

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

DESGASTE ABRASIVO DE FERROS
FUNDIDOS BRANCOS COM 12,5% DE
CROMO E 2% DE CARBONO

Amilton Sinatora

018/90

Tese apresentada à Faculdade de
Engenharia de Campinas como parte
dos requisitos necessários para a
obtenção do grau de DOUTOR EM
ENGENHARIA MECÂNICA.

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA DE CAMPINAS

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

Tese de: Doutorado

Título de tese: Desgaste Abrasivo de Ferros Fundidos Brancos
com 12,5% de Cromo e 2% de Carbono

Autor: Amilton Sinatora

Orientador: Prof. Dr. Paulo R. Mei

*Este Exemplar corresponde à
Redação Final da Tese defendida
por Amilton Sinatora e aprovada
pela Comissão Julgadora em
23/07/90*

Aprovado por

Prof. Dr.

Prof. Dr.

Prof. Dr.

Prof. Dr.

Prof.

Campinas, 23 de julho de 1990

A G R A D E C I M E N T O S

Este trabalho é parte de um convênio FINEP-IPT destinado ao desenvolvimento de bolas de moinho de ferro fundido branco de alto cromo. O material aqui resumido responde parcialmente a uma das muitas questões que estão se colocando no decorrer de um projeto que visa (e está efetivamente conseguindo) dominar de ponta a ponta a tecnologia de fabricação de um produto industrial. Às partes integrantes do convênio meu agradecimento pelo apoio recebido.

No decorrer do projeto foi necessário estabelecer um compromisso entre resistência ao impacto, temperabilidade e resistência ao desgaste para bolas destinadas à moagem de cimento. A questão que se pretendeu resolver foi a da caracterização em laboratório do comportamento em condições de desgaste abrasivo de uma das famílias de ferros fundidos brancos.

Na realização dos ensaios de desgaste e na caracterização microestrutural contou-se com o apoio do convênio entre a Universidade de São Paulo e a Universidade do Ruhr - Bochum materializado nas sugestões, incentivo, ajuda direta e bom humor do Prof. Dr. Ing. Michael Pohl, do Diplom. Ing. Ulrick Waldher ambos da Universidade de Bochum bem como do Prof. Dr. Angelo F. Padilha, professor visitante daquela Universidade.

A impaciência diante dos ensaios de desgaste de materiais resistentes ao desgaste bem como a travessia dos meses de inverno de 1988 na Alemanha, quando eles foram realizados, foram compartilhadas com o Prof. Dr. André P. Tschiptschin, mas não o comprometem com os desacertos deste trabalho.

A elaboração das ligas, tratamentos térmicos e preparação metalográfica deve muito ao trabalho dedicado dos técnicos do agrupamento de fundição do IPT a quem se agradece.

A elaboração do texto deve muito à atenção orientação e sugestões do Prof. Dr. Paulo R. Mei a quem agradeço especialmente.

Por fim quero agradecer também aos amigos, que patrocinaram minha volta ao mundo da pesquisa, bem como à Margareth e ao Lucas a paciência com que enfrentaram a desgastante incumbência de me suportar estudando desgaste.

R E S U M O

Estudou-se a relação entre a porcentagem de austenita retida e o desgaste abrasivo em ferros fundidos brancos contendo 12,5% de cromo; 2% de carbono e 0,6; 1,2 ou 1,8% de manganês. Manteve-se constante a fração volumétrica de carbonetos eutéticos de modo a destacar o efeito das mudanças estruturais da matriz. Realizaram-se ensaios do pino com SiC ou Sílex. As amostras foram temperadas ou temperadas e revenidas de modo a se variar a porcentagem de austenita retida. A caracterização das amostras foi feita empregando-se análise termodiferencial, microscopia ótica e eletrônica de varredura, difração de raios X, metalografia quantitativa, macro e microdureza. A microestrutura e o comportamento em desgaste das ligas com 0,6 e 1,2% de manganês foi semelhante verificando-se o aumento da porcentagem de austenita retida e a diminuição da taxa de desgaste com a elevação da temperatura de austenitização. Por sua vez, as amostras com 1,8% de manganês exibiram um máximo de dureza e um mínimo de austenita retida quando austenitizadas a 950 °C. A transição de desgaste moderado para desgaste intenso ocorreu quando a relação entre dureza do abrasivo e dureza do material tinha o valor 2,5 ao invés de 1 como encontrado na literatura. Este comportamento foi relacionado à ocorrência de microssulcamento ao invés de microcorte da austenita, ocorrendo a remoção de material por microestiramento ou microfadiga. Nas amostras revenidas observou-se o mesmo comportamento quando estas continham austenita. Na ausência da austenita a resistência ao desgaste aumentou com a elevação da dureza. Neste caso a transição desgaste moderado/desgaste severo ocorreu quando a relação entre dureza do abrasivo e dureza do material era 1.

A B S T R A C T

Retained austenite content and abrasive wear relationship of 12.5 % Cr, 2.0 % C with 0.6, 1.2 and 1.8 % Mn, with 18 % eutectic carbide in white cast iron, were studied. The volumetric fraction of eutectic carbide content were kept constant in order to point out the abrasive wear behavior of bulk metal. Pin test with SiC or flint were carried out. Oil quenching followed by tempering at three different temperatures were carried out to produce variable retained austenite content specimens. Thermodifferential analysis, optical and scanning electron microscopic examination, X-ray diffraction, quantitative metallography, macro and micro hardness testings were used for specimens characterization. Microstructure and wear behavior of 0.6 and 1.2 % Mn content samples were similar. The austenite content were increased for higher austenitizing temperatures. Hardness and wear resistance decreased when austenite content were increased. On the other hand, 1.8 Mn alloy presented a maximum in hardness and a minimum in austenite content at 950 °C quenching. Mild to severe wear transition occurred when abrasive hardness to sample hardness ratio was 2.5 rather than 1.0, as stated in the literature. This behavior was related to microploughing instead of microcutting of austenite phase, due to microstretching or microcutting of cold worked austenite phase. Tempered samples showed same behavior as quenched only samples in the presence of austenite. In the absence of austenite wear resistance increases when hardness increases. In this condition the ratio between abrasive hardness and sample hardness for the mild to severe wear transition was 1.0.

Í N D I C E

Agradecimentos.....	i
Resumo.....	ii
Abstracts.....	iii
Índice.....	iv
1. Introdução	1
1.1. Importância econômica do desgaste	1
1.2. Materiais resistentes ao desgaste empregados na indústria de mineração	3
1.2.1. Britadores	4
1.2.2. Calhas	4
1.2.3. Moinhos de barras e de bolas	5
1.2.4. Bolas	7
1.3. Referências bibliográficas	8
2. Ferros fundidos brancos com alto cromo resistentes ao desgaste abrasivo	11
2.1 Desenvolvimento histórico	11
2.2 Sequência de solidificação e microestrutura dos ferros fundidos brancos com alto cromo	13
2.3 Decomposição da austenita nos ferros fundidos brancos com alto cromo	16
2.4 Decomposição da austenita fora do equilíbrio ..	18
2.4.1 Austenita retida	18
2.4.2 Precipitação de carbonetos	21
2.4.3 Formação da perlita	21
2.4.4 Formação de bainita	24
2.4.5 Martensita	24
2.5 Referências bibliográficas	26

3	Desgaste abrasivo	29
3.1.	Introdução	29
3.2.	Propriedades do material que afetam o desgaste abrasivo	38
3.2.1.	Dureza	38
3.2.2.	Tenacidade	47
3.2.3.	Encruamento	47
3.3.	Referências bibliográficas	49
4.	Efeito dos carbonetos no desgaste abrasivo	52
4.1.	Composição dos carbonetos	52
4.2.	Fração volumétrica de carbonetos	53
4.2.1.	Ensaio onde a abrasão se dá entre três corpos..	53
4.2.2.	Ensaio onde a abrasão se dá entre dois corpos..	61
4.3.	Distribuição de carbonetos	65
4.4.	Referências bibliográficas	66
5.	Efeito da matriz no desgaste abrasivo	69
5.1.	Ensaio onde a abrasão se dá entre dois corpos..	70
5.2.	Ensaio onde a abrasão se dá entre tres corpos..	73
5.3.	Matrizes mistas austenita-martensita	75
5.4.	Efeito dos carbonetos secundários	78
5.5.	Objetivos do trabalho	79
5.6.	Referências bibliográficas	80
6.	Desenvolvimento experimental	82
7.	Resultados e discussão	86
7.1.	Estrutura bruta de fundição	86
7.2.	Amostras temperadas	89
7.2.1.	Ligas com 0,6% de manganês	89

7.2.2.	Ligas com 1,2% de manganês	94
7.2.3.	Ligas com 1,8% de manganês	96
7.3.	Ensaio de desgastes das amostras temperadas ..	102
7.3.1.	Ligas com 0,6% de manganês	102
7.3.2.	Ligas com 1,2% de manganês	116
7.3.3.	Ligas com 1,8% de manganês	117
7.4.	Amostras temperadas e revenidas	126
7.4.1.	Ligas com 0,6% de manganês	126
7.4.1.1.	Austenitização a 950 °C	127
7.4.1.2.	Austenitização a 1050 °C	127
7.4.1.3.	Austenitização a 1150 °C	131
7.4.1.4.	Comparação dos resultados de austenitização a 950, 1050 e 1150 °C	131
7.4.2.	Amostras temperadas e revenidas - ligas com 1,2% de manganês	134
7.4.3.	Ligas com 1,8% de manganês	136
7.5.	Ensaio de desgaste das amostras temperadas e revenidas	141
7.5.1.	Ligas com 0,6% de manganês	141
7.5.2.	Ligas com 1,2% de manganês	150
7.5.3.	Ligas com 1,8% de manganês	153
7.6.	Referências bibliográficas.....	160
8.	Conclusões.....	163
9.	Sugestões para trabalhos futuros.....	166
10.	Anexo I - Ensaio de desgaste.....	167
11.	Anexo II - Ensaio em laboratório.....	173
12.	Bibliografia.....	183

CAPÍTULO 1 - INTRODUÇÃO

1.1 - Importância Econômica do Desgaste

O desgaste tem, no mundo contemporâneo, enorme importância econômica. Os dados disponíveis referem-se aos países industrializados e situam o montante das perdas devidas ao desgaste entre 1 e 4,5% do Produto Nacional Bruto (1,2).

Um estudo de Rabinowicz (3) de 1984, estima que nos Estados Unidos, apenas na indústria automobilística, as perdas por desgaste montam a 58 bilhões de dólares e que pode-se tomar o valor de 180 bilhões de dólares, ou 6% do Produto Nacional Bruto, como o montante dos danos totais produzidos por desgaste. O mesmo autor cita o valor de 7,5% do PNB para as perdas devidas ao desgaste na União Soviética.

Em 1966, na Inglaterra, a importância econômica do desgaste foi apreciada no Relatório Jost (4) onde se definiu que o estudo da tribologia tinha importância nacional e estimou-se que as economias totais anuais que poderiam ser obtidas devido à melhorias nos tribossistemas montariam a aproximadamente 1 bilhão de dólares (515 milhões de libras). Deve-se destacar que esta economia viria apenas da aplicação dos conhecimentos então disponíveis.

O montante dos custos devido ao desgaste na Alemanha Ocidental foi apresentado num relatório do Betriebsforschungsinstitut no qual, os dados para 1984 referentes apenas a tribossistemas sem lubrificação, montavam a 10 bilhões de dólares (17,8 bilhões de marcos) (5).

Não parece exagerado estimar que no Brasil as perdas por desgaste girem em torno de 3% do Produto Nacional Bruto. Considerando aquela porcentagem do PNB, as perdas anuais com desgaste no Brasil seriam da ordem de 10 bilhões de dólares.

Uma análise setorial de falhas em tubulações e equipamentos na indústria química devida a Lancaster (6) mostrou que as falhas por desgaste ocupavam o quarto lugar, precedidas pela corrosão generalizada, corrosão sob tensão, e fadiga.

Não se tem dados disponíveis sobre os custos setoriais devidos ao desgaste no Brasil. Para a indústria de

mineração foi possível obter uma avaliação parcial, apresentada na tabela I.1, onde se observa a quantidade de fundidos consumida anualmente por desgaste abrasivo na moagem e cominuição de minérios.

Tabela I.1 - Produção de corpos moedores (bolas e cylpebs^{nota 1)} e peças de desgaste (revestimentos de moinho e de britadores) em toneladas por ano (8)

Ano	CORPOS MOEDORES		PEÇAS DE DESGASTE	
	Ferro Fundido	Aço	Ferro Fundido	Aço
1980	40.525	10.852	5.224	20.852
1981	30.154	11.459	5.549	11.459
1982	27.411	11.567	2.418	11.567
1983	18.454	12.406	3.086	15.225
1984	32.727	14.637	4.395	17.229
1985	34.612	14.518	3.941	17.088
1986	29.308	17.289	4.853	21.299
1987*	25.040	17.068	4.532	21.292

* Dados Preliminares

Os ferros fundidos referidos na tabela I.1 são, majoritariamente, ferros fundidos brancos com alto cromo. Os aços são Hadfield ou aços liga de alta temperabilidade. Tomando os volumes de produção referentes a 1986, pode-se verificar que foram consumidas 34.161 toneladas de ferros fundidos e 38.360 toneladas de aços fundidos. Com estes dados é possível fazer a estimativa de custo mostrada na tabela I.2(9)

nota 1) Cylpebs são corpos moedores com formato tronco cônico empregados em moagem fina de minério no lugar de bolas (7)

Tabela I.2 - Estimativa de custo de corpos moedores e peças de desgaste no Brasil para 1986 em milhões de dólares(9)

Corpos moedores	Ferros Fundidos	69,6
	Aços	28,9
	Sub Total 1	98,5
Peças de Desgaste	Ferros Fundidos	10,8
	Aços	35,7
	Sub Total 2	46,5
Total		145,0

Ou seja, anualmente gasta-se na cominuição 145,0 milhões de dólares sendo que 98,5 milhões de dólares em corpos moedores de ferro fundido. Os valores acima referentes a corpos moedores estão subestimados pois não consideram o consumo de bolas forjadas de aço. Na Companhia Vale do Rio Doce, por exemplo, o consumo anual de bolas de aço e de ferros fundidos tem sido da ordem de 25 mil toneladas (10). Entretanto a tabela I.2 tem o mérito de destacar a importância econômica do estudo do desgaste na indústria de mineração, em especial nos materiais dos corpos moedores.

1.2 - Materiais Resistentes ao Desgaste Empregados na Indústria de Mineração

Na indústria de mineração nos componentes onde o requisito fundamental é resistência ao desgaste empregam-se, principalmente, materiais metálicos. Atualmente as cerâmicas encontram aplicações em componentes onde a sollicitação mecânica é menos intensa e o desgaste ocorre sob baixas tensões (normais à superfície de contato) ou é nitidamente erosivo. Alguns exemplos de aplicações de cerâmicas como a alumina ou basalto fundido são em calhas de escoamento de minério e revestimento de ciclones. Os materiais poliméricos, por sua vez, têm sido empregados em hidrociclones e revestimentos de moinhos. A predominância dos metais onde as sollicitações são dinâmicas se deve à sua maior tenacidade e custo relativamente baixo.

Destaca-se, a seguir, alguns equipamentos de importância na indústria de mineração e faz-se um levantamento dos metais tradicionalmente empregados.

1.2.1 Britadores

Nos britadores cônicos ou de mandíbula a moagem ocorre pelo esmagamento do minério entre as partes fixa e móvel do britador. A abrasão ocorre sob altos esforços e o material necessita combinar resistência ao desgaste com elevada tenacidade. Os aços manganês, tipo Hadfield, apresentam esta combinação de propriedades. A tabela 1.3 (11) mostra as composições químicas de alguns aços Hadfield mais empregados.

Tabela 1.3 - Composição química (% em peso) dos aços Hadfield utilizados em britadores(11)

ASTM A128 grau	C	Mn	Cr	Mo	Ni
A	1,05-1,35	11,0min
B-1	0,90-1,05	11,5-14,0
B-2	1,05-1,20	11,5-14,0
B-3	1,12-1,28	11,5-14,0
B-4	1,20-1,35	11,5-14,0	1,5-2,5
C	1,05-1,35	11,5-14,0	3 -4
D	0,70-1,30	11,5-14,0
E-1	0,70-1,30	11,5-14,0	...	0,90-1,20	...
E-2	1,05-1,45	11,5-14,0	...	1,80-2,10	...
F	1,05-1,35	11,5-14,0	...	0,90-1,20	...

Obs. Os teores de Si máx e P máx são respectivamente; 1,00 e 0,07%.

Nos britadores de impacto o minério é desagregado devido ao impacto que sofre da barra em movimento e da blindagem contra a qual é arremessado. Novamente é o aço Hadfield que vem sendo tradicionalmente empregado na confecção das barras, enquanto que aços carbono temperados e revenidos são utilizados para as blindagens.

1.2.2 Calhas

Nas calhas, ciclones e outras aplicações onde a tensão normal à movimentação do minério é pequena, ou seja,

quando o desgaste abrasivo se dá sob baixos esforços ou por erosão empregam-se materiais da maior dureza possível. Além das cerâmicas, os ferros fundidos brancos encontram larga aplicação, notadamente as classes IIC, IIE e IIIA, com maior teor de carbono, indicadas na tabelas I.4.(12)

Tabela I.4 Composição química de ferros fundidos brancos.(12)

Classe	%C	%Mn	%Si	%Ni	%Cr	%Mo
I A	3,0-3,6	<1,3	<0,8	3,3-5,0	1,4-4,0	<1,0
I B	2,5-3,0	<1,3	<0,8	3,3-5,0	1,4-4,0	<1,0
I C	2,9-3,7	<1,3	<0,8	2,7-4,0	1,1-1,5	<1,0
I D	2,5-3,6	<1,3	1,0-2,2	4,5-7,0	7,0-11,0	<1,0
II A	2,4-2,8	0,5-1,5	<1,0	<0,5	11,0-14,0	0,5-1,0
II B	2,4-2,8	0,5-1,5	<1,0	<0,5	14,0-18,0	1,0-3,0
II C	2,8-3,6	0,5-1,5	<1,0	<0,5	14,0-18,0	2,5-3,5
II D	2,0-2,6	0,5-1,5	<1,0	<1,5	18,0-23,0	<1,5
II	2,6-3,2	0,5-1,5	<1,0	<1,5	18,0-23,0	1,0-2,0
III A	2,3-3,0	0,5-1,5	<1,0	<1,5	23,0-28,	<1,5

* A classe I não especifica cobre. Nas demais Cu <1,2%.

** A classe I P_{máx} 0,30. Nas demais P < 0,10%.

*** A classe I S_{máx} 0,15. Nas demais S < 0,06%.

1.2.3 Moinhos de barras e de bolas - Revestimentos

Na moagem de minérios em moinhos de barras e de bolas costuma-se, segundo Beraldo (13), analisar separadamente os materiais necessários para o revestimento e para os corpos moedores. A seleção dos materiais para revestimentos de moinho deve considerar além dos custos do material e seu tratamento térmico, os custos de parada para reposição. Neste caso além da taxa de desgaste, a resistência à quebra é muito importante pois a falha em serviço significa uma diminuição dos intervalos entre trocas.

Nos revestimentos, embora as borrachas estejam tendo sua aplicação expandida, empregam-se usualmente materiais metálicos, destacando-se; os ferros fundidos brancos com alto cromo (classes IIA em diante na tabela I.4), os ferros fundidos brancos com níquel - Ni-Hard (classe I na tabela I.4), aços Cr-Mo de médio teor de carbono e os aços Hadfield. Os dois primeiros materiais destinam-se às aplicações mais severas de desgaste e os dois últimos à solicitações mais brandas (13). O emprêgo dos aços Hadfield pode também ser justificado em solicitações onde as energias de impacto sejam muito elevadas. No caso de minérios extremamente abrasivos pode ser interessante, por razões econômicas, empregar-se materiais de menor resistência ao desgaste porém de custo menos elevado (14).

Na tabela I.5 observa-se alguns dos materiais empregados em revestimentos de moinhos de barras e de bolas, bem como suas taxas de desgaste relativo (13,15)

Tabela I.5 - , Materiais empregados para revestimentos de moinhos (13,15).

Material	Dureza HB Brinell	Taxa relativa de desgaste relativas em uso
A - Ferro fundido Cr-Mo	600-740	100-105
B - Ferro fundido alto Cr	550-650	110-115
C - Ni-Hard	520-650	120-130
D - Aço Cr-Mo martensítico	450-555	135-145
E - Aço austenítico Mn6-1Mo	190-230	150-175
F - Aço perlítico alto C	250-420	155-200
G - Aço austenítico 12Mn	180-220	200-300

Os critérios para a escolha mais detalhada do material depende, além dos fatores considerados acima, da abrasividade do minério, meio de moagem, características de operação do moinho, tipo de moinho, posição do revestimento no moinho, etc, ou seja, do tribossistema.

1.2.4 Moinhos de barras e de bolas - Bolas

Na seleção de materiais para bolas de moinho a relação entre o custo por unidade de massa e a taxa de desgaste, bem como a disponibilidade do produto, são os fatores determinantes, uma vez que a adição de bolas nos moinhos é feita sem parada do equipamento, diferentemente da troca dos revestimentos.

Os fatores técnicos que irão influir na seleção do material das bolas são: a composição química, a dureza e a microestrutura do material e as características do minério.

As bolas podem ser forjadas ou fundidas. A tabela I.6 mostra a composição química de bolas de aço forjado e a tabela I.7 mostra as composições de bolas fundidas.

Tabela I.6 - Composição química (% em peso) de alguns aços para bolas forjadas (16,17)

Tipo de aço	C	Si	Cr	Cu	Mn	Mo	Ni
ABNT 1095	1,01	0,25	-	-	0,34	-	-
ABNT 1060 modificado	0,61	0,08		0,36	0,37	-	0,11
ABNT 1045	0,46	0,19	-	-	0,65	-	-
ABNT 52100	1,01	0,27	0,90	-	0,40	-	-
ABNT 5160	0,65	0,37	0,70	-	0,48	0,20	0,28
Inox 440C	1,05	0,34	0,73	-	0,48	0,20	0,28

Tabela 1.7 - Composição químicas (% em peso) de bolas fundidas (7)

Material	C	Mn	Cr	Mo	Si	Ni	Dureza Brinell	Diâmt (mm)
Aço Fundido	0,85	0,48	5,88	0,47	0,70	--	600	75
	0,78	0,93	1,63	0,48	0,87	--	601	75
Ni-Hard	3,27	0,50	1,50	--	0,50	4,50	637	75
	3,23	0,64	1,89	--	0,62	4,26	600	75
F.F. Branco	3,10	0,70	12,0	0,35	0,40	--	710	65
Alto Cromo	2,20	0,52	17,0	0,64	0,76	--	685	75

Os ferros fundidos brancos de alto cromo têm se destacado dentre os materiais empregados na indústria de mineração e serão estudados com mais detalhes no capítulo seguinte.

Referências Bibliográficas

01. NOGUEIRA, R.E. F. Q. & De Mello, J. B.D. "Esclerometria Aplicada ao Estudo do Desgaste Abrasivo: Potencialidade da Técnica, Construção e Avaliação de Esclerômetro Retilíneo" Anais do 43º Congresso Anual da ABM, v. 2, 1988, pp. 281-300.
02. ZUM-GAHR, K.H. Microstructure and Wear of Materials, Elsevier, cap. 1, 1987, pp. 1-5
03. RABINOWICZ, E. "The Least Wear", Wear, v. 1, N° 100 1984, pp. 533-541.

04. DOWSON, D. & TAYLOR, C.M. "A Survey of Research on Tribology and Future Priorities". Wear, v. 4, N° 106, 1985, pp. 347-358.
05. DEUSTSCHER, O. Verschleißschwerpunkte in der Stahlindustrie und Möglichkeiten zur Senkung der verschleißbedingten Kosten. Düsseldorf, Betriebsforschungsinstitut, 1986. n.p.
06. LANCASTER, J.F. "What Causes Equipment to Fail?" Hydrocarbon Processing, Jan. 1975, pp.74-76.
07. FARGE, J. C. & BARCLAY, G.A. "Properties and Performance of Cast-Iron Grinding Balls". In: Materials for Mining Industry. Climax Mo. Co, Han Harbour, 1974, pp. 189-199.
08. Anuário Estatístico da Indústria Brasileira de Fundição. Associação Brasileira de Fundição. São Paulo. 1988, 58p.
09. ROTONDARO, R.G. Comunicação pessoal Ago. 1989
10. BARROS FILHO, O. & BANDEIRA DE MELO, L.A. "Utilização de Peças de Aço e Ferro Fundido para Componentes Resistentes ao Desgaste e Alta Temperatura nas Usinas de Pelotização de CVRD". Documento Interno da Companhia Vale do Rio Doce, sem data, 37p.
11. "Austenitic Manganese Steel", In: Metals Handbook AMERICAN SOCIETY FOR METALS. 9. ed., 1980, v.1 pp.568-588.
12. Standard Specification for Abrasion-Resistant Cast-Iron. A532-82. Annual Book of ASTM Standards. Section 1: iron and steel products. Philadelphia, Jan. 1986, pp. 536-539
13. BERALDO, J.L. Moagem de Minérios em Moinhos Tubulares. Ed. Edgard Blucher Ltda e Secretaria de Estado da Indústria, Comércio, Ciência e Tecnologia. cap. 3, São Paulo, 1987, pp. 20-44.
14. ALBERTIN, E. et alii. "Ferros Fundidos Brancos Resistentes ao Desgaste Abrasivo". Anais do 3º Congresso Brasileiro de Fundição, São Paulo. Associação Brasileira de Fundição, 1986, 26p.
15. KJOS, D.M. "Materiales Ferrosos de Desgaste e seu Diseño" III Simposium de Molienda da Armco, Chile, 1980, 16p.

16. RIGNEY, D. A. & GLAESER, W.A. Wear resistance. In: Metals Handbook. AMERICAN SOCIETY FOR METALS. 9. ed. Metals Park, 1978. v.1, pp. 597-638.
17. WESNER, A.L., et alii "Study of Grinding-Ball Wear Employing a Radioactive-Tracer Technique." Transaction AIME, v. 217, 1960, pp. 429-434.

CAPÍTULO 2 - FERROS FUNDIDOS BRANCOS COM ALTO CROMO RESISTENTES AO DESGASTE ABRASIVO

2.1 - Desenvolvimento Histórico

Os primeiros ferros fundidos brancos empregados comercialmente foram os ferros fundidos brancos comuns utilizados desde o século passado. Provavelmente o baixo preço e a possibilidade de serem produzidos em forno cubilô foram as razões mais importantes para a utilização comercial de ferros fundidos brancos sem elementos de liga em aplicações onde se requeria resistência a abrasão (1). Os ferros fundidos com alto teor de elementos de liga, especialmente com altos teores de cromo, foram, provavelmente, desenvolvidos a partir da experiência acumulada com os ferros fundidos brancos comuns.

Os ferros fundidos brancos comuns hipoeutéticos, após a solidificação, são constituídos de matriz austenítica e do eutético Fe_3C /austenita (ledeburita). No resfriamento posterior a austenita se transforma em perlita. A microestrutura final é de dendritas de perlita e carbonetos eutéticos contendo glóbulos ou bastonetes de perlita. O Fe_3C com a dureza de 800-1100 Vickers confere resistência relativamente elevada ao desgaste. A cementita apresenta-se nestas ligas como uma fase contínua com morfologia de plaquetas conferindo baixa tenacidade ao material. Mantendo-se o fósforo abaixo de 0,1% e o carbono abaixo de 3% pode-se obter algum aumento da tenacidade nestes ferros fundidos (1).

Adições de cromo com o objetivo de melhorar as propriedades dos ferros fundidos brancos podem ser entendidas segundo duas linhas de desenvolvimento. A primeira consiste na adição de baixos teores de cromo visando melhorar propriedades específicas na fabricação ou aplicação. Por exemplo, a adição de até 1,5% é feita tanto para promover a formação de perlita como para evitar a formação de grafita na solidificação de peças espessas. Em teores mais elevados, até 8 ou 10%, o cromo é usado nos ferros fundidos tipo "Ni-Hard" para contrabalançar o efeito grafitizante do níquel (2), bem como para aumentar a quantidade e a dureza dos carbonetos, além de aumentar a temperabilidade. Estes materiais são considerados de baixo cromo e o eutético formado na solidificação é a ledeburita constituída por carbonetos M_3C onde M representa o ferro e o cromo.

A segunda linha de desenvolvimento de ferros fundidos com cromo consiste na adição de mais de 10% de cromo (1,2). Nestes teores os carbonetos formados na solidificação passam a ser do tipo M_7C_3 . O M_7C_3 não só é

mais duro (1300-1800 HV) e mais resistente a abrasão do que o M_3C , como, o que é mais importante, sofre uma mudança de morfologia, formando um eutético geralmente descrito como descontínuo (2), onde o carboneto é mais compacto do que o Fe_3C da ledeburita (1), proporcionando maior tenacidade ao material (3).

O emprêgo industrial destes materiais com alto cromo estimulou a realização de estudos fundamentais tanto com o objetivo de caracterizá-los quanto visando conhecer o sistema ternário Fe-Cr-C (4,5). Estes primeiros resultados sobre o sistema ternário foram posteriormente re-examinados por Jackson (6), que elaborou um diagrama, amplamente utilizado, onde está representada a superfície liquidus deste sistema ternário. Embora os resultados de Jackson (6) fossem posteriormente criticados por Rivlin (7), eles permanecem sendo os mais utilizados na literatura técnica e parecem estar de acordo com as estruturas obtidas na solidificação em condições industriais (8).

Embora o uso comercial dos ferros fundidos brancos com alto cromo tenha se desenvolvido a partir de 1930, eles já haviam sido patenteados nos Estados Unidos, em 1917, para uso em revestimentos de moinhos.

A partir de 1930 iniciou-se o uso de ligas Fe-Cr-C-Mo. Estes materiais apresentavam, entretanto, uma variação muito grande na resistência ao desgaste devido a diversidade das matrizes metálicas, uma vez que eram empregados com matrizes austeníticas ou martensíticas, indistintamente (9).

A oscilação no desempenho, bem como o emprêgo de equipamentos cada vez maiores na moagem de minérios, levou a que fossem desenvolvidas, independentemente, várias linhas de pesquisa pela Abex Co. (E.U.A.), Climax Molibdenum Co. (E.U.A.), Magotteaux (Bélgica) e Bradley & Foster (Inglaterra), as quais tentaram otimizar as propriedades dos ferros fundidos com alto cromo com base no controle da composição química e da microestrutura (9).

Os esforços da Abex Co. resultaram na liga 20% de cromo, 1% de níquel e 1% de molibdênio conhecida como Paraboloy. As pesquisas da Magotteaux resultaram na liga Maxicrom com 18% de cromo, 2% de carbono e 0,8% de molibdênio. A Bradley & Foster concentrou-se nas ligas com matriz austenítica. A Climax Molibdenum desenvolveu uma família de ligas com cromo entre 14 e 21%, com adições de molibdênio entre 1,4 e 3% além de níquel e cobre onde se fizesse necessário aumentar a temperabilidade (9).

Já em 1960 (10) a Climax divulgava uma liga com 15% de cromo com teores de carbono nas faixas de: a) 3,2 a 3,6% ; b) 2,8 a 3,2% e c) 2,4 a 2,8%, além de adições de molibdênio entre 1,0 e 3,5%.

— Em 1965 - a ASTM estabeleceu uma norma para estes materiais, definindo as composições e as durezas recomendadas tendo em vista a experiência dos grandes produtores. A norma ASTM (11) apresenta as faixas de composição para os ferros fundidos de alto cromo descritas na tabela I.3.

Verifica-se que as ligas da norma ASTM, em sua maioria, correspondem às ligas desenvolvidas pelas grandes empresas. Por exemplo, as ligas 15% de cromo desenvolvidas pela Climax correspondem às classes II-B e II-C da norma.

Mais recentemente, vem sendo realizados esforços no sentido de melhorar a resistência ao desgaste através da adição de elementos formadores de carbonetos de alta dureza como nióbio (12, 13) e vanádio (14-16). Trabalhos nesta linha vem sendo desenvolvidos no IPT e na EPUSP (17-19), na UFSC (20) e na UNICAMP (21,22).

2.2 - Sequência de Solidificação e Microestrutura dos Ferros Fundidos Brancos com Alto Cromo

Nos ferros fundidos brancos com alto cromo, da mesma forma que em todos os sistemas metálicos, a sequência de solidificação é função da composição química e determina, em conjunto com as variáveis de processo a microestrutura resultante. Esta microestrutura, por sua vez, poderá ser alterada pelos tratamentos térmicos subsequentes.

Serão descritas neste tópico as sequências de solidificação e as respectivas microestruturas resultantes de algumas composições típicas de ferros fundidos brancos de alto cromo, tomando-se como base a superfície liquidus do sistema ternário Fe-Cr-C devido a Jackson (6) e mostradas na figura 2.1.

Liga A1 :

A solidificação começa com a formação de austenita. O líquido se enriquece em carbono e cromo até atingir a linha U_1-U_2 quando começa a ocorrer a reação eutética monovariante, onde o líquido se decompõe em austenita e M_7C_3 . Esta reação prossegue com a composição do líquido seguindo a calha em direção a U_2 , até o líquido se esgotar. A microestrutura será constituída de austenita e do eutético austenita/ M_7C_3 .

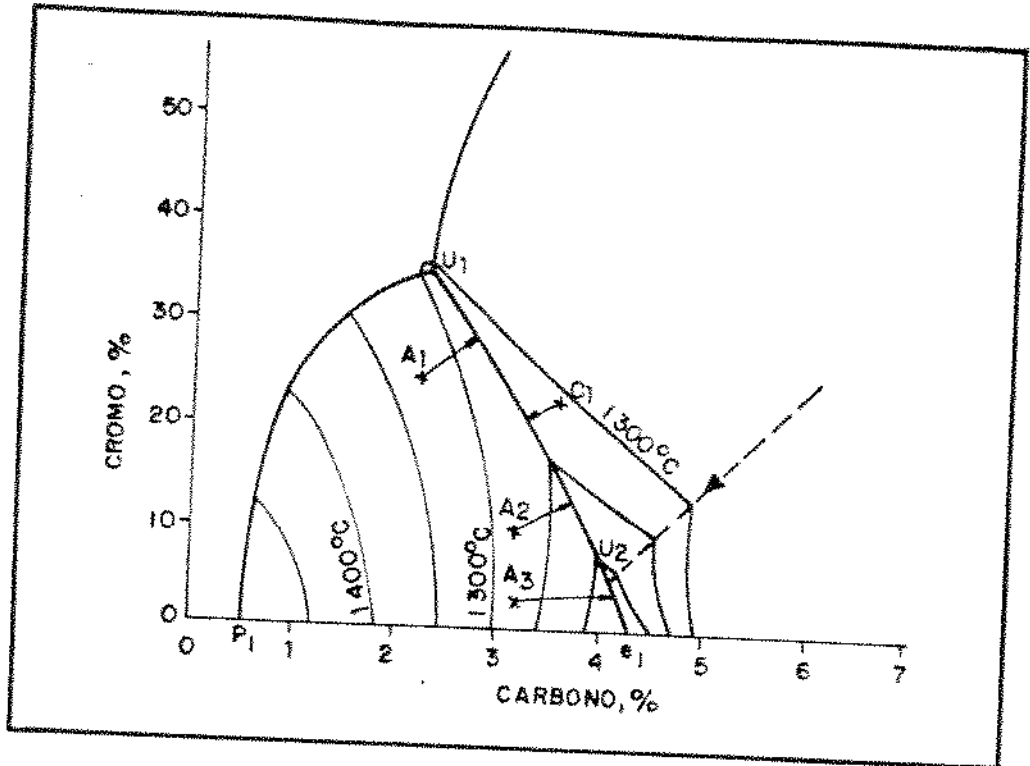


Fig. 2.1 Superfície líquidas do sistema Fe-Cr-C mostrando esquematicamente a seqüência de solidificação de algumas ligas (6)

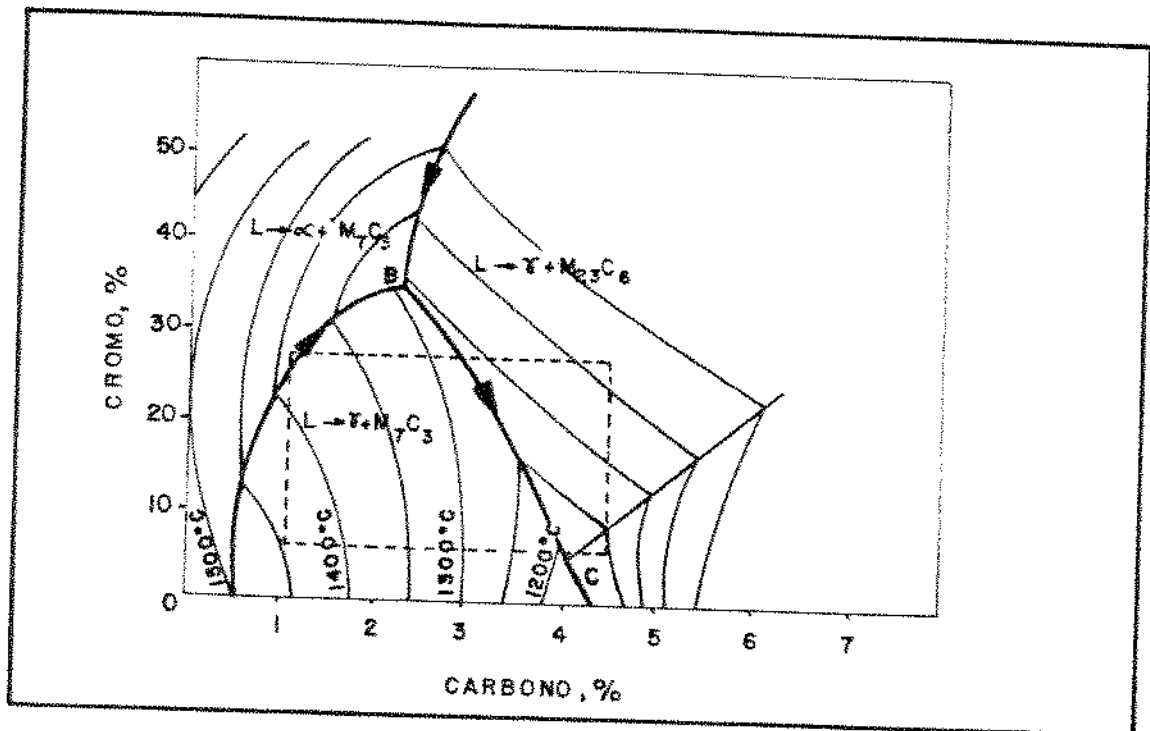


Fig. 2.2 Projeção da superfície líquidas do diagrama Fe-Cr-C - região das ligas comerciais (6)

Liga A2 :

A solidificação desta liga começa com a formação de austenita e prossegue da mesma maneira que na liga anterior, com a reação eutética monovariante ao longo da linha U_1-U_2 . Havendo líquido suficiente a composição atinge o ponto U_2 , ocorrendo a reação peritética do tipo II, onde o líquido reagirá com o M_7C_3 levando à formação de austenita mais M_3C .

A microestrutura resultante desta sequência de solidificação será constituída de austenita primária, do eutético (austenita + M_7C_3) e dos produtos da reação peritética (austenita + M_3C). Eventualmente todo o M_7C_3 poderá ser consumido pela reação peritética resultando numa microestrutura contendo austenita (primária, do eutético e do peritético) e M_3C .

Havendo líquido remanescente após o consumo de todo o M_7C_3 , a solidificação se completará através da reação eutética ao longo da calha U_2-e_1 onde o líquido se decomporá em austenita mais M_3C . A microestrutura desta reação será tipicamente ledeburítica.

Segundo Thorpe e Chicco (23) a reação entre líquido e M_7C_3 produzindo austenita mais M_3C seria bloqueada logo no início pela camada de M_3C formada, pois a reação para prosseguir requer a difusão de cromo e de carbono através do M_3C . Desta forma, a solidificação se completaria com a transformação do líquido através da reação eutética ao longo da calha U_2-e_1 , em austenita mais M_3C , com a típica morfologia de ledéburita (23).

Liga A3 :

A solidificação se inicia com a formação de austenita até que o líquido atinja a composição da calha U_2-e_1 , onde a solidificação prossegue com a formação do eutético austenita mais M_3C , até seu término (23). A microestrutura resultante será formada de dendritas de austenita e ledeburita e corresponde às microestruturas dos ferros fundidos brancos martensíticos conhecidos como "Ni-Hard".

Liga C1 :

A solidificação se inicia com a formação de carbonetos primários na forma de prismas hexagonais de M_7C_3 , muitas vezes com um orifício no centro. A composição do líquido se desloca até a calha U_1-U_2 onde a solidificação prossegue com a formação de eutético, eventualmente atingindo a composição da reação U_2 . A microestrutura será

composta de carbonetos primários e eutético austenita mais M_7C_3 .

Sinatora e co-autores (24) verificaram que a composição química, e conseqüentemente, o caminho de solidificação, determinam não apenas as fases que se formam mas também suas morfologias, notadamente a dos carbonetos eutéticos. Resultados experimentais obtidos em ligas com 15 ou 20% de cromo, mostraram que a elevação do teor de carbono (com cromo constante) ou a diminuição do teor de cromo (com carbono constante) levaram a: a) diminuição das temperaturas de início de formação de austenita e de eutético; b) diminuição da fração volumétrica de austenita; c) diminuição do número de partículas de carbonetos no volume eutético ou seja um engrossamento dos carbonetos formados na solidificação eutética.

2.3 - Decomposição da Austenita nos Ferros Fundidos Brancos Com Alto Cromo

As ligas Fe-Cr-C com teores de cromo e carbono próximos aos dos comumente empregados em ferros fundidos brancos de alto cromo têm composição hipoeutética, como indica o campo assinalado na figura 2.2. Para estas ligas a microestrutura após a solidificação é constituída de dentritas pró-eutéticas de austenita e do eutético austenita/ M_7C_3 .

A medida em que o resfriamento prossegue no estado sólido, em condições de equilíbrio, ocorre a diminuição da solubilidade do cromo e carbono na austenita com a conseqüente precipitação de carbonetos. A aproximadamente 750°C ocorre uma reação eutetóide monovariante, ou seja, a austenita se decompõe em ferrita + carboneto. Este carboneto pode ser do tipo M_3C , $M_{23}C_6$ ou M_7C_3 ou misturas dos mesmos dependendo da composição química da liga. Abaixo desta temperatura a microestrutura será constituída de carbonetos primários sobre um fundo de perlita com carbonetos precipitados.

Os trabalhos experimentais de Jackson (6) e Bungardt (5) levaram a duas diferentes propostas de diagramas de equilíbrio para o sistema Fe-Cr-C, entre os quais existem diferenças na solidificação e nas transformações no estado sólido. As figuras 2.3 e 2.4 mostram as secções isotérmicas a 1000°C obtidas por estes pesquisadores.

Verifica-se que no diagrama proposto por Jackson

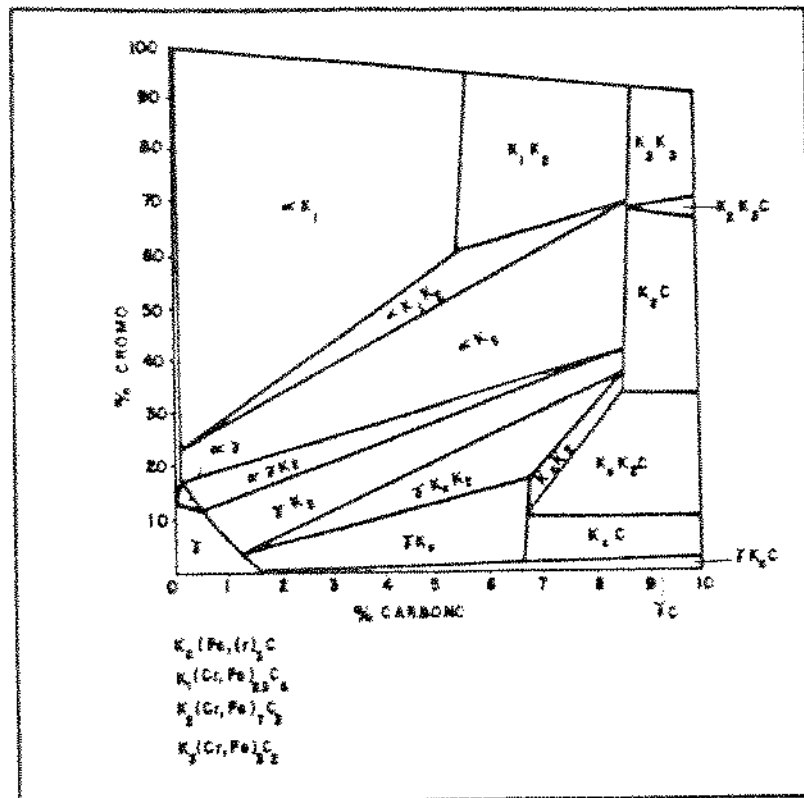


Fig. 2.3 Isoterma a 1000°C do sistema Fe-Cr-C (Jackson - 6)

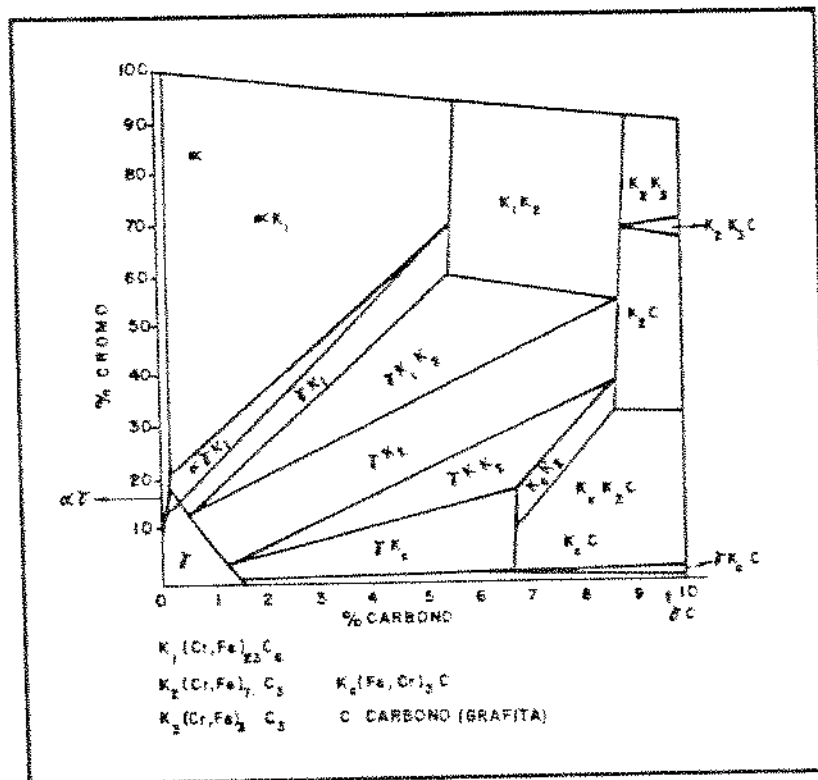


Fig. 2.4 Isoterma a 1000°C do sistema Fe-Cr-C (Bungardt - 5)

(6) as ligas que, teoricamente poderiam ser totalmente austenitizadas sem ferrita no campo austenita mais carboneto primário (M_7C_3) situam-se numa faixa de teores de cromo e carbono mais estreita do que no diagrama proposto por Bungardt. Por exemplo, ligas com 25% de cromo e 2 a 3% de carbono seriam totalmente austeníticas segundo Bungardt, mas austenítica-ferríticas segundo o diagrama de Jackson. O diagrama de Bungardt parece corresponder melhor à prática comercial de tratamentos térmicos de ligas de 25% de cromo. Este aparente detalhe é de grande importância uma vez que um grande número de ligas comerciais está nesta faixa de composição e são tratadas comercialmente a 1000°C.

Outra diferença entre os dois diagramas é a existência, para Bungardt, do equilíbrio austenita - $M_{23}C_6$ - M_7C_3 ao invés de austenita - M_3C - M_7C_3 proposto por Jackson, nas temperaturas intermediárias entre a solidificação e a reação eutetóide.

A sequência de resfriamento em condições de equilíbrio pode ser acompanhada nas seções isotérmicas como a da figura 2.5 e 2.6 ou ainda em seções politérmicas (cortes verticais) como na figura 2.7.

2.4 Decomposição da Austenita Fora de Equilíbrio

2.4.1 Austenita Retida

Em ferros fundidos brancos com alto cromo pode-se encontrar austenita retida à temperatura ambiente, tanto em ligas brutas de fundição como em peças tratadas termicamente, dependendo da composição química e da velocidade de resfriamento.

A presença de austenita retida se deve (25) aos altos teores de cromo e carbono na matriz metálica que provocam o abaixamento da temperatura de início de transformação da austenita para martensita (temperatura M_i) e a diminuição da cinética de decomposição da austenita. O efeito dos elementos de liga na temperatura M_i pode ser expresso por equações empíricas, obtidas por regressão, tal como a de Andrews (26):

$$\text{Equação (2.a)} \quad M_i(^\circ\text{C}) = 538 - 423 (\%C) - 30,4 (\%Mn) - 7,7 (\%Ni) - 12,1 (\%Cr) - 7,5 (\%Mo)$$

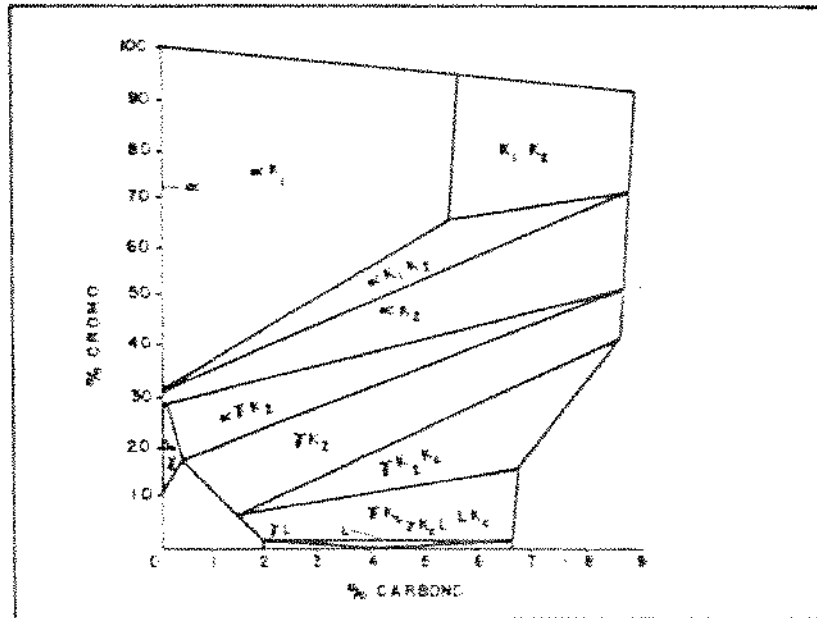


Fig. 2.5 Isoterma a 1150°C do sistema Fe-Cr-C (Jackson - 6)

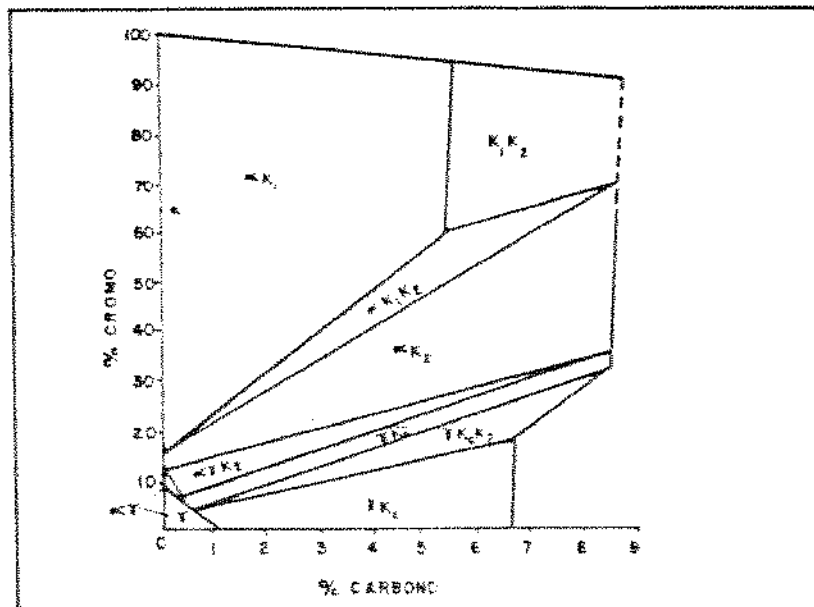


Fig 2.6 Isoterma a 900°C do sistema Fe-Cr-C (Jackson - 6)

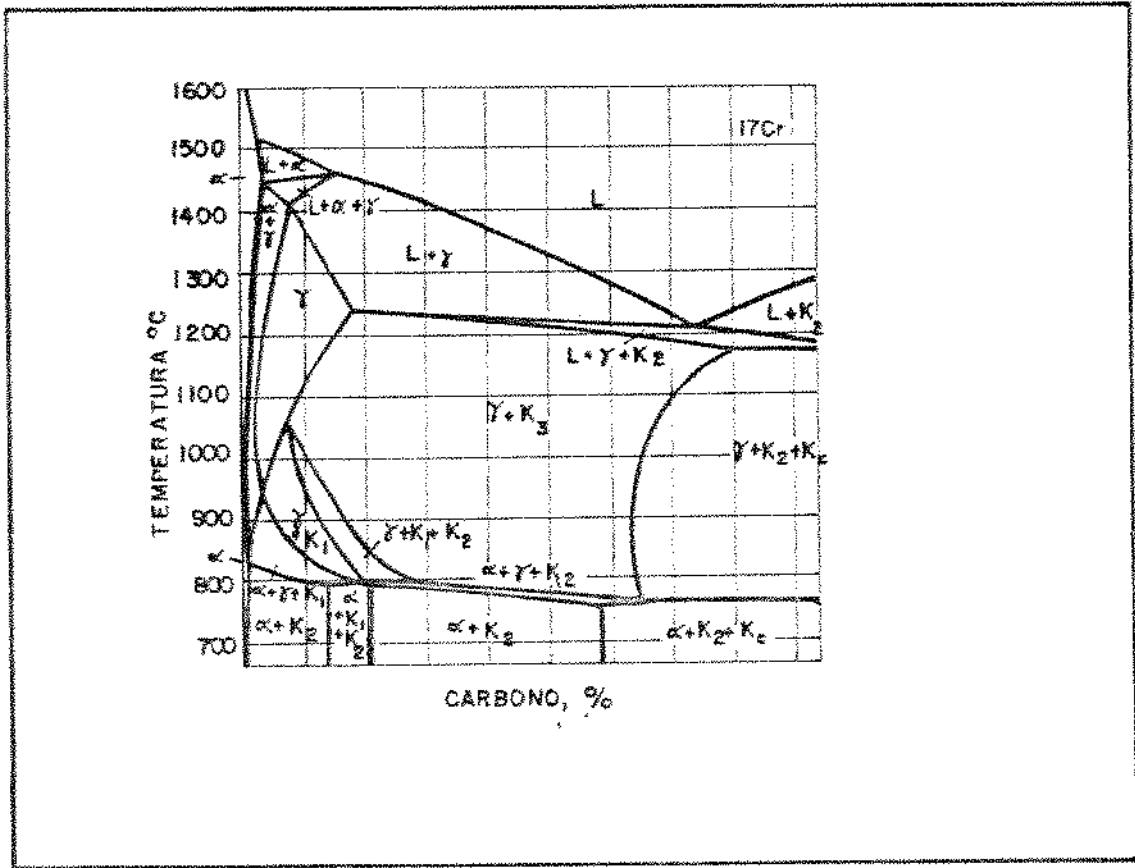
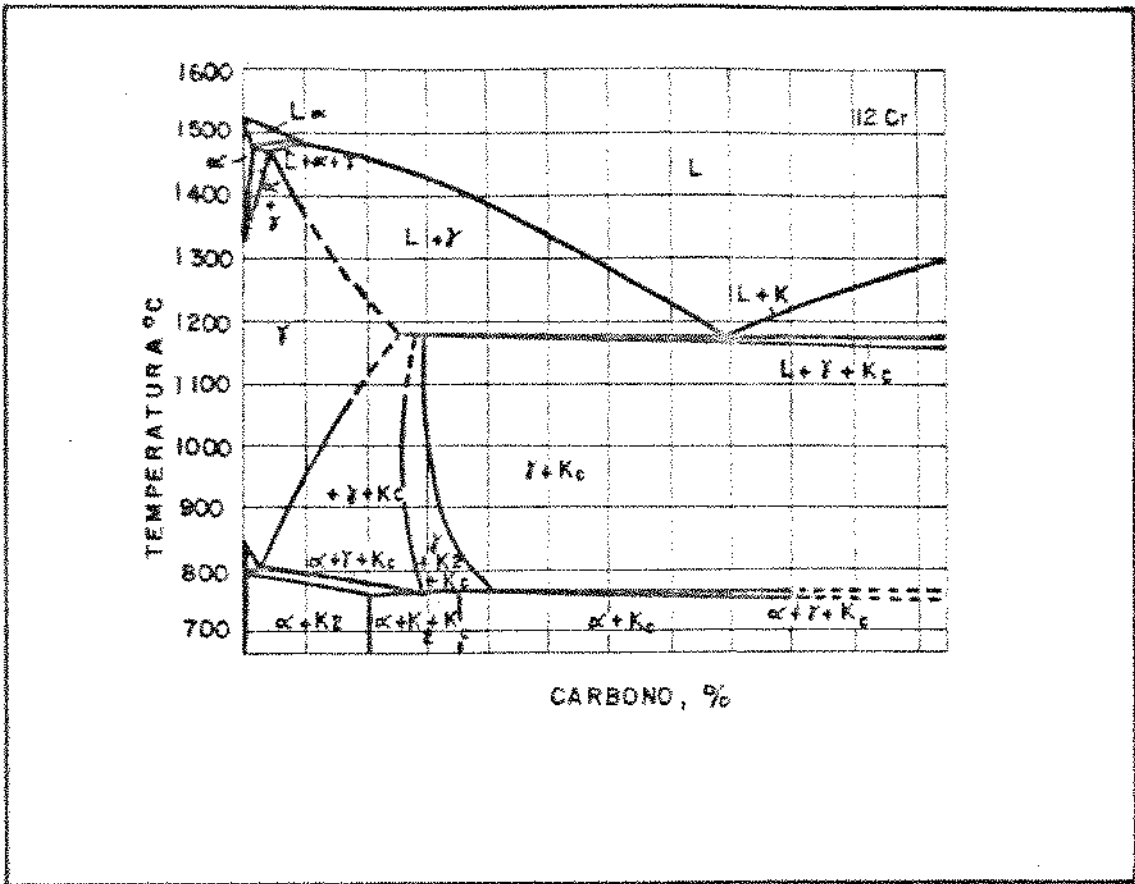


Fig. 2.7 Corte politérmico do sistema Fe-Cr-C. A - 12% cromo. B - 17% cromo (Bungardt - 5)

Uma análise de regressão feita com os dados de Maratray (27), que estudou a transformação austenita para martensita em 45 ferros fundidos brancos de alto cromo contendo ou não molibdênio, determinou (28) a seguinte equação de regressão.

$$\text{Equação (2.b)} \quad M_i(^{\circ}\text{C}) = 153 - 22 (\%)\text{C} + 8 (\%)\text{Cr} - 5 (\%)\text{Mo}$$

Verifica-se que a equação 2.b prevê o aumento da temperatura com a elevação do teor de cromo, diferentemente da equação de Andrews. Isto se deve à remoção de carbono de solução sólida pelo cromo levando à formação de M_7C_3 . Esta equação ajuda a explicar um resultado obtido na década de 40 por Zmelgkas e Cohen (29) que constataram que a temperatura M_i era menor para um aço 5,3Cr-1,0C-1.13Mo do que para outro que tinha 12Cr-1,5C-0.79Mo.

