

FADIGA POR CONTATO SUPERFICIAL (“PITTING”) DE CAMADA ENDURECIDA EM PINHÃO⁽¹⁾.

Camilo Bento Carletti⁽²⁾
Cleber Ricardo Chinaglia⁽³⁾
Nelson Guedes de Alcântara⁽⁴⁾
Claudemiro Bolfarini⁽⁵⁾

Resumo

Esse trabalho teve como objetivo determinar as causas da falha de um pinhão que trabalhou pouco menos de um ano e falhou em serviço, apresentando escamações em três dentes vizinhos, e próximos à uma das suas laterais. Foram analisados os valores de dureza, composição química e microestrutura do material e comparados com as especificações de projeto. A superfície da falha foi também caracterizada via microscopia eletrônica de varredura. Não foram encontrados desvios nos valores previstos. No entanto, avaliando com detalhe a microestrutura da região da fratura pôde-se avaliar que a falha do componente ocorreu por fadiga por microtrincamento de camada (“pitting fatigue”) com início a uma profundidade entre 0,3 e 0,7mm – ainda dentro da camada endurecida. A heterogeneidade da microestrutura da camada, notadamente da fase austenita, foi a causa da maior susceptibilidade à fadiga do componente em questão. Vale ressaltar que as especificações sobre o material do pinhão ou sobre a camada endurecida não faziam nenhuma referência à presença da fase austenita.

Palavras-chave: Fadiga; Tratamento térmico; Análise de falha.

¹ 60º Congresso Anual da ABM, 25 e 28 de julho de 2005, Belo Horizonte.

² Centro de Caracterização e Desenvolvimento de Materiais – CCDM/UFSCar.

³ Doutorado do PPG-CEM / DEMa - UFSCar. Rod. Washington Luiz Km 235 – 13565-905 – São Carlos – SP.

⁴ Professor adjunto do DEMa - UFSCar e Diretor Executivo do CCDM.

⁵ Professor adjunto do DEMa - UFSCar e Gerente Geral do CCDM.

1 INTRODUÇÃO

Falhar: segundo a definição do dicionário Aurélio, o termo significa deixar de fazer ou cumprir uma função original. Em termos técnicos, segundo o ASM Handbook – Volume 11, falha é um termo geral utilizado para indicar que um componente ou peça em serviço (1) se tornou completamente inoperante, (2) continua operante, mas se tornou incapaz de desempenhar satisfatoriamente a sua função ou (3) está seriamente comprometido a ponto de se tornar inseguro para uso contínuo.

As definições acima evidenciam que a falha de componentes ou peças é, em geral, um evento indesejável. Vidas humanas podem ser colocadas em risco, ocorrem perdas econômicas e há a interferência na disponibilidade de produtos e serviços. Embora as causas de falhas e o comportamento de materiais possam ser conhecidos, a prevenção de falhas é uma condição difícil de ser garantida e têm sido cada vez mais comuns os projetos que procuram antecipar possíveis falhas. Mesmo assim falhas ocorrem e avaliar suas causas e tomar as precauções apropriadas para que não ocorram futuros incidentes também tem sido objeto de estudos, o que acaba por refinar a predição de falhas e, portanto, minimiza-las.

Etapas da Análise de Falhas

Primeiro passo: coleta de dados, sobre o componente e seu contexto no sistema que se insere. Pontos importantes: exame preliminar e uma documentação fotográfica inicial detalhada do componente, pois durante as análises ele é manuseado constantemente e é partido em várias amostras, o que altera sua forma original.

A segunda etapa consiste na análise das evidências. São feitos nesta etapa os testes mecânicos, análises micro e macroestruturais e são analisados os mecanismos da fratura.

Em terceiro formula-se uma hipótese e esta é validada de acordo com os resultados da etapa anterior.

Na quarta etapa elabora-se um relatório substanciado contendo todos os resultados relevantes sobre as causas da falha e ainda, se possível, deve-se apresentar sugestões para a minimizar ou eliminar falhas futuras.

Em uma análise de falha não existe etapa mais ou menos importante (CHINAGLIA et alli, 2004). O importante é o resultado final consistente e confiável de modo que ele possa ser efetivamente utilizado na prevenção de novas falhas. Dessa forma, importante é o conjunto e a visão sistêmica do problema. Assim a apresentação do presente trabalho também deverá ressaltar a importância dessa visão sistêmica da análise e prevenção de falhas.

