

ESTUDO DE CASO: FADIGA TÉRMICA EM MOLDES DE INJEÇÃO DE ALUMÍNIO COM TRATAMENTO DE SUPERFÍCIES DUPLEX¹

Santiago Corujeira Gallo²
Stevan Scussel Tomiello³
Rodrigo Gaboardi⁴
Carlos Alejandro Figueroa⁵

Resumo

O trabalho iniciou-se para estudar a falha prematura de um molde para injeção de alumínio tratado superficialmente com um processo duplex (nitretação e recobrimento PVD). O objetivo final do trabalho foi identificar a causa principal da falha ou a combinação de fatores que levaram à falha prematura da peça. As condições de fabricação e de operação do molde foram registrados, e a ferramenta foi inspecionada em forma detalhada. O estudo da falha incluiu observações metalográficas mediante microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV), esta última, com capacidade de análise de composição química por dispersão de energia de raios X (EDX). As observações preliminares por MO revelaram uma microestrutura grosseira de martensita revenida e algumas estruturas grosseiras nas bordas de grão. A superfície da peça mostrou uma rugosidade elevada e sinais de oxidação e porosidade. Porém, a análise detalhada indicou que a falha da peça é atribuível ao processo de fabricação do molde.

Palavras-chave: Injeção de alumínio; Fadiga térmica; Nitretação; Recobrimento PVD.

CASE STUDY: THERMAL FATIGUE IN ALUMINIUM INJECTION MOLDS WITH DUPLEX SURFACE TREATMENT

Abstract

This project was initiated to study the premature failure of an aluminium injection mold with duplex surface treatment (nitriding and PVD coating). The ultimate objective of the project was to identify the root cause of the failure or the combination of factors which lead to the premature failure of the component. The manufacturing and operating conditions of the mold were documented and the failed mold was inspected in detail. The study included observations by optical microscopy (OM), and scanning electron microscopy (SEM) with energy dispersive X-ray (EDX) capability. The preliminary observations by OM revealed a microstructure of coarse tempered-martensite, and coarse features at grain boundaries. The mold surface was considerably rough with signals of oxidation and porosity. However, a detailed analysis by SEM indicated that the failure can be attributed to the manufacturing process of the mold.

Keywords: Aluminium injection; Thermal fatigue; Nitriding; PVD coatings.

¹ Contribuição técnica ao 8º Encontro da Cadeia de Ferramentas, Moldes e Matrizes, 11 e 12 de agosto de 2010, São Paulo, SP.

² Doutor em Metalurgia e materiais, e Engenheiro mecânico, Plasmar Tecnologia Ltda.

³ Estudante avançado de Engenharia de materiais, Universidade de Caxias do Sul, Laboratorio de Engenharia de Superfícies e Tratamentos Térmicos (LESTT).

⁴ Estudante de Engenharia química, Plasmar Tecnologia Ltda.

⁵ Professor Doutor em Física, Universidade de Caxias do Sul, Laboratorio de Engenharia de Superfícies e Tratamentos Térmicos (LESTT).

1 INTRODUÇÃO

Quedas significativas e fora do padrão na vida útil de uma ferramenta ou molde provocam perdas econômicas e atrasos no processo produtivo. Conseqüentemente, estudos detalhados visando o entendimento da causa principal ou a combinação de fatores que resultam na perda da peça devem ser realizados para eliminar procedimentos danosos.

O presente estudo começou a partir da falha prematura de um molde para injeção de alumínio. O molde tinha sido fabricado com material e processos padrões para esse tipo de aplicação.⁽¹⁻⁴⁾ aço AISI H11, usinagem de desbaste, têmpera e revenimento, usinagem de pre-acabamento, usinagem de acabamento, eletroerosão, retifica e polimento localizado para remoção da camada branca obtida pela eletroerosão e tratamento superficial duplex (nitretação e recobrimento PVD). Porém, a duração da peça foi de só 15% da vida útil esperada. Por conseguinte, se iniciou um estudo para entender a causa principal ou combinação delas que provocaram a falha da peça dividindo o estudo em 3 linhas fundamentais de análise.