2.4.2. Precipitação de Carbonetos

A obtenção de martensita no resfriamento é possibilitada pela diminuição dos teores de C e Cr da matriz, o que ocorre pela precipitação de carbonetos, durante tratamentos denominados de "desestabilização da austenita".

A figura 2.8 mostra as curvas TTT de ferros fundidos brancos com alto cromo. Na curva superior ocorre a precipitação de carbonetos conhecida como desestabilização da austenita. Esta curva está dividida em duas partes. Uma acima de A_e onde ocorre a formação de carboneto a partir da austenita e outra, abaixo de A_e , onde austenita perde carbono formando ferrita e carbonetos. Estas duas regiões são equivalentes às regiões de formação de ferrita próeutetóide entre A_1 A_3 e de perlita abaixo de A_1 .

Segundo Maratray (8) a natureza dos carbonetos precipitados não está perfeitamente elucidada podendo ser M_7C_3 ou $M_{23}C_6$ dependendo da faixa de temperatura em que o tratamento é realizado. De acordo com o mesmo autor a precipitação se inicia nas regiões próximas aos carbonetos eutéticos e se propaga para o centro das dendritas primárias de austenita. Os carbonetos são coerentes com a matriz no início da precipitação e tanto mais dispersos quanto menor a temperatura de precipitação.

2.4.3. Formação da Perlita

A formação da perlita é deslocada para tempos maiores com o aumento da relação Cr/C e com a adição de molibdênio. Quanto ao efeito da desestabilização, os resultados de Maratray (8) indicam uma sistemática elevação

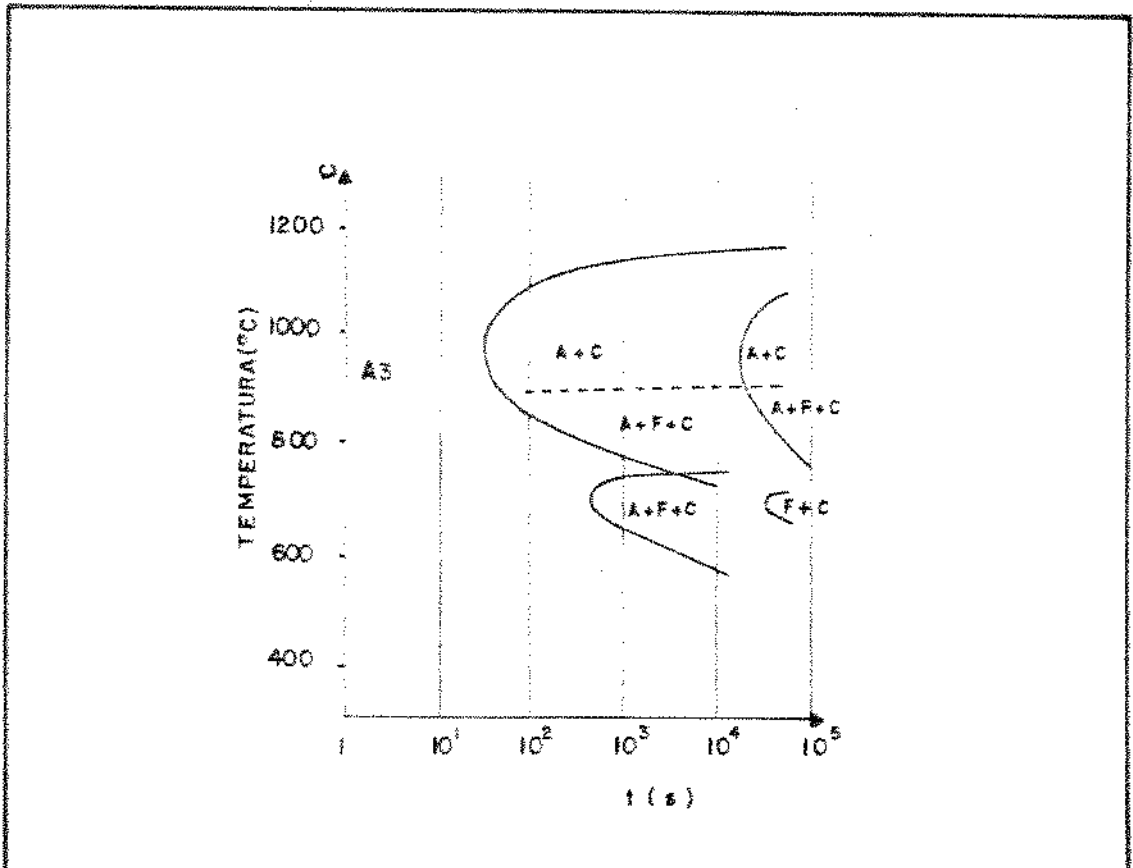


Fig. 2.8 Curva TTT para precipitação de carbonetos (Maratray -8)

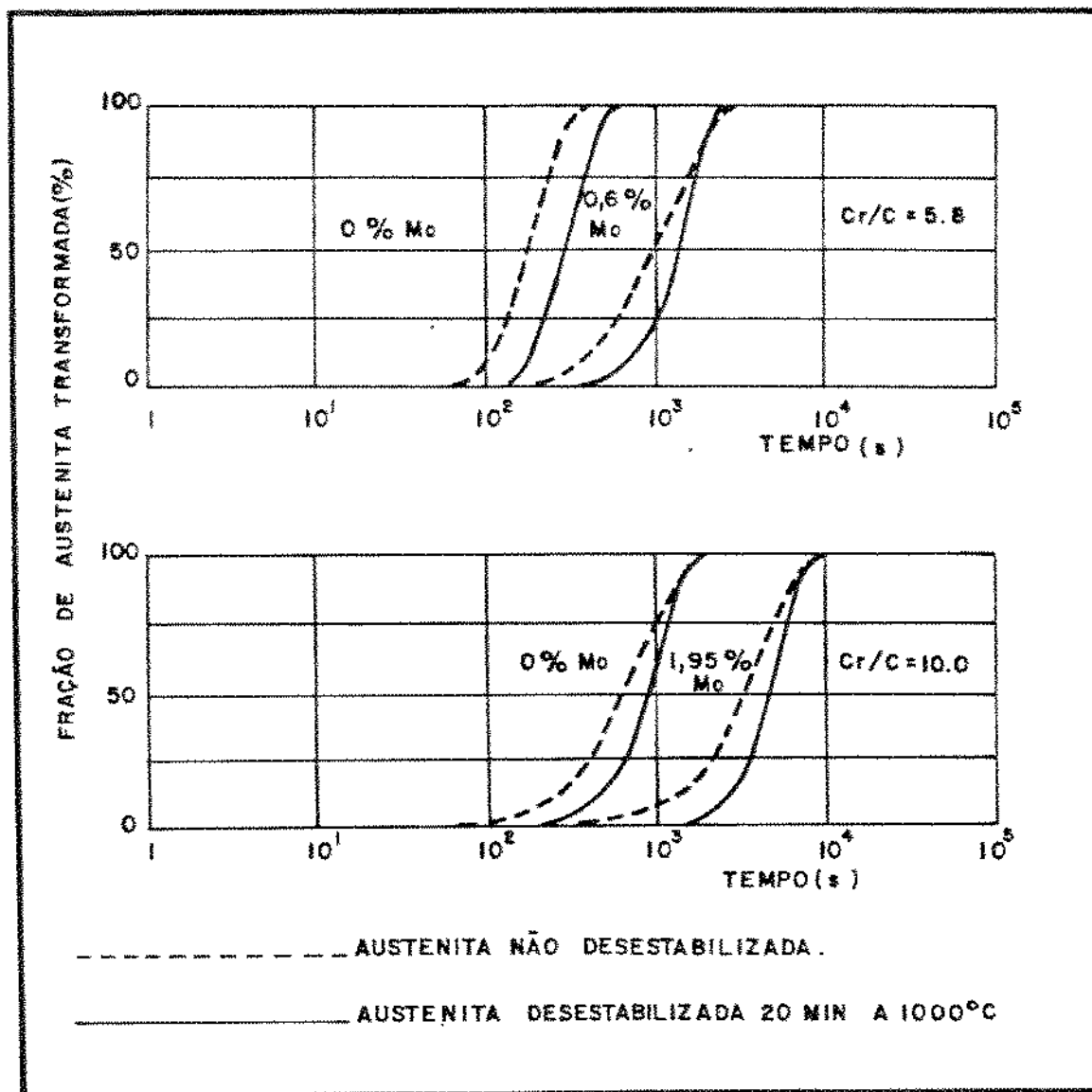


Fig. 2.9 Efeito da relação Cr/C, teor de molibdênio e do tratamento de destabilização na cinética de transformação austenita/perlita (Maratray - 8)

do tempo para início de formação da perlita (figura 2.9), embora haja na literatura (30) sugestões em contrário. O efeito da desestabilização parece ser complexo, uma vez que o tempo para início da transformação aumenta consideravelmente com este tratamento, mas o tempo para fim da transformação permanece praticamente constante (8). Uma possível explicação é que no caso da sustenita não desestabilizada o potencial para transformação é maior que na não desestabilizada e a reação começa primeiro. Porém a medida que a transformação ocorre as austenitas tendem a ficar iguais e o tempo para o fim da transformação também.

O efeito do aumento da relação Cr/C se deve ao aumento da quantidade de cromo em solução e se faz sentir tanto nas transformações isotérmicas quanto no resfriamento contínuo, como mostram as figuras 2.9 e 2.10. Já o tratamento de desestabilização tem um efeito menos pronunciado nas curvas de resfriamento contínuo do que nas curvas de transformação isotérmica, embora em peças espessas o seu efeito não possa ser negligenciado (29).

2.4.4. Formação da Bainita

A formação da bainita ocorre somente após o tratamento de desestabilização e para ligas com relação Cr/C baixas (menores do que 5,2). O molibdênio facilita a formação de bainita e permite que esta transformação ocorra em ligas com relação com Cr/C até 8.

A reação de formação da bainita é geralmente incompleta, restando cerca de 50% de austenita retida na matriz. Segundo Maratray (8) ocorre redissolução dos carbonetos secundários durante a transformação bainítica.

Zmelgkas e Cohen (29) não detectaram formação de bainita durante a decomposição de austenita retida em aços com 12% de cromo e 1,5% de carbono.

2.4.5. Martensita

As temperaturas de início e de fim de formação de martensita (M_i e M_f), a dureza do material e a fração da matriz transformada na temperatura ambiente estão intimamente associados à temperatura de desestabilização da austenita. À medida em que a temperatura de desestabilização aumenta, as temperaturas M_i e M_f diminuem pois aumenta a quantidade de carbono em solução. A dureza cresce até uma certa temperatura seguido de um decréscimo nesta propriedade. Isto se deve ao aumento do teor de carbono em solução, que leva à formação de martensita cada vez mais

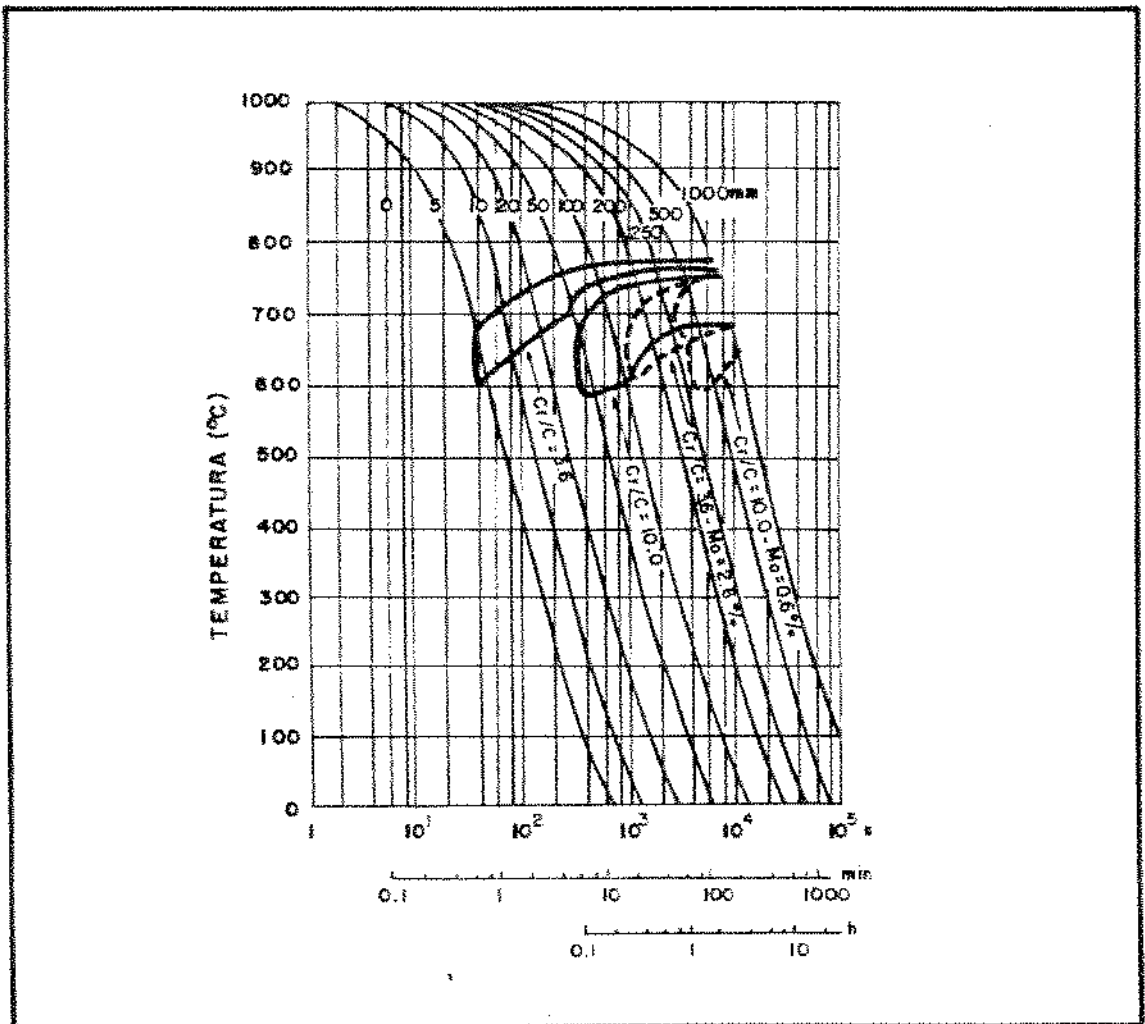


Fig. 2.10 Efeito da relação Cr/C, teor de molibdênio nas curvas de resfriamento contínuo. Desestabilizado a 100°C, 20 min. (Maratray - 8)

dura sendo, entretanto, este efeito contrabalançado por quantidades crescentes de austenita retida. O início do decréscimo da dureza ocorre quando a quantidade de austenita retida passa a ser determinante na dureza do material, embora não se possa, "a priori", desprezar efeitos de diminuição da dureza devidos a coalescimento de carbonetos secundários.

O avanço da precipitação de carbonetos durante o tratamento de desestabilização influencia a dureza após a têmpera ao ar, bem como a temperatura M_s . A dureza após têmpera ao ar seria máxima para cerca de 50% da reação de precipitação. Isto se deve, novamente, a um balanço entre a quantidade de austenita transformada em martensita e a dureza da martensita (8).

Referências Bibliográficas

01. DURMAN, R.W. "The Application of Alloyed White Cast Irons in Crushing, Grinding and Material Handling Processes". The British Foundryman, N.º 4, 1972, pp. 164-170.
02. JACKSON, R.S. "Metallurgical and Production Aspects of High Chromium Cast Irons for Abrasion Resisting Applications". The British Foundryman, v. 67, N.º 2, 1984, pp 34-41.
03. "Alloy Cast Iron" In: Metals Handbook, AMERICAN SOCIETY FOR METALS. 9. ed., 1980, v.1, pp. 75-92.
04. TOFAUTE, W., et alii "Das System Eisenchrom-chromkarbid Cr_7C_3 - zementit" Archiv fur Eisenhüttenwesen 12, Juni, 1936, pp. 617-630.
05. BUNGARDT, K., et alii. "Untersuchung über den Aufbau des Systems Eisen-Chrom-Kohlenstoff" Archiv fur Eisenhüttenwesen, v.29, N.º 3, 1958, pp. 309-320.
06. JACKSON, R.S. "The Austenite Liquidus Surface and Constitutional Diagram for the Fe-Cr-C Metaestable System". Journal of the Iron and Steel Institute, N.º 1, 1970, pp. 163-167.
07. RIVLIN, V.G. "Critical Review and Constitution of Carbon-Chromium-Iron and Carbon-iron-Manganese Systems" International Metals Reviews, v.29, N.º 4, 1984, pp. 299-315.
08. MARATRAY, F. & USSEGLIO-NANOT, R. "Factors Affecting the Structure of Chromium and Chromium-Molybdenum White Irons". Climax Molybdenum Co. 1970, 32

09. DODD, J. & DUNN, D.J. "High-Chromium-Molybdenum Alloy Irons for the Mining Industry" Molybdenum Mosaic, v. 3, N° 2, 1978, 12 p.
10. "The role of Molybdenum in Abrasion-Resistant material". Climax Molybdenum Co., 1962, 20 p.
11. Standard Specification for Abrasion-Resistant Cast-Iron. A532-82. Annual Book of ASTM Standards. Section 1: iron and steel products. Philadelphia, Jan. 1986, pp. 536-539.
12. SAWAMOTO, A., OGI, K. & MATSUDA, K. "Solidification Structures of Fe-C-Cr-(V-Nb-W) Alloys" AFS Transactions v. 72, 1986, pp. 403-416.
13. BAIK, H.K. & LOPER Jr. C.R. "The Influence of Niobium on the Solidification Structure of Fe-C-Cr Alloys". AFS Transactions, v. 80, 1988, pp. 405-412.
14. STEFANESCU, D.M. & CRACIUM, S. "Fontes a 15% Cr Alliees au Manganese et au Vanadium pour Pieces Moulées Resistant à L'usure par Abrasion" Fonderie, v. 364, N° 2, 1977, pp. 51-60.
15. PARENT-SIMONIN, S. et alii. "Les Fontes Blanches au Chrome-Vanadium", Fonderie, v. 375, N° 2, 1978, pp. 43-49.
16. De MELLO, J.D.B. & DURAND-CHARRE, M. "Phase Equilibria and Solidification Sequences of White Cast Irons Containing Vanadium and Chromium" Material Science and Engineering, v. 67, 1984, pp. 109-117.
17. CARPINETTI COSTA, P.H. "Efeito do Nióbio em Ferros Fundidos Brancos Ligados ao Cromo e Molibdênio". Dissertação de Mestrado, EPUSP, 1986, 109 p.
18. SINATORA, A. & ALBERTIM, E. Convênio IPT-FINEP "Bolas de Moinho de Ferro Fundido Branco de Alto Cromo". 6° Período, Jan.-Mar. 1990, 18p.
19. GUESSER, W., et alii. "Nióbio em Ferros Fundidos Ligados ao Cromo para Aplicações em Desgaste Abrasivo". Metalurgia ABM, v. 45, N° 381, Agosto 1989.
20. GREGOLIM, J.A.R. "Desenvolvimento de Ligas Fe-C-Cr-(Nb) Resistentes ao Desgaste. Tese de Doutorado. FEC-UNICAMP, 1990, 228p.
21. SINATORA, A. et alii. " Efeito da Porcentagem de Austenita Retida na Taxa de Desgaste de Ferros

- Austenita Retida na Taxa de Desgaste de Ferros Fundidos Brancos de Alto Cromo Contendo ou não Vanádio" Anais do Primeiro Seminário sobre Materiais Resistentes ao Desgaste. EPUSP-ABM, Setembro 1989, São Paulo, pp. 183-198.
22. ZAMPIERI, P., et alii. "Ensaio de Desgaste Abrasivo em Liga para Revestimento Duro Contendo Nióbio." Anais do Primeiro Seminário sobre Materiais Resistentes ao Desgaste. EPUSP-ABM, Setembro 1989, São Paulo, pp. 77-91.
 23. THORPE, W.R. & CHICCO, B. "On the Formation of Duplex Eutectic Carbides in Commercially Important White Irons". Materials Science and Engineering. v. 51, 1981, pp. 11-19.
 24. SINATORA, A. et alii "Microestrutura dos ferros fundidos brancos de alto cromo" Máquinas e Metais, N° 4, 1987, 54-59.
 25. MARATRAY, F. & BECHET, S. - "Fundiciones Blancas de Alto Contenido en Cromo Resistentes a la abrasion". Colada, v. 12, N° 9, 103-109.
 26. HONEYCOMBE, R.W.K. "Aços Microestrutura e Propriedades" Fundação Calouste Goulbenkian, Lisboa, 1982, pp. 142-144.
 27. MARATRAY, F. & USEGLIO-NANOT, R. - "Atlas: Transformation Characteristics of Chromium and Chromium Molybdenum White Irons". Climax Molybdenum Co. 1970. 198p.
 28. SINATORA, A. & GOLDENSTEIN, H. "Um Estudo Estatístico dos Resultados de Maratray e Useglio-Nanot". Trabalho não publicado. 1986, 5 p.
 29. ZMESKAL, O. & COHEM, M. "The Tempering of Two High-Carbon High-Chromium Steels" Transactions of the A.S.M., N° 6, 1943, pp. 381-422.
 30. ROZHKOVA, E.V. et alii - "Effect of Carbon on the Transformation of Austenite in White Chromium Cast Iron" Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov, v. 4, 1977, pp. 21-24.

Capítulo 3. DESGASTE ABRASIVO

3.1. Introdução

Neste capítulo serão analisadas as informações da literatura sobre as classificações de desgaste abrasivo, e as principais propriedades mecânicas dos materiais que afetam sua resistência ao desgaste abrasivo.

A norma alemã DIN 50320 (1) classifica o desgaste em :

Desgaste Adesivo. Onde ocorre formação ou quebra de ligações adesivas na interface entre as superfícies.

Desgaste Abrasivo. Onde o material é removido por riscamento

Desgaste por Fadiga de Contato. Onde ocorre fadiga e formação de trincas na região da superfície devido a ciclos de tensões.

Desgaste por Reação Triboquímica. Onde ocorre a formação de produtos de reação como resultado de interação entre os elementos do sistema de desgaste iniciada por ação tribológica.






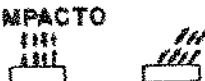
A tabela III.1 mostra, esquematicamente, as diversas formas de desgaste abrasivo segundo a norma DIN (1). Dentre as formas de desgaste, o desgaste abrasivo é o mais severo (2) e é a forma predominante de desgaste nas indústrias de mineração, moagem, cimento e cerâmica.

A resistência ao desgaste abrasivo não é uma propriedade intrínseca do material. O fenômeno "desgaste abrasivo" é influenciado por um conjunto de outros fatores, não inerentes ao material como: as características do abrasivo e do ambiente, a intensidade e a natureza dos esforços, assim como a variação temporal destas características. O estudo do desgaste deve ser feito considerando-se o conjunto dos fatores envolvidos.

Diante desta complexidade de efeitos a noção de sistema de desgaste ou de tribossistema (3) é determinante para o entendimento do fenômeno. Na figura 3.1.a observa-se a descrição de um tribossistema genérico com suas entradas e saídas.

Um tribossistema genérico consiste em duas superfícies com movimento relativo (corpo e contracorpo), um meio entre estas duas superfícies e o meio ambiente, como se vê na figura 3.2. No caso particular do desgaste abrasivo,

Tabela III. 1. Classificação do desgaste abrasivo.

ESTRUTURA DA SISTEMA	AÇÃO TRIBOLÓGICA	TIPO DE DESGASTE	MECANISMO EFETIVO			
			ADESÃO	ABRASÃO	FADIGA DE SUPERFÍCIES	REAÇÕES TRIBOQUÍMICAS
SÓLIDO /PARTÍCULAS SÓLIDAS	DESLISAMENTO 	ABRASÃO POR DESLISAMENTO		X		
	DESLISAMENTO 	ABRASÃO POR DESLISAMENTO (ABRASÃO COM 3 CORPOS)		X		
	ROLAMENTO 	ABRASÃO POR ROLAMENTO (ABRASÃO COM 3 CORPOS)		X		
SÓLIDO /FLUIDO COM PARTÍCULAS	FLUXO 	EROSÃO POR PARTÍCULAS		X	X	X
SÓLIDO /GÁS COM PARTÍCULAS	FLUXO 	EROSÃO POR FLUÍDO		X	X	X
	IMPACTO 	DESGASTE POR IMPACTO DE PARTÍCULAS		X	X	X

DESCRIÇÃO "ENTRADAS/SAÍDAS" DE TRIBOSSISTEMAS.

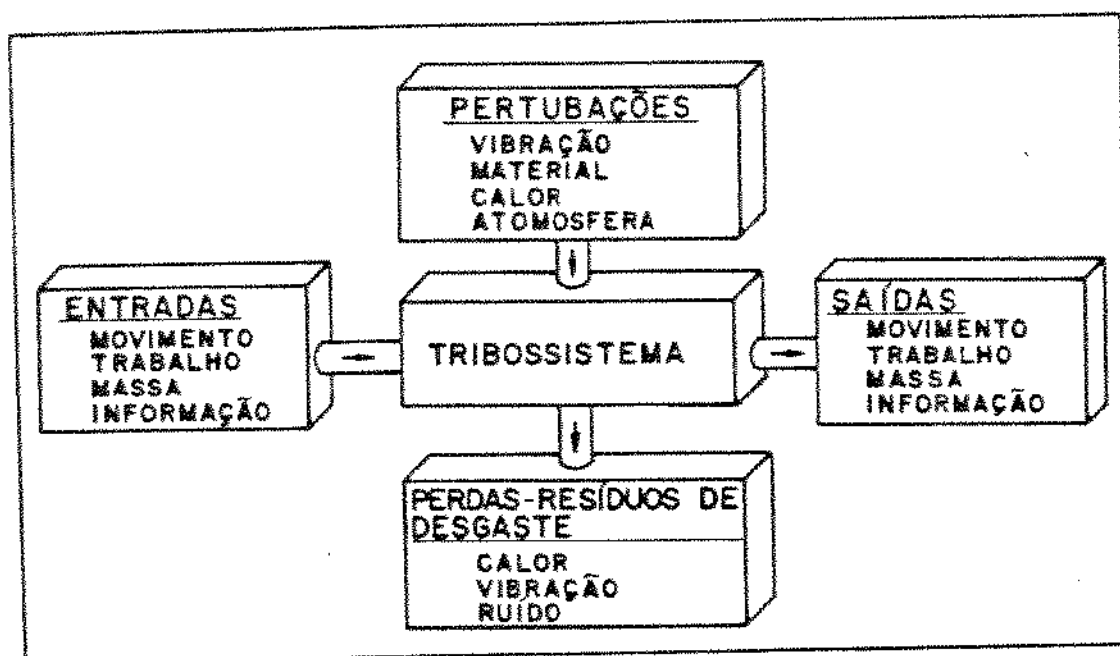


Fig. 3.1 Entradas e saídas de um tribossistema genérico. (3)

SISTEMA TRIBOLÓGICO

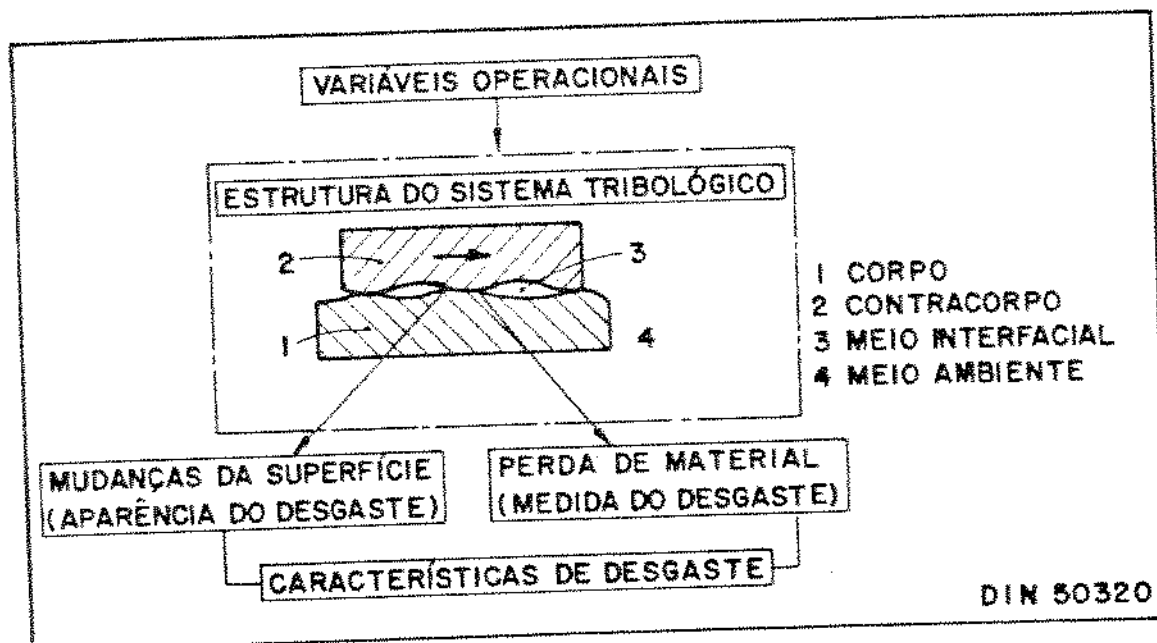


Fig. 3.2 Elementos constitutivos de um tribossistema. (1)

ele pode ser representado, usando a noção de tribossistema, de diversas formas diferentes, conforme sejam as interações entre as partículas e a superfície de desgaste. A figura 3.3 ilustra dois tipos diferentes de atuação do desgaste abrasivo.

A complexidade do desgaste abrasivo levou a diferentes tentativas de classificação do fenômeno. A expectativa que se tem ao se formular as classificações é que estas permitam compreensões seguidamente mais abrangentes e precisas do fenômeno. Isto levaria a uma melhor definição de critérios de seleção de materiais onde o fator crítico é o desgaste abrasivo. Com este objetivo as classificações se baseiam em modelos que buscam salientar um ou mais aspectos do desgaste abrasivo que pareça relevante. Existem diferentes classificações do desgaste abrasivo, mesmo considerando-se apenas o que ocorre na indústria de mineração. São apresentados, a seguir, as três classificações mais importantes.

Avery, numa série de trabalhos (4,5,6), classificou as formas de desgaste abrasivo de acordo com as tensões que estão envolvidas entre os corpos em movimento relativo e o abrasivo. Primeiramente Avery (4) separou a abrasão sob altos esforços, como a que ocorre em bolas de moinho, da abrasão sob baixos esforços que caracteriza, por exemplo, o escoamento numa calha, a qual se aplica geralmente o nome de erosão. Posteriormente o autor, (5,6) adicionou à classificação a abrasão por sulcamento ("gouging abrasion" - abrasão por ação de goíva (7)) para descrever a remoção de partes macroscópicas do metal devido a ação de sulcamento ("gouging action"). O autor (5,6) considera que o fenômeno pode ocorrer em escala microscópica, mas que em escala macroscópica as condições são tão diferentes que merecem uma categorização a parte do ponto de vista de seleção de materiais. Avery (5,6) sugeriu ainda que uma boa caracterização da abrasão devesse envolver a análise das componentes de cisalhamento e de compressão da força atuante, uma vez que a primeira causaria corte, e a segunda escoamento plástico, fadiga e trincamento.

Parece que a preocupação de Avery era separar, na sua classificação, os fenômenos que ocorriam em bolas de moinho dos que ocorriam em britadores. Segundo a primeira versão de sua classificação os dois fenômenos eram "abrasão sob altos esforços". Na nova classificação de Avery o desgaste em britadores seria "abrasão por sulcamento" permanecendo o desgaste de bolas de moinho como "desgaste sob altos esforços". Isto sem dúvida é mais adequado, uma vez que, jamais nestas duas aplicações, empregou-se o mesmo material para a confecção dos componentes.

Uma segunda classificação de desgaste abrasivo, que é de uso geral na literatura (2,8,9,10), considera a deposição espacial das superfícies em movimento relativo e

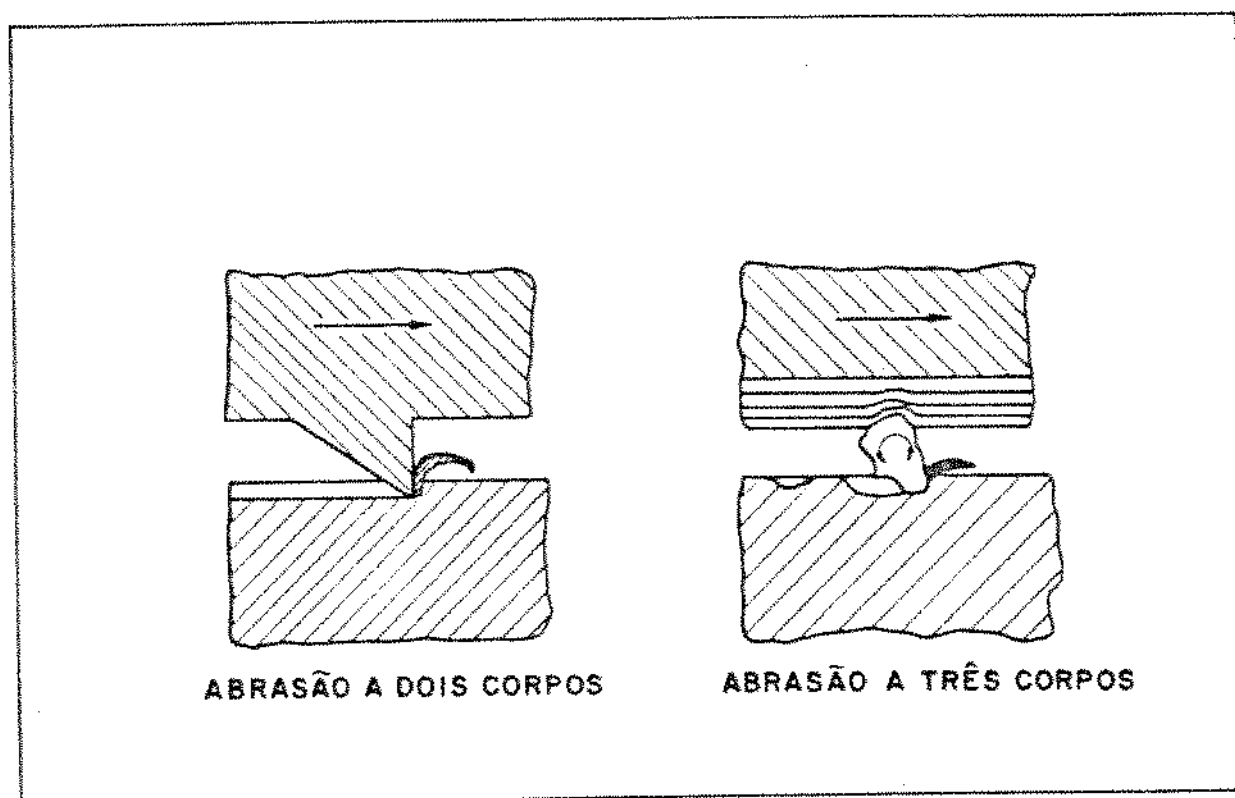


Fig. 3.3 Tribossistema para desgaste abrasivo (2): A - com dois corpos B - três corpos.

do abrasivo como mostra a figura 3.4. Na figura 3.4.a representa-se a abrasão com dois corpos na qual o abrasivo se move livremente contra a face do material, como no caso do escoamento de minérios numa calha. Na figura 3.4.b - abrasão com três corpos - o abrasivo atua como elemento interfacial entre o corpo e o contracorpo, como ocorre na moagem de minérios. De Mello (10) apresenta o detalhamento proposto por Rigaut e Pavy (8) para a abrasão com dois ou tres corpos, mostrado na figura 3.4. Estes autores consideram que a abrasão com três corpos pode ser dividida em um caso onde a distância "D" entre as superfícies em movimento relativo é da mesma ordem de grandeza que a dimensão média do abrasivo "d". Há interação entre as duas superfícies e o engaste de abrasivo numa superfície mole pode, por exemplo, transformar, ao menos parcial ou temporariamente, o sistema num sistema de dois corpos. Além disso os choques e esforços seriam intensamente transmitidos entre as superfícies, afetando-as, bem como às partículas, sendo comum a quebra dos abrasivos. No outro caso, quando $D \gg d$, onde há muito pouca interferência entre o corpo e o contracorpo, tudo se passa de uma forma muito semelhante à abrasão entre dois corpos com o abrasivo livre.

A classificação acima, bem como a devida a Avery, têm como aspecto central a interação mecânica abrasivo-metal de um ponto de vista macroscópico, quer seja, considerando-se os esforços ou a geometria da interação.

Na abordagem apresentada a seguir, devida a Zum Gahr (2), o ponto central de análise passa a ser a interação abrasivo-metal do ponto de vista microscópico. Nesta abordagem considera-se fortemente as propriedades do material e sua microestrutura. Será discutida inicialmente apenas a interação microscópica entre o abrasivo e metal e, posteriormente, as propriedades e aspectos microestruturais do material base. A figura 3.5. mostra os micromecanismos de interação partícula-metal de acordo com Zum-Gahr (2). O microsulcamento não é um mecanismo de remoção de material. O material forma uma onda à frente do sulco produzido pelo abrasivo ao mesmo tempo em que é deslocado lateralmente, amontoando-se nas bordas do sulco. Quando o riscamento se repete seguidamente, o material deslocado para as bordas do sulco pode ser movimentado ciclicamente, rompendo-se por fadiga de baixo ciclo, ocorrendo a microfadiga. No microtrincamento o material se quebra devido às tensões elevadas transmitidas ao mesmo pela ação da partícula abrasiva. O microcorte consiste, idealmente, na remoção pura e simples do material por ação de corte, estando implícita a não ocorrência de deformação plástica nas vizinhanças do sulco.

Nos materiais onde o microtrincamento não é um mecanismo importante a relação f_{ab} , entre o material retirado pelo abrasivo e o material acumulado nas bordas do

CONFIGURAÇÕES MECÂNICAS DO PROCESSO ABRASIVO.


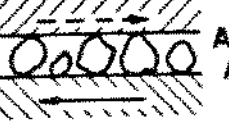


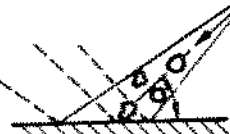
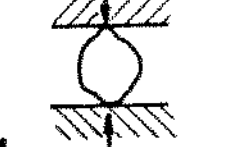
A) ABRASÃO DOIS CORPOS	. B) ABRASÃO TRÊS CORPOS
 <p data-bbox="568 873 876 940">ABRASIVOS LIGADOS A UMA SUPERFÍCIE</p>	 <p data-bbox="1128 873 1494 940">ABRASIVOS LIVRES ENTRE AS DUAS SUPERFÍCIE</p>
 <p data-bbox="568 1061 876 1115">ABRASIVOS LIVRES</p>	 <p data-bbox="1250 1061 1347 1102">$D > d$</p>
 <p data-bbox="568 1263 876 1317">EROSÃO OU IMPACTOS</p>	 <p data-bbox="1218 1249 1364 1290">CHOQUES</p>

Fig. 3.4 Detalhamento dos desgastes com: A - dois ou B - três corpos. (10)

MICROMECHANISMOS DA ABRASÃO
(ZUM GAHR, 1987)

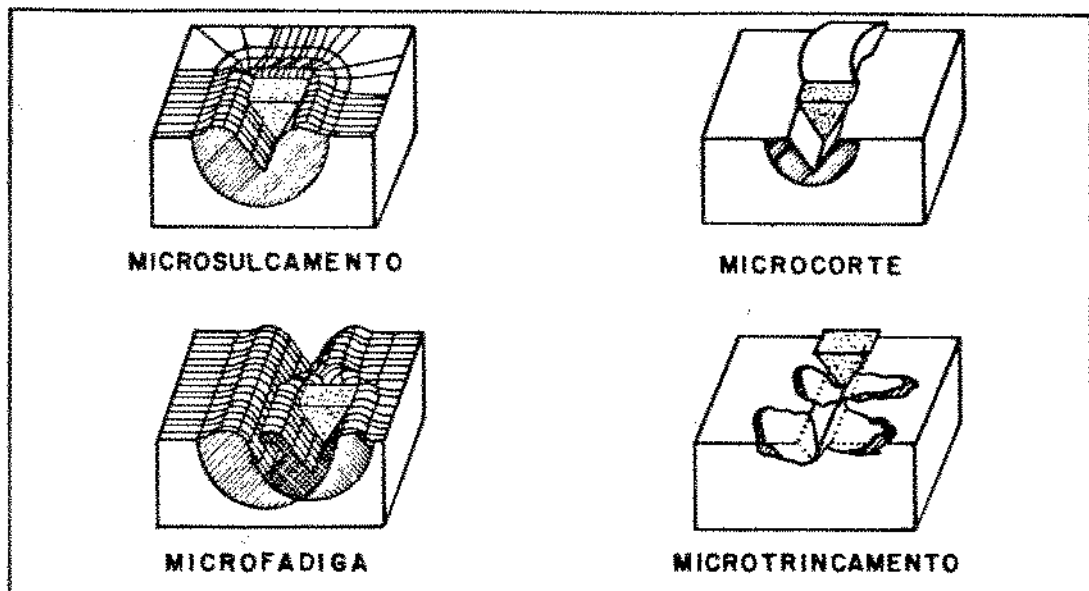


Fig. 3.5 Micromecanismos de desgaste (2)

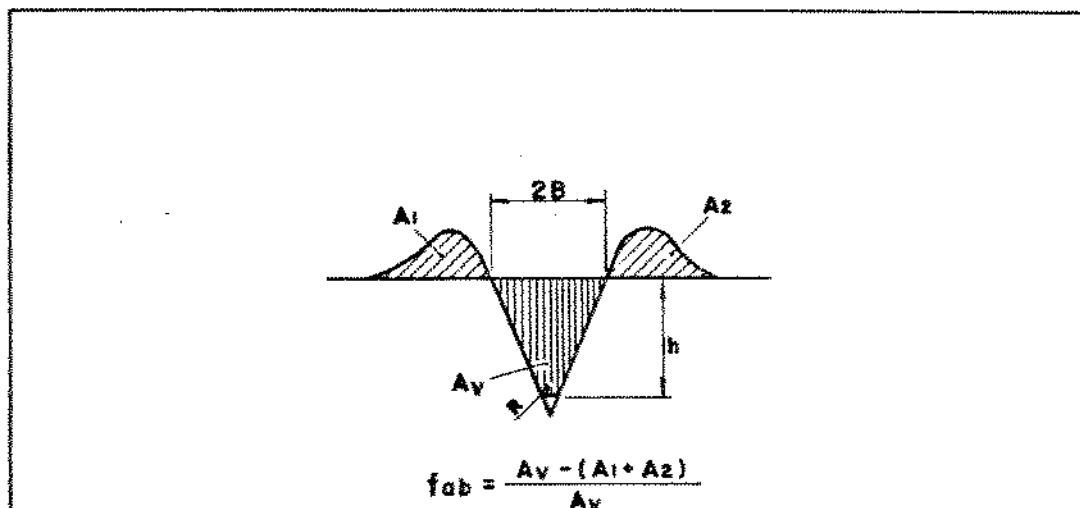


Fig. 3.6 Esquema mostrando, geométricamente, a relação entre microsulcamento e microcorte.(2)

sulco, expressa a relação entre o microcorte e o microssulcamento. A figura 3.6. mostra esta relação em função das áreas numa seção transversal de uma amostra riscada uma única vez por um abrasivo (2). Essa relação entre microcorte e microssulcamento pode ser expressa pela equação 3.a:

$$\text{Equação 3.a} \quad f_{ab} = \frac{AV - (A1 + A2)}{AV}$$

Quando o microcorte é dominante na interação abrasivo/metal o valor de f_{ab} tende a 1. No caso do microssulcamento ser predominante este valor tende a zero; no caso ideal não há remoção de material.

As três formulações apresentadas procuram dar conta das múltiplas interações existentes num tribossistema onde ocorre desgaste abrasivo. Porém, os modelos conseguem se ajustar apenas a experimentos de laboratório, onde várias das condições de contorno estão fixadas. O maior mérito dos modelos tem sido a indicação dos micromecanismos de interação entre partícula abrasiva e material, expressando a relação entre microestrutura e propriedades do material com o abrasivo e os esforços aplicados.

Segue-se uma análise das propriedades mais importantes do material na resistência ao desgaste abrasivo.

3.2. Propriedades do material que afetam o desgaste abrasivo

3.2.1. Dureza

Considera-se que, de modo geral, a mais importante propriedade mecânica do material relacionada com o desgaste é a dureza. Esta noção se origina nos estudos empíricos sobre a dureza dos minerais. Nestes estudos um mineral era considerado mais duro quando riscava um outro e não era por ele riscado. Este resultado aplica-se ao estudo de desgaste ao menos em primeira aproximação. Por exemplo, o quartzo (900 - 1300 HV), presente na maioria dos minérios desgasta intensamente os aços temperados (600-900HV) mas desgasta menos intensamente os ferros fundidos brancos com alto teor de cromo que contem carbonetos M_7C_3 de dureza entre 1300 e 1800 Vickers.

Krushov (12) Zum-Gahr, (2), Kosel e Fiore (13) e outros citados nas revisões feitas por estes três autores,

procuraram estabelecer a relação entre a resistência ao desgaste e a dureza do material. As curvas obtidas são semelhantes às da figura 3.7 e servem como um guia para seleção de materiais (14) quando o critério utilizado é resistência ao desgaste. Na discussão a seguir serão usadas as figuras 3.7; 3.8 e 3.9 devidas a Zum-Gahr (2) que foram construídas com dados referentes aos mesmos materiais.

Verifica-se na figura 3.7 que, de modo geral, a resistência ao desgaste aumenta com o aumento da dureza. Embora esta relação tenha se estabelecido como senso comum ela não considera o desgaste como um fenômeno onde o esforço, abrasivo e o material formam um sistema, uma vez que, por exemplo, não considera a predominância de um ou outro micromecanismo de interação abrasivo-metal como os da figura 3.5. Além disso a dureza dos materiais é uma propriedade média e macroscópica não podendo evidenciar, em detalhes a ação de uma partícula abrasiva em materiais polifásicos, uma vez que as diferentes fases têm, em geral, propriedades diferentes. Entretanto, no caso dos materiais monofásicos, como a dureza expressa propriedades de uma única fase a correlação entre dureza e resistência ao desgaste é muito boa, representada pelo segmento de reta na figura 3.7.

Por estes motivos, a correlação dureza-resistência ao desgaste para materiais polifásicos é pobre, servindo apenas como guia geral.

Verificou-se que há uma melhor correlação entre a taxa de desgaste (ou resistência ao desgaste) e a dureza do material encruado como se vê ao se comparar as figuras 3.7 e 3.8.

A introdução de parâmetros que expressem a interação abrasivo metal permite exprimir de forma mais consistente a resistência ao desgaste. A relação entre dureza do material deformado medida no cavaco removido no desgaste e f_{ab} , (H_{def}/f_{ab}), parece ser a melhor variável independente para explicar a resistência ao desgaste, como se vê comparando as figuras 3.7; 3.8 e 3.9.

A linearização do gráfico significa uma ordenação das taxas de desgaste dos materiais e portanto uma melhor explicação do fenômeno "desgaste abrasivo" no sistema tribológico considerado. Mesmo neste caso onde a complexidade experimental para o levantamento do parâmetro é enorme, ainda há dispersão dos resultados especialmente para os valores de dureza mais elevada. Isto significa que o parâmetro (H_{def}/f_{ab}) não descreve adequadamente o fenômeno em todo o campo de durezas estudadas provavelmente devido a participação do mecanismo de trincamento na remoção de material nas amostras de maior dureza.

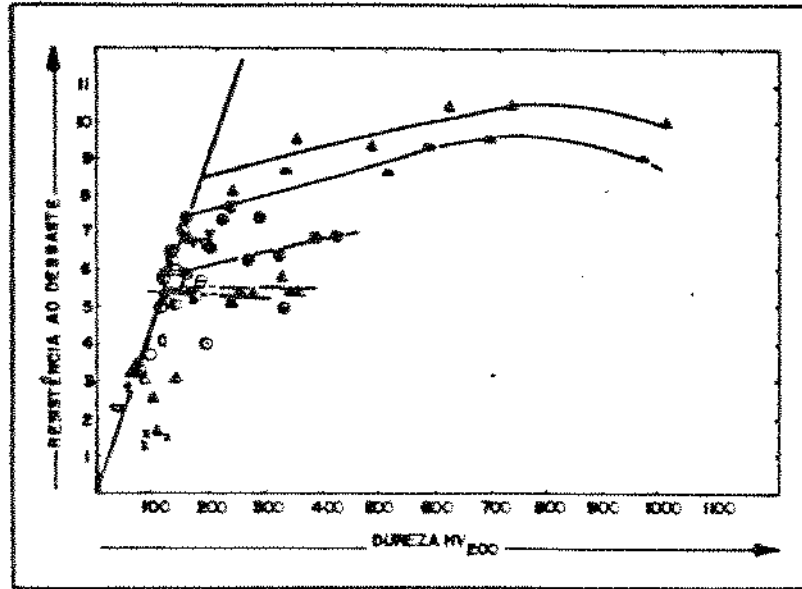


Fig. 3.7 Resistência ao desgaste, $(w)^{-1}$, em função da dureza. (2)

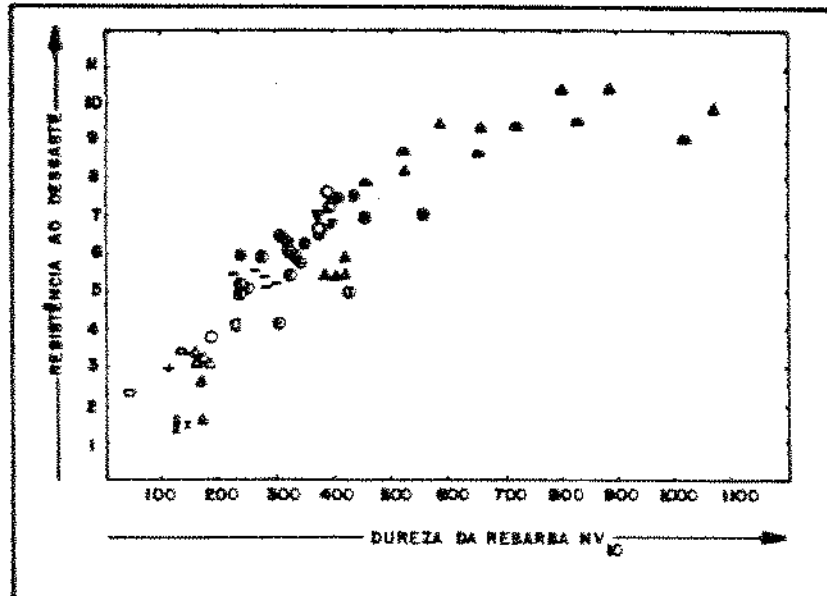


Fig. 3.8 Taxa de desgaste em função da dureza do material encruado por desgaste. (2)

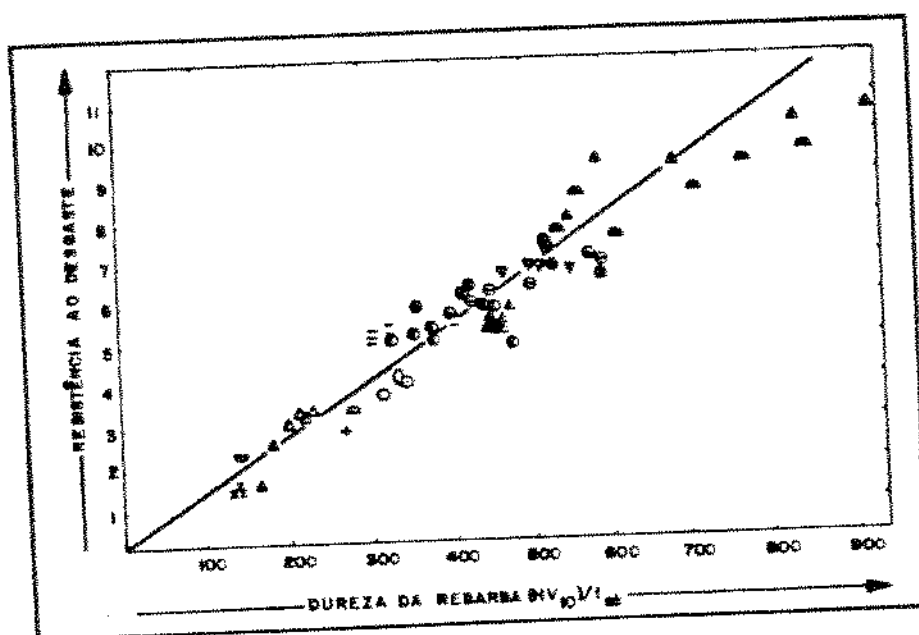


Fig. 3.9 Relação entre taxa de desgaste (w) e dureza do material deformado e f_{ab} (H_{def}/f_{ab}).
(2)

A relação entre a dureza do abrasivo e do material tem um efeito pronunciado na intensidade do desgaste. Quando o material apresenta uma dureza muito baixa em relação ao abrasivo, o desgaste é intenso, diminuindo a medida em que a dureza do material aumenta. Entretanto a passagem de desgaste intenso para desgaste brando é abrupta e não gradativa, como seria de se esperar. Para se discutir esta transição, no caso de materiais com segunda fase, por exemplo, carbonetos, são necessárias as informações das tabelas III.2, III.3 e III.4.

