

CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E MICROESTRUTURAL DA LIGA Co28Cr6Mo OBTIDA POR SINTERIZAÇÃO DIRETA DE METAIS POR LASER

Luiz Henrique Martinez Antunes, lhmantunes@gmail.com¹

Maria Aparecida Larosa, malarosa@gmail.com²

André Luiz Jardini Munhoz, andre.jardini@gmail.com²

Cecília Amélia de Carvalho Zavaglia, zavagl@fem.unicamp.br¹

¹Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Rua Mendeleyev, 200 Campinas – SP

²Instituto Nacional de Ciência e Tecnologia em Biofabricação, Rua Albert Einstein, 500 Campinas – SP

Resumo: As técnicas de manufatura aditiva chamam atenção pela grande versatilidade e facilidade de produção de componentes complexos. Dentre elas, a técnica de sinterização direta de metais a laser (DMLS – Direct Metal Laser Sintering) vem sendo bastante utilizada na área médica, principalmente na produção de implantes, que, a partir de exames de imagem médicas por tomografia computadorizada ou ressonância magnética, podem ser personalizados para cada caso. Os implantes de quadril e de joelho são bastante comuns e exigem materiais bastante resistentes devido ao grande esforço mecânico a que estas articulações são submetidas. A liga Co28Cr6Mo (F75), por apresentar alta resistência ao desgaste, além de biocompatibilidade, vem sendo utilizada como o material de escolha para estes implantes. Este trabalho propõe realizar uma caracterização mecânica e microestrutural da liga Co28Cr6Mo obtida pela técnica DMLS. Os resultados encontrados são de grande importância para a validação desta técnica na produção de implantes ortopédicos e nos ajudam a entender melhor as características de peças metálicas produzidas por esta técnica.

Palavras-chave: Manufatura aditiva, liga Co28Cr6Mo, DMLS

1. INTRODUÇÃO

O desenvolvimento e aprimoramento de biomateriais e técnicas cirúrgicas ortopédicas, tanto reparadoras quanto de substituição, faz-se essencial, atualmente, não somente para atender a crescente demanda por esse tipo de procedimento, mas também para que os pacientes tenham uma breve recuperação e maior qualidade de vida no pós-operatório. Especificamente materiais de implantes, sejam de fixação de fraturas ou de artroplastia completa de joelho ou quadril, devem possuir certas propriedades mecânicas para desempenharem suas funções sob as cargas aplicadas pelo corpo quando em trabalho. Neste contexto, alguns materiais metálicos se destacam por apresentarem, não somente resistência mecânica e à corrosão favoráveis, mas também biocompatibilidade. Dentre estes metais destacam-se o aço inoxidável, titânio puro e suas ligas e também as ligas de cobalto cromo. Estas últimas apresentam a peculiaridade de terem maior resistência ao desgaste e à corrosão que as demais, tornando-as bastante indicadas para o uso em implantes que sofrem esforços de compressão e atrito, como os já citados, joelho e quadril.

Patenteadas no início do século XX, as ligas de cobalto cromo foram aplicadas na área biomédica pela primeira vez nos anos 1930, quando a liga denominada Vitallium foi utilizada em implantes dentais e, posteriormente, nos anos 1940, na ortopedia. Atualmente, a liga ASTM F75 Co28Cr6Mo é a mais utilizada para estas aplicações.

O cobalto apresenta uma transformação alotrópica por volta de 417 °C, sendo que a fase de baixa temperatura é denominada ϵ e tem estrutura do tipo hexagonal compacta (HC) e a fase de alta temperatura é denominada γ e apresenta estrutura do tipo cúbica de face centrada (CFC) (Schastlivtsev *et al.*, 2009). O aumento de resistência das ligas de Co é feita por solução sólida e pela presença de carbeto. Na liga ASTM F75, o carbeto mais estável é o do tipo $M_{23}C_6$, onde M pode Co, Cr ou Mo e também podem ser formadas fases intermetálicas denominadas R e σ , que afetam negativamente a resistência e ductilidade da liga (Varano, 1998; Pilliar, 2009).

Por conta da alta resistência, as ligas de Co são difíceis de usinar. Por isso, costuma-se optar pela fundição como método de produção de peças a preços mais baixos. No entanto, peças fundidas apresentam alta porosidade, inerente ao processo de fundição. Neste contexto, buscando o desenvolvimento de peças personalizadas e otimizadas para cada paciente, com propriedades iguais ou superiores às das técnicas de produção tradicionais, a manufatura aditiva, mais especificamente, a sinterização direta de metais por laser (do inglês, DMLS) tornou-se uma alternativa interessante e cada vez mais presente com a popularização e avanço da técnica, que hoje permite a “impressão” com diversos tipos de materiais, inclusive metais.

1.1. Sinterização Direta De Metais Por Laser (DMLS)

No início da década de 1990, a empresa alemã EOS GmbH apresentou a técnica DMLS, trazendo como diferencial para as demais técnicas de manufatura aditiva, equipamentos dedicados para cada tipo de material, ou seja, um para polímeros, um para cerâmicas e outro para metais. Além disso, o laser, do tipo fibra e feito de itérbio (Yb), com potência entre 200 e 400 W, garante um feixe mais estreito e maior precisão na construção da peça.

