



EVOLUÇÃO DA MICROESTRUTURA DE FERRO FUNDIDO BRANCO DE ALTO CROMO, SUBMETIDO A TEMPERATURAS ELEVADAS POR LONGOS TEMPOS¹

Marcos Machado Matsumoto²
Ivênio de Oliveira Teixeira³
Nicolau Apoena Castro⁴

Resumo

O objetivo desse trabalho é compreender as transformações microestruturais que ocorrem ao longo da vida útil de grelhas de sinterização. Foi realizado um tratamento isotérmico em escala laboratorial, de modo a simular o ciclo de vida operacional da grelha. A caracterização microestrutural foi realizada por meio de ensaios de dureza, microscopia ótica, metalografia quantitativa e a identificação de fases por EBSD. Verificou-se que a amostra submetida ao tratamento a 700°C por 176 horas apresentou microestrutura e dureza semelhantes ao material industrial no final de vida útil. Também foi possível observar que ao longo da vida útil do material ocorreu uma série de transformações, tanto microestruturais quanto nas propriedades mecânicas, implicando na redução destas. Para minimizar a variação dessas propriedades, recomenda-se o desenvolvimento de ligas que apresentem estruturas de equilíbrio.

Palavras-chave: Ferro fundido alto cromo; Transformação microestrutural; EBSD.

EVOLUTION OF MICROSTRUCTURE OF HIGH CHROMIUM CAST IRON, SUBMITTED TO HIGH TEMPERATURES FOR LONG TIMES

Abstract

The aim of this work is to understand the microstructural changes that occur during the lifetime of sintering grade bars. The sample was submitted to isothermal treatment at laboratory scale in order to simulate the operational life cycle of the grade. The microstructural characterization was carried out by hardness tests, optical microscopy, quantitative metallography and the identification of phases by EBSD. It was found that the samples submitted to the treatment at 700°C for 176 hours presented microstructure and hardness similar to the industrial material at the end of lifetime. It was also noted, that during the lifetime of the material several transformations, such as microstructural and mechanical properties, having as consequence the lifetime reduction of sintering grade bars. In order to minimize the variation of these properties, it is recommended the development of alloys that present structures of equilibrium.

Key words: High chromium cast iron; Microstructural transformation; EBSD.

¹ Contribuição técnica ao 65º Congresso Anual da ABM, 26 a 30 de julho de 2010, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

² Engenheiro de Materiais, Mestrando PMT, USP – SP, Centro de Tecnologia Usiminas Ipatinga

³ Engenheiro Mecânico, M.Sc., CQE/ASQ, Centro de Tecnologia Usiminas Ipatinga

⁴ Engenheiro Metalúrgico, Dr., PMT, USP – SP, Centro de Tecnologia Usiminas Ipatinga

1 INTRODUÇÃO

Como bem conhecido, os ferros fundidos brancos de alto cromo possuem uma boa resistência ao desgaste abrasivo. O uso desse tipo de material é frequentemente encontrado em indústrias do setor minero-metalúrgico.⁽¹⁾ A maioria das ligas comerciais são baseadas em composições hipoeutéticas contendo entre 12% e 30% em massa de cromo e 1% a 3% em massa de carbono, mais adições de elementos como Mo, Ni e Cu, que atuam melhorando a temperabilidade.⁽²⁾

Algumas dessas ligas estão sujeitas a condições de desgaste abrasivo em altas temperaturas, como no caso de grelhas de sinterização. Os ferros fundidos brancos de alto cromo vêm ocupando o espaço antes dominado pelos aços inoxidáveis resistentes ao calor (ASTM A 297 série HH), devido ao seu melhor custo benefício.

As barras de grelhas de sinterização apresentam intenso desgaste abrasivo, devido ao contato com a carga, durante o carregamento e basculamento do sinter e erosão, resultante do fluxo de ar quente contendo partículas de sinter. Outro tipo de desgaste observado em grelhas de sinterização é o térmico, devido aos ciclos de aquecimento seguido de resfriamento que duram cerca de 90 minutos. Estima-se que a temperatura máxima atingida na queima, próximo às grelhas, é cerca de 700°C em regime normal de operação.

