aquecimento, etc.
- Os cristalitos superficiais estão freqüentemente sujeitos à sollicitação mecânica mais severa, em decorrência da ação de momentos sollicitantes, entalhes construtivos, imperfeições superficiais e de outros fatores mais.
- A microestrutura na superfície de peças, às vezes, tem menor resistência à fadiga (por exemplo: descarbonetação superficial — fig. 1, superaquecimento — fig. 13b, trincas — fig. 14, falhas características em aço depositado por solda — fig. 15).

Se uma ruptura por fadiga se inicia no seio de uma peça, uma única ou várias falhas distintas podem ser a causa da ruptura tais como: flocos, zonas de excessiva segregação, inclusões de escória ou outros defeitos internos.

REGRA 6. A inclinação da zona de ruptura por fadiga indica, às vezes com segurança, o tipo de sollicitação que causou a ruptura. Com efeito: tratando-se de peças cilíndricas lisas ou sujeitas a igual efeito de entalhe em toda a periferia, a referida zona é perpendicular às trajetórias das tensões de tração principais (figs. 1, 2, 3, 4, 5 e 6). Assim, se aquelas peças se partirem por fadiga à tração, tração-compressão ou flexão, as zonas de ruptura por fadiga nunca serão oblíquas ou longitudinais.

Zonas de ruptura por fadiga oblíquas (figs. 7, 9, 11a e 12) principalmente quando nelas existem os referidos “dentes helicoidais”, vêm a ser provas evidentes de tratar-se de rupturas por torção cíclica. Essas rupturas, como já referido, também podem ser transversais ou formadas de áreas transversais, oblíquas e até paralelas ao eixo geométrico da peça (figs. 8 e 13a).

4. CLASSIFICAÇÃO SUMÁRIA DE ASPECTOS DE RUPTURA POR FADIGA

A figura 16 é uma tentativa de classificação de aspectos característicos de superfícies de ruptura por fadiga, predominantemente de flexão, em peças de secção circular. Admite-se que

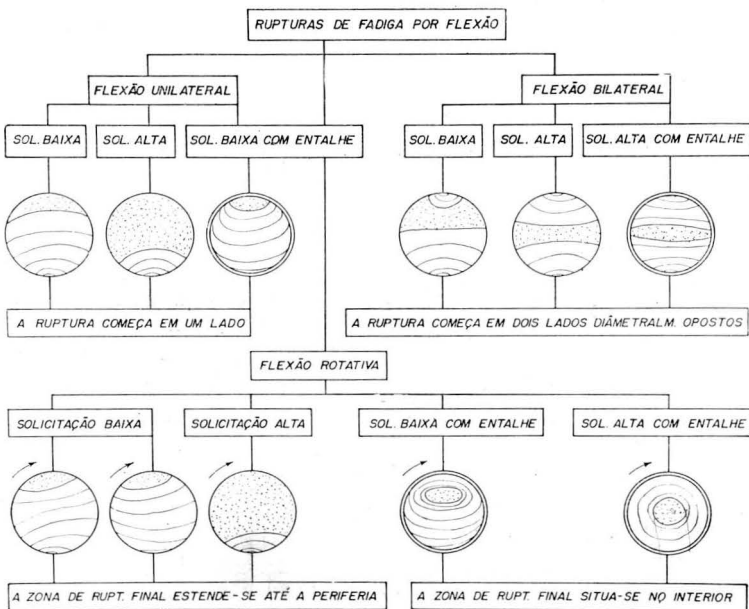


Fig. 16 — Classificação sumária de ruptura, de fadiga por flexão.

a fissuração se tenha iniciado na periferia. O efeito de entalhe circular é representado por uma segunda circunferência.

Neste esquema não estão incluídas as fraturas por torção cíclica, por ser muitíssimo variado o seu aspecto, como já referido. As rupturas por tração ou tração-compressão também não estão figuradas, pois uma vez iniciada a fissuração por fadiga, essas peças também estão sujeitas à flexão — solicitação normal excêntrica. Seus aspectos podem enquadrar-se, pois, nos de flexão. Se a ruptura se iniciar num só ponto, ela será do tipo de uma ruptura por flexão unilateral e, no caso da fissuração começar em toda a periferia, ela assemelhar-se-á a uma fratura por flexão rotativa.