- A técnica de produção segue os 4 passos propostos por Milovanović (Milovanović *et al.*, 2007):
- Obtenção da imagem digital 3D;
- Processamento e segmentação da imagem;
- Avaliação do modelo;
- Produção e validação da peça produzida por manufatura aditiva.

A obtenção da imagem 3D pode ser via exames radiológicos ou mesmo desenhada totalmente em CAD, como é o caso dos implantes articulares. A partir desta imagem são feitos os ajustes dimensionais necessários para o paciente e ela é então “fatiada”, de maneira que cada fatia represente uma camada a ser depositada pelo equipamento. Normalmente a espessura é determinada pelo diâmetro médio das partículas do pó metálico, que, no caso da liga F75 é de 20 μm .

O processo de impressão se inicia com o espalhamento de uma fina camada de material sobre uma superfície verticalmente móvel. Um sistema de espelhos controla o movimento do laser que descreve a geometria da camada, obtida do arquivo eletrônico, sobre o material. A incidência do laser promove energia suficiente para haver difusão e, conseqüentemente, a sinterização das partículas que constituem o pó. No entanto, o que normalmente ocorre em polímeros e metais é a energia no local de incidência do laser ser tão alta que o material funde parcial ou totalmente e se une com a camada de material abaixo dele (Agarwala *et al.*, 1995). Ao final da etapa de sinterização, a superfície sobre a qual está sendo montada a peça é baixada o equivalente à espessura da próxima camada que será sinterizada e o material é novamente espalhado. Este processo se repete até que se obtenha a peça pronta e pode levar algumas horas a velocidades de 7 a 70 cm^3/h (Vayre, Vignat and Villeneuve, 2012), dependendo da espessura das camadas. O material excedente que envolve a peça pronta é retirado com um aspirador e pode ser reutilizado (Pham and Gault, 1998; Volpato, 2006; Gu *et al.*, 2012).

2. MATERIAIS E MÉTODOS

2.1. Caracterização Do Pó Metálico

O pó utilizado na manufatura aditiva foi caracterizado em fluorescência de raios-X com o equipamento AXIOS da Panalytical; em tamanho partículas utilizando um analisador de tamanho de partículas MASTERSIZER 3000 da marca Malvern e também foi feita difração de raios-X com o equipamento XRD-6000 da Shimadzu para identificar as fases constituintes da matéria-prima.

2.2. Obtenção Das Amostras

As amostras produzidas por manufatura aditiva foram feitas utilizando o pó comercial da liga Co-Cr-Mo, EOS CobaltChrome MP1 e a técnica de Sinterização Direta de Metais a Laser (DMLS), através do equipamento EOSINT M280 da empresa EOS GmbH com os parâmetros padrões de produção apresentados na Tab. (1).

Tabela 1 – Parâmetros de produção do equipamento EOS M280

Potência do laser	200 W
Diâmetro do feixe de laser	100 – 500 μm
Velocidade de varredura	Até 7,0 m/s
Espessura da camada	20 μm
Atmosfera	Nitrogênio

Foram feitas amostras necessárias para a realização da caracterização mecânica com ensaios de tração, compressão e dureza e também para a caracterização microestrutural.

As amostras de tração foram produzidas conforme a Fig. (1) segundo a norma ASTM E8 (ASTM E8/E8M-15a, 2010) para corpos de prova retangulares. As amostras de compressão seguiram a norma ASTM E9 (ASTM E9-09, 2012) e foram fabricadas obedecendo a razão 2:1 para a relação altura/diâmetro, sendo 10 mm de altura por 5 mm de diâmetro. Por fim, para a análise metalográfica e para os ensaios de dureza foram feitos cilindros de 15 mm de altura por 10 mm de diâmetro.

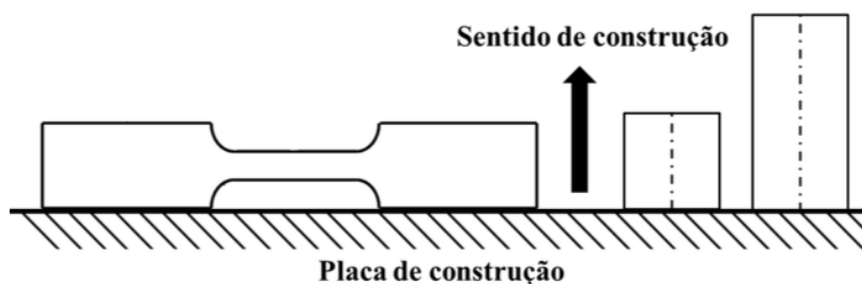


Figura 1 – Sentido de produção dos corpos de prova.

2.3. Tratamento Térmico De Alívio De Tensões

Após a produção das amostras estas devem passar por um tratamento térmico de alívio de tensões antes de serem retiradas da placa de suporte. Na técnica de DMLS ocorre o processo de fusão e solidificação do material muito rapidamente, por isso, o material retém tensões provenientes do processo de solidificação, quando ocorre contração da peça pela redução de volume. Este tratamento foi realizado em atmosfera inerte de argônio utilizando-se um forno mufla TB9613 da marca Jung.

