

INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA NA FALHA DE HASTE FEMORAL FABRICADA EM LIGA FUNDIDA DE COBALTO-CROMO-MOLIBDÊNIO ISO 5832-4*

Patricia Ortega Cubillos¹
Vinícius Oliveira dos Santos²
Joseph Quadri Novy³
Carlos Rodrigo de Melo Roesler⁴

Resumo

A microestrutura de materiais metálicos influencia o comportamento mecânico do produto. Apesar desta relação, as normas técnicas ISO 5832-4 e ASTM F75, que contém os requisitos da liga fundida de cobalto-cromo-molibdênio para aplicação em dispositivos médicos, não especificam a microestrutura aceitável. O objetivo do presente trabalho é avaliar a influência da microestrutura na falha prematura por fadiga de uma haste femoral fabricada com a liga fundida de cobalto-cromo-molibdênio. A haste fraturou durante o ensaio de fadiga *in vitro*. Após, a haste foi seccionada para caracterização do material e análise fractográfica. O material da haste femoral atendia os requisitos das normas técnicas ISO 5832-4 e ASTM F75 em relação a composição química, microestrutura e dureza. A fratura ocorreu pelo mecanismo de fadiga com clivagem. Foram detectadas trincas secundárias com a presença de inclusões próximo das mesmas, possivelmente carbeto $M_{23}C_6$. A elevada quantidade de carbeto provavelmente foi a causa da falha, por gerar concentração interna de tensões que facilitam a nucleação de microtrincas. Os resultados indicam a necessidade de incluir, nas normas técnicas associadas, especificações para a microestrutura da liga fundida de Co-Cr-Mo, visando garantir uma maior segurança de hastes femorais.

Palavras-chave: Haste femoral; ISO 5832-4; fadiga com clivagem; carbonetos.

INFLUENCE OF MICROSTRUCTURE IN THE FAIL OF A FEMORAL STEM MANUFACTURER IN COBALT-CHROMIUM-MOLYBDENUM CASTING ALLOY ISO 5832-4

Abstract

The microstructure of metallic material influence the mechanical behaviour of the product. However, the standards ISO 5832-4 and ASTM F75, that contain the requirements of Cobalt-Chromium-Molybdenum Alloy Castings for surgical implants, don't specify the acceptable microstructure. The aim of the current work is evaluating the microstructure influence in the premature failure of a femoral stem manufacturer in cobalt-chromium-molybdenum casting alloy. The stem fractured during the *in vitro* testing. After this, the stem was sectioned to material characterization and fractography analyze. The material of the stem was accorded with the requirements of ISO 5832-4 and ASTM F75 standard in relation to chemical composition, microstructure and hardness. The fracture occurred by fatigue mechanism, with evidences of micromechanism of fatigue with cleavage in about 50% of the area fractured. Were detected secondary cracks with inclusions close, possible carbides $M_{23}C_6$. The high amount of carbides probably was the cause of failure, due to generate intern stress fields that facilitate the nucleation and propagation of microcracks. The results indicate the need to include, in the associated technical standards, specifications to microstructure of cobalt-chromium-molybdenum casting alloy, aiming to ensure a greater safety of femoral stems.

Keywords: Femoral stem; ISO 5832-4; fatigue with cleavage; carbides.

- ^{1.} Engenharia de Materiais, D.Sc., pesquisadora, LEBm, HU, Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC), Florianópolis, SC, Brasil.
- ^{2.} Engenharia de Materiais, Engenheiro, mestrando, LEBm, HU, UFSC, Florianópolis, SC, Brasil.
- ^{3.} Engenharia de Materiais, Engenheiro, bolsista, LEBm, HU, UFSC, Florianópolis, SC, Brasil.
- ^{4.} Engenharia Mecânica, D.Sc., professor, LEBm, HU, UFSC, Florianópolis, SC, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

A falha das hastes femorais por fratura não é um evento adverso frequente em ATQ. Contudo, as complicações clínicas geradas por esse tipo de falha podem ser muito severas para o paciente, gerando aumento da dor no local do implante ou até perda da mobilidade (1,2).

As causas de falhas de próteses de quadril por vezes estão associadas ao processo de fabricação. A presença de microestruturas heterogêneas, segundas fases indesejadas, inclusões e grandes variações do tamanho de grão, reduzem a resistência da prótese aos esforços mecânicos (3,4).

As ligas de cobalto-cromo são uma opção para a fabricação das hastes pois apresentam tensão de escoamento e tensão limite de resistência significativamente superiores as ligas de aço inoxidáveis austeníticos (5). A combinação da maior resistência mecânica com excelente resistência a corrosão por *pites* e por fresta, permite uma maior resistência a fadiga das ligas de cobalto cromo, tendendo a aumentar a durabilidade das hastes quando implantadas (6).

