

MELHORIA DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE DO FERRO FUNDIDO ALTO CROMO Fe-18%Cr-1,9%C USADO EM CHUTES DE TRANSFERÊNCIA DE MINÉRIO DE FERRO *

Leandro Bastos Bergami¹
Anderson Pereira Martins²
Diego Loubach da Rocha³
Cássio Santos de Carvalho⁴
Flávio Antônio de Moraes Pinto⁵
Adonias Ribeiro Franco Jr⁶

Resumo

Em usinas de pelotização, os ferros fundidos alto cromo (FFAC) são aplicados como materiais de chapas de desgaste em chutes para proteção das correias transportadoras contra danos que podem ocorrer no processo de transferência de pelotas. No presente trabalho, foi avaliada a resistência ao desgaste erosivo-abrasivo de um FFAC (1,86%C, 18,86%Cr) no estado como recebido (fundido) e após tratamento térmico de desestabilização da austenita, realizado a 900 °C durante 30 minutos, e resfriamento ao ar. Os ensaios de desgaste foram realizados em tribômetro de tambor impulsor (TTI), usando como abrasivo pelotas de minério de ferro. Os resultados mostraram que após desestabilização houve a formação de carbonetos secundários e boa parte da matriz passou a ser constituída de martensita, o que proporcionou uma melhoria significativa da resistência ao desgaste erosivo-abrasivo do material.

Palavras-chave: Ferro fundido branco alto cromo; Resistência ao desgaste; Desestabilização; Carbonetos.

IMPROVEMENT OF WEAR RESISTANCE OF Fe-19%Cr-1,9%C HIGH CHROMIUM CAST IRON FOR PROTECTION CHUTES IN TRANSPORT OF IRON ORES

Abstract

High-chromium cast irons (HCCIs) are used in mining pellet plants as wear plates for protection of transport belts against damages from iron ore pellet transference. In the present work, a high-chromium cast iron (1.9%C, 18.7%Cr) used as wear plate was destabilization of austenite on erosive-abrasive wear resistance of. The wear resistance was evaluated using an impeller drum tribometer (IDT), where iron ore pellets were used as abrasive. The result showed that, after destabilization, secondary carbides are formed and much of austenite transformed into martensite, resulting in a significant increase in the wear resistance of the material.

Keywords: High-chromium cast iron; Erosive-abrasive wear resistance; Austenite destabilization; Carbides.

¹ Engenharia Mecânica, mestrando, aluno de mestrado, PROPEMM, Instituto Federal do Espírito Santo, Vitória, Espírito Santo – Brasil.

² Técnico em metalurgia, técnico, técnico de laboratório, PROPEMM, Instituto Federal do Espírito Santo, Vitória, Espírito Santo – Brasil.

³ Engenharia Mecânica, mestrando, aluno de mestrado, PROPEMM, Instituto Federal do Espírito Santo, Vitória, Espírito Santo – Brasil.

⁴ Tecnólogo em rochas ornamentais, doutor em engenharia e ciência dos materiais, professor colaborador, PROPEMM, Instituto Federal do Espírito Santo, Vitória, Espírito Santo – Brasil.

⁵ Engenheiro metalúrgico, mestre em engenharia metalúrgica, professor efetivo, PROPEMM, Instituto Federal do Espírito Santo, Vitória, Espírito Santo – Brasil.

⁶ Engenheiro Metalúrgico, doutor em engenharia metalúrgica, professor efetivo, PROPEMM, Instituto Federal do Espírito Santo, Vitória, Espírito Santo - Brasil.

1 INTRODUÇÃO

Na indústria de mineração, os ferros fundidos alto cromo (FFACs) têm sido aplicados em diversos equipamentos onde são expostos ao desgaste ocasionado por partículas duras (minério, pelotas e sínter). Particularmente, nas plantas de pelotização, placas do material usadas para forrar o interior de chutes de transferência de pelotas de uma correia para outra são expostas ao impacto e à abrasão por parte das pelotas. Devido ao elevado volume de material transportado, durante o contato entre as pelotas e as placas, ocorre o desgaste intenso e ininterrupto das superfícies de tais placas.