Durante esses ciclos de aquecimento as ligas apresentam uma transformação que resulta em uma estrutura característica de uma martensita revenida (matriz ferrítica com alta densidade de carbonetos precipitados). É importante enfatizar que essa estrutura não está associada ao histórico de tratamento térmico.⁽³⁾

O objetivo do presente trabalho é compreender as transformações que ocorrem ao longo da vida útil de grelhas de sinterização, para tal foram realizados tratamentos isotérmicos, com retirada periódica de 4 em 4 horas. O tratamento térmico foi interrompido quando as amostras apresentaram uma microestrutura semelhante a de uma grelha em final de vida útil, de modo a simular o ciclo de vida do material em uso industrial.

2 MATERIAL E MÉTODOS

A Tabela 1 fornece a concentração dos principais elementos de liga para o material estudado no estado bruto de fusão.

Tabela 1. Composição química da liga no estado bruto de fusão

	p%Fe	p%C	p%Cr	p%Si	p%Mn	p%Mo	p%Ni
Elemento	Bal	1,21	24,23	0,69	0,59	0,05	1,14

Os corpos de prova foram obtidos a partir da usinagem no centro de grelhas novas. Na Figura 1 é possível observar a região de onde foram retirados os corpos de prova bem como as dimensões do mesmos. O mesmo procedimento foi adotado na caracterização da grelha usada.

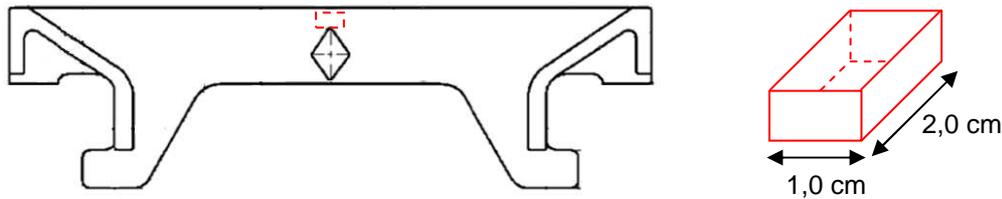


Figura 1. Desenho esquemático indicando as posições de corte dos corpos de prova.

O tratamento isotérmico foi realizado em forno tipo mufla com um termopar tipo K instrumentado em um corpo de prova. Todos os corpos de prova foram enfornados ao mesmo tempo, a temperatura foi mantida em 700°C e a cada 4 horas de tratamento um corpo de prova foi removido e resfriado em água a fim de se congelar a microestrutura. O tratamento térmico foi realizado até que a microestrutura final fosse semelhante a microestrutura de uma grelha usada.

A caracterização microestrutural foi realizada utilizando microscopia ótica e eletrônica, respectivamente em microscópio *Zeiss imager.M1* e em um microscópio eletrônico de varredura Zeiss modelo EVO 50. A identificação das fases foi realizada por EBSD (*Electron Backscattering Diffraction*) no microscópio eletrônico de varredura supracitado com filamento de LaB6 (kimball), equipado com câmera de EBSD HKL Nordlys II-S. Foi utilizada uma tensão de 20 kV, *spot size* de 620 e inclinação de 70°. Foram construídos mapas das fases identificadas e mapas de orientação cristalinas via software Channel 5 v.5.0.

As microestruturas resultantes do tratamento isotérmico foram reveladas com reativo metalográfico Vilella, por imersão de aproximadamente 30 segundos.

As frações volumétricas foram medidas em microscópio ótico *Zeiss imager.M1* com analisador de imagem *Axio Vision Rel. 4.4*. Os resultados foram obtidos a partir da média de vinte medições, as medidas foram realizadas nas amostras desestabilizadas aproveitando assim o contraste das mesmas.

Os valores de microdureza foram obtidas em um microdurometro digital Future-Tech FM 700 e a dureza em durometro *LECO V-100-C2*. A dureza Vickers foi determinada utilizando-se forças de 50 gf e 20 kgf. Os valores de dureza apresentados são a média de 7 medições, cabe ressaltar que somente as amostras de final de tratamento e final de vida útil tiveram as durezas medidas em HV 20 kgf.

