

ESTE VOLUME FOI PUBLICADO COM O AUXÍLIO FINANCEIRO DE:



CNPq

CONSELHO NACIONAL DE DESENVOLVIMENTO
CIENTÍFICO E TECNOLÓGICO

FINEP



FINANCIADORA DE ESTUDOS E PROJETOS

FAPESP

FUNDAÇÃO DE AMPARO À PESQUISA
DO ESTADO DE SÃO PAULO

dos Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP) (Câmara Brasileira do Livro, SP, Brasil)

Congresso Internacional de Tecnologia Metalúrgica e de Materiais
(49. : 1994 : São Paulo)

49º congresso internacional de tecnologia metalúrgica e de materiais. — São Paulo : Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 1995.

Conteúdo: v. 1, 2 e 3. Pesquisa de microestrutura de metais e materiais; Metalurgia física. — v. 4. Tecnologia mineral e tratamento de resíduos de processos; Reciclagem de materiais metálicos. — v. 5. Conformação mecânica/near net shape: laminação, lingotamento contínuo, metalurgia do pó etc. — v. 6. Conformação mecânica e tecnologia de fios e produtos de arame. — v. 7. Redução de minério de ferro; Utilização de finos; Injeção de carvão; Presente e futuro dos processos de redução e aciaria, refratários e fornos elétricos. — v. 8. Novos tipos de aço e suas aplicações; Tratamento térmico. — v. 9. Materiais não-metálicos: desenvolvimento de polímeros, cerâmicos e compostos. — v. 10. Soldagem; Novos processos e alumínio e suas ligas. — v. 11. Corrosão e oxidação; Materiais e processos de revestimento.

349

1. Materiais — Congressos 2. Metalurgia — Congressos

ODD-669.06

Indices para catálogo sistemático:

1. Congressos : Metalurgia : Tecnologia 669.06
2. Metalurgia : Tecnologia : Congressos 669.06

49º CONGRESSO ANUAL

**Pesquisa da Microestrutura
de Metais e Materiais;
Metalurgia Física**

VOLUME II



ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS

al contenido de impurezas. En efecto, Aust y Rutter [10] reportaron que los bordes de grano están impulsados por energía acumulada por deformación. Si bien para el cálculo de los valores de $M\gamma$ se utilizaron los valores de migración del borde de grano de los cristales sometidos a los más largos tiempos de recocido (mayores que 1200 s), cabe la posibilidad de que los cristales estuvieran aún tensionados. Estos explicaría porqué el límite superior del rango de los k_{cal} es mayor que el de los k_{med} .

CONCLUSIONES

Los datos reclaborados a partir de resultados experimentales obtenidos por diferentes autores para Cd, Al y Pb de alta pureza están de acuerdo con las predicciones de los modelos de simulación numérica que dan una cinética parabólica.

Suponiendo válida una cinética parabólica para el crecimiento de grano y que la velocidad k es proporcional a la difusividad del borde $M\gamma$, medida a partir de la migración de un único borde, se obtienen resultados satisfactorios para Pb, Cd y Al.