Na primeira linha, o aço selecionado para fabricar o molde, AISI H11, é largamente utilizado e recomendado para esse tipo de aplicação.⁽¹⁾ Esse material possui alta resistência mecânica à alta temperatura, resistência ao revenimento, ductilidade, tenacidade e resistência à fadiga térmica.⁽²⁾ Além disso, as condições de tratamento térmico são importantes para atingir as propriedades corretas em termos da microestrutura final resultante.

Na segunda linha, o processo de fabricação incluiu usinagem, retificação e eletroerosão e polimento. Esse último processo é muito utilizado em ferramentarias e matrizarias, porém existe uma ampla quantidade de bibliografia reportando os problemas surgidos a partir do uso inapropriado dessa técnica.⁽⁵⁻⁶⁾

Na terceira linha, o molde foi tratado superficialmente com um processo duplex: nitretação e recobrimento PVD (CrN). Os tratamentos duplex são maciçamente utilizados em moldes para injeção de alumínio para melhorar o desempenho da peça frente aos mecanismos de erosão e corrosão existentes nessas aplicações. Embora eles reduzam a resistência à fadiga térmica ou, no melhor dos casos, mantêm a resistência do material de base.⁽⁷⁻⁹⁾

O estudo da falha ofereceu pontos de aprendizagem importantes para o trabalho cotidiano em matrizarias e ferramentarias, além de definir as responsabilidades técnicas das partes envolvidas no processo de fabricação do molde.

2 MATERIAL E MÉTODOS

Em primeiro lugar, uma amostra do molde foi observada (Figura 1) e as condições de fabricação e de operação foram analisadas. Além disso, os relatórios técnicos emitidos pelas empresas envolvidas na fabricação do molde foram estudados:⁽¹⁰⁻¹¹⁾ material (Tabela 1), condições de usinagem, tratamento térmico e tratamento superficial duplex.

Tabela 1. Composição química do material do molde (% mássico)⁽¹¹⁾

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Co	Cr	Mo	Ni	V	W	Cu
Amostra	0.33	0.21	0.25	0.01	0.001	0.02	4.96	1.31	0.1	0.39	0.03	0.04

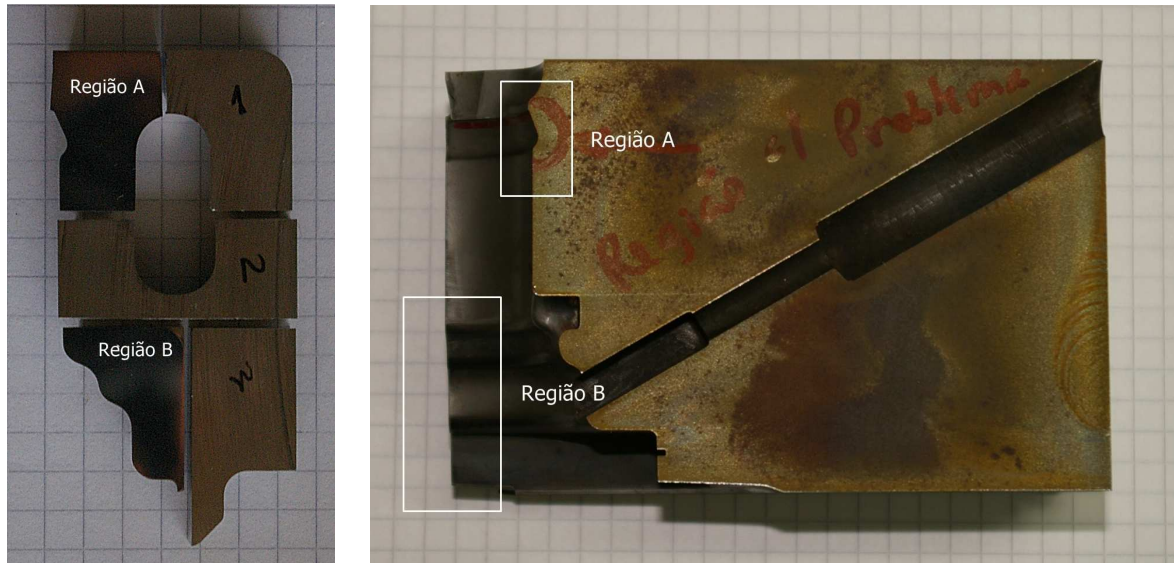


Figura 1. Aspecto geral da amostra do molde e das regiões estudadas.

