

Estudo sobre a influência do tempo de sinterização na porosidade de uma superliga de níquel sinterizada, a partir de pós-dissociados¹

Alex Britto da Silva²
Eduardo da Rosa Vieira³
Luciano Volcanoglo Biehl⁴
Jorge Luiz Braz Medeiros⁵

Resumo

Superligas de níquel fundidas por centrifugação possuem aplicação em serviços de alta temperatura, em atmosferas altamente carburizantes. Uma importante característica dessas superligas é a alta presença de poros no interior dos tubos, facilitando a carburização. A fim de explorar um método de fabricação alternativo que possua melhor acabamento superficial, corpos de prova com a composição da superliga HPX foram fabricados, através da sinterização, a partir de pós-dissociados, em três tempos de sinterização diferentes, para avaliar sua influência na porosidade. Imagens das réplicas foram capturadas por microscopia eletrônica de varredura e analisadas via *software* de processamento de imagens. A influência do tempo de sinterização foi avaliada por análise de variância (ANOVA), com nível de significância de 0,05, utilizando-se o programa Statistica 7. Os resultados apontaram porosidades similares, independente dos tempos de sinterização estudados, indicando que, para reduzir a porosidade, deve-se otimizar as etapas de seleção e compactação dos pós.

Palavras-chave: Superliga de níquel. Sinterização. Porosidade.

Abstract

Nickel superalloys cast by centrifugation have application in high temperature services in highly carburizing atmospheres. An important feature of these superalloys is the high presence of pores in the inner surface of the tubes, facilitating carburization. In order to explore an alternative manufacturing method that has a better surface finish, specimens with the HPX superalloy composition were manufactured by sintering from post-dissociated powders at three different sintering times to evaluate their influence on porosity. Images of the replicates were captured by scanning electron microscopy and analyzed in an image processing software. The influence of the sintering time on the porosity was evaluated through analysis of variance (ANOVA), with significance level of 0.05, using the program Statistica 7. The results indicated similar porosities, independent of the studied sintering times, indicating that, in order to reduce the porosity, it is necessary to optimize the selection and compacting stages of the powders.

Keywords: Nickel superalloy. Sintering. Porosity.

¹ Resumo de dissertação orientada pelo Prof. Dr. Luciano Volcanoglo Biehl, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica (PPMec), defesa em julho de 2017 na Universidade Federal do Rio Grande (FURG), Rio Grande, RS, Brasil.

² Mestre em Engenharia Mecânica pela FURG. Professor do Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Rio Grande do Sul – Campus Rio Grande (IFRS), Rio Grande. E-mail: alexbrittodasilva@gmail.com

³ Bacharel em Engenharia Mecânica pela FURG. Mestrando do Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica da FURG, Rio Grande. E-mail: vieira.r.eduardo@hotmail.com

⁴ Doutor em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais pela Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS), Porto Alegre, RS, Brasil. Professor da Escola de Engenharia e coordenador do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da FURG. E-mail: lucianobiehl@furg.br

⁵ Doutor em Ciência e Tecnologia dos Materiais pela UFRGS. Professor da Escola de Engenharia da FURG. E-mail: jorge.braz@furg.br

1 Introdução

Materiais metálicos de construção mecânica são desenvolvidos para as mais diversas aplicações, requerendo diferentes propriedades, de acordo com as solicitações mecânicas, ciclos térmicos e atmosferas de trabalho. Para atender essas demandas, as ligas metálicas são projetadas com diferentes materiais de base, elementos de liga e processos de fabricação (MEETHAM, 1991). Tubos de serpentinas de fornos de pirólise de hidrocarbonetos são exemplos, onde propriedades específicas são requeridas ao material dos tubos, consagradamente, para essas aplicações, são empregados tubos de superligas de níquel fundidos por centrifugação, no entanto, esses tubos apresentam poros na sua superfície interna, ocasionados pelo seu processo de fabricação, facilitando sua carburização (ULHAMID *et al.*, 2006).

A fim de explorar um método de fabricação alternativo que possua um melhor acabamento superficial, sendo capaz de dificultar o processo de deposição e acúmulo de coque e, por consequência, minimizar o fenômeno da carburização, lançou-se mão da sinterização, a partir de pós-dissociados, por ser capaz de produzir um bom acabamento superficial, além de ser economicamente mais atrativa que a fundição e que a sinterização, através de pós pré-ligados. O objetivo do presente estudo é avaliar a influência do tempo de sinterização na porosidade de corpos de prova, fabricados via metalurgia do pó.

A produção de componentes por metalurgia do pó é dividida em três principais processos: a mistura dos pós-elementares, a compactação e a sinterização. Cada uma dessas etapas possui uma influência na porosidade da peça e, por consequência, nas propriedades da peça acabada (MURPHY, 2002). A etapa de sinterização é considerada a mais importante do processo, devido ao elevado efeito da atmosfera de sinterização nas propriedades do material obtido. As principais atmosferas de sinterização empregadas são: o vácuo, o argônio e o nitrogênio.

Quando o processo é realizado sob atmosfera de argônio, por exemplo, a resistência e a densidade aumentam com a temperatura e com o tempo de sinterização (KURGAN, 2013).

2 Revisão da literatura

Materiais resistentes ao calor e materiais para serviços em temperaturas elevadas são utilizados na fabricação de componentes, dispositivos e sistemas que operam em altas temperaturas, sob cargas térmicas severas. Geralmente, com o aumento da temperatura de trabalho, a resistência mecânica desses materiais tende a diminuir e, na maioria das vezes, as falhas e danos nesses materiais são atribuídas ao superaquecimento, à fluência e à fadiga térmica (BŁACHNIO, 2009).