REFERENCIAS

1. H. Atkinson (1988). Acta Met. Vol36, No.3, p. 469-91.
2. E. Ceppi- O. Nascello (1984). Sc. Metall. 18, 1221.
3. E. Ceppi (1985) "Crecimiento de grano en Hielo". Tesis Doctoral. FAMAF-UNC.
4. O.Nascello - E. Arena- C. Di Prinzio (1992) Mat. Science Forum Vols.94-6, 779
5. P.Gordon- A. El-Bassyouni (1965) Trans. Met. Soc. AIME 233, 391.
6. E.Grey-G.Higgins (1973), Acta Met. vol.21, p 309 (refiere datos de C.S.Smith,(1948) Trans.Am. Inst.Min.Engrs. 175, 15)
- D. Demiaczuk- K.T. Aust (1975) Acta Met. vol. 23, 1449.
7. Bauer (1965) Acta Met. 18, 635.
9. C.E.Di Prinzio, B. J. Gonzalez Kreigel y O. Nascello, *Anisotropic Migration of two Dimensional Grain Boundaries*, Acta Metall.(1994), en publicación.
10. K.Aust-J.Rutter (1959), Trans. Met. Soc. AIME 215, 820.
11. C. Simpson- K. Aust- W.Winegard (1971). Metall. Trans. vol.2, 993.
12. C. Simpson- K. Aust- W.Winegard (1971). Metall. Trans. vol.2, 987.
13. J.Drolet-A.Galibois . a-(1968) Acta Met. vol.16, 1387. b-(1971) Metall. Trans. Vol2, 53.
14. G.Bolling-C.Winegard (1958) Acta Met. vol.6, 283.
15. E.Grey-G.Higgins (1972) Scripta Met. vol. 6, 253.
16. P.Beck-M.Holzworth-H.Hu (1948) Trans.Am.Inst.Min.Engrs. vol.175, 372.

DESEMPENHO DE FERROS FUNDIDOS RESISTENTES À ABRASÃO
CONFORME OS TIPOS DE CARBONETOS PRESENTES

03480 LUIZ CARLOS CASTELETTI (1) 576.883
MARCELO MARTINS (2)
MARCELO A.P. DA SILVA (3)

- (1) Prof. Doutor do Depto. de Materiais - EESC-USP
(2) Sup. de Prod. da KSB Bombas Hidráulicas S/A
Eng. de Materiais e Mestre em Eng. Metalúrgica
(3) Téc. do Inst. de Física de São Carlos - USP

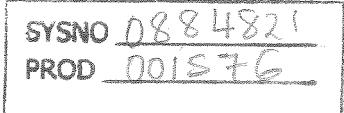
RESUMO

Foram produzidas 4 ligas resistentes à abrasão, de acordo com a norma ASTM A532, dos tipos IA, ID, IIB e IIIA. Realizaram-se análises metalográficas, ensaios de abrasão do tipo pino sobre lixa e de impacto, após tratamentos térmicos, para se verificar seus desempenhos relativos. As ligas com alto Cr apresentaram, com relação à abrasão, desempenho altamente superior às Ni-Hard. A liga IIB apresentou uma resistência ao impacto 4 vezes acima das ligas ID e IIIA.

INTRODUÇÃO

A crescente demanda de minerais, a movimentação de terra e o saneamento básico, levaram à uma intensificação da mecanização e do uso de grandes unidades de potência, enfatizando a necessidade da disponibilidade de peças resistentes à abrasão, característica esta fundamental na maioria dos processos citados anteriormente. (1)

Muitos tipos de ligas ferrosas fundidas são utilizados para essas aplicações e o problema básico, encontrado pelos produtores e usuários, é a obtenção da tenacidade adequada em materiais inerentemente duros e frágeis. (2) Este problema é particularmente relevante nos campos de aplicação que são intermediários entre os mecanismos característicos de sulcamento, associados com a movimentação de terra, equipamentos de mineração, onde a tenacidade é



vital, e aquelas aplicações envolvendo desgaste puramente abrasivo, com pouco ou nenhum impacto.

Aços austeníticos com 12%Mn são usados satisfatoriamente em componentes que são submetidos às mais severas condições de impacto, embora o seu potencial completo de resistência ao desgaste seja desenvolvido apenas sob condições em que ocorram efeitos de encruamento. No outro extremo, frágil, situam-se os ferros fundidos brancos hipereutéticos que são usados onde a tenacidade não é importante e a resistência ao desgaste, com baixos custos, é necessária.

