

que se traduz fundamentalmente em p.e.c. e qualidade.

O setor, no Brasil, enfrenta, hoje, o desafio da busca de maior competitividade, seja pelo acirramento da concorrência no mercado externo, seja pela nova Política Industrial anunciada pelo Governo, que pretende estimular a modernização do parque industrial através de sua maior exposição ao mercado internacional. Na mesma direção aponta o programa de produtividade e qualidade, recentemente anunciado.

Dentro deste contexto, o investimento em pesquisa e desenvolvimento tecnológico deverá ganhar mais espaço como estratégia de concorrência, especialmente no segmento de empresas que participam do mercado internacional.

Para o enfrentamento do desafio representado pela busca de maior competitividade é imprescindível o equacionamento, pelo setor, das seguintes questões:

- a) Aumento da produtividade dos recursos produtivos, especialmente dos recursos humanos, tanto de nível operacional quanto de gerência;
- b) Definição de estratégias de ampliação das exportações;
- c) Intensificação da interação técnica com os fornecedores de matérias-primas e insumos, visando à melhoria da qualidade e à normalização desse recurso;
- d) Adoção de métodos e técnicas de recuperação e reciclagem dos insumos, visando à redução do custo e à racionalização do seu uso;
- e) Adoção de métodos de conservação de energia, tendo em vista a elevação dos preços da energia elétrica;
- f) Busca da especialização da linha produtiva;
- g) Aumento de flexibilidade, automação de algumas

etapas e intensificação do controle do processo produtivo;

- h) Busca de aquisição e/ou consolidação de capacidade em produtos de maior valor agregado.

Bibliografia

1. ABIFA - 1º Plano Nacional da Indústria de Fundição - 1988/89.
2. ABIFA - Anuário Estatístico da Indústria Brasileira de Fundição, São Paulo, 1982 e 1987.
3. ABIFA - Desempenho do Setor de Fundição - jan/1983 a mai/1990.
4. ABIFA - Fundição e Matérias-Primas - nº 77, março de 1987; setembro de 1987, nº 87, janeiro de 1988; nº 95, janeiro de 1989; nº 96, março de 1989; nº 96, julho de 1989; nº 100, dezembro de 1989.
5. ABIFA - Perspectivas do Setor de Fundição até o ano 2.000 - São Paulo, dezembro de 1989 (mimeo).
6. Advanced Materials & Processes, Vol. 135-1, jan 1989, Vol. 133-1, Jan 1988.
7. Foundry Trade Journal International - vol. 10, nº 35, September 1987; Vol. 12, nº 3, September 1989; vol. 13, nº 2, June 1990.
8. Foundry Trade Journal, vol. 164, nº 3409, April 1990.
9. Metal Casting Industries Census Guide, 1987. Annual Statistics of Materials Process Industries, 1988.
10. Metals Handbook - ASM International - 9 ed. Vol. 15 - Casting.
11. Michals, L. "An Expanding Industry - Korean Founders Boost Production" in Foundry Trade Journal International, nº 1, January 1990.
12. Urbatt, R. "Ferrous Casting Production in West Germany in 1987" in Foundry Trade Journal International, nº 36, December 1987.

Resistência ao desgaste de ferros fundidos brancos com 13% de cromo, temperados

Amliton Sinátora
Paulo Roberto Mei
André Paulo Tschipschinn

Estudaram-se os efeitos da temperatura de austenitização, porcentagem de austenita retida e dureza na taxa de desgaste abrasivo, (ensaio do pino contra lixa) de ferros fundidos brancos com alto cromo. Verificou-se a redução da taxa de desgaste, com a elevação da porcentagem de austenita e a redução da dureza, para ambos os abrasivos empregados (SiC e Sillex). Observações em MEV de riscos efetuados com diamante, em superfícies polidas, sugerem que a predominância de microcorte, nas amostras martensíticas, é responsável por sua maior taxa de desgaste, em comparação com as austeníticas, onde há predominância de microsulcamento.

Amliton Sinátora, membro de ABM, professor-assistente doutor do Departamento de Engenharia Mecânica da EPUSP.
Paulo Roberto Mei - membro de ABM, professor titular do Depto. de Engenharia de Metais da FEC-UNICAMP.
André Paulo Tschipschinn, membro da ABM, professor-assistente-doutor do Departamento de Engenharia Metalúrgica da EPUSP.

Contribuição técnica nº 2226, apresentada no 45º Congresso Anual da AEM, Rio de Janeiro, 23-27 de setembro de 1.990.