O autor tem plena ciência e consciência de que nenhuma classificação pode ser perfeita; no caso em foco, é enorme o número de fatores que influem nos aspectos das rupturas em estudo. Ela é útil não obstante, como primeira orientação, para quem quiser identificar a causa de rupturas por fadiga.

Quem utilizar a representação esquemática (fig. 16) também deverá recorrer às regras antes apresentadas para leitura de superfícies de rupturas por fadiga e, sempre à observação criteriosa do caso em estudo em seus vários aspectos. A ela cabe a última palavra. Na figura 16 também estão representadas as linhas de repouso, embora nem sempre existam ou tenham formas diferentes, em virtude de circunstâncias especiais. As marcas nas zonas de ruptura por fadiga — sinais de união de fissuras — não estão representadas.

5. UM CASO INTERESSANTE DE SUPOSTA FISSURAÇÃO POR FADIGA

Em uma das periódicas revisões de certa turbina a vapor de usina termo-elétrica foi observada, pela primeira vez, a existência de uma nítida linha fechada de cor branca, em cada face do primeiro disco do rotor e, na periferia, um depósito de cor de ferrugem (figs. 17 e 18). Havia receio em montar a peça e pôr em funcionamento a turbina, porque foi levantada a hipótese de tratar-se de uma fissura por fadiga, pois as referidas curvas tinham a mesma forma e posição nos dois lados do aludido disco do rotor.

Por sugestão do autor, o disco foi submetido ao ensaio magnaflux, que não revelou fissuração. No relatório expedido pelo ITERS, a origem dessa anomalia, bem como sua forma e posição foram interpretadas, como a seguir descrito, concluindo-se pelo imediato aproveitamento da peça, pois o não funcionamento da turbina teria agravado o racionamento de energia elétrica:

— A curva branca em estudo, bem como a faixa de cor de ferrugem na periferia do rotor provêm da deposição de substâncias pulverulentas provenientes do vapor de água injetado e vêm a ser um sedimento da água de alimentação.

— A peça em estudo, quando em operação, funciona como um disco elástico em vibrações laterais de flexão e a referida curva visualiza, simplesmente, uma linha nodal deste sistema vibratório. Sua forma é determinada, grandemente, pela distribuição da massa e as condições de contorno do sistema em vibração.

Assim, seria explicada a acentuada ponta da curva na zona onde está montada a massa de balanceamento, aproximando-se dela, devido à maior rigidez elástica local, assim como o deslocamento da linha em estudo para o centro de rotação, onde se encontram os dois furos mais próximos do eixo e os dois entalhes retangulares, também dispostos no mesmo diâmetro.

— Observando-se minuciosamente essa linha, verifica-se ser ela formada de pequenos segmentos retilíneos, todos êles orientados para o centro. Esta particularidade é observada ao longo de toda essa linha e encontrada explicação no fato de as partículas sobre ela retidas estarem sujeitas a uma força dirigida na direção radial, própria do movimento de rotação.

Assim, partículas podem manter-se sobre a linha nodal do sistema em vibração, enquanto outras são jogadas para a periferia, onde podem acumular-se. Esta interpretação foi confirmada pelo fabricante europeu da turbina. Finalmente, o fato de o rotor não se ter partido quando foi novamente posto em funcionamento e ainda continuar em serviço, vem a ser a prova prática de que a peça não estava trincada.

6. RESUMO E CONCLUSÕES

À luz de exemplos de análise morfológica de rupturas por fadiga foi mostrada como pode ser revelada, às vezes com segurança, a causa de ruptura de peças de aço, o tipo e intensidade da sollicitação dominante a que estavam sujeitas.

Os ensinamentos decorrentes dos estudos apresentados, complementados com observações de outros autores, permitiram a formulação de regras para a referida análise e a classificação de aspectos típicos de fraturas por fadiga, devidas sobretudo a sollicitações de flexão.

As características de rupturas por fadiga causadas por outras sollicitações, também foram apontadas. Foi igualmente esclarecida a origem e o porquê da nítida linha fechada, de igual

forma e posição nas duas faces do primeiro disco de um rotor de turbina a vapor — encontrada em uma revisão periódica — não ser uma fissura de fadiga.