As propriedades dos materiais são diretamente afetadas pelo processo de fabricação. Para próteses femorais de ligas de cobalto-cromo são empregados principalmente dois processos: fundição e forjamento (3). O processo de fundição possui potencialmente um menor custo de fabricação para componentes complexos do que o processo de forjamento (9). Isto torna esse processo economicamente mais atrativo para os fabricantes e por isso ainda hoje é empregado, apesar de geralmente os componentes fundidos possuírem menores propriedades mecânicas (limite de escoamento, ductilidade e resistência a fadiga) comparado aos componentes forjados (9).

A menor propriedade mecânica dos componentes fundidos está relacionado a microestrutura gerada durante a solidificação dessas ligas no molde, promovendo a formação de uma estrutura dendrítica com núcleo (3,7). As regiões interdendríticas das ligas CoCrMo são enriquecidas em cromo, molibdênio e carbono, formando carbonetos frágeis, como M_7C_3 , $M_{23}C_6$ e fases intermetálicas (3,8). A presença destes constituintes frágeis afeta o comportamento mecânico do material, sendo geralmente aceito que carbonetos finos precipitados no grão tendem a aumentar a resistência mecânica, enquanto que carbonetos grosseiros nos contornos de grão podem fragilizar o material (9).

A natureza de alta dureza do carboneto gera uma queda da tenacidade e ductilidade, além de também atuarem como fontes de deslocamentos, falhas de empilhamento e campos de concentração de tensão, que facilitam a nucleação e propagação de micro trincas, reduzindo assim a resistência a fadiga do material (4,10–12).

O objetivo do presente trabalho é avaliar a influência da microestrutura na falha prematura de uma haste femoral de cobalto-cromo-molibdênio submetida ao ensaio de fadiga *in vitro* conforme ISO 7206-4.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

No presente trabalho foi investigada a influência da microestrutura na falha prematura (antes de 5 milhões de ciclos) de uma haste femoral cimentada. A haste femoral estudada foi produzida por fundição com uma liga de Cobalto-28Cromo-6Molibdênio, segunda a norma técnica ISO 5832-4.

1. Ensaio de fadiga

O ensaio de fadiga foi realizado segundo procedimento recomendado pela norma ISO 7206-4. A haste foi posicionada e cimentada de acordo com os requisitos da norma ISO 7206-4 empregando-se cimento ósseo (polimetilmetaacrilato, PMMA) a uma distância de 80 mm do centro da cabeça femoral em relação a região distal da haste e com ângulos de flexão (α) e abdução (β) de 10° e 9° respectivamente.

O ensaio foi realizado em uma máquina de teste universal (Instron 8872, EUA), com uma célula de carga de 5 kN. O ensaio foi realizado com controle de força, aplicando uma força senoidal de 300 N a 2300 N com uma frequência de 5 Hz, conforme recomendação da norma ISO 7206-4. Para aprovação da haste, a mesma deve suportar 5 milhões de ciclos sem sofrer uma deflexão superior a 5 mm ou fraturar.

2. Análise química das hastes

A análise da composição química foi realizada mediante espectrometria de emissão ótica na haste com o Espectrômetro de Emissão Ótica (Oxford Foundry-Master, Inglaterra), conforme as recomendações da norma técnica ASTM E415-13 e 45. A amostra foi analisada seis vezes, sendo apresentado o valor médio.

3. Corte e preparação metalográfica

A haste foi seccionada (Figura 1) para a caracterização microestrutural e medição da microdureza na seção transversal. As amostras obtidas foram identificadas como At, Bt e Ct.

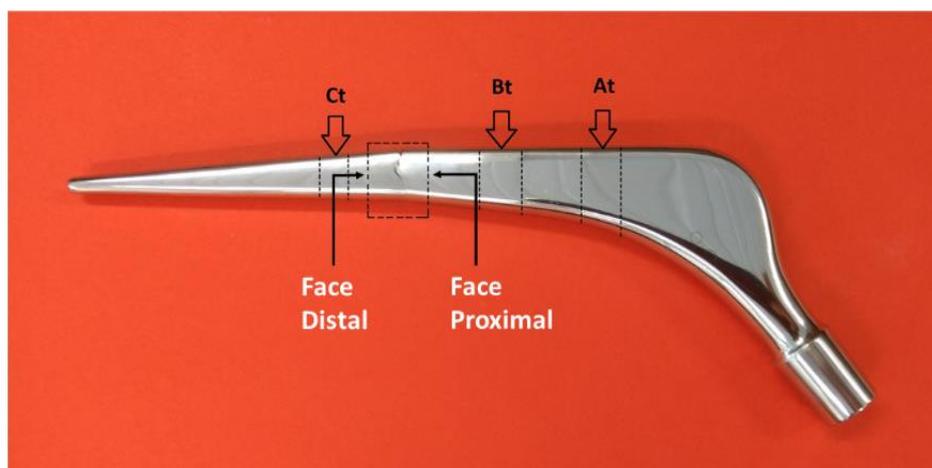


Figura 1. Haste femoral fraturada. As linhas tracejadas indicam as posições dos cortes transversais.