A placa de suporte foi aquecida a uma taxa de 10 °C/min até a temperatura de 1050 °C. A temperatura foi mantida por 2 horas e o resfriamento foi realizado no forno.

2.4. Caracterização Microestrutural

As amostras foram preparadas metalograficamente com lixamento, polimento e posterior ataque eletrolítico com tensão de 6 V, eletrodo de grafite, em solução de 10% ácido oxálico em água por 3 s para revelar as microestruturas. Estas microestruturas foram visualizadas por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV). O equipamento utilizado foi o microscópio eletrônico EVO MA15 da Zeiss com o software Smart SEM.

Por fim, as fases das amostras foram determinadas pela análise de difração de raios-X no difratômetro X'Pert da Philips, com radiação Cu-K α , tensão de 40 kV, corrente de 40 mA, varredura entre 20° e 100°, passo angular de 0,02° e 1,25 s por passo. Os picos foram identificados através de comparação entre os difratogramas experimentais e os simulados usando as informações cristalográficas reportadas nos arquivos do Pearson's Crystal Data e no software Powder Cell.

2.5. Caracterização Mecânica

A caracterização mecânica foi dividida na realização de três ensaios: dureza, tração e compressão. No primeiro foi utilizado um durômetro FV-800 da empresa Future-Tech, com carga aplicada de 1 kg por 15 segundos. Foram feitas 10 medidas aleatórias seguindo a norma de dureza vickers ASTM E384 (ASTM E384-11, 2012).

Os ensaios de tração foram realizados utilizando o sistema servo-hidráulico 810 Flex Test 40 da MTS, com capacidade de 100 kN. Foram ensaiadas 5 amostras a uma taxa de 2 mm/min. O limite de escoamento foi determinado utilizando-se o offset de 0,2 % de deformação.

Em seguida, o ensaio de compressão foi realizado para a determinação de propriedades mecânicas importantes, como o limite de escoamento e módulo de elasticidade, pois, este é o tipo de esforço mais solicitado pelo material quando aplicado em implantes de joelho ou quadril, por exemplo. Neste ensaio foram analisadas 5 amostras, com carga aplicada a uma taxa de 1 mm/min. O equipamento utilizado foi o mesmo sistema servo-hidráulico 810 Flex Test 40 da MTS, com capacidade de 100 kN.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A seguir serão apresentados os resultados obtidos da caracterização da liga Co-28Cr-6Mo ASTM F75 produzida por sinterização direta de metais por laser.

3.1. Matérias Primas

A composição do material utilizado foi determinada pela técnica de fluorescência de raios-X e o resultado está apresentado na Tab. (2). Observa-se que ele atende o especificado pela norma ASTM F75.

Tabela 2 – Composição química das amostras (ASTM F75-12, 2014).

	Composição (%peso)						
	Co	Cr	Mo	Mn	Si	Fe	Ni
DMLS	63,45	28,14	6,91	0,72	0,65	0,08	0,05
ASTM F75	Balanço	27,00 – 30,00	5,00 – 7,00	1,00 máx.	1,00 máx.	0,75 máx.	0,50 máx.

O pó metálico utilizado na manufatura aditiva também foi analisado por difração de raios-X onde é possível observar a presença da fase de alta temperatura γ - conforme apresentado na Fig. (2) -, que é estabilizada em temperatura ambiente por conta do rápido resfriamento do material no processo de atomização.

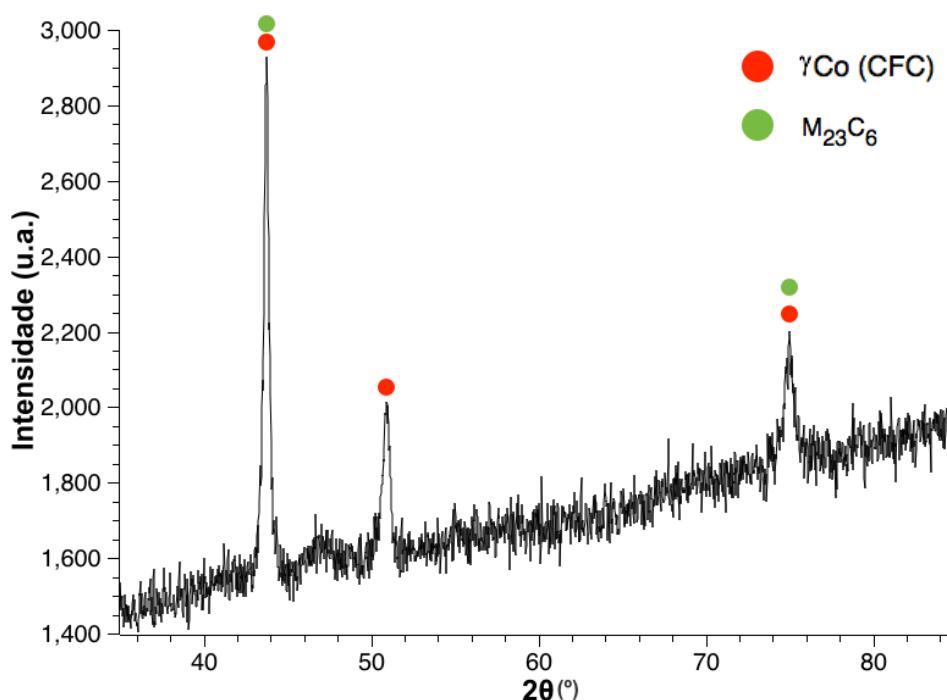


Figura 2 – Difratograma do pó metálico da liga ASTM F75.