BIBLIOGRAFIA

1. THUM, A.; PETERSEN, C. e SVENSON, O. — *Verformung, Spannung und Kerbwirkung*. Düsseldorf, VDI — Verlag. 1960.
2. WYSS, Th. — *Die Sachschäden an Motorfahrzeugen*. Zürich, Schweizer Druck- und Verlagshaus. 1951.
3. LEIRIS, H. de — *Le processus des ruptures par fatigue en service, d'après l'analyse des cassures*. Rev. Métallurg., v. 58, 1961, p. 303-313.
4. LEIRIS, H. de — *Sur la mise en évidence d'une relation causale entre défauts de matière et ruptures en service*. Rev. Métallurg. Mém., 1953, p. 14-20.
5. POOLE, S. W. e JOHNSON, R. J. — *An review of some mechanical failures of steel plant machine equipment*. Proc. Soc. Exp. Stress Analysis, vol. 3, n.º 2, 1946.
6. GRUNDIG, W. — *Falhas em soldas de aço devidas ao efeito fragilizante do hidrogênio*. Ass. Bras. Metais, v. 17, Bol. 66, 1961, p. 793-820; Bol. 32, Inst. Tecnológico do RS (ITERS), 1962.
7. GRUNDIG, W. — *Sobre o efeito do hidrogênio na formação de bolhas e fissuras a quente em soldas de aço ao arco elétrico, com eletrodos revestidos*. Ass. Bras. Metais, v. 17, Bol. 66, 1961, p. 821-844; Bol. 33, Inst. Tecnológico do RS (ITERS), 1962.
8. POLUSHKIN, E. P. — *Defects and failures of metals*. Amsterdam (etc.), Elsevier Publishing Company, 1956.
9. THUM, A. — *Die Entwicklung der Lehre von der Gestaltfestigkeit*. Z. VDI, v. 88, 1944, p. 609-615.
10. FINDEISEN, F. — *Neuzeitliche Maschinenelemente*, v. 3, Zürich, Schweizer Druck- und Verlagshaus. 1953.
11. GRUNDIG, W. — *A fragilização pelo hidrogênio como causa de ruptura de arames de aço para protender concreto*. Ass. Bras. Metais, 1958, vol. 14, Bol. 53, p. 473-515; Engenharia (São Paulo), v. 17, n.º 192, 1958, p. 159-172.
12. GRUNDIG, W. — *La fragilization par l'hydrogène, cause de la rupture des fils d'acier por la précontrainte du béton*. Béton Armé, v. 5, n.º 31, 1961, p. 23-37.
13. ROS, M. — *La fatigue des métaux*. Laboratório Federal de Ensaios de Materiais (EMPA), Zürich, Bol. 160, 1949.
14. THUM, A. e MEYSENBERG, C. M. von — *Werkstoffe des Maschinenbaus*, v. 1, Göschen, v. 476, 1956.
15. TAUSCHER, H. — *Berechnung der Dauerfestigkeit von Bau- und Maschinenteilen*. Leipzig, Fachbuchverlag, 1959.
16. SIGWART, H. — *Festigkeitsprüfung bei schwingender Beanspruchung*. In Handbuch der Werkstoffprüfung, v. 2, 2. Aufl. Berlin (etc.), Springer Verlag, 1955.
17. LESSELS, J. M. — *Strength and resistance of metals*. New York, John Wiley & Sons; London, Chapman & Hall, 1954.

18. HEMPEL, M. — *Festigkeitsprüfung und Werkstoffverhalten bei der Schwingungsbeanspruchung*. Z. VDI, v. 94, 1952, p. 809-815, p. 882-887.
19. PETERSEN, R. E. — *Interpretation of service failure*. In Handbook of experimental stress analysis. New York, John Wiley & Sons; London, Chapman & Hall, 1950.
20. WIEGAND, H. e HAAS, B. — *Berechnung und Gestaltung von Schraubenverbindungen*. Konstruktionsbücher, n.º 5, 2. Aufl., Berlin (etc.). Springer Verlag, 1951.
21. SCHUMANN, H. — *Schlackenzeilen als Ursache für einen Dauerbruch in einer ungehärteten Kurbelwelle*. Neue Hütte, v. 7, 1962, p. 174-180.
22. SCHUMANN, H. — *Stahlfehler in grossen, freiformgeschmiedeter Kurbelwellen für Kolbenkraftmaschinen*. Neue Hütte, v. 4, 1959, p. 218-231.
23. PETERSEN, R. T. — *Brittle fracture and fatigue in machinery*. In *Fatigue and Fracture of Metals*. Symp. at MIT. New York, John Wiley & Sons; London, Chapman & Hall, 1950, p. 74-102.
24. LICKTEIG, E. — *Schraubenherstellung*, 2. Aufl., Düsseldorf, Verlag Stahleisen, 1950.
25. BOSCH, M. ten — *Berechnung der Maschinenelemente*, 3. Aufl. Berlin (etc.), Springer Verlag, 1953.
26. HEROLD, W. — *Die Wechselfestigkeit metallischer Werkstoffe*. Wien, Springer, 1934.
27. PECKNER, D. — *Why metals break and what to do about it: Mat. Design Inging.*, v. 51, 1960, p. 127-142.