1. INTRODUÇÃO

Os ferros fundidos brancos com alto cromo têm grande emprego na fabricação de peças fundidas para revestimentos de moinho, bolas, calhas e mesmo componentes de moinhos ou britadores de impacto. São ligas Fe-Cr-C que podem conter: molibdênio, níquel, cobre ou manganês para elevar a temperabilidade, notadamente em seções espessas.

Nos ensaios de laboratório, o desempenho relativo das matrizes austeníticas no ensaio do pino não está consistentemente estabelecido e parece depender fortemente do tribossistema. Os principais resultados são os seguintes:

Quando o abrasivo é SiC ou Al_2O_3 , as matrizes austeníticas parecem ter melhor desempenho que as martensíticas¹⁻⁶, à exceção do trabalho de Fang², no qual ambas têm o mesmo desempenho, e o de Diesburgh e Bonik⁸, onde as martensíticas têm maior desempenho no ensaio com alumina.

Quando o abrasivo é granada, as matrizes austeníticas terão melhor desempenho, se a fração volumétrica de carbonetos for menor que 20%, de acordo com os resultados obtidos por Zum-Gahr e Eids⁷, que variaram a fração volumétrica de carbonetos, mantendo a relação Cr/C = 7,5. Turrene⁹, por sua vez, verificou que este comportamento também ocorria em ligas com cerca de 30% de carbonetos. Já King e colaboradores¹⁰ verificaram que as matrizes martensíticas teriam melhor desempenho para diversas frações volumétricas de carbonetos em ligas onde se variou a relação Cr/C, resultado que já havia sido observado anteriormente por Gundlach e Parks¹¹. Fang² propôs que o comportamento relativo das matrizes austeníticas e martensíticas dependesse da relação Cr/C. As matrizes austeníticas teriam melhor desempenho que as martensíticas quando a relação Cr/C fosse maior que 5. Entretanto, resultados de Watson e colaboradores¹² mostram exatamente o contrário.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

As ligas tinham 2% de carbono, 12,5% de cromo e 0,6 - 1,2 e 1,8% de manganês. Amostras das três séries foram austenitizadas a 950, 1050 e 1150°C, por 3 horas, e temperadas em óleo, obtendo-se as porcentagens de austenita retida e durezas indicadas nas tabelas I e II, respectivamente.

O ensaio de desgaste efetuado foi o teste do pino ("pin test"). A versão do ensaio empregada foi a devida a Berns e Fischer (3), na qual um pino do material a ser ensaiado é simultaneamente rodado e transladado contra uma liga

Tabela I - Fração volumétrica de austenita retida, em função da temperatura de austenitização.

Teor de Manganês	Temperatura de Austenitização	Austenita Retida (%)	Desvio-Padrão
0,6	950	11,0	0,9
	1050	54,0	5,2
	1150	97,0	1,6
1,2	950	15,0	4,8
	1050	55,0	3,8
	1150	100,0	0,0
1,8	950	22,3	2,8
	1050	43,0	11,7
	1150	96,0	2,0

Tabela II - Macro dureza Vickers para as ligas temperadas.

Teor de Manganês	T. Aust. (°C)	950	1050	1150
0,6	Macro dureza	777	561	429
	Desvio Padrão	9	2	9
1,2	Macro dureza	639	586	383
	Desvio Padrão	22	8	8
1,8	Macro dureza	744	672	413
	Desvio Padrão	42	33	1

de determinado material abrasivo. Os resultados, média de três determinações, são apresentados na forma de taxa de desgaste, calculada segundo a equação $W = m/(rA)$, onde:

W = taxa de desgaste

l = distância percorrida do pino contra o abrasivo

r = densidade do material testado

A = área de contato permanente

m = perda de massa

Complementarmente ao ensaio do pino, efetuou-se ensaio de riscamento de amostras selecionadas, preparadas metalograficamente e atacadas com uma ponta de diamante, carga de 25g e velocidade de deslocamento de 1,8 m/s.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

As microestruturas das três ligas, temperadas após a austenitização a 950, 1050 e 1150°C, eram constituídas de células eutéticas, formadas de carbonetos M₃C₂ e uma matriz metálica.

As matrizes eram, predominantemente, martensíticas nas amostras austenitizadas a 950°C; austenítico-martensíticas nas amostras austenitizadas a 1050°C e austeníticas nas amostras temperadas de 1150°C. Nas três ligas, ao aumento da porcentagem de austenita retida correspondeu um decréscimo de dureza.