A continuação, a amostra do molde foi cortada com um disco de SiC, e duas regiões foram selecionadas para o estudo (Figura 1). As duas peças foram embutidas em baquelite, e polidas utilizando lixas até grade #1200 e suspensões de diamante de 3 μm e 1 μm . Finalmente, a microestrutura do aço foi revelada mediante ataque químico com Nital 5%.

As amostras das regiões A e B foram observadas por meio de um microscópio eletrônico de varredura (MEV) Shimadzu Superscan SSX-550 com capacidade de análise química por dispersão de energia de raios X (EDX).

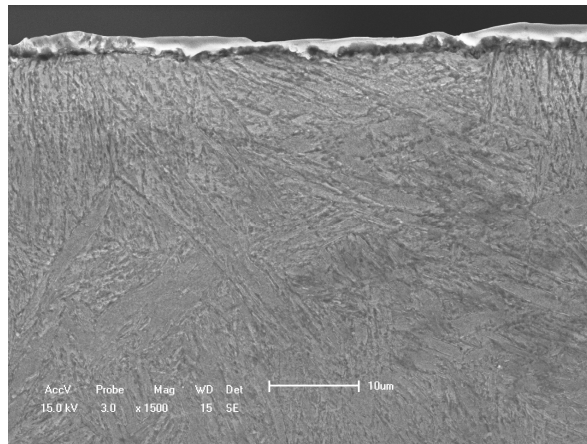


Figura 2. Região da amostra com o recobrimento intacto (MEV – Imagem de elétrons secundários).

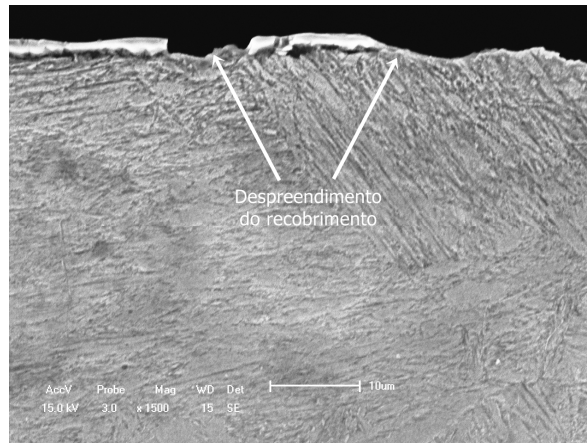


Figura 3. Região da amostra com desprendimento do revestimento (MEV – Imagem de elétrons secundários).

3 RESULTADOS

A microestrutura do material concorda com um aço H11 temperado e revenido. Porém, a microestrutura de martensita revenida é grosseira e o tamanho de grão varia em forma considerável até ASTM 5. Além disso, é importante frisar que as observações não revelaram restos da camada branca da eletroerosão.

As Figuras 2 e 3 mostram a microestrutura na sub-superfície da peça e o aspecto do revestimento em duas regiões. A Figura 2 apresenta uma região da amostra com o revestimento PVD intacto na superfície. Contudo, em outras regiões dessa mesma amostra, achou-se evidência de desprendimento do revestimento (Figura 3).

A região A da amostra do molde apresentou maior densidade de defeitos superficiais e trincas. Vale destacar que esta região recebeu o tratamento de eletroerosão e polimento prévio ao tratamento de superfície final de nitretação + revestimento PVD. Encontraram-se trincas de até 500 µm de comprimento e uma grande quantidade de trincas de menor tamanho. Estas últimas foram estudadas em detalhe com o intuito de entender a causa inicial das fraturas.