Do ponto de vista das propriedades mecânicas em elevadas temperaturas, as superligas de níquel se destacaram pelo fato da presença de uma microestrutura composta por uma solução sólida de níquel, reforçada por pequenos intermetálicos precipitados (EPISHIN; LINK, 2004). Como a composição química das superligas foi enriquecida com a adição de novos elementos, surgiram vários precipitados na sua estrutura, principalmente nos contornos de grão. Esses precipitados são essenciais como fatores determinantes nas propriedades de ductilidade, tanto sob condições de fluência, como em temperatura ambiente (BŁACHNIO, 2009).

A adição de níquel estabiliza a estrutura austenítica cúbica de face centrada, aumentando a resistência mecânica, pela precipitação de carbonetos complexos e, pouco afetando a resistência à oxidação. Ligas com alto percentual em peso de cromo e níquel são mais recomendadas para serviços em temperaturas elevadas, devido a sua superioridade em resistência mecânica, oxidação e corrosão. Embora o níquel tenha um pequeno efeito na resistência à oxidação, ele contribui significativamente para o aumento da resistência à corrosão, particularmente em aplicações com baixo potencial de oxidação e, onde se necessita de resistência à carburização, como

por exemplo, em fornos de pirólise de petróleo (BSAT; HUANG, 2016; MEETHAM, 1991).

O coque depositado na superfície dos tubos acarreta à redução da eficiência térmica do processo e diminui o diâmetro útil dos tubos, reduzindo, assim, as reações de quebra dos hidrocarbonetos, o que ocasiona uma perda de rendimento e aumento dos custos de produção. Somado a isso, o coque aderido na superfície interna dos tubos leva-os ao fenômeno de carburização, que deteriora as propriedades mecânicas da liga metálica (GRABKE; JAKOBI, 2002; MA *et al.*, 2013).

A formação e o crescimento de filamentos de coque necessitam de elementos catalisadores, como Fe, Ni e Co, sendo assim, a camada externa de coque contém algumas partículas metálicas, porém, caso a superfície interna dos tubos esteja completamente coberta pela camada protetora de óxido, a formação do coque seria inibida pela falta de elementos catalíticos. No entanto, durante o serviço, os tubos são submetidos periodicamente à fadiga e à vibração térmica, resultando no surgimento de micro trincas e micro vazios na camada de óxido, onde filamentos de coque nucleiam e crescem facilmente. O crescimento de filamentos de coque rompe a camada de óxido e a torna

suscetível a quebra, quando a camada de óxido é quebrada o substrato da liga metálica, rica em elementos catalisadores, é exposta e, como resultado, cada vez mais, coque é depositado na superfície interna dos tubos (WU *et al.*, 1998).

A espessa camada de grafite depositada causa redução na eficiência térmica e demanda um aumento da temperatura na parede interna do tubo, quando a temperatura alcança aproximadamente 1050°C, a camada protetora de Cr_2O_3 reage com o carbono e é danificada, promovendo a carburização. A carburização causa a expansão do volume do tubo, tornando-o mais suscetível à falha por fluência, reduzindo drasticamente sua vida útil remanescente (GRABKE; JAKOBI, 2002; LI; YANG, 2004; UL-HAMID *et al.*, 2006).

Atmosferas severamente carburizantes, encontradas na indústria petroquímica, são normalmente do tipo redutoras, caracterizadas por um baixo potencial de oxigênio e uma alta atividade de carbono. O carbono livre, gerado pelo craqueamento do etileno, representado esquematicamente na figura 1, por exemplo, difunde para o interior do material do tubo em uma taxa que depende da temperatura de operação, levando a precipitação massiva de vários tipos de carbonetos ricos em cromo (TAWANCY, 2009).

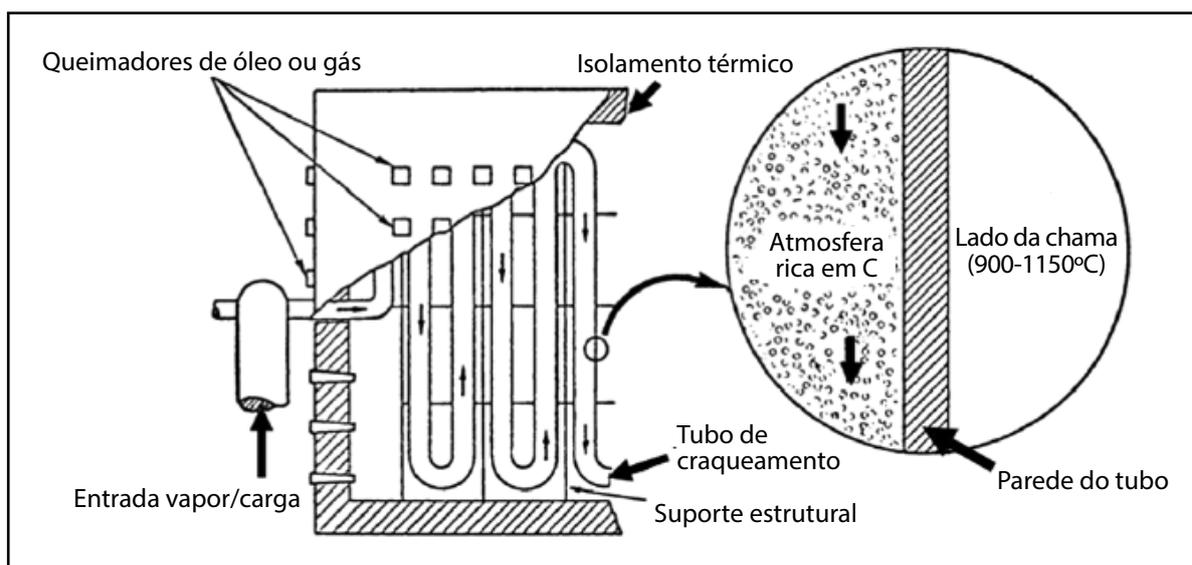


Figura 1 – Representação esquemática da atmosfera circundante de tubos de fornos de pirólise de etileno
Fonte: Adaptado de Tawancy (2009).