O extenso campo de aplicações, entre estes dois extremos, apresenta os maiores problemas de seleção de materiais. Neste caso, são usados os ferros fundidos brancos do tipo Ni-Hard ou do tipo alto-cromo-molibdênio. (3)

Os diferentes tipos de Ni-Hard são usados em situações onde alta resistência à abrasão é requerida em peças que são utilizadas diretamente no estado fundido ou apenas submetidas a tratamentos térmicos a temperaturas sub-criticas. Suas microestruturas consistem de aproximadamente 45% de carbonetos eutéticos formados com placas contínuas, do tipo M_3C (onde M = Fe, Cr, etc), com uma dureza Knoop de 1035Kg.mm^{-2} , em uma matriz que consiste de martensita maciça de alto carbono e austenita residual. (3, 4)

Os ferros fundidos brancos de alto cromo com 1,5 - 3%C e 10 - 30% Cr apresentam carbonetos descontínuos do tipo M_7C_3 (M = Fe, Cr, Mo, etc) com dureza Knoop de 1735Kg.mm^{-2} , em uma matriz que por meio de tratamentos térmicos pode tornar-se austenítica, martensítica, bainítica ou perlítica. A melhor combinação de resistências à abrasão, resistência mecânica e tenacidade é obtida com a matriz martensítica. O mesmo ocorre com a resistência ao lascamento e fraturas sob condições severas de impactos repetidos. (1, 5)

Como consequência das maiores durezas de seus carbonetos, os ferros com alto cromo apresentam resistências à abrasão superiores às dos Ni-Hard. Em adição, medidas de tenacidade à fratura e de desgaste por impactos repetidos, mostraram que os seus carbonetos não contínuos apresentam desempenhos superiores aos do tipo M_3C , contínuo, dos Ni-Hard. (4, 6)

A alta resistência à abrasão destes ferros fundidos é um resultado direto de suas microestruturas. Em escala microscópica, a maioria dos processos de abrasão pode ser descrito como uma ação de corte similar a uma operação de usinagem, na qual o grão do abrasivo penetra na superfície do metal produzindo pequenos cavacos. É obviamente necessário que o grão do abrasivo seja mais duro do que o do material em uso. (1)

A tabela I (1) indica os valores médios de durezas para alguns minerais, carbonetos e os constituintes das matrizes de ligas ferrosas.

Tabela I (1): Durezas de minerais, fases ferrosas e carbonetos

Mineral	Dureza		Material ou Fase	Dureza	
	Knoop	HV		Knoop	HV
Talco	20		Ferrita	235	70 a 200
Gesso	40	36	Perlitina não ligada		250 a 320
Fluorita	175	190	Perlitina ligada		300 a 460
Feldspato	550	600-750	Austenita, 12% Mn	305	170 a 230
Magnetita	575		Martensita	500 a 800	500 a 1010
Ortoclásio	620		Cementita	1025	840 a 1100
Quartzo	840	900-1280	Carbeto de Cr (Fe,Cr) _x C _y	1735	1200 a 1600
Topázio	1330	1430	Carbeto de Mo Mo _x C _y	1800	1500
Granada	1360				
Corundum	2020	1800	Carbeto de V VC	2660	2800
Carbeto de Silício	2585	2600	Carbeto de Ti TiC	2470	3200
Diamante	7575	10000	Carbeto de B B _x C _y	2800	3700

A tabela mostra que o quartzo, que é o constituinte majoritário nos minerais abrasivos, é mais duro que a maioria das matrizes de ligas ferrosas, podendo desgastá-las facilmente. Os carbonetos de cromo, presentes nos ferros fundidos brancos com alto cromo são mais duros que o quartzo e consequentemente resistirão à abrasão. Os carbonetos mais duros que os de cromo têm seu uso limitado pelos seus custos mais elevados. (1)

No presente trabalho foram verificados os desempenhos, em termos de resistência à abrasão e ao impacto, de ferros fundidos brancos dos tipos Ni-Hard e de alto cromo, com acompanhamento metalográfico.

MATERIAIS E MÉTODOS

Foram realizadas, em forno de indução, 4 corridas de ferros fundidos brancos de acordo com as composições químicas constantes na norma ASTM A532, que foram:

Classe I, tipos A e D

Classe II, tipo B

Classe III, tipo A.