A Fig. (3) apresenta os resultados da análise de tamanho de partículas. Nela é possível observar uma distribuição monomodal centrada por volta de 20 μm de diâmetro, indicando tamanho médio bastante regular, ou seja, com pouca variação de tamanho entre as partículas.

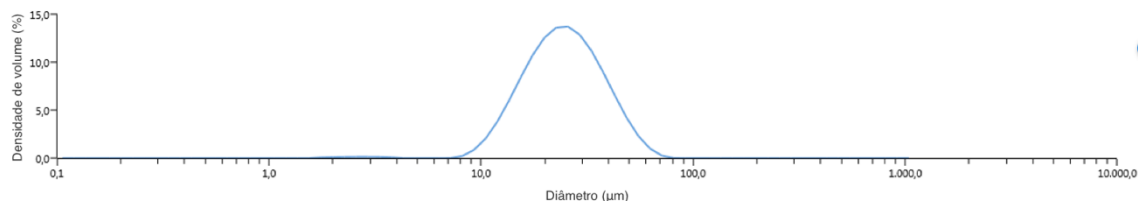


Figura 3 – Distribuição de tamanho das partículas do pó metálico.

3.2. Análise Microestrutural

Na Fig. (5) é apresentada a microestrutura da seção paralela ao plano de fabricação da liga produzida por DMLS obtida por microscopia eletrônica de varredura. Nela é possível observar a precipitação de carbeto bastante refinados com tamanho da ordem de 1 μm e também é possível verificar uma certa concentração dos carbeto mais grosseiros ao longo dos contornos de grão, região de maior energia acumulada e que, portanto, favorece a precipitação.

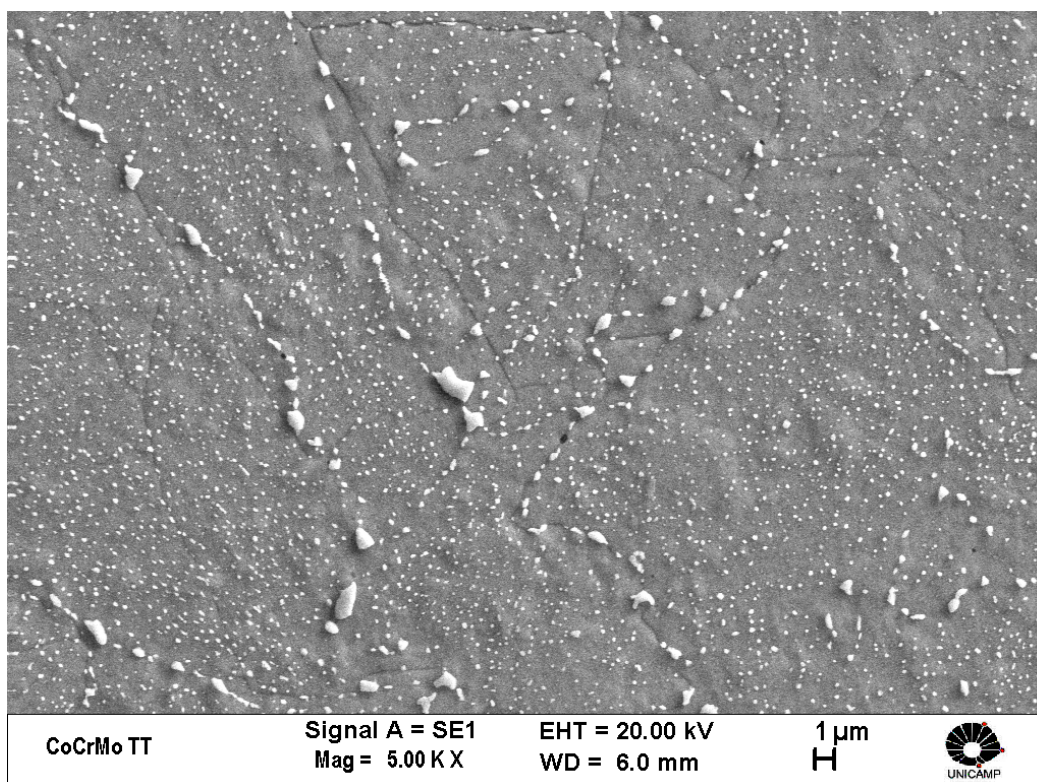


Figura 4 – Micrografia em MEV da seção paralela ao plano de fabricação.

Observando a microestrutura referentes à seção transversal ao plano de fabricação na Fig. (5) verificam-se estruturas colunares de carbeto que Gaytan *et al.* (Gaytan *et al.*, 2010) justificam como sendo consequência dos parâmetros do processo como potência e estratégia de varredura do laser.