A preparação metalográfica seguiu os procedimentos das normas técnicas ASTM E3. As etapas de preparação foram: embutimento, lixamento até 1200 *mesh* e

polimento com pasta de diamante. Depois foi realizado o ataque químico por imersão em solução contendo 20 ml de HCl + 1 ml de H₂O₂.

4. Determinação das fases presentes

A caracterização microestrutural das amostras foi realizada utilizando os seguintes equipamentos: microscópio eletrônico de varredura (Geol-Jsm-6390gb, Alemanha) com filamento de tungstênio e 15kv de tensão de aceleração, microscópio ótico (Olympus, Japão) e difratômetro de raios X por radiação de Cu (Philips X'Pert MPD, Reino Unido).

A identificação das fases foi feita pela comparação do difratograma obtido através do difratômetro de raios X com os difratogramas simulados no programa PowderCell versão 2.4. A identificação das fases foi complementada pela análise da composição química das fases e mapa composicional obtidos usando o espectrômetro de energia dispersiva EDAX acoplado ao MEV.

5. Ensaio de microdureza Vickers

A microdureza Vickers (HV1) das amostras foi obtida utilizando o durômetro Schimadzu modelo HMV2, através de 14 medidas ao longo da seção transversal das amostras At, Bt e Ct com aplicação de carga de 9,8 N durante 15 s.

6. Análise fractográfica

A análise fractográfica foi realizada nas duas superfícies de fratura, sendo as mesmas identificadas como face proximal (referente a seção mais próxima ao pescoço cônico da haste) e a face distal (referente a região mais distante do pescoço cônico da haste). A análise macrofractográfica foi realizada no estereoscópio (OPTIKA SZ-CTV, Itália) e a análise microfractográfica no microscópio eletrônico de varredura.

7. Análise estatística

A fim de avaliar se existe diferença de dureza entre as seções analisadas (At, Bt e Ct), foi adotado o teste Anova, fator único e com nível de significância de 5%.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

1. Análise química das hastes

Na Tabela 1 podem ser observados os resultados da análise química da haste femoral, bem como os teores dos elementos requeridos pela norma ISO 5832-4. Todos os elementos químicos identificados aparecem em quantidade dentro da faixa admitida pela norma ISO 5832-4 para a liga fundida de cobalto-cromo-molibdênio.

Tabela 1. Resultado da análise de composição química.

Elemento	ISO 5832-4 (% em massa)	Haste espécime (% em massa)
Ni	1,0 máx.	0,370 ± 0,026
C	0,35 máx.	0,223 ± 0,014
Si	1,0 máx.	0,704 ± 0,016
Mn	1,0 máx.	0,299 ± 0,017
Cr	26,5 - 30,0	30,0 ± 0,3
Mo	4,5 - 7,0	5,83 ± 0,07
Fe	0,75 máx.	0,212 ± 0,011
Co	Balanço	62,1 ± 0,4

2. Microdureza Vickers

Os valores das 14 medidas de microdureza estão ilustrados na Figura 2. As médias dos valores de dureza foram de 302,96 ± 9,3 HV para a amostra At, 299,3 ± 10,1 HV para a amostra Bt e 309,3 ± 11,1 HV para a amostra Ct.

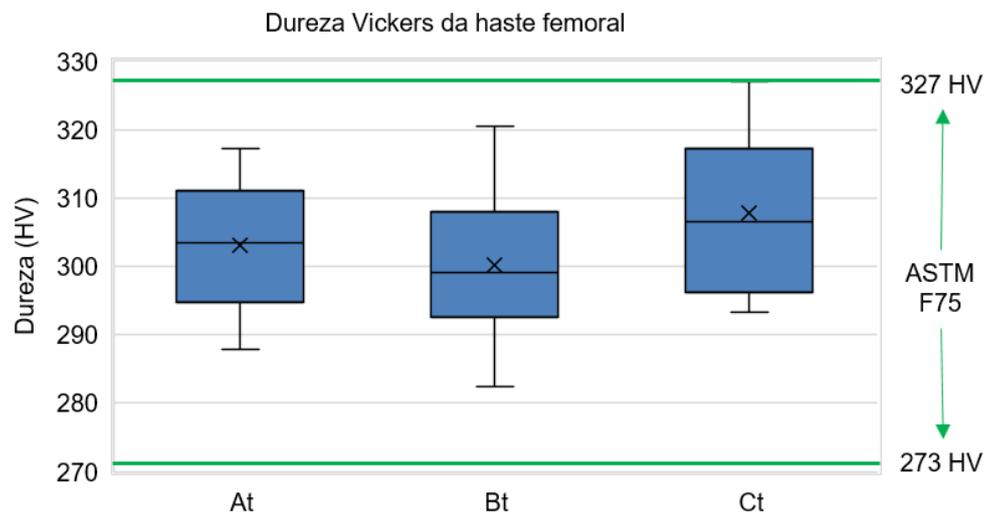


Figura 2. Gráfico das durezas medidas nas seções At, Bt e Ct.