As simulações termodinâmicas foram realizadas no software *Thermo-Calc TCW4* na base de dados TCFE5.

3 RESULTADOS

Os valores encontrados para a microdureza do material são apresentados na Tabela 2.

Tabela 2. Dureza dos materiais

Tempo de tratamento	HV 50 gf	HV 20 kgf
BF (bruto de fusão)	405 ± 12	-
48 h	551 ± 9	-
80 h	594 ± 16	-
128 h	424 ± 11	-
176 h	371 ± 7	391 ± 3
16 meses (final de vida útil)	376 ± 16	420 ± 12

As microestruturas resultantes do tratamento isotérmico bem como aquela obtida a partir de uma grelha que permaneceu aproximadamente 16 meses em operação são apresentadas na Figura 2.

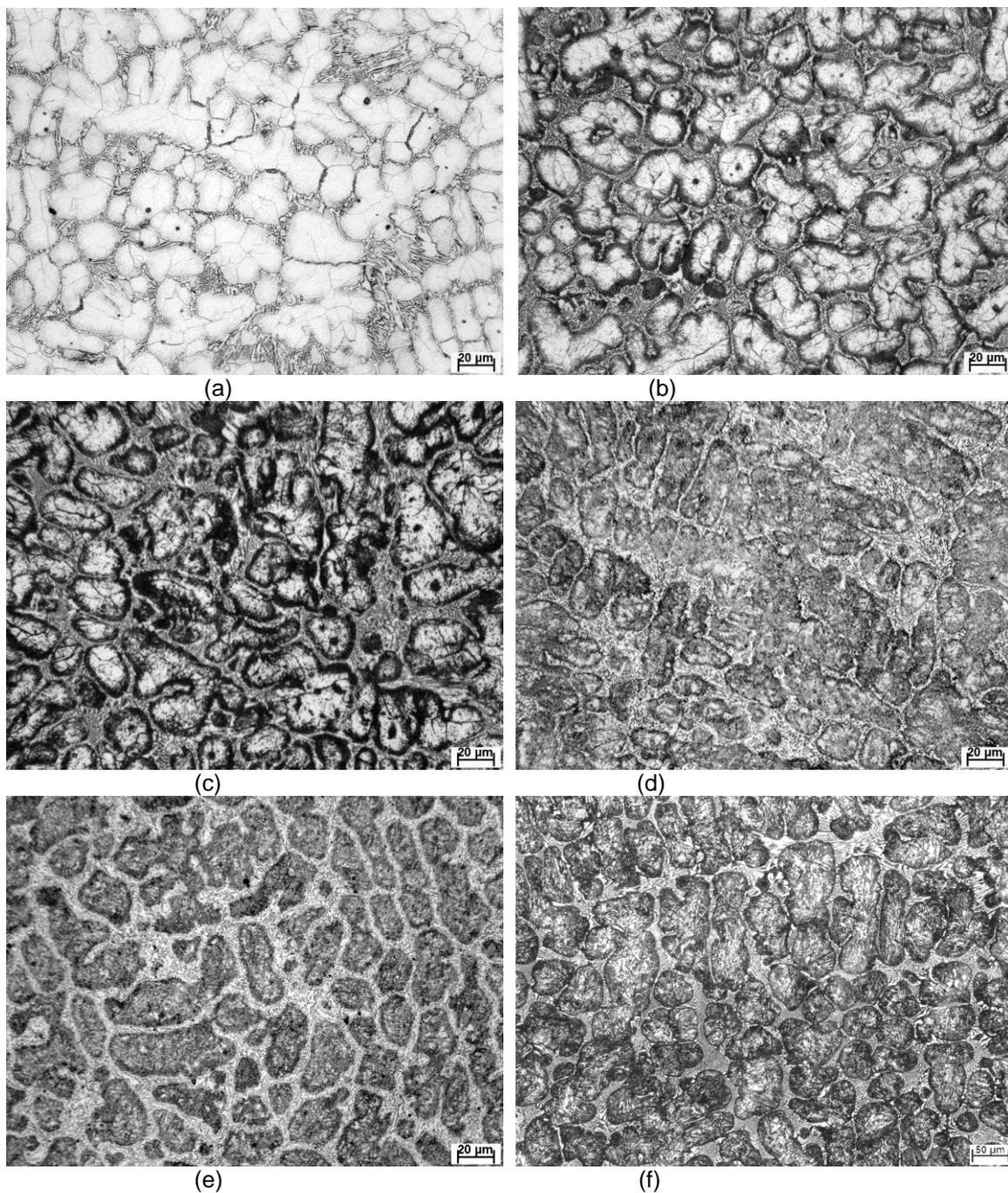