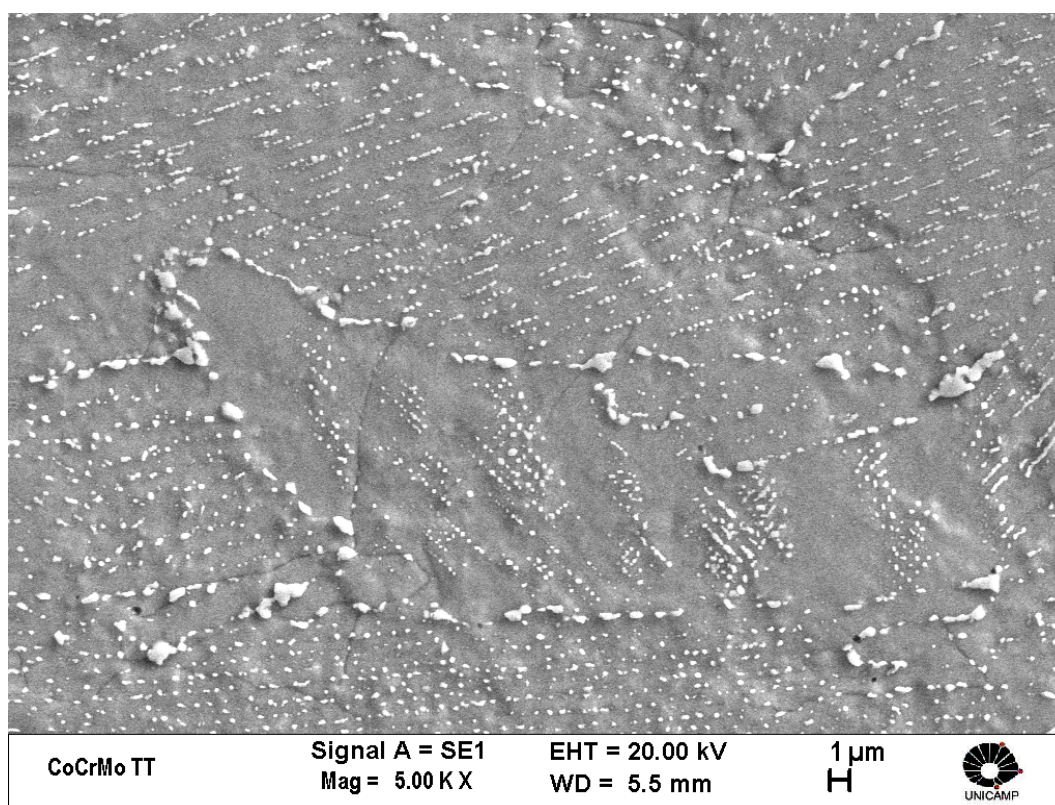


Figura 5 – Micrografia em MEV da seção perpendicular ao plano de fabricação.

No difratograma da Fig. (8) é possível observar a predominância da fase de baixa temperatura ϵCo .

Utilizando-se a Eq. (1), desenvolvida por (Sage and Guillaud, 1950), é possível determinar a fração das fases γ e ϵ presentes na liga.

$$f^{HC} = \frac{I^{HC}}{I^{HC} + 1,5I^{CFC}} \quad (1)$$

Onde, f^{HC} é a fração presente da fase HC em percentual por peso, I^{HC} é a intensidade do maior pico da fase HC e I^{CFC} é a intensidade do maior pico da fase CFC. Aplicando a Eq. (1) ao difratograma da Fig. (8) obtém-se 71,0 % em peso da fase ϵ .

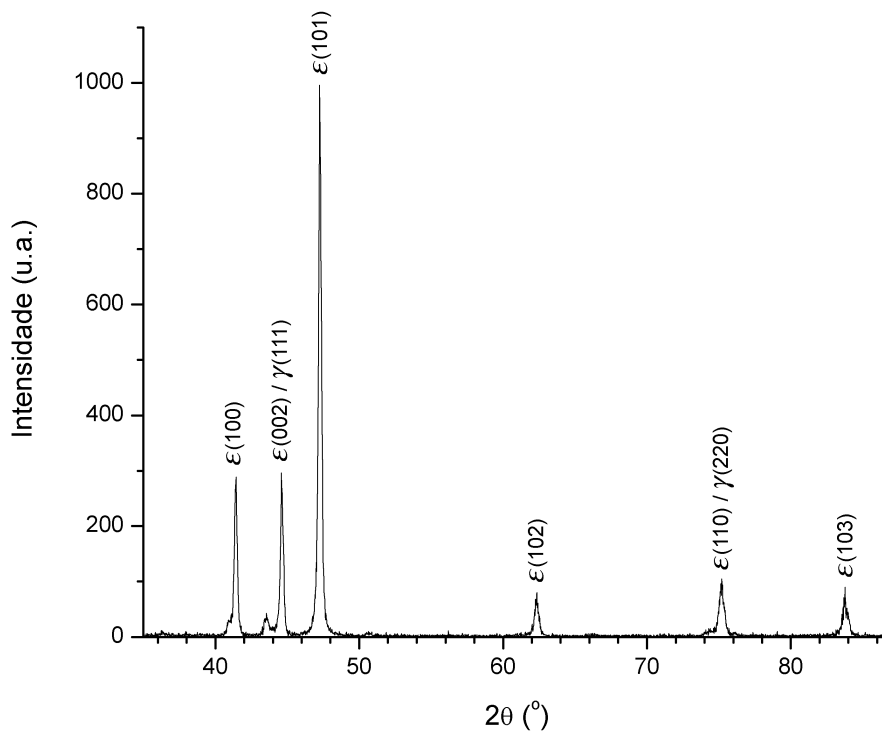


Figura 6 – Difratograma da amostra da liga ASTM F75 obtida por DMLS.