A análise de dureza Vickers indicam que a haste apresenta uma dureza homogênea, visto que não há uma diferença significativa entre as seções ($p = 0,146$) e o coeficiente de variação dentro de cada seção é inferior a 3,6%.

Os resultados de dureza obtidos foram semelhantes aos valores reportados na literatura para ligas fundidas de Co-Cr-Mo, de 25HRC a 35 HRC ou 273 HV a 327 HV (13). A dureza normalmente pode ser correlacionada com propriedades mecânicas, como limite de resistência e elasticidade (14,15). Como a dureza está dentro da faixa identificada na literatura, possivelmente o limite de resistência a tração e elasticidade também devem estar de acordo com os requisitos da norma.

3. Fases presentes e teor de carbonetos

Na Figura 3 pode ser observado as microestruturas com aumento de 100x e 200x na região transversal da haste femoral nas seções At, Bt e Ct. A estrutura

dendrítica observada em todas as amostras é decorrente do processo de fundição de ligas Co-Cr (3,7).

Na microestrutura da Figura 3 é possível observar uma fração volumétrica considerável de segunda fase que pode ser uma consequência de taxas de resfriamentos inadequadas e ou de um processo de recozimento ineficiente, o que gera um material heterogêneo com elevada quantidade de carbeto do tipo $M_{23}C_6$, M_7C_3 e fases intermetálica (3,8).

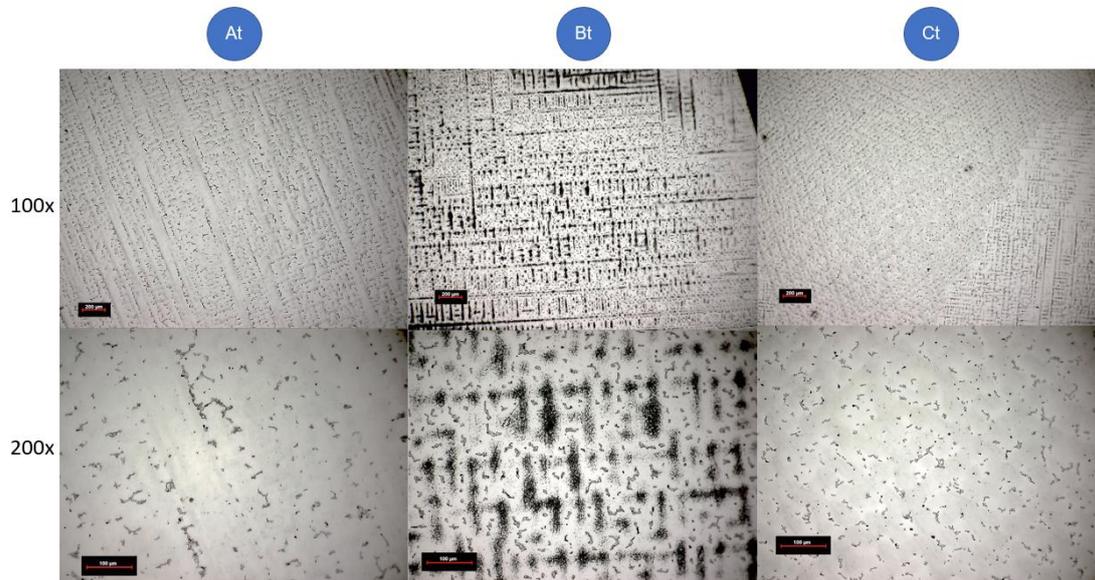


Figura 3. Microestruturas obtidas no microscópio óptico da amostra At, Bt, Ct. As imagens.

No estudo de Patel *et al* (2012) foram identificadas as fases presentes em ligas de Co-Cr-Mo, sendo a fase de carbeto $M_{23}C_6$ caracterizada pela presença do pico de difração de raio X em torno de 43° . Ao realizar a análise de DRX (Fig. 4) nas amostras da haste, constatou-se o mesmo pico característico do artigo de Patel *et al* (2012). Com isso, conclui-se que as fases secundárias identificadas possivelmente são carbeto do tipo $M_{23}C_6$.

