

# COMPORTAMENTO EM DESGASTE EROSIVO-ABRASIVO DE UM FERRO FUNDIDO ALTO CROMO HIPOEUTÉTICO DESESTABILIZADO ENTRE 930 E 1050°C\*

Diego Loubach da Rocha<sup>1</sup>  
Anderson Pereira Martins<sup>2</sup>  
Cássio Santos de Carvalho<sup>3</sup>  
Flávio Antônio de Moraes Pinto<sup>4</sup>  
Adonias Ribeiro Franco Jr<sup>5</sup>

## Resumo

Os ferros fundidos alto cromo (FFAC) são largamente empregadas na indústria de mineração como componentes de equipamentos de transporte de minério de ferro, onde estão sujeitos a severas condições de desgaste erosivo-abrasivo. O presente trabalho avalia o comportamento tribológico sob erosão-abrasão de um FFAC com diferentes proporções de austenita/martensita obtidas através de tratamentos térmicos de desestabilização a 930, 990 e 1050 °C seguida de resfriamento ao ar. Os ensaios de desgaste foram efetuados em tribômetro de tambor impulsor (TTI) usando como abrasivo pelotas de minério de ferro. Observou-se uma boa correlação entre a temperatura de desestabilização, dureza da matriz e resistência ao desgaste. As caracterizações das superfícies de desgaste do material como recebido evidenciaram que o mecanismo de desgaste predominante das pelotas contra as superfícies das chapas de FFAC foi o erosivo. Os resultados também mostraram que as desestabilizações realizadas entre 930 e 990 °C levaram ao desenvolvimento de uma matriz constituída predominantemente por martensita e carbonetos secundários finamente dispersos, a qual após testes de desgaste apresentou crateras e ranhuras pequenas e rasas, o que caracteriza a atuação simultânea de abrasão e erosão. Em contrapartida, desestabilizações acima de 990 °C permitiram a produção de uma matriz constituída predominantemente de austenita e carbonetos secundários coalescidos, a qual se tornou mais facilmente sulcada e, conseqüentemente, apresentou os maiores coeficientes de desgaste.

**Palavras-chave:** Ferro fundido alto cromo; Desgaste abrasivo-erosivo; Tratamento térmico de desestabilização; Carbonetos secundários

## EROSIVE ABRASIVE WEAR BEHAVIOR OF A HYPOEUTECTIC HIGH-CHROMIUM CAST IRON DESTABILIZED BETWEEN 930 AND 1050 °C

### Abstract

High-chromium cast irons (HCCIs) are widely applied in mining industry as components of equipment for iron ore transportation, where such materials are subjected to severe erosive-abrasive wear conditions. The present work evaluated the erosion-abrasion behavior of an HCCI containing different proportions of austenite and martensite, using an impeller tumbler tribometer (ITT) and iron ore pellets as abrasive material. It was found a good relationship between the destabilization temperature, matrix hardness and wear resistance. The results showed that the wear dominant mechanism on the worn surface of the as-received material was erosion. The results also showed that destabilizations conducted between 930 and 990 °C led to the development of a matrix microstructure consisting mainly of martensite and finely dispersed secondary carbides, which after wear tests presented craters and small and shallow grooves, characterizing simultaneous action of abrasion and erosion. On the other hand, destabilizations at 1050 °C allowed to obtain a matrix consisting mostly of austenite and coalesced secondary carbides, which makes it more easily grooved and with higher wear coefficients.

**Keywords:** High-chromium cast iron; Abrasive erosive wear; Destabilization; Secondary carbides.

- <sup>1</sup> *Engenharia Mecânica, mestrando, aluno de mestrado, PROPEMM, Instituto Federal do Espírito Santo, Vitória, Espírito Santo – Brasil.*
- <sup>2</sup> *Técnico em metalurgia, técnico, técnico de laboratório, PROPEMM, Instituto Federal do Espírito Santo, Vitória, Espírito Santo – Brasil.*
- <sup>3</sup> *Tecnólogo em rochas ornamentais, doutor em engenharia e ciência dos materiais, professor colaborador, PROPEMM, Instituto Federal do Espírito Santo, Vitória, Espírito Santo – Brasil.*
- <sup>4</sup> *Engenheiro metalúrgico, mestre em engenharia metalúrgica, professor efetivo, PROPEMM, Instituto Federal do Espírito Santo, Vitória, Espírito Santo - Brasil.*
- <sup>5</sup> *Engenheiro Metalúrgico, doutor em engenharia metalúrgica, professor efetivo, PROPEMM, Instituto Federal do Espírito Santo, Vitória, Espírito Santo - Brasil.*

## 1 INTRODUÇÃO

O processo de desgaste por abrasão/erosão é responsável por uma significativa parcela dos custos de manutenção de equipamentos usados em diferentes segmentos da indústria. Um exemplo desta situação é o desgaste sofrido por elementos de sacrifício, geralmente produzidos na forma de placas e empregados na mineração para transporte de minérios, pelotas e sinter, em equipamentos denominados chutes de transferência.