Levando em conta o tratamento térmico de alívio de tensões realizado, no qual o resfriamento foi feito no forno, é esperada uma estabilização da fase de baixa temperatura. Além disso a presença do carbeto do tipo $M_{23}C_6$ corrobora o observado nas micrografias e sabe-se que estes carbetos são mais encontrados na forma $Cr_{23}C_6$ (Caudillo *et al.*, 2002).

3.3. Caracterização mecânica

3.3.1. Ensaio de dureza

Foram realizadas medidas de dureza Vickers nas amostras produzidas por DMLS e a Tab. (3) apresenta os resultados da média e desvio padrão das medidas em comparação com os dados da literatura de uma amostra comercial produzida por microfundição.

Tabela 3 – Resultados do ensaio de dureza Vickers (Barucca *et al.*, 2015).

Amostra	Dureza Vicker (HV)	
	Média	Desvio padrão
DMLS	516,6	19,5
Microfundida	255,0 – 332,0	–

Chama a atenção a grande diferença entre as amostras, sendo que o material produzido por DMLS apresentou dureza 55 % maior que o material microfundido. Essa diferença ocorre, principalmente, por causa da estabilização de fases diferentes a partir de tratamentos térmicos diferentes.

De início, os dois processos de fabricação apresentam troca de calor durante a solidificação bastante diferentes. O DMLS ocorre pela fusão “ponto-a-ponto” pela aplicação de uma alta energia numa área reduzida, com isso o material ao redor atua conduzindo o calor e esfriando a região fundida rapidamente, estabilizando a fase de alta temperatura γCo . Já na microfusão a peça toda é vasada em um molde e sofre a solidificação muito mais lentamente, sendo a principal troca de calor a que ocorre com o molde. Isso faz com que ocorram as transformações de fases esperadas durante o resfriamento e a estrutura final seja constituída, em sua maioria, por ϵCo .

Realizando tratamentos térmicos é possível modificar a microestrutura do material. O procedimento de alívio de tensões realizado na amostra obtida por DMLS aqueceu o material a 1050 °C e o levou à região de γCo , no entanto, com o resfriamento lento houve tempo de ocorrer a transformação alotrópica e a estrutura se estabilizou em ϵCo , que apresenta maior resistência por ser do tipo HC. Na amostra microfundida pode ter ocorrido algo parecido mas com uma taxa de resfriamento maior, ou seja, o material foi aquecido à uma temperatura na qual a fase γCo é estável e um resfriamento rápido não dá tempo para ocorrer a transformação alotrópica, com isso, a fase γCo fica retida na estrutura do material. Como esta fase é do tipo CFC ela é mais dúctil e isso reduz a dureza do material.

3.3.2. Ensaio de tração

Os valores das propriedades mecânicas obtidos através do ensaio de tração são apresentados na Tab. (4). Novamente, os resultados obtidos para o material produzido por DMLS foram comparados com os dados da literatura para a mesma liga produzida por microfundição.

Tabela 4 – Propriedades mecânicas do material obtido por DMLS e microfundição (Spires, Kelman and Pafford, 1987).

Amostra	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Módulo de elasticidade (GPa)	Alongamento (%)
DMLS	901,0	1131,1	236,5	0,8
Microfundida	510,9	748,8	210,0	13,0

Como esperado pelo resultado de dureza, as amostras produzidas por DMLS apresentaram maior resistência mecânica, ou seja, maiores valores de tensão limite de escoamento, tensão limite de resistência e módulo de elasticidade. Nestes resultados chama a atenção o baixo alongamento de tais amostras. Isso pode ser consequência da camada óxida formada na superfície das peças durante o tratamento térmico. Como a sugestão do fabricante do pó metálico é realizar o alívio de tensões a 1050 °C teve-se que utilizar um forno mufla que atingisse tal temperatura, mas que não permite aplicar vácuo em seu interior. Optou-se por realizar o tratamento em atmosfera inerte de argônio, no entanto, o grande volume interno do forno – da ordem de 96 L – aliado à pouca vedação da porta dificultou a realização de purga e elevou muito o gasto de gás durante o tratamento, que durou mais de 48 horas se for considerado o tempo de resfriamento da amostra no interior do forno. Portanto, não foi possível manter a atmosfera inerte durante todo o período de tratamento, o que causou a oxidação das amostras.