A comparação das microestruturas das amostras austenitizadas a 950, 1050 e 1150°C, em microscópio eletrônico de varredura, mostrou que a quantidade de carbonetos secundários diminuiu com o aumento da temperatura, como se vê nas micrografias 1.A, 1.B e 1.C.

Ensaio de desgaste

Os ensaios de desgaste foram efetuados empregando-se os abrasivos carboneto de silício e sílex, 80µm, para as amostras austenitizadas a 950, 1050 e 1150°C.

Tabela III - Taxa de desgaste e $D_{aust./D_{mart}}$

Teor de Manganês	T. Aust. (°C)	Taxa de desgaste ($\times 10^3$)		$D_{aust./D_{mart}}$	
		Sic	Sílex	Sic	Sílex
0,6	950	3,68	0,94	3,34	1,35
	1050	3,15	0,74	4,63	1,87
	1150	2,52	0,58	6,06	2,44
1,2	950	4,54	1,28	4,54	1,43
	1050	3,86	1,22	3,86	1,58
	1150	3,29	0,86	6,28	2,95
1,8	950	4,27	3,80	3,71	1,50
	1050	3,84	0,86	4,42	1,79
	1150	2,85	0,69	6,78	2,63

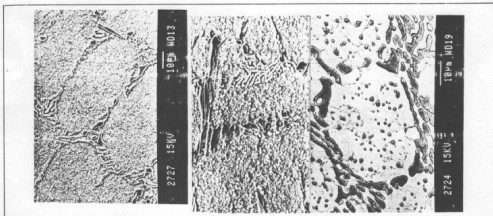


Fig. 1 - Microestruturas: a) amostra austenizada a 950°C; b) 1050°C e c) 1150°C. Liga com 0,6% de manganês.

A tabela III mostra as taxas de desgaste, bem como as relações entre a dureza do abrasivo e dureza do material ($D_{\text{abrasivo}}/D_{\text{material}}$) para os dois abrasivos empregados.

As figuras 2, 3 e 4 mostram, respectivamente, a variação da taxa de desgaste com a temperatura de austenitização, com a macrodureza e, por fim, com a porcentagem de austenita retida, para os dois abrasivos empregados e as três ligas estudadas.

Verifica-se que a taxa de desgaste diminui continuamente, com a elevação da temperatura de austenitização, para os dois abrasivos empregados. Esta diminuição continua da taxa de desgaste com a elevação da temperatura de austenitização difere dos resultados de Zúñ-Gahr⁽¹⁾. Este autor relata ter observado a diminuição da resistência ao desgaste com a elevação da temperatura de austenitização em ligas com 28% de carbonetos, ensaiadas com granada 150 mesh.

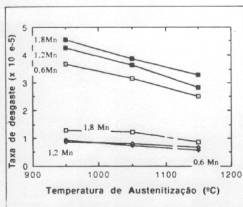


Fig. 2 - Taxa de desgaste com os abrasivos SiC e sílex em função da temperatura de austenitização para as ligas com 0,6; 1,2 e 1,8% de manganês.

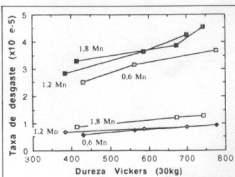


Fig. 3 - Taxa de desgaste com os abrasivos SiC e sílex em função da macro-dureza Vickers para as ligas com 0,6; 1,2 e 1,8% de manganês.

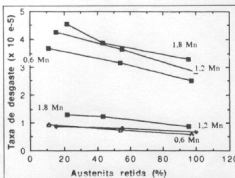


Fig. 4 - Taxa de desgaste com os abrasivos SiC e sílex em função da porcentagem de austenita para as ligas com 0,6; 1,2 e 1,8% de manganês.

A taxa de desgaste diminui com a queda de dureza, num comportamento contraditório com o senso comum, como se vê na figura 4.

Na figura 4, nota-se que a taxa de desgaste diminui com a elevação da percentagem de austenita retida. Verifica-se que a variação da taxa de desgaste com a dureza é oposta à variação daquela taxa com a percentagem de austenita retida.

Na figura 5, observa-se a superfície desgastada da amostra austenitizada a 950°C, com matriz predominantemente martensítica. Foram frequentes as ocorrências de trincas (T) e faces de fratura (F), como indicado na micrografia. O deslocamento e dobramento (D) do metal para as bordas do risco produzido pelo abrasivo também ocorreram, sendo, entretanto, mais frequentes nas amostras com matriz austenítica. As evidências acima sugerem que a fratura da matriz, aliada ao microcoorte, pode ser um mecanismo importante de remoção de material, quando a matriz é martensítica.