As composições químicas nominais estão apresentadas na tabela II.

Tabela II: Composições químicas nominais das ligas produzidas

Classe	Tipo	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo
I	A	3,0-3,6	1,3 máx	0,8 máx	3,3-5,0	1,4-4,0	1,0 máx
I	D	2,5-3,6	1,3 máx	1,0-2,2	5,0-7,0	7,0-11,0	1,0 máx
II	B	2,4-2,8	0,5-1,5	1,0 máx	0,5 máx	14-18	1,0-3,0
III	A	2,3-3,0	0,5-1,5	1,0 máx	1,5 máx	23-28	1,5 máx

Foram obtidas barras com 270mm de comprimento e 35mm de diâmetro, e a partir das mesmas foram usinados os corpos para os ensaios de abrasão, de impacto e metalográficos.

Os ensaios de abrasão foram do tipo pino-sobre-disco rotativo, constituído de uma lixa com grana 120. Após um número especificado de giros do disco, a amostra era pesada em uma balança analítica, para verificação da perda de massa. Os corpos de prova eram cilíndricos, com 10mm de comprimento e 10mm de diâmetro.

Nos ensaios de impacto, utilizou-se corpos de prova cilíndricos, sem entalhe, com 60mm de comprimento e diâmetro de 15mm.

Para as observações metalográficas, as amostras foram preparadas convencionalmente e atacadas com o reagente: 5% de HNO₃ em metanol.

Foram realizadas também análises químicas dos carbonetos por meio de microssonda eletrônica.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

São apresentados na tabela III os resultados das análises químicas das ligas.

Tabela III: Composições químicas (% em peso) das ligas produzidas

Liga	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo
IA	2,78	0,14	0,59	4,07	2,57	0,48
ID	2,72	0,68	1,20	6,23	9,09	0,66
IIB	2,64	0,68	0,68	0,11	16,58	2,50
IIIA	2,52	0,75	0,69	0,18	26,21	1,28

Na tabela IV são descritos os tratamentos térmicos a que as ligas foram submetidas.

Tabela IV: Tratamentos térmicos realizados

Liga	Tratamento Térmico
IA	4 horas a 200°C
ID	4 horas a 200°C
IIB	4 horas a 1020°C - Resfriamento ao ar + 2 horas a 200°C ou + 3 horas a 500°C
IIIA	4 horas a 1020°C - Resfriamento ao ar + 2 horas a 200°C ou + 3 horas a 500°C

Os tratamentos das ligas IA e ID visaram um alívio de tensões.

No caso das ligas IIB e IIIA visaram a obtenção de uma matriz predominantemente martensítica, com carbonetos eutéticos secundários precipitados, uma vez que a mesma oferece a melhor combinação de resistência à abrasão e tenacidade.

São mostrados na tabela V os resultados dos ensaios de durezas realizados nas ligas tratadas.

Tabela V: Resultados dos ensaios de dureza

Liga	Tratamento Térmico	Dureza (HB)
IA	4 horas a 200°C	484
ID	4 horas a 200°C	372
IIB	4 horas a 1020°C	560
	2 horas a 200°C	
	4 horas a 1020°C	614
IIIA	3 horas a 500°C	
	4 horas a 1020°C	560
	2 horas a 200°C	
	4 horas a 1020°C	614
	3 horas a 500°C	

Na figura 1 são mostradas as curvas representativas dos ensaios de desgaste efetuados. Nas ordenadas estão os valores referentes às seguintes operações: $\frac{M_i - M_f}{M_i}$, onde

M_i = massa inicial

M_f = massa após o desgaste pelo disco abrasivo após um número de ciclos especificado.

As ligas IA e ID foram ensaiadas após tratamentos térmicos de 4 horas a 200°C e as ligas IIB e IIIA após têmpera ao ar, de 1020°C e reaquecimento por 2 horas a 200°C.