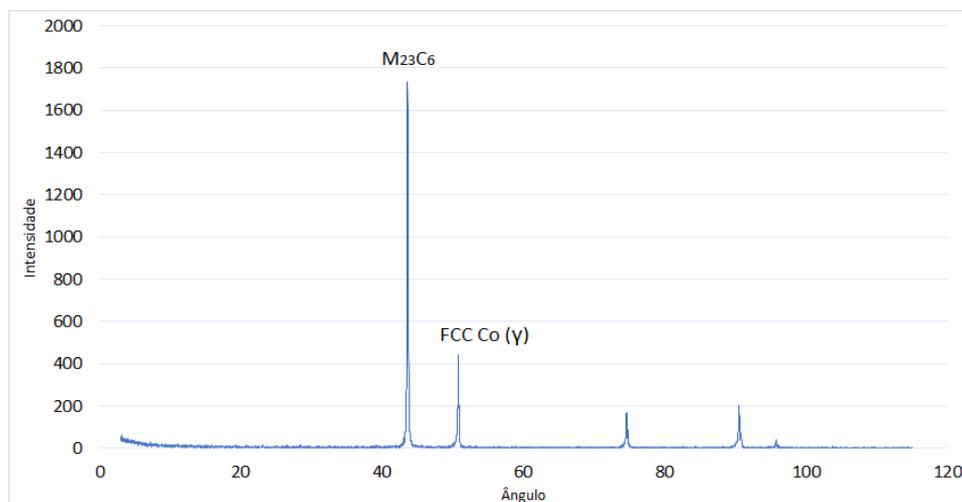


Figura 4. Gráfico de difração de raio X da amostra de Co-Cr-Mo.

A fase secundária finamente dispersa presente na microestrutura dendrítica possui alto teor de carbono ao ser comparado com a matriz (Figura 5). Pela análise química via EDS e pelo resultado da análise de DRX, conclui-se que as fases secundárias presentes são carbonetos do tipo $M_{23}C_6$.

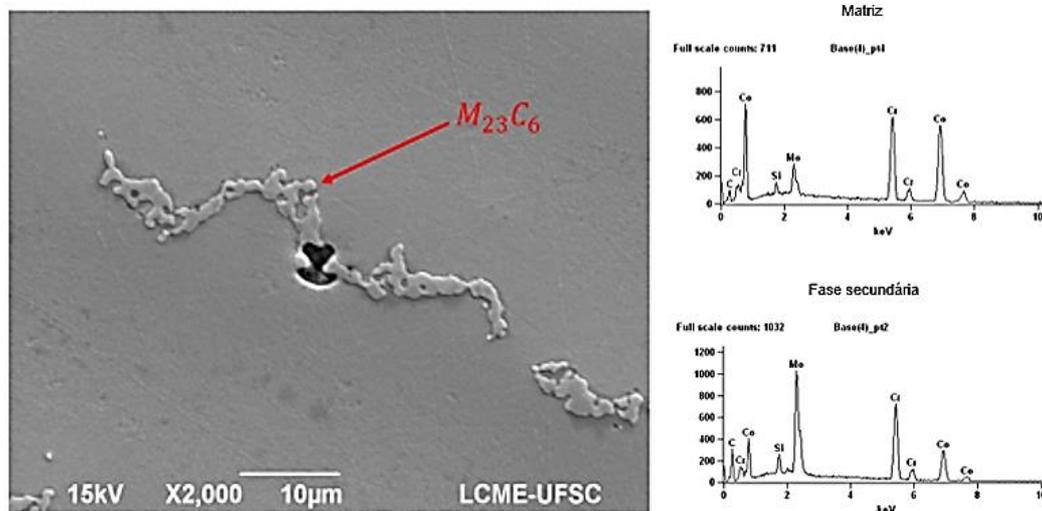


Figura 5. Foto da segunda fase pelo microscópio eletrônico de varredura.

Dependendo do tamanho e fração volumétrica, a precipitação de carboneto pode ter um efeito deletério na tenacidade e resistência a fadiga da liga (11). A redução das propriedades mecânicas ocorre devido ao aumento das tensões internas ao redor dos carbonetos, facilitando a nucleação de micro trincas e a propagação das mesmas, resultando em uma menor vida em fadiga (17). Apesar dos efeitos potencialmente deletérios dos carbonetos para a resistência a fadiga das ligas de liga fundida de Co-Cr-Mo, não há exigência das normas técnicas ISO 5832-4 e ASTM F75 quanto ao controle da microestrutura, permitindo que a mesma seja definida em comum acordo entre o fornecedor e comprador do material.

Dessa forma, baseado nos requisitos das normas ISO 5832-4 e ASTM F75 para liga fundida de Co-Cr-Mo, do ponto de vista de composição química, análise de dureza e microestrutura, a haste femoral poderia ser aprovada para comercialização.

4. Análise fractográfica

O registro macroscópico de ambas faces de fratura da haste foi realizado nas regiões transversal e lateral no estereoscópio com aumento de 10X (ver Figuras 6 e 7). Do ponto de vista macroscópico, a trinca nucleou na região da superfície da haste e propagou-se da região lateral para a região medial.

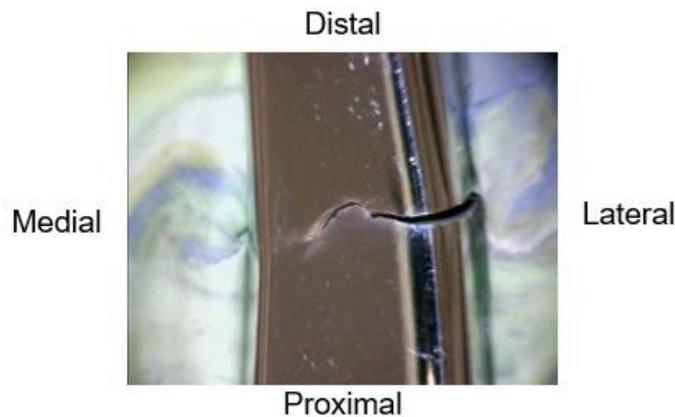


Figura 6. Lado lateral da haste fraturada visualizada pelo estereoscópio.