As observações permitiram detectar uma correlação entre a rugosidade e porosidade superficial do molde e os sítios de nucleação das trincas menores. A mesma tendência é evidente nas Figuras 4 e 5, e essas imagens são representativas das regiões com maior densidade de trincas, principalmente a região A.

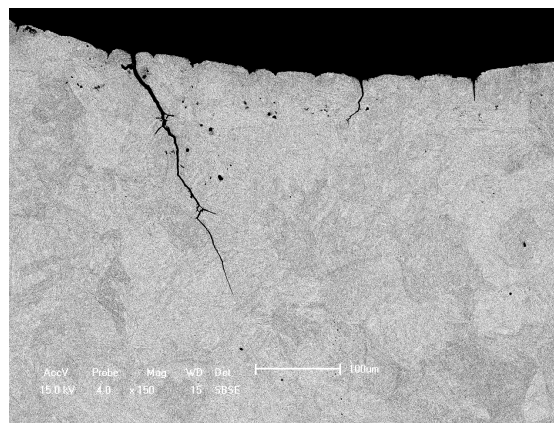


Figura 4. Aspecto das trincas na região mais afetada (MEV - Imagem de elétrons retroespehados).

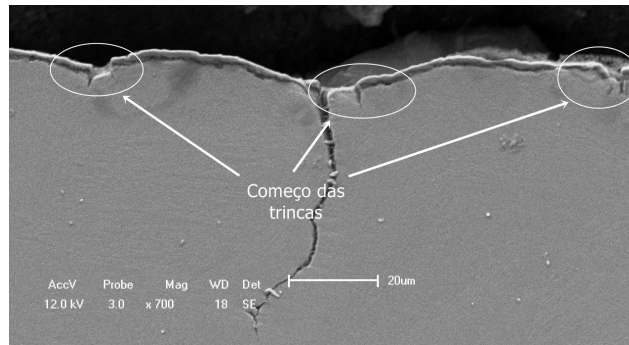


Figura 5. Microtrincas nucleadas em defeitos superficiais do molde (MEV - Imagem de elétrons secundários).

A região B apresentou menor susceptibilidade à nucleação de trincas. Vale destacar que esta região B não recebeu tratamento de eletroerosão, porém foi polida antes do tratamento de superfície final de nitretação + recobrimento PVD. A superfície e sub-superfície do molde apareceram intactas na maior parte da amostra. Contudo, se encontraram alguns defeitos sub-superficiais com características compatíveis com sítios de nucleação de trincas.

A Figura 6 a mostra um típico defeito encontrado em ambas as regiões, os quais foram estudados em maior detalhe. O mapeamento de composição química realizado por meio de EDX na área do defeito (Figuras 6 b-d) indica um alto conteúdo de enxofre nessa zona. Tais inclusões de enxofre não foram observadas na microestrutura do aço, entretanto elas aparecem somente na sub-superfície do molde. É importante remarcar a presença de recobrimento de CrN acima da inclusão e a existência de traças de elementos químicos tais como alumínio e silício (estes últimos não indicados no mapeamento química da Figura 6).