Na figura 6, mostra-se o resultado do riscamento efetuado com diamante para se analisar com mais detalhe a interação abrasivo-metal. Não há evidência de que os carbonetos secundários desempenhem qualquer papel, no sentido de dificultar a ação de corte. Na mesma figura, verifica-se que há pouco material acumulado na borda do risco e que esta é nítida, indicando fratura e remoção do material.

A micrografia da figura 7 mostra a superfície desgastada de amostra austenitizada a 1150°C, com matriz austenítica. Observa-se, com frequência, nestas amostras, deslocamento e dobramento de material para a borda do sulco, causado pelas partículas do abrasivo. Notaram-se também, cruzamentos de riscos e deslocamento de material para a borda do novo risco, na região onde este cruzou o risco anterior, evidenciando intensa capacidade de deformação plástica da matriz austenítica.

Para uma análise mais detalhada da interação abrasivo-metal, efetuou-se ensaio de riscamento com diamante da amostra austenitizada a 1150°C, como mostra a figura 8. Nota-se que as bordas do risco não são nítidas, sugerindo acúmulo de material, ao contrário do que se evidenciava na figura 6. A remoção de material, neste caso, parece ocorrer por microfadação e estiramento.

A maior resistência ao desgaste do material austenítico, em relação à amostra com matriz predominantemente martensítica, sugere que o microcoorte,

que é o mecanismo mais severo de remoção de material, não deve ser o principal mecanismo operante no desgaste abrasivo dos materiais de matriz austenítica.

Uma possibilidade para explicar a pequena perda de massa durante o ensaio do material austenítico é a ocorrência repêdida de microsucocamento, sendo o material removido somente após intenso encruamento por microfadação ou estiramento. Como a austenita tem uma maior capacidade de encruamento, pode resistir ao estiramento que, em alguns casos, parece ser a solitação que o abrasivo impõe à matriz. Por sua vez, o material martensítico parece perder massa por microcoorte.

Pode-se, ainda, aventar a hipótese de que as menores taxas de desgaste do material austenítico se devam à transformação da austenita em martensita, com absorção de energia e endurecimento da superfície de desgaste. Esta hipótese baseia-se na medida de austenita retida da superfície do material desgastado, segundo Berns¹⁰, ou na identificação de picos de ferrita/martensita no espectro de difração, segundo Turonne⁶. Entretanto, a evidência de aumento da resistência ao desgaste com o aumento da estabilidade da austenita (maiores temperaturas de austenitização com menor taxa de desgaste) não apóia, no presente trabalho, esta interpretação.

As taxas de desgaste são sempre maiores, quando se emprega o abrasivo SiC do que em relação ao Bilex. Isto se deve à diferença de dureza dos abrasivos. Com as durezas dos abrasivos e as durezas das amostras construiu-se a curva da figura 9, relacionando a taxa de desgaste com a relação entre as durezas dos abrasivos e as durezas dos materiais ($D_{\text{abrasivo}}/D_{\text{material}}$). Esta curva apresenta duas diferenças em relação às apresentadas na literatura^{11,12}.

Na literatura, relata-se que a transição de desgaste moderado para desgaste severo¹³ ocorre quando a relação entre a dureza do abrasivo e a dureza do carboneto supera valor 1,25. Isto porque, quando a dureza do carboneto for ligeiramente maior que a do abrasivo, este não será mais barreira efetiva para evitar o riscamento da matriz.

O carboneto de silício tem dureza (260HV) muito mais elevada que o M_7C_3 (1300-1800 Hv). A relação entre dureza do SiC e a dureza do M_7C_3 ($D_{\text{SiC}}/D_{M_7C_3}$) varia entre 1,44 e 2,16, dependendo dos valores de dureza do carboneto empregado. Para o sílex, que tem dureza (1100HV) relativamente baixa, comparado ao M_7C_3 , a relação $D_{\text{SiC}}/D_{M_7C_3}$ varia entre 0,85 e 1,27.

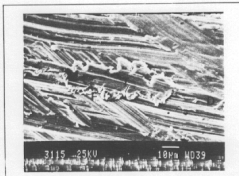


Fig. 5 - Superfície da amostra austenitizada a 950°C, 11% de austenita. Liga com 0,6% de manganês.



Fig. 6 - Riscamento com ponta de diamante. Material austenitizado a 950°C. Detalhe do riscamento da matriz. Liga com 0,6% de manganês.