Um dos materiais mais empregados na mineração como placas de desgaste são os ferros fundidos com alto teor de cromo (FFAC), de composição hipoeutética, cuja microestrutura se constitui basicamente de uma matriz austenítica e de carbonetos eutéticos ( $M_7C_3$ ) [1]. O material apresenta, mesmo com uma estrutura bruta de fundição, alta resistência ao desgaste que pode ser otimizada com a aplicação de tratamentos térmicos adequados.

O tratamento térmico de desestabilização permite obter uma microestrutura constituída de uma matriz mais rígida devido à precipitação de carbonetos secundários e conseqüente transformação martensítica durante o resfriamento rápido. A matriz endurecida oferece maior sustentação para os carbonetos, o que pode bloquear localmente a evolução do desgaste.

Métodos para avaliar e entender os mecanismos de desgaste atuantes na superfície dos materiais são cruciais para desenvolver tecnologias, assim como novos materiais, para a redução de custos ou perdas associadas a paradas para manutenção ou substituição de componentes. Em placas de chute fabricadas com FFAC, são mais frequentes dois tipos de desgaste: um deles é o desgaste por erosão e o outro é o desgaste por abrasão. O primeiro tipo de desgaste (erosão) ocorre quando: (i) o abrasivo (a granel) atinge a superfície das paredes de chutes com velocidades relativamente altas e (ii) os ângulos de impacto são altos e próximos a  $90^\circ$ . O outro tipo de desgaste (abrasão) é causado pelo deslizamento de partículas de alta dureza contra a superfície do material de revestimento. Em geral, o desgaste por erosão é localizado, ao passo que o desgaste por abrasão tende a ser distribuído de maneira mais uniforme [2].

Na literatura, em vários trabalhos é relatado que ocorre um aumento de resistência ao desgaste com a fração volumétrica de martensita e precipitação de carbonetos presentes na matriz [3], [4], [5]. O propósito deste trabalho foi analisar o comportamento de desgaste de um ferro fundido alto cromo, de composição hipoeutética (14Cr-2,8C), desestabilizado em temperaturas de 930, 990 e 1050 °C. Os ensaios foram realizados usando um tribômetro do tipo tambor impulsor (TTI) e pelotas de minério de ferro, o que permitiu avaliar o efeito da microestrutura resultante de cada uma das condições de tratamento sobre a resistência ao desgaste abrasivo-erosivo do material. De acordo com Kirchgassner et al. [6], no tipo de configuração de ensaio aqui utilizado, o mecanismo de desgaste se dá simultaneamente por abrasão e erosão e as dimensões dos corpos abrasivos são suficientes para desenvolver alta energia de impacto.

## 2 DESENVOLVIMENTO

### 2.1 Procedimento Experimental

A composição química (% em massa) da placa de desgaste de FFAC, determinada em espectrômetro de emissão óptica com fonte de centelha da marca Oxford, é apresentada na Tabela 1. A placa nova (não usada), com 600 x 600 x 75 mm, foi cedida pela mineradora Vale S.A. e seria aplicada em chutes de transferência de uma de suas plantas de pelletização.

**Tabela 1.** Composição química da chapa de FFAC.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Fe
2,80	0,97	0,88	0,058	0,026	13,56	0,26	0,76	Balanço

Foram confeccionados corpos de prova de 75 x 35 x 25 mm através do corte por jato de água, sendo três corpos de prova para cada um dos tratamentos térmicos realizados em um forno de resistência conforme mostra Tabela 2. Todos os corpos de prova após desestabilização foram resfriados ao ar calmo até temperatura ambiente.

**Tabela 2** – Condições dos tratamentos térmicos do FFAC hipoeutético 14%Cr-2.8%C.

Temperatura de desestabilização	Programa do tratamento térmico
930 °C	650 °C X 1h + 930 °C X 1h
990 °C	650 °C X 1h + 990 °C X 1h
1050 °C	650 °C X 1h + 1050 °C X 1h

Os ensaios para determinação de dureza HRC, medida em 4 pontos dos corpos de prova, foram realizados em durômetro da marca Heckert.

Para revelação microestrutural do material como recebido e após tratamentos térmicos, a preparação das amostras consistiu no lixamento seguido de polimento com alumina de 1 e 0,3 µm, banho em ultrassom, secagem com ar quente forçado e ataque com reagente Vilella.