Falhas por fadiga

Atualmente noventa por cento, ou mais, das falhas mecânicas ocorrem por fadiga (DA CRUZ *apud* TORRES, 2000). As falhas por fadiga resultam mudanças estruturais progressivas localizadas e permanentes e ocorrem em materiais sujeitos a tensões cíclicas. As fraturas por fadiga são causadas pela ação simultânea de tensões cíclicas, esforços em tração e deformação. Se um desses três itens não estiver presente, a trinca de fadiga não se iniciará. As tensões cíclicas e a deformação localizada nucleiam as trincas de fadiga e os esforços em tração as

fazem propagar. Assim o processo de fadiga é composto por três estágios (ASM Metals Handbook V.11, p102):

- Dano inicial por fadiga conduzindo à nucleação e início da propagação da trinca;
- Crescimento cíclico e progressivo da trinca até o ponto imediatamente anterior em que a seção não trincada do componente não seja mais capaz de suportar a carga de trabalho;
- Fratura catastrófica final.

Falhas em engrenagens

No caso de componentes como engrenagens e similares a falha por fadiga (ASM Metals Handbook V.11, p590):

- Depende muito mais do número de ocorrências de um determinado intervalo de tensão do que o tempo sob determinada carga;
- Não ocorre abaixo de um limite de tensão denominado limite de fadiga;
- É bastante dependente de defeitos superficiais, entalhes, descontinuidades superficiais, imperfeições subsuperficiais que reduzem a amplitude de tensão que o componente pode suportar por um determinado número de ciclos;
- Aumenta significativamente com o aumento das forças de tração dos ciclos de carregamento.

Nesses casos ainda é importante reforçar que atenção especial deve ser dispensada à análise do primeiro estágio do processo de fadiga, na intenção de se responder porque a falha teve início nesse local. A análise da propagação da trinca, ou o segundo estágio da fadiga revela sob quais condições e em qual direção a falha se propagou e a análise da região de fratura catastrófica revela o nível de carregamento do componente.

Um dos modos de falha por fadiga mais comuns nesses componentes é a fadiga de contato superficial ou “pitting” que pode também ocorrer subsuperficialmente. Como os elementos da estrutura sub e superficialmente estão sujeitos à tensões compressivas alternadas ocorrem deformações plásticas em determinadas regiões da microestrutura e deformações elásticas em outras. A Figura 01 evidencia esse efeito. Microestruturas heterogêneas ou mesmo a orientação aleatória de grãos associadas à essa condição alternada de tensões compressivas acabam por favorecer o surgimento de defeitos, conduzindo, em determinados valores de carga, à nucleação da trincas de fadiga. Essas trincas tendem, então, a se unir e a se propagar seguindo as regiões de menor resistência. Nesse processo, quando tais trincas atingem a superfície, o material começa a perder pequenas partes dessa superfície e o processo de “pitting” teve início.

Não é incomum que nessas regiões subsuperficiais sejam encontradas inclusões, heterogeneidade de camadas cementadas ou mesmo camadas endurecidas com valor de espessura menor ou próximo ao do pico de tensão subsuperficial – Figura 1. Esse fator acelera a nucleação e propagação da falha por fadiga. Com base ainda na Figura 1, os locais em que a possibilidade de início de “pitting” é maior, além daqueles contendo heterogeneidades microestruturais, são aqueles em que as superfícies dos dentes em contato experimentam tanto o processo de rolagem quanto de escorregamento, exatamente por ser aí – e subsuperficialmente, o local de maior tensão de cisalhamento.