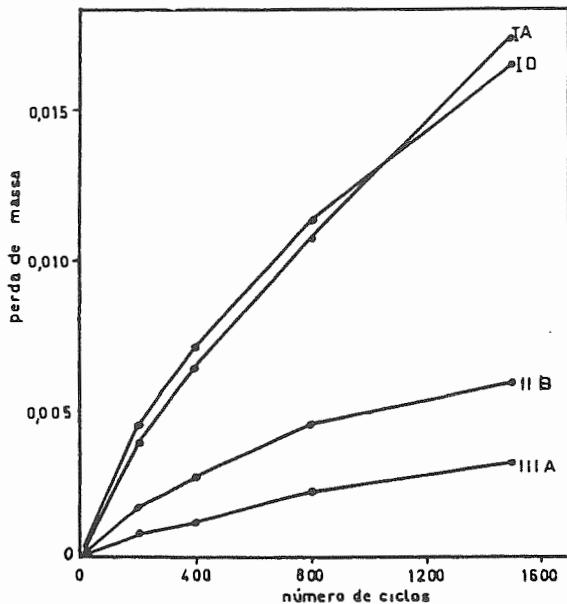


Figura 1: Resultados dos ensaios de abrasão das várias ligas

Verifica-se nitidamente o desempenho superior das ligas com alto cromo em comparação com as ligas Ni-Hard.

Na tabela VI estão mostrados os resultados dos ensaios de impacto.

Tabela VI: Resultados dos ensaios de impacto

Liga	Tratamento Térmico	Energia Absorvida (J)
ID	Bruta de fusão	14
ID	4h a 200°C	11
IIB	4h a 1020°C + 2h 200°C	75
IIB	4h a 1020°C + 3h 500°C	60
IIIA	4h a 1020°C + 2h 200°C	16
IIIA	4h a 1020°C + 3h 500°C	14

Nota-se o superior desempenho ao impacto da liga IIB em relação às demais, o que pode permitir o seu uso em situações nas quais aquelas são inviáveis.

São apresentados na tabela VII os resultados das análises de microssonda eletrônica realizadas nos carbonetos eutéticos.

Tabela VII: Resultados dos ensaios de microssonda eletrônica relativos aos carbonetos eutéticos presentes

Liga	Elementos			
	Fe	Cr	Mo	Ni
IA	87,8	10,3	0,2	1,8
ID	55,7	42,9	0,6	0,8
IIB	41,2	56,7	2,1	-
IIB(carboneto secundário)	60,0	38,4	1,5	-
IIIA	30,1	68,6	1,3	-

Verifica-se que as análises foram realizadas com respeito aos elementos metálicos dos carbonetos, não sendo possível a análise do carbono

São apresentados em seguida os cálculos relativos à estequiometria das partes metálicas dos carbonetos.

Pela literatura, sabe-se que os carbonetos eutéticos das ligas ID, IIB, e IIIA são do tipo M_7C_3 . Baseado neste fator, são calculadas as várias fórmulas possíveis destes carbonetos:

M_7C_3

$$Cr_2Fe_5 \rightarrow \% Cr = \frac{(52 \times 2) \times 100}{(52 \times 2) + (56 \times 5)} = 27,1\% \\ \% Fe = 72,9\%$$

$$Cr_3Fe_4 \rightarrow \% Cr = \frac{(52 \times 3) \times 100}{(52 \times 3) + (56 \times 4)} = 41\% \\ \% Fe = 59\%$$

$$Cr_4Fe_3 \rightarrow \% Cr = \frac{(52 \times 4) \times 100}{(52 \times 4) + (56 \times 3)} = 55,3\% \\ \% Fe = 44,7\%$$

$$Cr_5Fe_2 \rightarrow \% Cr = \frac{(52 \times 5) \times 100}{(52 \times 5) + (56 \times 2)} = 69,9\% \\ \% Fe \approx 30,1\%$$

Baseado nos cálculos anteriores, os carbonetos que mais se aproximam as estequiometrias para as diversas ligas são apresentados na tabela VIII.