Na Figura 7 pode-se observar a superfícies distal e proximal da fratura. Ao fazer a análise foi identificado que a propagação da trinca ocorreu até aproximadamente 80% da área da seção transversal, sendo que cerca de 15% correspondente a propagação estável e 65% propagação instável. Os demais 20% corresponde a área residual que não sofreu fratura durante o ensaio, e que foi induzida manualmente. Pode-se identificar que a fratura nucleou na região lateral da haste e possivelmente iniciou na presença de concentrador de tensões em um defeito do material ou inclusão indesejada. Também, são observadas marcas de praia, em cerca de 10% a 15% da área da fratura, sendo essa característica típica de fratura por fadiga (18).

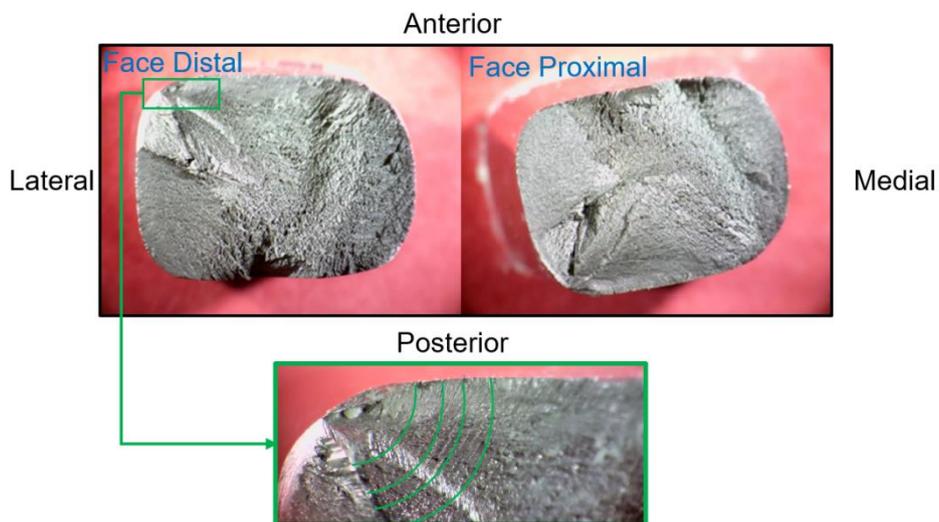


Figura 7. Imagem obtida no estereoscópio da área da fratura transversal da face distal e proximal.

Na Figura 8 podem ser visualizadas as imagens obtidas nas superfícies de fratura usando microscopia eletrônica. É possível confirmar que a fratura teve início pelo mecanismo fadiga, dado as marcas de praia (18). Aproximadamente cerca de 65% da área da fratura apresentava uma topografia com faceta, sendo estas evidências do micromecanismo de fadiga com clivagem (18), como pode ser visto nas imagens ampliadas nas regiões B, C e D da Figura 8. A clivagem, possivelmente, é decorrente da elevada presença de carbeto que tendem a fragilizar o material.

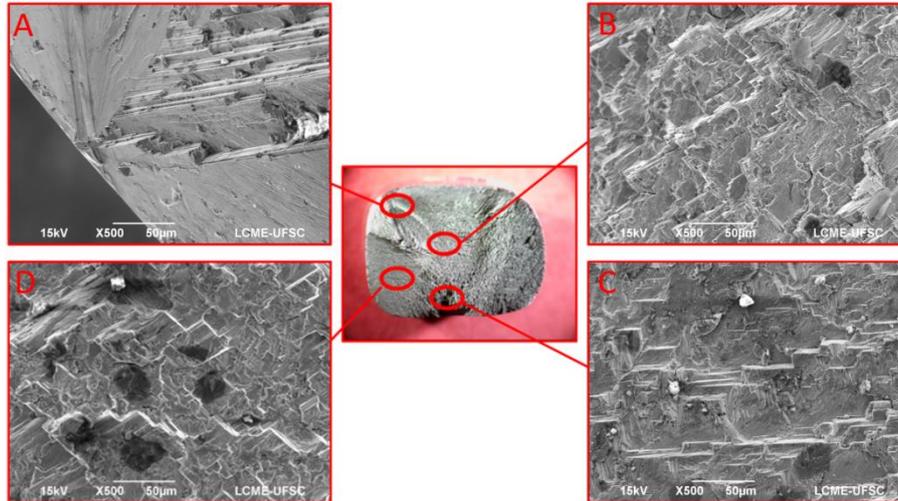


Figura 8. Fotos tiradas através do MEV de cada região analisada da amostra.