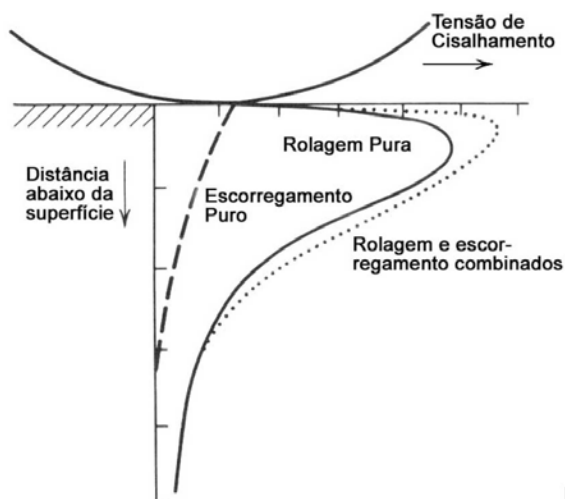


Figura 1. Representação esquemática dos esforços cisalhantes atuando no contato entre os dentes de uma engrenagem. Note que a tensão de cisalhamento mais intensa ocorre abaixo da superfície, notadamente nas situações em que ocorre a rolagem entre duas superfícies. Quando rolagem e escorregamento se combinam gera-se a situação de maior tensão abaixo da superfície. Se esse pico ocorrer em regiões de heterogeneidade de microestruturas a formação de trincas de fadiga é inevitável. Adaptado de ASM Metals Handbook V.11, p.592.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Utilizou-se o procedimento de análise de falhas para o desenvolvimento desse trabalho, ou seja:

- 1 – coleta de dados, incluindo exame preliminar e documentação fotográfica inicial detalhada do componente;
- 2 – análises propriamente ditas – análise macroscópica da região da falha, análise microestrutural via microscopia ótica e eletrônica de varredura, análise química, análise de imagens, ensaios de dureza e microdureza.
- 3 – Conclusão a respeito das causas da falha.

3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Documentação inicial

Um pinhão confeccionado em um aço DIN 17CrNiMo6 e utilizado em um sistema de redução na indústria de açúcar e álcool – Figura 2, apresentou falha em serviço com pouco menos de um ano de uso. O componente apresentou lascamento superficial em alguns dentes, na região mais extrema de contato entre engrenagens. Outros dois pinhões apresentaram falhas semelhantes, mas não foram analisados. Os valores de composição química e dureza como especificados em projeto serão apresentadas em seções posteriores. Não há especificações em relação aos elementos da microestrutura, a não ser a espessura da camada cementada.

Análise Química

Os resultados da análise química quantitativa estão apresentados na Tabela 1.

Tabela 1. Resultados da análise química (% em peso).

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
MET040114	0,17	0,30	0,55	0,016	0,004	1,72	0,27	1,59
DIN 17CrNiMo6	0,15-0,20	<0,40	0,40-0,60	<0,35	<0,35	1,50-1,80	0,25-0,35	1,40-1,70

A Tabela 1 atesta que a composição do material da amostra do pinhão tem sua composição rigorosamente dentro do especificado pela norma DIN para o aço DIN 17CrNiMo6.

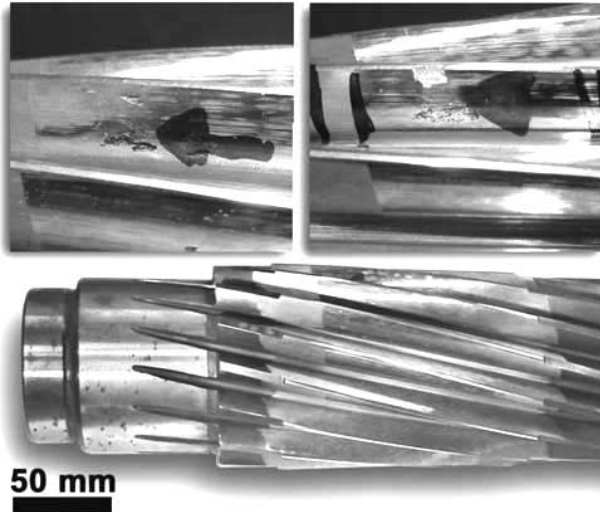


Figura 2. Pinhão recebido para análise e as regiões da superfície com defeitos.

Dureza

Para a medição da dureza as amostras passaram apenas por um desbaste em lixa com granulometria 600 mesh, para limpeza e adequação da superfície. Para determinação da espessura da camada endurecida (cementada/temperada/revenida) obteve-se os perfis de microdureza via dureza Vickers com carga de 0,100 kg. Os limites máximos e mínimos, fornecidos em HRC pelo cliente foram convertidos em HV de acordo com a norma ASTM E-140. Para medida da dureza da superfície utilizou-se a escala Rockwell C. A Figura 3 mostra os perfis para a amostra do pinhão na região da falha e em local afastada desta, assim como o perfil em um pinhão referência fornecido pelo cliente e em local equivalente ao da falha. Os valores médios obtidos para a dureza superficial estão apresentados na Tabela 2. Note que a faixa de dureza superficial do pinhão com falha é praticamente o dobro da amostra de referência, o que sugere alguma variação microestrutural.