Os FFACs são ferros fundidos que contêm cromo entre 11 e 30% e carbono entre 1,8 e 3,6% em massa [1]. Em seu estado bruto de fusão, possuem microestrutura constituída basicamente de carbonetos de cromo eutéticos (M_7C_3) em uma matriz predominantemente austenítica. No entanto, esta estrutura pode ser alterada por meio de um tratamento térmico denominado desestabilização. Na temperatura de tratamento, ocorre a precipitação de carbonetos secundários, o que leva a desestabilização da austenita pela diminuição dos teores de carbono e elementos de liga na austenita e, como consequência, no resfriamento pode ser aumentada a proporção do microconstituente martensita. A presença de carbonetos secundários e a obtenção de uma matriz com maior fração de martensita produz um material com maior dureza e maior resistência ao desgaste [2].

O tribômetro do tipo tambor impulsor (TTI) foi escolhido para este estudo, uma vez que suas condições de ensaio podem apresentar maior fidedignidade com as do tribo-sistema a que as placas dos chutes estão sujeitas. Em consequência, durante ensaios devem atuar os mesmos mecanismos de desgaste decorrentes da ação do impacto e deslizamento/rolamento das pelotas sobre as superfícies das chapas. Durante ensaios, as superfícies dos corpos de prova são submetidas ao desgaste provocado pelo impacto e deslizamento de partículas sólidas (no caso, pelotas de minério de ferro). O equipamento consiste em um tambor que acomoda o material abrasivo e um eixo impulsor, onde são alojados os corpos de prova a serem ensaiados [3]. Quando em movimento, o conjunto tambor/eixo gira no mesmo sentido, porém com diferentes velocidades angulares. Em razão de as partículas abrasivas (pelotas) se chocarem uma contra a outra, ou contra as superfícies dos corpos de prova, ocorre a fragmentação do abrasivo (pelotas), gerando partículas mais finas. Assim, as superfícies dos corpos de prova sofrem desgaste decorrente não só do impacto (erosão), mas também do rolamento/deslizamento do abrasivo.

O propósito deste estudo foi melhorar a resistência ao desgaste erosivo-abrasivo do material usado como chapa de desgaste em chutes de transferência de pelotas. O material é um ferro fundido alto cromo, com cerca de 19 %Cr e 1,9%C, que inicialmente continha cerca de 27,5% de austenita. O comportamento tribológico do material, bem como a sua resistência ao desgaste erosivo-abrasivo antes e após tratamento térmico de desestabilização foram realizados usando um tribômetro do tipo impulsor (TTI).

2 DESENVOLVIMENTO

2.1 Materiais e Métodos

Os corpos de prova usados neste estudo foram extraídos por corte com jato de água a partir de uma placa de desgaste de chutes de transferência ainda não usada em campo. Foram confeccionados dois tipos de corpos de prova, sendo que para o ensaio de desgaste erosão-abrasão, eles possuíam dimensões de 75 x 35 x 25 mm, e para as caracterizações (MO, MEV e DRX), formato de cubos, com cerca de 25 mm de aresta. A composição química do material, % em massa (C=1,86, Si=0,34, Nb=0,07, Mn=0,70, V=0,08, P=0,02, S=0,02, Cr=18,86, Ni=0,18, Mo=0,07, Fe=bal.), foi determinada em espectrômetro de emissão óptica com fonte de centelha da marca Oxford. Metade dos corpos de prova de FFAC Fe-19%Cr-1,9%C foi submetida a tratamentos térmicos de desestabilização em um forno de resistência na temperatura de 900 °C durante 30 min. O resfriamento desses corpos de prova foi realizado ao ar.

Para os corpos de prova do material como recebido e após tratamentos térmicos, os valores de dureza HRC foram determinados em durômetro Heckert de bancada, sendo registrados a partir da média de 4 medidas. Os corpos de prova de formato cúbico foram cortados transversalmente, lixados, polidos com alumina de 1 e 0,3 µm, limpados em banho ultrassônico, secados com ar quente e atacados com reagente Vilella para observações em microscópio Leica modelo 750 DM e complementarmente em MEV modelo EVO MA10. Foi utilizado o software ImageJ, para quantificar a fração volumétrica de carbonetos eutéticos. As análises de difração de raios X foram efetuadas em difratômetro Bruker, modelo D8 Advanced com um tubo de radiação de CuK α , monocromador de grafite, tensão de 30 kV em modo de varredura contínua, variando 2 θ na faixa de 10 a 100° com passo de 0,02°, tempo de 2 s e rotação constante de 10 rpm. As quantificações de austenita e martensita foram feitas com base na norma ASTM-E975 [4], sendo calculada a área sob os picos de difração de cada um dos dois microconstituintes usando o software OriginPro 8. Por fim, as superfícies de desgaste tanto do material como recebido quanto do desestabilizado foram analisadas em MEV.