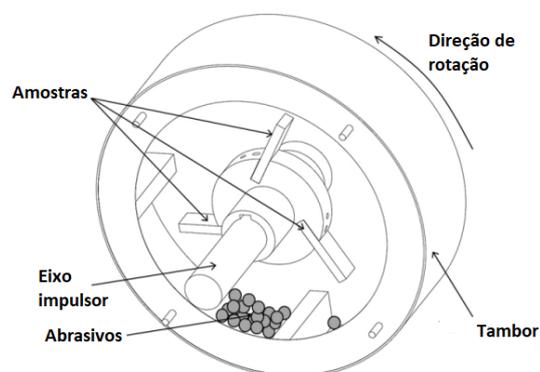
As análises por difração de raios X foram realizadas em difratômetro Bruker D8 Advanced, utilizando radiação K $\alpha$  do Cu, monocromador de grafite, tensão de 30 kV em modo de varredura contínua, variando 2 $\theta$  na faixa de 10 a 100° com passo de 0,02°, tempo de 2 s e rotação constante de 10 rpm.

Observações microestruturais foram feitas por microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV). Um microscópio Leica modelo 750 DM, utilizando o software ImageJ, permitiu quantificar carbonetos eutéticos, enquanto as quantificações de austenita e martensita foram feitas com base na norma ASTM-E975-13 [7], sendo as áreas dos picos de DRX calculadas pelo método de comparação direta com o auxílio do software Origin Pro 2018.

Para avaliar o comportamento de desgaste do FFAC tratado nas diferentes condições foi utilizado um tribômetro do tipo tambor impulsor (TTI) desenvolvido no IFES - campus Vitória. A Tabela 3 mostra as principais condições de ensaio e a Figura 1 mostra esquematicamente a disposição do material abrasivo e dos corpos de prova de FFAC no interior do referido tribômetro, composto basicamente por um tambor e um rotor onde podem ser alojados até três corpos de prova. Pelotas de minério de ferro foram utilizadas como material abrasivo, com o objetivo de obter-se similaridade com o tribossistema onde as placas de chutes instaladas em campo. Nos ensaios TTI, a velocidade de rotação do tambor é significativamente mais baixa que a do rotor (30 RPM contra 700 RPM). O movimento do tambor promove a agitação do abrasivo que continuamente se choca contra as superfícies dos corpos de prova, fixos no rotor, provocando o desgaste dos mesmos por erosão – abrasão.

**Tabela 3.** Principais condições utilizadas nos ensaios erosão-abrasão do FFAC.

Ângulo de fixação dos corpos de prova	90 °
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



**Figura 1.** Representação esquemática do tribômetro de tambor impulsor (TTI) para ensaios de erosão-abrasão dos corpos de prova de FFAC, usando como abrasivo pelotas de minério de ferro.

Os valores de perda de massa dos corpos de prova das 4 diferentes condições (como recebido e tratado conforme mostrado na Tabela 2) foram determinados através de pesagens após tempos de 20 em 20 min (até a 1ª hora de ensaio) e depois de 1 h em 1 h hora (até a 4ª hora de ensaio), perfazendo um tempo total de ensaio de 4 h e 7 pesagens.

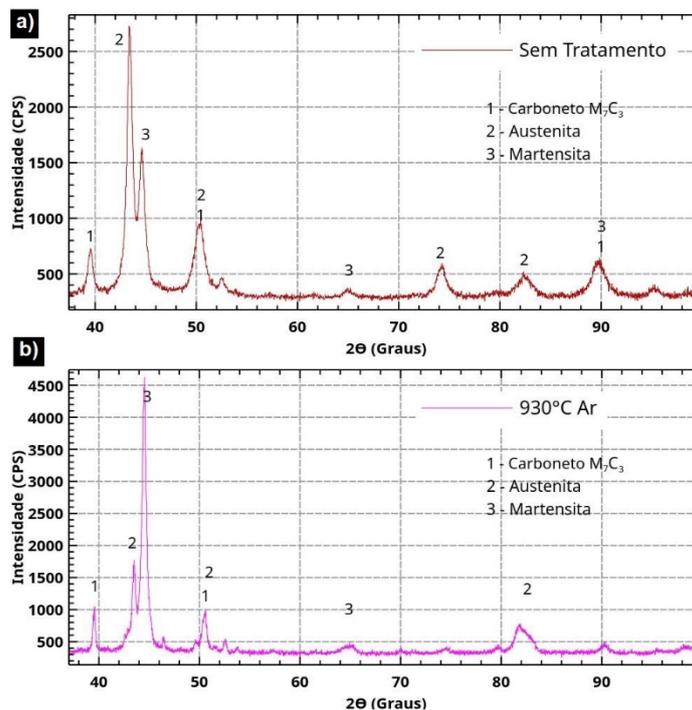
A cada parada para pesagem dos corpos de prova, a carga de pelotas parcialmente fraturadas era substituída por uma nova carga de pelotas inteiras, tendo-se o cuidado de fixar no rotor os corpos de prova em posições diferentes da anterior, garantindo maior reprodutibilidade de ensaio [8]. Nas pesagens, a eliminação de abrasivo aderido à superfície dos corpos de prova foi feita por meio de etapas de escovação em água corrente, limpeza em banho ultrassônico por 1 minuto e secagem com ar quente.