Figura 2. Microestruturas obtidas em microscópio óptico dos materiais; (a) bruto de fusão; (b) 48 horas de tratamento; (c) 80 horas; (d) 128 horas; (e) 176 horas e (f) final de vida útil com aproximadamente 16 meses.

Na Figura 3 é possível observar a sequência de formação de fases obtida por simulação termodinâmica, usando o software *Thermo-Calc*.

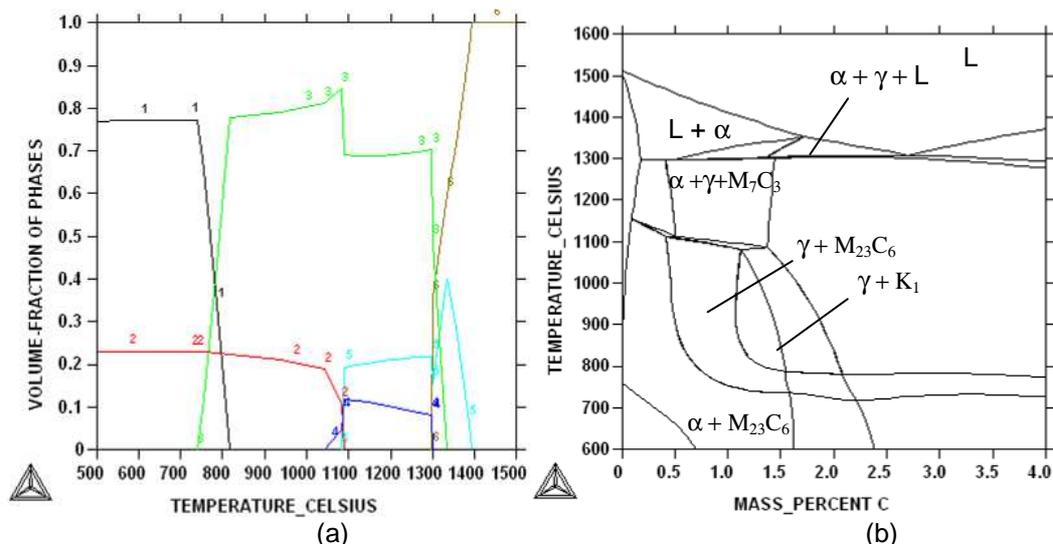


Figura 3. Diagramas calculados pelo software *Thermo-Calc*. (a) sequência de formação de fases (1) Ferrita α , (2) $M_{23}C_6$, (3) Austenita γ , (4) M_7C_3 , (5) Ferrita δ , (6) Líquido; (b) diagrama de equilíbrio de fases.

A Figura 4 apresenta os mapas de fases via EBSD bem como os padrões de cores utilizados para a construção dos mesmos.