O fenômeno de carburização é dependente da combinação entre atividade do carbono e pressão parcial de oxigênio na atmosfera de trabalho, podendo-se destacar três principais cenários: (i) atividade do carbono menor que 1 e pressão parcial de oxigênio relativamente alta – considerada a condição ideal para a formação da película protetora de óxido, evitando a difusão do carbono, exceto na presença de trincas ou poros dessa camada; (ii) atividade do carbono menor que um (1) e pressão parcial de oxigênio relativamente baixa - condição mais próxima do real e desfavorável à formação da camada protetora de óxido, a taxa de carburização dependerá da difusão e solubilidade do carbono; e (iii) a atividade do carbono é maior que 1 – esse caso favorece o acontecimento do fenômeno de erosão metálica, desintegrando a superfície da liga em pequenas partículas (BIEHL, 2002).

As ligas tipicamente indicadas para tais aplicações possuem percentuais em pesos de Cr e Ni maiores que 20% cada. Elas são normalmente produzidas por fundição centrífuga, no caso de tubos, ou fundição estática, no caso de suportes e outros componentes de fornos (WHITTAKER; WILSHIRE; BREAR, 2013).

Os principais exemplos são as superligas do tipo HK40 (25%Cr-20%Ni-0,4%C) e HP40 (25%Cr-35%Ni), as quais se enquadram na classificação A297 (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 2016). Posteriormente, superligas HP modificadas ao Nb e ao W, além da liga HPX (35%Cr-45%Ni) ganharam espaço no mercado por suas otimizações em certas propriedades. No seu estado inicial. Quando fundidas, essas ligas são totalmente austeníticas e apresentam microestrutura condizente com seu processo de fabricação por fundição centrífuga, no mínimo 75% da parede do tubo consiste de grãos colunares, na direção radial, uma zona dendrítica, e a superfície interna apresenta grãos equiaxiais, devido ao gradiente de resfriamento (WHITTAKER; WILSHIRE; BREAR, 2013).

O aumento da resistência por precipitação

de carbonetos requer uma quantidade de C em peso de 0,3 a 0,5% da liga metálica. Essas ligas não possuem ductilidade suficiente para serem fabricadas por forjamento, por isso, normalmente, esses tubos são fundidos por centrifugação. Um importante fator microestrutural dos materiais fundidos por centrifugação é a presença de uma alta densidade de poros na superfície interna dos tubos, essa porosidade superficial é um defeito inerente do processo de fabricação e pode se estender por até 5mm de profundidade para o interior do material. O problema é que essa porosidade aumenta a superfície exposta à carburização e facilita a aderência do coque na parede do tubo (ULHAMID *et al.*, 2006).

O processo de fabricação via metalurgia do pó oferece vantagens em relação aos processos convencionais de fundição e usinagem, como o baixo custo da peça acabada, relativa baixa temperatura do processo, alto percentual de utilização de material e a capacidade de controlar a microestrutura obtida. As ligas sinterizadas são normalmente consolidadas, através de processos de sinterização por fase sólida, em temperaturas relativamente baixas e pressões moderadas de compactação (KURGAN, 2013).

As etapas realizadas na produção de componentes por metalurgia do pó são divididas em três principais processos: a mistura dos pós-elementares, a compactação e a sinterização, além de eventuais operações secundárias. Cada uma dessas etapas possui uma influência na porosidade da peça e, por consequência, nas propriedades da peça acabada (MURPHY, 2002).

Durante a sinterização, as partículas em contato são ligadas metalurgicamente pela difusão dos elementos, conferindo propriedades físicas e mecânicas ao compactado coerente. De forma geral, a ligação entre as partículas ocorre, através de meios de transporte de matéria, através de transporte de massa nas áreas em contato e, por transporte de vapor, através das bordas dos poros (MURPHY, 2002).

Quando o compactado de pós-metálicos é sinterizado, formam-se pescoços entre as partículas, até mesmo em casos mais simples, com pós de um só elemento químico, existem, no mínimo, seis mecanismos diferentes, que contribuem para a formação de pescoços e a densificação do material, sendo eles: (1) transporte de vapor por evaporação e condensação; (2) difusão de superfície; (3) difusão de superfície, via volume; (4) deformação plástica, via deslocamentos de discordâncias; (5) difusão em volume e (6) difusão em volume via contorno de grão, conforme a figura 2 (SWINKELS; ASHBY, 1981).

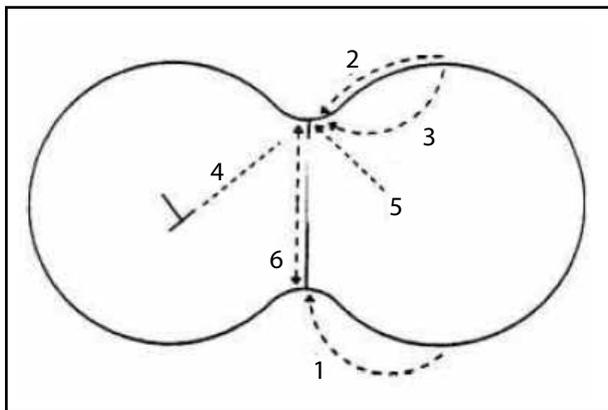


Figura 2 – Principais mecanismos de sinterização
Fonte: Adaptado de Swinkels e Ashby (1981).