DISCUSSÃO

N. Bonoso Pires ⁽¹⁾ — Indagaria do A. se, em casos de ruptura de eixos com chaves, por fadiga, notou alguma relação entre as dimensões destas com as de área total da peça. Tive casos de peças rompidas que aparentemente não apresentavam anormalidade alguma, a não ser rasgo de chaveta fora das dimensões correntes.

W. Grundig ⁽²⁾ — Nosso trabalho não é um estudo sistemático, tentando ligar as rupturas por fadiga às possíveis causas. Dos casos que nos foram sendo apresentados no ITERS, destacámos os mais interessantes, procurando, da análise morfológica das fraturas e com alguns ensaios, tirar algumas conclusões gerais sobre as causas dos acidentes. Direi contudo que no fundo de um rasgo de chaveta, existe um estado tridimensional de tensões, que pode escorvar o fenômeno da fissuração progressiva, mórmente se os cantos não são arredondados. É o caso da figura 9.

(1) Membro da ABM e Engenheiro Metalurgista da CSN; Volta Redonda, RJ.

(2) Membro da ABM e autor do trabalho; Catedrático da Escola de Engenharia da Universidade do Rio Grande do Sul; Pôrto Alegre, RS.

A. Telmo Bessa ⁽³⁾ — No caso do pinhão da figura 6, perguntaria se foi verificada, em sua microestrutura, a presença de cementita. Qual a influência e em que quantidade essa cementita poderia influir sobre a resistência à fadiga? Indago isto porque nas nossas engrenagens Clark temos esse inconveniente. Talvez isso se deva ao gás usado, propano ou metano. Aparece com frequência a cementita até a ponta primitiva da engrenagem.

W. Grundig — No caso da figura 6, como disse, a ruptura se deu por solitação excessiva oriunda de defeito de montagem. Tenho minhas dúvidas quanto ao papel da cementita a que acena. Por estudo estatístico verificou-se que 80% das rupturas de peças de aço em serviço são devidas a defeitos outros que os inerentes ao metal: defeitos de projeto, de usinagem ou de montagem; lubrificação inadequada, etc. Contudo, num material que contenha mais cementita, é possível, ante a baixa capacidade de deformação desse constituinte, que ocorra fissuração local, com escamamento, o qual já é uma ruptura por fadiga de ordem local.

A. Telmo Bessa — E a quantidade de austenita na casca? Nós na Clark consideramos que a austenita será aceitável até o ponto em que não afete a dureza da casca. Outros acham que ela poderá afetar o funcionamento da engrenagem. A nossa opinião, porém, é a de que a austenita não afetará a engrenagem desde que não afete a dureza da casca.

W. Grundig — Aqui tenho também minhas dúvidas. A austenita residual é prejudicial na periferia, porque aí temos uma região sujeita às mais altas solitações. A ferrita também é prejudicial. Vimos casos da descarbonetação ser responsável pela fratura de peças. O efeito nocivo da austenita não deve ser de igual ordem de grandeza da ferrita, mas é prejudicial.

A. Telmo Bessa — Em que grau o senhor considera que a descarbonetação pode prejudicar? Porque geralmente em fornos a banho de sal um ligeiro descuido pode causar uma descarbonetação de, digamos, 0,5 milésimos. Isso pode influir sobre a resistência à fadiga?

W. Grundig — Certamente. Estamos em face de uma peça que se compõe de dois aços diferentes, sendo o da periferia de alta resistência à fadiga. Uma vez iniciada a fissuração, temos entalhes muito agudos, com a decorrente concentração de tensões no fundo desses entalhes. As fissuras que se formam no corpo descarbonetado levam à ruptura.