Tabela VIII: Carbonetos presentes nos ferros fundidos

Liga	% de Cromo	Carboneto Esteq.
ID	9,09	$(Cr_3Fe_4)C_3$
IIB	16,58	$(Cr_4Fe_3)C_3$
IIIA	26,21	$(Cr_5Fe_2)C_3$

Os carbonetos secundários relativos à liga IIB, aproximam-se da estequiometria $(Fe_2Cr)C$.

Os resultados obtidos para a liga IA não estiveram de acordo com as estequiometrias M_3C ou M_7C_3 .

Verifica-se pela tabela VIII, que a medida em que se aumenta o teor de cromo na liga, altera-se a estequiometria dos carbonetos.

São apresentadas nas figuras seguintes, as fotomicrografias correspondentes às ligas em estudo.

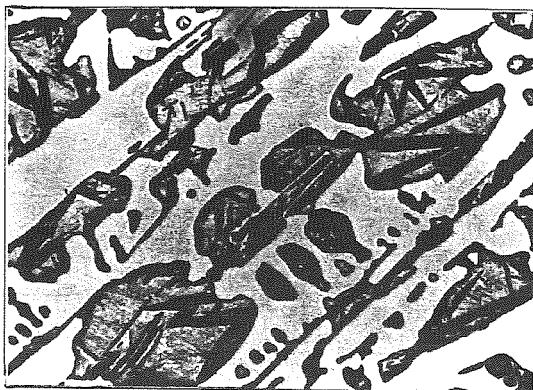


Figura 2: Liga IA tratada 4h a 200°C. Carbonetos eutéticos do tipo M₃C
(claros) e martensita-austenita.
Ataque: 5% HNO₃ em metanol. Aumento: 900X

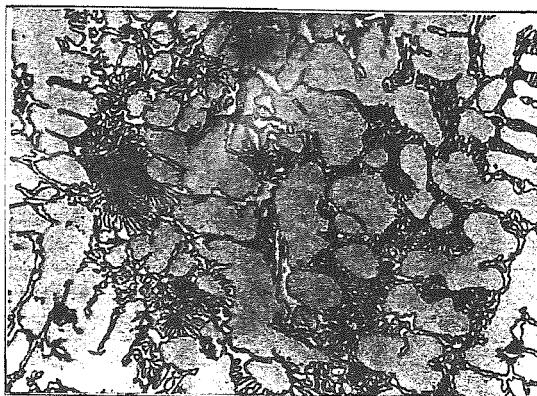


Figura 3: Liga ID tratada 4h a 200°C. Carbonetos eutéticos do tipo M₇C₃
dispostos em rede continua em matriz austenitica.
Ataque: 5% HNO₃ em metanol. Aumento: 450X

Os carbonetos dispostos em rede contínua contribuiram para com a baixa resistência ao impacto apresentada pela liga ID.



Figura 4: Liga IIB tratada termicamente. Carbonetos eutéticos do tipo M_7C_3 em matriz predominantemente martensítica com carbonetos secundários precipitados.
Ataque: 5% HNO_3 em metanol. Aumento: 450X

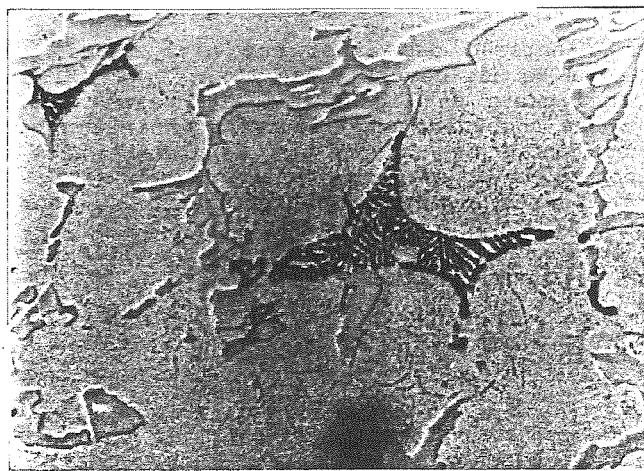


Figura 5: Liga IIB tratada termicamente. Detalhe de carboneto Mo_2C
Ataque: 5% HNO_3 em metanol. Aumento: 900X