A etapa de sinterização é considerada a mais importante do processo de metalurgia do pó, devido ao elevado efeito da atmosfera de sinterização nas propriedades do material obtido. A sinterização nunca é realizada em ar ou em atmosferas ricas em oxigênio, pois a principal função da atmosfera de sinterização é proteger o material compactado do contato com o ar, evitando problemas como a oxidação do material. As principais atmosferas de sinterização empregadas são: o vácuo, o argônio e o nitrogênio, sendo que propriedades diferentes são obtidas em cada uma dessas atmosferas. Quando o processo é realizado sob atmosfera de argônio, por exemplo, a resistência e a densidade aumentam com a temperatura de sinterização (KURGAN, 2013).

3 Materiais e métodos

O procedimento experimental iniciou com a pesagem dos pós-dissociados de cromo, níquel e ferro, sendo suas principais características expostas, a seguir, na tabela 1.

Tabela 1 – Características dos pós-elementares

	Cromo	Níquel	Ferro
Fabricante	Citra	Citra	Höganäs
Tamanho médio de partícula [µm]	< 300	< 27	< 150
Pureza [%]	98,00	99,98	99,00
Cmáx [%]	0,01	0,008	0,01

Fonte: Os autores (2017).

Os pós foram pesados nas proporções em peso da superliga de níquel HPX (35%Cr-45%Ni-20%Fe), com a balança analítica, marca MARTE da fabricante SHIMADZU, modelo AY-220, com capacidade máxima de 220g, mínima de 0,01g, erro de 0,001g e desvio padrão de 0,0001g.

A mistura foi inserida em um misturador tipo “Y” por 50 minutos a 45rpm para homogeneização, em seguida, foram pesadas amostras de 10g para compactação, segundo a norma B925-15 (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 2016), na seção 7, com uma pressão de 950MPa, utilizando uma matriz uniaxial de duplo efeito.

O compactado verde foi, então, submetido ao processo de sinterização a uma temperatura 1200°C por 120, 240 e 360 minutos em forno mufla, modelo EDG 3000, em atmosfera de argônio 99% de pureza, a fim de permitir a observação da porosidade interna, obtida nos corpos de prova com diferentes tempos de sinterização.

Então, os corpos de prova, produzidos em triplicata, sofreram um seccionamento diametral com o objetivo de permitir a observação da porosidade interna, obtida nos corpos de prova, com diferentes tempos de sinterização. Os corpos de prova, após o seccionamento diametral,

passaram pelo processo de embutimento e preparação metalográfica, sendo observadas as indicações, que constam no apêndice X2, da norma B933 (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 2016). Após lixados, os corpos de prova foram polidos com alumina e água potável em uma politriz manual.

Para a avaliação da influência do tempo de sinterização na porosidade do material foram comparados os corpos de prova sinterizados por 120, 240 e 360 minutos. Como se trata de uma comparação e não de uma determinação exata da porosidade, foram utilizadas imagens desses corpos de prova obtidas, através do microscópio eletrônico de varredura, JEOL JSM - 6610LV, localizado no Centro de Microscopia Eletrônica da Zona Sul – CEME SUL, tratadas pelo *software* livre de processamento de imagens ImageJ, que

possui a capacidade de contar o número de pontos e calcular a área de determinadas regiões, no caso os poros, e retornar com o um percentual da área total da imagem analisada. A influência do tempo de sinterização na porosidade foi avaliada nas tréplicas, através de análise de variância (ANOVA), com nível de significância de 0,05, utilizando-se o programa Statistica 7.

As imagens obtidas, através do microscópio eletrônico de varredura, tiveram ainda a distribuição dos seus elementos mapeados, via espectroscopia de energia dispersiva (MEV/EDS), para avaliação qualitativa da difusão de cada elemento da superliga de acordo com o tempo de sinterização.

Na figura 3, está representada a estrutura analítica experimental deste estudo, a fim de transmitir uma visão global dos procedimentos executados.