W. Marques Carvalho ⁽⁴⁾ — Disse o autor, ao mostrar a ruptura de eixo de locomotiva da figura 4, que na flexão rotativa, a zona de ruptura final situada com grande excentricidade indica que teria sido relativamente pequena a solitação mecânica em relação à resistência à fadiga do aço. Trata-se de uma apreciação de ordem prática, ou há estudos sistemáticos a respeito?

W. Grundig — Foram feitos estudos nos EE. UU., com eixos de locomotivas; mostraram que quanto maior a excentricidade da zona de ruptura final, tanto menor tinha sido a solitação de trabalho na peça. Isso foi confirmado em trabalho de laboratório, ensaiando corpos de prova. Portanto, há documentação, obtida na prática e em laboratórios.

(3) Membro da ABM e Engenheiro de Equipamentos Clark; São Paulo, SP.

(4) Membro da ABM e Engenheiro da Metal Leve S.A.; São Paulo, SP.

P. G. de Paula Leite ⁽⁵⁾ — Quería indagar ao Autor se fêz alguma observação quanto à velocidade de propagação da fissuração por fadiga, até a ruptura.

W. Grundig — Essa pergunta eu a fiz a mim mesmo e não cheguei a nenhuma relação. Li em livros que existiria uma relação entre a localização da fissuração inicial e a sua velocidade de propagação. Mas não tenho muita fé nessa lei de propagação. Foram até estabelecidas fórmulas relacionando essa velocidade de propagação.

P. G. de Paula Leite — Fiz a pergunta porque temos no Arsenal de Marinha casos em que a peça se acha fissurada e então precisamos tomar a providência de substituí-la. Mas algumas vezes essa substituição somente pode ser feita depois de alguns dias, por vários motivos. Ora, quando a fissura é pequena, parece que, conforme o caso, possa haver certa tolerância. E estamos pesquisando isso, tentando achar uma correlação na evolução da área da rachadura.

O. Weibaum ⁽⁶⁾ — Quería ainda mencionar alguma coisa, sobre a cementita. Acredito que êsse constituinte pode, até certo ponto, retardar a propagação da fissura. Temos casos semelhantes na micro-estrutura do alumínio, na qual a fissura pode se propagar ao longo de zonas determinadas. Mas no momento em que encontra cristais mais resistentes, a propagação é dificultada, retardando-se dessa maneira a ruptura total. Acho possível que a cementita possa agir dessa maneira.

H. Maeder ⁽⁷⁾ — Quería referir-me à figura 14, na qual o Prof. Grundig apresentou uma trinca de 4 mm de profundidade. Percebia-se no fundo do diapositivo, o mesmo ocorrendo ao lado e abaixo da trinca — algumas inclusões na estrutura. A cor das inclusões na trinca era diferente da das outras inclusões, abaixo. O Autor disse que se tratava de inclusões de escória. Eu quería saber como isso foi revelado.

W. Grundig — No caso, trata-se de trinca devida a forjamento, a qual já existia numa árvore de eixo de manivela. E nela figuram algumas inclusões de escória. A trinca já existia antes do virabrequim entrar em funcionamento. As inclusões com disposição alinhada, foram a causa da ruptura, como dissemos.

H. Maeder — Como é sabido, seria muito fácil revelar a natureza dessas inclusões num C. de P., metalograficamente. Se, por exemplo, se tratar de escória, apenas será necessário atacar a peça com cloreto estanhoso, e as inclusões serão dissolvidas. Se se tratar de óxido de ferro, já não serão dissolvidas. Essa prova é muito importante para decidir se a inclusão é anterior ou posterior ao forjamento. (*)

W. Grundig — Certamente, essa técnica é conhecida em metalografia. Devo repetir que dos casos de ruptura objeto de consulta ao ITERS, selecionei os que aqui apresentei. Cada caso foi objeto dos ensaios mecânicos, químicos e metalográficos reputados necessários. Esses dados, mais os inerentes à ocorrência (máquina e suas condições de trabalho)

(5) Membro da ABM e Engenheiro Metalurgista do Arsenal da Marinha; Rio de Janeiro, GB.

(6) Membro da ABM e Chefe dos Laboratórios da Metal Leve S.A.; São Paulo, SP.