Nas tabelas III.2 e III.3 encontram-se as informações sobre dureza de carbonetos e de microconstituintes de matrizes metálicas.

Tabela III.2. Dureza de alguns carbonetos.

Dureza Vickers				
Fe ₃ C	840-1100	1060-1240	850-1000	
M ₇ C ₃	1200-1600	1500-1800	1200-1600	1989*
Mo ₂ C	1500			1450**
WC	2400	2400		
VC	2800	2800	2400-2700	
TiC	3200		2900-3100	
NbC	--		2200-2500	
Refer.	(15)	(9)	(16)	(10)

* basal ** prismático

Tabela III.3. Dureza de algumas matrizes

Matriz	Dureza Vickers	
Perlita (Fe-C)	250-320	de 240 a
Perlita (Fe-C-X)	300-460	425
Austenita (12Mn)	170-230	
Austenita (baixo teor de elemento. de liga)	250-350	
Austenita (alto cromo)	300-600	350-400
Martensita	500-1100	
Mart. Alto Carbono		770-800
Referência	(15)	(9)

As informações sobre durezas dos carbonetos Fe_3C e M_7C_3 encontradas na literatura são conflitantes e apresentam grandes dispersões como se vê na tabela III.2. Neste trabalho serão adotados os valores tabulados por Gundlach e Parks (15) pois são mais empregados na literatura do que os do "Metals Handbook" (9).

Das informações da tabela III.3, sobre dureza das matrizes metálicas cabe destacar apenas as elevadas durezas atribuídas à austenita nos ferros fundidos brancos com alto cromo.

A tabela III.4 apresenta a dureza de abrasivos empregados em ensaios de laboratório, de abrasivo encontrados minerais e de minerais. Observa-se que as dispersões entre as informações são muito maiores. Por exemplo, as diferenças nas medidas de dureza do mineral granada superam 100%.

Richardson citado por Avery (5) expressou a transição desgaste brando/desgaste intenso utilizando a relação entre dureza do material encruado e dureza do abrasivo (D_{mat}/D_{abr}). Richardson (5-7) verificou que, a taxa de desgaste apresentava uma descontinuidade quando a relação (D_{mat}/D_{abr}) se aproxima da unidade como esquematizado na figura 3.10.

Parece bem estabelecido (5,8,9,10,13) que a dureza dos carbonetos desempenha um papel importante na transição desgaste brando/desgaste intenso. Quando o carboneto fosse mais mole que o abrasivo a taxa de desgaste seria elevada, uma vez que o abrasivo poderia cortar indistintamente a matriz e o carboneto. Já quando o carboneto fosse mais duro que o abrasivo eles poderia atuar como uma barreira efetiva para a ação do abrasivo. Entretanto este papel da dureza dos carbonetos precisa ser relativizado uma vez que segundo o que se tem estabelecido ferros fundidos com matrizes ferríticas teriam a transição desgaste brando/desgaste intenso semelhante a ferros fundidos martensíticos uma vez que a dureza do carboneto é que ditaria a transição.

Turenne e colaboradores (20) verificaram que a medida em que a relação entre a dureza da matriz e a dureza do abrasivo diminuía, também diminuía a resistência ao desgaste. Notaram ainda que a transição desgaste brando/desgaste intenso situava-se em torno de 0,6. A figura 3.11 mostra os resultados obtidos por aqueles pesquisadores.

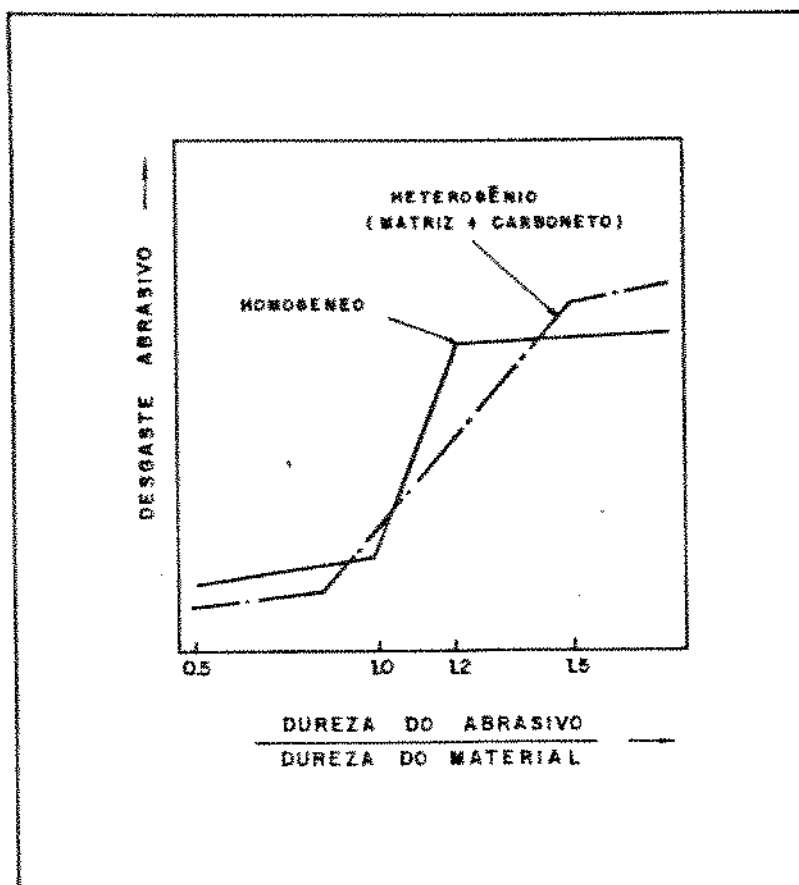


Fig. 3.10 Transição desgaste suave/desgaste severo em função da relação entre a dureza do abrasivo e dureza do material (esquemático) (2)

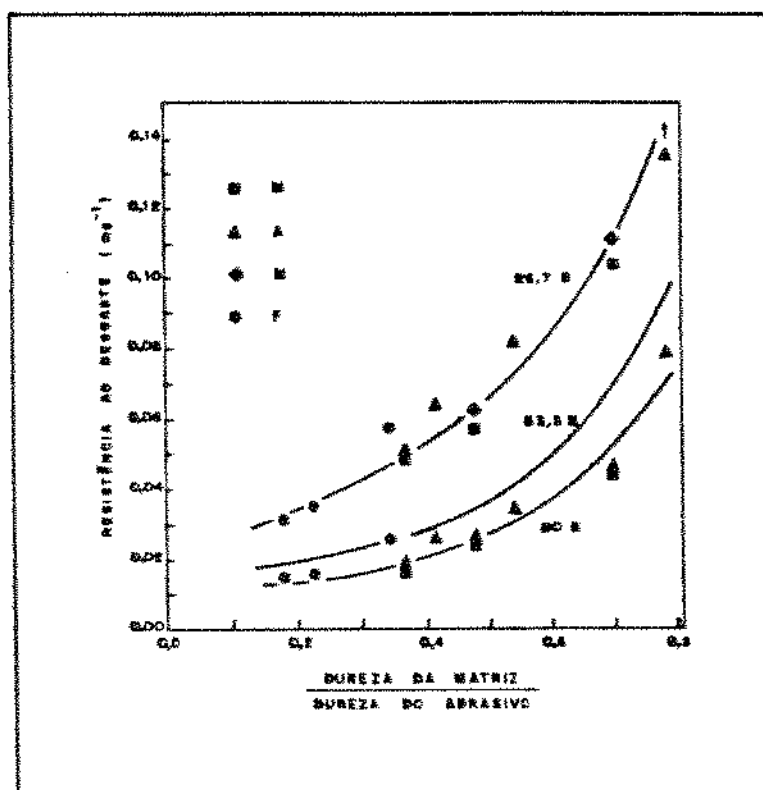


Fig. 3.11 Transição desgaste suave/desgaste severo em função da relação entre a dureza da matriz e a dureza do abrasivo(20)

Tabela III.4. Dureza de alguns abrasivos.

Abrasivo	Dureza Vickers			
Carvão		30		
Gesso $\text{CaSO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$		70	70	
Calcita	140			
Magnetita Fe_3O_4		370- 600	470-600	
Hematita Fe_2O_3		370- 600	370-600	
Pirita Fe_2S_3		470- 600	470-600	
Vidro	500	590		
Feldspato		500-600		
Olivina Silicato			750	600-970
Silex $\text{SiO}_2 \cdot \text{XYZ}$	950	1060	900	900
Quartzo SiO_2	900-1280	800-1000	1200	750
Silica SiO_2		840-1100		
Garnet	1450	1360	1500	600-970
Emery	1450		1400	
Corundun Al_2O_3	1800	2000	1500	1900
Sic	2600		+ - 3000	2600
Diamante		8000		
Referência	(15)	(3,5,9)	(20)	(18)

Granada - $\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$ Emery - $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{Fe}_3\text{O}_4$

3.2.2. Tenacidade

A tenacidade tem dupla importância na resistência ao desgaste de componentes empregados na indústria de mineração.

Os componentes não podem falhar catastróficamente em serviço, uma vez que a perda de massa decorrente é de ordens de grandeza superior à perda de massa por desgaste propriamente dito. Por exemplo, a quebra de uma bola de moinho pode representar a perda de dezenas ou mesmo centenas de gramas de material de moagem instantaneamente, enquanto que a perda por desgaste abrasivo em moinhos de bola é de miligramas por bola por hora. Por outro lado as partes quebradas podem causar dano a equipamentos que estão mais adiante na linha de produção. Um exemplo clássico são dentes de escavadeiras empregadas na coleta de minério. Tais dentes, se quebrados e não recuperados podem danificar seriamente os britadores cônicos, reduzindo a vida útil do equipamento.

Por outro lado a tenacidade é um parâmetro importante na taxa de desgaste do material, enquanto propriedade que determina a ativação do microtrincamento. Ou seja, a tenacidade é importante no comportamento em desgaste quando o microtrincamento for um micromecanismo atuante em conjunto com o microcorte e o microssulcamento.

A resistência ao desgaste, num primeiro momento, cresce com a tenacidade. Isto se deve ao efeito bloqueador da movimentação de trincas devido ao aumento da tenacidade, com a conseqüente limitação do microtrincamento. Acima de certo valor da tenacidade a resistência ao desgaste passa a decrescer. Segundo Zum-Gahr (2) o material passa a ser desgastado com predominância de microssulcamento ou microcorte. Entretanto pode-se aventar a explicação de que este máximo existe provavelmente devido à diminuição da relação entre a dureza do material e a dureza do abrasivo (H_{mat}/H_{abr}) ao mesmo tempo em que a tenacidade aumenta. Em outras palavras existem na realidade duas propriedades variam em direções opostas: dureza e tenacidade. Sendo isto verdade, apenas a parte ascendente da curva seria devido ao efeito predominante da tenacidade. A parte descendente, por sua vez, seria devida ao decréscimo de dureza.

3.3.3. Encruamento

Algumas das discrepâncias na relação entre dureza e taxa de desgaste podem, em parte, ser explicadas pela diferença de taxa de encruamento dos materiais. A mais

notável destas é o comportamento dos aços manganês Hadfield que apesar da baixa dureza inicial (250 HB) apresentam elevado desempenho em operações de britagem.

A primeira sugestão sobre a importância da taxa de encruamento no desgaste foi feita por Kruschov (12) que, entretanto, não fez medidas desta propriedade. Kruschov sugeriu que a ação dos abrasivos levaria os materiais a uma dureza máxima, conhecida como "dureza limite".

Richardson (5) comparando medidas de microdureza de metais endurecidos por jateamento e percussão com medidas efetuadas em superfícies desgastadas, verificou que, de modo geral, estas últimas eram menores que as devidas à percussão. Desta forma não se verificou a suposição de Kruschov (12) de que se atinge uma dureza limite no desgaste. Deve-se ressaltar que as condições de desgaste das amostras de Richardson (ferramentas no solo) não eram das mais severas como por exemplo as encontradas no ensaio de pino contra lixa, nem como as encontradas na moagem de minérios. Pode-se aventar a hipótese de que a ação de remoção do material por corte foi mais efetiva que o encruamento. Quando este for o caso é duvidoso que o encruamento prévio do material venha a melhorar sua resistência ao desgaste. Após a parte encruada do material ser removida, o desgaste deve se acelerar uma vez que não há novo encruamento durante o processo abrasivo. Outra verificação importante dos trabalhos de Richardson (5) é que a dureza da superfície do material desgastado depende do tipo de abrasivo empregado. Independentemente das conclusões formuladas por Richardson pode-se constatar, a partir de seus dados, que as taxas de desgaste em ordem decrescente seguem a ordem de materiais com taxa de encruamento crescente.

Em ferros fundidos brancos de alto cromo a influência do encruamento na taxa de desgaste depende diretamente da natureza da matriz, em especial da porcentagem de austenita retida.

Autores russos (22-24) e Avery (5) consideram vantajosa a presença de austenita retida entre 15 e 25% na resistência ao desgaste, sendo que Avery emprega a porcentagem de austenita retida como um dos critérios de otimização da composição química e de variáveis de processamento do ferro fundido branco. Por este caminho Avery (5) chegou ao desenvolvimento de uma liga de larga aplicação em bolas e revestimentos de moinhos, a "Paraboloy" e atribui o bom desempenho desta liga à sua alta taxa de encruamento. Dodd, citado por Avery (5) relatou o bom desempenho de bolas de moinho austeníticas na moagem de cimento e atribuiu este desempenho ao encruamento, relatando que antes do uso elas apresentavam dureza 400 Vickers e após uso cerca de 900. Análise semelhante foi feita por Beguinot

e colaboradores (24) que verificaram que o melhor desempenho em bolas de aço quando a porcentagem de austenita retida ficava entre 9 e 15%.

A análise sobre o efeito benéfico da austenita retida no desempenho de produtos resistentes ao desgaste abrasivo vai contra observações feitas por Maratray (25) sobre o papel deletério da austenita retida em peças sujeitas a impactos repetidos. No caso de bolas de moinho a austenita retida se transformaria em martensita, com aumento de volume, levando ao lascamento ("spalling") do material.

Entretanto em condições de ensaio bastante severas, Blickensderfer (26) levantou resultados que permitem novas conclusões sobre o micro-lascamento, o macro-lascamento e a quebra de bolas. Foi possível verificar que estas três formas de falha diminuem à medida em que a temperatura de austenitização destas bolas era elevada, ou seja, à medida em que se aumentava a porcentagem de austenita retida. Esta conclusão mostra que o efeito deletério da austenita retida é ainda motivo de controvérsia.

Por fim cabe comentar que o encruamento não depende apenas dos materiais, mas é dependente de variáveis do modo como o material é solicitado, ou seja, da velocidade e intensidade de sollicitação. Assim sendo, as condições de operação e as características dos equipamentos na indústria de mineração terão importância no encruamento dos materiais. Por exemplo, a elevação do diâmetro das bolas e do moinho na moagem semi-autógena de minérios levou ao aumento do encruamento nos experimentos realizados por Moore e Douthwaite, (27).

Serão analisados a seguir os aspectos microestruturais dos ferros fundidos brancos que influem na resistência ao desgaste.

Referências Bibliográficas

01. DIN 50320: Verschleiss - Begriffe, Analyse von Verschleissvorgaengen, Gliderung des Verschleissgebietes. Beuth Verlag, Berlin, 1979.
02. ZUM-GAHR, K.H. Microstructure and Wear of Materials, Elsevier, cap 5, 1987. pp. 93-240.
03. CZICHOS, H. & MOLGAARD, . "Towards a General Theory of Tribological Systems", Wear, v. 44, N^o 2. 1977, pp. 244-264.

04. AVERY, H.S. Discussão em "Wear Test on Grinding Balls" NORMAN, T.E. & LOEB Jr., C.M. Trans. AIME, v. 176, 1948, pp. 490-526.
05. AVERY, H.S. "Work Hardening in Relation to Abrasion Resistance". In: Materials for the Mining Industry. Climax Molybdenum Company, 1974, pp. 43-77.
06. AVERY H.S. "Clasificación and Precision of Abrasion Tests" Wear of Materials, 1979 pp. 148-157.
07. TSCHIPTSCHIN A.P. & GOLDENSTEIN H. "Aços e Ferros Fundidos Resistentes ao Desgaste Abrasivo". Relatório interno FAÇO - Fabrica de Aços Paulista - 1983, 32p.
08. MAGNE, A. "Methodes de Simulation pour l'Etude Metallurgique de l'Abrasion, l'Erosion et de l'Usure a Chaud." ATE Metallurgie, v. XXIV, N° 4, 1984, pp. 134-141.
09. RIGNEY, D. A. & GLAESER, W.A. Wear Resistance. In: Metals handbook. AMERICAN SOCIETY FOR METALS. 9. ed. Metals Park, 1976. v.1, pp. 597-638.
10. DURMAN, R.W. "The Aplicarion of Alloyed White Cast Irons in Crussing, Grinding and Material Handlig Processes". The British Foundryman, N° 4, 1972, pp. 164-172.
11. De MELLO, J.D.B. "Considerações Sobre os Métodos Abrasométricos" Anais do Primeiro Seminário Sobre Materiais Resistentes ao Desgaste. EPUSP-ABM, São Paulo, Set., 1989, pp.29-46.
12. KRUSCHOV, M.M. "Principles of Abrasive Wear". Wear, v.28, N° 2, 1974, pp. 69-88.
13. KOSEL, T.H. & FIORE, N. F. "Abrasive Wear in Multiphase Microstructure" Journal of Materials for Energy Systems, N° 3, 1981, pp. 7-27.
14. Guide to Select Engeneered Materials. Número Especial de Advanced Materials and Process, jul., 1989.
15. GUNDLACH, R.B. & PARKS J.L. "Influence of Abrasive Hardness on the Wear Resistance of High Chromium Irons". Wear, v. 43, N° 3, 1978, pp. 97-108.
16. BERNS, H. & TROJAN, W. "New Cold Working Tool Steels" Metals ans Materials, N° 6, 1986, pp. 421-425.
17. SOU, L., et alii. "Abrasive Wear Resistance of Chromiun Family White Cast Irons" Chin. J. Met. Sci. Technol. v. 4, 1988, pp. 16-23.

18. POHL, M. Notas de Aula do Curso "Micromecanismos de Desgaste", FDTE-EPUSP, 13-15 set. 1989.
19. BERNS H. & FISCHER, A. "Abrasive Wear Resistance and Microstructure of Fe-Cr-C-B Hard Surfacing Weld Deposits" Wear of Materials, 1985, pp. 625-633.
20. TURENNE, S., et alii. "The effect of Matrix Microstructure on the Abrasion Resistance of High-Cr White Cast Irons". Wear Resistance of Metals and Alloys, Proc. Simp. ASM 1986, pp. 105-113.
21. ZUM-GAHR, K.H. & DOANE, J. "Optimizing Fracture Toughness and Abrasion Resistance in White Cast Irons". Metallurgical Transactions A; v.11 A, N° 4, 1980, pp. 613-620.
22. GARBER, M.E. & TSYPIN, I.I. "Principles of Selecting the composition and Structure of Wear-Resistant White Irons Castings". Russian Casting Production, N° 2. 1970, pp. 54-58.
23. SHABUYEV, S.A. "Chromium Cast Irons for Drilling Pump Liners" Russian Casting Production, N° 9. 1971, pp. 369-370.
24. BEGUINOT, J., et alii., "A New Metallurgical Conception for Wear-Resistant Steels" Wear Resistance of Metals and Alloys, ASM 1988, pp. 99-104.
25. MARATRAY, F. & BECHET, S. - "Fundiciones blancas de alto contenido en cromo resistentes a la abrasion". Colada, v. 12, N° 9, pp. 103-108.
26. BLICKENSBERGER, R., et alii., "The Effect of Heat Treatment on Spalling of a Cr-Mo-White Cast Iron". Wear, v. 124, N° 3, 1983, pp. 217-221.
27. MOORE, M.A. & DOUTHWAITE, R.M. "Plastic Deformation Below Worn Surfaces" Metallurgical Transactions, v. 7A, 1976, pp. 1833-1839.

Capítulo 4 - EFEITO DOS CARBONETOS NO DESGASTE ABRASIVO

Os ferros fundidos brancos de alto cromo apresentam uma excepcional resistência ao desgaste abrasivo quando comparados com outros materiais. A quantidade de ferro fundido de alto cromo empregada nos equipamentos de moagem é muito grande, justificando um estudo mais detalhado destes materiais uma vez que pequenas melhorias nas suas propriedades podem, devido às grandes massas empregadas, significar reduções sensíveis nos custos globais.

Os ferros fundidos brancos com alto cromo apresentam maior resistência ao desgaste que os ferros fundidos brancos comuns devido à maior dureza dos carbonetos primários $(Fe,Cr)_7C_3$. Estes carbonetos apresentam 1300 a 1600HV, maior que a do quartzo 900-1300HV, presente em boa parte dos produtos moídos, em contraste com os 840-1100HV do Fe_3C , responsável pela resistência ao desgaste dos ferros fundidos brancos comuns (1).

Os aspectos microestruturais mais importantes no desgaste abrasivo são os carbonetos e a matriz metálica. Outros fatores como inclusões, endurecimento por precipitação, defeitos cristalinos e entalhes tem influência secundária e não serão discutidos nesta revisão.

Os carbonetos desempenham um papel importante no desgaste de aços ferramenta, produtos de metalurgia do pó e em ferros fundidos.

A composição dos carbonetos, sua fração volumétrica, tamanho, forma, distribuição e ligação com a matriz são os principais aspectos microestruturais que afetam o comportamento do material em desgaste.

4.2. Composição dos Carbonetos

A composição dos carbonetos influi diretamente sobre sua dureza como se observa na tabela III.2.

Nos ferros fundidos brancos de alto cromo a composição dos carbonetos pode ser alterada mudando-se a relação Cr/C ou adicionando-se elementos formadores de carbonetos do tipo MC

O efeito da elevação da relação Cr/C na resistência ao desgaste de ferros fundidos brancos de alto cromo foi estudada por Fang e colaboradores (11). Os resultados obtidos encontram-se nas figuras 4.1; 4.2 e 4.3

onde são apresentados também a evolução da dureza dos carbonetos eutéticos com o aumento daquela relação. O aumento da dureza dos carbonetos com a elevação da relação Cr/C levou a um aumento da resistência ao desgaste exceto quando o abrasivo foi o SiC, que devido a sua alta dureza corta, indistintamente, carbonetos e matriz.

4.2. Fração Volumétrica de Carbonetos

A influência da fração volumétrica de carbonetos é bem conhecida nos aços ferramenta, de modo geral, e nos aços ferramenta para trabalho a frio, em particular (2,3) e no metal duro (4)

A quantidade de carbonetos parece ser tão importante quanto a sua dureza na resistência ao desgaste destes materiais (1-10).

Os estudos experimentais realizados sobre o efeito da fração volumétrica na resistência ao desgaste mostraram que esta é sensível ao tribossistema. Os resultados podem variar conforme o ensaio seja de dois ou três corpos. Assim sendo o efeito da fração volumétrica na resistência ao desgaste será apresentado conforme o estudo tenha considerado abrasão com dois ou três corpos.

Os anexos 1 e 2 descrevem os principais ensaios empregados na avaliação da resistência ao desgaste.

4.2.1 Ensaio Onde a Abrasão se Dá entre Três Corpos

A tabela IV.1 apresenta um resumo dos resultados obtidos nos ensaios onde a abrasão se dá entre três corpos (roda de borracha e abrasivo contra trilha metálica)

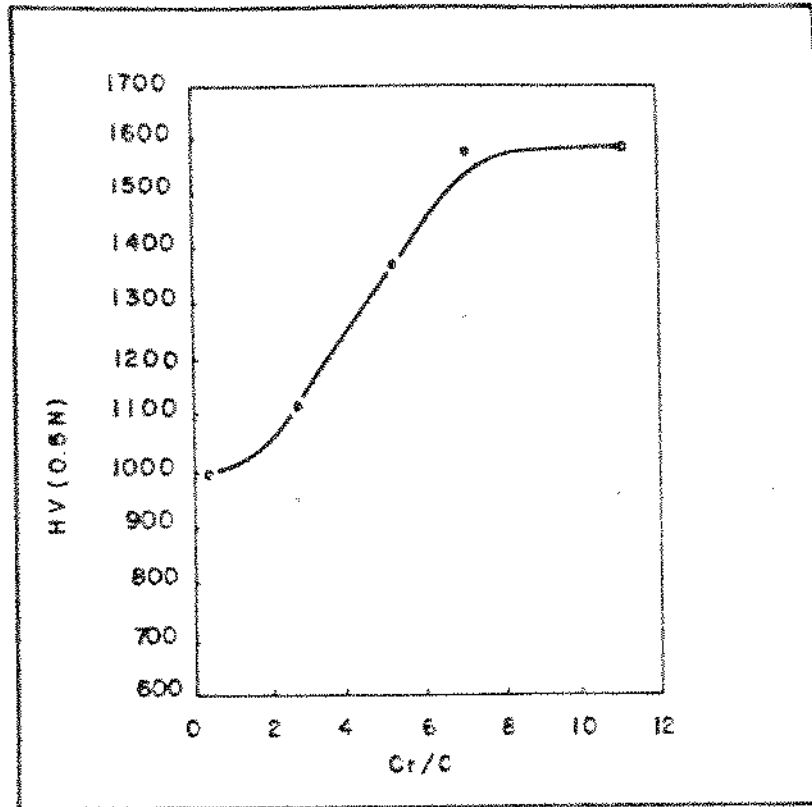


Fig. 4.1 Dureza em função da relação Cr/C (11)

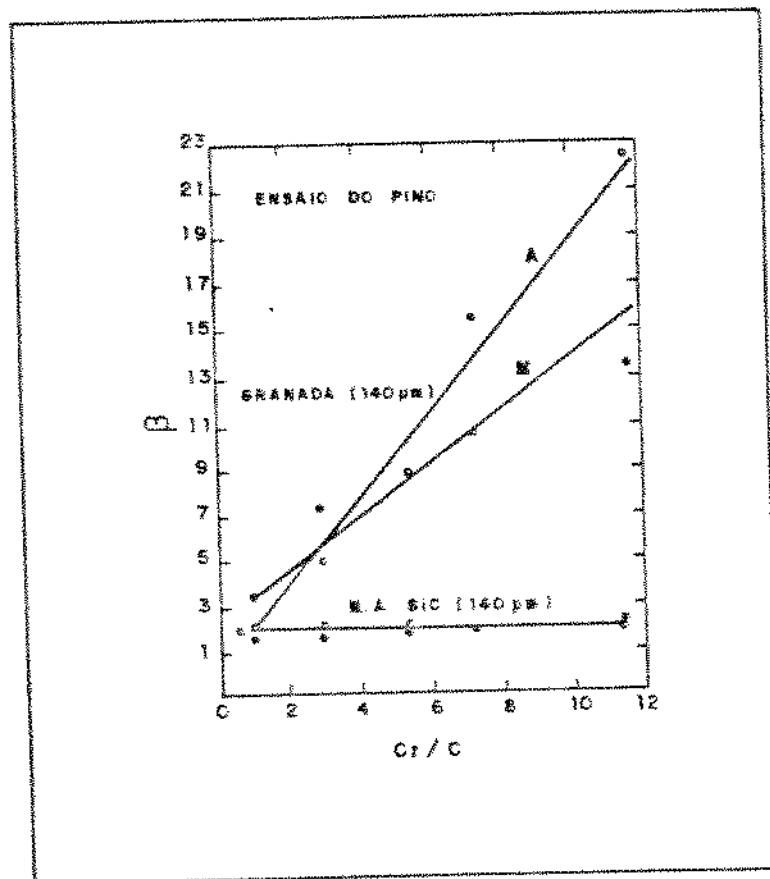


Fig. 4.2 Resistência ao desgaste em função da relação Cr/C A = matriz austenítica ; M = matriz martensítica. Ensaio do pino (11).

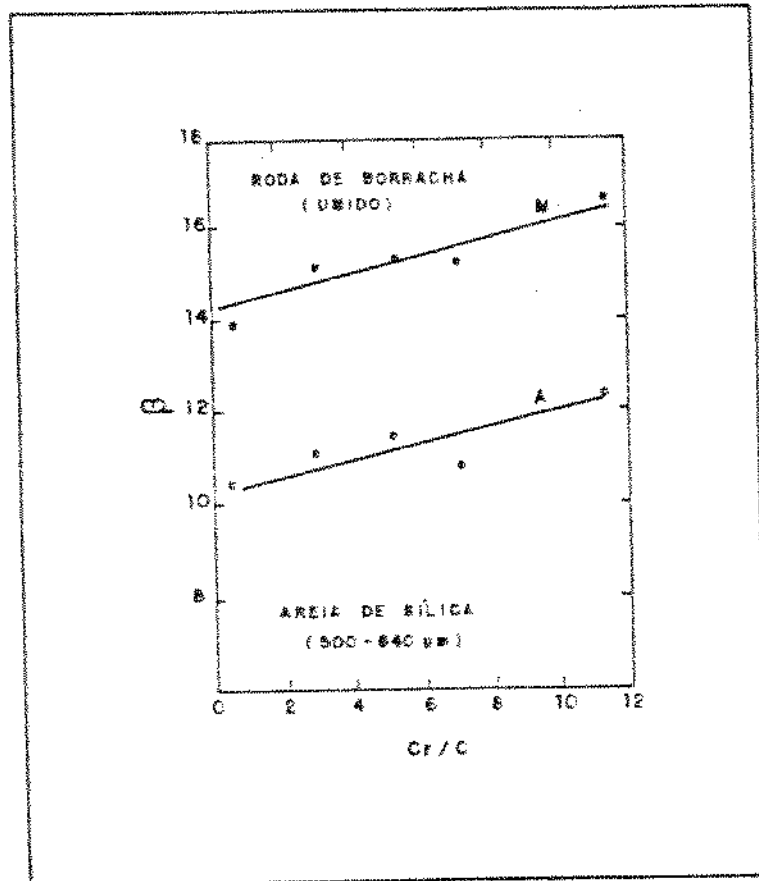


Fig. 4.3 Resistência ao desgaste em função da relação Cr/C A = matriz austenítica ; M = matriz martensítica. Ensaio da roda de borracha (11).

Tabela IV.1 - Resultados de medidas de resistência ao desgaste em função da fração volumétrica de carbonetos obtidos em ensaios onde a abrasão é entre tres corpos.

Ref.	Ensaio	Constante.	Variável	Resultados
(1)	Roda A. S.	17%Cr	% K. 1,2 < %C < 3,7	R.D. Cresce
(7)	Roda A. S.	Cr/C = 7	% K.	R.D.máxima para 30% K
(6)	Roda SiC 100a150µm	15%Cr	% K. 2,8 < %C < 3,8	R.D. 35Cr > 17Cr, R.D. 17Cr < 15Cr
(12)	Trilha 80µm	---	%C, %Cr	R.D. cresce M3C > M > C3
(10)	SiC Trilha Seco	15%Cr	% K. 2,8 < %C < 3,8	R.D. decresce %K Mart., Per., Aust.BF, Aust.,
(10)	Alumina Trilha Seco	15%Cr	% K. 2,8 < %C < 3,8	R.D.= Mart., Aust. R.D. decresce Aust. BF. e Per.
(10)	Granada Trilha Seco	15%Cr	% K. 2,8 < %C < 3,8	R.D. cresce para Mart. e Aust. R.D. decresce para Aust.BF. e Per.

- K. - Carboneto
A. S. - Areia de sílica
R.D. - Resistência ao desgaste
Aust. - Austenita
Aust. BF - Austenita de amostras brutas de fundição
Mart. - Martensita
Per. - Perlita

Detalha-se a seguir os resultados e modelos propostos por cada um dos pesquisadores mencionados na tabela IV.1.

Diesburgh e Borik (1), estudaram o desgaste de ferros fundidos brancos com alto cromo contendo carbono entre 1,2 e 3,7%; cromo entre 15 e 27%, a maior parte com molibdênio entre 1,6 e 3,0% e cobre em torno de 1%. Nas ligas com 17,5%Cr; 1,5%Mo e 1%Cu, verificaram que a elevação

da porcentagem de carbono de 1,2 para 3,6.% provocou a uma elevação da taxa de desgaste nos ensaios da roda de borracha tanto para ligas brutas de fundição com matrizes austeníticas quanto para matrizes martensíticas.

O efeito da quantidade de carbonetos na resistência ao desgaste foi estudado em detalhe por Zum-Gahr (5,7,9) em ferros fundidos brancos com carbono entre 1,4 e 3,9%, cromo entre 11,6 e 25,7% com 1,6% de manganês e 2,3% de molibdênio. O mesmo verificou que a perda de material era mínima para cerca de 30% de carbonetos primários na estrutura, tanto para matrizes austeníticas brutas de fundição quanto para martensíticas. Para Zum-Gahr (5,7,9) a diminuição inicial da taxa de desgaste seria devida ao efeito protetor dos carbonetos. O posterior aumento desta taxa a partir de 30% de carbonetos, seria função do trincamento destes pela ação das partículas de abrasivo. Na figura 4.4 observa-se o efeito da variação da porcentagem de carbonetos na perda de volume para as ligas Fe-Cr-C no ensaio da roda de borracha.

Sare (6) estudou a resistência ao desgaste de ligas com 15% de cromo (3,4%C e 2,7%Mo), 27% de cromo (2,7%C e 1,8%Mo) e 35% de cromo (4,4% ou 5,2%C). Através do ensaio da roda de borracha verificou que nas liga hipereutéticas, com maior quantidade de carbonetos era maior a resistência ao desgaste, independentemente da macrodureza e da estrutura da matriz. Este fato sugere que o desgaste abrasivo com baixas tensões é limitado pelo desgaste dos carbonetos e, portanto, quanto maior sua quantidade melhor o desempenho à abrasão. Em outras palavras, no ensaio da roda de borracha as partículas abrasivas não desgastaram as matrizes austeníticas ou martensíticas a ponto de permitir destacamento ou fratura dos carbonetos. Após um desgaste inicial da matriz, o prosseguimento do desgaste global passava a depender do desgaste dos carbonetos em relevo, que era muito mais lento do que o desgaste da matriz (6).

Xing, Lu e Wang (10) estudando ferros fundidos brancos com 15% de cromo, 1,6% de molibdênio e carbono entre 2 e 3,8%, contendo de 7 a 45% de carbonetos, verificaram no ensaio do abrasivo contra trilha metálica que ocorria trincamento dos carbonetos, em particular quando se usava como abrasivo o carboneto de silício. Com este abrasivo a resistência ao desgaste diminuía com o aumento da porcentagem de carbonetos para as matrizes perlíticas, martensíticas, austeníticas brutas de fundição e austeníticas após têmpera. Quando o abrasivo empregado foi alumina a resistência ao desgaste caiu nos materiais com matrizes austeníticas brutas de solidificação e perlíticas. Para as matrizes austeníticas obtidas por têmpera e martensíticas a variação da fração volumétrica de carbonetos praticamente não alterou a resistência ao desgaste. Quando se empregou granada houve aumento da resistência ao desgaste

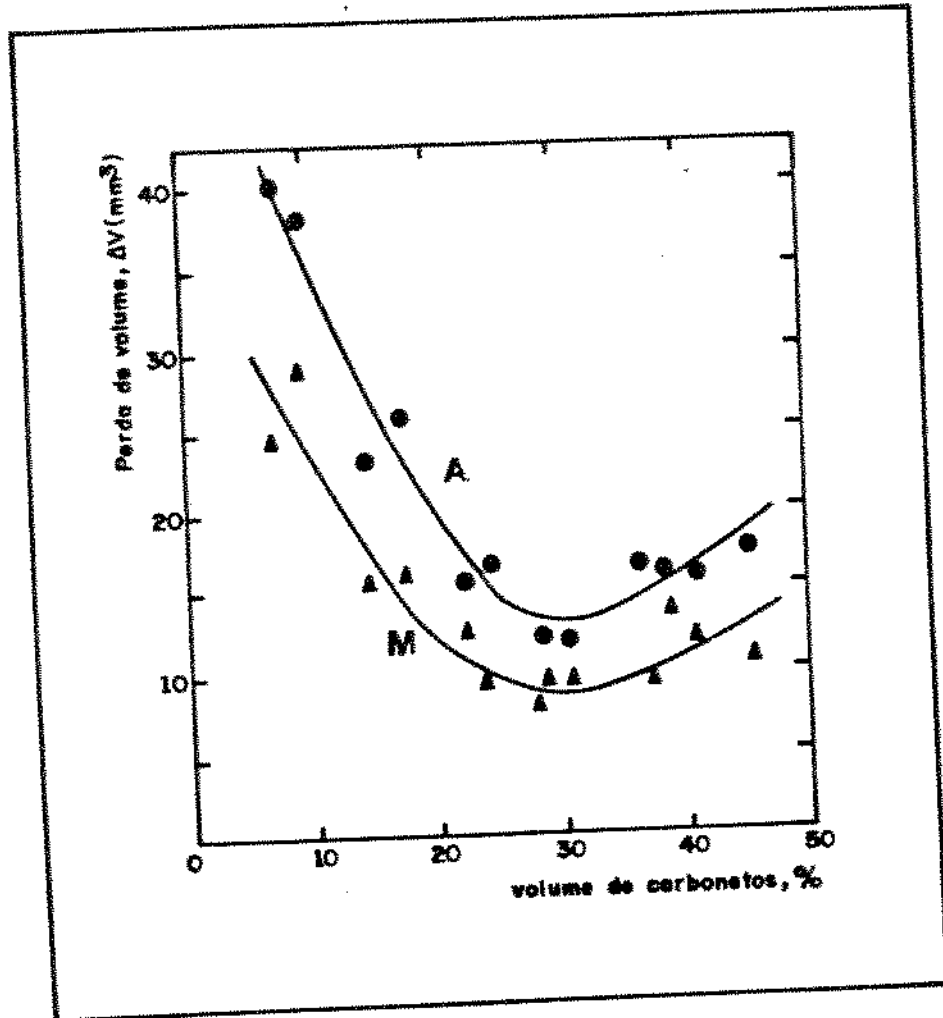


Fig. 4.4 Perda de volume em função da porcentagem de carbonetos. Ensaio da roda de borracha (7).

apenas quando as matrizes eram martensíticas e austeníticas. Para as demais matrizes houve queda da resistência ao desgaste. A figura 4.5 ilustra os resultados acima. Os autores (10) atribuíram estes efeitos ao fato dos grãos de granada, o abrasivo mais mole, rolarem e solicitarem menos os carbonetos que os outros abrasivos. A fixação dos carbonetos na matriz seria determinante no desempenho dos materiais. Pode-se estender este conceito e supor que os grãos de alumina rolam um pouco menos e nestas condições apenas as matrizes martensíticas e austeníticas obtidas na têmpera teriam condição de sustentar os carbonetos. Mesmo assim esta fixação se daria precariamente uma vez que a resistência ao desgaste praticamente não varia. Por fim os grãos abrasivos menos móveis seriam os de carboneto de silício que por isto e devido a sua alta dureza penetrariam nos carbonetos e os quebrariam tanto mais frequentemente quanto maior sua fração volumétrica.

Outra explicação pode se basear nas durezas dos carbonetos e nas diferentes capacidades das matrizes de reter os carbonetos diante dos esforços tangenciais no ensaio. O carboneto de silício e a alumina são bem mais duros (2600 e 2200HV) que os carbonetos M_7C_3 (1300 -1800HV) portanto qualquer que seja a matriz predomina o arrancamento dos carbonetos. No caso do abrasivo granada com cerca de 1400HV as matrizes austeníticas e martensíticas teriam resistência suficiente para reter os carbonetos e estes tem dureza suficiente para proteger a matriz. Este efeito seria tanto mais efetivo quanto maior a quantidade de carbonetos, o que esta de acordo com os resultados observados por Xing e colaboradores (10)

Os resultados de Xing e colaboradores (10) apontam uma variação da resistência ao desgaste oposta à observada por Sare (6), que verificou serem as ligas hipereutéticas mais resistentes ao desgaste que as hipoeutéticas. Sare (6) verificou por outro lado que a elevação do teor de carbono levava ao aumento da resistência ao desgaste. Talvez a diferença de resultados se deva às diferenças de composições químicas das ligas empregadas.

Pearce (12), estudou o desgaste de ferros fundidos brancos contendo cromo entre 0,14 a 36% com teor de carbono decrescendo, a medida em que o cromo se elevava, de 4,5 para 2,1%. O ensaio empregado foi o do abrasivo contra trilha metálica. Os resultados obtidos indicaram redução na resistência ao desgaste com a redução da porcentagem de carbonetos e, que, nas condições do ensaio (três corpos e baixos esforços), as amostras com carbonetos M_3C apresentavam maior resistência ao desgaste do que as que continham carbonetos M_7C_3 . Este resultado, inusitado na literatura é atribuído ao fato do M_3C ser mais contínuo do que o M_7C_3 .

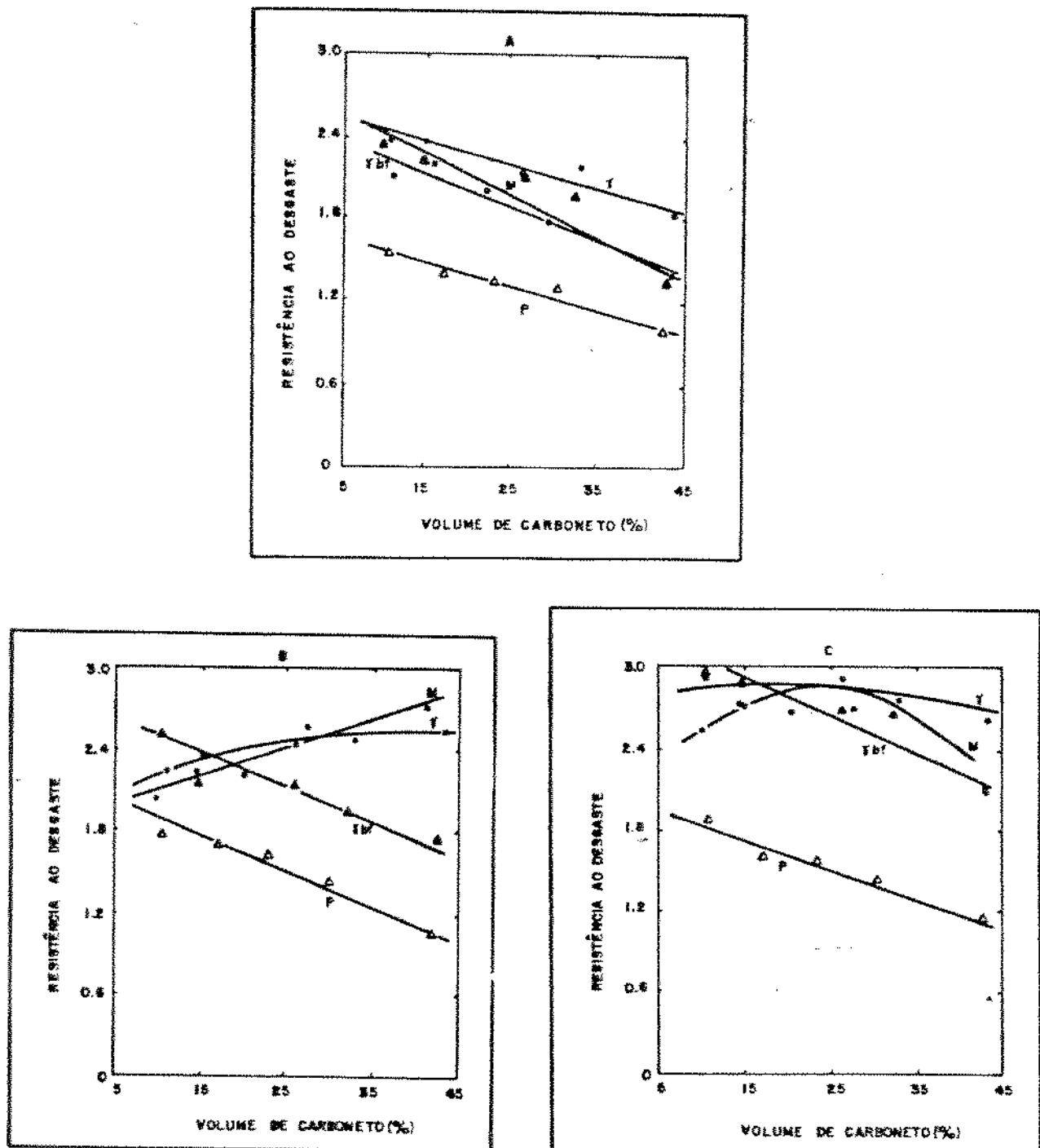


Fig. 4.5 Resistência ao desgaste em função do volume de carbonetos. A - SiC; B - Al₂O₃; C - granada. Ensaio da roda de borracha (10).

4.2.2 Ensaio Onde a Abrasão se dá Entre Dois Corpos (Ensaio do Pino)

A tabela IV.2 mostra um resumo dos resultados obtidos nos ensaios onde a abrasão se dá entre dois corpos (ensaio do pino)

Tabela IV.2 - Resultados de medidas de resistência ao desgaste em função da fração volumétrica de carbonetos obtidos em ensaios onde a abrasão é entre dois corpos.

Ref.	Abrasivo	Constante	Variável	Resultado
(7)	Granada 100 μ m	Cr/C	%K.	RD cresce
(10)	Granada 180 μ m	15%Cr	%K. 2,8 < C < 3,8	RD cresce
(1)	Alumina 180 μ m	17%Cr	%K. 1,2 < C < 3,7	RD cresce
(10)	Alumina 180 μ m	15%Cr	%K. 2,8 < C < 3,8	RD cresce p/matriz Mart. e Aust. RD decresce p/matri- zes Aust. BF e Per.
(7)	SiC 80 μ m	%Cr/%C	%K.	RD decresce
(10)	SiC 120 μ m	15%Cr	%K. 2,8 < C < 3,8	RD decresce p/ Mart. Aust. Aust. BF e Per.

K. - Carboneto
RD. - Resistência ao desgaste
Aust. - Austenita
Aust. BF - Austenita de amostras brutas de fundição
Mart. - Martensita
Per. - Perlita

Detalha-se a seguir os resultados e modelos propostos por cada um dos pesquisadores mencionados na tabela IV.2.

Zum-Gahr (5,7,9) verificou uma diminuição na taxa

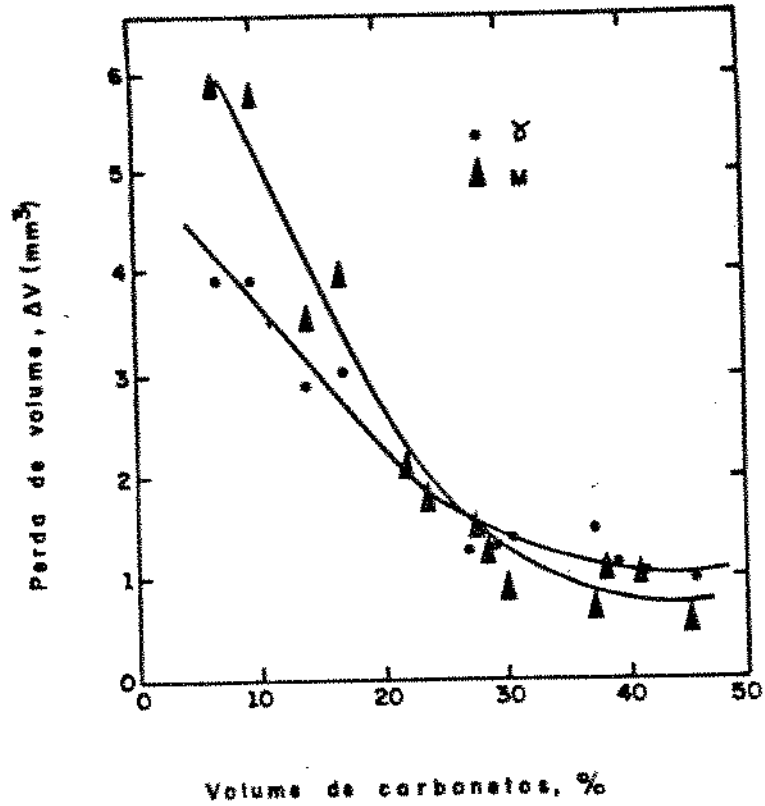


Fig. 4.6 Perda de volume em função da porcentagem de carbonatos. Ensaio do pino, abrasivo granada (7).

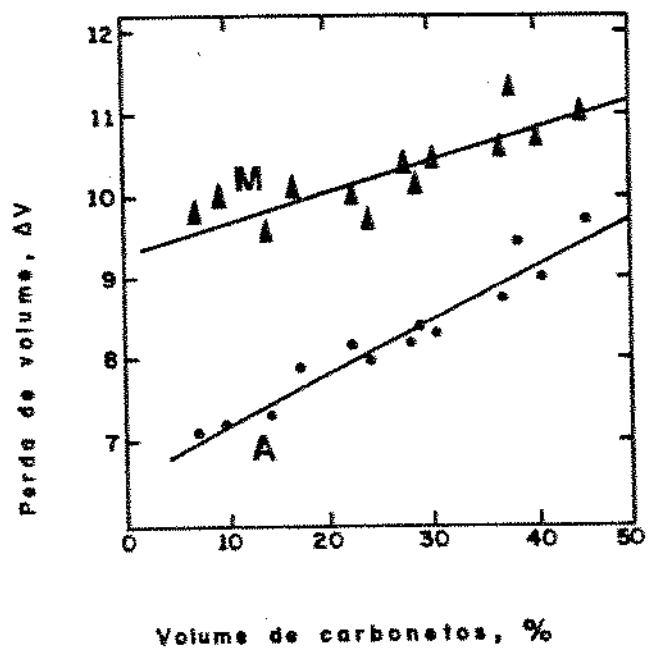


Fig. 4.7 Perda de volume em função da porcentagem de carbonatos. Ensaio do pino, abrasivo SiC (7).

de desgaste com a elevação da porcentagem de carbonetos no ensaio do pino, usando o mineral granada como abrasivo, como mostra a figura 4.6. Neste caso, diferentemente da abrasão com três corpos, o desgaste continuou diminuindo, embora lentamente, para frações volumétricas de carbonetos entre 30 e 45%. Zum-Gahr (6) atribui o aumento de resistência ao desgaste à proteção que os carbonetos conferem à matriz, efetiva neste caso por se tratar de um abrasivo relativamente mole (1400HV), menor que a dureza do M_7C_3 .

A figura 4.7 mostra a perda de volume no ensaio do pino com carboneto de silício. A taxa de desgaste no ensaio do pino aumenta se à medida em que se eleva a porcentagem de carboneto na estrutura. Isto pode ser devido ao fato de que o carboneto de silício, sendo mais duro que o M_7C_3 , teria sua ação de corte sobre o material facilitada pela diminuição da distância entre carbonetos, de forma semelhante a uma ferramenta usinando um material com inclusões. O autor relata a observação de microtrincamento dos carbonetos pelo abrasivo. Os resultados de Zum-Gahr vieram a confirmar os resultados obtidos por Diesburgh e Borik (1) em ligas com 17,5%Cr; 1,5%Mo e 1%Cu.

Xing, Lu e Wang (10) estudando ferros fundidos com 15% de cromo e teores crescentes de carbono, efetuaram ensaio do pino com o abrasivo granada e verificaram o aumento da resistência ao desgaste com a fração volumétrica de carbonetos para matrizes martensíticas e austeníticas obtidas na têmpera. Já para amostras com matrizes austeníticas brutas de fundição e perlíticas, a resistência ao desgaste manteve-se praticamente constante, elevando-se apenas quando a porcentagem de carbonetos atingiu cerca de 45%. como mostra a figura 4.8.A.

Quando o abrasivo empregado foi o carboneto de silício ou alumina, Xing, Lu e Wang (10), verificaram o aumento da resistência ao desgaste com a fração volumétrica de carbonetos para matrizes martensíticas, austeníticas obtidas na têmpera e austeníticas brutas de fundição, com a elevação da porcentagem de carbonetos como se vê na figura 4.8.B e C. Os autores (10) atribuíram os efeitos observados à proteção que os carbonetos conferem às matrizes.

Não se nota no ensaio do pino, grandes discrepâncias entre os resultados dos diversos pesquisadores como no caso dos ensaios com a roda de borracha.