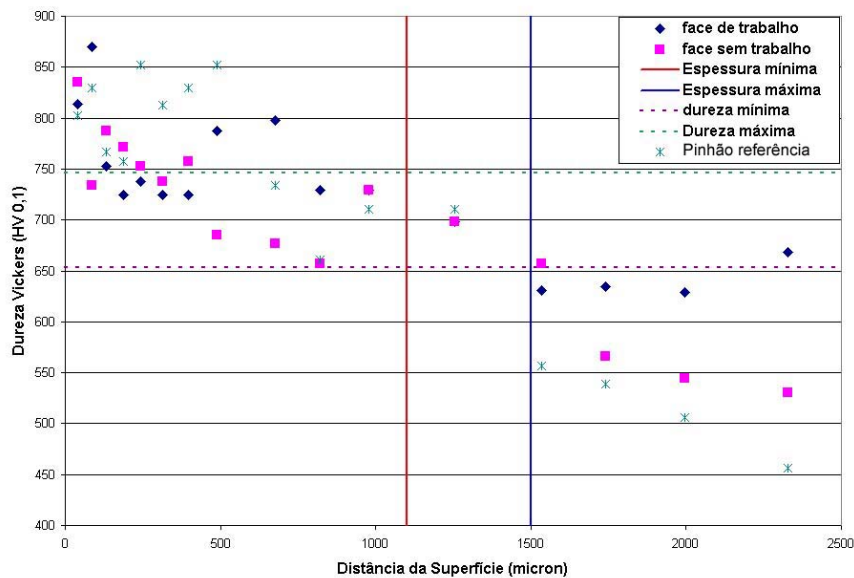


Figura 3. Resultados da determinação do perfil de microdureza na face de trabalho (com falha) e face sem trabalho da amostra com falha e ainda de uma amostra de pinhão considerado referência pelo cliente. Note que até 1500 μ m (1,5mm) da superfície a dureza ainda é acima do mínimo especificado para todas as medidas. Note, no entanto, que a dureza vickers na superfície é superior à especificada (800HV = 66HRC).

Note que a dureza até aproximadamente 200 μ m (0,2mm) da superfície é superior à especificada.

Tabela 2. Resultados do ensaio de dureza superficial.

Amostra	Dureza, HRC
Pinhão com falha	57-60
Pinhão referência	60-61

Os resultados mostram que tanto os perfis de microdureza, conseqüentemente a espessura da camada endurecida, quanto as durezas superficiais estão todos de acordo com a especificação fornecida pelo cliente.

Metalografia

As amostras foram preparadas de forma usual, ou seja, passando-se pelas etapas de corte, lixamento, polimento e ataque, para a verificação da microestrutura. Um software de análise de imagens (Quantimet 600 da Leica) foi utilizado nas quantificações do teor de austenita retida.

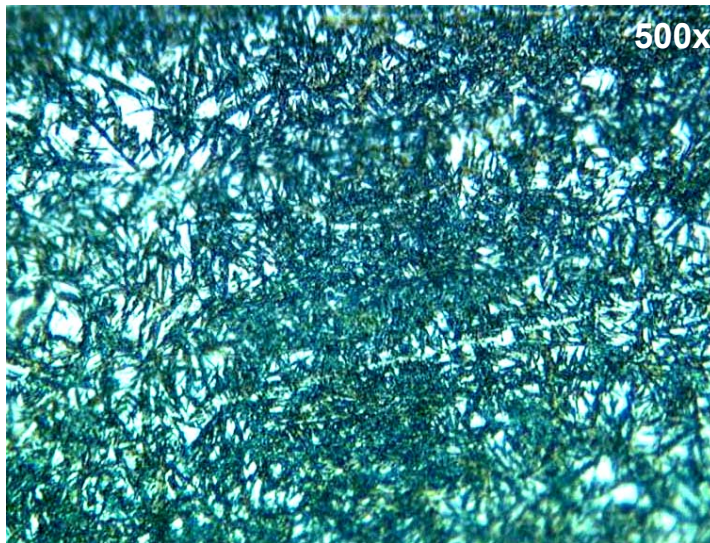


Figura 4. Microestrutura representativa da camada endurecida. Note a presença da martensita revenida (agulhas escuras) e em torno de 15% de austenita retida. O aspecto da microestrutura sugere a presença de um teor de carbono entre 0,7 a 0,9%. Imagem obtida a partir de um aumento de 500x.