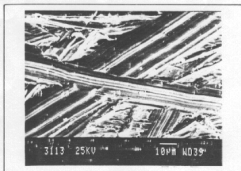
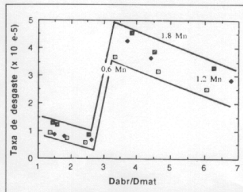


Fig. 7 - Superfície desgastada da amostra austenitizada a 1150°C, 97% de austenita. Liga com 0,6% de manganês.



Fig. 8 - Riscamento com diamante da amostra temperada de 1150°C. Trinchamento de carbonetos (T) e destacamento dos carbonetos da matriz.



9 - Taxa de desgaste com os abrasivos SiC e silix em função da relação dureza do abrasivo à dureza do material (D_{abr}/D_{mat}) para as ligas com 0,6, 1,2 e 1,8% de manganês.

Entretanto, no presente trabalho, tanto D_{SiC}/D_{mat} quanto D_{SiO_2}/D_{mat} situam-se na região de desgaste moderado da figura 9.

Os resultados da figura 9 mostram que, nos materiais estudados, a transição ocorre em torno do valor 2,5 da relação D_{abr}/D_{mat} . Se o valor da transição fosse atribuído ao carboneto M_3C_2 , este estaria se comportando como se tivesse dureza ao redor de 2.600 Vickers! Este deslocamento da transição, em relação ao previsto pela literatura, deve, então, ser atribuído à capacidade que a austenita tem de se deformar diante da ação do abrasivo, ao invés de ser removida ou se quebrar, suportando, repetidas vezes, a ação do abrasivo antes de ser removida.

A inclinação negativa dos patamares superior e inferior da figura 10 indica que, quanto maior a dureza do material, maior a taxa de desgaste, refletindo a influência da austenita retida, como já foi discutido anteriormente.

Verifica-se que, em geral, a liga com 1,8% Mn tem a maior taxa de desgaste entre as três ligas estudadas. Este comportamento, também verificado por outros pesquisadores, foi atribuído⁽⁹⁾ à presença do manganês nos carbonetos eutéticos.

Conclusões

O estudo realizado mostrou que:

1. A elevação da temperatura de austenitização levou à diminuição progressiva da taxa de desgaste.
2. Ao aumento da dureza correspondeu um aumento na taxa de desgaste.
3. A elevação da porcentagem de austenita retida levou à diminuição das taxas de desgaste para os dois abrasivos empregados.
4. Supõe-se que a remoção do material na liga martensítica seja feita predominantemente por microcorte, e enquanto que, no austenítico, seja por microfadiga e estriamento do material encurado por passes sucessivos do abrasivo.
5. A transição desgaste suave/desgaste intenso ocorreu para $D_{abr}/D_{mat} = 2,5$ devido à presença de austenita retida.

Bibliografia

1. ZUM-GAHR, K.H. & ELDIS, G.T. - Abrasive wear of White Cast Irons'. *Wear*, v.64, nº 2, 1980, pp. 175-194.
2. TURENNE, S. et alii. "The effect of Matrix Microstructure on the Abrasion Resistance of High-Cr White Cast Irons" in *Wear Resistance of Metals and Alloys*, Proc. Simp. ASM 1989, pp. 105-113.
3. XING, J., et alii. "An Investigation on the Wear Resistance of High Chromium Cast Iron" *Wear of Materials*, 1983, pp. 45-61.
4. GUNDLACH, R.B. & PARKS J.L. "Influence of Abrasive Hardness on the Wear Resistance of High Chromium Irons". *Wear*, v.43, nº 2, 1978, pp. 97-106.
5. WATSON, J.D. et alii. "Abrasive Wear of White Cast Irons" *Metals Forum*, nº 1, v. 3, 1980, pp. 74-88.
6. FANG, L. et alii. "Abrasive Wear Resistance of Chromium Family White Cast Irons". *Chin. J. Met. Sci. Tech.* v. 4, 1988, pp. 16-23.
7. DIESBURGH, D.E. & BORIK, F. - "Optimizing Abrasion Resistance and Toughness in Steels and Irons for the Mining Industry".
8. ZHOU, Q.D. & RAO, Q.C. "The Influence of Alloying Elements Si, Mn, V, Cu and B on the Structures and Properties of High Chromium White Cast Irons". *Anais do 5º Congresso Internacional de Fundição*, Moscou, 1968. 10 pp.
9. BEHNIG, H. - "Verschleißmessung durch Hartennesse Stahl" - VDI - Ber. 194, VDI - Verlag, Düsseldorf, pag. 86, 1973.