

Revestimentos Metálicos para Otimização da Vida Útil de Rolos e Pistas de Moagem em Moinhos de Carvão para Usinas Termoelétricas

P. Ortega, UFSC; P. Bernardini, UFSC e L.A. Torres, TRACTEBEL

Resumo—Os rolos de moagem (dos moinhos rolo sobre pista) de carvão utilizados nas usinas termelétricas são fabricados da liga de ferro fundido branco de alto cromo da classe II D (norma ASTM A532). Tais rolos são tratados termicamente visando aumento da dureza e resistência ao desgaste, todavia, não há garantia de que o ciclo de tratamento térmico empregado atualmente resulte na máxima resistência ao desgaste. A literatura disponível apresenta dados sobre a maximização da dureza mediante otimização da temperatura e do tempo do tratamento térmico. Portanto, neste trabalho são estudadas as diferenças nas propriedades como dureza, microdureza, quantidade de carbonetos secundários e desgaste da liga de ferro fundido branco classe II D tratada termicamente, com e sem tratamento prévio de recozimento. Verificou-se no presente trabalho a possibilidade de aumento da resistência ao desgaste da liga atualmente empregada mediante ajustes no tempo e na temperatura de tratamento térmico e que, o emprego do estado inicialmente recozido pode possibilitar o aumento da resistência ao desgaste e a redução do tempo de desestabilização em relação aos utilizados atualmente.

Palavras-chave—Desestabilização, Desgaste, Ferro Fundido Branco Alto Cromo, Moinho Rolo sobre pista, Tratamento Térmico .

I. INTRODUÇÃO

Os rolos e pistas de moinhos de carvão são fabricados de ferro fundido branco da classe II D (norma ASTM A532). A microestrutura desta liga no estado bruto de fusão é constituída de carbonetos de cromo eutéticos dispersos em uma matriz metálica contendo elevada fração de austenita retida e martensita. Após a solidificação, costuma-se empregar o tratamento de recozimento, visando uma redução de dureza do material para fins de usinagem e, posterior a usinagem, é realizado um tratamento térmico visando a desestabiliza-

ção da austenita (precipitação de carbonetos secundários, o que resulta no aumento da temperatura M_s da austenita) para obtenção da máxima quantidade de martensita (logo, mínima quantidade de austenita retida), dureza e resistência ao desgaste abrasivo.

Assim, o presente trabalho teve os seguintes objetivos: a) investigar o efeito do estado inicial (bruto de fusão versus recozido) sobre a dureza máxima obtida após desestabilização; b) investigar a relação entre dureza da liga e respectiva resistência ao desgaste visando maximizar tal resistência.

II. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A. Características dos Ferros Fundidos Brancos de Alto Cromo

Os ferros fundidos brancos de alto cromo são ligas ferrosas com uma quantidade de cromo entre 11 -30% e 1,8 -3,6% de carbono. Também é comum a presença de alguns elementos de liga como silício, molibdênio, manganês, cobre e níquel [1]. A norma mais freqüentemente utilizada para classificar este tipo de ferro fundido é a ASTM A532.

A microestrutura obtida em um dado ferro fundido branco é resultante da composição química, da taxa de extração de calor durante a solidificação e da velocidade de resfriamento após a solidificação [2-5]. Em geral ao final da solidificação, os ferros fundidos brancos de alto cromo são constituídos por uma fase primária (dendrita de austenita) e um composto eutético M_7C_3 [6].

Os ferros fundidos brancos de alto cromo, no estado de trabalho, possuem em geral, uma elevada fração volumétrica de carbonetos eutéticos (10-30%) e uma matriz metálica que pode ser constituída de diferentes proporções (dependendo do histórico térmico) de austenita, carbonetos secundários e martensita. A elevada fração volumétrica de carbonetos propicia elevada dureza e, em geral, elevada resistência ao desgaste, o que torna estes materiais aplicáveis na indústria de mineração e de cimento (equipamentos de moagem, carcaças de bombas, revestimentos de moinhos e outros itens sujeitos a desgaste) [7,8].

Por outro lado, a possibilidade de se obter peças de geometria complexa (devido emprego do processo de fundição),

Agradecimentos a empresa Tractebel Energia pelo apoio nesta pesquisa. P. Ortega trabalha na Universidade Federal de Santa Catarina (e-mail: portega13@yahoo.com.br).

P.A.N. Bernardini trabalha na Universidade Federal de Santa Catarina (e-mail: pedro@materiais.ufsc.br).

L.A. Torres trabalha na Tractebel Energia (e-mail: ltorres@tractebelenergia.com.br).

torna este material economicamente competitivo em relação aos componentes usinados.

Finalmente, as propriedades dos ferros fundidos brancos podem ser alteradas mediante modificações na composição química e/ou no tratamento térmico visando diferentes objetivos, tais como aumentar resistência à corrosão (aumentando o teor de cromo na liga) ou aumentar a dureza (mediante tratamento térmico) ou ainda aumentar a tenacidade (mediante redução do teor de carbono e cromo, resultando em menor quantidade de carbonetos na microestrutura) [9-11].

B. Transformações e Microestrutura Resultante no Final do Resfriamento

Ao final da solidificação, os ferros fundidos brancos de alto cromo são compostos essencialmente de dendrita primária de austenita e por um composto eutético (carboneto e austenita). Os carbonetos do composto eutético não sofrem posterior transformação ao longo do resfriamento subsequente. Por outro lado, a austenita (tanto a da dendrita quanto do composto eutético), por ser rica em carbono e cromo, apresenta elevada temperabilidade e elevada temperatura de início (M_s) e de final (M_f) de transformação martensítica, sofrendo transformações ao longo do resfriamento que dependem da velocidade de resfriamento no molde e da composição química do ferro fundido [12].