2.1.1 Ensaio de Desgaste Erosivo-abrasivo em Tribômetro de Tambor Impulsor

Um tribômetro do tipo tambor impulsor, desenvolvido no IFES foi utilizado para avaliar a resistência ao desgaste do material tanto no estado como recebido quanto estabilizado. O equipamento possui dois componentes principais: um deles é o rotor (velocidade de rotação de 700 RPM), onde ficam posicionados os corpos de prova (no máximo três), e o outro é o tambor (30 RPM). A Figura 1 mostra detalhes constitucionais do tribômetro utilizado e a Tabela 1 apresenta as principais condições de ensaio. No rotor, existem três slots disponíveis para o posicionamento dos corpos de prova, o que permite ensaiar até três corpos de prova.

Pelotas de minério de ferro foram utilizadas como material abrasivo, com intuito de ter se obter um tribossistema com características bem próximas àquele atuante no sistema de transferência de pelotas. Durante o ensaio, as superfícies dos corpos de prova são impactadas pelas pelotas (abrasivo), as quais são mantidas em movimento em razão da rotação do tambor. [3].

Para a determinação dos valores de perda de massa, a pesagem dos corpos foi feita de 20 em 20 minutos, até a primeira hora de ensaio, e de 1 h em hora até 4 horas de ensaio, o que totalizou um tempo de ensaio de 4 h. Nas paradas, as superfícies dos

corpos de prova sempre eram escovadas em água corrente, deixadas no lavador ultrassônico por 1 minuto e pesadas na balança de marca Bel e modelo Mark 1300. Adicionalmente, a carga de pelotas era sempre renovada, substituindo a carga de pelotas fraturadas por uma carga de pelotas íntegras. Para garantir ainda mais representatividade, os corpos de prova sempre eram recolocados em slots diferentes.

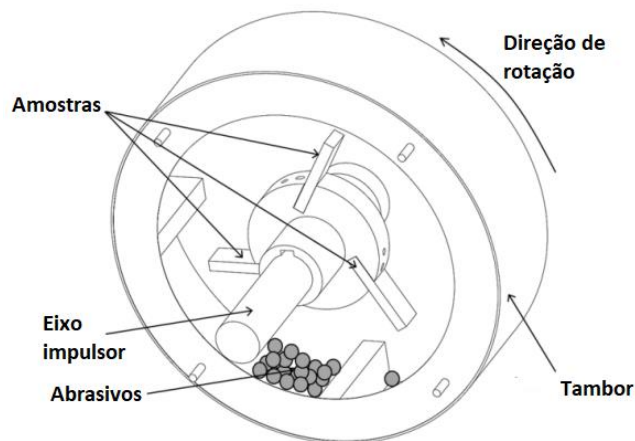


Figura 1. Detalhes das principais partes do equipamento de erosão-abrasão.

Tabela 1. Principais condições usadas nos ensaios de erosão-abrasão dos corpos de prova de ferro fundido alto.

Ângulo de fixação da amostra	90 °C
Tempo Total de Ensaio	4 h
Tipo de Abrasivo	Pelota de minério de ferro
Carga do abrasivo	1 Kg
Tempo para troca de abrasivo	20 min
Velocidade do rotor	30 rpm
Velocidade do tambor	700 rpm

2.2 Resultados e discussão

2.2.1 Microestruturas do FFAC Fe-19%Cr-1,9%C como recebido e desestabilizado a 900 °C

A Figura 2 apresenta os resultados de difração de raios X para o material como recebido e desestabilizado a 900 °C. Nas análises, conforme mostra a Figura, evidencia-se na microestrutura do material, nas duas diferentes condições, a presença de martensita, carbonetos do tipo M_7C_3 e austenita. Mesmo após desestabilização, ainda se detecta a presença de austenita.