A curva tensão-deformação da amostra obtida por DMLS apresentada na Fig. (7) exemplifica o que foi explicado

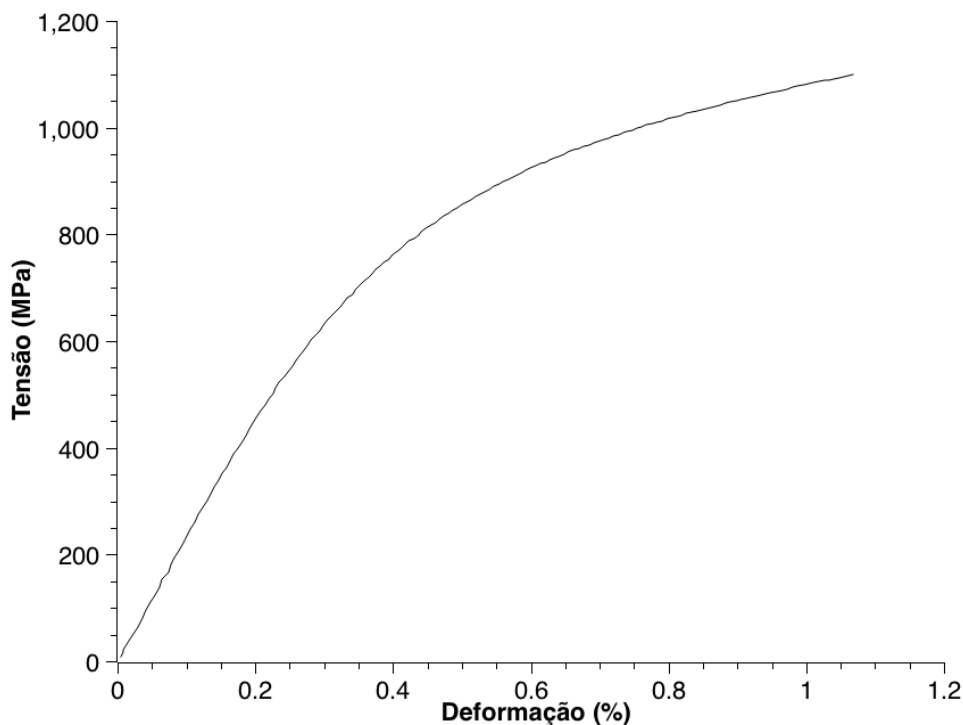


Figura 7 – Curva tensão-deformação da amostra obtida por DMLS.

3.3.3. Ensaio de compressão

A partir do ensaio de compressão foi possível determinar os valores de limite de escoamento e limite de resistência conforme apresentado na Tab. (5). O módulo de elasticidade não pôde ser medido por conta do tamanho reduzido das amostras que impossibilitou o uso do extensômetro.

Tabela 5 – Propriedades mecânicas obtidas do ensaio de compressão.

Amostra	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)
DMLS	1278,25	2430,94

O valor do limite de escoamento 41% maior do que o encontrado no ensaio de tração pode ser um indicativo de certa anisotropia da peça, juntamente com a baixa porosidade desta. Já o valor muito maior do limite de resistência (115% maior), além do que já foi explicado anteriormente, se deve ao mecanismo de deformação inerente ao ensaio, no qual a amostra tende a “embarrigar” aumentando sua área útil e, portanto, exigindo maior carga para a deformação. Ao contrário do ensaio de tração, onde a tendência é que ocorra a estricção da amostra e, consequentemente, redução da área útil seguida de menor carga para haver a deformação.

4. CONCLUSÃO

O material produzido por DMLS foi caracterizado e seus resultados foram comparados com o material comercial fabricado por microfundição. A microestrutura obtida por DMLS apresentou uma matriz da fase ϵ Co estabilizada com precipitados finos de M23C6 com estrutura colunar que precisa ser melhor estudada para se entender o seu real efeito no aumento de resistência do material. O ensaio de dureza mostrou a maior resistência da amostra produzida por DMLS que se confirmou no ensaio de tração.

O uso da manufatura aditiva para a produção de implantes ortopédicos da liga Co-28Cr-Mo se mostrou bastante promissora. A microestrutura composta por uma matriz da fase ϵ Co e com precipitados finos de carbeto com estrutura colunar garantem propriedades mecânicas superiores às encontradas em implantes produzidos por técnicas tradicionais, como a microfundição.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores gostariam de agradecer o apoio fornecido pelo Conselho Nacional de Ciência e Tecnologia (CNPq) e pela Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo (FAPESP).