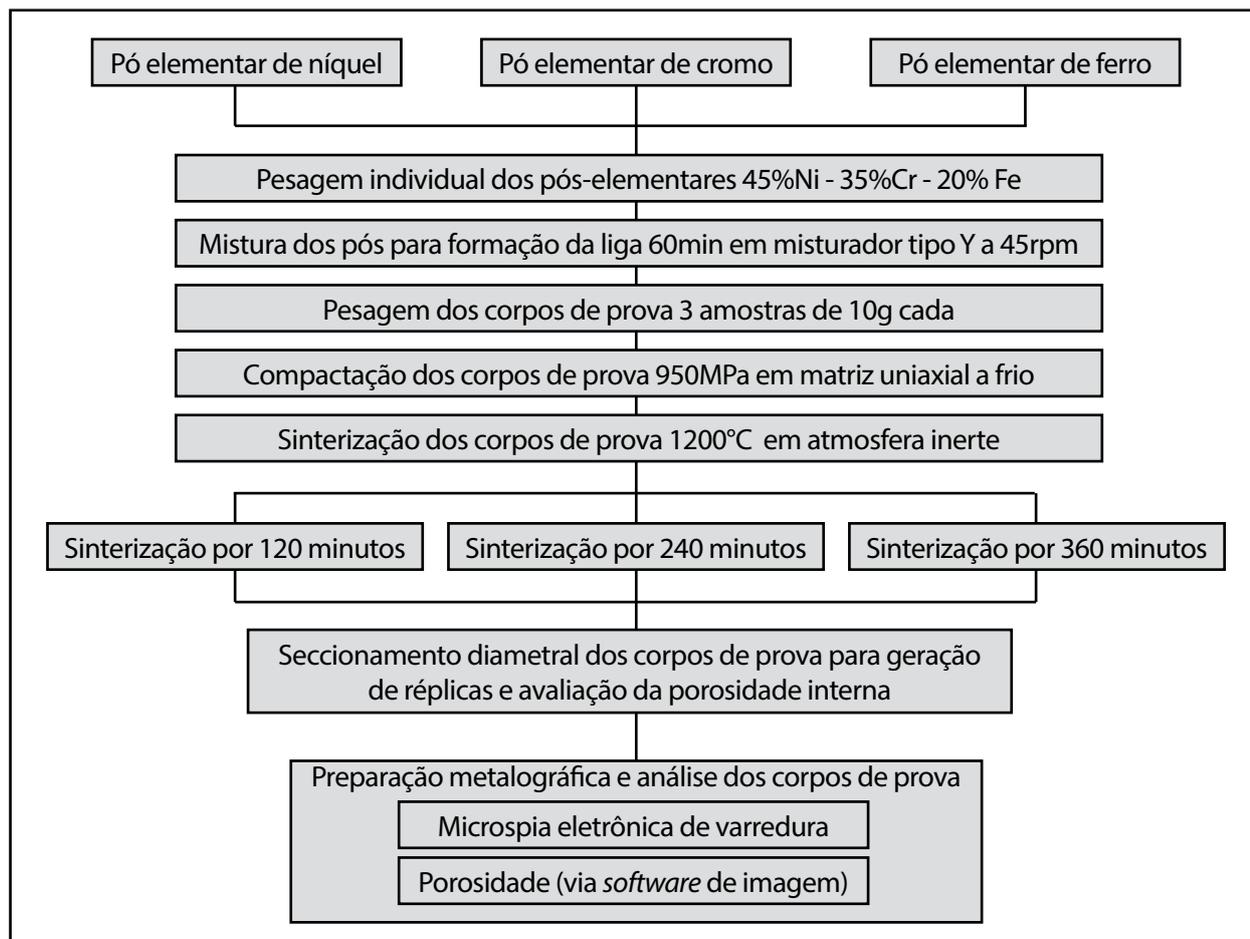


Figura 3 – Estrutura analítica experimental
 Fonte: Os autores (2017).

4 Resultados e discussões

As figuras 4, 5 e 6 apresentam as imagens de microscopia dos corpos de prova sinterizados, nos três tempos de exposição ao forno, antes, durante e após o processamento, via *software*.

As figuras abaixo representam o processamento de imagens da primeira medição de porosidade, o mesmo processo foi executado para as réplicas, para cada tempo de sinterização, porém as imagens não são apresentadas por se tratar de um procedimento análogo.

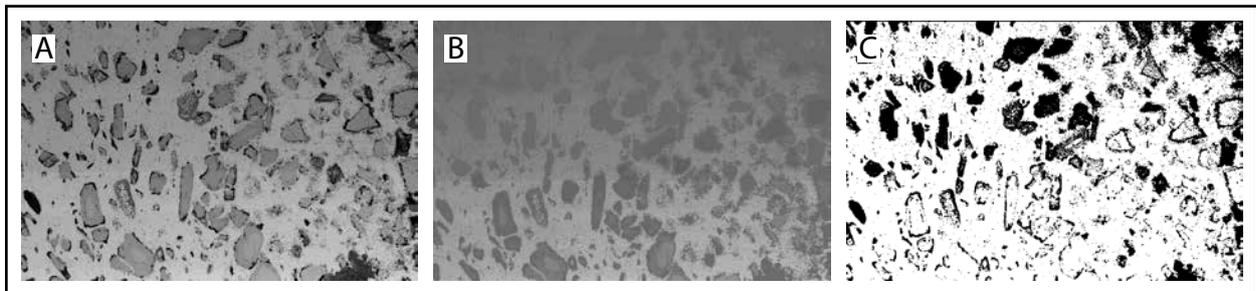


Figura 4 – Corpo de prova sinterizado por 120 min: (A) antes, (B) durante e (C), após processamento de imagem
Fonte: Os autores (2017).

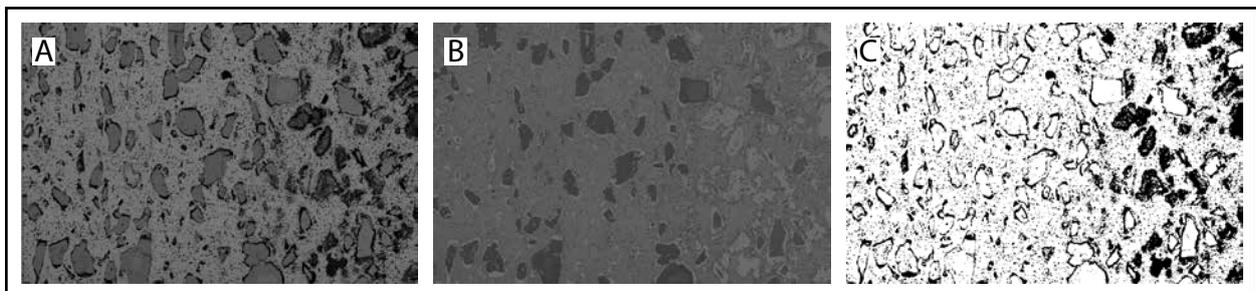


Figura 5 – Corpo de prova sinterizado por 240 min: (A) antes, (B) durante e (C), após processamento de imagens
Fonte: Os autores (2017).