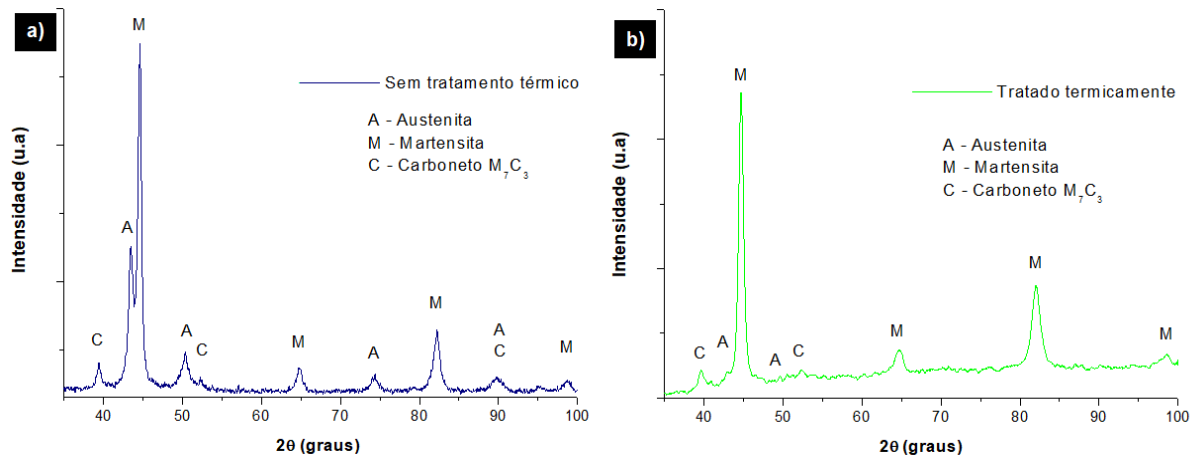


Figura 2. a) Difratograma de raio X do FFAC Fe-19%Cr-1,9%C: (a) no estado bruto de fusão; e (b) após desestabilização a 900 °C e resfriamento ao ar.

A Figura 3 apresenta a microestrutura do material como recebido. A microestrutura é constituída por carbonetos eutéticos, identificados como do tipo M_7C_3 nas análises DRX, e uma matriz composta de austenita e martensita, com predomínio de austenita (regiões em amarelo na Figura 3a-b).

A martensita, pequenas porções escuras, aparece em menores quantidades e na interface com os carbonetos. Para um material de composição próxima ao deste estudo, Gasan e Erturk [6] também encontraram martensita no material com estrutura bruta de fusão.

Para o FFAC hipoeutético, na primeira etapa de solidificação formam-se dendritas de austenita. Quando se alcança o patamar eutético, tem-se a formação do microconstituente eutético (carbonetos e austenita). Com o resfriamento após a solidificação, uma pequena zona na interface carboneto/austenita pode se empobrecer de elemento de ligas e carbono devido ao crescimento de carbonetos. Nessas regiões empobrecidas da microestrutura, tem-se um aumento tanto da temperatura de início (M_s), quanto de fim de formação da martensita (M_{sf}), o que pode resultar na formação de martensita após subsequente resfriamento.

De acordo com Bedolla-Jacuinde e colaboradores [7], o ataque mostra que o carboneto eutético conectado à matriz austenítica possui morfologia na forma de barras.

A Figura 3 mostra a microestrutura do material após tratamento térmico de desestabilização a 900 °C e 30 min. Fica evidente que o processo de desestabilização causou significativas mudanças microestruturais. Os carbonetos eutéticos permaneceram praticamente inalterados, quando se comparam as imagens dessa Figura com as imagens apresentadas na Figura 2, e a matriz austenítica sofreu significativas transformações, uma vez que a austenita deu lugar a martensita (regiões escuras, Figura 3a-b) e aos pequenos carbonetos secundários (Figura 3c).