As análises das superfícies de desgaste dos corpos de prova após ensaios em TTI foram efetuadas em microscópio eletrônico de varredura modelo EVO MA10.

## 2.2 Resultados e discussão

### 2.2.1 Caracterização Microestrutural

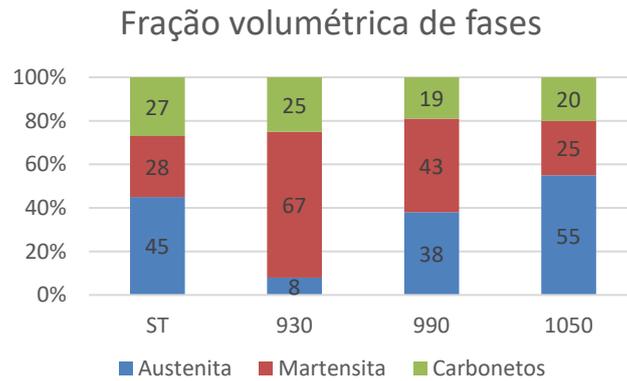
A Figura 2 mostra os resultados de difração de raios X para o material como recebido e desestabilizado na temperatura de 930 °C. Os difratogramas do material desestabilizado nas temperaturas de 990 °C e 1050 °C são semelhantes a esses, evidenciando-se também a presença de austenita, martensita e carbonetos do tipo  $M_7C_3$ .



**Figura 2.** Difratograma de raios X para o FFAC: a) no estado como recebido; b) desestabilizado a 930 °C e resfriado ao ar.

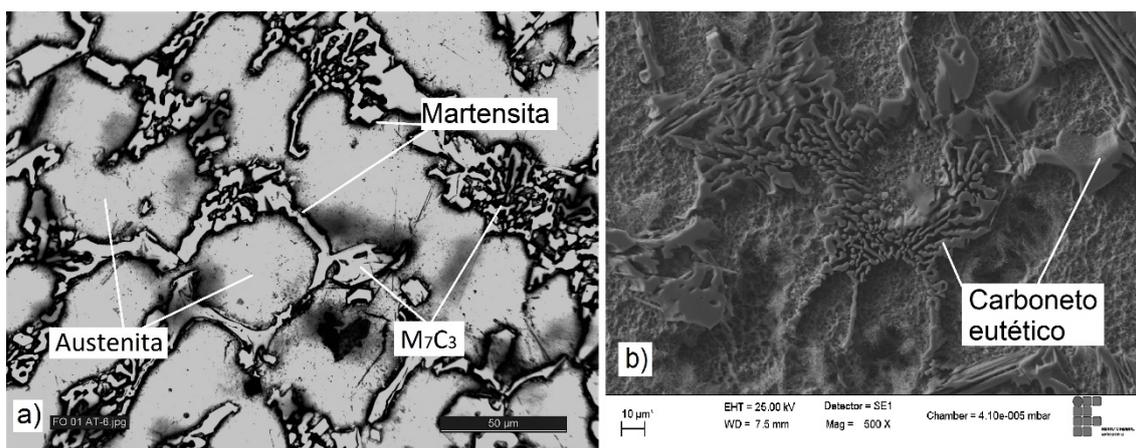
Os resultados de quantificação de cada uma das fases identificadas são apresentados na Figura 3. Verifica-se que os valores de fração volumétrica de carbonetos para o material desestabilizado nas 3 diferentes temperaturas são menores que o do material na condição como recebida, o que sugere que pode ter havido dissolução parcial desses carbonetos durante desestabilização.

A maior fração volumétrica de martensita é obtida para temperatura de desestabilização de 930 °C. Com o aumento da temperatura até 1050 °C, a fração cai progressivamente, obtendo-se valores de fração volumétrica de martensita praticamente iguais àqueles do material como recebido.