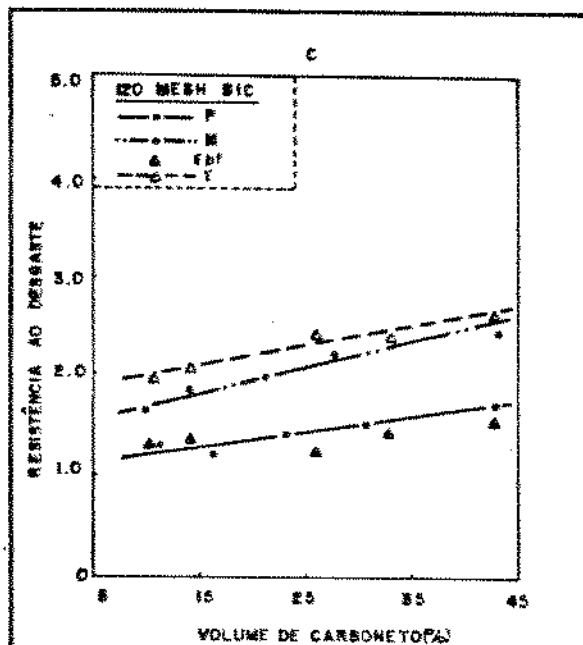
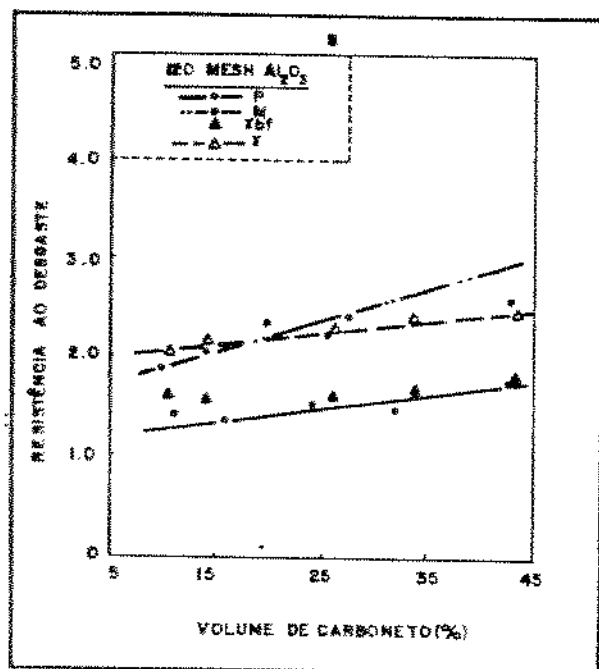
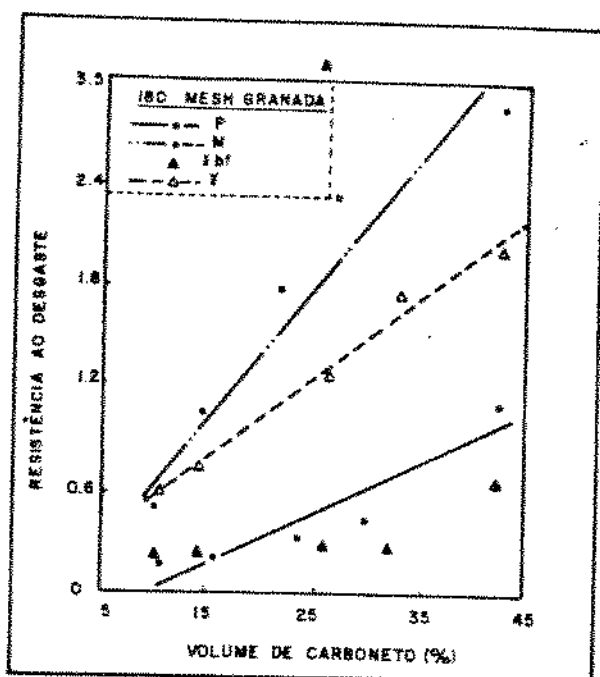


Fig 4.8 Resistência ao desgaste em função do volume de carbonetos: A - granada; B - Al_2O_3 ; C - SiC. Ensaio do pino (10).

4.3 Distribuição de Carbonetos

Sare (6) coquilhou ligas com 35% de cromo e 4,4 ou 5,2% de carbono, observando que a resistência ao desgaste foi significativamente (10 a 25%) maior em relação às amostras de mesma composição fundidas em moldes de areia. Isto permite concluir que não só a quantidade de carbonetos é importante na resistência ao desgaste, mas também sua distribuição, em particular o caminho livre médio. O autor sugere que nas condições de ensaio da roda de borracha o desgaste seria controlado pelo desgaste dos carbonetos. Sare (6) propôs que o aumento da resistência ao desgaste foi devido à diminuição do caminho livre médio entre os carbonetos. Sare (6) verificou também que a elevação do teor de cromo de 15 para 27 ou 35% levava a uma elevação da resistência ao desgaste no ensaio da roda de borracha. Quando se considera estas ligas verifica-se, pela fórmula de Maratray (13) para o cálculo da fração volumétrica de carbonetos, que as com 27% de cromo tem menos carbonetos que as com 15% de cromo. Ou seja a ordem crescente da porcentagem de carbonetos é, no trabalho de Sare (6) 27, 15 e 35% de cromo. Não deve ser portanto a porcentagem de carbonetos a variável que explica a elevação da resistência ao desgaste com a porcentagem de cromo. Uma explicação possível é que a liga com 27% de cromo fosse mais refinada que a de 15% de cromo. Este tipo de refino dos carbonetos devido a composição química já havia sido observado por Sinatora e outros (14) que mostraram que a elevação do teor de cromo de 15 para 20% levava, mantendo-se constante o teor de carbono, ao refino dos carbonetos M_7C_3 , diminuindo portanto o caminho livre médio.

Xing, Lu e Wang (10) verificaram que quando os carbonetos eram muito refinados através de coquilhamento intenso, a taxa de desgaste tornava-se maior quando comparada com os mesmos materiais fundidos em areia.

Su, Zhou e Jia (15) estudaram o efeito do caminho livre médio entre carbonetos no desgaste de amostras contra abrasivo solto. Os espaçamentos entre carbonetos foram de 7,5; 10,9 e 15,2 μm . Quando o abrasivo foi granada com 130 μm a taxa de desgaste não variou com o espaçamento. Quando se empregou sílica (840-1100 HV, 21 μm) a taxa de desgaste caiu com o refino dos carbonetos.

Comparando o desempenho em ensaios de desgaste onde as amostras eram atritadas contra areia de sílica numa trilha de ferro fundido, Pearce (12) observou que ligas com 30% de cromo; 2,4% de carbono tinham maior resistência ao desgaste que ligas 26% de cromo; 2,7% de carbono cujos carbonetos eram mais grosseiros que os da anterior.

As informações da literatura, acima relacionadas permitem inferir que o refino de carbonetos deve ter um duplo efeito. A diminuição da distância entre os carbonetos reduz a ação do abrasivo sobre a matriz aumentando a resistência ao desgaste. Por outro lado carbonetos muito finos (em relação ao tamanho do grão abrasivo) não resistiriam a ação dos abrasivos, quebrando-se.

Discute-se no próximo capítulo o efeito da matriz metálica sobre a resistência ao desgaste dos ferros fundidos brancos com alto cromo.

Referências Bibliográficas

01. DIESBURGH, D.E. & BORIK, F. - "Optimizing Abrasion Resistance and Toughness in Steels and Irons for the Mining Industry". In: Materials for the Mining Industry. Climax Molibdenum Co., 1974, pp. 15-41.
02. RIGNEY, D. A. & GLAESER, W.A. Wear Resistance. In: Metals handbook. AMERICAN SOCIETY FOR METALS. 9. ed., 1978. v.1, pp. 597-638.
03. Guide to Select Engineered Materials. Número Especial de Advanced Materials and Proces, jul., 1989.
04. KOSEL, T.H. & FIORE, N. F. "Abrasive Wear in Multiphase Microstructure" Journal of Materials for Energy Systems, v.3, 1981, pp. 7-27.
05. ZUM-GAHR, K.H. Microstructure and Wear of Materials, Elsevier, cap. 5, 1987, pp. 93-240.
06. SARE, I.R. - "Abrasion Resistant and Fracture Toughness of White Cast Irons". - Metals Technology, N° 11, 1979, pp. 412-419.
07. ZUM-GAHR, K.H. & ELDIS, G.T. - "Abrasive Wear of White Cast Irons". Wear, v.64, N° 2, 1980, pp. 175-194.
08. BEREZA, J.M. - "Wear and Impact Resistant White Cast Irons". British Foundryman, N° 10, 1981, pp. 205-211.
09. ZUM-GAHR, K.H. & DOANE, J. "Optimizing Fracture Toughness and Abrasion Resistance in White Cast Irons". Metallurgical Transactions A; v.11A, N° 4, 1980, pp. 613-620.
10. XING, J., et alii. "An Investigation on the Wear Resistance of High Chromium carboncast Iron". Wear of

Materials, 1983, pp. 45-61.

11. FANG, L. et alii. "Abrasive Wear Resistance of Chromium Family White Cast Irons". Chin. J. Met. Sci. Tech., v. 4, 1988, pp.16-23
12. PEARCE, T.H. "Abrasive Wear Behaviour of Alloy Cast Irons" The British Foundryman, 1985, v.78, N° 1, pp. 13-23.
13. MARATRAY F., & USSEGLIO-NANOT, R. " Factors Affecting the Structure of Chromium and Chromium-Molibdenum White Irons". Climax Molybdenum Co., 1970, 32p.
14. SINATORA, A. et alii. "Efeito do Carbono Cromo e Molibdênio na Solidificação e Microestrutura de Ferros Fundidos Brancos com 15' ou 20% de Cromo". Fundição e Matérias Primas, v. 10 N° 92, Ago. de 1988, pp. 22-29.
15. SU, J.Y. et alii. "An Investigation of Abrasive Wear Resistance of Unidirectional Solidified High Chromium Iron". Wear of Materials 1985, pp. 621-624.

Capítulo 5 - Efeito da matriz no desgaste abrasivo

De modo geral, a literatura tem como um fato bem estabelecido que nas aplicações usuais dos ferros fundidos brancos de alto cromo deve-se evitar a qualquer custo a formação de perlita ou carbonetos esferoidizados (1,2), pois estes microconstituintes não propiciam uma resistência ao desgaste comparável com as matrizes austeníticas ou martensíticas. Entretanto o desempenho relativo entre matrizes austeníticas e martensíticas não está bem estabelecido.

Quando se considera a literatura tecnológica que orienta a seleção de ferros fundidos brancos para aplicações na indústria de mineração, verifica-se que as matrizes martensíticas são, de modo geral (1-6) preferidas para as aplicações mais comuns como: bolas e revestimentos de moinhos, barras de impacto, bombas, etc. Nestes casos, mesmo pequenas quantidades de austenita residual costumam ser evitadas, pois esta ao se transformar em martensita, em serviço, aumenta de volume podendo causar lascamento do material (7).

Devido à preferência generalizada por matrizes martensíticas e à necessidade de se evitar a formação de perlita, o molibdênio foi consagrado como o mais importante elemento de liga para os ferros fundidos brancos de alto cromo pois aumenta a temperabilidade sem estabilizar a austenita, como fazem outros elementos utilizados para este fim.

Entretanto, na Inglaterra, desenvolveu-se uma linha inteiramente diferente de especificação de ferros fundidos brancos. Segundo esta vertente, os ferros fundidos brancos podem, em muitos casos, ser empregados com estrutura austenítica ou austenítico-martensítica adquirindo dureza superficial em serviço (8).

Nos ensaios de laboratório o desempenho relativo das matrizes austeníticas e martensíticas não está consistentemente estabelecido e parece depender fortemente do tribossistema. Apresenta-se a seguir os principais resultados de laboratório comparando o desempenho das matrizes austeníticas e martensíticas. Como os resultados dos ensaios dependem fortemente do tribossistema sua apresentação será feita segundo o sistema de ensaio empregado.

5.1. Ensaio Onde a Abrasão se dá por Dois Corpos:
Ensaio do Pino

Comparam-se na tabela V.1 os desempenhos, para o ensaio do pino, de matrizes austeníticas e martensíticas. Os detalhes experimentais e as explicações propostas vêm a seguir.

Tabela V.1 - Quadro resumo dos resultados de ensaio do pino confrontando matrizes austeníticas e martensíticas

Ref.	Abrasivo	Constante	Variável	Resultado
(4)	Granada 100um	%Cr/%C	%K.	Mart.<Aust. até %K=30% Aust.>Mart. %K.30%
(9)	Granada 180µm	15%Cr	%K. 2,8<C<3,8	Mart.>Aust.As diferen- ças aumentam c/ %C
(10)	Granada 140um	%K. 24%	Cr-C	Aust.>Mart. p/ Cr/C > 5 Mart.>Aust. p/ Cr/C < 5
(11)	Granada 150um	% K. 30%	matriz	Aust.>Mart.>Ferrita
(1)	Alumina 180µm	17%Cr	%K. 1,2<C<3,7	Aust.B.F.>Mart. C>3% Aust.=Mart. C<3%
(9)	Alumina 180µm	15%Cr	%K. 2,8<C<3,8	Aust.>Mart. Até 2,4% C (carb=20%) Mart.>Aust. C>2,4%
(11)	Alumina 150 µm	%K.	matriz	Aust.>Mart.>Ferrita
(4)	SiC 80 µm	Cr/C	%K.	Mart.<Aust. sempre
(9)	SiC 120µm	15%Cr	%K. 2,8<C<3,8	Mart.<Aust. sempre
(10)	SiC 140µm	%K. 24%	Cr - C	Aust.=Mart.todas Cr/C
(11)	SiC 150µm	%K. 30%	matriz	Aust.>Mart.>Ferrita

K. - Carboneto. Aust. - Austenita
A. S. - Areia de sílica. Mart. - Martensita
R.D. - Resistência ao desgaste. Per. - Perlita
Aust. BF - Austenita de amostras Brutas de Fundição.

Zum-Gahr (4) verificou que no ensaio do pino, de ferros fundidos brancos com alto cromo, utilizando como abrasivo o mineral granada ($150\mu\text{m}$), o desgaste dos materiais com matrizes martensíticas era maior do que o de matrizes austeníticas, para frações volumétricas de carbonetos de até 30%. Nesta porcentagem de carbonetos chega-se a um mínimo de desgaste a partir do qual ocorre uma inversão no comportamento no que se refere ao efeito das matrizes, passando as matrizes martensíticas a apresentarem menores desgaste. A figura 4.6, mostra o efeito das matrizes metálicas na resistência ao desgaste no ensaio do pino. A figura 4.7 mostra os resultados do ensaio do pino (4) com carboneto de silício $180\mu\text{m}$, nos quais verificou-se que as matrizes austeníticas tinham maior resistência ao desgaste que as martensíticas.

Xing, Lu e Wang (9) mostraram que em ligas 15,7 % de cromo; 2,0 a 3,5% de carbono e 1,6% de molibdênio as matrizes martensíticas tinham melhor desempenho que as austeníticas no ensaio do pino com granada $180\mu\text{m}$. Usando carboneto de silício o desempenho das matrizes era inverso. No ensaio com alumina $120\mu\text{m}$ as matrizes austeníticas tinham melhor desempenho que as martensíticas para frações volumétricas de carboneto menores que 15% e a situação se invertia para maiores porcentagens de carboneto, como se observa na figura 4.8. Os autores consideraram que as diferenças de comportamento se devessem as diferenças de dureza dos abrasivos.

Fang, Rao e Zhou (10) estudaram o desgaste de ferros fundidos brancos mantendo constante a fração volumétrica de carbonetos e variando a composição química entre 2,4 e 3% de carbono; cromo de 1,8 a 27%; molibdênio de 0,5 a 1,0% e cobre de 1 a 1,4%. Os ensaios empregados foram o ensaio do pino com carboneto de silício 140 microns e granada 140 microns. Em ambos os casos a força era de 40N e o pino tinha 4mm de diâmetro. Estes autores (10) não constataram variação significativa de resistência ao desgaste em função da relação Cr/C no ensaio com carboneto de silício como mostra a figura 4.2, provavelmente devido à alta dureza deste abrasivo, cortando indistintamente os carbonetos para ambas as matrizes. No ensaio com o abrasivo granada a resistência ao desgaste cresceu com a relação Cr/C, como mostra a figura 4.2. As matrizes austeníticas tiveram melhor desempenho que as martensíticas para as relações Cr/C maiores que 5. Quando aquela relação tinha valores menores ou iguais a 5 as matrizes martensíticas apresentaram melhor desempenho. Os autores (10) consideraram que quando o abrasivo era granada a relação dureza do carboneto sobre dureza do abrasivo era maior que 0,8 e o carboneto podia, efetivamente dificultar o desgaste, sendo portanto sua ação cada vez mais efetivo a medida em que sua dureza era

aumentada. As medidas de dureza dos carbonetos formados na solidificação indicaram que, de fato, a dureza cresceu, de 1100 para 1500HV com a relação Cr/C.. O desempenho das matrizes austeníticas para relações Cr/C > 5, se deveu a baixa taxa de encruamento da austenita e à predominância do microsulcamento sobre o microcorte, mais atuante nas matrizes martensíticas. Para relações Cr/C < 5 a austenita teria alta taxa de encruamento, levando à quebra dos carbonetos e a uma menor resistência ao desgaste que as matrizes martensíticas.

Estudando ligas com 15% de cromo; 3,3% de carbono ou 27% de cromo e 2,8% de carbono no ensaio do pino com granada, Watson e colaboradores (11) verificaram que os materiais com matrizes austeníticas tinham melhor desempenho que os com matrizes martensíticas quando a relação Cr/C era menor que 5

Turrene e colaboradores (12) compararam o desempenho de matrizes ferríticas, austeníticas e martensíticas no ensaio do pino com alumina, granada e carboneto de silício 150 μm , com cargas de 26,7; 53,3 e 80N numa liga com 30% de carbonetos eutéticos (sem composição declarada). Verificaram que as matrizes austeníticas tiveram maior resistência ao desgaste que as martensíticas em todas as condições experimentais empregadas. As matrizes ferríticas apresentaram sempre os piores desempenhos. O microtriticamento dos carbonetos foi maior nos materiais com matrizes austeníticas do que martensíticas embora isto não tenha redundado numa maior taxa de desgaste. Os autores atribuíram o melhor desempenho de matrizes austeníticas à sua alta taxa de encruamento, maior que a da martensita e ferrita. As durezas atingidas na superfície de desgaste após ensaio eram maiores para as matrizes austeníticas. Nestas prevalecia o microsulcamento ao microcorte, enquanto que nas outras matrizes ocorreria o inverso.

Em resumo, quando o abrasivo é SiC ou Al_2O_3 as matrizes austeníticas parecem ter melhor desempenho que as martensíticas, à exceção do trabalho de Fang (10), no qual ambas tiveram o mesmo desempenho, e do de Diesburgh (1) onde as martensíticas exibiram maior desempenho no ensaio com alumina. Quando o abrasivo é granada as matrizes austeníticas teriam melhor desempenho quando a fração volumétrica de carbonetos fosse menor que 20%, de acordo os resultados obtidos por Zum-Gahr e Eldis (4). Para Turrene (12), por sua, este comportamento se verificou em ligas com cerca de 30% de carbonetos. Já para Xing (9) as matrizes martensíticas teriam sempre melhor desempenho que as austeníticas com o aumento da porcentagem de carboneto, porém variando a relação Cr/C, resultado que já havia sido observado por Gundlach e Parks (2). Fang (10) propôs que o comportamento relativo das matrizes austeníticas e martensíticas dependesse da relação Cr/C. As austeníticas

teriam melhor desempenho que as martensíticas quando a relação Cr/C fosse maior que 5. Entretanto os resultados de Watson e colaboradores (11) mostram exatamente o contrário.

A diversidade das condições experimentais: tamanho da partícula do abrasivo, carga aplicada, velocidade de ensaio, composição química das ligas, bem como limitações na análise dos resultados, não permite uma conclusão geral advinda da comparação dos diferentes resultados sobre desempenho das matrizes obtidos da literatura.

5.2 Ensaio onde a Abrasão se dá entre Três Corpos

A tabela V.2 resume os resultados dos ensaios onde a abrasão se dá por três corpos. Os detalhes experimentais e explicações serão apresentados a seguir.

No caso do ensaio da roda de borracha os resultados de Zum-Gahr (4,14) apresentados na figura 4.4. mostraram que a perda de volume atingiu um mínimo para cerca de 30% da fração volumétrica de carbonetos. Por outro lado, não houveram mudanças de tendência do desgaste no que se refere às matrizes, obtendo-se sempre menores perdas de volume nos materiais martensíticos. Isto seria devido à menor dureza da matriz austenítica, a qual seria incapaz de evitar o microtrincamento dos carbonetos.

Sare (3) efetuou ensaios em roda de borracha usando carboneto de silício (100 a 150 μm). Observou apenas pequenas variações nas taxas de desgaste em função dos tratamentos térmicos empregados, nos quais a matriz era ou predominantemente martensítica ou predominantemente austenítica, sugerindo que nestas ligas o desgaste era controlado pelos carbonetos. Entretanto a análise dos dados daquele autor mostram que, embora as diferenças sejam pequenas, as taxas de desgaste dos materiais mais moles (predominantemente austeníticos) eram sempre menores que dos materiais mais duros (predominantemente martensíticos).

Xing, Lu e Wang (9) no ensaio contra trilha metálica, verificaram que quando se usava o carboneto de silício, a resistência ao desgaste diminuía com a porcentagem de carbonetos para matrizes perlíticas, martensíticas, austeníticas brutas de fundição e austeníticas após têmpera. As matrizes austeníticas obtidas por têmpera apresentaram maior desempenho que as martensíticas, como se ve na fig. 4.5.A, enquanto que as austeníticas brutas de fundição apresentam desempenho ligeiramente inferior. Quando o abrasivo empregado era a alumina havia superposição dos resultados de desgaste para as diversas matrizes. Mesmo assim, a curva de resistência ao desgaste para matrizes austeníticas esta acima das curvas

para as demais matrizes como se vê na figura 4.5.B. Quando se empregava granada as matrizes marteníticas apresentaram melhor desempenho que as austeníticas obtidas por tratamento térmico e as austeníticas brutas de fundição para mais de 25% de carbonetos. Entretanto o desempenho é inverso para menos que 15% de carboneto.

Tabela V.2 - Quadro resumo dos resultados de ensaio de abrasão com três corpos confrontando matrizes austeníticas e martensíticas.

Ref.	Ensaio	Constante	Variável	Resultado
(1)	Roda A.S.	17%Cr	%K. 1,2 < C < 3,7	R.D. Mart.>Aust.
(4)	Roda A.S.	Cr/C =7,5	%K.	R.D. Mart.>Aust.
(3)	Roda SiC	15%Cr	%K. 2,8 < C < 3,8	R.D. Aust.>Mart.
(10)	Roda A.S.	%Carb. 24%	Cr - C	R.D. Mart.>Aust.
(13)	Trilha 80µm	----	%C, %Cr	R.D. Mart.>Aust. 25-30% Aust.Ret. >10-15%
(9)	SiC Seco	15%Cr	%K. 2,8 < C < 3,8	R.D. Aust.>Mart.
(9)	Alumina Seco	15%	%K. 2,8 < C < 3,8	R.D. Aust.>Mart.
(9)	A.S. Seco	15%Cr	%Carb. 2,8 < C < 3,8	Mart.>Aust c/ %Carb > 30% Aust.> Mart.c/ %Carb. < 30%

- K. - Carboneto
- A. S. - Areia de sílica
- R.D. - Resistência ao desgaste
- Aust. - Austenita
- Aust. BF - Austenita de amostras Brutas de Fundição
- Mart. - Martensita
- Per. - Perlita

No ensaio da roda de borracha de ferros fundidos brancos com porcentagem de carbonetos constante (24%), variando-se a composição química entre 2,4 e de 3% de carbono; cromo de 1,8 a 27%; molibdênio de 0,5 a 1,0% e cobre de 1 a 1,4%, Fang e colaboradores (10) verificaram que a resistência ao desgaste cresceu com o aumento da relação Cr/C e que as matrizes martensíticas apresentavam melhor desempenho que as austeníticas como se vê na figura 4.3. Este resultado foi atribuído ao encruamento apenas superficial da austenita promovendo microtrincamento de carbonetos.

Pearce (13) verificou que materiais com matrizes austeníticas brutas de fundição, tinham, sistematicamente, menores resistência ao desgaste do que quando as matrizes eram martensíticas. O ensaio era efetuado contra uma trilha metálica e o abrasivo era areia de sílica. Deve-se ressaltar que as matrizes estudadas por Pearce continham sempre perlita quando brutas de fundição.

Quando o ensaio empregado é o da trilha metálica com abrasivo SiC, as matrizes austeníticas tem melhor desempenho que as martensíticas, quando o abrasivo é mais mole esta tendência parece se inverter.

Por fim, a comparação das figuras relativas aos ensaio com dois e três corpos mostra que o tipo de ensaio também afeta o desempenho relativo das matrizes, exigindo uma análise detalhada da relação abrasivo-metal quando se pretende simular em laboratório as situações de uso em campo.

5.3 Matrizes Mistas Austenita-Martensita

Nas matrizes mistas austenita-martensita, o efeito da fração volumétrica de austenita retida também depende fortemente do sistema estudado. Zum-Gahr (3) verificou que quando o ensaio era feito com o abrasivo granada havia uma diminuição na taxa de desgaste, enquanto que para o abrasivo carboneto de silício a taxa de desgaste aumentava com a porcentagem de austenita retida, como mostra a figura 5.1.

Segundo Zum-Gahr (14) a granada (1360 HV) era mais mole que o carboneto M_7C_3 (>1400 HV) enquanto que o SiC (2600 HV) era mais duro levando, portanto, ao lascamento dos carbonetos o que não ocorria com abrasivos mais moles. No ensaio com o SiC o encruamento da matriz seria determinante nas propriedades enquanto que com o abrasivo granada o determinante seria a capacidade da matriz suportar os carbonetos, dificultando seu lascamento.

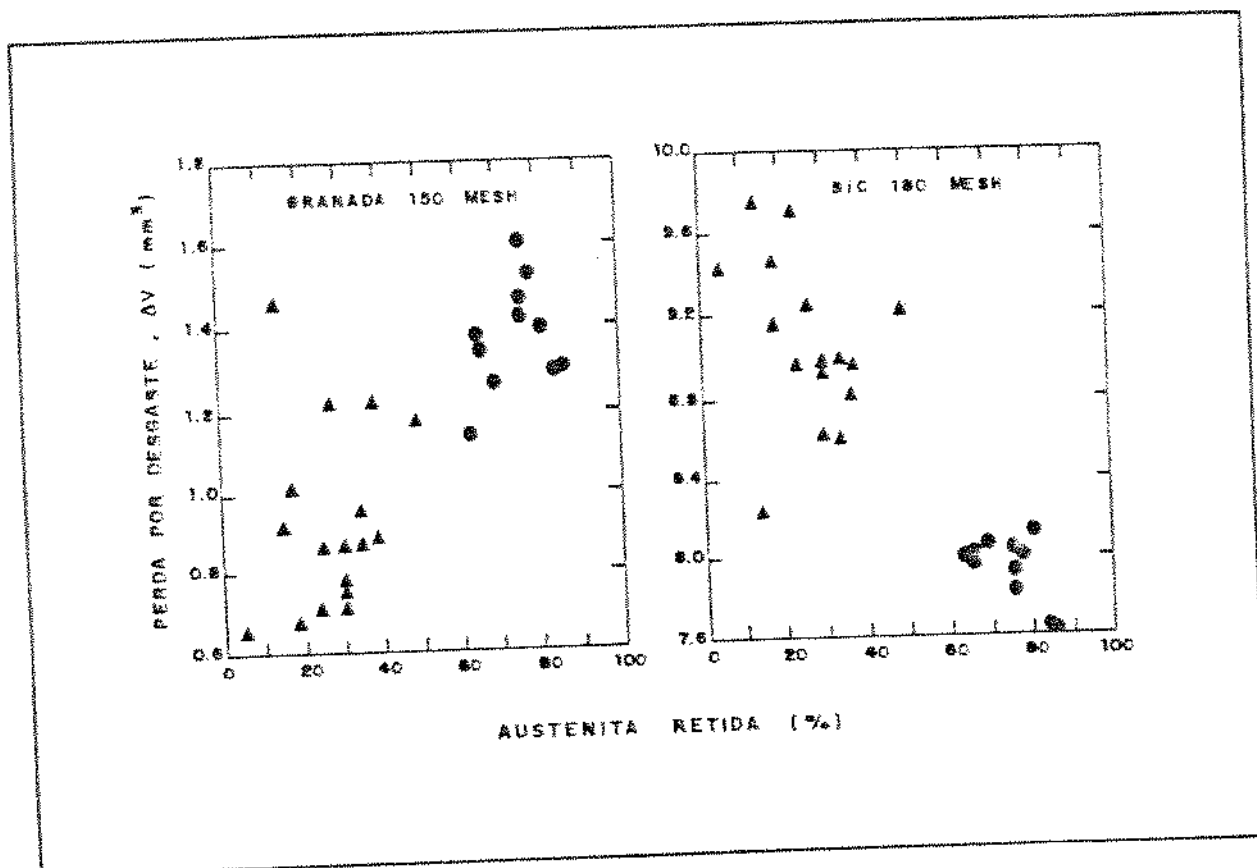


Fig.5.1 Perda de volume em função da porcentagem de austenita retida: A - granada; B - SiC. (7)

Avery (15), ao analisar o comportamento dos ferros fundidos brancos com alto cromo, em condições de desgaste abrasivo sob altos esforços como os encontrados na moagem de minérios, sugeriu que matriz autenítica rica em cromo era capaz de suportar os carbonetos a menos que ela fosse austenítica estabilizada pelo níquel. Ressaltou que este tipo de matriz não devia ser necessariamente ruim em situações onde o desgaste fosse erosivo. Entretanto o autor (14) colocava em dúvida da eficiência das matrizes totalmente martensíticas. Ele julgou que a austenita retida é essencial para se atingir um nível ótimo de resistência ao desgaste em certas aplicações, especialmente em peças espessas.

Esta afirmativa é corroborada por Sare (3), ao menos em parte. Este autor considerou que em aplicações onde a solicitação era de impacto repetido as matrizes metaestáveis eram empregadas de modo a combinar uma superfície dura, autorenovável, com um núcleo tenaz. A objeção de que o lascamento seria um problema em componentes, Sare (3) contrapôs que os ensaios de tenacidade e de impacto apontavam sempre melhores propriedades em matrizes austeníticas.

Garber e Tsy-pin (16), estudando as melhores condições de composição, estrutura, técnicas de produção e custos, em relação às propriedades dos ferros fundidos brancos, concluíram que a máxima resistência ao desgaste ocorria para matrizes martensíticas. Afirmaram entretanto que em certas condições a transformação da austenita metaestável durante o processo de desgaste daria ao material resistência ao desgaste igual à dos materiais martensíticos. As composições estudadas por estes autores tinham carbono entre 1,5% e 4,2%; cromo entre 1,3 e 31,1% e molibdênio até 1,85%.

Shabuyev (17) estudou o efeito dos teores de cromo e carbono na resistência ao desgaste num ensaio onde os esforços eram semelhantes ao ensaio da roda de borracha e verificou que a taxa de desgaste era mínima para 3,5% de carbono crescendo tanto para teores maiores como para menores teores. Verificou também que a elevação do teor de cromo causava redução da taxa de desgaste. A taxa mínima de desgaste era atingida para a composição eutética quando a matriz continha 25 a 30% de austenita retida.

Observações semelhantes sobre a importância da austenita retida na resistência ao desgaste foram efetuadas por Zum-Gahr e Doane (14). Eles verificaram a existência de 23 e 40% de austenita retida nas amostras de maior resistência ao desgaste no ensaio da roda de borracha. Da mesma forma Bequinot e colaboradores (18) estipularam entre 8 e 15% de austenita retida em aços com 1,2%Cr e 0,2%Mo para

se obter os melhores desempenhos em condições de desgaste abrasivo.

Blickensderfer, Tzylczac e Dodd (19) estudaram o efeito de temperaturas de austenitização e de revenido na resistência ao lascamento de bolas de moinho de ferros fundidos brancos com 17% de cromo; 3% de carbono; 1,1% de molibdênio e 0,6% de manganês. O ensaio empregado foi o de se fazer cair de 3,5m de altura bolas contra bolas estacionadas em um duto. Verificaram que austenitizando bolas a 950; 1010 e 1065°C as durezas obtidas após têmpera eram 775; 785 e 647 HB, enquanto que o número de impactos necessários para se produzir 100g de perda de massa por lascamento era de 29.400; 36.200 e 42.900. À menor dureza correspondia o melhor desempenho e, neste caso, a menor dureza se devia a uma maior porcentagem de austenita retida. Deve se considerar que esse ensaio avaliava apenas indiretamente a resistência ao impacto ou ao lascamento ("Splalling") não devendo ser confundido com ensaio de desgaste.

Em resumo, enquanto que nos ensaios de laboratório nota-se uma variação da resistência ao desgaste com a porcentagem de austenita retida, nas observações efetuadas em serviço parece existir uma quantidade ótima de austenita retida dependente do material e do tipo de aplicação.

Outro aspecto microestrutural importante na análise do desgaste dos ferros fundidos brancos com alto cromo é a presença de carbonetos secundários.

3.4 Efeito dos Carbonetos Secundários

Bereza (5) sugeriu que o desempenho de matrizes austeníticas estava ligado à existência de carbonetos secundários, pois estes reduziriam a taxa de desgaste devido a sua alta dureza e ao endurecimento da matriz.

Norman, Solomon e Doane (20) relataram que quando a retenção da austenita era devida ao cromo ou carbono ocorria aumento na resistência ao desgaste, enquanto que se a austenita fosse estabilizada por manganês ou níquel haveria redução na resistência ao desgaste. Sare (3) atribuiu este comportamento à tendência de formação de carbonetos do cromo (e não de níquel) de modo análogo a Bereza (5) e citou resultados obtidos por Diesburgh e Borik (1) no qual estes autores teriam obtido maiores taxas de desgaste em matrizes com carbonetos secundários precipitados do que em matrizes austeníticas isentas de precipitados.

A análise dos resultados publicados por Xing, Lu e Wang (8) mostra que ligas com 15,7% de cromo; 2,5% de

eutéticos, no estado bruto de fundição (542HV) com matriz austenítica, sem carbonetos secundários precipitados, tem maiores taxas de desgaste que amostras austeníticas com carbonetos secundários precipitados (512 HV), no ensaio do pino com SiC, alumina e granada 150 μ m, embora estas diferenças sejam pequenas.

Os resultados relativos ao desempenho de matrizes austeníticas com ou sem carbonetos secundários precipitados devem ser considerado com cautela uma vez que as matrizes austeníticas sem precipitados são as obtidas no estado bruto de fundição enquanto que as austeníticas com precipitados são obtidas por têmpera. As diferenças de desempenho nos ensaios de desgaste entre estas duas matrizes podem ser atribuídas a diversos fatores como: heterogeneidade química mais intensa nas amostras brutas de fundição, diferença de composição química entre as duas matrizes e diferença no tamanho de grão. Outra possibilidade é que, ao contrário do manganês e do níquel, o cromo tende a formar carbonetos reduzindo o teor de carbono da matriz e elevando a temperatura de início de formação da martensita, ou, em outras palavras, a austenita nestes casos teria maior propensão a se transformar em martensita por deformação.

5.5 Objetivos do trabalho

Os ferros fundidos brancos com alto cromo tem grande importância em aplicações industriais envolvendo desgaste. Nos casos em que as aplicações deste material envolvem impacto e os requisitos de tenacidade são críticos para o desempenho do componente impõem-se a seleção de composições que atendam a estes requisitos.

Dentre as composições químicas usualmente empregadas visando alta resistência ao impacto destacam-se na prática comercial as ligas com 12-13% de cromo e 2% de carbono. Com esta composição química base pode ser necessário a adição de elementos de liga para aumentar a temperabilidade no caso de componentes com grande espessura. Dentre os elementos adicionados com este fim destacam-se o molibdênio, o cobre, o níquel e principalmente o manganês devido ao seu baixo custo.

Na revisão da literatura verificou-se que a resistência ao desgaste dos ferros fundidos brancos com alto cromo é fortemente influenciada pela porcentagem de carbonetos. No caso em que esta porcentagem não é variável a matriz e o tipo de abrasivo exercem grande influência e o desempenho relativo das matrizes austeníticas e

desempenho relativo das matrizes austeníticas e martensíticas não está claramente determinado em condições de laboratório.

Em função do exposto, decidiu-se estudar o efeito da quantidade de austenita retida na taxa de desgaste de ligas 2% de carbono; 12-13% de cromo e manganês entre 0,6 e 1,8%, após têmpera e revenido.

Referências Bibliográficas

01. DIESBURGH, D.E. & BORIK, F. - "Optimizing Abrasion Resistance and Toughness in Steels and Irons for the Mining Industry". In: Material for the Mining Industry. Climax Molibdenum Co. 1974, pp. 15-41
02. GUNDLACH, R.B. & PARKS J.L. "Influence of Abrasive Hardness on the Wear Resistance of High Chromium Irons". Wear, v. 43, N° 2, 1978, pp. 97-108.
03. SARE, I.R. - "Abrasion Resistant and Fracture Toughness of White Cast Irons". - Metals Technology, N° 11, 1979, pp. 412-419.
04. ZUM-GAHR, K.H. & ELDIS, G.T. - "Abrasive Wear of White Cast Irons". Wear, v. 64, N° 2, 1980, pp. 175-194.
05. BEREZA, J.M. - "Wear and Impact Resistant White Cast Irons". British Foundryman, N° 10, 1981, pp. 205-211.
06. GUNDLACH, R.B. - "Microstructure, Hardness and Abrasion Resistance of As-Cast 17,5% Chromium White Irons". AFS Transaction, v. 78, 1974, pp. 309-316.
07. MARATRAY, F & BECHET, S. "Fundiciones Blancas de Alto Contenido en Cromo Resistentes a la Abrasion". Colada, v. 12, N° 9, 1979, pp. 183-192.
08. DURMAN, R.W. "The Application of Alloyed White Cast Irons in Crushing, Grinding and Material Handling Processes". The British Foundryman, N° 4, 1972, pp. 164-172.
09. XING, J., et alii. "An Investigation on the Wear Resistance of High Chromium Cast Iron". Wear of Materials, 1983, pp. 45-61.
10. FANG, L. et alii. "Abrasive Wear Resistance of Chromium Family White Cast Irons". Chin. J. Met. Sci Tech. v. 4. 1988, pp. 16-23.

11. WATSON, J. D., et alii " Abrasive Wear of White Cast Irons". Metals Forum, v.3, N° 3, 1980. pp. 11-19.
12. 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.
13. PEARCE, T.H. "Abrasive Wear Behaviour of Alloy Cast Irons" The British Foundryman, 1985, v.78, N° 1, pp. 13-23.
14. ZUM-GAHR, K.H. & DOANE, J. "Optimizing Fracture Toughness and Abrasion Resistance in White Cast Irons". Metallurgical Transactions A: v.11A, N° 4, 1980, pp. 613-620.
15. AVERY, H.S. "Work Hardening in Relation to Abrasion Resistance" In Materials for the Mining Industry. Climax Molybdenum Company, 1974, pp. 43-77.
16. GARBER, M.E. & TSYPIN, I.I. " Principles of Selecting the Composition and Structure of Wear-Resistant White Irons Castings". Russian Casting Production, N° 2, 1970, pp. 54-58.
17. SHABUYEV, S.A. "Chromium Cast Irons for Drilling Pump Liners" Russian Casting Production, N° 9. 1971, pp. 369-370.
18. BEGUINOT, J., et alii. "A New Metallurgical Conception for Wear-Resistant Steels" in Wear Resistance of Metals and Alloys, ASM 1989, pp. 99-104.
19. BLICKENSDECKER, R; et alii. "The Effect of Heat Treatment on Spalling of Cr-Mo White Cast Iron". in Wear of Materials, 1983, pp. 471-476.
20. NORMAN, T.E., et alii. "Martensitic White Irons for Abrasion Resistant Castings". Transactions AFS, v. 67, 1980, pp. 242-256.

Capítulo 6 Desenvolvimento Experimental

Elaboração das Ligas

Foram preparadas três ligas com teores aproximadamente constantes de cromo e carbono e teores de manganês de 0,6; 1,2 e 1,8%. As análises químicas encontram-se na tabela VI.1.

Tabela VI.1. Composição química (% em peso) das ligas

Liga	C	Cr	Mn	Si	P	S
6Mn	2,09	13,1	0,56	0,52	0,025	0,011
12Mn	2,03	12,9	1,17	0,63	0,035	0,013
18Mn	2,01	12,5	1,78	0,55	0,022	0,011

As análises de carbono foram efetuadas em aparelho Leco (análise volumétrica) e com precisão de 0,05%. As demais por espectrometria de raios X com precisão de 0,5% para o cromo e 0,02% para o manganês.

Na preparação das ligas empregou-se um forno indutivo Ajax-Northrup com 100 kg de capacidade nominal, revestimento refratário à base de magnésia, com controles de temperatura por termopares de imersão de Pt/Pt-10Rh.

Nas três séries de experiências, superaqueceu-se o banho metálico a 1500°C e transferiu-se o metal para panelas pré-aquecidas vazando-se entre 1450 e 1460°C.

De cada uma das ligas foram fundidos corpos de prova cilíndricos com 120 mm de altura e 25mm de diâmetro, convenientemente massalotados de modo a se prevenir defeitos de fundição.

Cada corpo de prova era seccionado removendo-se, a partir da base, um tronco de cilindro de 30mm de altura. Este era tratado termicamente e a seguir novamente seccionado transversalmente, removendo-se uma "bolacha" para exame metalográfico e um novo tronco de cilindro de 25mm de altura. Deste, usinava-se por eletroerosão, uma amostra cilíndrica de 6mm de diâmetro e 20mm de altura para ensaios de desgaste da face que era adjacente à superfície examinada metalograficamente.

Tratamentos Térmicos

Empregaram-se fornos de mufla marca Lindberg com câmara de 130 X 190 X 390mm, dotados de controlador proporcional. Além do termopar do forno empregou-se para controle de temperatura um termopar cromel-alumel posicionado sobre as amostras.

Amostras das três ligas foram austenitizadas a 850; 950; 1050 e 1150°C por 3 horas e temperadas em óleo. A seguir foram revenidas a 450; 550 ou 650°C.

Técnicas de Análise Microestrutural

As amostras foram embutidas em resina de poliéster e lixadas até grana 600. A seguir foram polidas mecânicamente com pasta de diamante até 1 micron. Nas amostras destinadas a microscopia eletrônica de varredura efetuou-se um polimento adicional com pasta de diamante de 0,25 microns. Em ambos os casos fez-se o ataque da superfície com reativo de Vilela (5ml HCl, 1g ácido pícrico em 100ml de álcool etílico). Este ataque delineava nitidamente os carbonetos eutéticos e secundários, não atacava a austenita além de permitir a identificação da perlita e da martensita.

Efetuuou-se os exames de metalografia ótica em banco metalográfico Zeiss-Jena modelo Neophot 30. Efetuaram-se os exames de microscopia eletrônica de varredura em microscópio Jeol modelo JSM 840.

Foram efetuadas determinações das frações volumétricas de microconstituintes através da contagem em grade de 25 pontos efetuando-se 15 contagens por amostra, segundo a norma ASTM E-562-76 (1).

Efetuuou-se difração de raios X com objetivo de se determinar as fases presentes bem como a fração volumétrica de austenita retida. Foram efetuadas três determinações de austenita retida em cada amostra. O equipamento empregado foi de marca Siemens.

Efetuuou-se medidas de macrodureza Vickers com carga de 50kg, bem como microdureza da matriz com 100g de carga. Os valores de macrodureza apresentados são média de cinco determinações enquanto que os de microdureza são média de 12 determinações. Em ambos os casos empregou-se o procedimento indicado na norma NBR 6672 (2).

Ensaio de Desgaste

O ensaio de desgaste efetuado foi o ensaio 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 lixa de determinado material abrasivo. Para a obtenção dos resultados apresentados neste trabalho foram empregadas as variáveis de ensaio indicadas na tabela VI.2.

Tabela VI.2. Variáveis no ensaio do pino

Variáveis	Valor/Tipo
Pressão	30N
Rotação	20 rpm
Translação	4,5m/s
Abrasivos	SiC 80 mesh Sílex 80 mesh
Temperatura	20°C
Umidade	60%

A figura 1 do Anexo I ilustra o procedimento do ensaio. Os resultados são apresentados na forma de taxa de desgaste calculada segundo a equação 6.A e são média de três determinações.

$$W = m/(rAl) \quad 6.A.$$

Onde W = taxa de desgaste
 l = distância percorrida do pino contra o abrasivo
 r = densidade do material ensaiado
 A = área de contato aparente
 m = perda de massa

Expresou-se o resultado dos ensaio de desgaste, sempre que conveniente, na forma de resistência ao desgaste, R, definida como o inverso da taxa de desgaste.

Ensaio de Riscamento

Neste ensaio efetuou-se o riscamento de amostras preparadas metalograficamente e atacadas, com uma ponta de diamante, carga de 25g e velocidade de deslocamento de 1,8 m/s.

Bibliografia

01. ASTM Standards. "Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count". v.II, 1982, pp. 534-562
02. NBR 6672, Determinação da Dureza Vickers, ABNT, Jul. 1981, 17 p.
03. BLICKENSERFER R. & LAIRD II, G. " A Pin-on-Drum Abrasive Wear Ensaio and Comparison with Other Pin Ensaios". Journal of Ensaioing and Evaluation, v. 16, Nº 6, 1988, pp. 516-126.

Capítulo 7 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A análise detalhada dos resultados será feita apenas em relação as ligas com 0,6% de manganês, uma vez que os resultados obtidos para esta liga repetiram-se, qualitativamente, para as ligas com 1,2 e 1,8% de manganês.

7.1 Estrutura bruta de fundição

Verificou-se, com o emprego da análise térmica diferencial que na liga com 0,6% de manganês a temperatura de início de formação de austenita era de 1362°C e que a 1242°C iniciava-se a solidificação do eutético monovariante austenita+M₇C₃.

A análise macrográfica dos cilindros brutos de fundição da liga com 0,6% de manganês evidenciou a ocorrência de zona colunar e equiaxial.

Nos cilindros brutos de fundição efetuou-se a análise metalográfica em diversas secções transversais, sucessivamente mais afastadas da base do cilindro. Determinou-se, através de metalografia quantitativa, a fração volumétrica de austenita, de perlita e de carbonetos eutéticos. Os resultados estão na tabela VII.1.

Tabela VII.1. Resultados de metalografia quantitativa: fração volumétrica de austenita Vva; de perlita Vvp; e de carbonetos eutéticos Vvk da liga com 0,6% de manganês.

Distância da base (mm)	Vva (%) (por diferença)	Vvp (%)	Vvk (%)
15	46	38	16
25	24	58	18
45	4	82	14
65	3	81	16
90	0	82	18

A análise dos resultados de metalografia quantitativa indica que a fração volumétrica de carbonetos eutéticos não apresenta grande variação em função da posição de corte. As pequenas variações encontradas nos resultados podem ser atribuídas, segundo Maratray (1) às diferenças de velocidades de resfriamento, bem como à extensão da zona

colunar, com a conseqüente orientação dos carbonetos eutéticos, o que dificulta a obtenção de resultados precisos de fração volumétrica por metalografia quantitativa.

A diminuição da fração volumétrica de austenita em posições sucessivamente mais afastadas da base do cilindro, se deve a diminuição da velocidade de resfriamento no estado sólido para posições mais próximas do massalote. Menores velocidades de resfriamento podem levar à precipitação de carbonetos secundários no resfriamento com a conseqüente formação de martensita ou, como no caso presente, onde a temperabilidade foi insuficiente, à ocorrência de reação eutetóide (1,2).

A figura 7.1. apresenta a microscopia eletrônica de varredura da liga bruta de fundição correspondente à posição 25mm acima da base do cilindro, mostrando, com ataque profundo, os principais constituintes metalográficos. Nota-se a presença de carbonetos eutéticos (K1) M_7C_3 identificados por difração de raios X, e por sua morfologia característica (3,4). Adiante destes carbonetos formou-se um produto de decomposição eutetóide (E) semelhante a perlita quando observada em microscópio ótico. As irregularidades na interface de crescimento E/A (A - austenita) sugerem tratar-se não de perlita mas de um agregado ferrita e carbonetos em forma de fitas como os observados por Bee, Howel e Honeycombe (5) em ligas Fe-10Cr-0,2C e por Goldenstein e Aaronson (6) em ligas 3Cr-0,13C onde os carbonetos do eutetóide eram M_3C . As vizinhanças da interface matriz/carboneto tem menor temperabilidade que o restante da matriz austenítica, pois são mais pobre em cromo e carbono segundo Dupin e colaboradores (7), constituindo-se, por este motivo, em local favorável para nucleação e crescimento do eutetóide.

Nas regiões centrais das dendritas, adiante das colônias eutetóides, constatou-se a presença um constituinte acicular com carbonetos secundários precipitados em seu interior e austenita retida com carbonetos secundários muito finos precipitados, como se vê na figura 7.2.

As macro e microestruturas dos materiais fundidos com 1,2 e 1,8% de manganês foram semelhantes às discutidas acima para a liga com 0,6% daquele elemento.

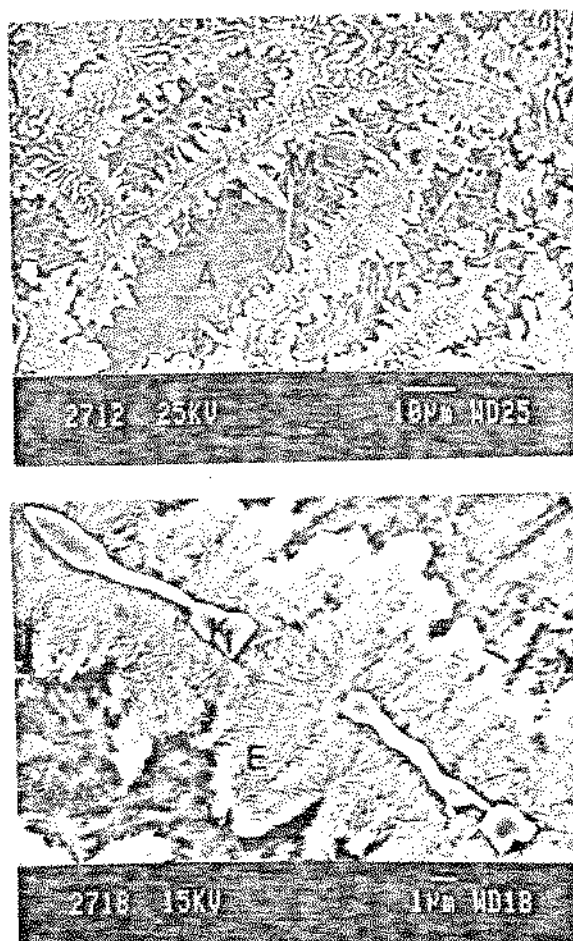


Figura 7.1. A e B) Microestrutura da amostra bruta de fundição. Carbonetos eutéticos (K1), produto de decomposição eutetóide (E), Austenita (A) e Martensita (M). Liga com 0,6% de manganês.

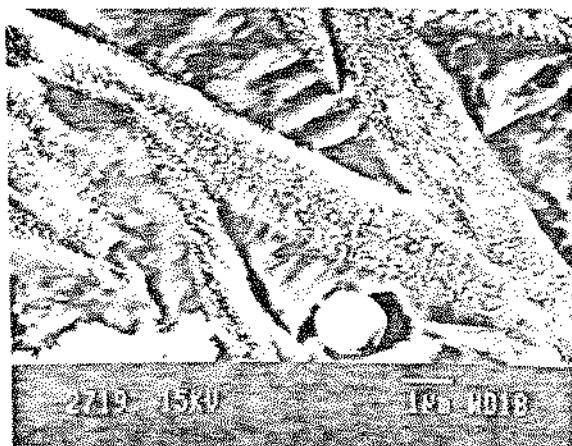


Figura 7.2. Carbonetos precipitados no interior da agulha de martensita. Liga com 0,6% de manganês

7.2 Amostras Temperadas

7.2.1 Liga com 0,6% de Manganês

As microestruturas das ligas com 0,6% de manganês, temperadas após austenitização a 850; 950; 1050 e 1150° C eram constituídas de células eutéticas formadas de carbonetos M_7C_3 e uma matriz metálica, como se vê na figura 7.3. Nas ligas austenitizadas a 1150°C as extremidades dos carbonetos eutéticos apresenta-se mais arredondada que nas demais fruto da dissolução parcial dos carbonetos a alta temperatura, efeito semelhante ao observado por Bayley (8).

A análise por energia dispersiva dos carbonetos eutéticos não permitiu determinar exatamente a composição química do mesmo indicando, entretanto que são carbonetos do tipo $Fe_xCr_yC_2$, com 47,2% de ferro e 52,7% de cromo.

As matrizes eram predominantemente martensítica nas amostras austenitizadas a 850 e 950°C; austeníticas-martensítica nas amostras austenitizadas a 1050°C e austenítica nas amostras austenitizadas a 1150°C.

As alterações das matrizes metálicas pela temperatura de austenitização foram relacionadas com a precipitação de carbonetos secundários. Nas ligas austenitizadas a 850 e 950°C houve farta precipitação de carbonetos secundários, o que levou a redução do teor de cromo e carbono da matriz e conseqüente elevação da temperatura de início de formação de martensita (9,10). Isto propiciou a transformação da austenita em martensita no resfriamento. Para a liga austenitizada a 1050°C houve a transformação parcial da austenita em martensita. Em conseqüência a microestrutura é austenítico-martensítica. Quando se austenitizou a 1150°C, a matriz resultou totalmente austenítica após tempera, devido aos elevados teores de cromo e carbono na matriz metálica.