6. REFERÊNCIAS

- Agarwala, M., Bourell, D., Beaman, J., Marcus, H. and Barlow, J. (1995) 'Direct selective laser sintering of metals', *Rapid Prototyping Journal*, 1(1), pp. 26–36. doi: 10.1108/13552549510078113.
- ASTM E384-11 (2012) 'Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials', ASTM International, pp. 1–43. doi: 10.1520/E0384-11E01.2.
- ASTM E8/E8M-15a (2010) 'Standard test methods for tension testing of metallic materials', ASTM International, pp. 1–27. doi: 10.1520/E0008.
- ASTM E9-09 (2012) 'Standard Test Methods of Compression Testing of Metallic Materials at Room Temperature', ASTM International, 3.01(1), pp. 92–100. doi: 10.1520/E0009-09.2.
- ASTM F75-12 (2014) 'Standard Specification for Cobalt-28 Chromium-6 Molybdenum Alloy Castings and Casting Alloy for Surgical Implants', ASTM International. West Conshohocken, pp. 1–4. doi: 10.1520/F0075-12.2.
- Barucca, G., Santecchia, E., Majni, G., Girardin, E., Bassoli, E., Denti, L., Gatto, a., Iuliano, L., Moskalewicz, T. and Mengucci, P. (2015) 'Structural characterization of biomedical Co–Cr–Mo components produced by direct metal laser sintering', *Materials Science and Engineering: C. Elsevier B.V.*, 48, pp. 263–269. doi: 10.1016/j.msec.2014.12.009.
- Caudillo, M., Herrera-Trejo, M., Castro, M. R., Ramírez, E., González, C. R. and Juárez, J. I. (2002) 'On carbide dissolution in an as-cast ASTM F-75 alloy', *Journal of Biomedical Materials Research*, 59(2), pp. 378–385. doi: 10.1002/jbm.10001.
- Gaytan, S. M., Murr, L. E., Martinez, E., Martinez, J. L., MacHado, B. I., Ramirez, D. A., Medina, F., Collins, S. and Wicker, R. B. (2010) 'Comparison of microstructures and mechanical properties for solid and mesh cobalt-base alloy prototypes fabricated by electron beam melting', *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 41(12), pp. 3216–3227. doi: 10.1007/s11661-010-0388-y.
- Gu, D. D., Meiners, W., Wissenbach, K. and Poprawe, R. (2012) 'Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms', *International Materials Reviews*, 57(3), pp. 133–164. doi: 10.1179/1743280411Y.0000000014.
- Milovanović, J., Trajanovi, M., Engineering, M. and Medvedeva, A. (2007) 'Medical Applications of Rapid Prototyping', 5, pp. 79–85.
- Pham, D. . and Gault, R. . (1998) 'A comparison of rapid prototyping technologies', *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 38(10–11), pp. 1257–1287. doi: 10.1016/S0890-6955(97)00137-5.
- Pilliar, R. M. (2009) 'Metallic Biomaterials', in Narayan, R. (ed.) *Biomedical Materials*. Boston, MA: Springer US, pp. 41–81. doi: 10.1007/978-0-387-84872-3.
- Sage, M. and Guillaud, C. (1950) 'Méthode d'analyse quantitative des variétés allotropiques du cobalt par les rayons', *Revue de Metallurgie*, 49(2), pp. 139–145.
- Schastlivtsev, V. M., Khlebnikova, Y. V., Tabachikova, T. I., Rodionov, D. P. and Sazonova, V. a. (2009) 'Formation of a structure in cobalt single crystals at the $\beta \rightarrow \alpha$ transformation', *Doklady Physics*, 54(1), pp. 21–24. doi: 10.1134/S1028335809010066.
- Spires, W., Kelman, D. and Pafford, J. (1987) 'Mechanical Evaluation of ASTM F75 Alloy in Various Metallurgical Conditions', in *Quantitative Characterization and Performance of Porous Implants for Hard Tissue Applications*. 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959: ASTM International, pp. 47–49. doi: 10.1520/STP25220S.
- Varano, R. (1998) *Structure-property investigation of Co-Cr-Mo alloys used in metal-metal total hip replacements*, Recherche. McGill University.
- Vayre, B., Vignat, F. and Villeneuve, F. (2012) 'Metallic additive manufacturing: state-of-the-art review and prospects', *Mechanics & Industry*, 13(2), pp. 89–96. doi: 10.1051/meca/2012003.
- Volpato, N. (2006) 'Os principais processos de prototipagem rápida', in Volpato, N. (ed.) *Prototipagem rápida: tecnologias e aplicações*. São Paulo: Blucher, pp. 55–99.

7. DIREITOS AUTORAIS

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo do material impresso incluído no seu trabalho.

MECHANICAL AND MICROSTRUCTURAL CHARACTERIZATION OF THE Co28Cr6Mo ALLOY PRODUCED BY DIRECT METAL LASER SINTERING

Luiz Henrique Martinez Antunes, lhmantunes@gmail.com¹

Maria Aparecida Larosa, malarosa@gmail.com²

André Luiz Jardini Munhoz, andre.jardini@gmail.com²

Cecília Amélia de Carvalho Zavaglia, zavagl@fem.unicamp.br¹

¹School of Mechanical Engineering, State University of Campinas, Rua Mendeleyev, 200 Campinas – SP

²National Institute of Science and Technology in Biofabrication, Rua Albert Einstein, 500 Campinas – SP

Abstract: Additive manufacturing techniques draw attention to the great versatility and ease of production of complex components. Among them, direct metal laser sintering (DMLS) has been widely used in the medical field, mainly in the production of implants, which, based on medical imaging by tomography or magnetic resonance imaging, can be customized for each case. Hip and knee implants are quite common and require very sturdy materials due to the great mechanical stress to which these joints are subjected. The Co28Cr6Mo (F75) alloy, because of its high wear resistance, besides biocompatibility, has been used as the material of choice for these implants. This work proposes to perform a mechanical and microstructural characterization of the Co28Cr6Mo alloy obtained by the DMLS technique. The results found are of great importance for the validation of this technique in the production of orthopedic implants and help us to better understand the characteristics of metallic parts produced by this technique.

Keywords: Additive manufacturing, Co28Cr6Mo alloy, DMLS