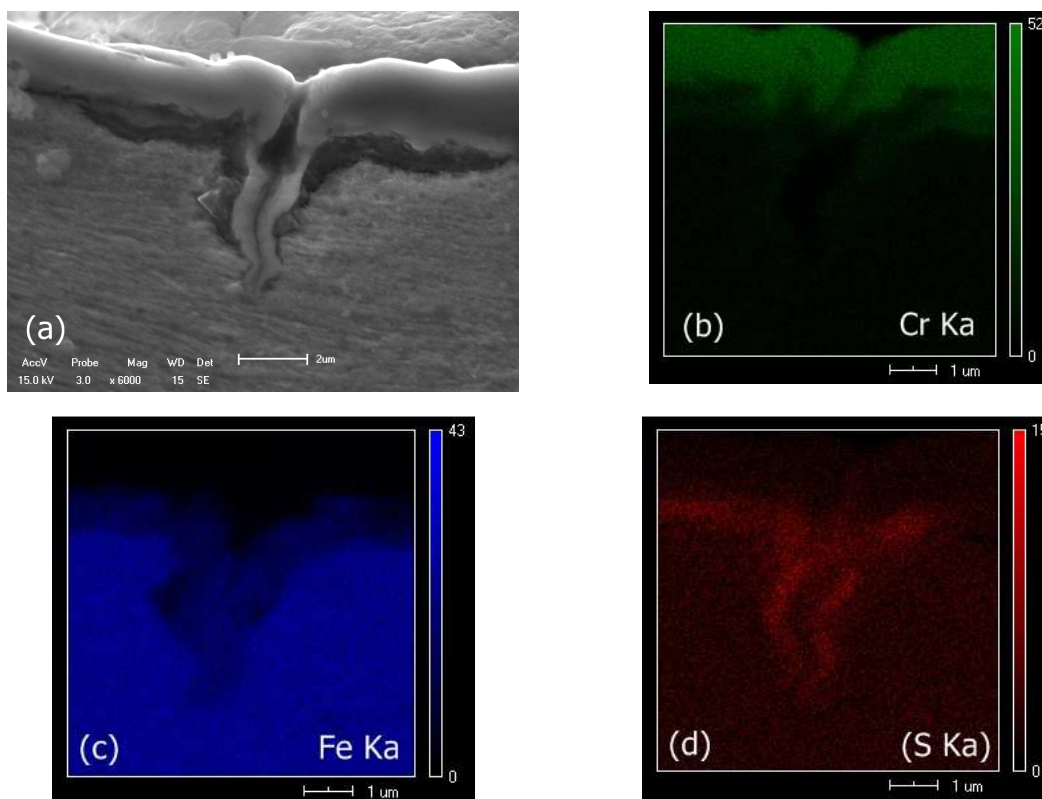


Figura 6. Defeito na sub-superfície do molde: (a) MEV – Imagem de elétrons secundários, e mapas de composição química por EDX (b) Cr, (c) Fe e (d) S

4 DISCUSSÃO

O material do molde apresenta uma microestrutura de martensita revenida grosseira, com tamanho de grão heterogêneo e grande (ASTM 5). Essa microestrutura não é benéfica para as propriedades mecânicas do material, particularmente para a tenacidade.⁽¹²⁻¹³⁾ Porém, os ensaios de dureza e impacto desenvolvidos por um dos fabricantes do molde deram valores aceitáveis para esse material: 45 HRC e 12,4 J.⁽¹¹⁻¹³⁾ Além disso, não se encontraram evidências que permitam atribuir a falha do molde à microestrutura do aço. Por conseguinte e dentro desta primeira linha de análise, o material e o tratamento térmico não seriam os responsáveis primários da falha prematura.

Em referência à microestrutura na superfície e na sub-superfície da peça, não se encontraram evidências de defeitos causados pelo tratamento superficial do molde. É importante destacar que não se observaram traços de camada branca produto da eletroerosão realizada na superfície de peça. O recobrimento PVD de nitreto de cromo e a microestrutura do aço na subsuperfície têm características normais para um tratamento duplex. As regiões mais afetadas do molde apresentam descolamento do recobrimento. Contudo e dentro desta terceira linha de análise, não se encontraram fortes evidências que permitam atribuir a falha do molde ao tratamento superficial.

As microtrincas encontradas nas regiões mais prejudicadas do molde seguem o padrão de inclusões de enxofre, ou seja, onde existe uma microtrinca existe uma inclusão. Essas inclusões não foram observadas no núcleo da peça, porém só na superfície. Além disso, o enxofre foi encontrado embaixo do recobrimento PVD, indicando que as inclusões foram introduzidas na peça antes do tratamento superficial (nitretação + recobrimento PVD). Por conseguinte, se iniciou um levantamento das possíveis fontes de enxofre nos processos entre o tratamento térmico e o tratamento de superfície, ou seja, a segunda linha de análise: processos de retífica, eletroerosão e polimento. Nesse sentido, uma pedra abrasiva com coloração amarela (típica cor do enxofre sólido) foi identificada. Tal pedra foi utilizada pelo fabricante da ferramenta para retirar a camada branca obtida na eletroerosão e no polimento final.