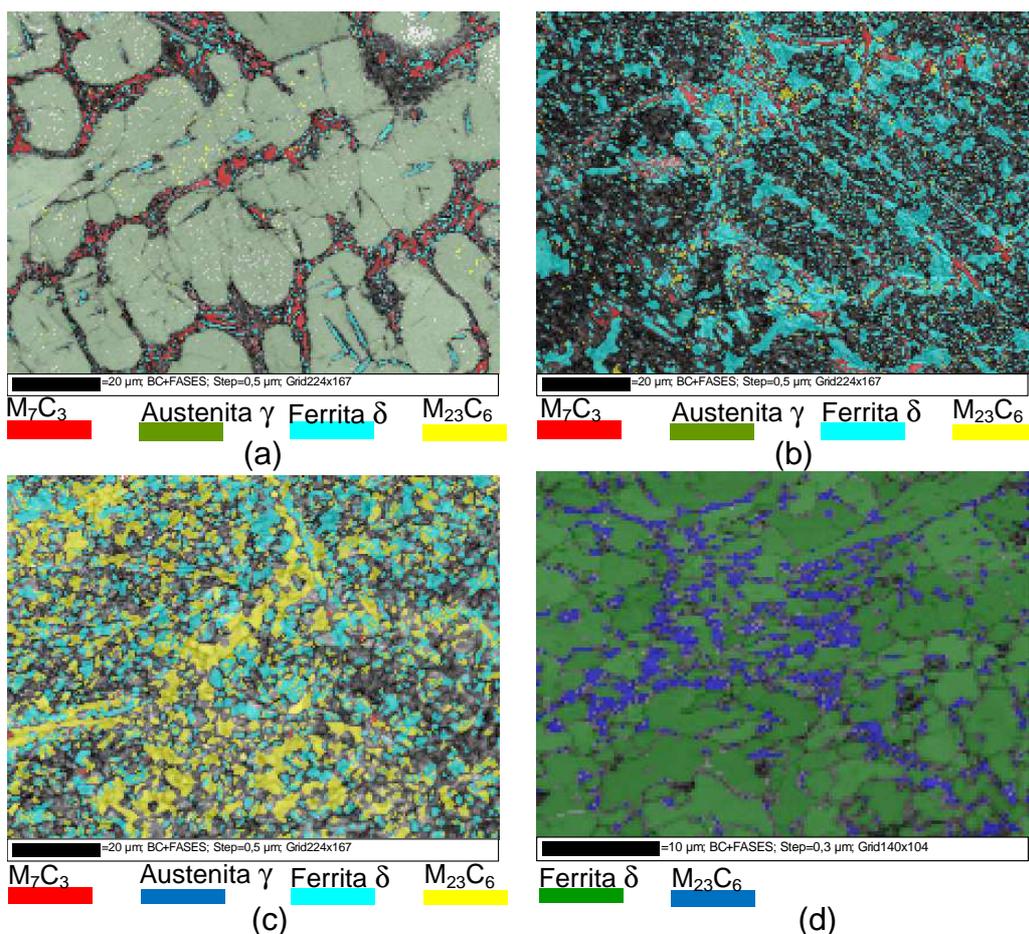
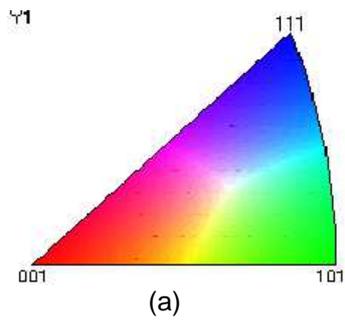


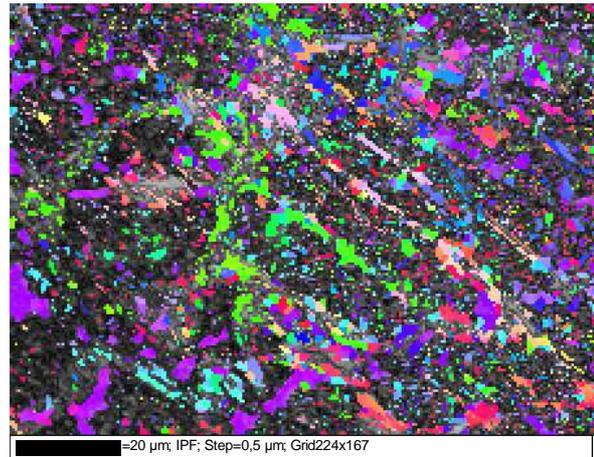
Figura 4. Mapas de fases via EBSD das amostras no estado, (a) bruto de fusão, (b) 80 horas, (c) 176 horas e (d) final de vida útil com aproximadamente 16 meses.