Em algumas regiões na superfície da fratura pôde-se observar trincas secundárias, o que pode evidenciar a redução de ductilidade do material durante o ensaio in vitro, além disso destacasse a presença de fases secundárias claras próximas a estas trincas. Na Figura 9 pode ser visto uma inclusão próxima a uma trinca secundária e o resultado da análise de EDS. A análise de composição química por EDS da inclusão identificou uma fase rica em carbono e cromo, enquanto que a matriz era predominante composta por cobalto-cromo-molibdênio. Devido a composição da inclusão ser rica em carbono, possivelmente trata-se de um carboneto do tipo $M_{23}C_6$, dado que somente esse tipo de carboneto foi identificado na análise de DRX apresentada previamente.

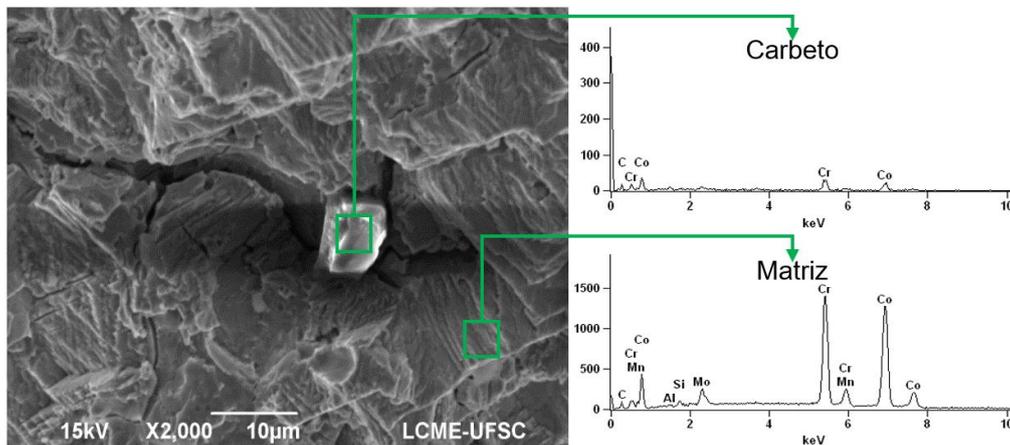


Figura 9. Imagem de uma trinca secundária com uma inclusão e o resultado da análise de EDS.

Os carbonetos são campos preferenciais para nucleação de trinca, visto que são gerados pontos de concentração de tensão ao redor da inclusão, facilitando assim a nucleação e propagação das microtrincas, reduzindo significativamente a vida sob fadiga do material (17).

A formação de microtrincas pode ser induzida pela presença da fase de carbonetos, $M_{23}C_6$, pelo fato de gerarem um campo de tensões trativas entre a matriz e a inclusão durante solicitações mecânicas (4). Portanto, durante a fabricação, a taxa

de resfriamento do processo de fundição, assim como tratamentos térmicos, deve ser rigorosamente controlada, para que a presença de carbonetos não afete o desempenho mecânico do componente, como de fato pode ter ocorrido (19), (4).

As normas ISO 5832-4 (2014) e ASTM 75 (2012), específicas para liga fundida de cobalto-cromo-molibdênio para implantes cirúrgicos, não determinam o tipo de fases ou fração volumétrica, somente são especificadas as propriedades mecânicas como tensão limite de escoamento, tensão limite de resistência e alongamento. Cumprir os requisitos destas propriedades não garante que o material possua a resistência a fadiga necessária para a aplicação, visto que a precipitação de carbonetos pode induzir a redução da tenacidade e da resistência a fadiga (11). Pelo exposto, possivelmente a quantidade elevada de carbonetos foi o principal fator para falha prematura da haste.

4. CONCLUSÃO

A composição química, a microestrutura e a microdureza da liga da haste femoral analisada estavam de acordo com os requisitos das normas técnicas para liga fundida de cobalto-cromo-molibdênio aplicadas em implantes cirúrgicos ISO 5832-4 e ASTM F75. Entretanto, a amostra apresentou uma quantidade elevada de carbonetos que tendem a reduzir a tenacidade e resistência a fadiga.

Pela análise macrofractográfica pôde-se concluir que a fratura iniciou na região lateral-anterior da haste, submetida à tensão de flexão trativa no ensaio mecânico realizado. A nucleação da trinca nesta região possivelmente ocorreu devido à presença de um defeito que gerou uma concentração de tensão na região. A trinca propagou por aproximadamente 80%, sendo que apenas 15% da propagação ocorreu de forma estável. Também pôde-se observar marcas de praia, características típicas de fratura pelo mecanismo de fadiga.

A análise microfractográfica demonstrou que a maior parte da superfície da fratura possui micromecanismo de fadiga com clivagem, dado a elevada área com faceta. Adicionalmente, foram detectadas trincas secundárias, geralmente estando presentes segundas fases próximo a trinca, possivelmente carbonetos do tipo $M_{23}C_6$. Os carbonetos são campos preferenciais para nucleação de trincas, logo possivelmente a fratura prematura da haste foi causada devido à elevada quantidade de carbonetos dispersos na matriz da liga fundida de cobalto-cromo-molibdênio.