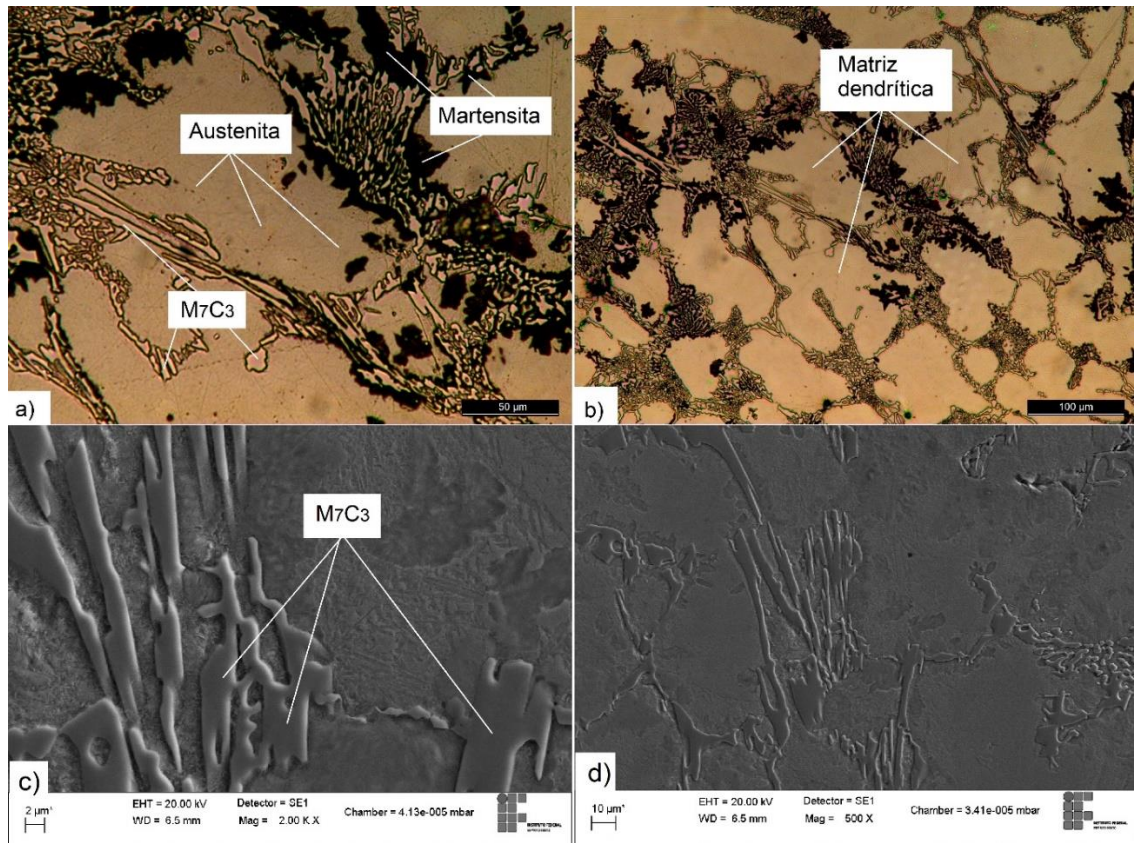


Figura 2. Microestrutura do FFAC 19%Cr-1,9%C como recebido: (a) e (b) micrografia óptica destacando a matriz austenítica e carbonetos eutéticos, além de algumas porções de martensita (regiões escuras); (c) e (d) micrografias de MEV destacando os carbonetos eutéticos e matriz sem a presença de carbonetos secundários visíveis.