**Figura 3.** Fração volumétrica de fases para o FFAC nas diferentes condições.

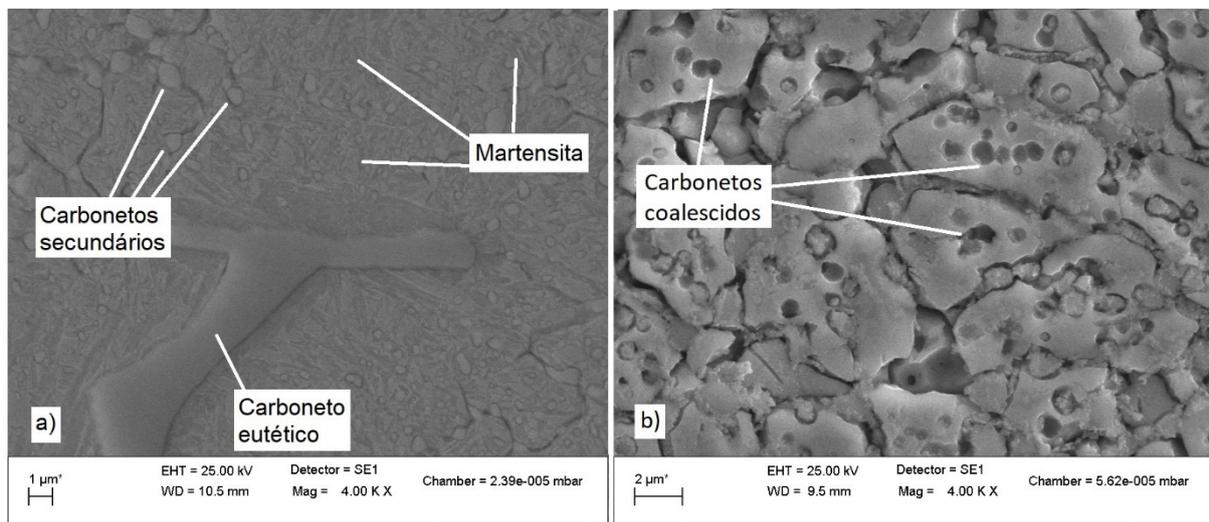
A Figura 4 apresenta a microestrutura do FFAC no estado como recebido. Observa-se na Figura 4(a) a presença de carbonetos eutéticos do tipo  $M_7C_3$  na matriz predominantemente austenítica (clara). Na periferia da austenita, também pode ser evidenciada a presença de martensita (regiões cinzas), as quais também foram encontradas por Tabrett e Sare [3] e por Gazan e Erturk e [9]. Na solidificação do FFAC, primeiro formaram-se dendritas de austenita. Quando se alcança o patamar eutético, tem-se a formação do microconstituente eutético, constituído de austenita e carbonetos  $M_7C_3$  que se dispõe em camadas alternadas. Prosseguindo o resfriamento, tem-se próximo à interface carboneto/austenita a precipitação de carbonetos secundários. Devido a essa precipitação, ocorre um empobrecimento dos teores de carbono e de elementos de liga da austenita, o que provoca um aumento da temperatura de início de formação da martensita ( $M_i$ ), favorecendo a formação de martensita nessa região. Na imagem da Figura 2(b) nota-se que os carbonetos eutéticos conectados à matriz possuem um formato de barras, às quais avançam perpendicularmente à superfície analisada. A morfologia do tipo barras também foi encontrada por Bedolla-Jacuinde e colaboradores [5].



**Figura 4.** Microestrutura do FFAC como recebido (estrutura bruta de fusão): (a) imagem de MO, ataque com Vilella; (b) imagem de MEV, ataque profundo revelando detalhes da estrutura do eutético.

A Figura 5 mostra a microestrutura do FFAC após tratamento térmico de desestabilização por 1 hora nas temperaturas de 930 °C e 1050 °C. Ficou evidente que o processo de desestabilização causou significativas mudanças na

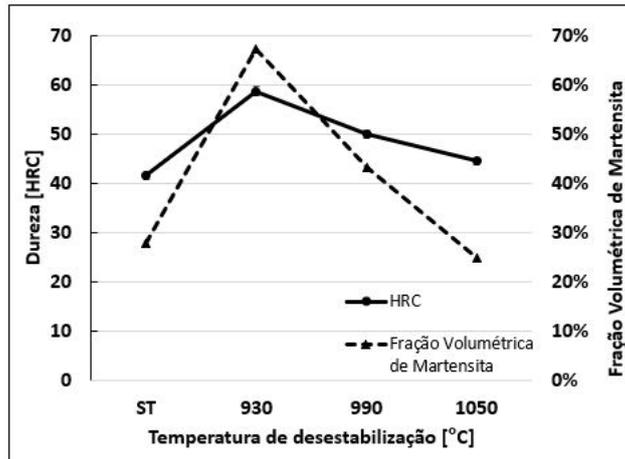
microestrutura, estando presentes na matriz carbonetos secundários precipitados, que não foram visualizados na microestrutura do material como recebido. Com desestabilização a 930 °C grande parte da austenita se transformou em martensita e carbonetos secundários se precipitaram ficando finamente dispersos na matriz. Para o material desestabilizado a 1050 °C, verifica-se que a presença de martensita não é evidente e os carbonetos secundários são relativamente mais grosseiros. Portanto, o aumento da temperatura de desestabilização favorece o coalescimento dos carbonetos.