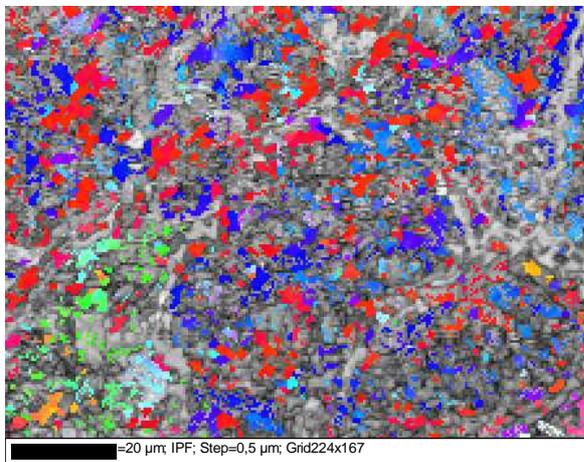
A Figura 5 apresenta os mapas de orientações cristalográficas, bem como os padrões de cores utilizados para os mapeamentos.



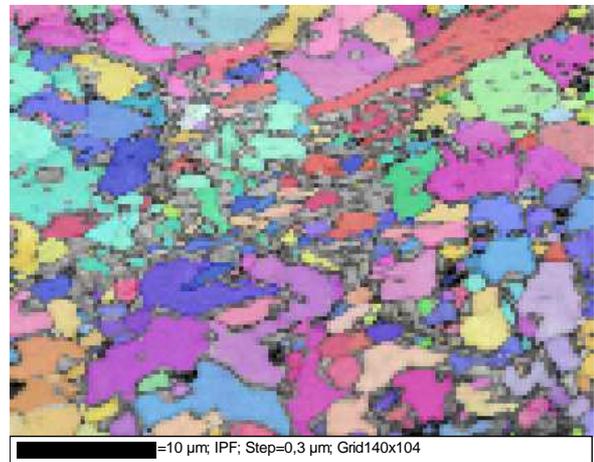
(a)



(c)



(d)



(e)

Figura 5. Mapas de orientação cristalográfica; (a) padrão de cores para os mapeamentos das orientações cristalográficas; (b) bruto de fusão; (c) 80 horas; (d) 176 horas e (e) final de vida útil com aproximadamente 16 meses.

A fração volumétrica de carbonetos, obtida via metalografia quantitativa, foi de $15,9 \pm 0,7$.



4 DISCUSSÃO

De acordo com os teores de cromo e carbono, o material no estado bruto de fusão (Figura 2a) apresenta uma microestrutura composta majoritariamente por dendritas de austenita e eutético ($\gamma + M_7C_3$). A estabilidade da austenita vem dos elevados teores de elementos de liga nela dissolvidos.⁽⁴⁾

Resultados via EBSD evidenciaram uma pequena fração de ferrita δ no centro das dendritas de austenita. A presença de ferrita residual na microestrutura de solidificação é consequência da transformação peritética incompleta, decorrente da elevada taxa de resfriamento e do teor de carbono. Os diagramas calculados no *Thermo-Calc* (Figura 3) e os dados obtidos na literatura confirmam a presença de ferrita na estrutura bruta de fundição.⁽⁵⁾

A fração volumétrica de carboneto medida via metalografia quantitativa está de acordo com os valores encontrados no diagrama calculado no *Thermo-Calc* (Figura 3a) e fórmulas obtidas por meio de regressões lineares de uma ampla quantidade de ligas.⁽⁶⁾

O eutético observado na amostra bruta de fundição tem como constituinte o carboneto M_7C_3 (Figura 4a). Após tratamento isotérmico o carboneto do eutético teve sua estequiometria alterada para $M_{23}C_6$ (Figura 4c), por meio da reação $M_7C_3 + \text{ferrita} \rightarrow \text{austenita} + M_{23}C_6$.

As regiões internas às dendritas de austenita se apresentam totalmente orientadas segundo uma determinada orientação cristalina (Figura 4b), implicando em baixa intensidade de sítios para precipitação de carbonetos. Tal fato pode ser responsável pela difícil desestabilização da austenita, por meio de tratamentos subcríticos do material no estado bruto de fundição.

Na Figura 2b é possível observar que a precipitação de carbonetos secundários tem início nos contornos de dendrita e contornos de subgrão e seguem em direção ao centro, até que a reação se complete (Figura 2e), gerando uma microestrutura de equilíbrio composta por um agregado de ferrita + $M_{23}C_6$.