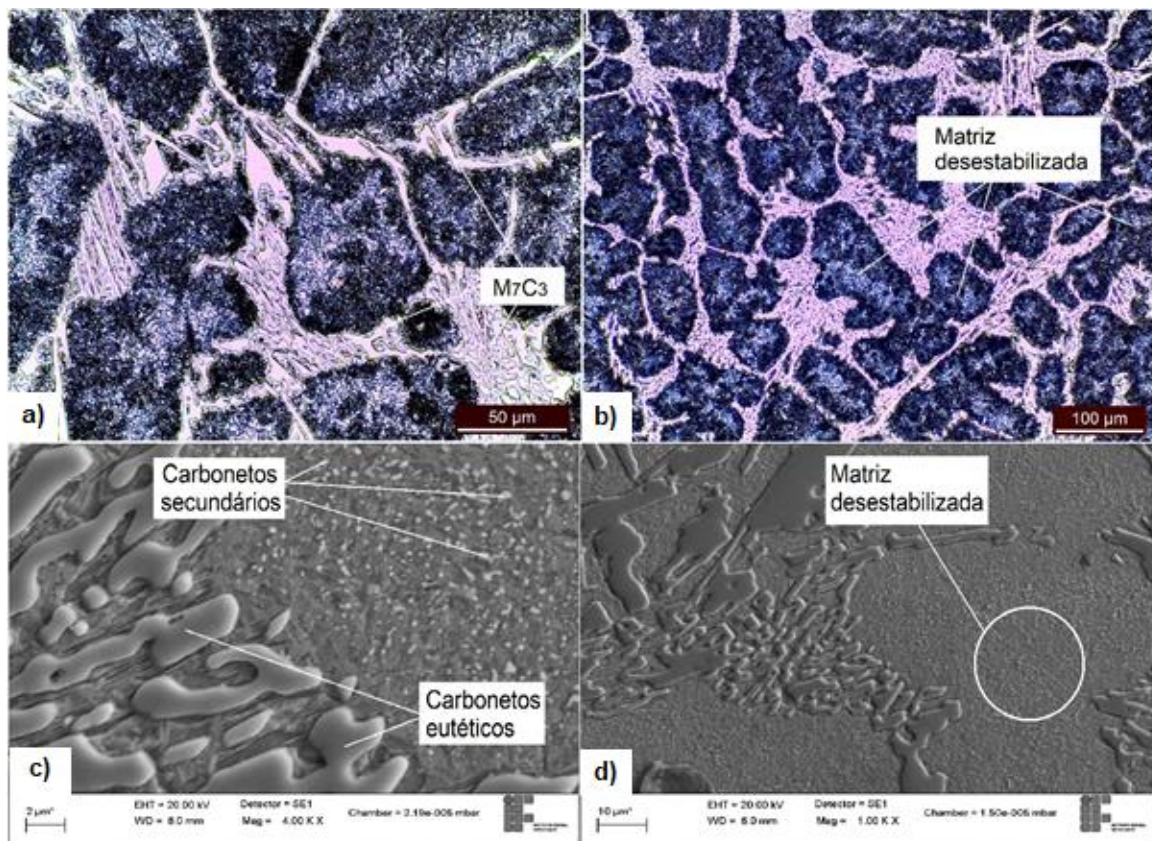


Figura 3. Microestrutura do FFAC 19%Cr-1,9%C após desestabilização a 900 °C e 30 min e resfriamento ao ar: (a) e (b) micrografia óptica destacando a matriz martensítica (regiões escuras) e carbonetos eutéticos; (c) e (d) micrografias de MEV destacando a presença de carbonetos eutéticos na matriz desestabilizada.

2.2.2 Dureza e proporção de microconstituintes

A Figura 4 compara as frações de microconstituintes presentes no material como recebido e após desestabilização a 900 °C e 30 min seguida de resfriamento ao ar. Assim como observado por Wang e colaboradores [8], a fração volumétrica de carboneto eutético praticamente é inalterada após tratamento térmico, não ocorrendo dissolução significativa, sendo determinados valores de 13,5% para o material como recebido e 13,8% após o seu tratamento térmico. O tratamento térmico proporcionou transformação de boa parte da austenita em martensita, que sobe de 59,3 para 79,1%. Albertin e Sinatora [9] obtêm também significativas modificações na estrutura da matriz de FFAC de composições variadas com o uso de tratamentos térmicos de desestabilização a 950 °C.

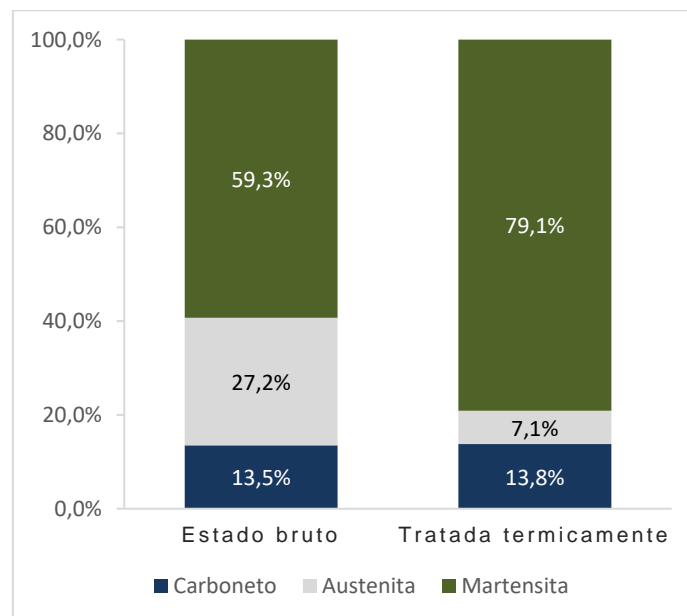


Figura 4. Fração volumétrica de microconstituintes presentes na microestrutura do FFAC no estado bruto de fundição e após tratamento térmico de desestabilização.