**Figura 5.** Microestrutura do FFAC após tratamento térmico de desestabilização de: (a) 930 °C observando-se a presença de martensita e carbonetos secundários; (b) 1050 °C, com carbonetos secundários coalescidos.

## 2.2.2 Efeito da Microestrutura na Dureza

A Figura 6 mostra que o aumento de dureza é fortemente influenciado pelo aumento da proporção de martensita da matriz. A amostra tratada a 930 °C possui a maior dureza, 59,8 HRC. Observa-se que a dureza ainda é elevada para a temperatura de 990 °C e a condição como recebida (ST) apresenta dureza semelhante à do material tratado a 1050 °C. Segundo Karantzalis e colaboradores (2009) [1], a variação encontrada para as medidas pode estar associada a um volume de precipitação de carbonetos secundários relativamente maior com dispersão fina e uma combinação ótima entre formação de martensita e morfologia desses carbonetos.

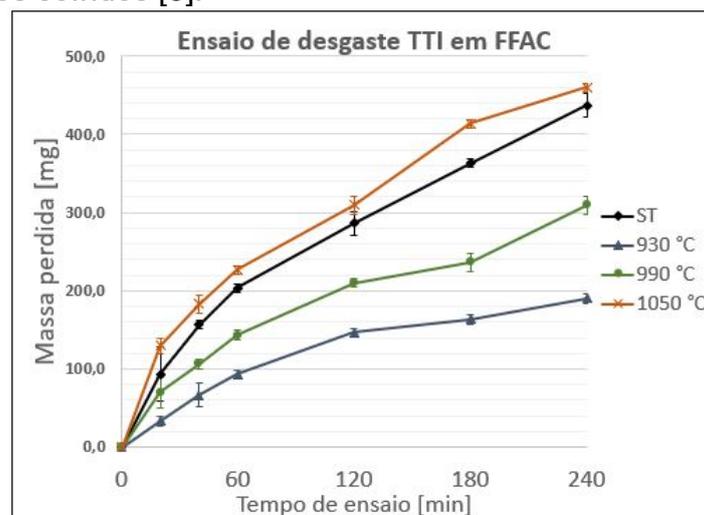


**Figura 6.** Variação da dureza e da fração de martensita para o FFAC em função de sua condição microestrutural.

As temperaturas de início e fim de formação de martensita ( $M_i$  e  $M_f$ ), a dureza do material e a fração da matriz transformada após tratamento térmico estão intimamente associadas à temperatura de desestabilização da austenita. Com o aumento da temperatura de desestabilização, ocorre um deslocamento para baixo da posição tanto da temperatura  $M_i$  quanto de  $M_f$ , em razão do aumento do teor de carbono em solução, o que dificulta a transformação em martensita [5].

### 2.2.3 Mecanismos de Desgaste

A Figura 7 mostra os resultados de perda de massa após ensaios de desgaste TTI dos corpos de prova de FFAC. Para todas as condições microestruturais, até a primeira hora de ensaio, ou seja, na etapa inicial, a taxa de desgaste é mais acentuada (running in), e mantendo-se constante em boa parte do ensaio. Isso mostra que o regime de desgaste permanente pode ser atingido em curto período. 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 [8].



**Figura 8.** Variação da perda de massa do FFAC como recebido e desestabilizado a 930, 990 e 1050 °C após ensaio erosão-abrasão em tribômetro do tipo tambor impulsor. Abrasivo usado: pelotas de minério de ferro.

Os resultados do ensaio mostrados na Figura 8 também indicam que o comportamento sob erosão-abrasão do FFAC depende fortemente da sua condição microestrutural. Verifica-se que os valores de perda de massa são mais acentuados para o material como recebido (ST) e para o material desestabilizado a 1050 °C. Temperaturas de desestabilização mais baixas, como 930 °C, aumentam a frequência de nucleação, o que resultou em uma dispersão mais fina dos carbonetos secundários conforme observado na Figura 5(a). Nesse tipo de microestrutura (constituída predominantemente de martensita e contendo dispersão de carbonetos finos) ocorre um bloqueio mais eficaz do movimento de discordâncias durante o desgaste. Xu e colaboradores [10] descrevem em seu trabalho como os mecanismos de microcorte, microsulcamento e microtrincamento ocorrem em 3 diferentes tipos de ensaio de desgaste.