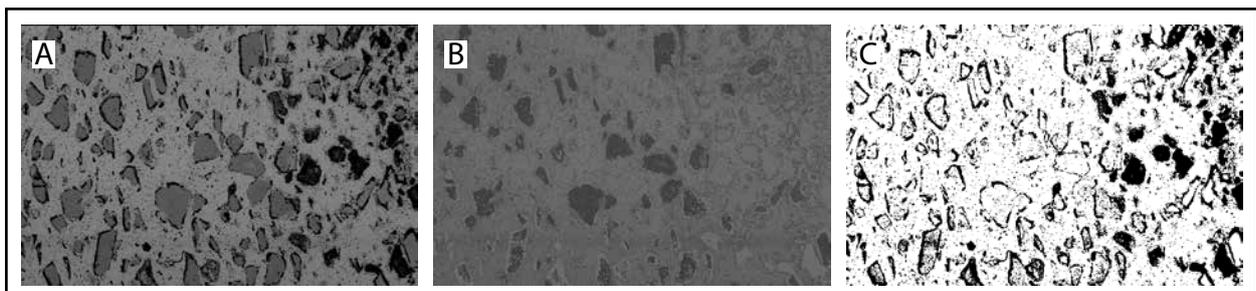


Figura 6 – Corpo de prova sinterizado por 360 min: (A) antes, (B) durante e (C), após processamento de imagens
Fonte: Os autores (2017).

Pode-se observar uma maior porosidade na região mais próxima à borda dos corpos de prova (lado direito das imagens), tal fato é reflexo da etapa de compactação, onde os pós começam a se acomodar e fechar os espaços existentes na mistura. Os pós, no centro da matriz, possuem maior mobilidade para se moverem e se acomodarem da melhor forma

possível, já os pós que se encontram na superfície possuem uma menor mobilidade e interação com os adjacentes, não sendo capazes de fechar os poros totalmente, com a técnica, o tempo e a pressão de compactação empregados (MURPHY, 2002). Os resultados de porosidade estão apresentados, a seguir, na tabela 2.

Tabela 2 – Percentuais de porosidade por tempo de sinterização

Porosidade [%]	Sinterizado por 120min	Sinterizado por 240min	Sinterizado por 360min
Medição 1	23,389	23,447	22,550
Medição 2	31,035	35,472	29,088
Medição 3	25,705	25,254	25,525
Média	26,710	28,058	25,721
Desvio Padrão	3,921	6,484	3,273

Fonte: Os autores (2017).

Observou-se que os corpos de prova, produzidos nos três tempos de sinterização estudados, tiveram um comportamento similar quanto à porosidade. Os percentuais de porosidade foram muito próximos, sem diferença estatística significativa ($p= 0,83$), o que indica que o tempo de 120 minutos de sinterização é o suficiente para uma boa difusão dos elementos, abrindo espaço para estudos da avaliação da etapa de compactação dos pós na porosidade resultante (MURPHY,

2002; SWINKELS, ASHBY,1981).

Os mapas obtidos por espectroscopia de energia dispersiva, dos corpos de prova sinterizados por 120, 240 e 360 minutos, estão expostos, a seguir, nas figuras 7, 8 e 9, respectivamente. Apresentando a imagem da região analisada, os parâmetros empregados na análise, o mapa com os três elementos sobrepostos (Cr, Ni e Fe) e os mapas de distribuição dos elementos individualmente.

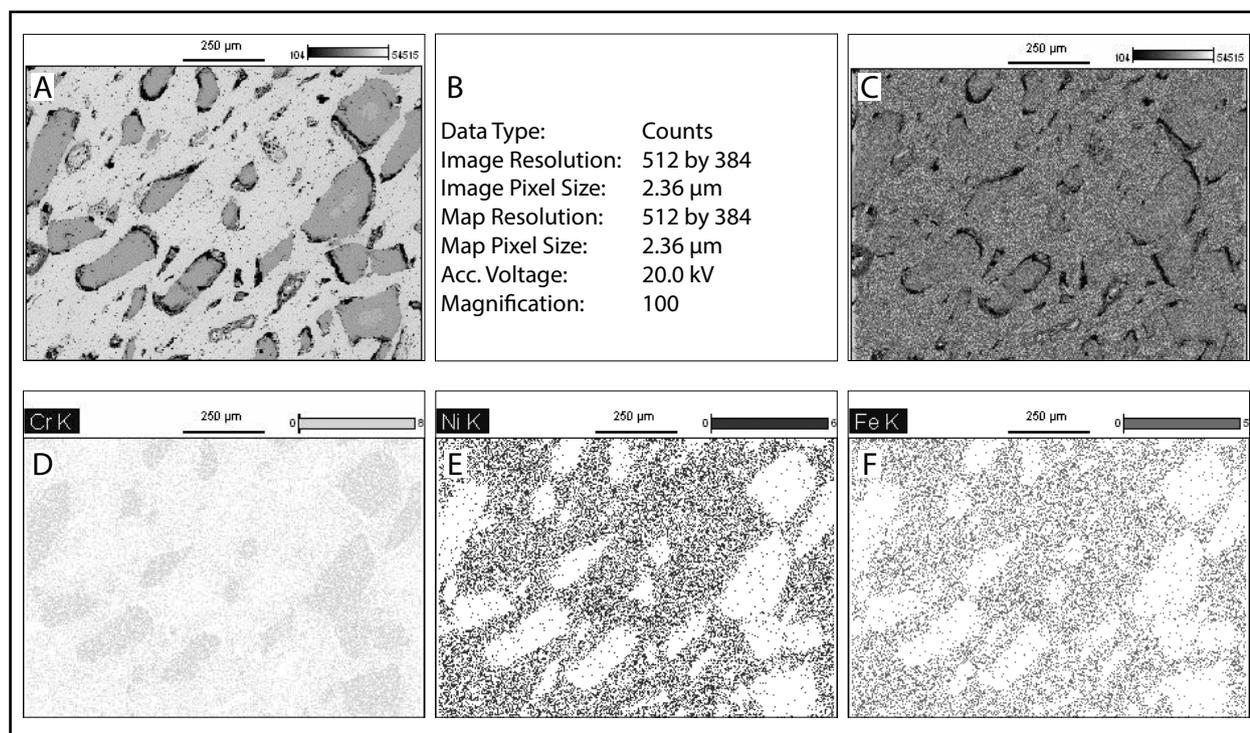


Figura 7 – Corpo de prova sinterizado por 120 min: (A) região analisada; (B) parâmetros empregados; (C) sobreposição dos mapas na região de análise; (D) mapa de distribuição do Cr; (E) mapa de distribuição do Ni; (F) mapa de distribuição do Fe

Fonte: Os autores (2017).