Uma comparação entre os valores de dureza HRC do material como recebido e após desestabilização a 900 °C e 30 min é feita na Figura 5. O aumento da do teor de martensita da matriz de cerca de 59,3% para 79,1% permitiu um aumento considerável da dureza do material, que passou de cerca de 44,7 HRC para 55,3 HRC.

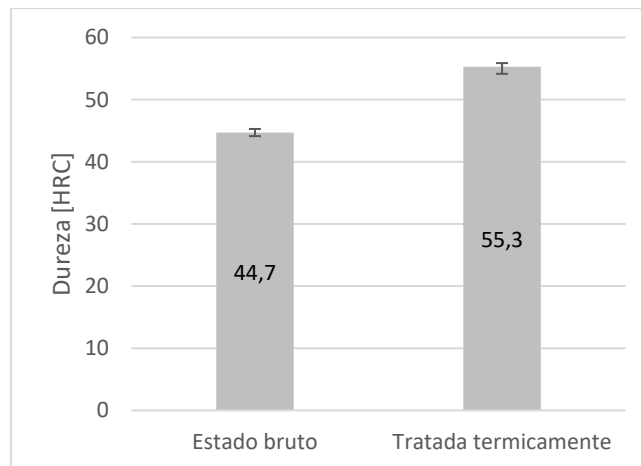


Figura 5. Dureza do FFAC como recebido e após desestabilização a 900°C e resfriamento ao ar.

2.2.3 Resistência ao desgaste erosivo-abrasivo

A Figura 7 compara a resistência ao desgaste, em termos de perda de massa, para o material na condição bruta de solidificação e após tratamento térmico de desestabilização.

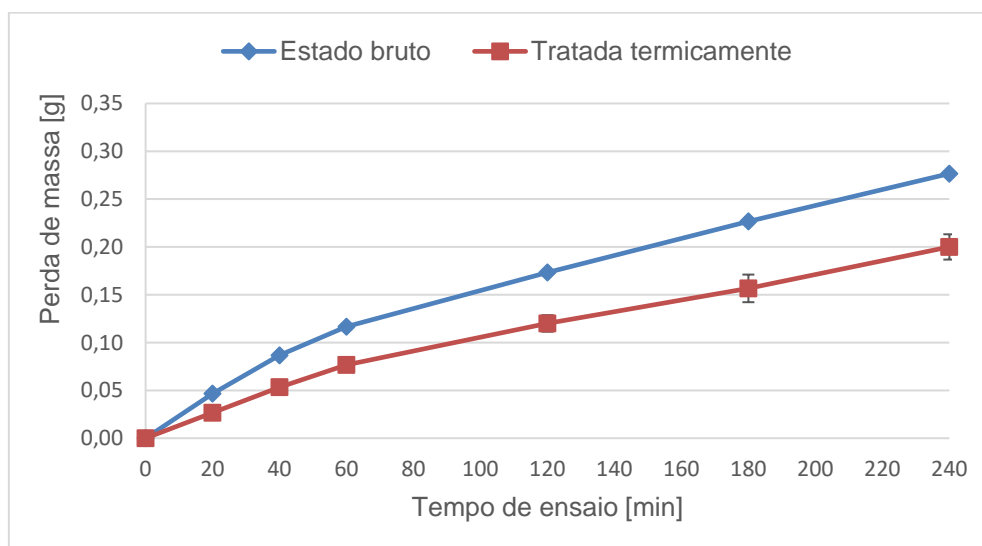


Figura 7. Variação da perda de massa para o FFAC 19%Cr-1,9%C no estado bruto de solidificação e após desestabilização a 900 °C.