Na Figura 9 são apresentadas as superfícies desgastadas do FFAC após ensaios TTI. Em todas as superfícies, evidenciam-se não só microfraturas, decorrentes de sucessivos impactos das partículas abrasivas e consequente geração de cavacos com maiores dimensões, como também de ranhuras causadas por microcorte das partículas mais finas de minério, caracterizando o mecanismo de desgaste de abrasão por deslizamento.

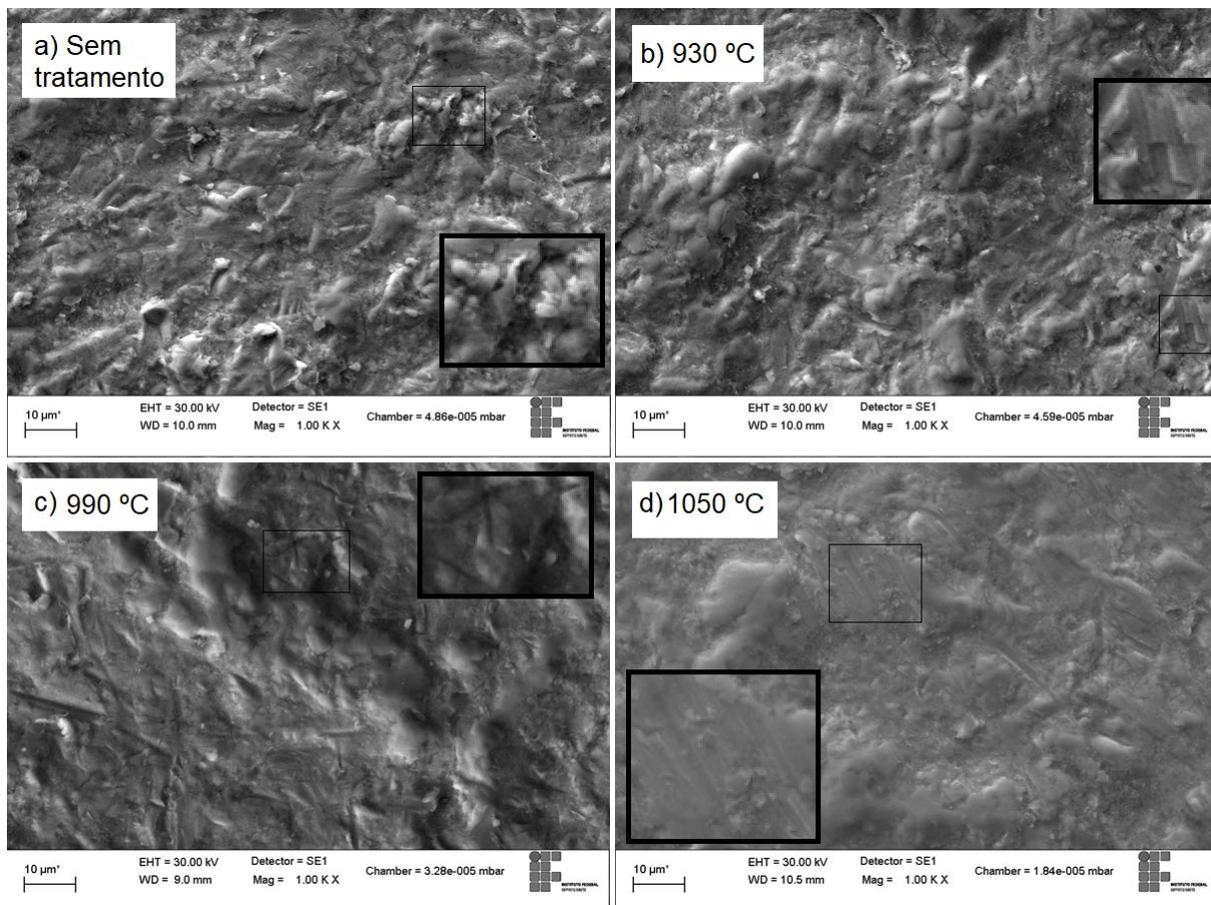
No entanto, na superfície do material como recebido, Figura 9(a), a remoção de material se deu predominantemente por microfraturas nas áreas deformadas plasticamente pelos sucessivos impactos (erosão) e em menor grau por abrasão, este último evidenciado pela presença de algumas indentações. Superfícies de desgaste semelhantes podem ser vistas no trabalho de Xu e colaboradores [10]. O comportamento de desgaste aqui caracterizado está relacionado à elevada proporção de austenita da matriz, juntamente com a ausência de carbonetos secundários visíveis.

Conforme mostrado na Figura 8, a microestrutura obtida da desestabilização a 930 °C (b) apresentou a menor taxa de desgaste. Na sua superfície de desgaste, Figura 9(b), nota-se a presença de alguns sulcos que possuem pequena profundidade e largura, além de pequeno comprimento. A elevada dureza da matriz dificultou a penetração das partículas abrasivas e os carbonetos secundários com alta aderência na matriz devem ter impedido o deslizamento de tais partículas por longas distâncias.