Uma amostra da pedra abrasiva foi revestida com ouro e analisada com EDX no MEV. As Figuras 7 e 8 apresentam a micrografia da pedra e um espectro de composição química característico, respectivamente. Embora seja qualitativa, a análise de composição por EDX determinou em forma clara a existência de enxofre em quantidades significativas. As características do material abrasivo encontrado na pedra enxofrada concordam com as características das inclusões observadas no molde fraturado. Além disso, elementos químicos tais como alumínio e silício também são identificados (Figura 8) e concordam com as traças encontradas nas inclusões de enxofre da Figura 6. Esta nova evidência gera mais sustento à interpretação que as inclusões de enxofre foram incorporadas na etapa da retirada da camada branca após eletroerosão e polimento final do molde.

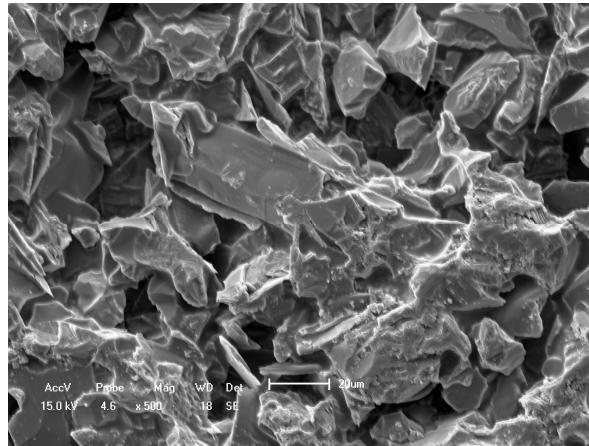


Figura 7. Micrografia da pedra enxofrada (MEV – Imagem de elétrons secundários).

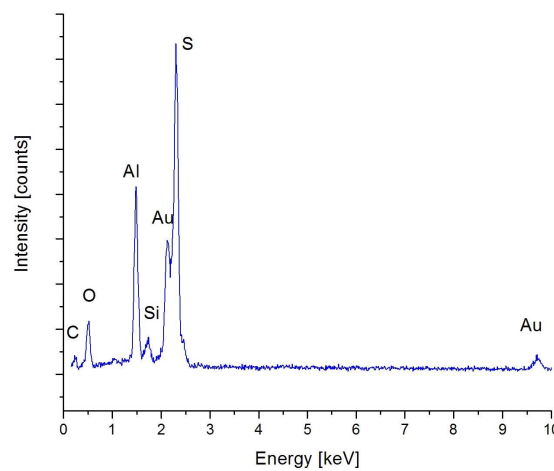


Figura 8. Espectro de composição química (EDX).

Finalmente, a Figura 9 apresenta o mecanismo de falha do molde, a partir de uma inclusão de enxofre. Essa figura documenta a nucleação de trincas no recobrimento de CrN e aos lados da inclusão devido ao fato do enxofre ser um material mole que não gera sustento ao recobrimento duro de CrN desencadeando o mecanismo de falha.

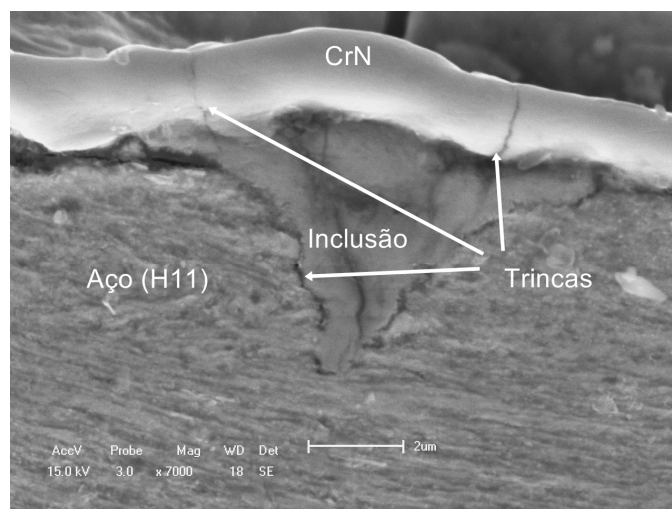


Figura 9. Micrografia do início da falha do molde (MEV – Imagem de elétrons secundários).