Observa-se que o material desestabilizado apresenta menores perdas de massa frente ao material como recebido, não ocorrendo inversões mesmo na primeira hora de ensaio quando o regime de desgaste ainda é transitório, ou seja, no período *running in* o qual é caracterizado por grandes oscilações e altas taxas de desgaste. Após atingir o regime de desgaste permanente, cerca de 1 h de ensaio, a taxa de desgaste do material como recebido se mantém em cerca de 0,9 mg/min, enquanto a do material desestabilizado esse valor cai para 0,7 mg/min. Portanto, em ambos os casos o regime de desgaste permanente foi atingido em curto período. De acordo com Rocha [10], o desgaste mais intenso provavelmente está associado à deformação plástica mais intensa que a superfície desgastada experimenta na etapa inicial por conta dos primeiros impactos sofridos

Conforme mostra a Figura 7, após 1 h (regime permanente), a diferença entre os valores de perda de massa se ampliam com o tempo, indicando uma grande melhora de resistência ao desgaste erosivo-abrasivo do material após tratamento de desestabilização. A microestrutura do material desestabilizado possui não só uma maior dureza devido à maior proporção de martensita frente ao material como recebido (20% a mais), como também contém carbonetos secundários que oferecem uma maior capacidade de sustentação contra o impacto erosivo e a abrasão das partículas abrasivas (pelotas) conforme mostra a Figura 3(c). De acordo com Rocha [10], uma matriz predominantemente martensítica, de elevada dureza, dificulta a penetração das partículas abrasivas, e a presença de carbonetos secundários com alta aderência nessa matriz podem impedir o deslizamento das partículas abrasivas. Em consequência, de acordo com o mesmo autor, na superfície do material que possui alta resistência ao desgaste erosivo-abrasivo, são produzidos riscos pouco profundos e de pequeno comprimento.

3 CONCLUSÃO

Após tratamento térmico de desestabilização do ferro fundido alto cromo 19%Cr-1,9%C na temperatura de 900 °C seguido de resfriamento ao ar pode-se concluir:

1. A melhoria da resistência ao desgaste erosivo-abrasivo do material está associada não só ao aumento da fração de martensita, como também a precipitação de carbonetos secundários na matriz.
2. A dureza do material aumenta de 44,7 para 55,3 HRC, o que corresponde a um aumento de 23,7%.
3. A diminuição da taxa de desgaste erosivo-abrasivo de 0,9 para 0,7 mg/min equivale a uma redução de 23,1%.

Agradecimentos

Os autores agradecem o suporte financeiro concedido pelo polo Embrapii/Vale S.A/IFES, projeto “Desenvolvimento de material resistente à erosão utilizado nos chutes do sistema de transporte da Vale” na construção do tribômetro de tambor impulsor (TTI) usado nos ensaios de erosão-abrasão, e apoio técnico da equipe do laboratório de Ensaios Não Destrutivos do IFES Vitória. O autor L.B. Bergami agradece em especial à CAPES pela bolsa de mestrado concedida.

REFERÊNCIAS

- 1 Tabrett CP, Sare IR. Ghomashchi MR. Microstructure-property relationships in high chromium White iron alloys. *International Materials Reviews*, 1996;41(2);59-82.
- 2 Tabrett CP, Sare IR. The effect of heat treatment on the abrasion resistance of alloy white irons. *Wear*, 1997;203–204:206–219.
- 3 Ratia V, Miettunen I, Kuokkala VT. Surface deformation of steel in impact-abrasion: The effect of sample angle and test duration. *Wear*, 2013;301:94-101.
- 4 ASTM-A975. Standard practice for X-Ray determination of retained austenite in steel with near random crystallographic orientation. *Annual book of ASTM standards*, 2013.
- 5 Wilson RD, Hawk JA. Impeller wear impact-abrasive wear test. *Wear*, 1999;225-229:1248-1257.

- 6 Bedolla-Jacuinde A, Arias L, Hernández B. Kinetics of secondary carbides precipitation in a high-chromium white iron. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2003;12(4):371-382.
- 7 Gasan H, Erturk F. Effect of a destabilization heat treatment on the microstructure and abrasive wear behavior of high-chromium white cast iron investigated using diferente characterization techniques. *Metallurgical Transactions A*, 2013;44(11):4993-5005.
- 8 Wang J, Li C, Liu H, Yang H, Shen B, Gao S, Huang S. The precipitation and transformation of secondary carbides in a high chromium cast iron. *Materials Characterizations*, 2006;56(1):73-78.
- 9 Albertin E, Sinatora A. Effect of carbide fraction and matrix microstructure on te wear of cast iron balls tested in a laboratory ball mil. *Wear*, 2001;250(1-12):492-501
- 10 Rocha, D.L. Influência da temperatura de desestabilização na resistência ao desgaste de um ferro fundido branco alto cromo. Dissertação de mestrado, IFES – campus Vitória, Vitória-ES, 2019.