As normas ISO 5832-4 e ASTM F75 não especificam a microestrutura aceitável, permitindo que os requisitos de microestrutura sejam estabelecidos em comum acordo entre o fornecedor e comprador do material. Esta prática deveria ser acompanhada por ensaios de controle periódicos que garantissem a segurança de hastes femorais fabricadas na liga fundida de cobalto-cromo-molibdênio.

Agradecimentos

O trabalho recebeu apoio financeiro da FAPESC, FAPEU e CNPq.

REFERÊNCIAS

1. Magnissalis EA, Zinelis S, Karachalios T, Hartofilakidis G. Failure analysis of two Ti-alloy total hip arthroplasty femoral stems fractured in vivo. J Biomed Mater Res Part B Appl Biomater. 2003;66(1):299–305.

2. Bos PK, van Biezen FC, Weinans H. Femoral Component Neck Fracture After Failed Hip Resurfacing Arthroplasty. *J Arthroplasty*. 2011;26(8):1570.e1-1570.e4.
3. ASM 23. ASM Handbook, Volume 23: Materials for Medical Devices. ASM Handbook, Vol 23 Mater Med Devices. 2012;
4. Rosenthal R, Cardoso BR, Bott IS, Paranhos RPR, Carvalho EA. Phase characterization in as-cast F-75 Co–Cr–Mo–C alloy. *J Mater Sci*. 2010;45(15):4021–8.
5. Kamachimudali U, Sridhar TM, Raj B. Corrosion of bio implants. *Sadhana* . 2003 Jun [cited 2018 Feb 8];28(3–4):601–37. Available from: <http://link.springer.com/10.1007/BF02706450>
6. Chen Q, Thouas GA. Metallic implant biomaterials. *Mater Sci Eng R Reports* . 2015 Jan 1 [cited 2018 Jan 24];87:1–57. Available from: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0927796X14001077#bib0220>
7. Hodge FG, LEE III TS. Effects of processing on performance of cast prosthesis alloys. *Corrosion*. 1975;31(3):111–4.
8. Kilner T, Pilliar RM, Weatherly GC, Allibert C. Phase identification and incipient melting in a cast Co-Cr surgical implant alloy. *J Biomed Mater Res*. 1982;16(1):63–79.
9. Liao Y, Pourzal R, Stemmer P, Wimmer MA, Jacobs JJ, Fischer A, et al. New insights into hard phases of CoCrMo metal-on-metal hip replacements. *J Mech Behav Biomed Mater*. 2012 Aug 1;12:39–49. Available from: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1751616112000938#br000010>
10. Taylor RNJ, Waterhouse RB. The metallography of a cobalt-based implant alloy after solution treatment and ageing. *J Mater Sci*. 1986;21(6):1990–6.
11. Mendes PSN, Fabrício J, Lins C, Mendes PSN, Prudente WR, Siqueira RP, et al. Microstructural Characterization of Co-Cr-Mo-W Alloy as Casting for Odontological Application. *J Eng Res Appl*. 2017;7(31):2248–962234.
12. Giacchi J V., Morando CN, Fornaro O, Palacio HA. Microstructural characterization of as-cast biocompatible Co-Cr-Mo alloys. *Mater Charact*. 2011;62(1):53–61.
13. ASTM 75. Standard Specification for Cobalt-28 Chromium-6 Molybdenum Alloy Castings and Casting Alloy for Surgical Implants (UNS R30075)1. ASTM Int. 2012;
14. Murakami Y. Chapter 5: Effect of Hardness H V on Fatigue Limits of Materials Containing Defects , and Fatigue Limit Prediction Equations. *Met Fatigue Eff Small Defects Nonmet Inclusions*. 2002;57–74.
15. Casagrande A, Cammarota GP, Micele L. Relationship between fatigue limit and Vickers hardness in steels. *Mater Sci Eng A* . 2011;528(9):3468–73. Available from: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2011.01.040>
16. Patel B, Favaro G, Inam F, Reece MJ, Angadji A, Bonfield W, et al. Cobalt-based orthopaedic alloys: relationship between forming route, microstructure and tribological performance. *Mater Sci Eng C*. 2012;32(5):1222–9.
17. Wang Q, Parry M, Masri BA, Duncan C, Wang R. Failure mechanisms in CoCrMo modular femoral stems for revision total hip arthroplasty. *J Biomed Mater Res Part B Appl Biomater*. 2017;105(6):1525–35.
18. ASM 12. ASM Handbook Volume 12: Fractography. Technology . 2001;12:3470.
19. Sims CT, Stoloff NS, Hagel WC, Il S. High temperature materials for aerospace and industrial power. A Wiley-Interscience Publ John Wiley Sons, New York. 1987;
20. ISO 5832-4. Implants for surgery -- Metallic materials -- Part 4: Cobalt-chromium-molybdenum casting alloy. ABNT - Int Organ Stand. 2014;.