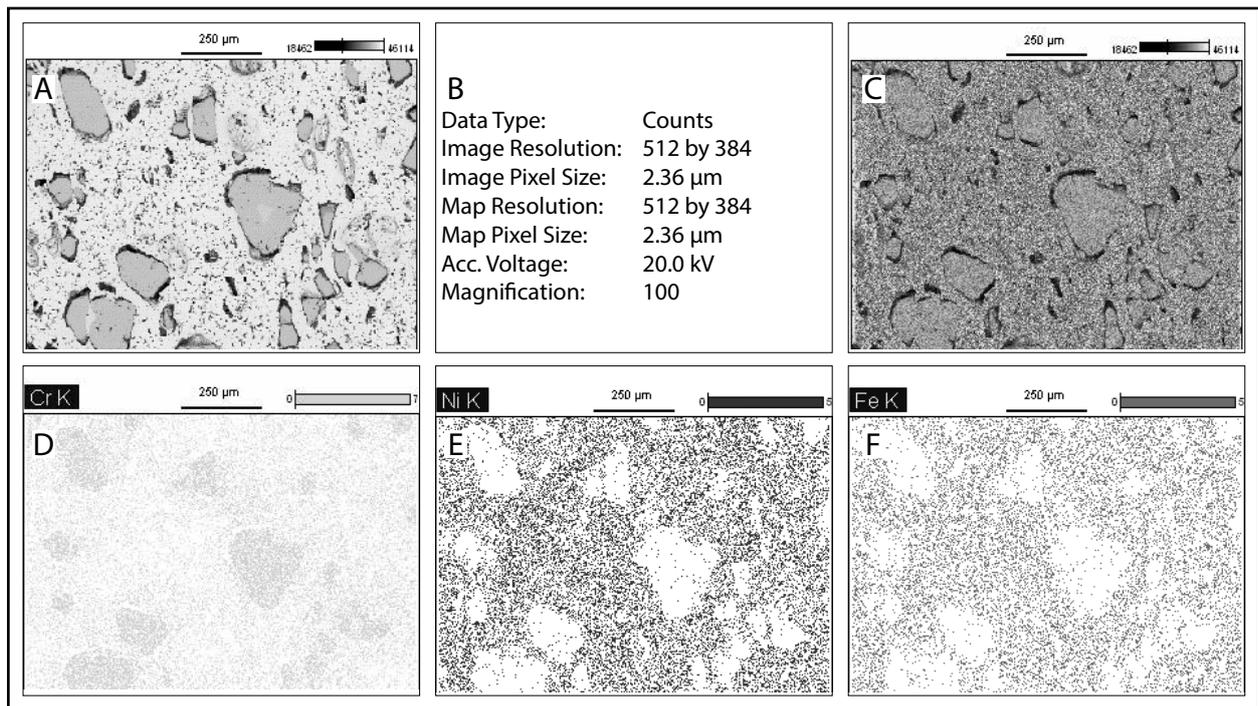


Figura 8 – Corpo de prova sinterizado por 240 min: (A) região analisada; (B) parâmetros empregados; (C) sobreposição dos mapas na região de análise; (D) mapa de distribuição do Cr; (E) mapa de distribuição do Ni; (F) mapa de distribuição do Fe
Fonte: Os autores (2017).