A superfície de desgaste do material desestabilizado a 990 °C, conforme mostra Figura 9(c), é mais uniforme, apresentando baixo grau de destacamento, quando comparada à superfície do material como recebido, Figura 9(a). No entanto, nota-se a presença de riscos que possuem maiores comprimentos frente aqueles do material desestabilizado a 930 °C. Por isso, a matriz apresenta uma resistência ao desgaste intermediária, ou seja, maior que a da microestrutura do material como recebido e menor que a do desestabilizado a 930 °C. Esse comportamento, conforme mostrado na Figura 6, é atribuído à redução da fração volumétrica de martensita.

O material desestabilizado a 1050 °C apresentou a maior taxa de desgaste conforme mostrado na Figura 8. Além de se apresentarem em maior quantidade, a Figura 9(d) mostra que os riscos de desgaste são maiores e mais profundos, o que caracteriza um aumento da contribuição do mecanismo de microcorte. Portanto, o aparecimento

de ranhuras com tais características e consequente avanço das mesmas foram fortemente favorecidos não só pela diminuição de martensita, mas também pela presença de carbonetos secundários coalescidos.



**Figura 9.** Superfícies de desgaste do FFAC após ensaio de desgaste em tribômetro TTI usando como abrasivo pelotas de minério de ferro.

### 3 CONCLUSÃO

Para o ferro fundido alto cromo (FFAC) hipoeutético 14%Cr-2.8%C, conclui-se que após tratamentos térmicos de desestabilização na faixa de 930 e 1050 °C seguida de resfriamento ao ar, e ensaios de desgaste erosão-abrasão em tribômetro do tipo tambor impulsor (TTI) usando como abrasivo pelotas de minério de ferro:

- Temperaturas de desestabilização entre 930 e 990 °C permitem a obtenção de uma microestrutura contendo maiores frações de martensita e uma dispersão fina de carbonetos secundários, o que confere uma redução de 23 a 62% no coeficiente de desgaste abrasivo/erosivo frente ao material como recebido.
- A perda de massa por erosão-abrasão aumenta com a temperatura de desestabilização em razão da diminuição da quantidade de martensita e do aumento da quantidade de carbonetos coalescidos.
- Os mecanismos de desgaste predominantes nas superfícies do FFAC dependem fortemente da microestrutura da matriz. Na superfície do material no estado como recebido, a erosão possui importante atuação em razão da grande proporção de

austenita e da ausência de carbonetos secundários visíveis na matriz. Ranhuras de pequenos comprimentos, pouco profundas e em menor quantidade são observadas nas estruturas desestabilizadas em temperaturas mais baixas, devido à predominância de martensita aliada à dispersão de carbonetos secundários finos. Há um aumento significativo do desgaste por abrasão, evidenciado pela grande quantidade de sulcos profundos e longos, quando o material é desestabilizado em temperaturas mais altas devido à baixa proporção de martensita, além da presença de carbonetos coalescidos.

## 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”, e apoio técnico da equipe do laboratório de Ensaios Não Destrutivos do IFES Vitória. O autor D.L da Rocha agradece em especial à CAPES pela bolsa de mestrado concedida.

## REFERÊNCIAS

- 1 Karantzalis, A. E.; Lekatou, A.; Diavati, E. Effect of destabilization heat treatments on the microstructure of high-chromium cast iron: A microscopy examination approach. *Journal of Materials Engineering and Performance*, v. 18, n. 8, p. 1078–1085, 2009.
- 2 Chen, W. et al. Abrasion wear resistance of wall lining materials in bins and chutes during iron ore mining. *International Journal of Mineral Processing*, v. 167, p. 42–48, 2017.
- 3 Tabrett CP, Sare IR. The effect of heat treatment on the abrasion resistance of alloy white irons. *Wear*, 1997;203–204:206–219.
- 4 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.
- 5 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.
- 6 Kirchgassner, M.; Badisch, E.; Franek, F. Behaviour of iron-based hardfacing alloys under abrasion and impact. *Wear*, v. 265, n. 5–6, p. 772–779, 2008.
- 7 ASTM A975-13. Standard practice for X-Ray determination of retained austenite in steel with near random crystallographic orientation. *Annual book of ASTM standards*, 2013.
- 8 Wilson RD, Hawk JA. Impeller wear impact-abrasive wear test. *Wear*, 1999;225-229:1248-1257.
- 9 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.
- 10 Xu, L.; Vose, C.; St John, D. Abrasive wear study of selected white cast irons as liner materials for the mining industry. *Wear*, v. 162–164, Part B, p. 820–832, 1993.