A comparação das microestruturas das amostras austenitizadas a 950, 1050 e 1150°C em microscópio eletrônico de varredura mostrou que nas primeiras os carbonetos secundários eram finamente dispersos como pode se ver na figura 7.3. Na figura 7.3.B, correspondente a amostra austenitizada a 950°C, verificou-se que os carbonetos secundários ocorriam em maior número que na amostra austenitizada a 1050°C (7.3.C) e eram menores do que naquela. Na figura 7.3.D, correspondente a amostra austenitizada a 1150°C verificou-se que o número de carbonetos secundários era ainda menor que nas amostras anteriores. Notou-se ainda na amostra austenitizada a 1150°C a presença de uma tênue rede unindo carbonetos secundários, aparentemente delimitando novos grãos de austenita formados

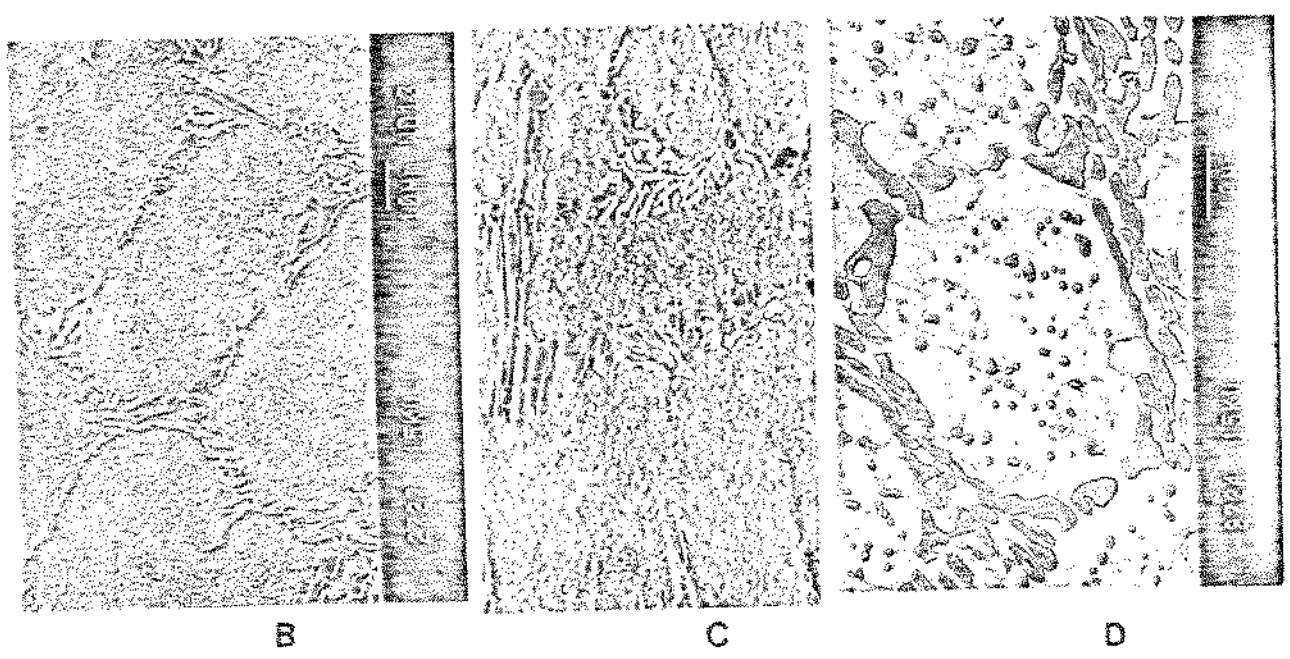
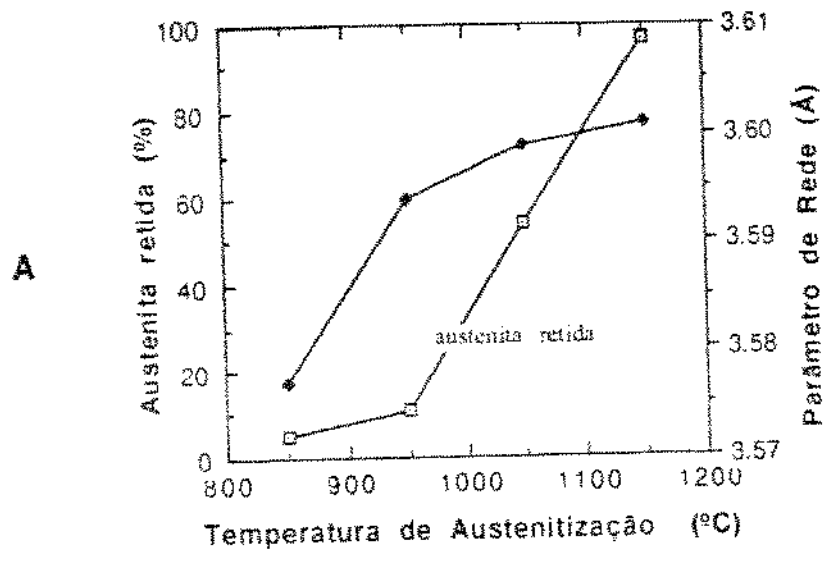


Figura 7.3. A) Porcentagem de austenita retida e parâmetro de rede da austenita em função de temperatura de austenitização. B) micrografia da amostra austenitizada a 950°C, MEV. C) amostra austenitizada a 1050°C. D) amostra austenitizada a 1150°C Liga com 0,6% de manganês

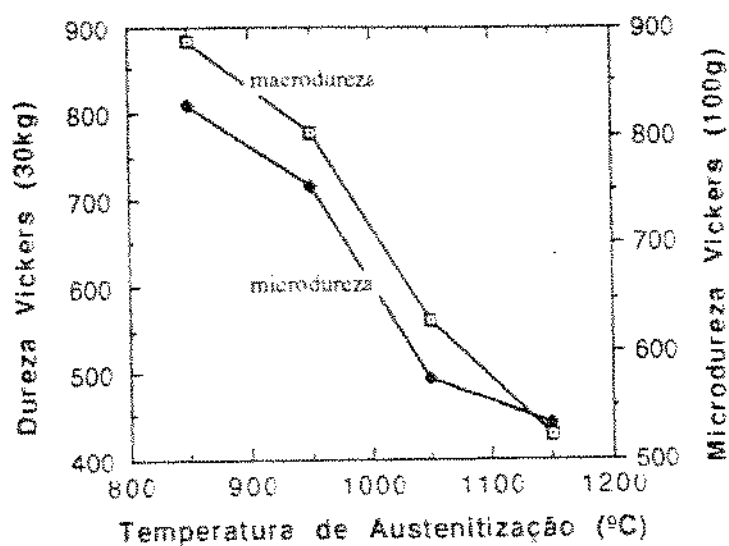


Figura 7.4. Macro e microdureza Vickers em função da temperatura de austenitização para a liga com 0,6% de manganês.

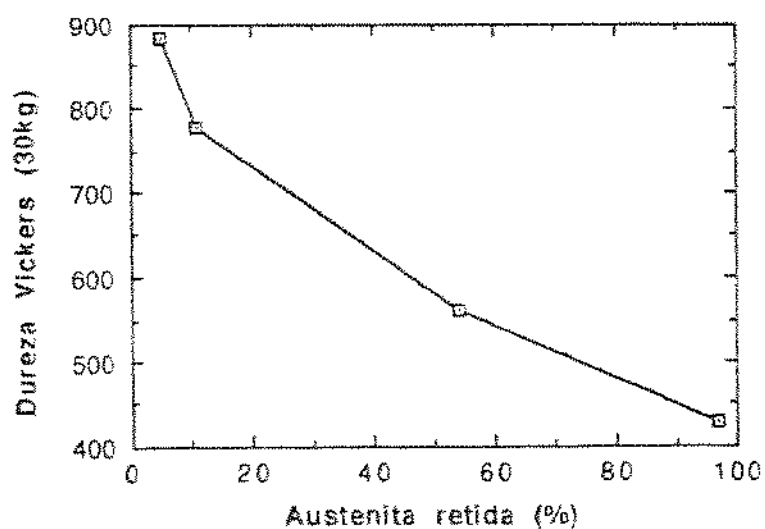


Figura 7.5. Macrodureza Vickers em função da porcentagem de austenita retida para a liga com 0,6% de manganês.

a partir da perlita existente próximo dos carbonetos eutéticos (figura 7.1). A natureza desta fase não pôde ser determinada.

A natureza da matriz (martensítica ou austenítica) está relacionada com a precipitação de carbonetos e também com sua composição química. A análise dos cortes isotérmicos do diagrama ternário Fe-Cr-C apresentados na figura 2.5 mostra o aumento dos teores de cromo e de carbono com a elevação da temperatura de austenitização. A análise por energia dispersiva, embora semiquantitativa, também indicou maiores teores de cromo na matriz da liga austenitizada a 1150°C quando comparada com a matriz da liga austenitizada a 950°C. Maiores valores de cromo e de carbono na matriz indicam menores temperaturas de início de formação de martensita e portanto maiores porcentagens de austenita retida. Os valores lidos em cada corte isotérmico são apresentados na tabela VII.2, juntamente com os valores obtidos por energia dispersiva.

Tabela VII.2. Teores de cromo e carbono para a liga 12,7%Cr-2,0%C, obtidos do diagrama Fe-Cr-C da figura 2.5 e pela análise por microsonda.

Diagrama			Energia Dispersiva (semiquantitativa)
Temperatura(°C)	Cr(%)	C(%)	Cr(%)
900	5	0,5	9,8
1150	8	1,2	12,9

Na tabela VII.3 e na figura 7.3.A, apresenta-se os resultados da determinação da fração volumétrica de austenita retida em função da temperatura de austenitização. Verifica-se que a porcentagem de austenita retida aumentou com o aumento desta temperatura corroborando o que se observou nas micrografias.

Tabela VII.3. Fração volumétrica de austenita retida em função da temperatura de austenitização.

Temperatura de Austenitização(°C)	Austenita Retida (%)	Desvio Padrão
850	6,0	0,5
950	11,0	0,9
1050	54,0	5,2
1150	97,0	1,6

A partir dos espectros de raios X foi possível a determinação dos parâmetros de rede da austenita para cada temperatura. Os valores foram calculados usando-se três espectros para cada amostra, e sempre a mesma raia espectral (311) e $\lambda = 0,7093$ Ångströms.

A tabela VII.4 mostra o aumento do parâmetro de rede da austenita com o aumento da temperatura de austenitização, evidenciando a maior dissolução de elementos, notadamente carbono na austenita, para maiores temperaturas de austenitização. Resultados semelhantes foram obtidos por Roberts (11) que estudou o efeito do teor de carbono no parâmetro de rede da austenita e da martensita, constatando um aumento linear com a temperatura. Os resultados de Roberts (11) estão na tabela VII.4 para comparação.

Tabela VII.4. Parâmetro de rede da austenita em função da temperatura de austenitização.

Temperatura de Austenitização (°C)	Parâmetro de Rede(medido) (nm)	Desvio Padrão	Parâmetro de Rede (calculado, 11) (nm)
850	0,3577	0,00070	0,35566
950	0,3594	0,00014	0,35664
1050	0,3599	0,00013	0,35920
1150	0,3601	0,00029	0,35928

Estão os nºs
94 e 95

carbonetos secundários e com a composição química da matriz da mesma forma que nas ligas com 0,6% de manganês.

Na tabela IIV.6. e na figura 7.6 são apresentados os resultados da determinação da fração volumétrica de austenita retida através de difração de raios X. Verifica-se que a porcentagem de austenita retida aumentou com a elevação da temperatura de austenitização.

Tabela VII.6. Fração volumétrica de austenita retida em função da temperatura de austenitização. Liga com 1,2% Mn.

Temperatura de Austenitização (°C)	Austenita Retida (%)	Desvio Padrão
850	4,6	0,8
950	15,0	4,8
1050	54,6	3,8
1150	100,0	0,0

A figura 7.6 e a tabela VII.7 mostram que a macrodureza Vickers diminuiu com a elevação da temperatura de austenitização da mesma forma que na liga com 0,6% de manganês. Isto se deve ao aumento da porcentagem de austenita retida como se vê na figura 7.7.

Tabela VII.7. Macrodureza Vickers para as ligas temperadas com 1,2% Mn.

T. de Austenitização (°C)	850	950	1050	1150
Macrodureza	855	699	586	383
Desvio padrão	9	22	8	8

7.2.3 Liga com 1,8% de Manganês

A evolução das microestruturas das ligas com 1,8% de manganês, temperadas após austenitização a 850; 950; 1050 e

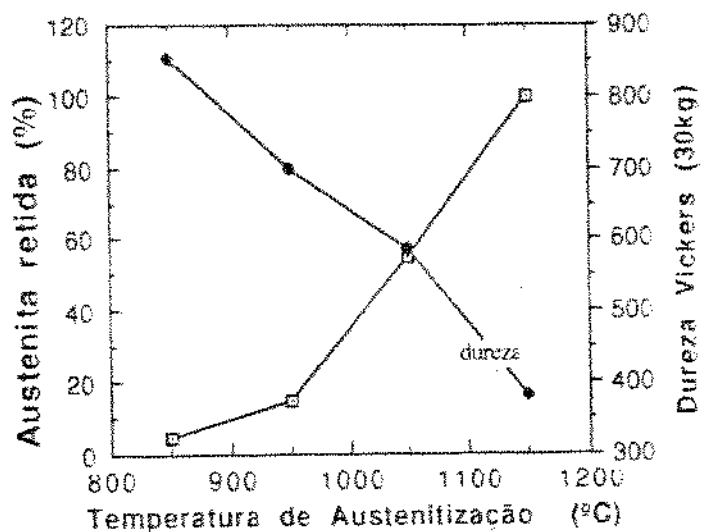


Figura 7.6. Porcentagem de austenita retida e macrodureza Vickers em função da temperatura de austenitização para a liga com 1,2% de manganês.

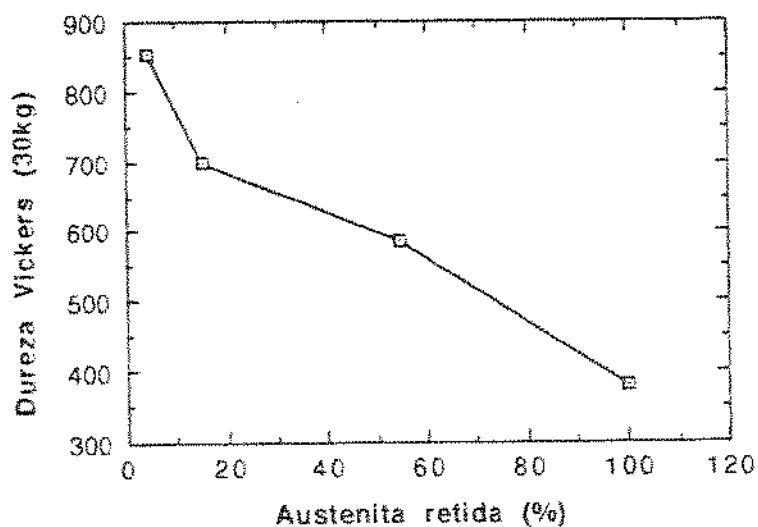


Figura 7.7. Macrodureza Vickers em função da porcentagem de austenita retida para a liga com 1,2% de manganês.

1150° C foi diferente das ligas com 0,6 e 1,2% de Mn tratadas nas mesmas condições.

As amostras apresentaram células eutéticas formadas de carbonetos M_7C_3 em matrizes predominantemente martensíticas nas amostras austenitizadas a 850 e 950°C; austeníticas-martensítica nas amostras austenitizadas a 1050°C e austeníticas nas amostras austenitizadas a 1150°C.

Na tabela IIV.8 e na figura 7.8 são apresentadas os resultados da determinação da fração volumétrica de austenita retida. Verifica-se que a porcentagem de austenita retida diminuiu quando se passou de 850 para 950°C, aumentando para as temperaturas mais elevadas e que estas porcentagens foram sensivelmente maiores que nas ligas com 0,6 ou 1,2% de manganês refletindo, possivelmente, o efeito estabilizador de austenita deste elemento. Para temperaturas mais elevadas (1050 e 1150°C) a porcentagem de austenita aumentou atingindo valores semelhantes ao das outras duas ligas, indicando o predomínio da porcentagem de carbono dissolvido na matriz sobre a elevação da porcentagem de manganês.

Tabela VII.8 Fração volumétrica de autenita retida em função da temperatura de austenitização. Liga com 1,8% Mn.

Temperatura de Austenitização (°C)	Austenita Retida (%)	Desvio Padrão
850	33,1	3,2
950	21,8	3,8
1050	43,2	11,7
1150	95,6	2,0

A dureza atinge um máximo a 950°C como se vê na tabela VII.9 e na figura 7.8. Entretanto como se observa na figura 7.9 estas duas variáveis estão diretamente correlacionadas como nas demais ligas estudadas.

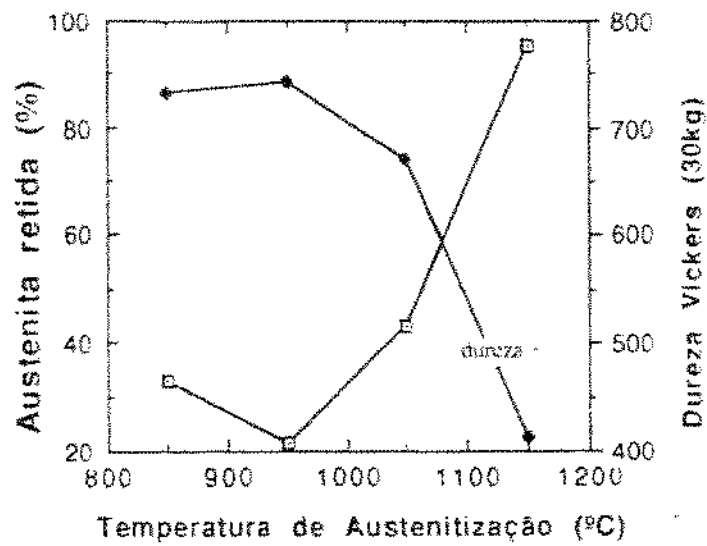


Figura 7.8. Porcentagem de austenita retida e macrodureza Vickers em função da temperatura de austenitização para a liga com 1,8% de manganês.

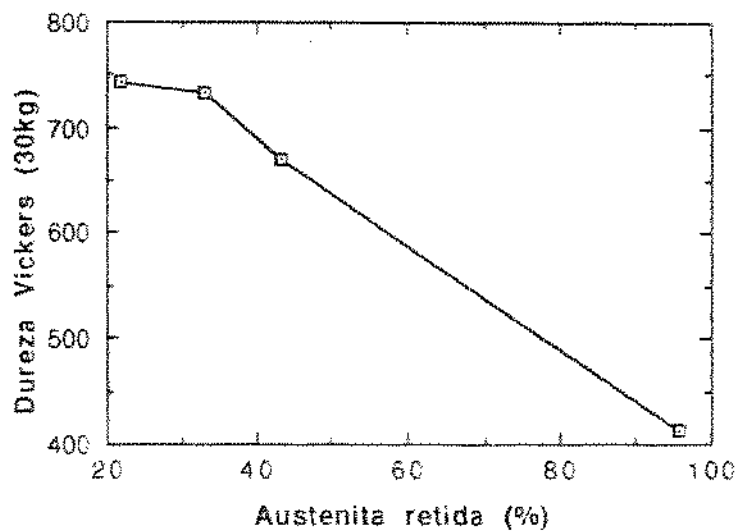


Figura 7.9. Macrodureza Vickers em função da porcentagem de austenita retida para a liga com 1,8% de manganês.

Tabela VII.8. Macro dureza Vickers para as amostras temperadas da liga com 1,8% Mn.

T. de Austenitização (°C)	850	950	1050	1150
Macro dureza	734	744	672	413
Desvio padrão	16,4	41,5	33,4	1,3

As figuras 7.10 a 7.12 agrupam, para as três ligas estudadas, os resultados da porcentagem de austenita retida e da dureza em função da temperatura de austenitização bem como os resultados de dureza em função da porcentagem de austenita retida.

Resumo

1. A elevação da temperatura de austenitização entre 850 e 1150°C na liga com 0,6% de manganês causou:
 - 1.1. Aumento na porcentagem de austenita retida:
 - 1.2. Diminuição da macro dureza das amostras:
 - 1.3. Aumento no parâmetro de rede da austenita.
2. A elevação da temperatura de austenitização entre 850 e 1150°C na liga com 1,2% de manganês causou:
 - 2.1. Aumento na porcentagem de austenita retida:
 - 2.2. Diminuição da macro dureza das amostras:
3. A elevação da temperatura de austenitização entre 850 e 1150°C na liga com 1,8% de manganês causou:
 - 3.1. Um mínimo de austenita retida a 950°C.
 - 3.2. Um máximo de macro dureza a 950°C.

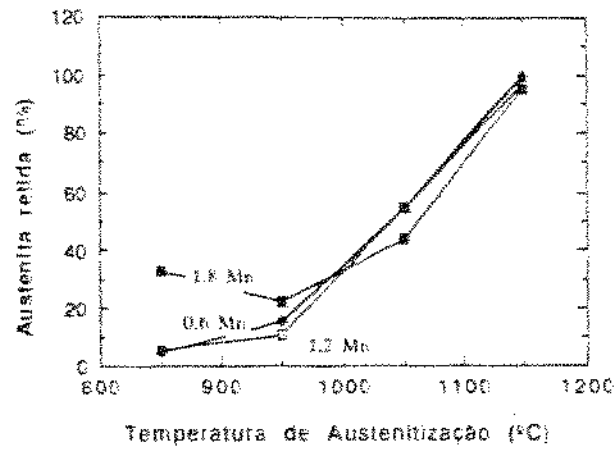


Figura 7.10. Porcentagem de austenita retida em função da temperatura de austenitização para as ligas com 0,6; 1,2 e 1,8% de manganês.

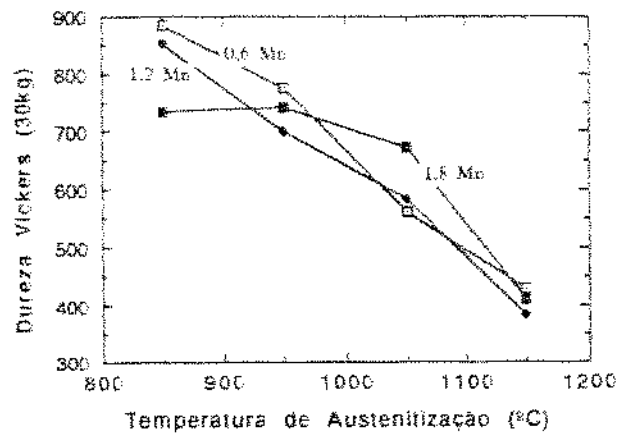


Figura 7.11. Macrodureza Vickers em função da temperatura de austenitização para as ligas com 0,6; 1,2 e 1,8% de manganês.

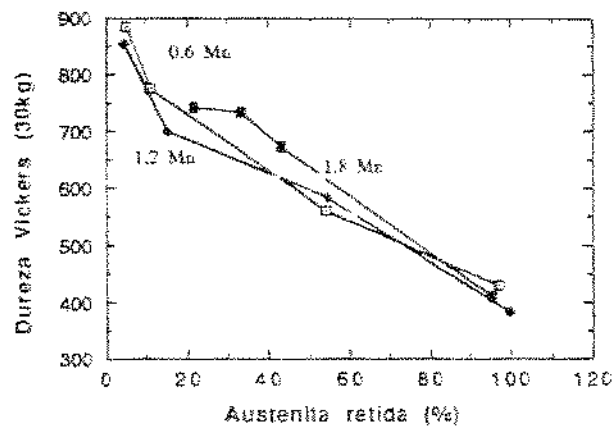


Figura 7.12. Macrodureza Vickers em função da porcentagem de austenita retida para as ligas com 0,6; 1,2 e 1,8% de manganês.

7.3 Ensaaios de desgaste das amostras temperadas

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

A figura 7.13. mostra o aspecto da superfície ensaiada do pino.

7.3.1 Ligas com 0,6% de manganês

A tabela VII.10 mostra as taxas de desgaste bem como as relações entre dureza do abrasivo e dureza do material ($D_{\text{abrasivo}}/D_{\text{material}}$) para os dois abrasivos empregados.

Tabela VII.10. Taxa de desgaste e $D_{\text{abrasivo}}/D_{\text{material}}$ para a liga com 0,6% de manganês, abrasivos com 80 μm .

Temp. de Austenitização (°C)	Taxa de desgaste ($\times 10^{-5}$)		$D_{\text{abr}}/D_{\text{mat}}$	
	SiC	Sílex	SiC	Sílex
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

As figuras 7.14, 7.15 e 7.16 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.

Verifica-se que a taxa de desgaste diminuiu continuamente com a elevação da temperatura de austenitização, para os dois abrasivos empregados. Esta diminuição contínua da taxa de desgaste com a elevação da temperatura de austenitização difere dos resultados de Zum-Gahr (13). Este autor relatou ter observado a elevação de resistência ao desgaste com a temperatura de austenitização em ligas com menos que 20% de carbonetos, semelhante às deste trabalho. Entretanto, Zum Gahr (13) havia também

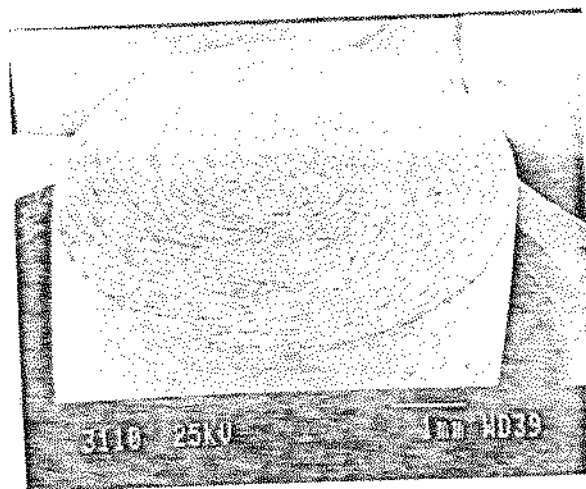


Figura 7.13. Vista geral da superfície desgasta do pino

observado a elevação da taxa de desgaste com a elevação da temperatura de austenitização entre 950 e 1120°C em amostras com 28% de carboneto ensaiadas com granada 150 μm . Ele atribui as diferenças observada ao menor encruamento da austenita nas ligas com baixa porcentagem de carbonetos devido a maior distância entre estes.

A taxa de desgaste diminuiu com a queda de dureza num comportamento contraditório com o senso comum como se vê na figura 7.15.

Na figura 7.16 nota-se que a taxa de desgaste diminui com a elevação da porcentagem de austenita retida. Verificou-se que a variação da taxa de desgaste com a macrodureza era oposta à variação daquela taxa com a porcentagem de austenita retida. Em outras palavras a variação da microestrutura e da propriedade do material influenciam em sentidos opostos a variação da taxa de desgaste.

Na figura 7.17, observa-se, com aumentos sucessivamente maiores, a superfície desgastada da amostra austenitizada a 950°C, com matriz predominantemente martensítica. Foram frequentes a ocorrência de trincas (T) e faces de fratura (F), como indicado nas micrografias. O deslocamento e dobramento (D) do metal para as bordas do risco produzido pelo abrasivo também ocorreu sendo, entretanto, menos frequente que na amostra com matriz austenítica. A ocorrência de dobramento do metal na borda do risco indica que a fadiga de baixo ciclo pode ser, aliada ao microcorte, um mecanismo de remoção de material, mesmo neste caso em que a matriz é martensítica.

Na figura 7.18.A observa-se o resultados do riscamento efetuado com diamante para se analisar com mais detalhe a interação abrasivo-material. Na figura 7.18.B onde se detalha o efeito do riscamento sobre a matriz, 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 ha pouco material acumulado na borda do risco e que esta apresenta-se serrilhada indicando fratura do material acumulado.

As figuras 7.19. A e B mostram o risco sobre uma colônia eutética e que esta aparentemente não e uma barreira efetiva para evitar a movimentação do abrasivo, devido a alta dureza deste. Pode-se ver com mais detalhe o trincamento do material na borda do risco e, na figura 7.19.A, que esta borda não se estende para dentro da matriz. Ou seja, a deformação plástica provocada pelo risco não afeta regiões distantes deste. Observou-se também que os carbonetos eutéticos não estavam trincados nem descolados da matriz.

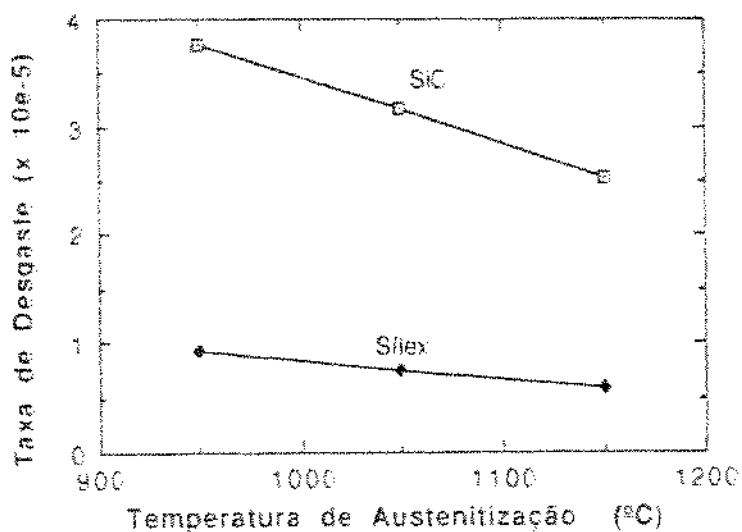


Figura 7.14. Taxa de desgaste com os abrasivos SiC e sílex em função da temperatura de austenitização para as ligas com 0,6% de manganês.

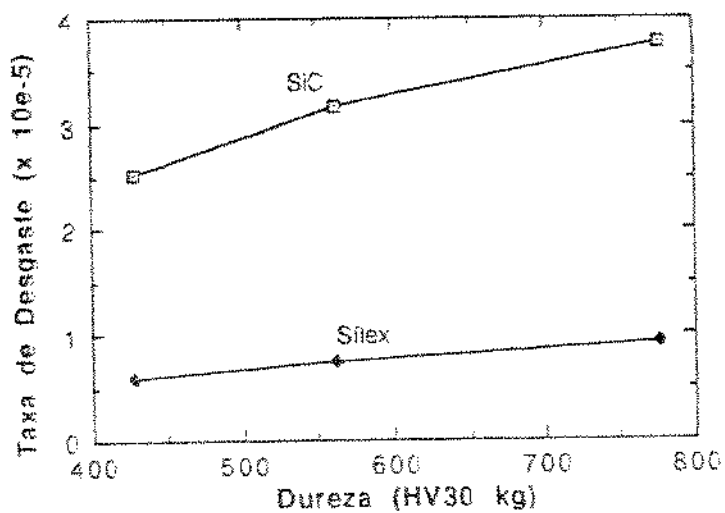


Figura 7.15. Taxa de desgaste com os abrasivos SiC e sílex em função da Macro dureza Vickers para as ligas com 0,6% de manganês.

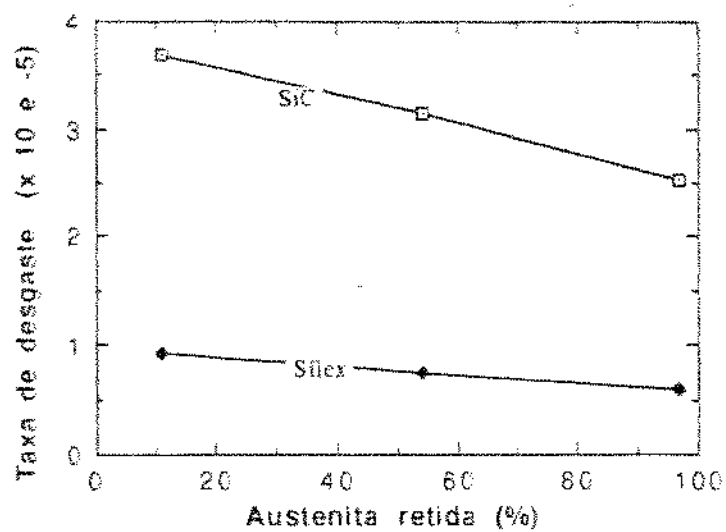


Figura 7.16. Taxa de desgaste com os abrasivos SiC e sílex em função da porcentagem de austenita para as ligas com 0,6% de manganês.

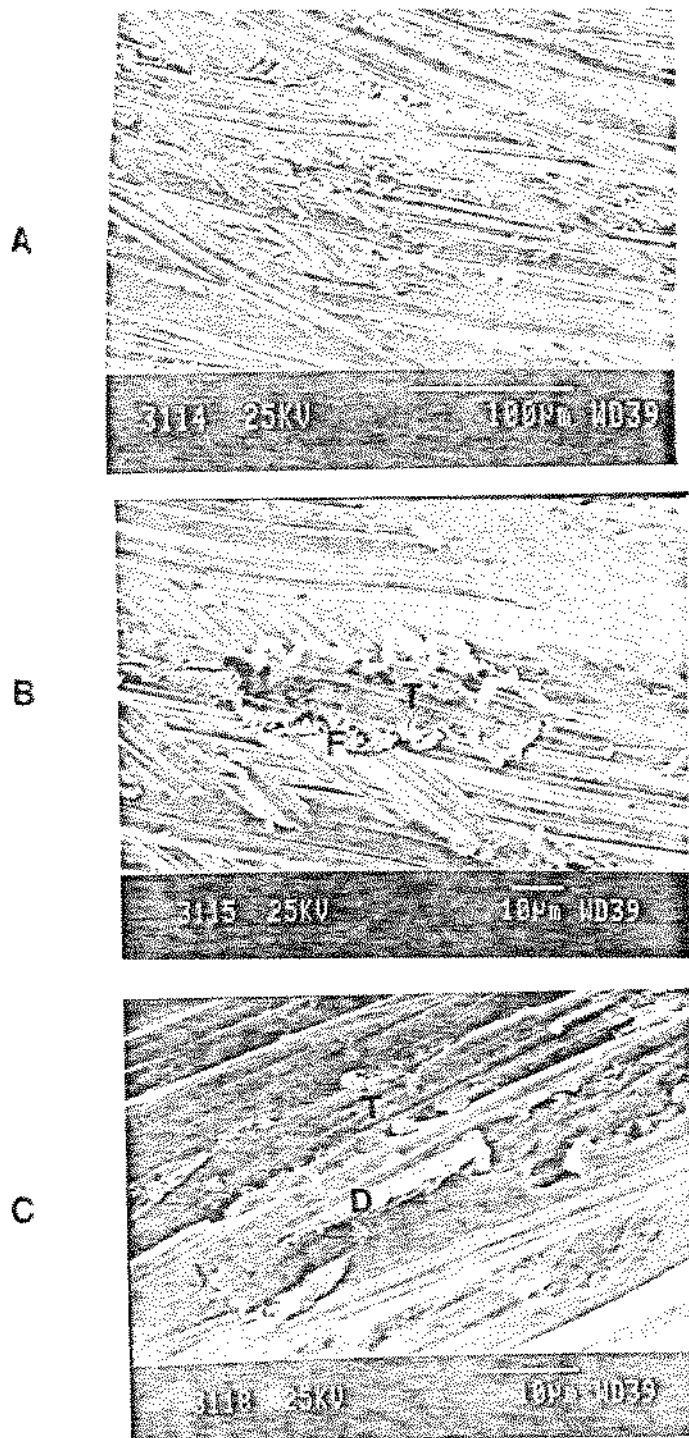


Figura 7.17. Superfície desgastada da amostra austenitizada a 950°C, 11% de austenita. Liga com 0,6% de manganês

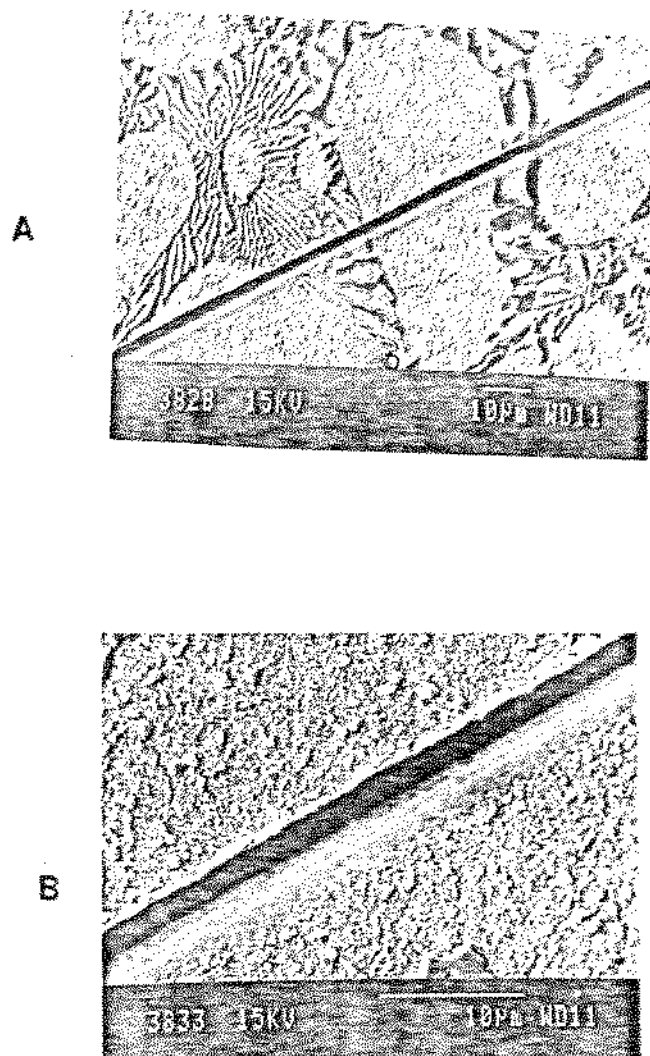


Figura 7. 18. Riscamento com ponta de diamante. Material austenitizado a 950° . A) Vista geral. B) Detalhe do riscamento da matriz. Liga com 0,6% de manganés.

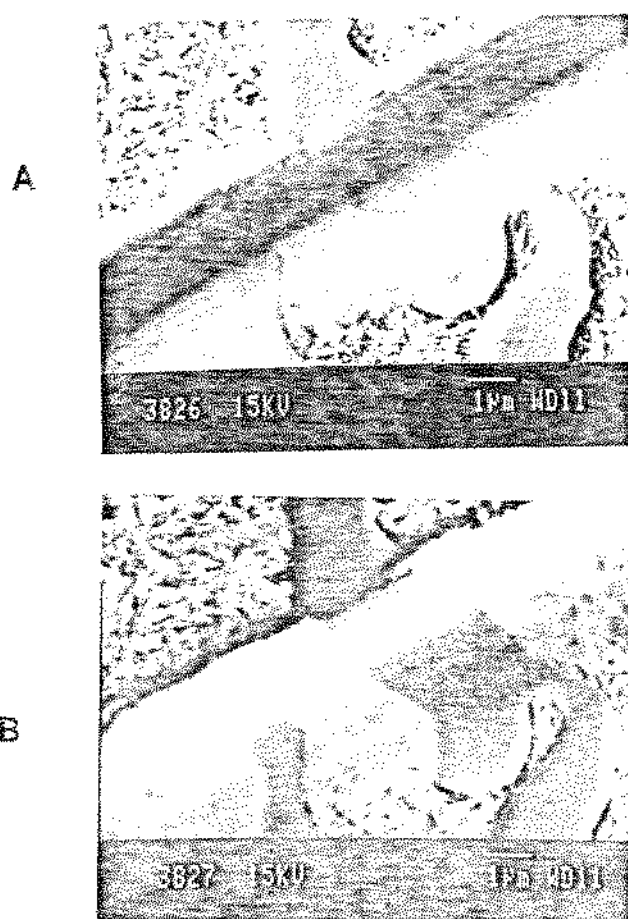


Figura 7.19. Passagem do diamante sobre carbonetos eutéticos. A) Varredura B) Imagem de composição de cromo. Liga com 0,6% de manganês.

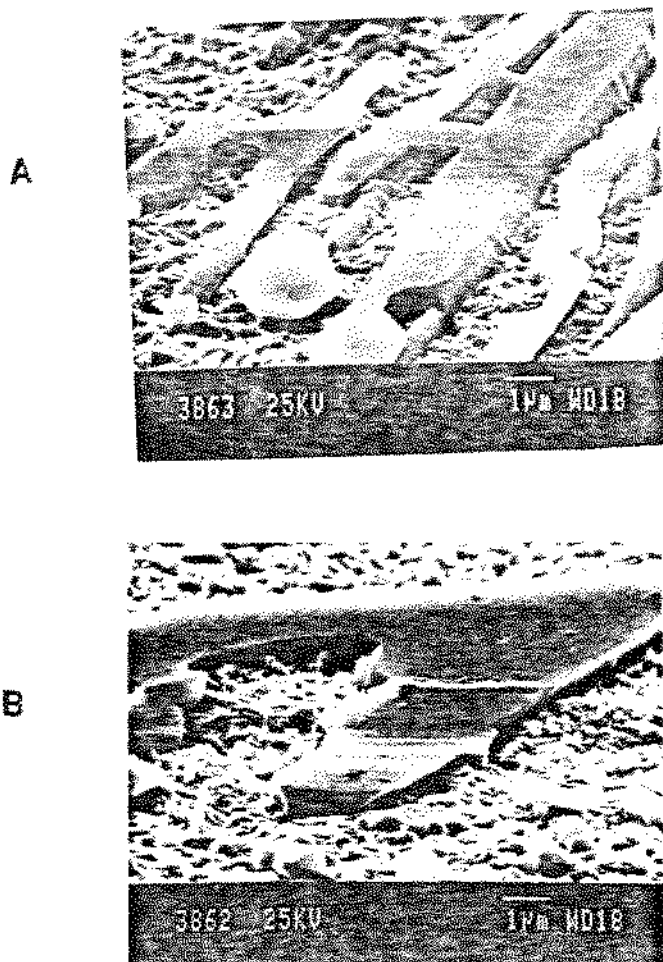


Figura 7.20. Ensaio de riscamento da amostra austenitizada a 950°C. Imagem do risco sobre carbonetos eutéticos. Deformação do carboneto no sentido do riscamento.

As micrografias da figura 7.20 foram obtidas após a remoção do material da borda do risco por ataque profundo, de modo a se investigar a possibilidade de deformação plástica do carboneto durante o riscamento. Na figura 7.20.A os carbonetos aparentemente estão curvados no sentido do riscamento enquanto que na figura 7.20.B parece ter ocorrido deformação lateral do carboneto.

As micrografias da figura 7.21 mostram com ampliações crescentes, a superfície desgastada das amostras austenitizadas 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. Observou-se também nestas amostras ocorrências de cruzamentos de riscos produzidos pelo abrasivo como o da figura 7.21.B e C. Pode se observar 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-material efetuou-se o ensaio de riscamento com diamante na amostra austenitizada a 1150°C como mostra a figura 7.22.A. Nota-se que as bordas do risco apresentam-se fortemente deformadas. Nas figuras 7.22.B e C nota-se trincas nos carbonetos sob o risco e indícios de decoesão carboneto-matriz o que não havia sido observado na amostra martensítica. Não se observou, entretanto, destacamento dos carbonetos devido a este trincamento.

Na figura 7.22.A verifica-se que o risco é mais largo que na figura 7.18.A. Nas figuras 7.22.B e C não se nota um limite nítido no material acumulado na borda do risco, sugerindo que a deformação plástica se propagou além desta borda, diferentemente do observado nas figuras 7.18.A e B.

O microcorte é o mecanismo mais severo de remoção de material mas não deve ser o principal mecanismo operante nos materiais de matriz austenítica. Esta conclusão se apoia na maior resistência ao desgaste do material austenítico em relação a amostra com matriz predominantemente martensítica, bem como nas evidências metalográficas apresentadas. Já o material martensítico parece perder massa por microcorte.

Uma possibilidade para explicar a pequena perda de massa durante o ensaio do material austenítico é a ocorrência repetida de microsulcamento, sendo o material removido somente pós intenso encruamento por microfadiga ou por microssulcamento do material. Esta maior capacidade de encruamento da austenita também pode resultar numa maior capacidade para resistir ao estiramento que parece ser a solicitação que o abrasivo impõem a matriz.

Pode-se ainda aventar a hipótese de que as menores taxas de desgaste do material austenítico se devam a transformação da austenita em martensita com absorção de energia e endurecimento da superfície de desgaste. Esta hipótese baseia-se ou na medida de austenita retida da superfície do material desgastado (13) ou na identificação de picos de ferrita/martensita no espectro de difração (14,15).

A transformação da austenita em martensita nos ferros fundidos brancos com alto cromo durante o ensaio de desgaste não pode ser descartada, apesar das dificuldades experimentais de comparação. Estas dificuldades são devidas ao fato de terem sido feitas sobre superfícies extremamente deformadas que podem dificultar a leitura dos espectros de difração (15).

No presente trabalho apresentam-se duas evidências que não indicam que a transformação da austenita em martensita seja o mecanismo responsável pela diminuição da taxa de desgaste com o aumento da porcentagem de austenita. Uma delas é a intensa deformação plástica provocada pela passagem do segundo risco na figura 7.21.C, sugerindo que ao menos no primeiro riscamento do material aquela transformação não havia ocorrido. A outra evidência é que o aumento da porcentagem de austenita foi obtido elevando-se a temperatura de austenitização o que resultou em austenitas mais estáveis e de maior resistência ao desgaste.

O comportamento de diferentes tipos de aços Hadfield pode contribuir para o entendimento da discussão acima. Estes aços podem ser elaborados segundo duas formulações distintas. Numa delas, com 12% de manganês e 1,2% de carbono, o endurecimento superficial se dá por maclação com subdivisão dos grãos de austenita e consequente elevação da taxa de encruamento (16). Na outra, com 6% de manganês e 15% de carbono, o endurecimento superficial se dá por transformação martensítica (17), mas o desempenho deste material em relação ao com 12% de manganês, é inferior (18). Isto sugere que não se deveria esperar desempenhos tão elevados dos ferros fundidos brancos com matriz austenítica em relação ao desgaste se ocorresse a transformação austenita/martensita.

As taxas de desgaste foram sempre maiores quando se empregou o abrasivo SiC do que o Sílex como se vê na figura 7.15, por exemplo. Isto se deve a diferença de dureza destes abrasivos.

Com as durezas dos abrasivos e as durezas das amostras construiu-se a curva da figura 7.23, 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

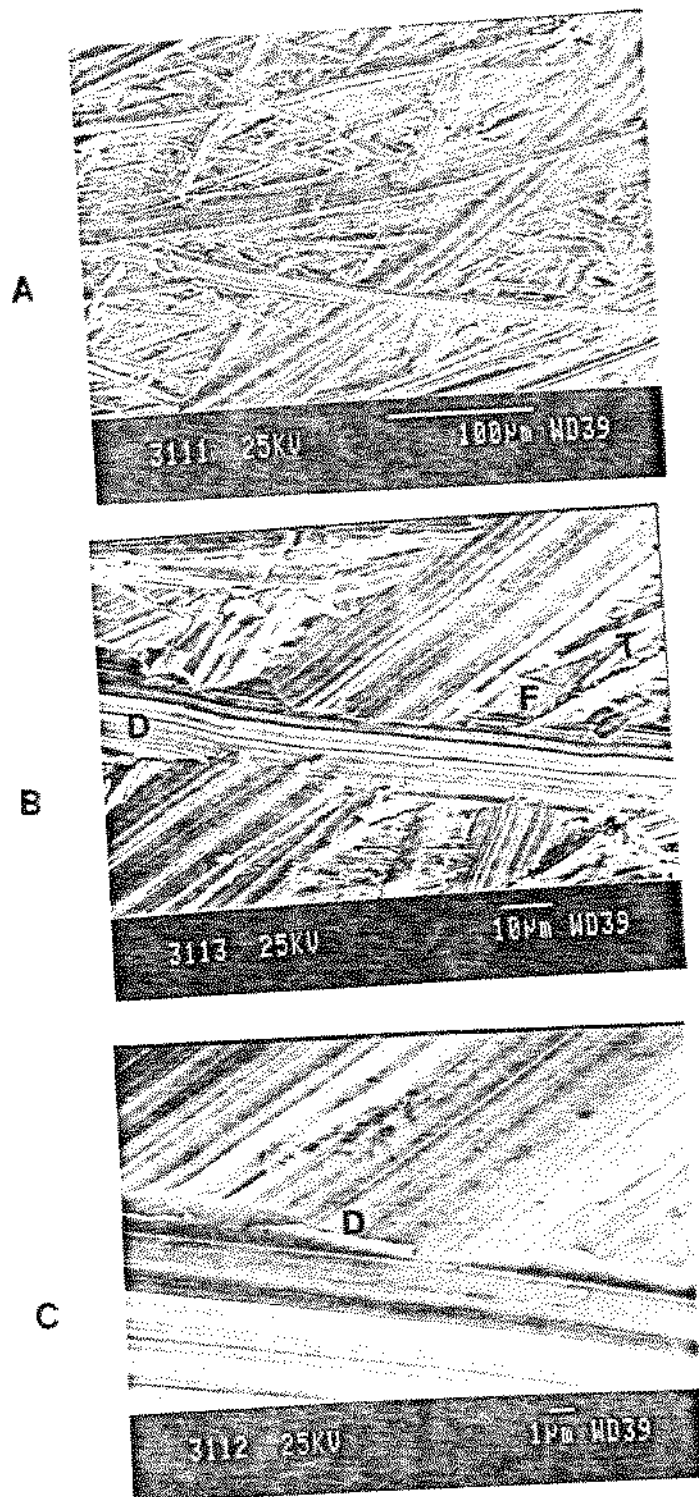


Figura 7.21. Superfície da amostra austenitizada a 1150°C, com 97% de austenita. Liga com 0,6% de manganês.

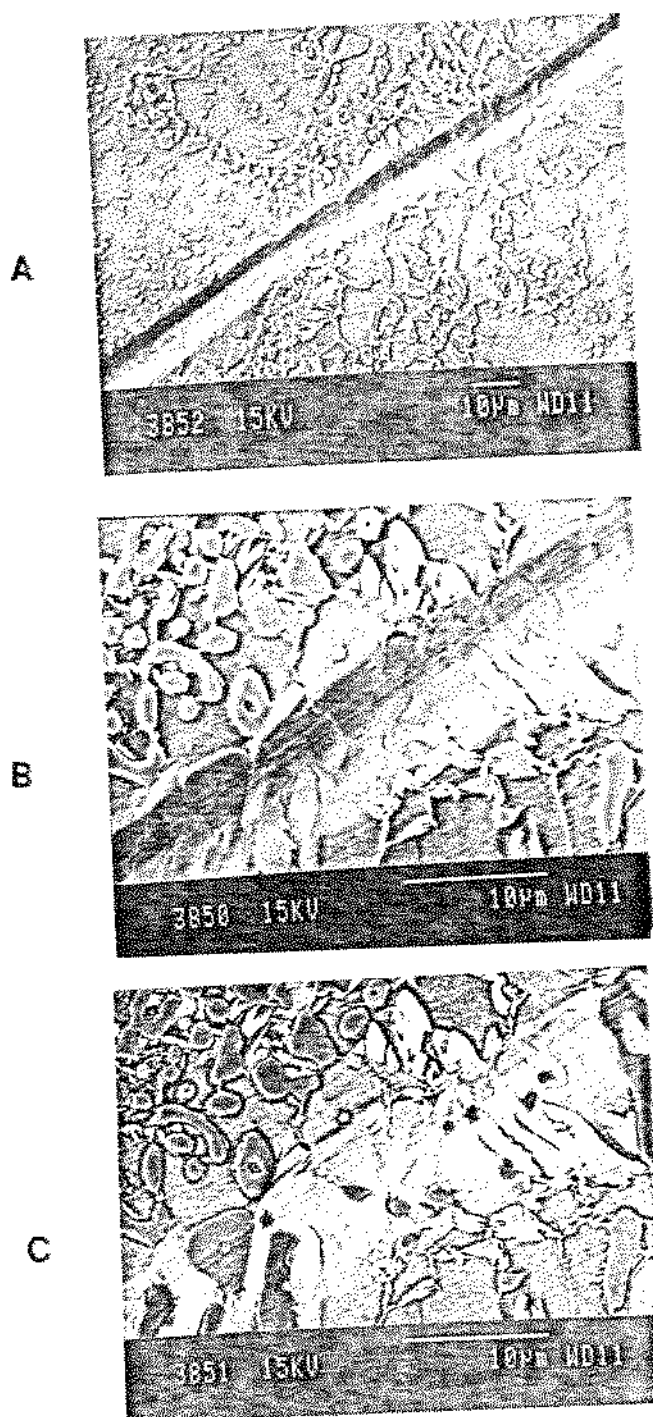


Figura 7.22. Riscamento com diamante da amostra temperada de 1150°C. Trincamento de carbonetos (T) e destacamento dos carbonetos da matriz (D)

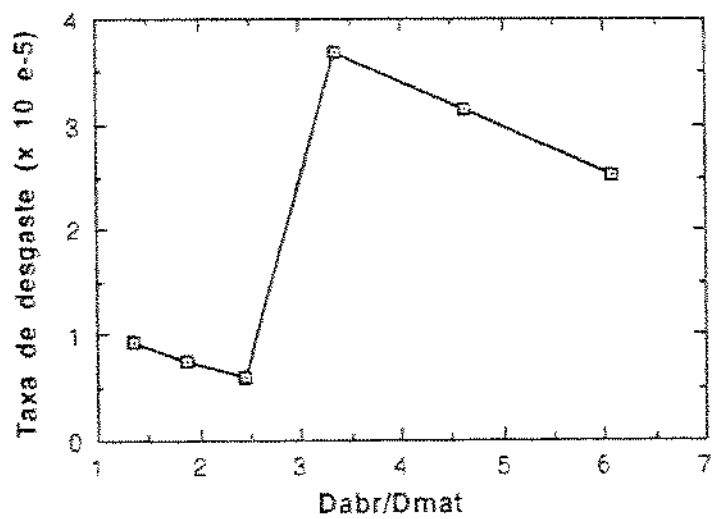


Figura 7.23. Taxa de desgaste com os abrasivos SiC e sílex em função da relação dureza do abrasivo e a dureza do material (D_{abr}/D_{mat}) para as ligas com 0,6% de manganês.

apresenta duas diferenças em relação às apresentadas na literatura (14,17,19)

O carboneto de silício tem uma dureza de 2600 Vickers muito mais elevada que a do M_7C_3 (1300 -1800 HV). A relação entre a dureza do SiC e a dureza do M_7C_3 ($D_{SiC}/D_{M_7C_3}$) varia entre 1,44 e 2,16 dependendo dos valores de dureza dos carbonetos empregados. Para o sílex que tem dureza (1100 HV), relativamente baixa em relação ao M_7C_3 , a relação $D_{sílex}/D_{M_7C_3}$ varia entre 0,85 e 1,27. Nas condições experimentais tanto $D_{SiC}/D_{M_7C_3}$ quanto $D_{sílex}/D_{M_7C_3}$ situam-se na faixa onde o desgaste é menos intenso da figura 7.23. De acordo com o estabelecido na literatura, no entanto, a relação $D_{SiC}/D_{M_7C_3}$ deveria demarcar o fim de região de desgaste menos intenso.

Na literatura relata-se que a transição entre desgaste moderado para desgaste severo (14,17,19) ocorre quando a relação entre a dureza do abrasivo e a dureza do carboneto supera o 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.

Os resultados da figura 7.23 mostram que nos materiais estudados a transição ocorre em torno do valor 2,5 para a relação D_{abr}/D_{mat} . Se este valor da transição fosse atribuído ao carboneto M_7C_3 , ele estaria se comportando como se tivesse dureza em torno de 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.

O decréscimo da taxa de desgaste com o aumento da relação D_{abr}/D_{mat} na figura 7.23 indica que quanto maior a dureza do material maior a taxa de desgaste refletindo a influência da austenita retida, como já foi discutido anteriormente.

7.3.2. Ligas com 1,2% de manganês

Os resultados dos ensaios de desgaste para as ligas com 1,2% de manganês foram semelhantes aos obtidos nas ligas com 0,6% daquele elemento. A tabela VII.11 mostra as taxas de desgaste para os dois abrasivos empregados.

Tabela VII.11. Taxa de desgaste para as ligas com 1,2% de manganês. Abrasivos SiC e sílex, 80 μm .

Temp. de Austenitização ($^{\circ}\text{C}$)	Taxa de desgaste ($\times 10^{-5}$)		(D_{abr_s}/D_{mater})	
	SiC	Sílex	SiC	Sílex
950	4,27	0,86	3,71	1,50
1050	3,64	0,86	4,43	1,79
1150	2,85	0,69	6,78	2,63

As figuras 7.24. a 7.26 mostram, respectivamente, a variação da taxa de desgaste com a temperatura de austenitização, a macrodureza e a porcentagem de austenita retida. A figura 7.27 mostra a variação da taxa de desgaste com a relação $(D_{abr_sivo}/D_{material})$.

7.3.3. Ligas com 1,8% de manganês

Os resultados dos ensaios de desgaste para as ligas com 1,8% de manganês foram semelhantes aos obtidos nas ligas com 0,6 e 1,2% daquele elemento. A tabela VII.12 mostra as taxas de desgaste para os dois abrasivos empregados.

Tabela VII.12. Taxa de desgaste para as ligas com 1,8% de manganês. Abrasivos SiC e Sílex, 80 μm .