4 CONCLUSÃO

Em referência à análise da falha do molde de AISI H11 com tratamento duplex, para injeção de alumínio, as observações realizadas sobre a peça trincada permitiram concluir que a nucleação de microtrincas foi o resultado das inclusões de enxofre presentes na superfície do molde embaixo do recobrimento de nitreto de cromo devido ao fato do enxofre ser um material mole que não sustenta uma camada relativamente dura desencadeando o mecanismo de falha. A fonte dessas inclusões foi atribuída a uma pedra enxofrada utilizada na retificação do molde após processo de eletroerosão e polimento final. Determina-se como a causa principal de falha prematura do molde o uso de uma pedra com elevado conteúdo de enxofre. As características microestruturais do material de base (camada nitretada, microestrutura de martensita revenida grosseira e tamanho de grão grande e heterogêneo) foram favoráveis para a propagação dessas trincas por fadiga térmica, porém são fatores secundários.

Agradecimentos

Um dos autores (SCG) agradece a colaboração de Jucemir Zim e Israel Krindges para a realização do presente trabalho.

REFERÊNCIAS

- 1 CHANDLER, H. Heat treater's guide: practices and procedures for irons and steels. Metals Park, Ohio: ASM International, 1995.
- 2 PERSSON, A., HOGMARK, S., and BERGSTRÖM, J. Failure modes in field-tested brass die casting dies. Journal of Materials Processing Technologies, v.148, p. 108-118, 2004.
- 3 KLOBCAR, D., TUSEK, J., and TALJAT, B. Thermal fatigue of materials for die-casting tooling. Materials Science and Engineering A, v. 472, n. p. 198-207, 2008.
- 4 PERSSON, A., HOGMARK, S., and BERGSTRÖM, J. Thermal fatigue cracking of surface engineered hot work tool steels. Surface and Coatings Technology, v. 191, n. 216-227, p. 2004.
- 5 LIMA, F. and CORREA, M. Efeitos da eletroerosão sobre a superfície de peças usinadas. Revista Tecnologia, v. 27, n. 1, p. 26-33, 2006.
- 6 KIM, H.J., The analysis and mitigation of the influence of electro-discharge machining on the thermal fatigue properties of H-13 die steel,, in Department of Materials Science and Engineering. 1991, Case Western Reserve University: Cleveland, Ohio. p. 138.
- 7 WANG, Y. A study of PVD coatings and die materials for extended die-casting die life. Surface and Coatings Technology, v. 94-95, n. p. 60-63, 1997.
- 8 PELLIZZARI, M., MOLINARI, A., and STRAFFELINI, G. Thermal fatigue resistance of plasma duplex-treated tool steel. Surface and Coatings Technology, v. 142-144, n. p. 1109-1115, 2001.
- 9 PELLIZZARI, M., MOLINARI, A., and STRAFFELINI, G. Thermal fatigue resistance of gas and plasma nitrided 41CrAlMo7 steel. Materials Science and Engineering A, v. 352, n. p. 186-194, 2003.
- 10 Informe de falha pelo fornecedor de tratamento duplex (dados não divulgados por sigilo). 2009.
- 11 Informe de falha pelo fornecedor de aço e tratamento térmico (dados não divulgados por sigilo). 2009.
- 12 GUTHRIE, B. Die insert material and heat treatment performance requirements. FORD, AMTD-DC2010 rev. L, p. 1-35, 2005.
- 13 FINN, J. Die insert material and heat treating specification. GM Powertrain, DC9999-1 Rev. 18, p. 1-38, 2005.