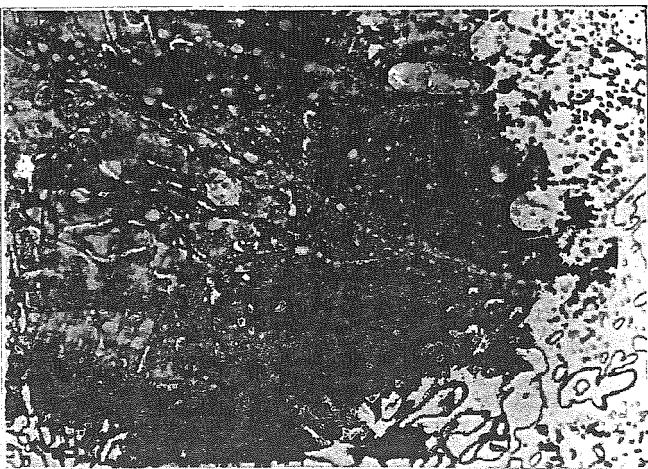


figura 6: Liga IIIA tratada termicamente. Carbonetos eutéticos do tipo M_7C_3 em matriz predominantemente martensítica com carbonetos secundários precipitados.
Ataque: 5% HNO_3 em metanol. Aumento: 450X

CONCLUSÕES

As resistências à abrasão das ligas com alto cromo (IIB e IIIA) foram muito superiores às das demais (IA e ID).

A resistência ao impacto da liga IIB foi 4 vezes superior às das ligas ID e IIIA, o que combinado com sua resistência à abrasão, torna-as adequadas em situações de uso em que as demais não atendem aos requisitos, como por exemplo, em moinhos para clinquer.

A resistência à abrasão aumentou com o aumento do teor de Cr nos carbonetos do tipo M_7C_3 .

Os carbonetos presentes nas ligas ID, IIB e IIIA apresentam as seguintes fórmulas, respectivamente: $(Cr_3Fe_4)C_3$, $(Cr_4Fe_3)C$ e $(Cr_5Fe_2)C_3$.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem aos técnicos Eliezer D. Francisco, Alcides Jobles e Pedro Luiz Di Lorenzo pela preparação das amostras utilizadas neste trabalho.

REFERÉNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1- Fairhurst, W. and Röhrg, K. "Abrasion-resistant High-chromium White Cast Irons". Foundry Trade Journal, v.136, n.2999, may 30, 1974.
- 2- Durman, R.W. "Fractography of high chromium alloys" British Foundryman, v.74, n.3, 1981.
- 3- Cox, G.J. "15% Cr/Ni/Mo Martensitic White Cast Irons for Abrasion-resistant Applications" Foundry Trade Journal, v.136, n.2979, January 10, 1974.
- 4- Lavid II, G.; Nielsen, R.L. and Macmillan, N.H. "On the nature of eutectic carbides in Cr-Ni White Cast Irons". Metallurgical Transactions A, v.22A, p.1709, august 1991.
- 5- Parks, J.L. "Characteristics of As-cast and Subcritically Heat-Treated High-Chromium-Molybdenum White Irons for Thick-Section Castings. AFS Transactions, v.86, p.93, 1978.
- 6- Maratray, F. and Nanot, R.U. "Atlas of Transformation characteristics of Cr and Cr-Mo White irons, Climax Molybdenum, Paris, France, 1971.