Temp. de Austenitização ($^{\circ}\text{C}$)	Taxa de desgaste ($\times 10^{-5}$)		(D_{abr}/D_{mat})	
	SiC	Sílex	SiC	Sílex
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	2,55

As figuras 7.28 a 7.30 mostram respectivamente a variação da taxa de desgaste com a temperatura de

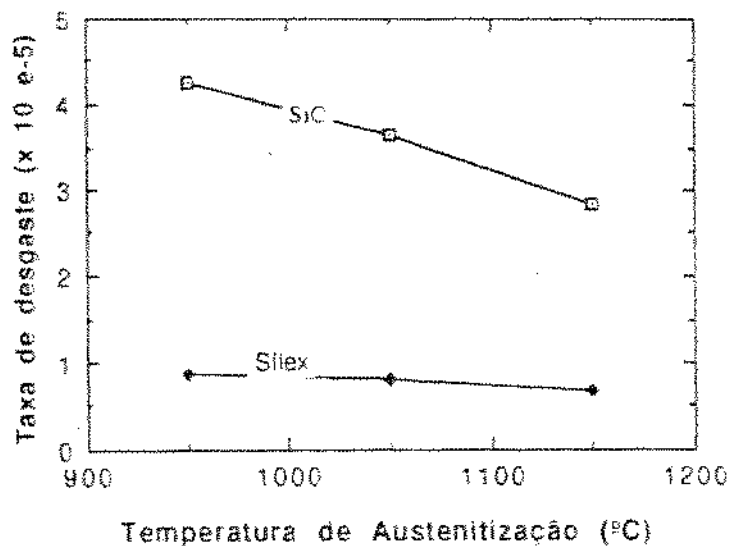


Figura 7.24. Taxa de desgaste com os abrasivos SiC e sílex em função da temperatura de austenitização para as ligas com 1,2% de manganês.

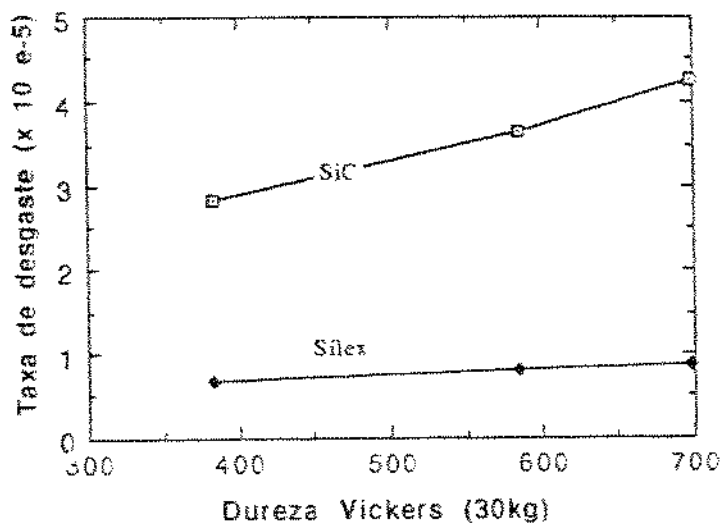


Figura 7.25. Taxa de desgaste com os abrasivos SiC e sílex em função da Macrodureza Vickers para as ligas com 1,2% de manganês.

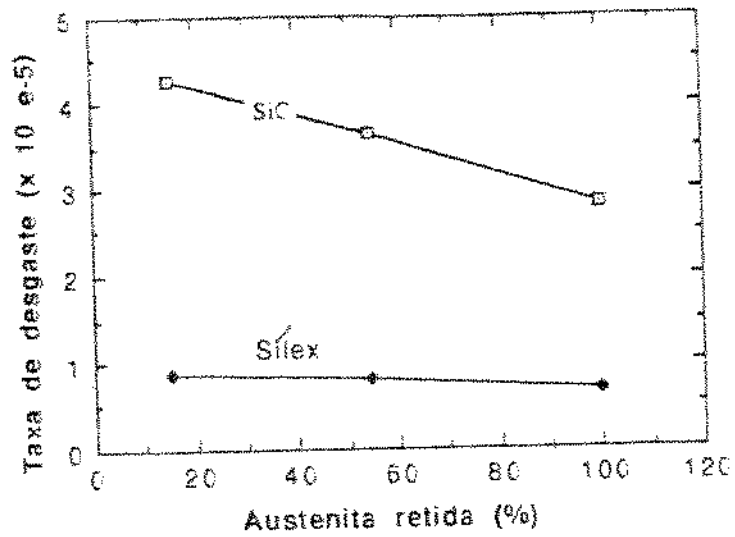


Figura 7.26. Taxa de desgaste com os abrasivos SiC e sílex em função da porcentagem de austenita para as ligas com 1,2% de manganês.

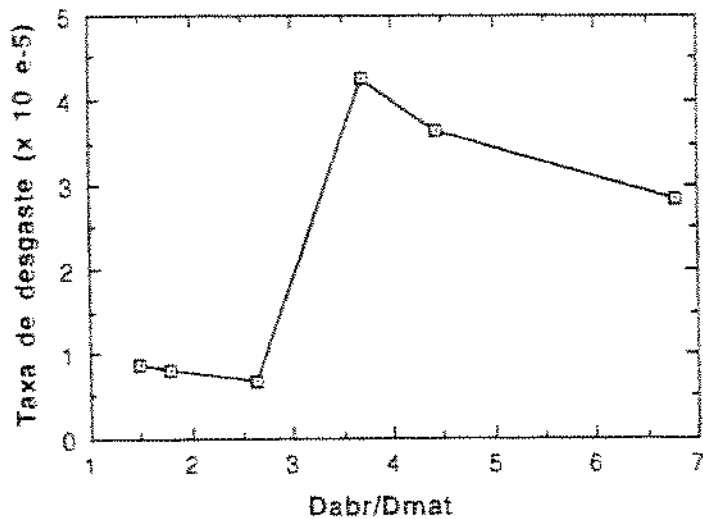


Figura 7.27. Taxa de desgaste com os abrasivos SiC e sílex em função da relação dureza do abrasivo e a dureza do material (D_{abr}/D_{mat}) para as ligas com 1,2% de manganês.

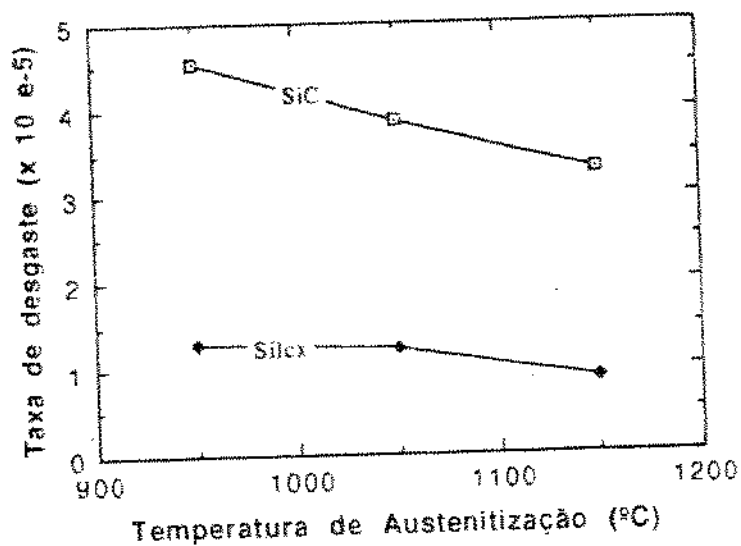


Figura 7.28. Taxa de desgaste com os abrasivos SiC e sílex em função da temperatura de austenitização para as ligas com 1,8% de manganês.

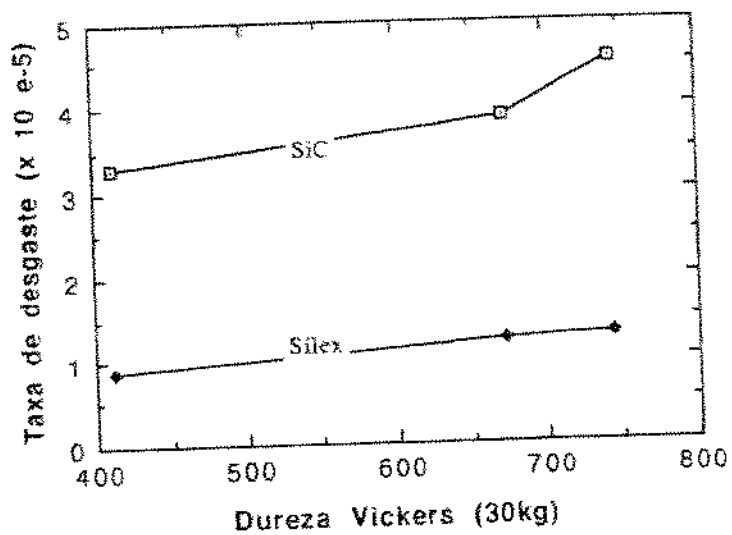


Figura 7.29. Taxa de desgaste com os abrasivos SiC e sílex em função da Macrodureza Vickers para as ligas com 1,8% de manganês.

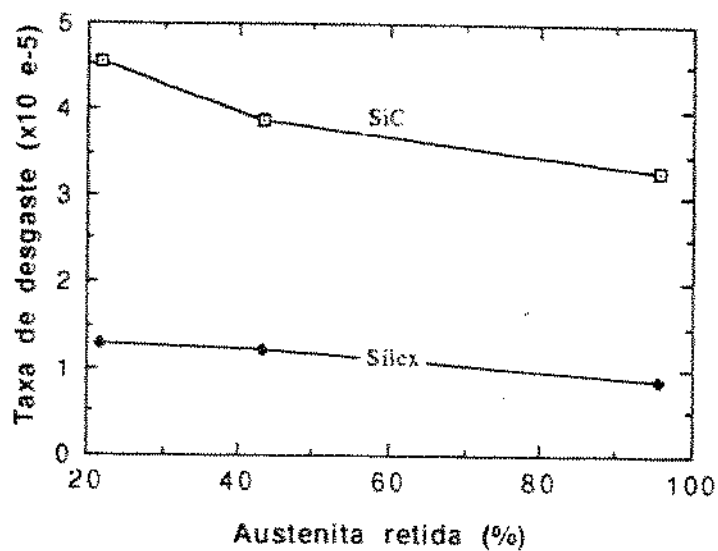


Figura 7.30. Taxa de desgaste com os abrasivos SiC e sílex em função da porcentagem de austenita para as ligas com 1,8% de manganês.

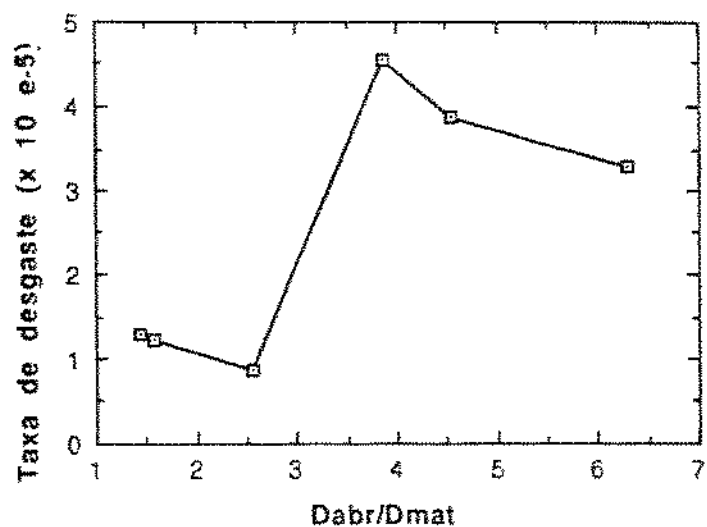


Figura 7.31. Taxa de desgaste com os abrasivos SiC e sílex em função da relação dureza do abrasivo e a dureza do material (D_{abr}/D_{mat}) para as ligas com 1,8% de manganês.

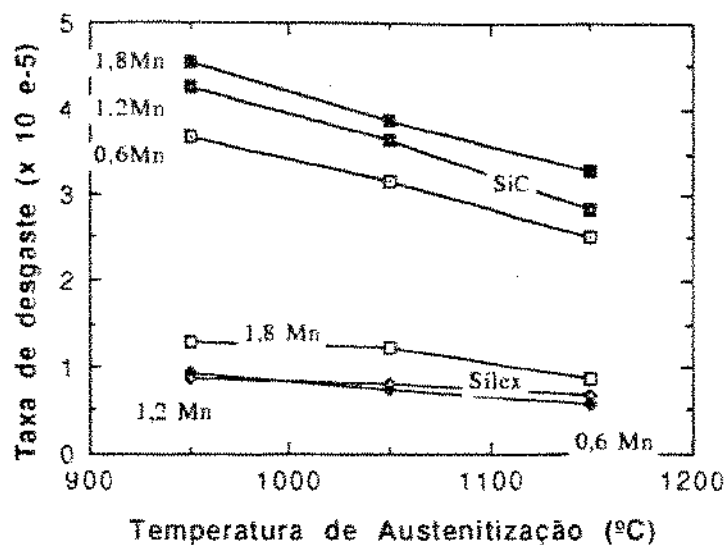


Figura 7.32. Taxa de desgaste com os abrasivos SiC e sílex em função da temperatura de austenitização para as ligas com 0,6; 1,2 e 1,8% de manganês.

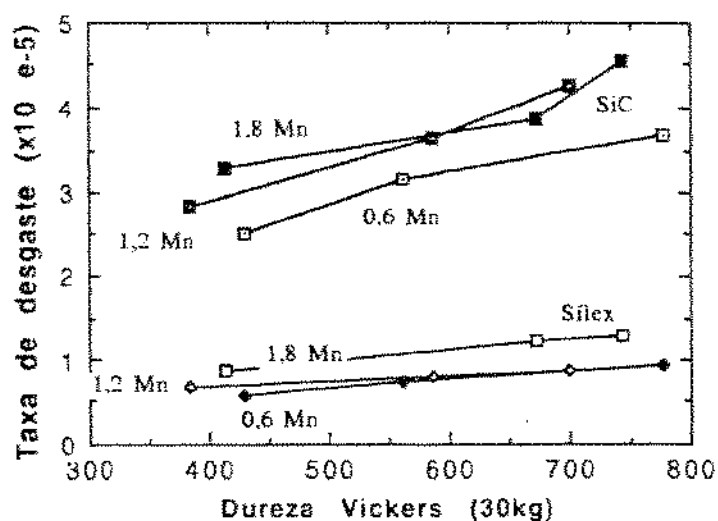


Figura 7.33. Taxa de desgaste com os abrasivos SiC e sílex em função da Macro dureza Vickers para as ligas com 0,6; 1,2; e 1,8% de manganês.

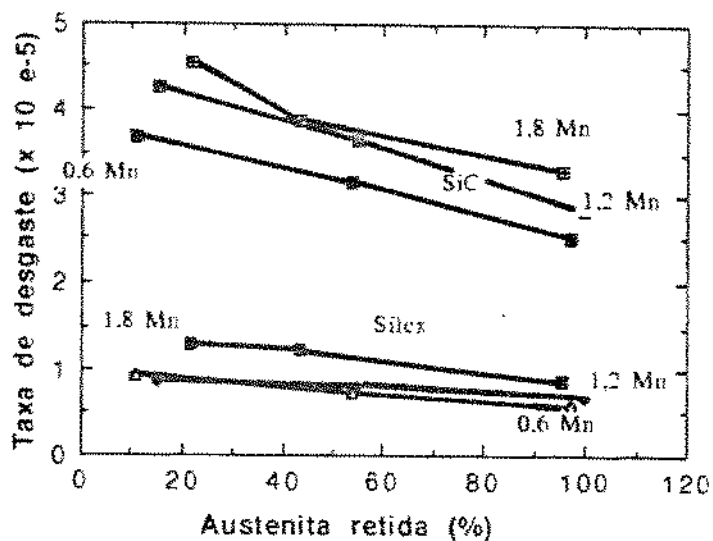


Figura 7.34. Taxa de desgaste com os abrasivos SiC e sílex em função da porcentagem de austenita para as ligas com 0,6; 1,2 e 1,8% de manganês.

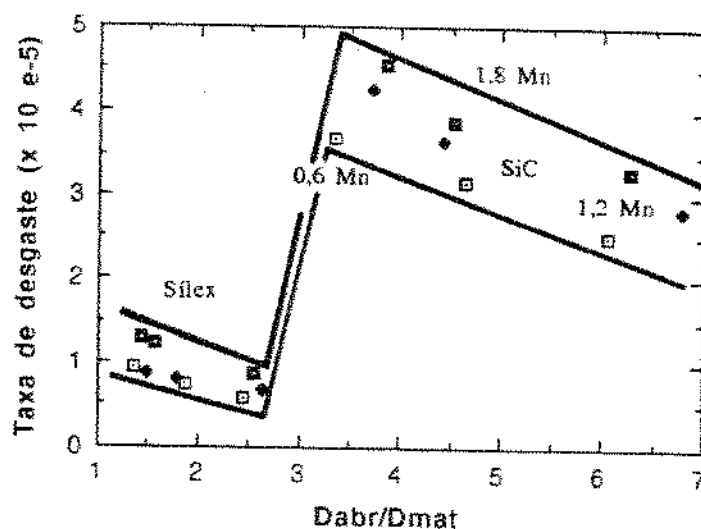


Figura 7.35. Taxa de desgaste com os abrasivos SiC e sílex em função da relação dureza do abrasivo e a dureza do material (D_{abr}/D_{mat}) para as ligas com 0,6; 1,2 e 1,8% de manganês.

austenitização, a dureza e a porcentagem de austenita retida. A figura 7.31 mostra a variação da taxa de desgaste com a relação ($D_{\text{abrasivo}}/D_{\text{material}}$). A comparação com as figuras correspondentes das outras ligas mostra um comportamento bastante semelhante.

As figuras 7.32 a 7.35 agrupam para as três ligas estudadas os resultados de taxa de desgaste em função da temperatura de austenitização, macrodureza, porcentagem de austenita retida e relação $D_{\text{abrasivo}}/D_{\text{material}}$.

Verifica-se que, em geral, a liga com 1,8% apresenta maior taxa de desgaste dentre as três ligas estudadas. Este comportamento se deve, provavelmente, a presença do manganês nos carbonetos como indicado na literatura (20).

Resumo

1. O estudo do desgaste da liga com 0,6% de manganês austenitizadas a 950; 1050 e 1150°C, no ensaio do pino com abrasivos SiC e sílex bem como os ensaios de riscamento com diamante, mostraram que:
 - 1.1. A elevação da temperatura de austenitização levou a uma diminuição progressiva da taxa de desgaste.
 - 1.2. Ao aumento da macrodureza correspondeu um aumento na taxa de desgaste.
 - 1.3. A elevação da porcentagem de austenita retida levou a uma diminuição da taxas de desgaste para os dois abrasivos empregados.
 - 1.4. Ocorreu microtrincamento de carbonetos e destacamento destes da matriz durante o riscamento do material austenítico.
 - 1.5. O escoamento no bordo do risco no material martensítico e menor que no austenítico.
 - 1.6. Ocorreu deformação dos carbonetos eutéticos no ensaio de riscamento.
 - 1.7. Sugere-se que a remoção do material na liga martensítica seja predominantemente por microcorte enquanto que na austenítica seja por microfadiga e microcorte devido encruado por passes sucessivos do abrasivo.

- 1.8. A transição desgaste suave/desgaste intenso ocorreu para $D_{abr}/D_{mat} = 2,5$ devido a presença de austenita retida.
 - 1.9. A taxa de desgaste decresce nas regiões de desgaste moderado e desgaste intenso à medida em que a relação D_{abr}/D_{mat} se eleva.
2. O estudo do desgaste da liga com 1,2 e 1,8% de manganês austenitizadas a 950; 1650 e 1150°C, no ensaio do pino com abrasivos SiC e sílex, mostrou que:
- 2.1. A elevação da porcentagem de austenita retida levou a diminuição da taxas de desgaste para os dois abrasivos empregados.
 - 2.2. A diferença das taxas de desgaste nos ensaios com os dois abrasivos empregados foi menor quando as matrizes eram austeníticas do que quando eram martensíticas.
 - 2.3. A transição desgaste suave/desgaste intenso ocorreu para $D_{abr}/D_{mat} = 2,5$.
 - 2.4. Comparando-se as três ligas estudadas a que apresentou maior taxa de desgaste foi a com 1,8% de manganês.

7.4. Amostras temperadas e revenidas

As amostras austenitizadas a 950; 1050 e 1150°C foram revenidas a 450; 500; 550 e 650°C por duas horas obtendo-se diferentes microestruturas e níveis de dureza, que foram correlacionados com as taxas de desgaste. As três ligas estudadas contendo 0,6; 1,2 e 1,8% de manganês, tiveram comportamento semelhante nos tratamentos térmicos e nos ensaios de desgaste. Em vista disto a análise detalhada dos resultados foi feita apenas para as ligas com 0,6% de manganês.

7.4.1. Liga com 0,6% Mn

A tabela VII.13 apresenta os resultados de micro e macrodureza Vickers, bem como da porcentagem de austenita retida medida por difração de raios X, para as ligas com 0,6% de manganês temperadas em óleo, em função da temperatura de revenido.

Tabela VII.13. Microdureza, macrodureza e porcentagem de austenita retida para as amostras temperadas e revenidas da liga com 0,6% de manganês

Temp. de Aust. (°C)	Temp. de Rev (°C)	Macro dureza Vickers	Micro dureza Vickers	Austenita Retida (%)
850	---	883+-8	---	6,0+-0,5
950	---	777+-9		11,0+-0,9
	450	705+-7	632+-23	5,0+-0,0
	500	-----	531+-29	0,0+-0,0
	550	562+-3	506+-16	0,0+-0,0
1050	650	378+-0	349+-22	0,0+-0,0
	---	561+-2	575+-43	54,0+-5,0
	450	580+-0	574+-48	57,0+-2,1
	500	730+-12	735+-28	5,0+-2,1
1150	550	621+-8	577+-31	0,0+-0,0
	650	420+-0	400+-18	0,0+-0,0
	---	429+-9	433+-37	97,0+-1,6
	450	424+-4	438+-20	91,0+-3,5
1150	500	422+-5	526+-50	99,0+-1,9
	550	664+-6	654+-22	0,0+-0,0
	650	439+-4	393+-16	0,0+-0,0

7.4.1.1. Austenitização a 950°C

Para as amostras austenitizadas a 950°C ocorreu um decréscimo progressivo da macrodureza com a elevação da temperatura de revenido, bem como eliminação da austenita retida a partir de 450°C, como se pode ver na figura 7.36.A.

A queda continua de dureza com a elevação da temperatura de revenido é, segundo Bain (21), característica de aços ferramenta contendo teores elevados de silício ou cromo, sem a presença de elementos fortes formadores de carbonetos como molibdênio ou vanádio. Bain verificou que, a elevação do teor de cromo levava ao aumento de resistência ao revenido dos aços, sendo que quando o teor deste elemento atingia 12% o aço passava a ter maior resistência ao amolecimento. Este efeito, de resistência ao amolecimento, verificado por Sinatora, Tschiptschin e Schon (22) em ferros fundidos brancos com 20% de cromo, não ocorreu na liga em estudo, (12% de cromo) devido, provavelmente, ao teor relativamente pequeno deste elemento na matriz.

O exame metalográfico revelou apenas martensita revenida em todas as amostras, com os carbonetos secundários cada vez mais coalescidos à medida em que se elevava a temperatura de revenido. As micrografias da figura 7.36.B e C ilustram as observações efetuadas.

Nota-se nas amostra austenitizada a 950° e revenida a 450°C que houve uma redução significativa da austenita retida em relação a amostra temperada. Isto se deve à sua transformação em martensita como verificado por Zmelgkas e Cohen para ligas 5Cr-1C e 12Cr-1,5C, semelhante á estudada neste trabalho (23). Entretanto, o aumento de dureza devido à transformação martensítica não compensou a diminuição da dureza da martensita anteriormente existente, resultando numa queda global de dureza. Nas outras temperaturas de revenido não se detectou a presença de austenita retida.

7.4.1.2 Austenitização a 1050°C

A macrodureza atingiu um máximo em torno de 500°C e a porcentagem de austenita retida decresceu continuamente com a elevação da temperatura de revenido para as amostras austenitizadas a 1050°C como mostram as figuras 7.37.A. O tratamento a 450°C levou ao revenido da martensita formada na têmpera. Já na amostra revenida a 500°C constatou-se a presença de martensita e martensita revenida. A 550°C a microestrutura é complexa sendo formada provavelmente por

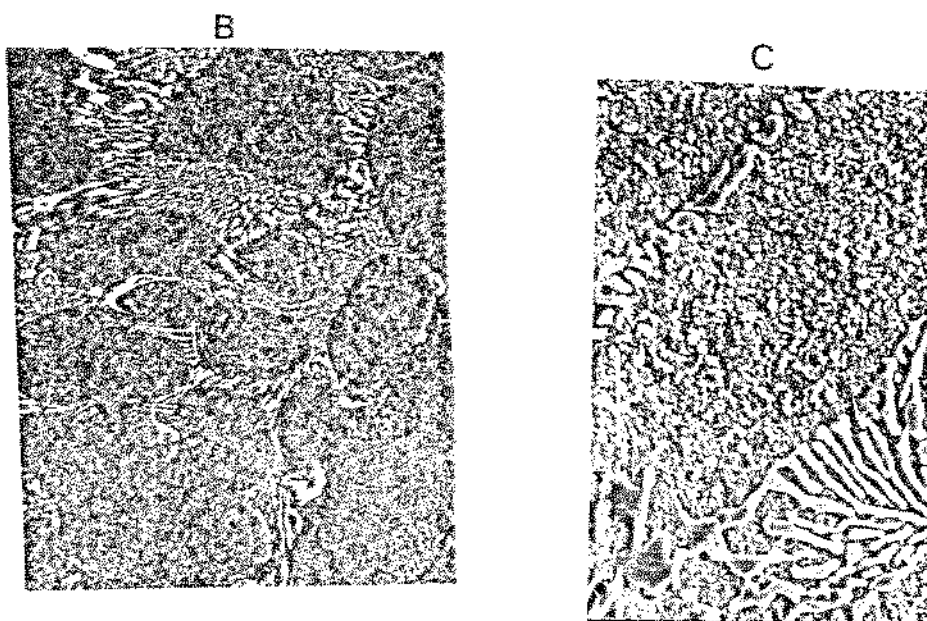
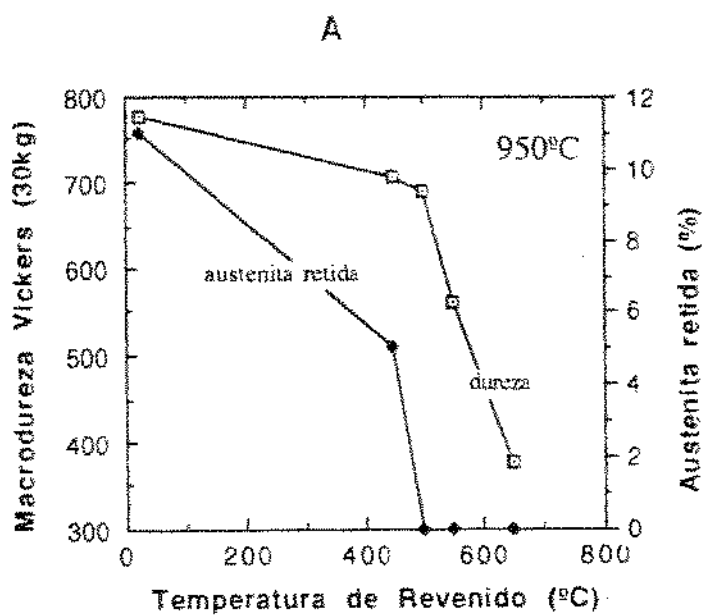


Figura 7.36 A) Porcentagem de austenita retida e macrodureza Vickers em função da temperatura de revenido para as ligas austenitizadas a 950°C. B) Micrografia ótica da amostra revenida a 650°C, 500X, Vilela. C) MEV. Liga com 0,6% manganês

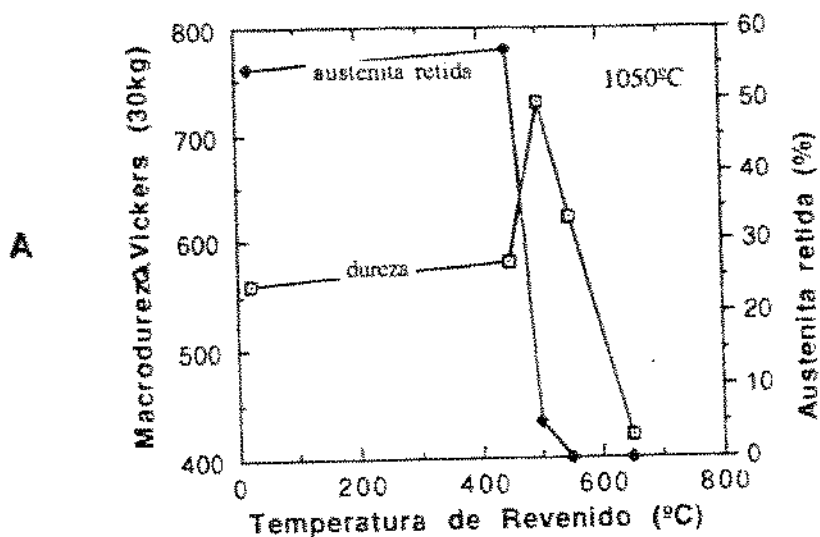
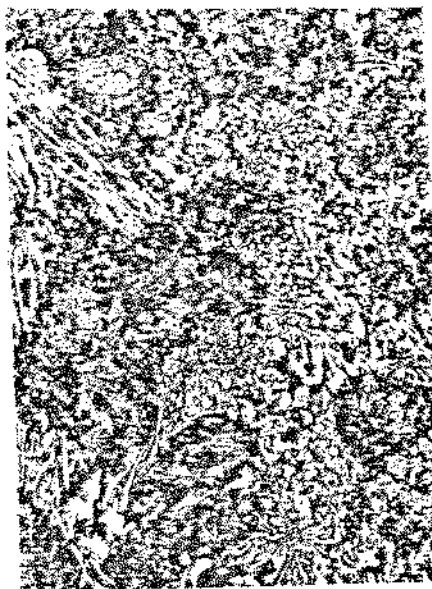
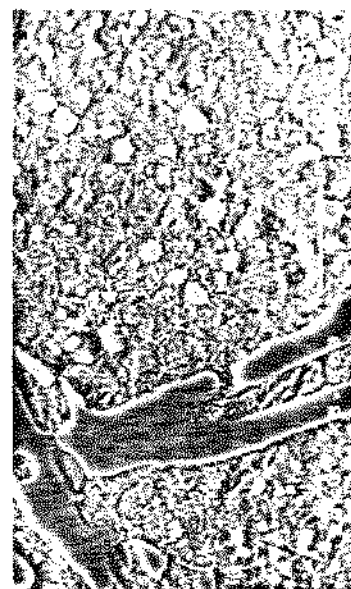
**B****C****D**

Figura 7.37. A) Porcentagem de austenita retida e macro dureza Vickers em função da temperatura de revenido para as ligas austenitizadas a 1050°C. Micrografias das amostras revenidas a B) 450°C (MEV). C) 550°C (ótica, 500X, Vilela) e D) 650°C (MEV). Ligas com 0,6% de manganês

martensita fortemente revenida, perlita e martensita fresca. Esta última embora não identificada deve estar presente devido a elevada microdureza (577 Vickers) da matriz. Na amostra revenida a 650°C constatou-se a presença de perlita e carbonetos esferoidizados mais ferrita, fruto do revenimento da martensita formada na têmpera.

Ao contrário do que ocorreu com as amostras austenitizadas a 950°C não houve transformação significativa da austenita retida a 450°C. A porcentagem desta manteve-se aproximadamente constante como pode ser visto na tabela VII.13. Isto pode ser devido a:

- 1 - Menor quantidade de superfície carboneto secundário-matriz reduzindo a quantidade de interfaces para retirada de carbono da austenita. Esta redução ocorreu uma vez que a elevação da temperatura de austenitização de 950 para 1050°C levou à diminuição da quantidade de carbonetos secundários formados e à elevação da distância média entre eles.
- 2 - Deslocamento da curva TTT de precipitação de carbonetos secundários à temperaturas subcríticas para tempos maiores. Isto devido ao aumento dos teores de cromo e carbono na matriz com a elevação da temperatura de austenitização de 950 para 1050°C.

A estes dois fatores se opõe a elevação do potencial termodinâmico para a reação de precipitação de carbonetos secundários a 450° para a amostra austenitizada a 1050 em relação a amostra austenitizada a 950°C, entretanto os fatores cinéticos prevaleceram tornando a decomposição da austenita retida mais lenta na liga com maiores teores de carbono e cromo na dendrita. Este resultado é semelhante ao observado por Zmelgkas e Cohem (23) que não verificaram transformação da austenita retida nesta temperatura para um aço com 12Cr e 1,5C.

A 500°C a maior parte da austenita retida se transformou em martensita compensando largamente a diminuição da dureza devido ao revenido da martensita formada na têmpera, resultando em substancial aumento de dureza que pode ser visto na figura 7.36. Potapova e colaboradores (24) bem como Parks (25) estudando ferros fundidos brancos com teores mais elevados de cromo e carbono que os analisados neste trabalho, também observaram um máximo de dureza em torno desta temperatura.

Na temperatura de 550°C ocorreu a total transformação da austenita retida mas o decréscimo de dureza devido ao revenimento da martensita formada na têmpera foi maior do que o ganho de dureza devido a formação de perlita e martensita fresca resultando numa diminuição global de dureza em relação ao revenido a 500°C.

A 650° formou-se um eutetóide, atingindo a dureza seu nível mais baixo, não se observando austenita retida. A decomposição da austenita retida em eutetóide e não em carboneto secundário e austenita de baixo carbono (que no posterior resfriamento se transforma em martensita) pode se dever a uma mudança de mecanismo com o superresfriamento.

Para menores superresfriamentos (maior temperatura de revenido) o crescimento conjunto da ferrita e do carboneto parece ser cineticamente mais favorável que o crescimento divorciado que leva a formação de carbonetos esferoidizados típico de temperaturas de revenido mais baixas (maiores superresfriamentos). Maratray (17), num extenso trabalho sobre o revenido de ferros fundidos brancos com alto cromo apresentou evidências qualitativas da competição entre estas reações.

7.4.1.3 Austenitização a 1150°C

Para estas amostras a evolução da macro e microdureza foi qualitativamente semelhante a das ligas austenitizadas a 1050°C, como se vê na figura 7.37.A.

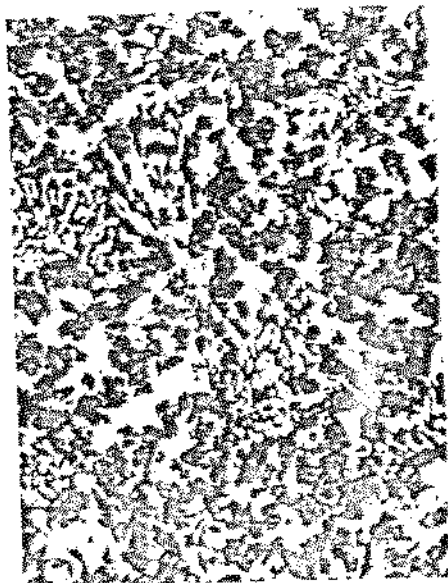
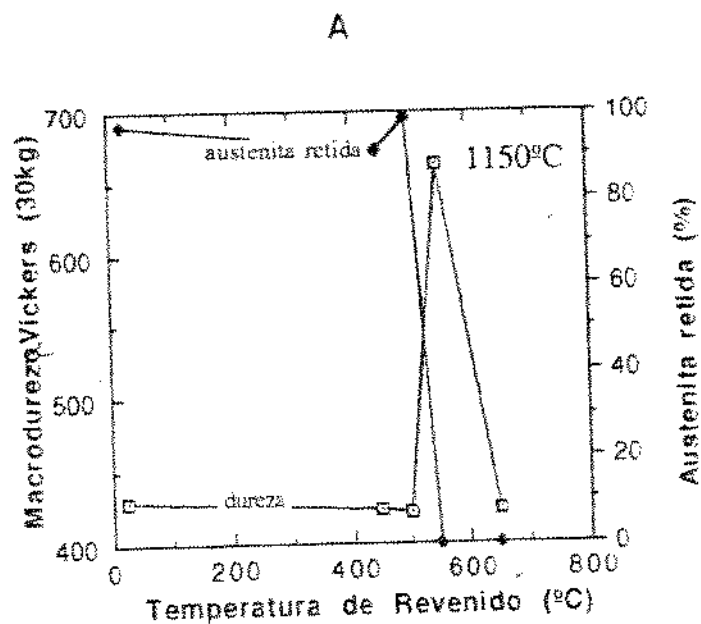
A microestrutura das amostras não se alterou significativamente a 450 e 500°C em relação a amostra temperada. Na temperatura de 550°C a austenita retida se transformou em martensita e perlita. A amostra atingiu a dureza mais elevada dentre as amostras austenitizadas a 1150°C., embora a presença de perlita tenha indicado que a máxima dureza no revenido deva estar entre 500 e 550°C.

A 650°C ocorreu a transformação da austenita em perlita. As microestruturas da ligas austenitizadas a 1150°C e revenidas podem ser observadas na figura 7.38.

As microdurezas da perlita, 393 Vickers, e da austenita, 430 Vickers, são compatíveis com os encontrados na literatura e relatados no capítulo 3.

7.4.1.4 Comparação dos resultados de austenitização a 950, 1050 e 1150°C

Considerando-se as amostras austenitizadas nas temperaturas de 950; 1050 e 1150°C, verificou-se que a decomposição da austenita retida se tornava progressivamente mais difícil com a elevação da temperatura de austenitização. Nas amostras austenitizadas a 950°C a austenita retida foi totalmente decomposta no revenido a 450°C. Nas amostras austenitizadas a 1050°C ela foi



B



C

Figura 7.38 A) Porcentagem de austenita retida macro dureza Vickers em função da temperatura de revenido para as ligas austenitizadas a 1150°C. Micrografias das amostras revenidas a: B) 500°C (ótica, 500X, Vilela); C) 650°C (MEV). Ligas com 0,6% de manganês

eliminada quase que completamente no revenido a 500°C, enquanto que nas amostras austenitizadas a 1150°C a austenita retida permaneceu completamente estável até 500°C. Pode-se verificar este fato na tabela VII.13. Uma outra forma de se evidenciar os fatos acima é se calcular a porcentagem de austenita que se transformou no revenido a 500°C em relação a porcentagem de austenita após a têmpera como indicado na tabela VII.14.

Tabela VII.14. Austenita retida após a têmpera (A_T), Austenita retida a 500°C (A_{500}) e porcentagem de austenita que não se transformou $(A_T - A_{500})/A_T$, para a liga com 0,6% de manganês

Variável	Têmpertura de Austenitização (°C)		
	950	1050	1150
$A_T(\%)$.	11	54	97
$A_{500}(\%)$	0	5	99
$(A_T - A_{500})/A_T(\%)$	100	10	0

Pode-se verificar que nenhuma austenita retida formada a 1150°C se transformou no revenido a 500°C enquanto os percentuais de austenita transformada caem para 90 e zero respectivamente para as austenitizações a 1050 e 950°C indicando o deslocamento das curvas de transformação isotérmica da austenita retida para tempos maiores. O valor mais elevado da porcentagem de austenita retida a 550°C em relação ao observado após têmpera, para as amostras austenitizadas a 1150°C, se deve, provavelmente, às heterogeneidades do material fundido.

Quanto às transformações da austenita retida o que se evidenciou, neste trabalho foi que duas reações ocorrem em distintas faixas de temperatura. Na liga austenitizada a 1150°C e revenida a 550°C a austenita retida originou carbonetos secundários ficando mais pobre em carbono. Esta se transformou em martensita no resfriamento subsequente ao revenido. A 650°C a austenita retida sofreu uma transformação eutetóide. Estas reações parecem ter sido deslocadas para temperaturas de revenido menores à medida em que a temperatura de austenitização foi diminuída de 1150 para 1050°C. Neste caso, o revenido a 550°C já leva a formação de perlita e a precipitação de carbonetos fica deslocada para 500°C.

7.4.2 Amostras têmperadas e revenidas - ligas com 1,2% Mn

A tabela VII.15 e as figuras 7.39 mostram que para as ligas com 1,2% de manganês a evolução da porcentagem de austenita retida e da dureza com a temperatura de revenido foi semelhante a observada nas ligas com 0,6% de manganês.

Tabela VII.15. Microdureza e porcentagem de austenita retida para as amostras têmperadas e revenidas da liga com 1,2% de manganês

Temp. de Aust. (°C)	Temp. de Rev (°C)	Macrodur. Vickers	Austenita Retida (%)
850	---	855+-9	5,0+-1,0
950	---	699+-22	15,0+-5,0
	450	681+-6	15,0+-2,0
	550	526+-0	0,0+-0,0
	650	371+-0	0,0+-0,0
1050	---	586+-8	55,0+-5,0
	450	580+-0	61,0+-2,0
	550	658+-3	0,0+-0,0
	650	371+-0	0,0+-0,0
1150	---	383+-8	100,0+-0,0
	450	380+-4	95,0+-8,0
	550	637+-9	35,0+-3,0
	650	444+-3	0,0+-0,0

Comparando-se os dados de austenita retida da tabela VII.15 com os da tabela VII.13 verifica-se que a elevação da porcentagem de manganês de 0,6 para 1,2 não provocou alterações de monta. Somente para a amostra de 1,2% de manganês austenitizada a 1150 e revenida a 550°C é que se verificou maior porcentagem de austenita retida que na com 0,6% de manganês, possivelmente devido ao efeito estabilizador da austenita deste elemento.

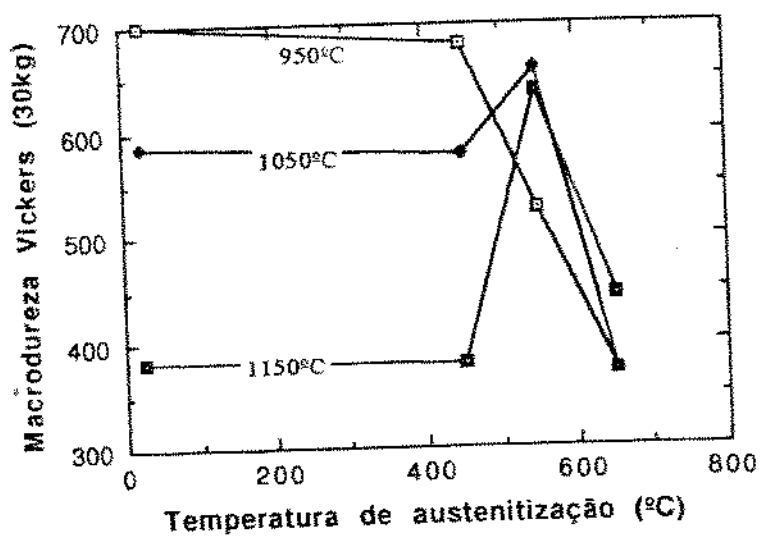
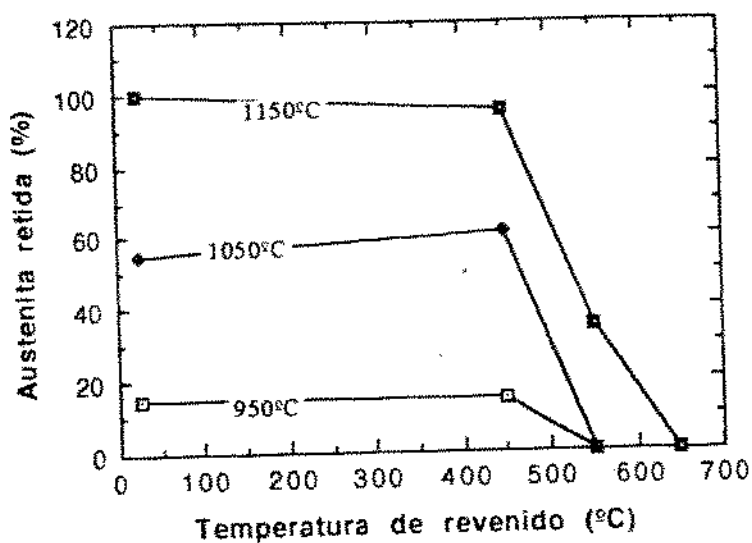


Figura 7.39 A) Porcentagem de austenita retida e B) macro dureza Vickers em função da temperatura de revenido para as ligas austenizadas a 950, 1050 e 1150°C. Ligas com 1,2% de manganês

7.4.3 Liga com 1,8% Mn

A tabela VII.16 e as figuras 7.40 mostram que para as ligas com 1,8% de manganês a evolução da porcentagem de austenita retida e da dureza com a temperatura de revenido foi semelhante a observada nas ligas com 0,6 e 1,2% de manganês.

Tabela VII.16. Microdureza e porcentagem de austenita retida para as amostras temperadas e revenidas da liga com 1,8% de manganês

Temp. de Aust. (°C)	Temp. de Rev (°C)	Macrodur. Vickers	Austenita Retida (%)
850	---	744+-16	33,0+-3,0
950	---	734+-42	22,0+-4,0
	450	626+-9	8,0+-2,0
	550	582+-5	1,0+-1,0
	650	378+-0	0,0+-0,0
1050	---	672+-33	43,2+-12,0
	450	654+-9	20,0+-1,0
	550	660+-7	7,0+-1,0
	650	371+-0	0,0+-0,0
1150	---	413+-1	96,0+-2,0
	450	424+-12	92,0+-4,0
	550	520+-9	47,0+-7,0
	650	373+-3	0,0+-0,0

Comparando-se os dados da tabela VII.16 com os da tabela VII.13 e VII.15 verifica-se que nas amostras com 1,8% de manganês há mais austenita retida para as amostras austenitizadas a 850 e 950°C do que para as amostras correspondentes das ligas com 0,6 ou 1,2% daquele elemento. Um resultado não esperado foi a porcentagem de austenita retida após tempera da amostra austenitizada a 1050°C que apresentou valores médios menores que nas ligas com 0,6 ou 1,2% de manganês. Entretanto é a amostra com maior dispersão nas medidas.

Nas amostras revenidas o manganês no teor de 1,8% pareceu contribuir decisivamente para a estabilidade da austenita retida. São evidências neste sentido a constatação

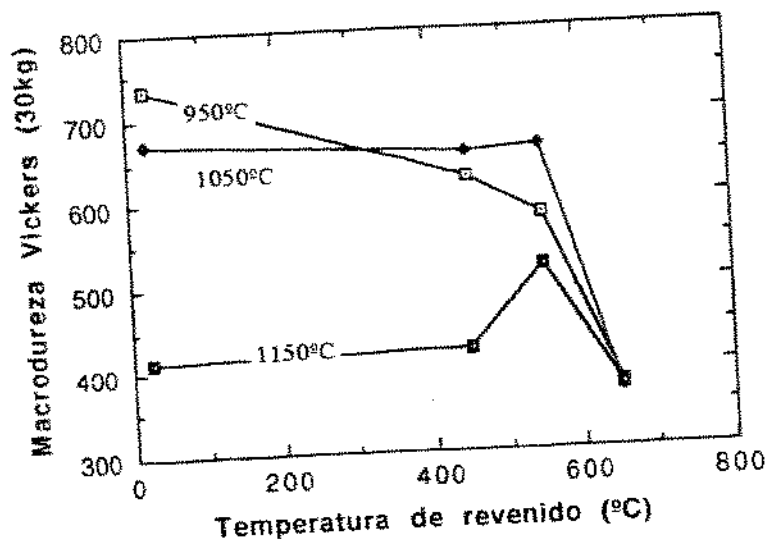
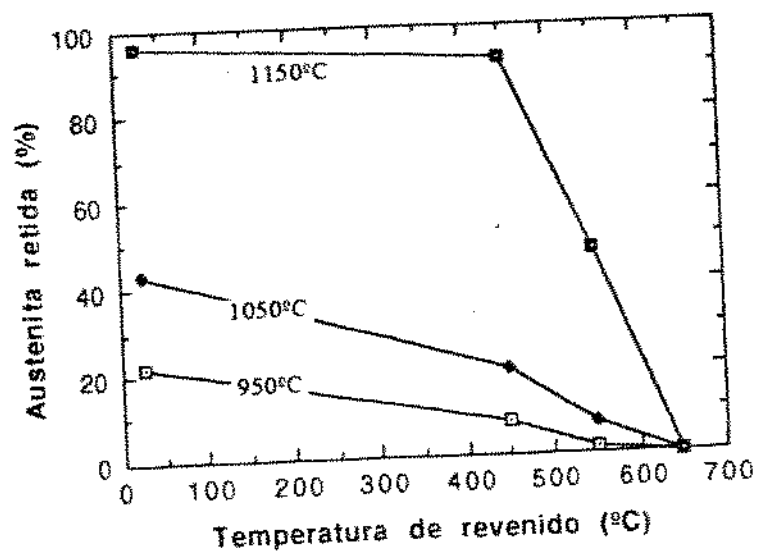


Figura 7.40 A) Porcentagem de austenita retida e B) macro dureza Vickers em função da temperatura de revenido para as ligas austenitizadas a 950, 1050 e 1150°C. Ligas com 1,8% de manganês.

da presença deste constituinte nas amostras austenitizadas a 950 e 1050°C e revenidas a 550°C. Por sua vez, para as outras duas ligas nesta temperatura de revenido a austenita retida havia sido eliminada.

Resumo

1. O revenido das amostras austenitizadas a 950°C da liga com 0,6% de manganês levou a:
 - 1.1. Progressivo decréscimo de macrodureza bem como da microdureza da matriz.
 - 1.2. Eliminação da austenita retida no revenido a 450°C.

2. O revenido das amostras austenitizadas a 1050°C da liga com 0,6% de manganês levou ao:
 - 2.1. Aparecimento de um pico de dureza a 500°C.
 - 2.2. A Retenção de cerca de 10% da austenita retida na têmpera a 500°C

3. O revenido das amostras austenitizadas a 1150°C da liga com 0,6% de manganês levou ao:
 - 3.1. Aparecimento de um pico de dureza a 550°C.
 - 3.2. Retenção de cerca de 100% da austenita retida na têmpera a 500°C.

4. Da comparação do revenido das amostras austenitizadas nas temperaturas de 950; 1050 e 1150° verificou-se que:
 - 4.1. Toda a austenita retida formada a 1150°C ainda se mantinham no revenido a 500°C enquanto estes percentuais caíam para 10 e zero respectivamente para as austenitizações a 1050 e 950°C.
 - 4.2. Havia competição entre a decomposição da austenita retida por reação por crescimento conjunto e crescimento divorciado, prevalecendo a primeira na temperatura de revenido de 650°C.

5. O revenido das amostras austenitizadas a 950°C da liga com 1,2% de manganês levou ao:

- 5.1. Progressivo decréscimo de macrodureza bem como da microdureza da matriz.
- 5.2. Eliminação da austenita retida no revenido a 550°C.
6. O revenido das amostras austenitizadas a 1050°C da liga com 1,2% de manganês levou ao:
 - 2.1. Aparecimento de um pico de dureza a 550°C.
 - 2.2. Eliminação da austenita retida a 550°C.
7. O revenido das amostras austenitizadas a 1150°C da liga com 1,2% de manganês levou ao:
 - 7.1. Aparecimento de um pico de dureza a 550°C.
 - 7.2. Retenção de cerca de 35% da austenita retida na têmpera a 550°C .
8. Da comparação do revenido das amostras das ligas com 0,6 e 1,2% de manganês verificou-se que:
 - 8.1. O aumento do teor de manganês elevava a estabilidade da austenita na amostra austenitizada a 1150°C e revenida a 550°C.
9. O revenido das amostras austenitizadas a 950°C da liga com 1,8% de manganês levou ao:
 - 9.1. Progressivo decréscimo de macrodureza bem como da microdureza da matriz.
 - 9.2. Eliminação da austenita retida no revenido somente a 650°C.
10. O revenido das amostras austenitizadas a 1050°C da liga com 1,8% de manganês levou a:
 - 10.1. Aparecimento de um pico de dureza a 550°C.
 - 10.2. Eliminação da austenita retida a 650°C.
11. O revenido das amostras austenitizadas a 1150°C da liga com 1,8% de manganês levou ao:
 - 11.1. Aparecimento de um pico de dureza a 550°C.
 - 11.2. Retenção de cerca de 47% da austenita retida na têmpera a 550°C .

12. Da comparação do revenido das amostras das ligas com 0,6; 1,2 e 1,8% de manganês verificou-se que:

12.1. O aumento do teor de manganês elevou a estabilidade da austenita no revenido.

7.5 Ensaios de desgaste das amostras temperadas e revenidas

Os ensaios de desgaste das amostras temperadas e revenidas buscaram verificar a relação entre taxa de desgaste, microestrutura e dureza, quando a matriz apresenta outros microconstituintes que não a martensita e a austenita obtidos na têmpera.

7.5.1. Liga com 0,6% de manganês

A tabela VII.17 mostra as taxas de desgaste bem como a relação entre a dureza do abrasivo e a dureza do material em função das temperaturas de revenido para as ligas com 0,6% de manganês, austenitizadas a 950, 1050 e 1150°C, revenidas a 450, 550 e 650°C para os abrasivos, carboneto de silício e sílex.