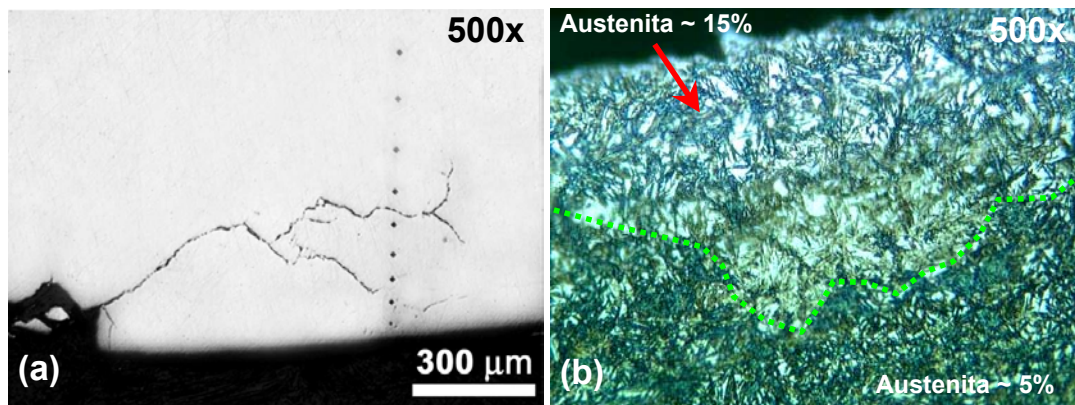


Figura 5. Trincas sub-superficiais na região da falha em (a) e o aspecto heterogêneo da microestrutura, comum em todas as amostras analisadas, em (b). Em (a) vê-se ainda as endentações de microdureza.

As Figuras 4 e 5 mostram microestruturas representativas da região da camada endurecida das amostras analisadas. Nota-se a presença além da martensita revenida, também teores significativos de austenita (em torno de 15%). O teor de austenita, medido em um analisador de imagens, variou de 5 a 15% na camada – o que complementa a observação da variação do valor de dureza superficial encontrado para essa amostra. Essa heterogeneidade de microestrutura não é desejável, principalmente do ponto de vista da resistência à fadiga. A microestrutura do centro da peça apresentou apenas martensita. Não foram encontradas inclusões ou outras feições que pudessem estar diretamente associada à falha. A camada da amostra referência mostrou-se bastante homogênea em relação à austenita retida.

A análise da microestrutura nas regiões de falha mostrou a presença de trincas sub-superficiais além de uma variação significativa de microestrutura, como pode ser visto na Figura 5. Essa variação é observada ao longo de toda a camada e em todas as amostras analisadas.

Análise Macroscópica e via Microscopia Eletrônica de Varredura

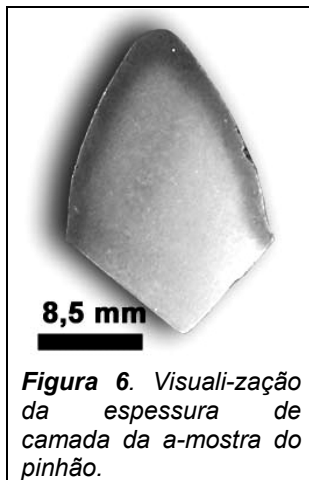


Figura 6. Visualização da espessura de camada da amostra do pinhão.

A análise macroscópica da seção transversal das amostras dos dentes com ataque químico de nital 2% também mostrou a presença da camada endurecida com espessura de aproximadamente 1,5mm, concordante com os ensaios de dureza. A Figura 6 mostra a camada.