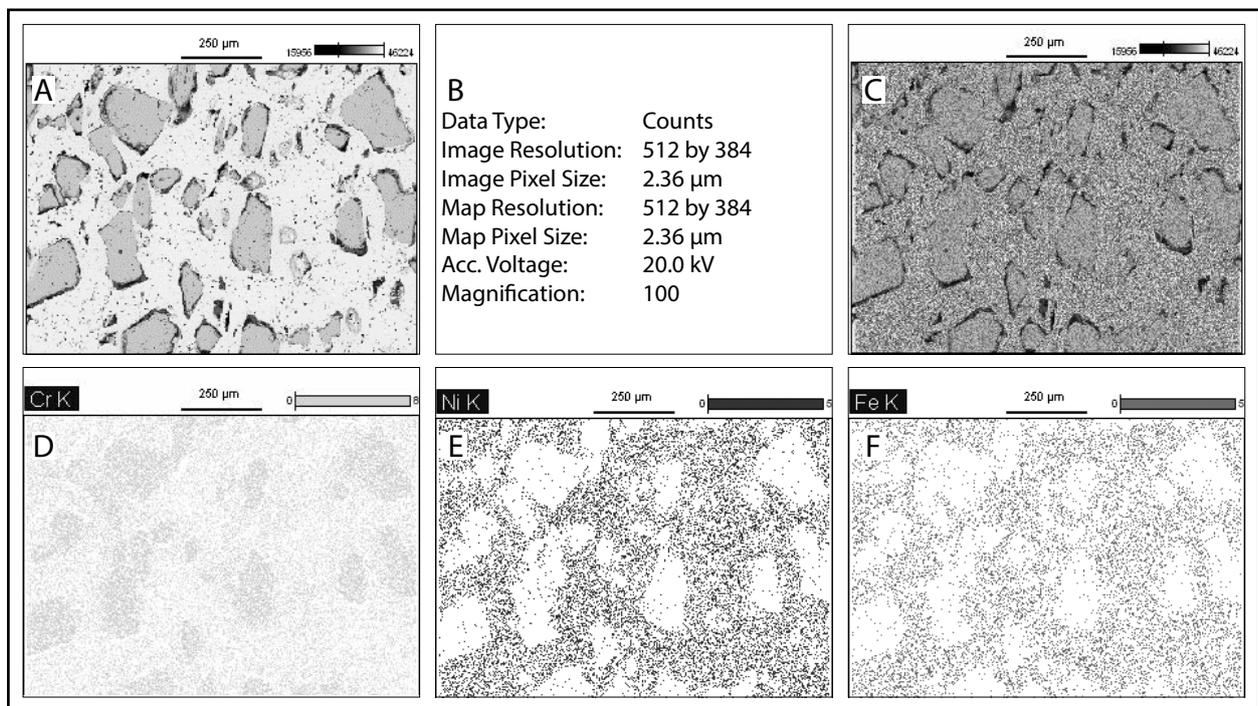


Figura 9 – Corpo de prova sinterizado por 360 min: (A) região analisada; (B) parâmetros empregados; (C) sobreposição dos mapas na região de análise; (D) mapa de distribuição do Cr; (E) mapa de distribuição do Ni e (F) mapa de distribuição do Fe
Fonte: Os autores (2017).

Comprovou-se que em todos os corpos de prova, independentemente dos tempos de sinterização, a difusão dos elementos constituintes da superliga foi bastante similar, corroborando com os resultados semelhantes de porosidade encontrados anteriormente. Observou-se, ainda, a formação de ilhas de cromo em meio a matriz do material, indicando uma baixa difusibilidade do cromo por questões de tamanho e morfologia da partícula, bem como sua inerente dificuldade de difusão, devido à formação de óxidos, fatores esses que dificultaram a total difusão e a redução da porosidade com o aumento do tempo de sinterização (BIEHL, 2002).

5 Conclusão

Através dos resultados obtidos, verificou-se que os tempos de sinterização estudados não interferiram na porosidade obtida dos corpos de prova, indicando que a sinterização por 120 minutos é o suficiente para sua fabricação. Os três patamares de tempo de sinterização estão, portanto, acima do intervalo em que o tempo interfere proporcionalmente na porosidade obtida, ou seja, trata-se de uma região de estabilidade da curva tempo de sinterização, versus porosidade, para os materiais e métodos empregados. Tais resultados indicam que, para uma redução da porosidade, deve-se partir para a otimização das etapas de seleção e compactação dos pós, observando o tamanho da partícula e a morfologia dos pós-elementares utilizados e/ou o peneiramento dos pós de maiores dimensões, para facilitar o rearranjo das partículas, durante a compactação. Já na etapa de compactação dos pós, o uso de lubrificantes e/ou da compactação a quente deve ser estudado com o intuito de reduzir a quantidade de poros próximos à superfície.

Referências

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM B933-16**, standard test method for microindentation hardness of powder metallurgy (PM) materials. West Conshohocken, 2016.

BIEHL, L. V. **Estudo da carburização de tubos de ligas de Fe-Cr-Ni aplicadas em fornos de pirólise**. 2002. 145 f. Tese (Doutorado em Engenharia) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2002.

BŁACHNIO, J. The effect of high temperature on the degradation of heat-resistant and high-temperature alloys. **Solid State Phenomena**, v. 147-149, p.744-751, 2009.

BSAT, S.; HUANG, X. Corrosion behaviour of alloy 800H in low density superheated steam. **ISIJ International**, v. 56, n. 6, p. 1067-1075, 2016.

EPISHIN, A.; LINK, T. Mechanisms of high-temperature creep of nickel-based superalloys under low applied stresses. **Philosophical Magazine**, v. 84, n. 19, p. 1979-2000, 2004.

GRABKE, H. J.; JAKOBI, D. High temperature corrosion of cracking tubes. **Materials and Corrosion**, v. 53, n. 7, p. 494-499, 2002.

KURGAN, N. Effects of sintering atmosphere on microstructure and mechanical property of sintered powder metallurgy 316L stainless steel. **Materials & Design**, v. 52, p. 995-998, 2013.

LI, C. S.; YANG, Y. S. A glass based coating for enhancing anti-coking and anti-carburizing abilities of heat-resistant steel HP. **Surface and Coatings Technology**, v. 185, n. 1, p. 68-73, 2004.

MA, L. *et al.* Effect of pre-oxidation on the cyclic coking and carburizing resistance of HP40 alloy: with and without yttrium modification. **Corrosion Science**, v. 75, p. 193-200, 2013.

MEETHAM, G. W. High-temperature materials: a general review. **Journal of Materials Science**, v. 26, n. 4, p. 853-860, 1991.

MURPHY, T. F. Measuring degree-of-sinter using metallographic methods. In: **WORLD CONGRESS ON POWDER METALLURGY & PARTICULATE MATERIAL**, 2002, Orlando. **Proceedings...** Princeton: Metal Powder Industries Federation, 2002.

SWINKELS, F. B.; ASHBY, M. F. A second report on sintering diagrams. **Acta Metallurgica**, v. 29, n. 2, p. 259-281, 1981.

TAWANCY, H. M. Degradation of mechanical strength of pyrolysis furnace tubes by high-temperature carburization in a petrochemical plant. **Engineering Failure Analysis**, v. 16, n. 7, p. 2171-2178, 2009.

UL-HAMID, A. *et al.* Failure analysis of furnace radiant tubes exposed to excessive temperature. **Engineering Failure Analysis**, v. 13, n. 6, p. 1005-1021, 2006.

WHITTAKER, M.; WILSHIRE, B.; BREAR, J. Creep fracture of the centrifugally-cast superaustenitic steels, HK40 and HP40. **Materials Science and Engineering: A**, v. 580, p. 391-396, 2013.

WU, X. Q. *et al.* Structure degradation of 25Cr35Ni heat-resistant tube associated with surface coking and internal carburization. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 7, n. 5, p. 667-672, 1998.