Tabela VII.17. Taxa de desgaste e relação entre dureza do abrasivo e dureza do material para as amostras da liga com 0,6% de manganês ensaiadas com SiC e Sílex 80 μm

Temperatura (°C)		Taxa de desgaste ($\times 10^{-5}$)		Dabr/Dcarb	
Têmpera	Revenido	SiC	Sílex	SiC	Sílex
950	---	3,76	0,94	3,34	1,35
	450	4,79	1,26	3,68	1,48
	550	5,54	1,73	5,13	1,87
	650	6,53	3,41	7,44	3,01
1050	---	3,17	0,74	4,63	1,87
	450	3,64	1,24	4,48	1,81
	550	4,67	1,50	4,18	1,69
	650	5,62	2,06	6,19	2,62
1150	---	2,53	0,59	6,06	2,44
	450	3,17	0,59	6,13	2,48
	550	4,95	1,43	3,92	1,58
	650	6,92	2,07	5,92	2,39

As figuras 7.41.A, B e C mostram que a taxa de desgaste aumenta com a temperatura de revenido para as três temperaturas de austenitização empregadas. Este resultado difere do obtido por Zum-Gahr (13) que não identificou variação sistemática na taxa de desgaste em função da

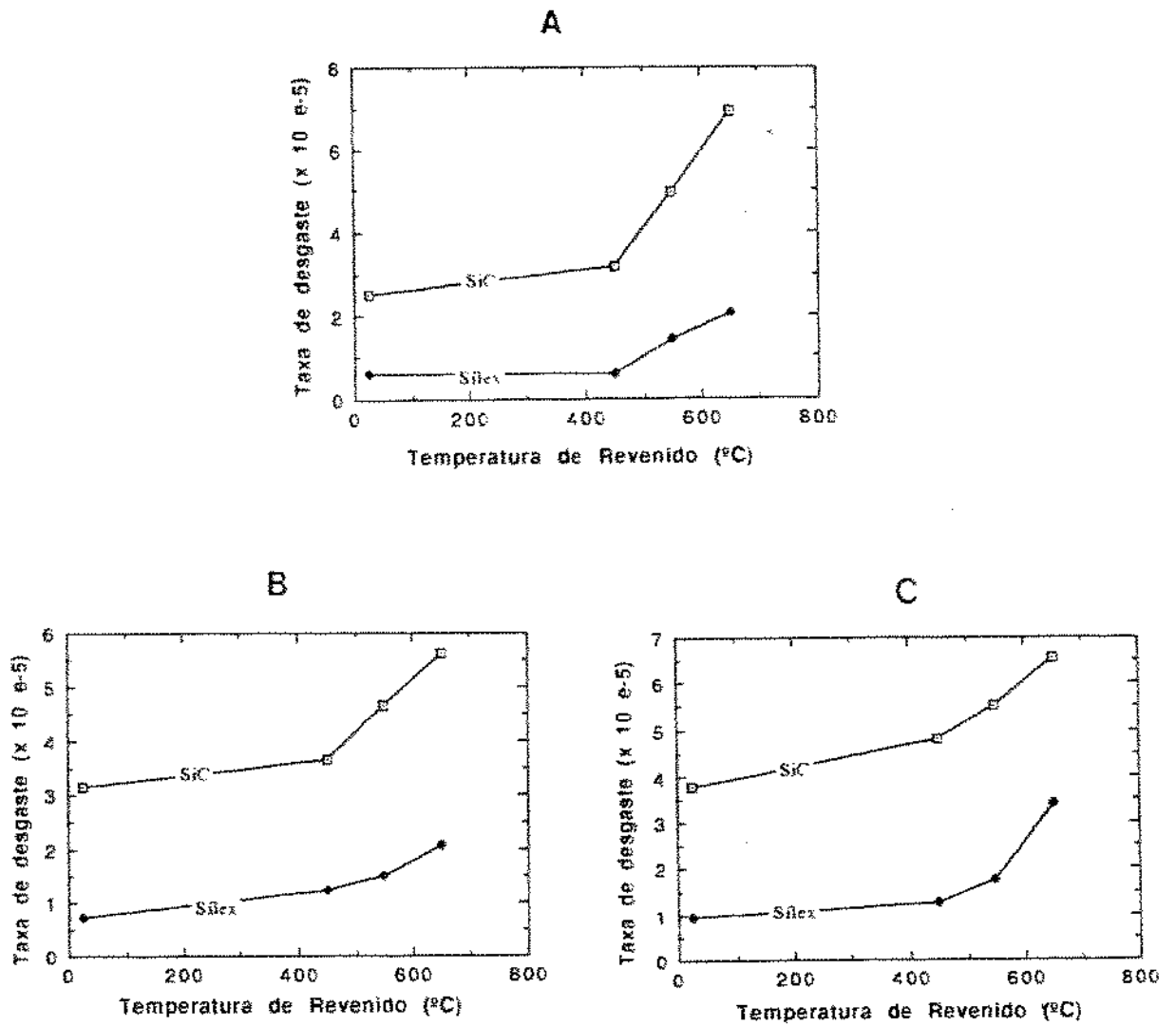


Figura 7.41 Taxa de desgaste em função da temperatura de revenido para as ligas austenitizadas a A) 950, B) 1050 e C) 1150°C. Ligas com 0,6% de manganês

temperatura de revenido para ferros fundidos brancos com 12% de cromo e 1,4% de carbono austenitizadas a 1000°C.

Na figura 7.42 apresentam-se as variações da taxa de desgaste em função da macrodureza. Na figura 7.42.A verifica-se que a taxa de desgaste aumenta com o decréscimo da macrodureza para as amostras austenitizadas a 950°C e revenidas. Esta variação é igual a geralmente citada na literatura. Ela corresponde a evolução da microestrutura da amostra temperada. A 450°C ocorreu a transformação da austenita retida na amostra temperada para martensita revenida, austenita retida e uma pequena porcentagem de martensita fresca. Na amostra revenida a 550°C tem-se martensita revenida e, uma pequena porcentagem de martensita fresca, e finalmente, na amostra revenida a 650°C martensita fortemente revenida (carbonetos esferoidizados + ferrita).

Tem-se, à medida em que se aumenta a temperatura de revenido, a diminuição da porcentagem de austenita retida, fase onde prevalece o microsulcamento em relação ao microrocorte, bem como queda de dureza da martensita devido ao revenido, ambos os fatores levando ao aumento da taxa de desgaste. A pequena quantidade de martensita fresca que se forma nos revenidos a 450 e 550°C não compensa as mudanças de microestrutura acima de modo a diminuir a taxa de desgaste.

A taxa de desgaste decresce e depois aumenta em função da macrodureza para as amostras temperadas e revenidas após austenitização a 1050°C, como se vê na figura 7.42.B. A mesma forma de variação da taxa de desgaste com a dureza ocorreu para as amostras temperadas e revenidas austenitizadas a 1150°C como pode se ver na figura 7.41.C.

A comparação entre as figuras 7.15.A; 7.42.A,B ou C mostra que nos ferros fundidos brancos com alto cromo estudados neste trabalho a taxa de desgaste apresentou três comportamentos distintos quando cotejada contra a macrodureza. Isto ocorreu porque a dureza não é a variável capaz de explicar a mudança de comportamento do material, uma vez que as mudanças microestruturais são muito profundas com os tratamentos térmicos. Para níveis semelhantes de durezas tem-se microestruturas completamente diferentes onde, atuam micromecanismos de desgaste distintos.

Nas figuras 7.42 B e C os materiais mais moles (primeiro ponto a esquerda em cada gráfico) correspondem às estruturas revenidas a 650°C cuja matriz era constituída de carbonetos esferoidizados e ferrita (ou perlita). Estas microestruturas apresentam pequena resistência ao desgaste sendo consensual na literatura que devem ser evitadas em qualquer aplicação envolvendo desgaste abrasivo (1,2,18,19). Nas mesmas figuras os materiais mais duros correspondiam à estruturas de martensita fresca formada no resfriamento após

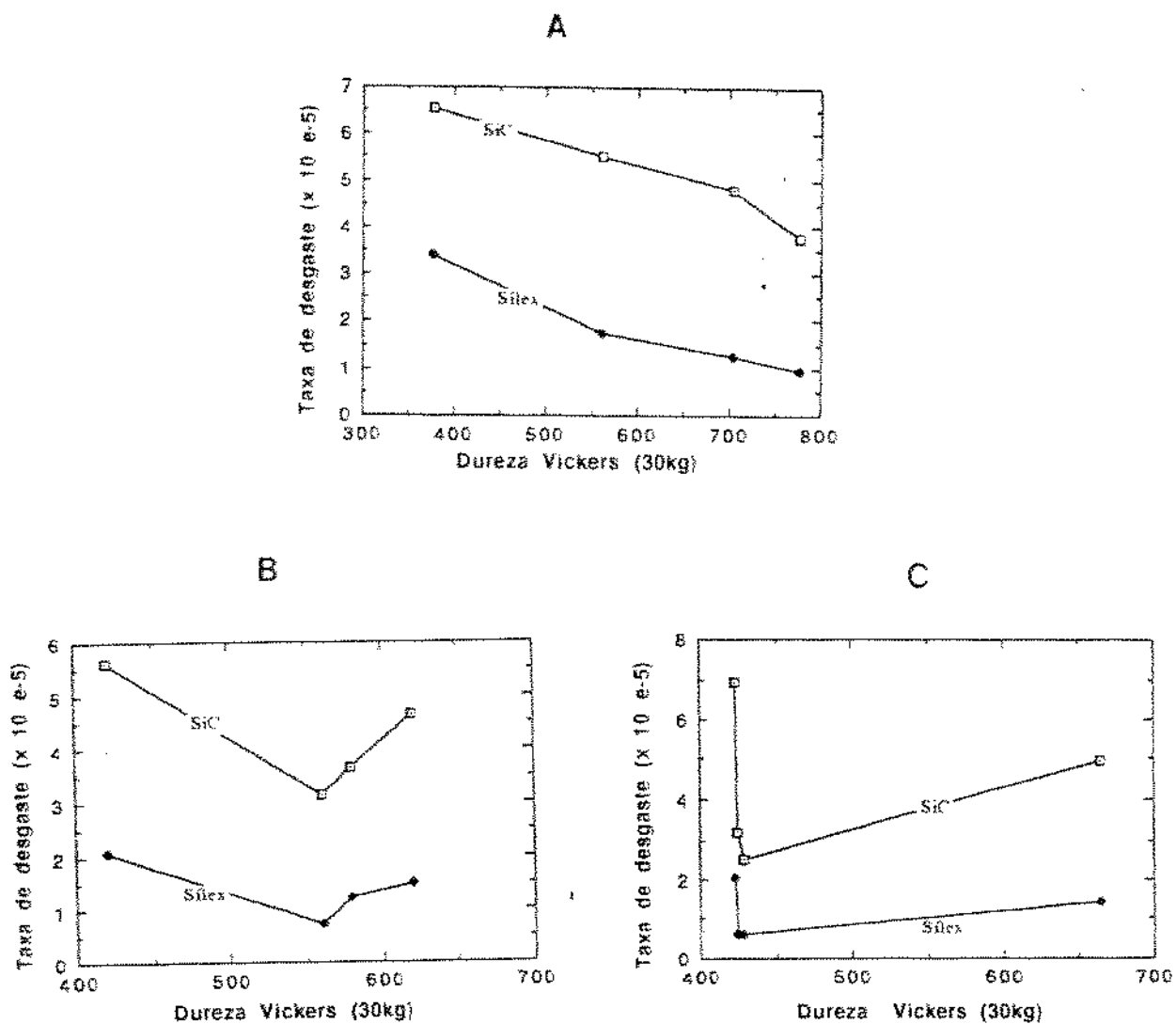


Figura 7.42 Taxa de desgaste em função da macrodureza Vickers para as ligas austenitizadas a A) 950, B) 1050 e C) 1150°C. Ligas com 0,6%.

revenido ou martensita fresca mais martensita revenida. Como se mostrou na discussão sobre as ligas apenas temperadas, as estruturas martensíticas nas condições experimentais aqui empregadas tinham menor resistência ao desgaste que as estruturas contendo de austenita retida. As amostras com austenita retida apresentavam dureza intermediária entre as revenidas a alta temperatura e as martensíticas. Elas apresentavam entretanto a maior resistência ao desgaste.

Pode-se apreciar de uma forma global a relação entre macrodureza e taxa de desgaste na figura 7.43 para todas as amostras da liga com 0,6% de manganês. A variação da taxa de desgaste em função da dureza não era monotônica. Havia pelo menos um ponto de mínima taxa de desgaste a partir do qual a taxa de desgaste se eleva para durezas maiores e menores.

Agrupando-se as amostras segundo suas características microestruturais, verificou-se que as matrizes ferríticas com carbonetos secundários apresentam a maior taxa de desgaste. Esta taxa diminuía com a elevação da dureza atingindo o mínimo para as matrizes austeníticas ou austeníticas com martensita fresca. A partir daí a taxa de desgaste aumentava com a elevação da dureza em amostras de matrizes martensíticas com perlita ou com austenita e martensita revenida.

Para se verificar a relação entre microestrutura e taxa de desgaste cotejou-se esta variável contra a porcentagem de austenita retida.

Nas figuras 7.44.A,B e C apresenta-se a taxa de desgaste em função da porcentagem de austenita retida para as amostras temperadas a 950, 1050 e 1150°C e revenidas a 450, 550 e 650°C. A tendência geral é de decréscimo da taxa de desgaste em função da porcentagem de austenita retida. Esta tendência fica mais clara quando se expressam numa única figura os resultados de taxa de desgaste em função da porcentagem de austenita retida tanto para as ligas temperadas como para as temperadas e revenidas. Este resultado pode ser visto na figura 7.45.

Usando-se a porcentagem de austenita retida para explicar a variação da taxa de desgaste pode-se visualizar melhor os resultados da figura 7.43.

Nas figuras 7.46.A e B foram representadas as variáveis taxa de desgaste e dureza para as amostras com e sem austenita retida, respectivamente. Verifica-se, na figura 7.46.A, que nas amostras sem austenita retida a taxa de desgaste cai com a elevação de dureza enquanto que para as amostras com austenita retida ocorre o inverso.

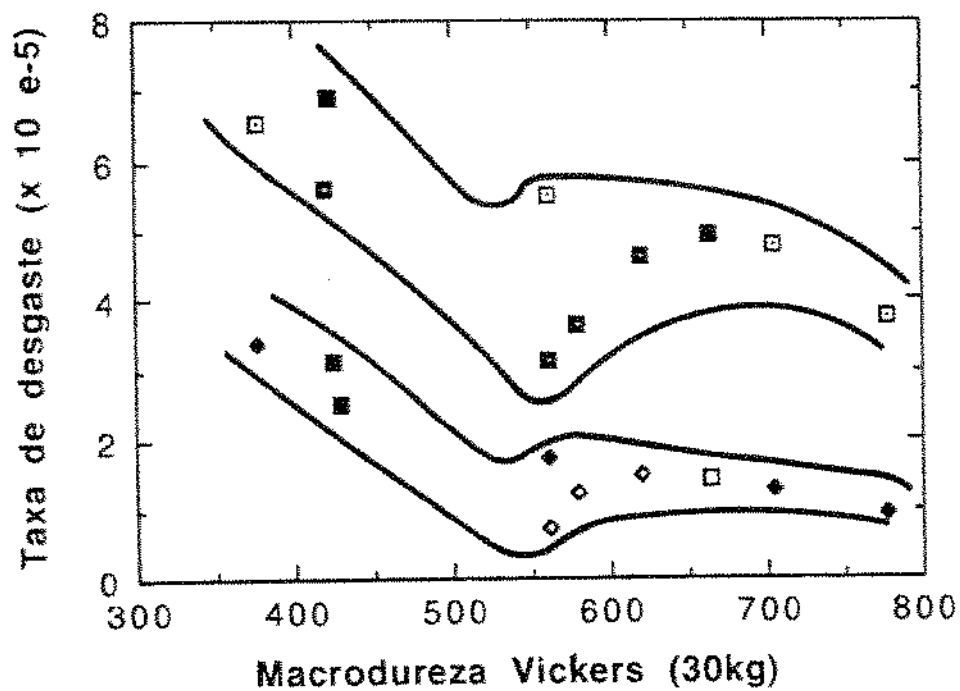


Figura 7.43 Taxa de desgaste em função da macro dureza Vickers para todas as amostras temperadas bem como temperadas e revenidas da liga com 0,6% de manganês.

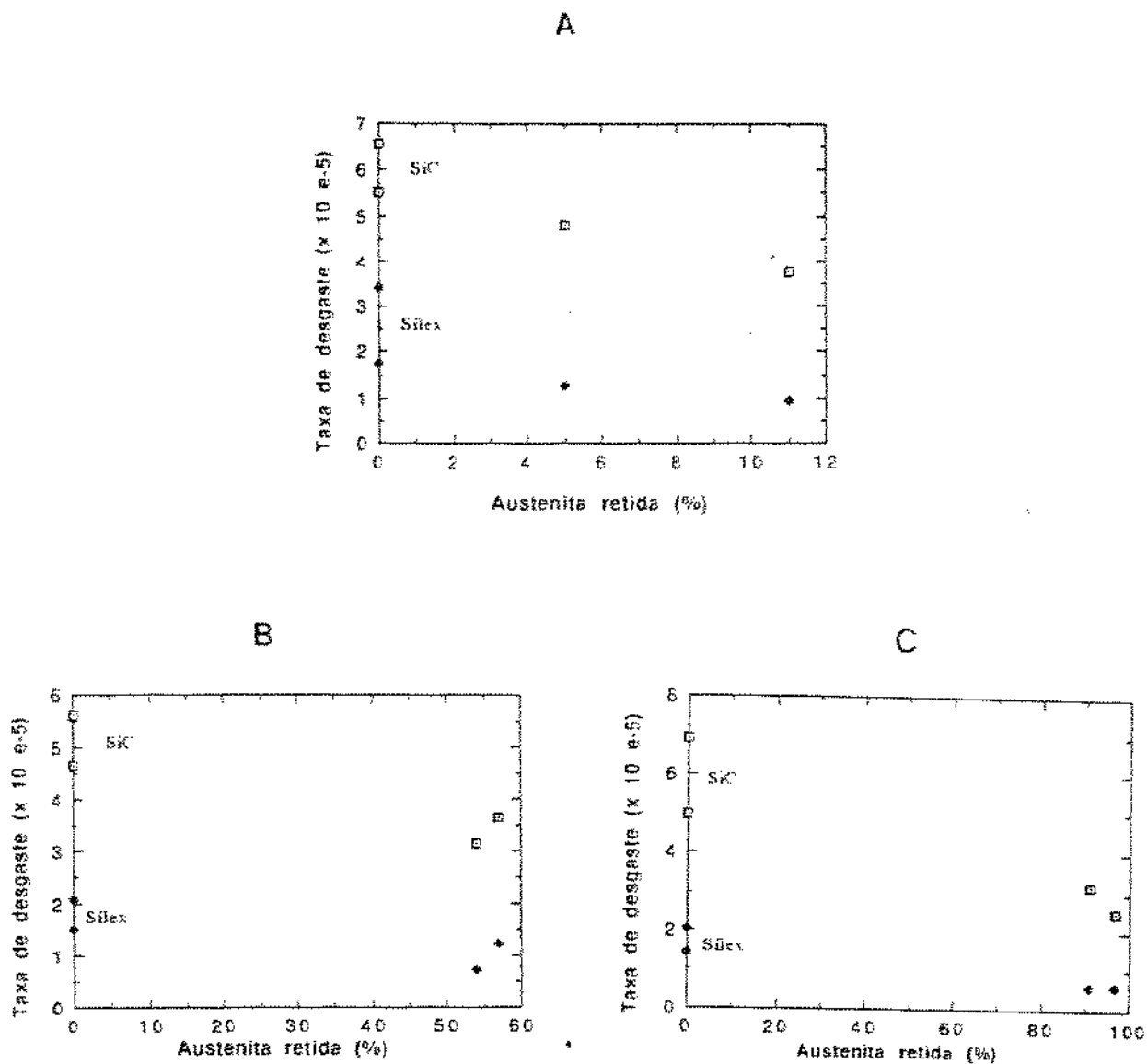


Figura 7.44 Taxa de desgaste em função da porcentagem de austenita retida para as ligas austenitizadas a A) 950, B) 1050 e C) 1150°C, temperadas e revenidas. Ligas com 0,6%.

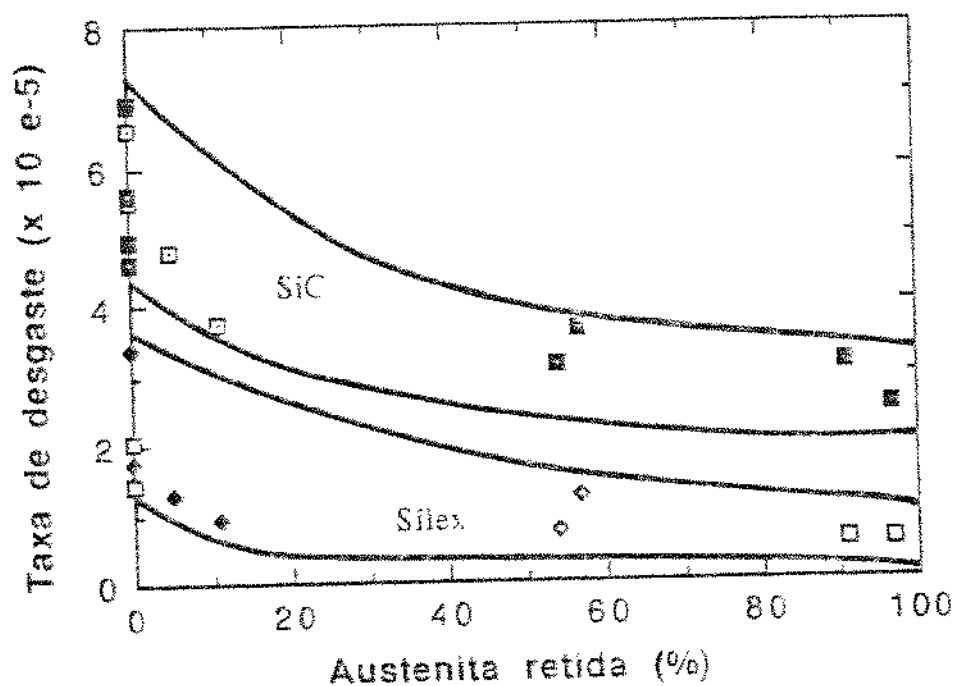


Figura 7.45 Taxa de desgaste em função da percentagem de austenita retida para as ligas austenitizadas a 950, 1050 e 1150°C temperadas e temperadas e revenidas. Ligas com 0,6% de manganês

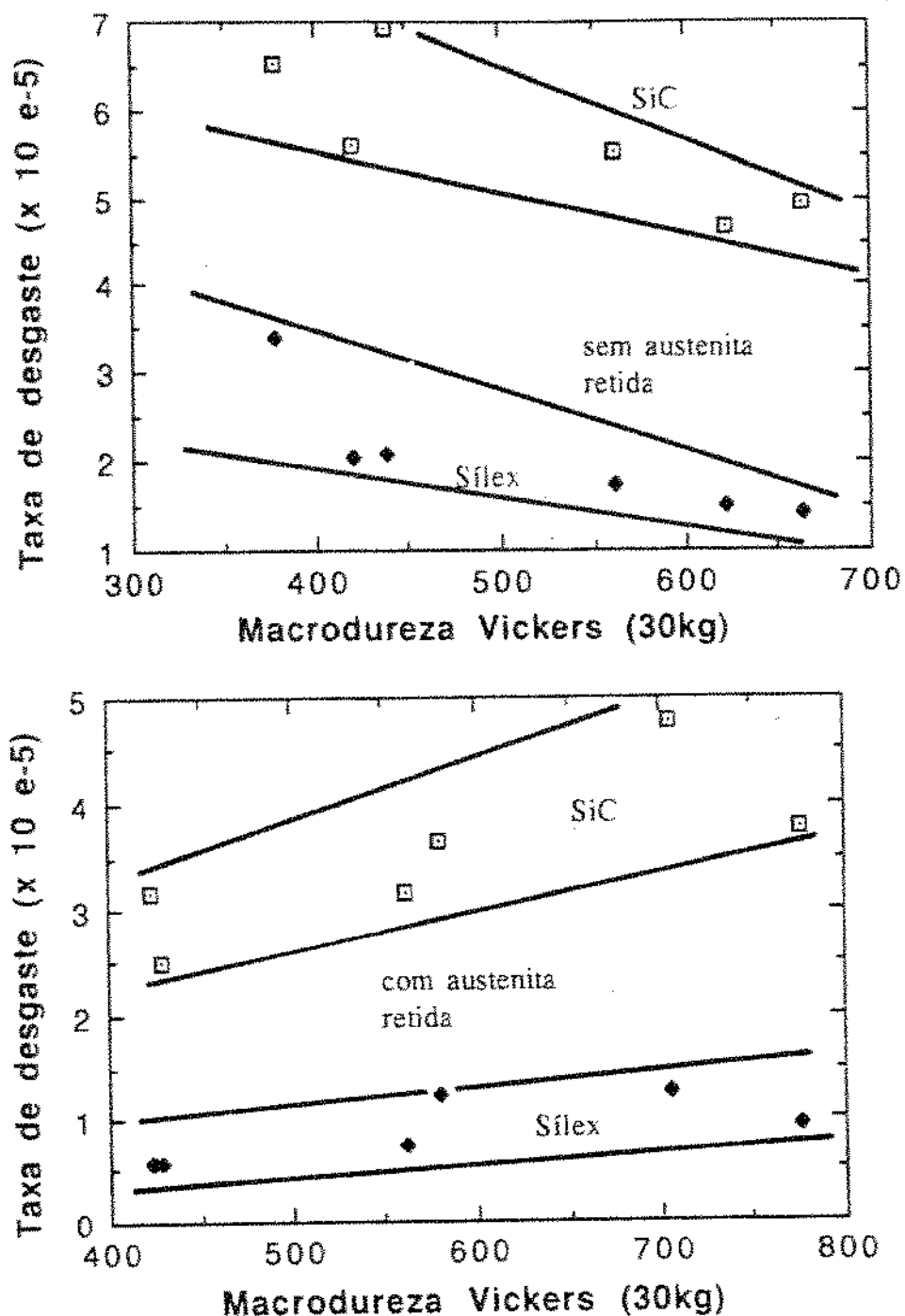


Figura 7.46 Taxa de desgaste em função da macro dureza Vickers para as amostras temperadas e revenidas da liga com 0,6% de manganês. A) Sem austenita retida B) Com austenita retida.

Em todas as amostras o desgaste foi mais intenso para o abrasivo SiC do que para o sílex. A tabela VII.17 mostra as relações entre durezas dos abrasivos e durezas dos materiais para os diferentes tratamentos térmicos efetuados.

A taxa de desgaste cresceu continuamente com a relação (dureza do abrasivo/ dureza do material) para as amostras austenitizadas a 950°C e temperadas e revenidas como se vê na figura 7.47.A. Para as amostras austenitizadas a 1050 e 1150°C temperadas e revenidas a variação da taxa de desgaste em função da relação entre dureza do abrasivo e dureza do material não é tão clara e é mais aleatória para maior temperatura de austenitização. A dispersão dos resultados fica mais evidente quando se apresentam todos os resultados referentes à liga com 0,6% de manganês como se vê na figura 7.48.A. Agrupando-se as amostras com austenita retida e sem esta fase obtém-se as figuras 7.48.B e 7.48.C. Verifica-se que a variação da taxa de desgaste em função da relação dureza do abrasivo e dureza do material depende fortemente da presença de austenita. A transição de desgaste brando para desgaste severo situa-se para valores próximos da unidade nas amostras sem austenita retida e é cerca de 2,5 quando esta fase está presente, da mesma forma que já ocorrera nas amostras apenas temperadas.

7.5.2 Ligas com 1,2% de manganês

Devido a semelhança dos resultados de desgaste das ligas com 1,2 e 1,8% de manganês com os obtidos para a liga com 0,6%, ensaiou-se apenas parte das amostras.

A tabela VII.18 mostra as taxas de desgaste em função da temperatura de revenido para as ligas com 1,2% de manganês austenitizadas a 950, 1050 e 1150°C, revenidas a 450; 550 e 650°C para os abrasivos carboneto de silício e sílex.

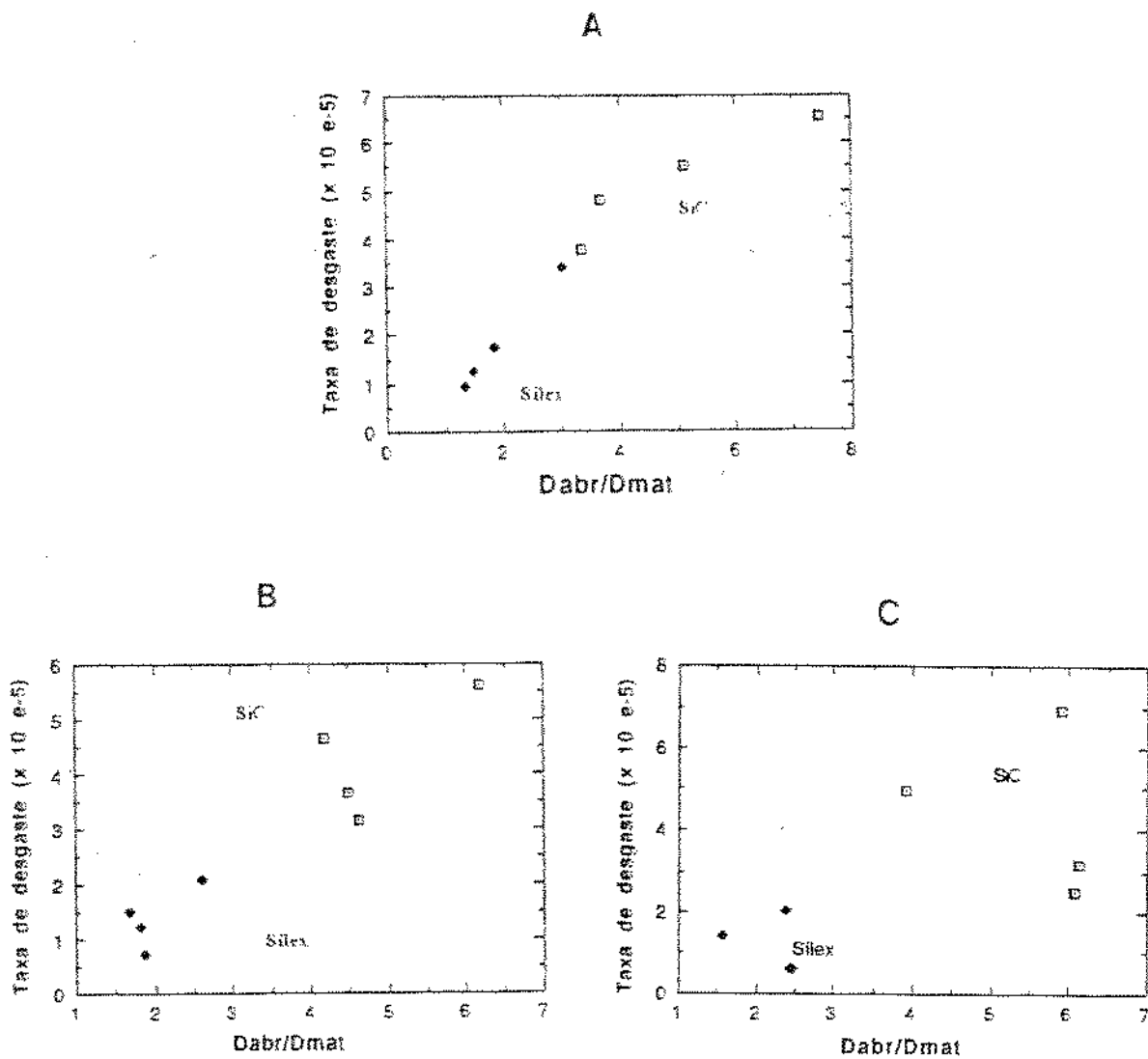


Figura 7.47 Taxa de desgaste em função da relação dureza do abrasivo e dureza do material para as ligas austenitizadas a A) 950, B) 1050 e C) 1150°C, temperadas e revenidas. Ligas com 0,6% de manganês.

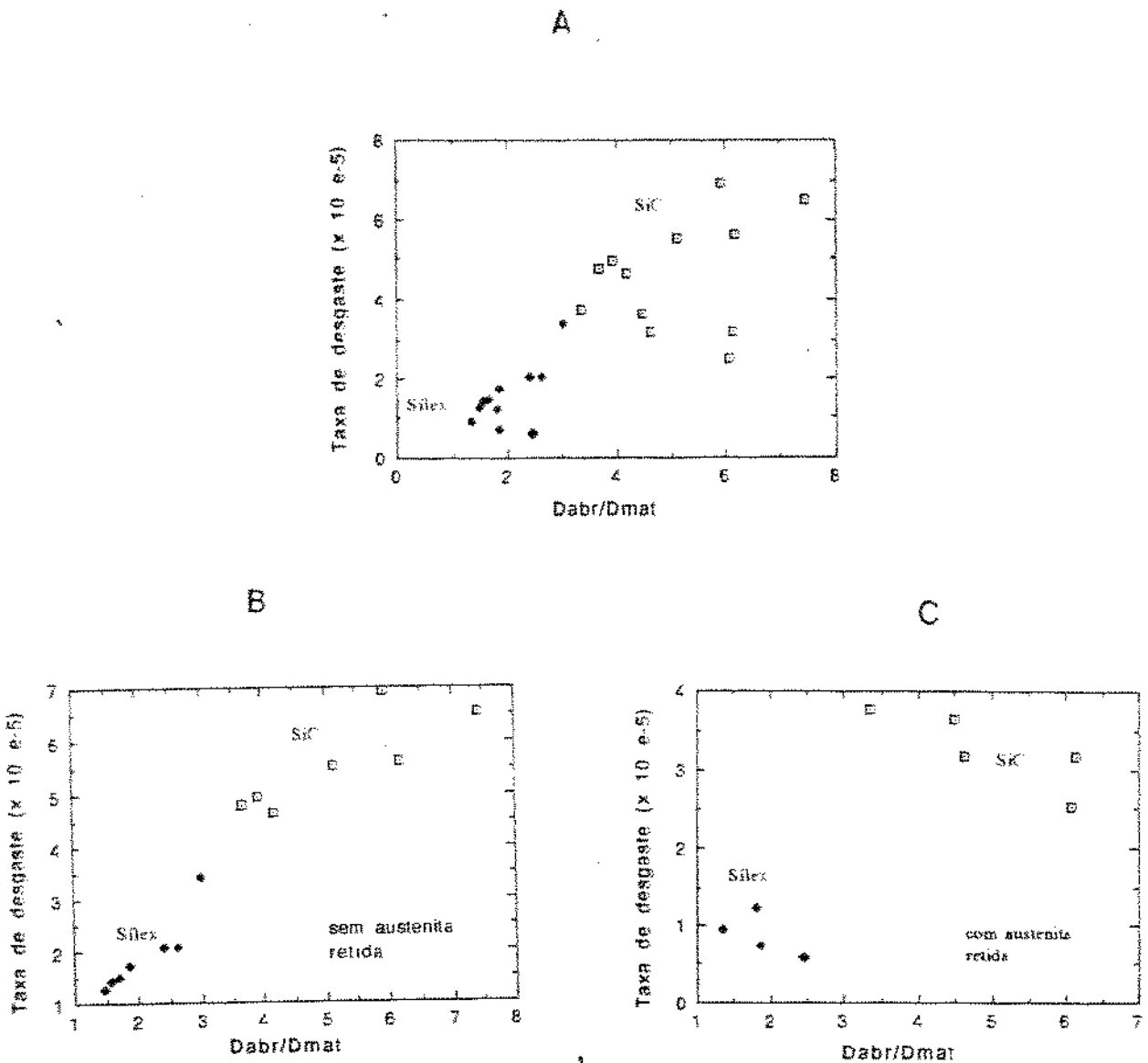


Figura 7.48 Taxa de desgaste em função da relação dureza do abrasivo e dureza do material para as ligas austenitizadas a 950, 1050 e 1150°C, temperadas e revenidas. A) todas as amostras. B) Amostras sem austenita retida C) Amostras com austenita retida. Ligas com 0,6% de manganês.

Tabela VII.18. Taxa de desgaste e relação entre dureza do abrasivo e dureza do material para as amostras da liga com 1,2% de manganês ensaiadas com SiC e Sílex 80 μm

Temperatura ($^{\circ}\text{C}$)		Taxa de desgaste ($\times 10^{-5}$)		Dabr/Dcarb	
Tempera	Revenido	SiC	Sílex	SiC	Sílex
950	---	4,27	0,86	3,71	1,50
1050	---	3,64	0,81	4,43	1,79
1150	---	2,85	0,69	6,78	2,63
	450	2,65	----	6,84	----
	550	4,95	----	4,08	----
	650	6,92	----	5,86	----

---- -> Não ensaiadas

Devido as semelhanças de microestruturas obtidas, apenas as amostras austenitizadas a 1150 $^{\circ}\text{C}$ foram ensaiadas verificando-se que a variação da taxa de desgaste com a temperatura de revenido, dureza e porcentagem de austenita retida, foram semelhantes as das ligas com 0,6% de manganês.

7.5.3 Ligas com 1,8% de manganês

A tabela VII.19 mostra as taxas de desgaste em função da temperatura de revenido para as ligas com 1,8% de manganês austenitizadas a 950, 1050 e 1150 $^{\circ}\text{C}$, revenidas a 450; 550 e 650 $^{\circ}\text{C}$ para os abrasivos carboneto de silício e sílex.

Tabela VII.19. Taxa de desgaste e relação entre dureza do abrasivo e dureza do material para as amostras da liga com 1,8% de manganês ensaiadas com SiC e Sílex 80 μm

Temperatura (°C)		Taxa de desgaste (X 10 ⁻⁵)		Dabr/Dcarb	
Témpera	Revenido	SiC	Sílex	SiC	Sílex
950	---	4,54	1,28	3,86	1,43
	450	4,71	----	4,15	----
	550	5,18	----	4,46	----
	650	6,13	----	5,88	----
1050	---	3,86	1,22	4,54	1,58
1150	---	3,29	1,22	6,28	2,55
	450	3,32	1,65	5,13	2,48
	550	3,64	2,34	5,00	2,02
	650	6,61	4,04	5,97	2,82

As figuras 7.49.A e B bem como 7.50.A e B mostram a variação da taxa de desgaste com a temperatura de revenido, dureza e porcentagem de austenita retida, respectivamente, para as amostras austenitizadas a 950 e 1150°C. Verifica-se que o comportamento é muito semelhante ao observado para as ligas com 0,6% de manganês

De modo geral as taxas de desgaste diminuíram com o aumento do teor de manganês. Entretanto a porcentagem de austenita retida é fator determinante na resistência ao desgaste, como se vê para as amostras austenitizadas a 950 e 1150 e revenidas a 550°C. Estas tem mais austenita retida que as correspondentes de outras ligas e tem também menor taxa de desgaste.

A figura 7.51 resume o efeito da austenita retida na taxa de desgaste para todas as amostras estudadas neste trabalho.

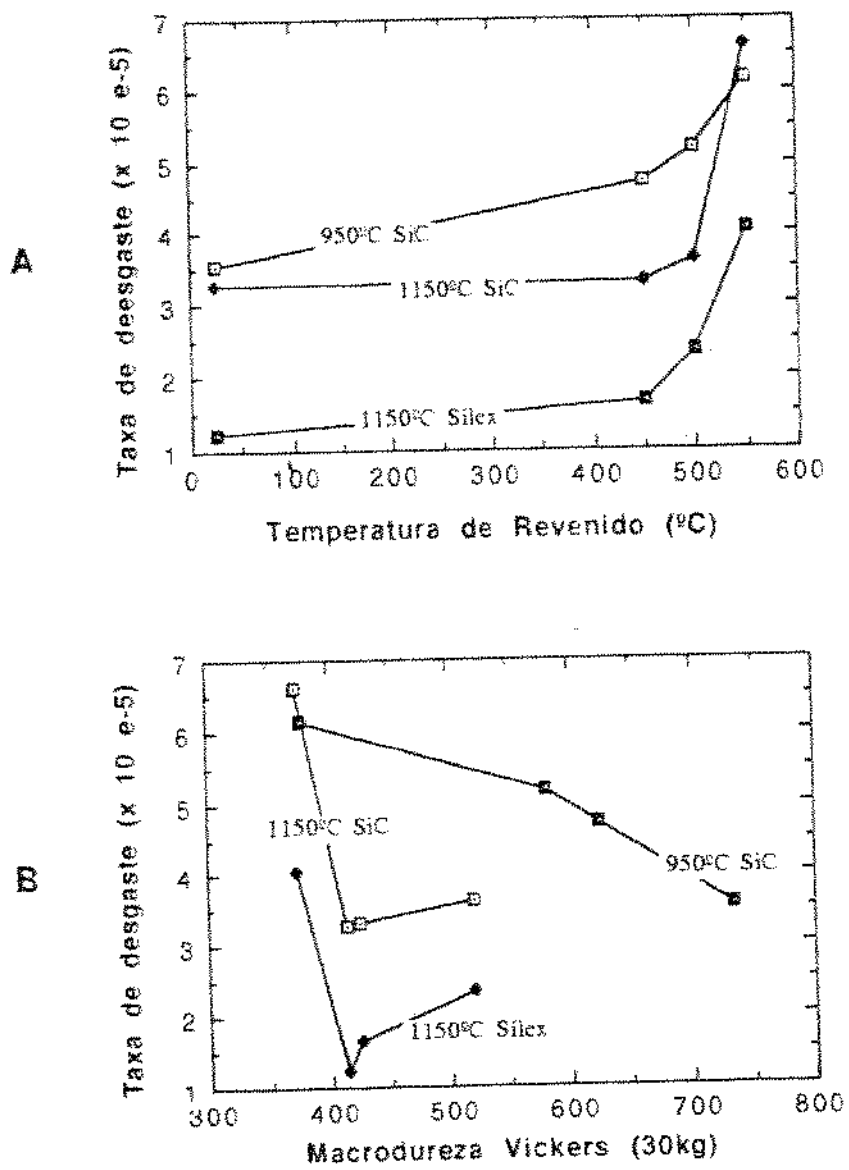


Figura 7.49 Taxa de desgaste A) em função da temperatura de revenido B) em função da macro dureza Vickers. Liga com 1,8% de manganês.

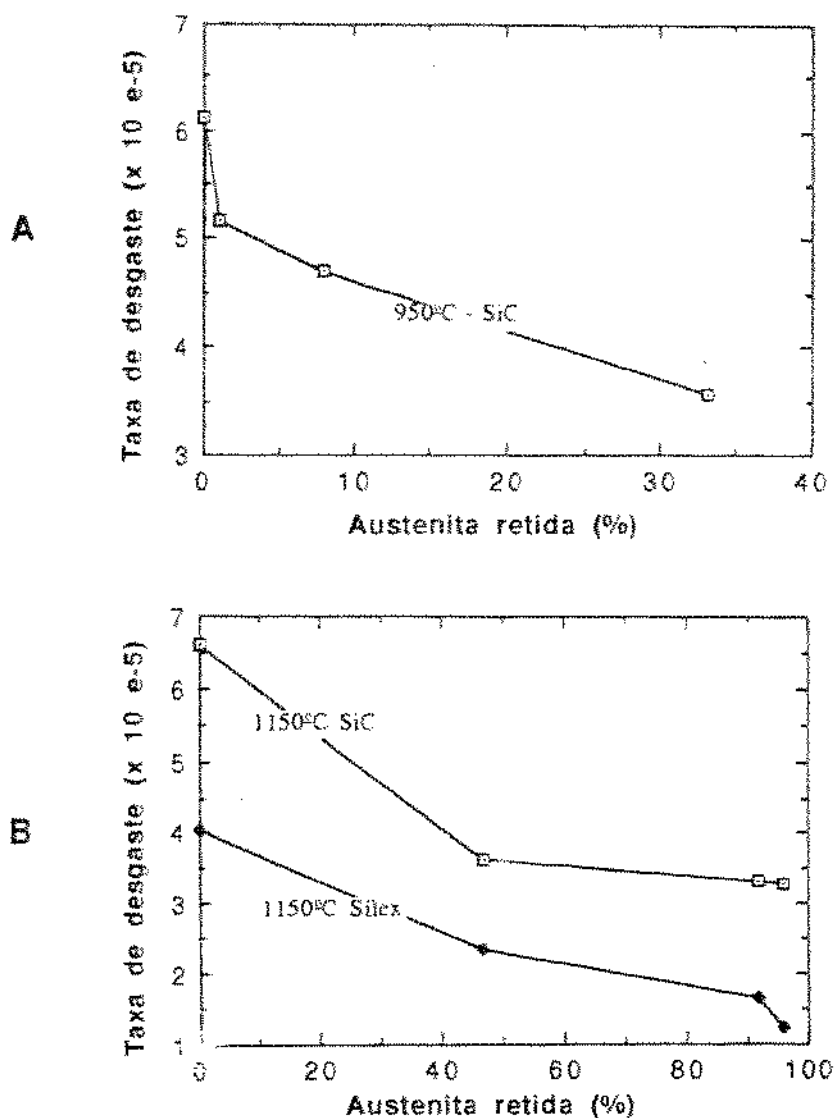


Figura 7.50 Taxa de desgaste em função da porcentagem de austenita retida A) amostras austenitizadas a 950°C B) amostras austenitizadas a 1150°C. Ligas com 1,8% de manganês

Resumo

1. O estudo do desgaste nas amostras austenitizadas a 950, 1050 e 1150°C e revenidas a 450, 550 e 650°C da liga com 0,6% de manganês permitiu concluir que:
 - 1.1 A elevação da temperatura de revenido causou elevação da taxa de desgaste para as três temperaturas de austenitização.
 - 1.2. A diminuição da dureza no revenido das amostras austenitizadas a 950°C causou a elevação da taxa de desgaste.
 - 1.3. Nas amostras austenitizadas a 1050 e 1150°C a taxa de desgaste apresentou um mínimo em relação à macrodureza.
 - 1.4. A taxa de desgaste foi mais elevada quando se empregou o abrasivo SiC.
 - 1.5. A transição desgaste severo/desgaste brando se deu quando a relação D_{abr}/D_{mat} era aproximadamente 2,5 nas amostras com austenita retida.
 - 1.6. A transição desgaste severo/desgaste brando se dá quando a relação D_{abr}/D_{mat} é aproximadamente 1,0 nas amostras sem austenita retida.
2. Considerando-se as amostras temperadas em conjunto com as temperadas e revenidas pode-se concluir que:
 - 2.1. A taxa de desgaste apresentou um mínimo em relação à macrodureza.
 - 2.2. A taxa de desgaste aumentou com a elevação da macrodureza para amostras com matrizes com austenita retida.
 - 2.3. A taxa de desgaste diminuiu com o aumento da macrodureza em amostras cujas matrizes não possuíam austenita retida.
 - 2.4. A austenita retida foi a variável mais afetou a taxa de desgaste.
3. O estudo do desgaste em amostras austenitizadas a 950, 1050 e 1150°C e revenidas a 450, 550 e 650°C da liga com 1,8% de manganês permitiu concluir que:
 - 3.1. A elevação da temperatura de revenido causou elevação da taxa de desgaste para as três temperaturas de

- 3.1. A elevação da temperatura de revenido causou elevação da taxa de desgaste para as três temperaturas de austenitização.
- 3.2. A diminuição da dureza no revenido das amostras austenitizadas a 950°C provocou a elevação na taxa de desgaste.
- 3.3. Nas amostras austenitizadas a 1150°C a taxa de desgaste apresentou um mínimo em relação à macrodureza.
- 3.4. A taxa de desgaste foi mais elevada quando se empregou o abrasivo SiC.

Referências Bibliográficas

01. MARATRAY F., & USSEGLIO-NANOT, R. " Factors Affecting the Structure of Chromium and Chromium-Molibdenum White Irons" Climax Molybdenum S.A. 1970, 32p.
02. POWEL, G.L.F. "Morphology of Eutectic M_3C and M_7C_3 in White Iron Castings". Metals Forum, v. 3 N° 1, 1980, pp.37-42.
02. "Alloy Cast Iron" In: Metals Handbook, AMERICAN SOCIETY FOR METALS. 9. ed., 1980, v.1, pp. 75-92.
03. BAIK, H.K. & LOPER Jr. C.R. "The Influence of Niobium on the Solidification Structure of Fe-C-Cr Alloys". AFS Transactions, v. 80, 1988, pp. 405-412.
04. JACKSON, R.S. "Metallurgical and Production Aspects of High Chromium Cast Irons for Abrasion Resisting Applications". The British Foundryman, v. 67, N° 2, 1984, pp.34-41.
05. BEE, J.V. et alii "A Isothermal Transformation in Iron-Chromium-Carbon Alloys" Met. Transaction A v. 10A, st. 1979, pp.1207-1222.
06. GOLDENSTEIN H., & AARONSON, H.I., "Overall Reaction Kinetics and Morphology of Austenite Decomposition Between the Upper Nose and the M_s of a Hypoeutectoid Fe-C-Cr Alloy" Met. Transactions A v. 21A. Jun. 1990 pp. 1465-1478.
07. DUPIN, P., SAVENA, J. & SCHISLER, J.M. "A Structural Study of Chromium White Cast Irons" Transactions AFS, v. 154, 1982, pp.711-718.
08. BAYLEY, E. citado por BASAK, A. et alii "Phase Transformations in Cr-Mo White Cast Irons". Materials Science and Technology. v. 4. 1988, pp. 22-34.
09. MARATRAY, F. & POULATON, A. "Etude de la Durete des Structures Martensitiques et de la Retention d'Austenite par Trempe et Hypertrempe" Cercle d'etudes des Métaux, Saint-Etienne, 1977, 40 p.
10. MARATRAY, F. & POULATON, A. "Etude de la Transformation par Revenu de l'Austenite Retenue et par Traitement Isotherme Subcritique de l'Austenite Stabilisée". Cercle d'etudes des Métaux, Saint-Etienne, 1977, 33p.
11. REED-HILL, R. E. "Princípios de Metalurgia Física" Rio de Janeiro, Guanabara Dois Cap. 18. pp. 593-634

12. MARATRAY, F. & USEGLIO-NANOT, R. - "Atlas: Transformation Characteristics of Chromium and Chromium Molybdenum White Irons". Climax Molybdenum Co. 1970. 198p.
13. ZUM-GAHR, K.H. & ELDIS, G.T. - "Abrasive Wear of White Cast Irons". Wear, v.64, N° 2, 1980, pp. 175-194.
14. TURENNE, S., LAVALEE, F. & MASOUNAVE, J. "The effect of Matrix Microstructure on the Abrasion Resistance of High-Cr White Cast Irons". Wear Resistance of Metals and Alloys, Proc. Simp. ASM 1988, pp. 105-113.
15. ZUM-GAHR, K.H. & ELDIS, G.T. - "Abrasive Wear of White Cast Irons". Wear, v.64, N° 2, 1980, pp. 175-194.
16. VATAVUK J. & GOLDENSTEIN H. "Aços Hadfield Contendo uma Dispersão de Carbonetos de Níbio e Titânio" Anais do 2° ETUAN, Rio de Janeiro, 1987, pp456-462
17. "Austenitic Manganese Steel", In: Metals Handbook AMERICAN SOCIETY FOR METALS. 9. ed., 1980, v.1 pp.568-588.
18. DIESBURGH, D.E. & BORIK, F. - "Optimizing Abrasion Resistance and Toughness in Steels and Irons for the Mining Industry". In: Materials for the Mining Industry. Climax Molybdenum Co., 1974, pp. 15-41.
19. KOSEL, T.H. & FIORE, N. F. "Abrasive Wear in Multiphase Microstructure" Journal of Materials for Energy Systems, N° 3, 1981, pp. 7-27.
20. 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 55° Congresso Internacional de Fundição, URSS, 1988, pp. 16-23
21. BAIN, E.C. & PAXTON, H.W., "Alloying Elements in Steel, ASM, 1961
22. SINATORA, A., et alii. "Estudo do Revenido de Ferros Fundidos Brancos com Alto Cromo" Metalurgia ABM, v. 46, N° 300, 1990, pp. 249-251.
23. ZMESKAL, O. & COHEM, M. "The Tempering of Two High-Carbon High-Chromium Steels". Transactions of the A.S.M., N° 6, 1943, pp. 381- 422.
24. POTAOPOVA, M.S., et alii "Secondary Hardness of Alloy White Irons". Metalovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metalov. N°7, 1985, pp. 494-497.

25. PARKS, J. L. " Characteristics of As-Cast and Subcritically Heat Treated High Chromiun-Molibdenun White Irons for Thick-Section Castings" Transactions AFS, v. 97, 1978, pp 93-102.

Capítulo 8. CONCLUSÕES

As seguintes conclusões foram obtidas no estudo de ferros fundidos brancos com 2% de carbono, cromo entre 12 e 13% e 0,6; 1,2 ou 1,8% de manganês, austenitizadas a 950, 1050 e 1150°C e revenidas a 450, 550 e 650°C

Austenitização e Têmpera

A elevação da temperatura de austenitização de 850 para 1150°C nas ligas com 0,6 e 1,2% de manganês causou:

01. Aumento na porcentagem de austenita retida:
02. Diminuição da macrodureza das amostras:

Na liga com 0,6% de manganês verificou-se

03. Aumento no parâmetro de rede da austenita.

A elevação da temperatura de austenitização de 850 para 1150°C na liga com 1,8% de manganês verificou-se:

04. Um mínimo de austenita retida a 950°C.
05. A máxima dureza a 950°C.

Desgaste das amostras temperadas

O estudo do desgaste das ligas com 0,6; 1,2 e 1,8% de manganês austenitizadas a 950; 1050 e 1150°C, no ensaio do pino com abrasivos SiC e s₇lex bem como os ensaios de riscamento com diamante, mostraram que:

06. A elevação da temperatura de austenitização levou a uma diminuição progressiva da taxa de desgaste
07. Ao aumento da dureza correspondeu um aumento na taxa de desgaste
08. A elevação da porcentagem de austenita retida levou a uma diminuição da taxa de desgaste.
09. Ocorre microtrincamento de carbonetos e destacamento destes da matriz durante o riscamento do material austenítico
10. O escoamento de material na borda do risco no material martensítico era menor que no austenítico

11. Ocorreu deformação dos carbonetos eutéticos no ensaio de riscamento
12. A remoção do material na liga martensítica se deu predominantemente por microcorte enquanto que na austenítica por microfadiga ou por ruptura por estiramento.
13. A transição desgaste suave/desgaste intenso ocorreu apenas quando a relação entre dureza do abrasivo e dureza do material atingiu o valor 2,5
14. A posição da transição desgaste suave/desgaste severo deveu-se à presença da austenita retida.
15. Os patamares superiores e inferiores da curva taxa de desgaste em função da relação entre dureza do abrasivo e dureza do material tem inclinação negativa.
16. Comparando-se as três ligas estudadas a que apresentou maior taxa de desgaste foi a com 1,8% de manganês.

Revenido

O estudo dos revenidos a 450, 550 e 650°C, das ligas com 0,6; 1,2 e 1,8% de manganês permitiu concluir que:

17. Ocorreu um progressivo decréscimo de macrodureza bem como da microdureza da matriz nas amostras austenitizadas a 950°C.
18. Ocorre um pico de macrodureza na curva de revenido nas amostras austenitizadas a 1050 e 1150°C.
19. A decomposição da austenita retida no revenido era progressivamente mais lenta à medida em que se elevava a temperatura de austenitização
20. Havia competição entre a decomposição da austenita retida por crescimento conjunto e crescimento divorciado, prevalecendo a primeira na temperatura de revenido de 650°C.
21. Com 1,8% de manganês a temperatura de revenido para eliminação da austenita retida era maior que nas ligas com 0,6 ou 1,2%.

Desgaste das amostras revenidas

O estudo do desgaste nas amostras austenitizadas a 950, 1050 e 1150°C e revenidas a 450, 550 e 650°C da liga com 0,6% de manganês permitiu concluir que:

22. A elevação da temperatura de revenido causou elevação da taxa de desgaste para as três temperaturas de austenitização.

23. Não houve uma relação direta entre taxa de desgaste e dureza

24. A elevação da porcentagem de austenita retida levou a diminuição da taxa de desgaste.

25. A diminuição da dureza das amostras revenidas sem austenita retida levou a uma elevação da taxa de desgaste.

26. A diminuição da dureza das amostras revenidas com austenita retida levou a uma diminuição da taxa de desgaste.

27. A taxa de desgaste foi mais elevada quando se empregou o abrasivo SiC do que o sílex.

28. A transição desgaste severo/desgaste brando se deu quando a relação entre a dureza do abrasivo e a dureza do material era aproximadamente 1 nas amostras sem austenita retida.

29. A transição desgaste severo/desgaste brando se deu quando a relação entre a dureza do abrasivo e a dureza do material era aproximadamente 2,5 nas amostras com austenita retida.

9. Sugestões para trabalhos futuros

1. Estudo do efeito da adição de teores crescentes de manganés na temperabilidade de ferros fundidos brancos com alto cromo
2. Estudo da competição entre a decomposição da austenita retida por reação eutetóide e por precipitação de carbonetos.
3. Estudo do desgaste abrasivo em campo de ferros fundidos brancos com matrizes austeníticas e martensíticas
4. Estudo da transformação austenita-martensita em função da temperatura de austenitização em ferros fundidos brancos com alto cromo

ANEXO 1 - ENSAIOS DE DESGASTE

Foram desenvolvidos muitos ensaios de desgaste com o objetivo de se prever a vida dos componentes em serviço, bem como estudar o efeito de variáveis nos mecanismos, tipos e taxas de desgaste.