A análise da superfície de fratura revelou feições polidas sugerindo a ação de mecanismos de fadiga no processo de falha do componente. A Figura 6 mostra uma região visivelmente polida contendo algumas estrias típicas de falhas por fadiga. Essa região se encontra a alguns décimos de milímetros (0,2 a 0,3mm) abaixo da superfície e a falha provavelmente aí teve início. Outros locais de falha analisados possuem esses defeitos a até 0,9mm de profundidade. Para explicar a falha deve-se inicialmente

considerar os esforços atuando no componente durante o contato dente/dente. A representação desses esforços é como mostrado no diagrama da Figura 1.

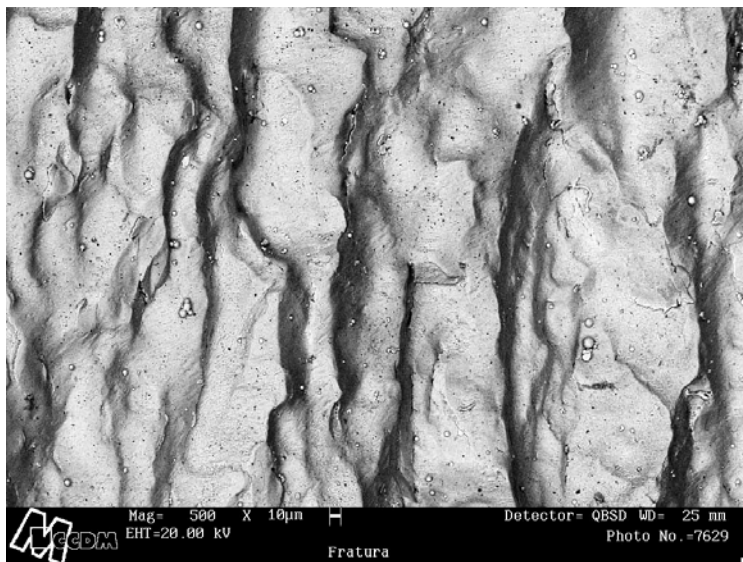


Figura 6. Superfície de falha evidenciando região polida contendo algumas estrias de fadiga.

Como se pode notar na Figura 7 a região de maior esforço fica logo abaixo da superfície. Esses são os locais propícios para a nucleação de trincas de fadiga. A nucleação pode se dar tanto por motivos internos – espessura ou dureza de camada insuficientes, heterogeneidade de microestrutura ou problema de matéria prima, quanto externos – uma sobrecarga, por exemplo. Os resultados das análises do componente revelaram a heterogeneidade da microestrutura como um forte motivo interno que pudesse ter originado a falha.

Em termos macroscópicos notamos que a região dos dentes onde a falha teve início é exatamente a interface entre a transição da rolagem para o escorregamento entre os dentes. A Figura 8 mostra essa região com mais detalhe.

Considerando os resultados obtidos determinou-se que o início da falha se deu abaixo da superfície por fadiga (“pitting fatigue”) a uma profundidade entre 0,3 e 0,7mm. Essa afirmação está baseada em informações como as contidas nas Figuras 4 e 6. A presença dessas trincas sub-superficiais praticamente exclui a possibilidade de a falha ter começado na superfície por um problema de dureza acima do especificado – vide Figura 2. Com base ainda na Figura 4 podemos supor que a heterogeneidade da microestrutura foi a causa da maior susceptibilidade à fadiga do componente em questão – note que a presença em maior ou menor quantidade de austenita não é o problema.