(7) Membro da ABM e Engenheiro do Contrôlo de Qualidade da Usina da Cia. Siderúrgica Mannesmann; Belo Horizonte, MG.

(*) Ver COLPAERT, H. — obra citada.

e mais o exame macrográfico da própria fratura permitem chegar a um diagnóstico bastante preciso. Ao citar alguns desses casos no trabalho, deles não dei todos os ensaios realizados.

Marcondes Machado (8) — O senhor mostrou-nos um eixo de locomotiva rompido em serviço. Acredito que, nos seus 15 anos de contacto com tais casos, deve ter encontrado fraturas de outros eixos ferroviários ou de grande porte, nas mesmas condições. Queria saber se em algum desses casos o senhor poderia ter citado como causa a presença de segregações dendríticas.

W. Grundig — Nos casos que tive oportunidade de observar sobre eixos de locomotivas, todos se romperam devido à usinagem imperfeita. Existiam nítidos riscos e a concordância não era continua. Essas descontinuidades superficiais é que levaram à ruptura. Somente esse fator do acabamento mecânico imperfeito já era suficiente para recomendar aos fabricantes maior capricho na usinagem.

Marcondes Machado — O senhor nunca encontrou referências de que a segregação dendrítica pudesse também vir a ser causa de ruptura por fadiga? Ao longo de sua experiência já teve contacto com essa causa?

W. Grundig — Pessoalmente, não. Li referências a respeito. Junto a uma zona de forte segregação pode ocorrer fissuração e ulterior ruptura. No livro do saudoso Eng. H. Colpaert encontra-se rica documentação a respeito, principalmente de trilhos. (*)

Ubirajara de Carvalho (9) — Gostaria de revelar dados a respeito, dos arquivos da Secção de Metalurgia do I.P.T.. Em 1941, cerca de 37% dos casos de fratura estudados eram devidos às condições de utilização da peça. Em 1945, isso aumentou para cerca de 40%, e em 1961, para cerca de 51%. Essas condições foram aumentando, mas naturalmente o processamento e fabricação das peças foram melhorando.

O. Weinbaum — Permito-me ainda mencionar fraturas de fadiga que acontecem raramente, mas que Lesser também menciona, que se propagam de dentro para fora. Essas são muito mais perigosas do que as que se propagam de fora para dentro. Em casos de hastes de martelos a vapor, por exemplo, essas fraturas são geralmente desastrosas.

W. Grundig — No texto aponto o fato de que, quando a origem da fissuração se inicia no centro, ou digamos, abaixo de uma capa cementada ou nitretada, ela é devida à presença de graves defeitos internos do material. A regra porém é que a ruptura por fadiga se inicia externamente, onde o material é mais altamente solicitado. No trabalho apresento oito regras para interpretar a superfície rompida; uma delas refere-se exatamente a esse problema; quando a ruptura não se inicia na periferia, é sinal evidente de graves defeitos internos. Podem ser flocos. Refiro-me ao modelo de Lesser, onde existe um floco enorme que abrange quase 1/3 da secção transversal de uma peça muito robusta.

(8) Membro da ABM e Engenheiro Metalurgista.

(*) COLPAERT, H. — *“Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns”*; 2.ª edição; São Paulo, SP.

(9) Membro da ABM e Engenheiro da Divisão de Metalurgia do IPT; São Paulo, SP.

A. Telmo Bessa — No caso da fadiga produzir-se do interior para o exterior de uma peça cementada, o teor de carbono não vai dar tensão na união entre a casca e o núcleo?

W. Grundig — Sabemos que existem tensões residuais na superfície de peças nitretadas ou tratadas de outra maneira. Mas a experiência também mostra que sollicitações moderadas de fadiga levam a um alívio de tensão. O outro fato que o senhor aponta, o da ruptura iniciar-se no núcleo, está relacionado com a zona de segregação. No caso temos um comportamento elástico diferente do material; a zona segregada tem características mecânicas diferentes do que as que lhe são contíguas. Exames com raios X revelaram que ocorre um alívio de tensões retidas mesmo em capas endurecidas em serviço. Também não se deve esquecer que é maior a resistência à fadiga do material tratado da periferia, onde maior é o teor de carbono e de nitrogênio; nestas peças a ruptura freqüentemente se inicia imediatamente abaixo da zona endurecida.