De modo geral os ensaios podem ser divididos em ensaios de campo, nos quais os componentes a serem avaliados são testados em equipamentos de moagem ou cominuição, ou ensaios de laboratório, nos quais procura-se controlar os esforços aplicados de modo a simular, de forma reprodutível, um ou mais aspectos do fenômeno que ocorre na prática.

Ambos os tipos de ensaio apresentam vantagens e limitações, destacando-se entretanto os aspectos positivos de reprodutibilidade e facilidade de execução nos ensaios de laboratório e de reprodução das condições de operação no caso dos ensaios de campo. Diante destas características os dois tipos de ensaio podem ser vistos como complementares.

A figura 1 (1) mostra uma das possíveis classificações dos ensaios de desgaste em função da facilidade de execução e da transferibilidade dos resultados obtidos para as aplicações práticas.

Ensaio de Campo

Norquist e Moelles (2) estudaram o desgaste de bolas de moinho de aço com 50,8; 76,2; 88,9 e 101,6mm (2; 3; 3,5 e 4 polegadas) de diâmetro com dureza entre 62 e 65 RC e estrutura predominantemente martensítica em dois moinhos idênticos, moendo, simultaneamente, minério de cobre, sendo o restante da carga bolas de 50,8mm (2 polegadas) de diâmetro, de ferro fundido. Os ensaios duraram 3500 horas (cerca de 146 dias).

A principal conclusão deste trabalho foi de que o diâmetro das bolas diminuía a uma taxa constante independentemente do diâmetro original ou do desgaste anterior da bola. Este resultado confirmou as conclusões de outros pesquisadores (3), em ensaios de curta duração.

Outras conclusões do mesmo trabalho (2) são, entretanto, de maior importância para se avaliar os cuidados necessários nos ensaios de campo bem, como na interpretação dos seus resultados. Estas conclusões são reproduzidas a seguir.

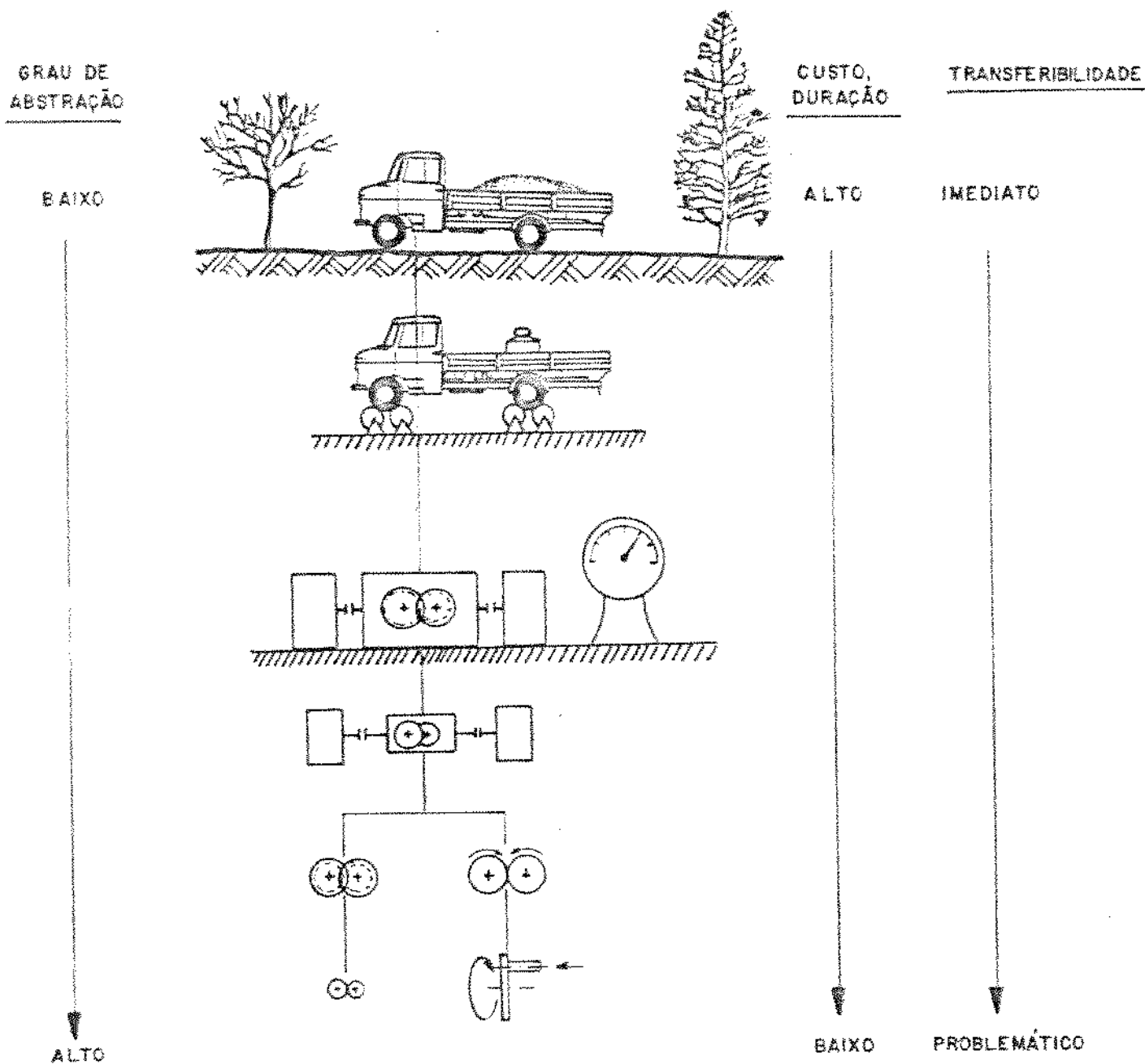


Figura 1. Categorias de ensaios de desgaste. De cima para baixo: ensaio de campo, ensaio em bancada, ensaio em bancada da caixa de engrenagens, ensaio simplificado em bancada da caixa de engrenagens, ensaios de laboratório de partes da caixa de engrenagens e, ensaios de laboratório com sistemas modelo (1).

"Durante o 3º período de ensaio (700-1200h) as bolas ensaio no moinho nº2 passaram, por razões não determinadas, a se desgastarem mais depressa do que aquelas do moinho número 1. As diferenças entre as taxas médias de desgaste do material ensaiado no moinho 2 e do moinho 1 foram, nos seis períodos de ensaio, respectivamente, de: -2,2; 0; 10,0; 13,4; 9,5; e 4,7%". Isto indica que qualquer tentativa de se comparar a qualidade de bolas de moagem comparando-se o consumo de um tipo de bola em um moinho com outro pode resultar em informações enganosas.

Outra conclusão importante foi que "ocorreu uma redução da taxa de desgaste durante o 5º período de ensaio, em ambos os moinhos". Posteriormente, verificou-se, que esta redução havia ocorrido, no mesmo período, com todos os equipamentos da mina e isto foi atribuído à mudanças nas propriedades abrasivas do minério.

Por fim os autores notaram que a vida estimada das bolas no ensaio por eles realizado, não teria validade para outros moinhos, devido ao carregamento por eles empregado ser atípico com a mistura de algumas bolas de aço com o restante da carga sendo constituído de bolas de ferro fundido com diâmetro constante de 50,4mm.

Norman e Loeb Jr. (3) desenvolveram um ensaio de campo de curta duração, no qual bolas identificadas eram ensaiadas em um moinho juntamente com bolas de referência de qualidade conhecida. Era assim possível determinar os méritos relativos de qualquer tipo de bola para moagem em pouco tempo.

Embora reconhecendo que o ensaio em moinhos de 90 cm de diâmetro girando a 32 rpm fosse útil para estudos preliminares ou para o estudo de fatores fundamentais do desgaste de bolas, os autores consideraram a necessidade de se empregar moinhos de 270 cm de diâmetro para que o impacto fosse mais severo e comparável aos encontrados na prática de moagem.

Devido a sua importância histórica pois neste trabalho foram definidas os procedimentos gerais para ensaio em campo, detalha-se a seguir os procedimentos relatados por Norman e Loeb.

1) Formaram lotes de 5 a 15 bolas representando cada material e tratamento térmico. Um dos grupos em cada ensaio era de bolas de referência. Os resultados indicaram que lotes maiores não apresentavam nenhuma vantagem do ponto de vista estatístico, uma vez que as diferenças de perda de peso por unidade de área para bolas iguais, estavam dentro do erro estatístico.

2) Marcaram as bolas de cada grupo com entalhes ou furos. Estas marcas foram colocadas a distâncias angulares bem definidas. Os furos tem aproximadamente 6,4mm (1/4 de polegada) de profundidade e 6,4mm de diâmetro. Os entalhes foram feitos com disco abrasivo tendo entre 1,6 a 3,2mm (1/16 a 1/8 de polegada) de largura por 25,4mm (1 polegada) de comprimento. Estudos comparativos mostraram que os furos e entalhes não levaram a diferenças mensuráveis na taxa de desgaste.

3) Defeitos superficiais como carepa ("scaling") ou descarbonetação foram removidos por desgaste prévio num moinho pequeno até que fossem retirando-se pelo menos 1mm do material.

4) Devido às dificuldades em se localizar as bolas na carga do moinho, procedia-se a equalização do peso das bolas de um mesmo grupo através de lixamento. Uma vez que todas as bolas tinham o mesmo peso não era necessário recuperá-las todas.

5) Todas as bolas eram pesadas ao ar e submersas na água contendo um detergente de forma a se determinar a densidade e volume. A área superficial era calculada supondo-se que a relação área/volume fosse a de uma esfera ideal.

6) Selecionou-se um moinho e todos os ensaios foram realizados nele. As bolas eram adicionadas à carga usual do moinho e ensaiadas até que se perdesse uma camada de metal de 3mm. Parava-se o moinho e dois ou três homens conseguiam recuperar 60 a 80% das bolas em 2 horas. Procurou-se efetuar os ensaios de modo que o término deste coincidissem com a parada para reparos ou reposição do revestimento.

7) As bolas eram limpas, pesadas e calculava-se a perda de peso por unidade de área das bolas de referência incluídas no ensaio. Por exemplo a perda de massa por unidade de área das bolas de referência foi de 116g/100cm², ao qual atribuiu-se um fator de desgaste 100, e a perda de massa para um aço com 0,83% C ; 0,25% Mo, temperado e revenido para dureza na faixa de 65,2 a 68,3 RC foi de 128,7g/100cm² levando a um fator de desgaste de 111,0.

Com estes procedimentos os autores chegaram às seguintes conclusões sobre variáveis que afetam os ensaios, após sete anos de ensaios.

1) A homogeneidade metalúrgica das bolas é da maior importância. Uma camada descarbonetada de 0,7mm aumenta a velocidade de desgaste de uma bola de 75mm, de 1 a 2%, pois representa cerca de 6% da massa total da bola, enquanto que um núcleo não temperado de 25,4mm na mesma

bola representa 3,7% da sua massa total e tem uma influência menor que 1% na taxa de desgaste.

2) Na moagem a seco de minério eram necessárias 24 horas de ensaio, enquanto que a úmido 6 horas bastavam para se ter precisão na medida das massas e áreas. Para a moagem de cimento os tempos eram muito maiores.

3) O desgaste era maior em moinhos de maiores diâmetros.

4) A taxa de desgaste era proporcional a área da bola, isto é, ao quadrado do diâmetro.

5) A taxa de desgaste era maior quando não se obedecia aos preceitos de carregamento, ou seja, quando o volume de bolas de cada diâmetro não era o indicado para aquele moinho e aquele mineral.

6) Minérios mais abrasivos aumentavam a taxa de desgaste. A ordem das taxas de desgaste das bolas de aço não mudava mas as diferenças entre as melhores e as piores se acentuam quando ensaiadas moendo minérios menos abrasivos.

Embora outros pesquisadores tenham estudado o desgaste de bolas, a pesquisa de Norman e Loeb permanece como referência de método para ensaio em campo devido a sua alta reprodutibilidade.

Referências Bibliográficas

1. POHL, M. Notas de aula do curso "Micromecanismos de Desgaste" FDTE-EPUSP, setembro 1989
2. NORQUIST, D.E. & MOELLER, J.E., "Relative Wear Rates of Various Diameter Grinding Balls in Production Mills". Transactions AIME, v. 187, 1950, pp 712-714.
3. NORMAN, T. E. & LOEB, L.M., "Wear Tests on Grinding Balls". Transactions AIME, v. 176, 1948, pp. 490-526.

falta a p. 172

Anexo 2 - Ensaios em Laboratório

Os principais ensaios em laboratório são: o "rubber wheel test" - ensaio com roda de borracha; o "pin test" - ensaio de abrasão em pino e o "gouging abrasion test" - ensaio de abrasão por sulcamento ou ensaio das mandíbulas de britador e o ensaio de amostra contra abrasivo solto numa trilha metálica. Costuma-se associar a estes ensaios o tipo de desgaste e o componente dos equipamentos de mineração onde o resultado do ensaio estaria reproduzindo as condições de uso (1,2).

Ensaio do pino

Essencialmente o ensaio consiste em friccionar um pino do material que se quer testar contra um abrasivo. As diversas variantes do ensaio dependem da forma do papel onde o abrasivo está fixo. O papel pode ter a forma de disco, retângulo, fita ou cilindro sendo denominados "pin-on-disc"; "pin-on-table"; "pin-on-belt" ou "pin-on-drum" na língua inglesa. Nestes ensaios a abrasão se dá entre dois corpos. O tipo de micromecanismo que se espera atuante é o do microcorte e a intensidade das tensões entre corpo e abrasivo é alta (2).

A primeira das modalidades deste ensaio a ser desenvolvida foi a do pino contra disco devida a Kruschov (3).

O ensaio do pino sobre papel abrasivo na forma de retângulo foi desenvolvido na década de 70 por Muscara e Sinnot (4). Neste ensaio a amostra é comprimida com força que pode variar entre 66,5N rodando em torno de seu eixo a 20 rpm. O ensaio se dá com a amostra percorrendo um trajetória de vai e vem sempre sobre abrasivo novo. O percusso total é de 12,8m. Após isto o ensaio é interrompido e a perda de peso do pino é medida. O ensaio é repetido com o mesmo pino, porém sobre abrasivo novo. Um novo resultado de perda de peso é obtido e a média dos dois resultados era usada como resultado do ensaio. A figura 1 esquematiza o arranjo experimental e a movimentação do material durante o ensaio. A precisão do ensaio depende do tipo de abrasivo usado, do número de repetições, da granulometria do abrasivo, do material estudado, etc. Nos ensaios realizados (4) verificou-se que quando se empregava o abrasivo alumina obtinha-se um menor erro experimental e que este erro era sequencialmente maior para o carboneto de silício e para o Sílex. A característica mais importante deste ensaio é que dependendo das condições de ensaio ele mede as taxas de desgaste para os materiais de modo semelhante ao ensaio de campo de bolas de moinho. Na tabela I apresentam-se

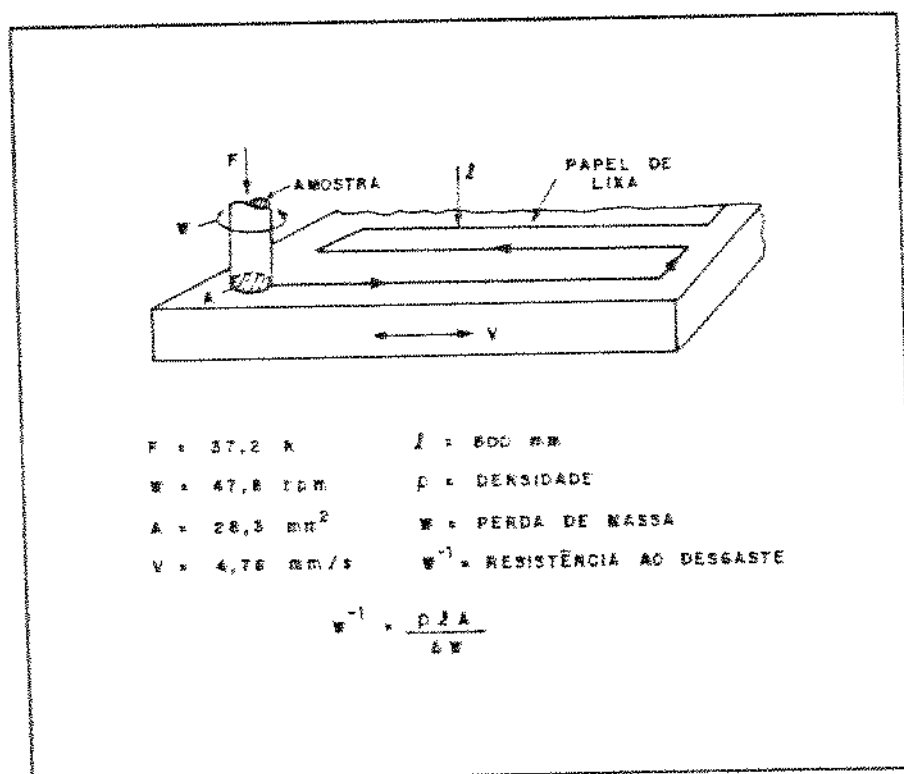


Figura 1. Esquema do ensaio do pino. (9)

resultados de ensaios de desgaste de pinos obtidos da trepanação de bolas previamente ensaiadas em moinho.

Tabela I. Classificação de diferentes ligas quanto a resistência ao desgaste no ensaio de moinho e no ensaio do pino (4)

LIGA	MATERIAL	CLASSIFICAÇÃO	
		Ensaio do Pino Alumina	Moinho de Bolas
A	Ferro Fundido Branco Mart. 19%Cr3%C; 66,2 HRC	1	1
B	Aço Cr-Mo; 63,0 HRC	3	2
C	Aço 2%Si-1%Mo 44,6 HRC	5	5
F	Ferro Fundido Branco Ni-Cr 4,25Ni 3,4%C 61,9HRC	2	3
I	Aço Hadfield 13%Mn 1,1%C 51,0 HRC	4	4

Obs. As durezas são da superfície das bolas.

A inversão entre as ligas B e C pode se explicada devido à maior propensão à quebra e/ou lascamento do ferro fundido martensítico "Ni-Hard" em relação ao aço Cr-Mo (5,6).

Existe uma terceira versão do ensaio do pino, na qual este gira contra um cilindro (7). O cilindro tem 509mm de diâmetro, 610mm de altura, gira a 1,7 rpm de modo a ter uma velocidade na superfície de 2,7m/min enquanto o pino gira a 17rpm. Neste ensaio os resultados são média de duas determinações de perda de massa e são apresentados como valores relativos a uma amostra padrão.

Bliksöderfer e Laird II (8) num trabalho de revisão cotejaram as características de diversos arranjos experimentais pino contra abrasivo.

Ensaio de abrasão por sulcamento

Este ensaio visa simular as condições de utilização encontradas em britadores de mandíbulas, britadores de impacto e britadores giratórios. Neste ensaio

são obtidas solicitações de impacto repetido encontradas na moagem de minérios (7) podendo fornecer, portanto, indicações sobre o comportamento dos materiais naquelas condições de serviço.

O ensaio é efetuado em um pequeno britador (9) de com a mandíbula estacionária de 2,3 por 13,7 por 19cm e a mandíbula móvel com 1,8 por 13,2 por 21,6 cm feita de um aço de referência, baixo carbono, com 270 de dureza Brinell. A câmara entre as mandíbulas tem 10,2 por 15,3 cm no topo e 0,32 por 15,3 cm na base. O ensaio é efetuado fabricando-se a mandíbula estacionária com o material que se quer testar. Moer-se 908kg de granito com granulometria entre 3,8 e 5,1 cm, em quatro vezes, cada uma com 227 kg. Após cada uma das moagens, as placas são pesadas e ajustadas de modo a retornarem a abertura inicial de operação. O resultado do ensaio é obtido subtraindo-se o peso final das placas do peso inicial e efetuando-se o quociente de perda de peso da placa testada sobre a perda de peso da placa de referência. A figura 2 mostra um esquema do equipamento de ensaio.

Os resultados deste ensaio apresentam segundo Diesburgh e Borik, (10) uma correlação aproximadamente linear com os resultados do ensaio do pino quando o abrasivo utilizado é a alumina, como mostra a figura 3. Este resultado foi obtido ensaiando-se um grande número de aços e ferros fundidos aliado a facilidade de execução e a transferabilidade do ensaio o tornam muito atraente para a validação de materiais. Entretanto na sua utilização tradicional o emprego de um material de referência parece levar a imprecisões estatísticas desnecessárias pois uma análise detalhada deste ensaio feita por Sare (11) mostrou que o desvio padrão obtido com o procedimento tradicional é maior do que quando se empregam mandíbulas fixas e móveis de materiais alternadamente diferentes.

Ensaio da amostra contra abrasivo solto numa trilha (12)

O equipamento de ensaio consiste de uma trilha circular de cobre com 50,8mm de largura. Contra esta trilha mantém-se pressionada uma amostra de 38,1 por 57,1mm, sob pressão de 0,26MPa. A amostra é movimentada na velocidade de 0,6m/s numa distância total de 2172m. A abrasão é causada por uma polpa constituída de areia de sílica. A figura 4 (13) mostra o esquema do equipamento.

O aspecto mais importante relativo a este ensaio é que dentre todos os ensaios de laboratórios é o que tem, comprovadamente, uma relação bem estabelecida com ensaios feitos em moinhos com bolas de 375mm de diâmetro.

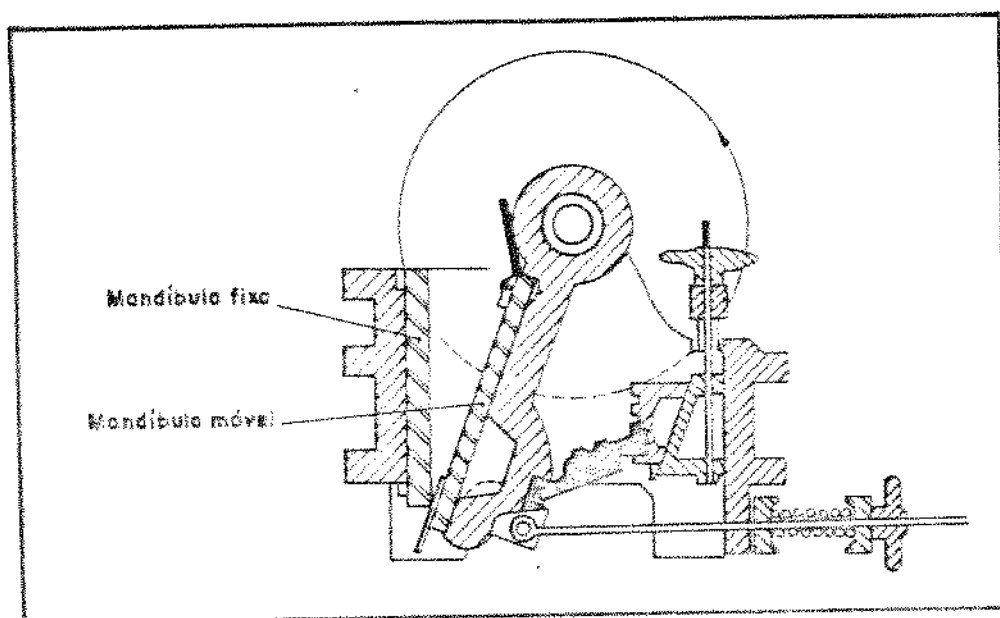


Figura 2. Esquema do equipamento de ensaio de abrasão por sulcamento. (9)

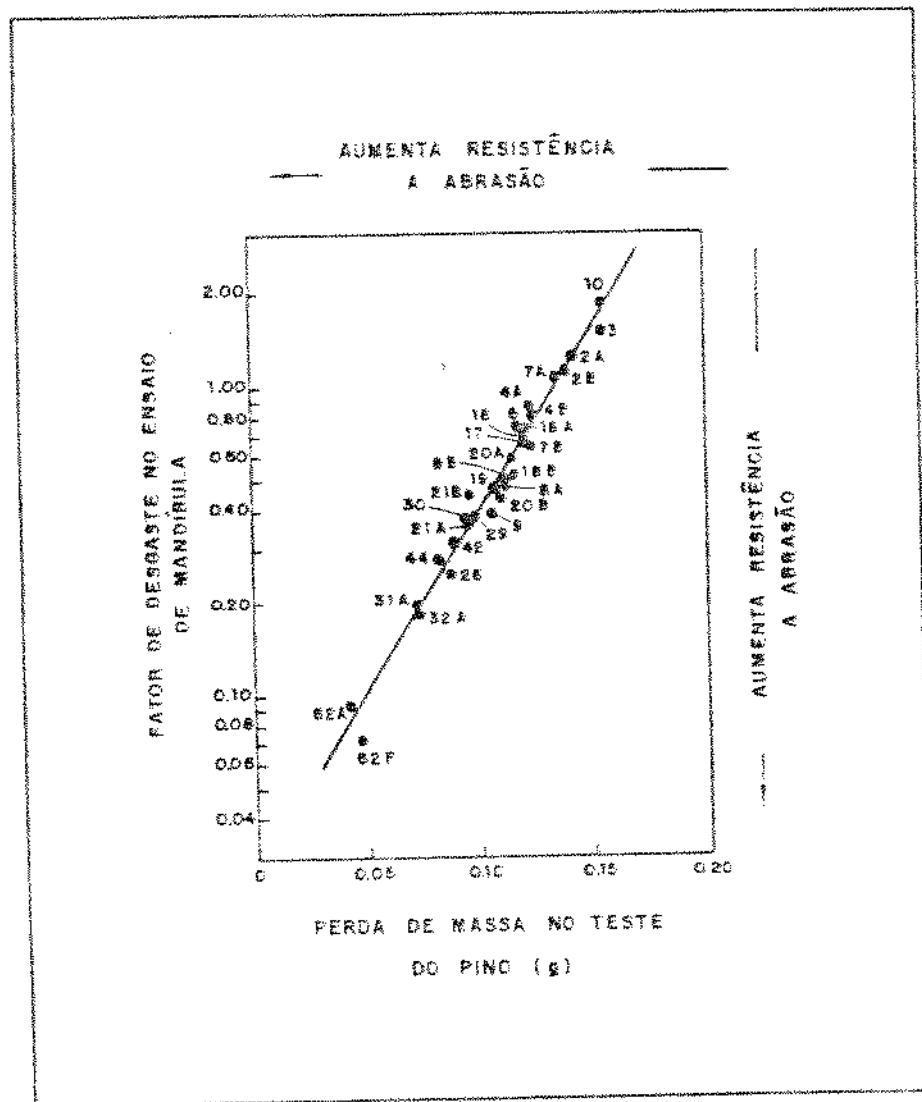


Figura 3. Correlação entre os resultados do ensaio de mandíbulas de britador e ensaio do pino. (10)

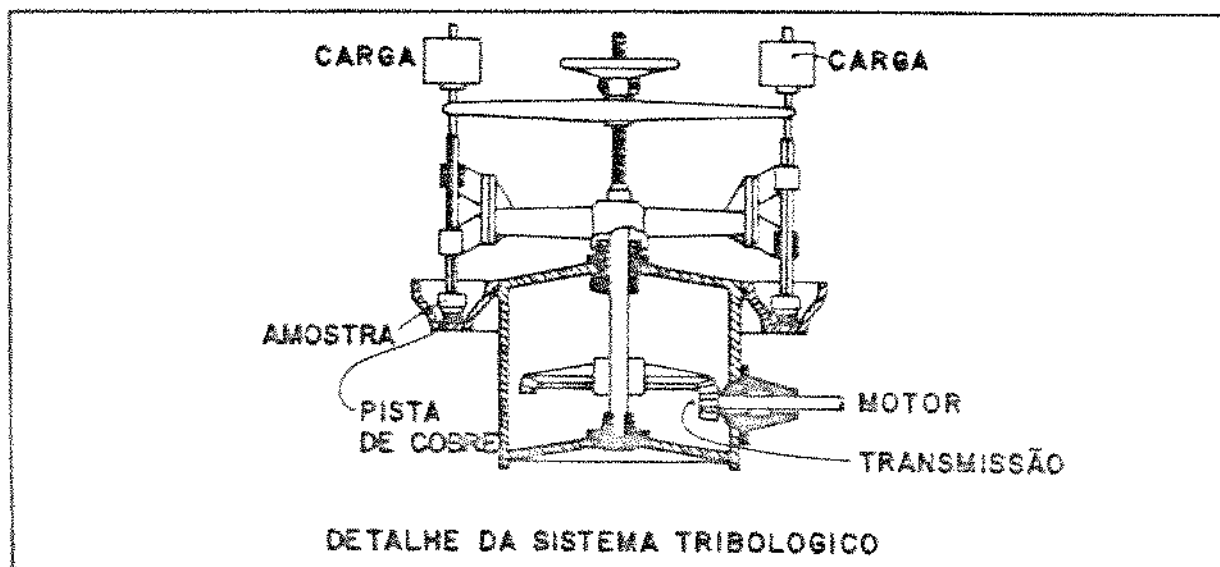


Figura 4. Esquema do equipamento para ensaio contra pista metálica. (6)

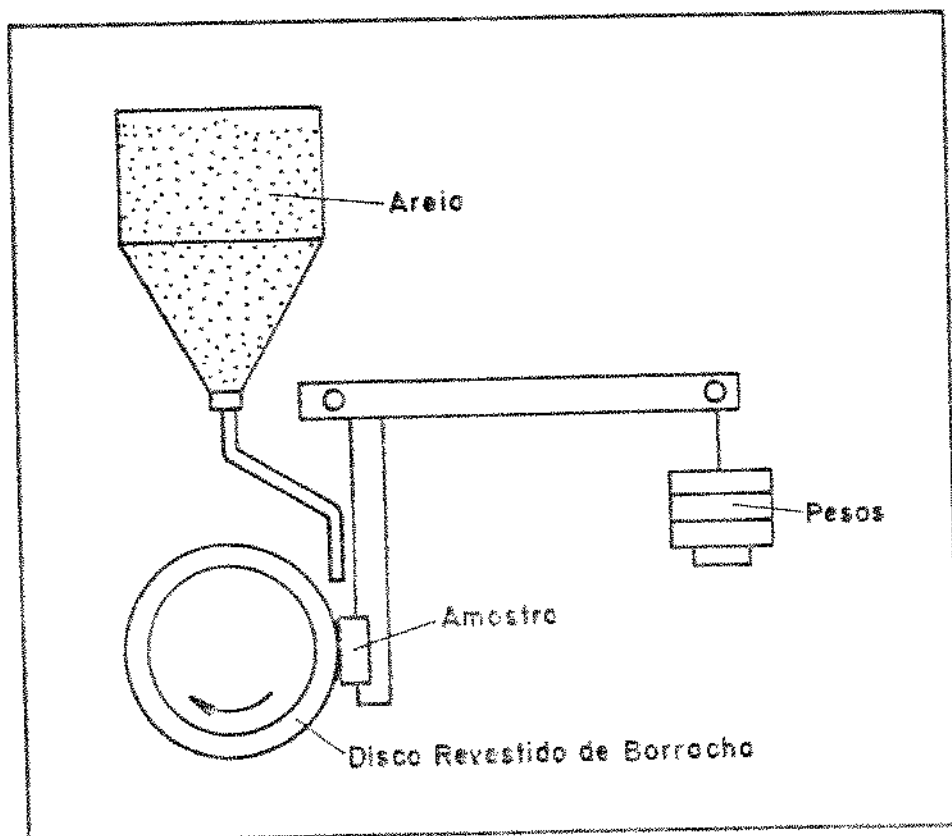


Figura 5. Esquema do ensaio da roda de borracha. (9)

Ensaio da roda de borracha (9)

Este ensaio procura reproduzir as condições de abrasão sob baixas tensões que ocorrem em situações como o bombeamento de lamas de minério, transporte de concentrados minerais, manipulação de atmosferas contendo poeiras em suspensão e movimentação de terra. A figura 5 mostra o esquema do aparelho para ensaio a seco. No caso de ensaio com lama de areia o conjunto roda de borracha/corpo de prova fica imerso em uma lama de água e areia.

O equipamento consiste numa roda de aço envolvida por um anel de borracha de 1,25 por 1,25m e 18cm de diâmetro que gira numa velocidade de 240 rpm. O ensaio é realizado comprimindo-se uma amostra de 0,6 por 2,5 por 5,7 cm contra o anel de borracha com uma força de 200N. São efetuadas 5.000 rotações do disco para eliminar defeitos superficiais da amostra. Realiza-se outra série de 5.000 rotações após o qual o material é pesado e a perda de peso da amostra é medida. O resultado é apresentado em termos de perda de volume. No desenvolvimento do ensaio observou-se que a perda de volume dependia da dureza da roda de borracha. Por isto convencionou-se apresentar os resultados sempre referidos à dureza 55 Shore da roda de borracha.

No ensaio a seco um silo proporciona uma cortina de areia com vazão constante de uma areia padrão 50/70 AFS. No caso de ensaio com lama, esta é preparada com 1500g de areia e 940g de água.

Referências Bibliográficas

01. GUESSER W., et alii "Nióbio em Ferros Fundidos Ligados ao Cromo para Aplicação em Desgaste Abrasivo". *Metalurgia ABM*, v. 45, N° 381, 1989, pp. 332-339.
02. BIASOLI DE MELLO, J.D. "Abordagem Global do Estudo do Processo Abrasivo Parte 1 Considerações sobre os Métodos Abrasométricos". *Anais do Primeiro Seminário Sobre Materiais Resistentes ao Desgaste*, ABM-EPUSP, São Paulo, Set., 1989, pp. 29-45.
03. KRUSCHOV, M.M. "Principles of Abrasive Wear". *Wear*, v.28, N°2, 1974, pp. 69-88.
04. MUSCARA, J. & SINNOT, M.J. "Construction and Evaluation of a Versatile Abrasive Wear Testing Apparatus" *Metals Engineering Quarterly*, vol 12, N°2, 1972, pp. 21-32.

05. NORMAN, T.E. & LOEB Jr, C.M. "Wear Tests on Grindig Balls". Transactions AIME, v. 176, 1948, pp. 490-526.
06. AVERY, H.S. Discussão de "Wear Tests on Grindig Balls". Transactions AIME, vol 176, 1948, pp. 490-526.
07. BLICKENS DERFER, R. & TYLÓZAK, J.H. "Laboratory Tests of Spalling, Breaking and Abrasion of Wear Resistant Alloys Used in Mining and Mineral Processing" Bureau of Mines 1985-505-0192/20,075., USA, pp. 1-17.
08. SARE, I.R. "Repeated Impact-abrasion of Ore-Crushing Hammers". Wear, v.87, N° 3, 1983, pp. 207-225.
09. BORIK, F. "Using Tests to Define the Influence of Metallurgical Variables on Abrasion". Metals Engineering Quarterly, N° 5, 1979, pp.33-39.
10. BLICKENS DERFER R. & LAIRD II, G. "A Pin-on-Drum Abrasive Wear Test and Comparison with Other Pin Tests". Journal of Testing and Evaluation, v. 16, N° 6, 1988, pp. 126-516.
11. DIESBURGH, D.E. & BORIK, F. "Optimizing Abrasion Resistance and Toughness in Steels and Irons for the Mining Industry". Climax Molybdenum Co. 1974, pp. 15-41.
12. AVERY, H.S. Discussão de "The Abrasion Resistance of Metals" Hawort Jr., R.D. Transactions of the AIME. v. 41, 1949, pp. 819-869.
13. RIGNEY, D. A. & GLAESER, W.A. Wear resistance. In: Metals handbook, ASM. 9. ed., 1978. v.1, pp. 597-638.

BIBLIOGRAFIA

01. ALBERTIN, E. et alii. "Ferros Fundidos Brancos Resistentes ao Desgaste Abrasivo". Anais do 3º Congresso Brasileiro de Fundição, São Paulo. Associação Brasileira de Fundição, 1986, 26p.
02. "Alloy Cast Iron" In: Metals Handbook, AMERICAN SOCIETY FOR METALS. 9. ed., 1980, v.1, pp. 75-92.
03. Anuário Estatístico da Industria Brasileira de Fundição. Associação Brasileira de Fundição. São
04. ASTM Standards. "Determining Volume Fraction by Sistematic Manual Point Count". v.II, 1982, pp. 534-562
05. "Austenitic Manganese Steel", In: Metals Handbook AMERICAN SOCIETY FOR METALS. 9. ed., 1980, v.1 pp.568-588.
06. AVERY, H.S. Discussão em "Wear Test on Grinding Balls" NORMAN, T.E. & LOEB Jr., C.M. Trans. AIME , v. 176, 1948, pp. 490-526.
07. AVERY, H.S. "Work Hardening in Relation to Abrasion Resistance". In: Materials for the Minning Industry. Climax Molybdenun Company, 1974, pp. 43-77.
08. AVERY H.S. "Clasifcation and Precision of Abrasion Tests" Wear of Materials, 1979 pp. 148-157.
09. BAIK, H.K. & LOPER Jr. C.R. "The Influence of Niobium on the Solidification Structure of Fe-C-Cr Alloys". AFS Transactions, v. 80, 1988, pp. 405-412.
10. BAIN, E.C. & PAXTON, H.W., "Alloying Elements in Steel, ASM, 1961
11. BARROS FILHO, O. & BANDEIRA DE MELO, L.A. "Utilização de Peças de Aço e Ferro Fundido para Componentes Resistentes ao Desgaste e Alta Temperatura nas Usinas de Pelotização de CVRD". Documento Interno da Companhia Vale do Rio Doce, sem data, 37p.
12. BASAK, A. et alii "Phase Transformations in Cr-Mo White Cast Irons". Materials Science and Technology. v. 4. 1988, pp. 22-34.
13. BEE, J.V. et alii "A Isothermal Transformation in Iron-Chromiun-Carbon Alloys" "Met. Transaction A v. 10A, st. 1979, pp.1207-1222.

14. BEGUINOT, J., et alii., "A New Metallurgical Conception for Wear-Resistant Steels" Wear Resistance of Metals and Alloys, ASM 1988, pp. 99-104.
15. BERALDO, J.L. Moagem de Minérios em Moinhos Tubulares. Ed. Edgard Blucher Ltda e Secretaria de Estado da Indústria, Comércio, Ciência e Tecnologia. cap. 3, São Paulo, 1987, pp. 20-44.
16. BEREZA, J.M. - "Wear and Impact Resistant White Cast Irons". British Foundryman, N° 10, 1981, pp. 205-211.
17. BERNS H. & FISCHER, A. "Abrasive Wear Resistance and Microstructure of Fe-Cr-C-B Hard Surfacing Weld Deposits" Wear of Materials, 1985, pp. 625-633.
18. BERNS, H. & TROJAN, W. "New Cold Working Tool Steels" Metals and Materials, N° 6, 1986, pp. 421-425.
19. BLICKENSDEFER, R; et alii. "The Effect of Heat Treatment on Spalling of Cr-Mo White Cast Iron". in Wear of Materials, 1983, pp. 471-476.
20. BLICKENSDEFER, R. & TYLCZAK, J.H. "Laboratory Tests of Spalling, Breaking and Abrasion of Wear Resistant Alloys Used in Mining and Mineral Processing" Bureau of Mines 1985-505-0192/20,075., USA, pp. 1-17.
21. BLICKENSDEFER R. & LAIRD II, G. " A Pin-on-Drum Abrasive Wear Ensaio and Comparison with Other Pin Ensaios". Journal of Ensaioing and Evaluation, v. 16, N° 6, 1988, pp. 516-126.
22. BORIK, F. "Using Tests to Define the Influence of Metallurgical Variables on Abrasion". Metals Engineering Quarterly, N° 5, 1979, pp.33-39.
23. BUNGARDT, K., et alii. "Untersuchung uber den Aufbau des Systems Eisen-Chrom-Kohlenstoff" Archiv fur Eisenhüttenwesen, v.29, N° 3, 1958, pp. 309-320.
24. CARPINETTI COSTA, P.H. "Efeito do Nióbio em Ferros Fundidos Brancos Ligados ao Cromo e Molibdênio". Dissertação de Mestrado, EPUSP, 1986, 109 p.
25. CZICHOS, H. & MOLGAARD, . "Towards a General Theory of Tribological Systems", Wear, v. 44, N° 2. 1977, pp. 244-264.
26. De MELLO, J.D.B. "Considerações Sobre os Métodos Abrasométricos" Anais do Primeiro Seminário Sobre Materiais Resistentes ao Desgaste. EPUSP-ABM, São Paulo, Set., 1989, pp.29-46.

27. De MELLO, J.D.B. & DURAND-CHARRRE, M. "Phase Equilibria and Solidification Sequences of White Cast Irons Containing Vanadium and Chromium" Material Science and Engineering, v. 67, 1984, pp. 109-117.
28. DEUSTSCHER, O. Verschleißschwerpunkte in der sthlindustrie und möglichkeiten zur senkung der verschleissbedingten kosten. Dusseldorf, Betriebsforschungsinstitut, 1986. n.p.
29. DIESBURGH, D.E. & BORIK, F. - "Optimizing Abrasion Resistance and Toughness in Steels and Irons for the Mining Industry". In: Materials for the Mining Industry. Climax Molybdenum Co., 1974, pp. 15-41.
30. DIN 50320: Verschleiss - Begriffe, Analyse von Verschleissvorgaengen, Gliderung des Verschleissgebietes. Beuth Verlag, Berlin, 1979.
31. DODD, J. & DUNN, D.J. "High-Chromium-Molybdenum Alloy Irons for the Mining Industry" Molybdenum Mosaic, v. 3, N° 2, 1978, 12 p.
32. DOWSON, D. & TAYLOR, C.M. "A Survey of Research on Tribology and Future Priorities". Wear, v. 4, N° 106, 1985, pp. 347-358.
33. DUPIN, P., SAVENA, J. & SCHISLER, J.M. "A Structural Study of Chromium White Cast Irons" Transactions AFS, v. 154, 1982, pp.711-718.
34. DURMAN, R.W. "The Application of Alloyed White Cast Irons in Crushing, Grinding and Material Handling Processes". The British Foundryman, N°. 4, 1972, pp. 164-170.
35. FANG, L. et alii. "Abrasive Wear Resistance of Chromium Family White Cast Irons". Chin. J. Met. Sci. Tech., v. 4, 1988, pp.16-23
36. FARGE, J. C. & BARCLAY, G.A. "Properties and Performance of Cast-Iron Grinding Balls". In: Materials for Mining Industry. Climax Mo. Co, Han Harbour, 1974, pp. 189-199. Paulo. 1988, 58p.
37. GARBER, M.E. & TSYPIN, I.I. " Principles of Selecting the composition and Structure of Rear-Resistant White Irons Castings". Russian Casting Production, N° 2. 1970, pp. 54-58.
38. GREGOLIM, J.A.R. "Desenvolvimento de Ligas Fe-C-Cr-(Nb) Resistentes ao Desgaste. Tese de Doutorado. FEC-UNICAMP, 1990, 228p.

39. GOLDENSTEIN H., & AARONSON, H.I., "Overall Reaction Kinetics and Morphology of Austenite Decomposition Between the Upper Nose and the Ms of a Hypoeutectoid Fe-C-Cr Alloy" Met. Transactions A v. 21A. Jun. 1990 pp. 1465-1478.
40. GUESSER, W., et alii. "Nióbio em Ferros Fundidos Ligados ao Cromo para Aplicações em Desgaste Abrasivo". Metalurgia ABM, v. 45, N° 381, Ago. 1989, pp.323-339
41. Guide to Select Engineered Materials. Número Especial de Advanced Materials and Process, jul., 1989.
42. GUNDLACH, R.B. - "Microstructure, Hardness and Abrasion Resistance of As-Cast 17,5% Chromium White Irons". AFS Transaction, v. 78, 1974, pp. 309-316.
43. GUNDLACH, R.B. & PARKS J.L. "Influence of Abrasive Hardness on the Wear Resistance of High Chromium Irons". Wear, v. 43, N° 3, 1978, pp. 97-108.
44. HONEYCOMBE, R.W.K. "Aços Microestrutura e Propriedades" Fundação Calouste Goulbenkian, Lisboa, 1982, pp.142-144.
45. JACKSON, R.S. "Metallurgical and Production Aspects of High Chromium Cast Irons for Abrasion Resisting Applications". The British Foundryman, v. 67, N° 2, 1984, pp 34-41.
46. JACKSON, R.S. "The Austenite Liquidus Surface and Constitutional Diagram for the Fe-Cr-C Metastable System". Journal of the Iron and Steel Institute, N° 1, 1970, pp. 163-167
47. KJOS, D.M. "Materiales Ferrosos de Desgaste e su Diseño" III Simposium de Molienda da Armco, Chile, 1980, 16p.
48. KOSEL, T.H. & FIORE, N. F. "Abrasive Wear in Multiphase Microstructure" Journal of Materials for Energy Systems, N° 3, 1981, pp. 7-27.
49. KRUSCHOV, M.M. "Principles of Abrasive Wear". Wear, v.28, N° 2, 1974, pp. 69-88.
50. LANCASTER, J.F. "What Causes Equipment to Fail?" Hydrocarbon Processing, Jan. 1975, pp.74-76.
51. MAGNE, A. "Methodes de Simulation pour l'Etude Metallurgique de l'Abrasion, l'Erosion et de l'Usure a Chaud." ATB Metallurgie, v. XXIV, N° 4, 1984, pp. 134-141.

52. MARATRAY, F. & BECHET, S. - "Fundiciones blancas de alto contenido en cromo resistentes a la abrasion". Colada, v. 12, N° 9, pp. 103-108.
53. MARATRAY, F. & POULATION, A. "Etude de la Durete des Structures Martensitiques et de la Retention d'Austenite par Trempe et Hypertrempe" Cercle d'etudes des Métaux, Saint-Etienne, 1977, 40 p.
54. MARATRAY, F. & POULATION, A. "Etude de la Transformation par Revenu de l'Austenite Retenue et par Traitement Isotherme Subcritique de l'Austenite Stabilisée". Cercle d'etudes des Métaux, Saint-Etienne, 1977, 33p.
55. MARATRAY, F. & USSEGLIO-NANOT, R. "Factors Affecting the Structure of Chromium and Chromium-Molybdenum White Irons". Climax Molybdenum Co. 1970, 35 p.
56. MARATRAY, F. & USEGLIO-NANOT, R. - "Atlas: Transformation Characteristics of Chromium and Chromium Molibdenum White Irons". Climax Molibdenum Co. 1970. 198p.
57. MOORE, M.A. & DOUTHWAITE, R.M. "Plastic Deformation Below Worn Surfaces" Metallurgical Transactions, v. 7A, 1976, pp. 1833-1839.
58. MUSCARA, J. & SINNOT, M.J. "Construction and Evaluation of a Versatile Abrasive Wear Testing Apparatus" Metals Engineering Quarterly, vol 12, N°2, 1972, pp. 21-32.
59. NBR 6672, Determinação da Dureza Vickers, ABNT, Jul. 1981, 17 p.
60. NOGUEIRA, R.E. F. Q. & De Mello, J. B.D. "Esclerometria Aplicada ao Estudo do Desgaste Abrasivo: Potencialidade da Técnica, Construção e Avaliação de Esclerômetro Retilíneo" Anais do 43° Congresso Anual da ABM, v. 2, 1988, pp. 281-300.
61. NORMAN, T.E., et alii. "Martensitic White Irons for Abrasion Resistant Castings". Transactions AFS, v. 67, 1980, pp. 242-256.
62. NORMAN, T.E. & LOEB Jr, C.M. "Wear Tests on Grinding Balls". Transactions AIME, v. 176, 1948, pp. 490-526.
63. NORQUIST, D.E. & MOELLER, J.E., "Relative Wear Rates of Various Diameter Grinding Balls in Production Mills". Transactions AIME, v. 187, 1950, pp 712-714.

64. NORMAN, T. E. & LOEB, L.M., "Wear Tests on Grinding Balls". Transactions AIME, v. 176, 1948, pp. 490-526.
65. PARKS, J. L. " Characteristics of As-Cast and Subcritically Heat Treated High Chromium-Molibdenun White Irons for Thick-Section Castings" Tansactions AFS, v. 97, 1978, pp 93-102.
66. PARENT-SIMONIN, S. et alii. "Les Fontes Blanches au Chrome-Vanadium", Fonderie, v. 375, N° 2, 1978, pp. 43-49.
67. PEARCE, T.H. "Abrasive Wear Behaviour of Alloy Cast Irons" The British Foundryman, 1985, v.78, N° 1, pp. 13-23.
68. POHL, M. Notas de Aula do Curso "Micromecanismos de Desgaste", FDTE-EPUSP, 13-15 set. 1989.
69. POTAPOVA, M.S., et alii "Secondary Hardness of Alloy White Irons". Metalovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metalov. N°7, 1985, pp. 494-497.
70. POWEL, G.L.F. "Morphology of Eutectic M_3C and M_7C_3 in White Iron Castings". Metals Forum, v. 3 N° 1, 1980, pp.37-42.
71. RABINOWICZ, E. "The Least Wear", Wear, v. 1, N° 100 1984, pp. 533-541.
72. RIGNEY, D. A. & GLAESER, W.A. Wear resistance. In: Metals Handbook. AMERICAN SOCIETY FOR METALS. 9. ed. Metals Park, 1978. v.1, pp. 597-638.
73. RIVLIN, V.G. "Critical Review and Constitution of Carbon-Chromium-Iron and Carbon-iron-Manganese Systems" International Metals Reviews, v.29, N° 4, 1984, pp. 299-315.
74. ROTONDARO, R.G. Comunicação pessoal Ago. 1989
75. ROZHKOVA, E.V. et alii - "Efect of Carbon on the Transformation of Austenite in White Chromium Cast Iron" Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov, v. 4, 1977, pp. 21-24.
76. SARE, I.R. - "Abrasion Resistant and Fracture Toughness of White Castt Irons". - Metals Techonology, N° 11, 1979, pp. 412-419.
77. SARE, I.R. "Repeated Impact-abrasion of Ore-Crusshing Hammers". Wear, v.87, N° 3, 1983, pp. 207-225.

78. SAWAMOTO, A., OGI, K. & MATSUDA, K. "Solidification Structures of Fe-C-Cr-(V-Nb-W) Alloys" AFS Transactions v. 72, 1986, pp. 403-416.
79. SHABUYEV, S.A. "Chromium Cast Irons for Drilling Pump Liners" Russian Casting Production, N° 9, 1971, pp. 369-370.
80. SINATORA, A. et alii. "Efeito do Carbono Cromo e Molibdênio na Solidificação e Microestrutura de Ferros Fundidos Brancos com 15 ou 20% de Cromo". Fundição e Matérias Primas, v. 10 N° 92, Ago. de 1988, pp. 22-29.
81. SINATORA, A., et alii. "Estudo do Revenido de Ferros Fundidos Brancos com Alto Cromo" Metalurgia ABM, v. 46, N° 300, 1990, pp. 249-251.
82. SINATORA, A. & GOLDENSTEIN, H. "Um Estudo Estatístico dos Resultados de Maratray e Useglio-Nanot". Trabalho não publicados of the A.S.M., N° 6, 1943, pp. 381-422.
83. SINATORA, A. & ALBERTIM, E. Convênio IPT-FINEP "Bolas de Moinho de Ferro Fundido Branco de Alto Cromo". 6° Período, Jan.-Mar. 1990, 18p.
84. SINATORA, A. et alii. "Efeito da Porcentagem de Austenita Retida na Taxa de Desgaste de Ferros Fundidos Brancos de Alto Cromo Contendo ou não Vanádio" Anais do Primeiro Seminário sobre Materiais Resistentes ao Desgaste. EPUSP-ABM, Setembro 1989, São Paulo, pp. 183-198.24.
85. SINATORA, A. et alii "Microestrutura dos ferros fundidos brancos de alto cromo" Máquinas e Metais, N° 4, 1987, pp. 54-59.
86. SOU, L., et alii. "Abrasive Wear Resistance of Chromium Family White Cast Irons" Chin. J. Met. Sci. Technol. v. 4, 1988, pp. 16-23.
87. Standard Specification for Abrasion-Resistant Cast-Iron. A532-82. Annual Book of ASTM Standards. Section 1: iron and steel products. Philadelphia, Jan. 1986, pp. 536-539
88. STEFANESCU, D.M. & CRACIUM, S. "Fontes a 15% Cr Allies au Manganese et au Vanadium pour Pieces Moulées Resistant à L'usure par Abrasion" Fonderie, v. 364, N° 2, 1977, pp. 51-60.
89. SU, J.Y. et alii. "An Investigation of Abrasive Wear Resistance of Unidirectional Solidified High Chromium

- Iron". Wear of Materials 1985, pp. 621-624.
90. "The role of Molybdenum in Abrasion-Resistant material". Climax Molybdenum Co., 1962, 20 p.
 91. THORPE, W.R. & CHICCO, B. "On the Formation of Duplex Eutectic Carbides in Commercially Important White Irons". Materials Science and Engineering. v. 51, 1981, pp. 11-19.
 92. TOFAUTE, W., et alii "Das System Eisenchrom-chromkarbid Cr_7C_3 - zementit" Archiv fur Eisenhüttenwesen 12, Juni, 1936, pp. 617-630.
 93. TSCHIPTSCHIN A.P. & GOLDENSTEIN H. "Aços e Ferros Fundidos Resistentes ao Desgaste Abrasivo". Relatório interno FAÇO - Fabrica de Aços Paulista - 1983, 32p.
 94. TURENNE, S., et alii. "The effect of Matrix Microstructure on the Abrasion Resistance of High-Cr White Cast Irons". Wear Resistance of Metals and Alloys, Proc. Simp. ASM 1988, pp. 105-113.
 95. VATAVUK J. & GOLDENSTEIN H. "Aços Hadfield Contendo uma Dispersão de Carbonetos de Nióbio e Titânio" Anais do 2º ETUAN, Rio de Janeiro, 1987, pp456-462
 96. XING, J., et alii. "An Investigation on the Wear Resistance of High Chromium carbonocast Iron". Wear of Materials, 1983, pp. 45-61.
 97. WATSON, J. D., et alii "Abrasive Wear of White Cast Irons". Metals Forum, v.3, N° 3, 1980. pp. 11-19.
 98. WESNER, A.L., et alii "Study of Grinding-Ball Wear Employing a Radioactive-Tracer Technique." Transaction AIME, v. 217, 1960, pp. 429-434.
 99. ZAMPIERI.P., et alii. "Ensaio de Desgaste Abrasivo em Liga para Revestimento Duro Contendo Nióbio." Anais do Primeiro Seminário sobre Materiais Resistentes ao Desgaste. EPUSP-ABM, Setembro 1989, São Paulo, pp.77-91.
 100. 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 55º Congresso Internacional de Fundição, URSS, 1988, pp. 16-23
 101. ZMESKAL, O. & COHEM, M. "The Tempering of Two High-Carbon High-Chromium Steels". Transactions of the A.S.M., N° 6, 1943, pp. 381- 422.

102. ZUM-GAHR, K.H. & DOANE, J. "Optimizing Fracture Toughness and Abrasion Resistance in White Cast Irons". Metallurgical Transactions A; v.11 A, N° 4, 1980, pp. 613-620.
103. ZUM-GAHR, K.H. Microstructure and Wear of Materials, Elsevier, cap. 1, 1987, pp. 1-5
104. ZUM-GAHR, K.H. Microstructure and Wear of Materials, Elsevier, cap. 1, 1987, pp. 93-240
105. ZUM-GAHR, K.H. & ELDIS, G.T. - "Abrasive Wear of White Cast Irons". Wear, v.64, N° 2, 1980, pp. 175-194.