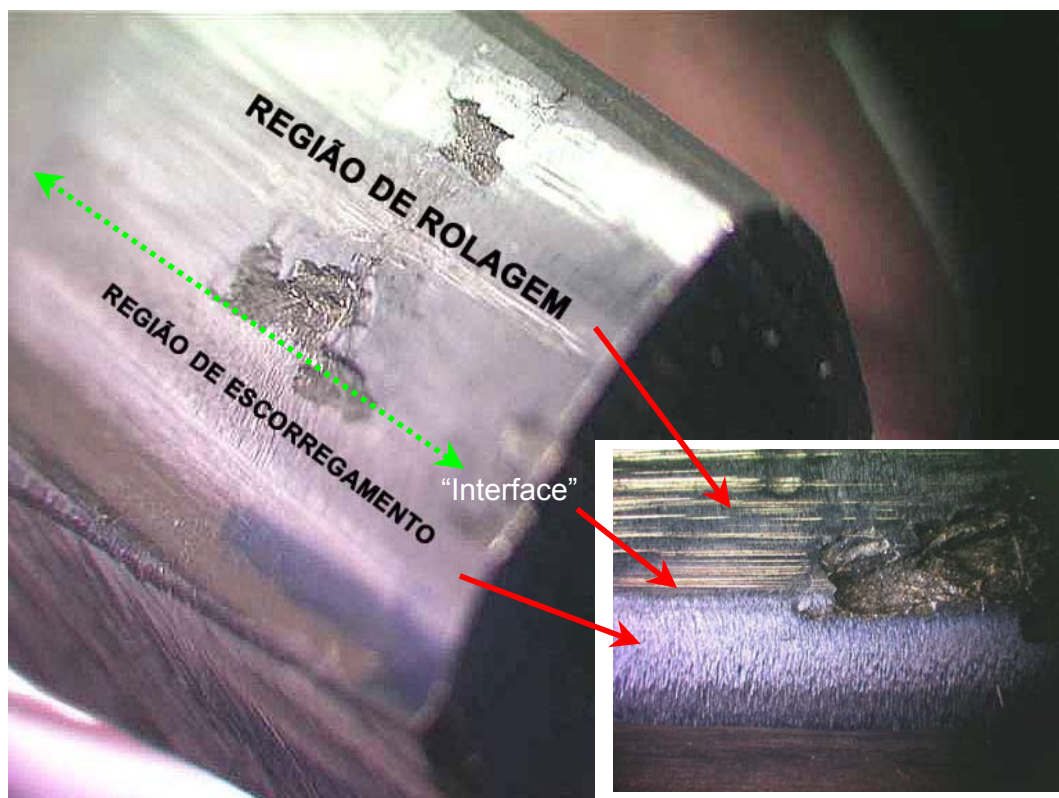


Figura 8. Aspecto geral de um local de falha e seu início na interface entre a região de rolagem e de escorregamento. A combinação de forças de deslizamento e rolagem nessa região conduz a um estado de tensão mais prejudicial do ponto de vista da resistência à fadiga que nas regiões vizinhas – vide Figura 06. Note no detalhe que a região de escorregamento se apresenta mais desgastada que a região de rolagem (“rolling”).

4 CONCLUSÕES

A falha do componente ocorreu por fadiga de contato superficial (“pitting”) com início a uma profundidade entre 0,3 e 0,7mm, ou seja, ainda dentro da camada endurecida. A heterogeneidade da microestrutura da camada foi a causa da maior susceptibilidade à fadiga do componente em questão. O maior valor de dureza, medido em vickers (HV 0,1), próximo à superfície ou os teores de austenita retida não tiveram influência direta na falha.

Agradecimentos

Os autores agradecem aos técnicos do laboratório de metalografia do CCDM/UFSCar pela preparação de amostras em específico aos senhores Marcelo Damini e Ricardo Vicentini.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 CHINAGLIA, C R *et alli* : **Análise de Falhas: Apresentação de Casos**. São Carlos, SP. CCDM – Centro de Caracterização e Desenvolvimento de Materiais, 2004.
- 2 ASM Metals Handbook: **Failure Analysis and Prevention**. Vol. 11, 9th Edition. p102-105. ASM International. 1995.
- 3 TORRES, M P C, HECKE , M B e MACHADO R D : **Método De Análise De Falha Por Fadiga De Alto Ciclo Em Metais Duros**. Disponível em www.cesec.ufpr.br/~tc708/CIL428-13.pdf. Acessado em fevereiro de 2005.

*Camilo Bento Carletti
Clever Ricardo Chinaglia
Nelson Guedes de Alcântara
Claudemiro Bolfarini*

Abstract

A less than one-year nut failed in service exhibiting a peeling type surface in three adjacent teeth next to the nut border. The fracture surface indicated a fatigue failure and its morphology and starting point suggests problems in the case hardened layer. Steel composition is in accordance to the customer specifications. Microstructure investigations revealed a surface-contact fatigue features beginning between 0,3 and 0,7mm from the surface, inside the case layer. It was also noticed a heterogeneous distribution of austenite, from 5 to 15%, approximately. It was the main cause for the fatigue-increased susceptibility for this material. No material specifications refer to austenite phase.

Key-words: Pitting; Surface-contact fatigue; Casehardened layer; Failure analysis.