Os valores de dureza e microdureza obtidos nas amostras com 176 h e 16 meses de operação são compatíveis com a literatura.⁽⁷⁾ No entanto a microdureza apresentou uma tendência parabólica ao longo do tratamento isotérmico. A seguir, foram levantadas duas hipóteses relacionadas ao comportamento encontrado, que não puderam ser comprovadas no presente estudo, sendo necessários trabalhos futuros para a validação das mesmas.

- 1) A precipitação de carbonetos secundários empobrece de carbono e cromo a matriz, levando ao aumento da temperatura M_s . Com isso, quando o material é resfriado pode ocorrer a transformação martensítica. O pico de microdureza observado pode decorrer a melhor relação entre o teor de carbono da martensita, fração de austenita retida e fração de carbonetos secundários⁽⁴⁾. A queda de microdureza pode ocorrer pela redução do teor de carbono da martensita devido ao aumento da fração de carbonetos secundários precipitados.
- 2) A segunda hipótese está baseada no fenômeno de endurecimento por precipitação ou dispersão, em que o endurecimento tem origem nas interações das discordâncias com os precipitados ou com a fase dispersa⁽⁸⁾.



5 CONCLUSÃO

A partir do tratamento isotérmico de 176 horas foi possível alcançar microestrutura e dureza de uma amostra em final de vida útil. O entendimento das reações que ocorrem ao longo desse tratamento térmico cria subsídios para o desenvolvimento de novas ligas, com maior resistência a fluência e ao desgaste.

Ao longo da vida útil do material o mesmo experimenta uma série de transformações, tanto microestrutural quanto nas suas propriedades mecânicas, a maneira mais indicada para evitar essas variações de propriedades é o desenvolvimento de ligas que apresentem estruturas de equilíbrio.

Os resultados obtidos no presente estudo mostraram a potencialidade da técnica de análise via EBSD na caracterização microestrutural, uma vez que é possível identificar a estrutura cristalina e os parâmetros de rede das fases presentes, portanto foi possível identificar carbonetos do tipo M_7C_3 (hexagonal) e $M_{23}C_6$ (CFC), nas amostras caracterizadas.

REFERÊNCIAS

- 1 TURENNE, S.; LAVALLÉE, F.; MASOUNAVE, J. Matrix microstructure effect on the abrasion wear resistance of high-chromium White cast iron. *Journal of materials science*. 1989.
- 2 WIENGMOON, A.; CHAIRUANGSI, T.; PEARCE, J. T. H. A microstructural study of destabilized 30wt%Cr – 2,3wt%C high chromium cast iron. *ISIJ International*, v. 44, p. 396-403, 2004.
- 3 KOSTKA, A.; TAK, K.G.; HELLMIG, R. J.; ESTRIN, Y.; EGgeler, G. On the contribution of carbides and micrograin boundaries to the creep strength of tempered martensite ferritic steels. *Acta Materialia*, 2007.
- 4 TABRETT, C. P.; SARE, I. R. Effect of high temperature and sub-ambient treatments on the matrix structure and abrasion resistance of a high-chromium white iron. *Scripta Materialia*, v. 38, nº 12, p. 1747-1753. 1998.
- 5 LI, D.; LIU, L.; Zhang, Y.; YE, C.; REN, X.; YANG, Y.; YANG, Q. Phase diagram calculation of high chromium cast irons and influence of chemical composition. *Materials and design*, p. 340-345, 2009.
- 6 MARATRAY, F.; USSEGLIO-NANOT, R. Factors affecting the structure of chromium and chromium –molybdenum white irons. 1970.
- 7 DEL PIERO, R. C.; de MELLO, J. D. B.; SCANDIAN, C. Resistência ao desgaste abrasivo à quente de ferros fundidos brancos alto cromo utilizado em barras de grelhas na sinterização. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, São Paulo, 2004.
- 8 MEYERS, M. A.; CHAWLA. K. K. *Princípios de metalurgia mecânica*, Edgard Blücher Ltda. 1982.