C. Reozimento

As peças feitas de ligas de ferro fundido branco de alto cromo que precisam ser usinadas antes da desestabilização, para isso devem ser submetidas a um tratamento térmico de reozimento, buscando obter uma matriz mais mole e com o máximo de ferrita depois da solidificação. O fenômeno de decomposição da austenita em ferrita mais carbonetos ocorre aproximadamente entre 700 - 750°C. Para se obter a transformação completa de austenita em ferrita, precisa-se de aproximadamente 6 horas a 700°C, dado obtido por meio do ensaio de dilatométrica [13].

D. Desestabilização

Quando se deseja diminuir a quantidade de austenita retida (aumentar a quantidade de martensita) visando maior dureza e resistência ao desgaste se emprega tratamento térmico de desestabilização que consiste no tratamento equivalente à tempera dos aços, porém com o emprego de maior tempo de austenitização, visando desestabilizar a austenita.

Especificamente, a desestabilização da austenita consiste em propiciar a precipitação de carbonetos secundários visando aumentar M_s e M_f e, portanto, diminuir a quantidade de austenita retida (estabilizada) no material.

A figura 1 ilustra que o aumento da temperatura de desestabilização resulta em aumento da quantidade de austenita retida e na existência de um valor máximo de dureza, sendo que este máximo resulta de dois fenômenos [1]. O aumento

da temperatura resulta em maior solubilidade do carbono na austenita e, portanto, menor M_s e maior quantidade de austenita retida o que implica em menor dureza. Por outro lado, quanto maior a temperatura de austenitização, maior a quantidade de carbono dissolvido na austenita (maior precipitação de carbonetos secundários) e a martensita resultante é mais dura (maior teor de carbono). As duas tendências opostas acima explicam a existência de um pico de dureza ao longo da temperatura de desestabilização.

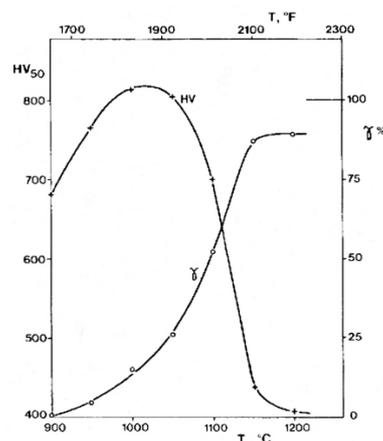


Figura 1. Influência da temperatura de desestabilização na quantidade de austenita retida e dureza da liga.

E. Fenômenos que Ocorrem Durante a Desestabilização

A precipitação de carbonetos secundários depende da composição da liga e da temperatura de desestabilização [14]. Os carbonetos precipitados podem ser M_7C_3 , ou $M_{23}C_6$. Em ligas de ferro fundido branco de alto cromo a precipitação progride do centro da dendrita até a periferia dela.

O aumento da fração volumétrica de carbonetos precipitados ao longo do tempo (figura 2) resulta em redução do teor de carbono dissolvido na austenita e, portanto, aumento das temperaturas M_s e M_f , cuja consequência é diminuir a quantidade de austenita retida (após o resfriamento) [14,15].

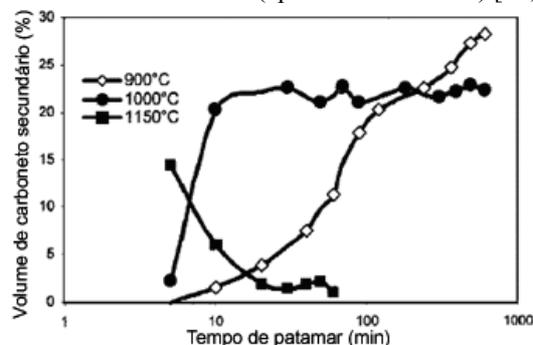


Figura 2. Volume de precipitação de carbonetos secundários como uma função do tempo de patamar da desestabilização para cada temperatura estudada.

F. Desgaste do Ferro Fundido Branco de Alto Cromo

O desgaste se pode definir como a mudança cumulativa e indesejável nas dimensões de uma peça motivada pela re-

moção gradual de partículas das superfícies que estão em contato com movimentos relativos, devido às ações mecânicas. Neste trabalho, o enfoque principal será o mecanismo de desgaste abrasivo, que é o mecanismo predominante no desgaste dos moinhos rolos sobre pista.

As ligas de ferro fundido branco são resistentes ao desgaste dependendo do tipo de microestrutura que apresente a matriz e a quantidade de fração volumétrica de carbonetos presentes na liga [16-18]. Portanto, é importante estudar as influências destes microconstituintes na resistência ao desgaste. Além do mais dependendo da microestrutura e do ensaio abrasivo usado os resultados de desgaste podem ser diferentes.

A dureza e a resistência ao desgaste não são diretamente proporcionais, porém nas liga de ferro fundido branco de alto cromo classe II D a relação existe. Quando a dureza da liga e da matriz aumenta a resistência ao desgaste também incrementa.

G. Moinho de Carvão Rolo sobre Pista

Os moinhos de carvão são equipamentos que recebem o carvão bruto dos alimentadores e o pulverizam até uma fina granulometria, promovendo uma secagem do mesmo, enviando-o diretamente aos queimadores ou aos silos de carvão pulverizado.

O moinho sobre pista é constituído de três rolos de moagem estacionários, que giram em torno de si mesmos sobre uma pista de moagem, conforme figura 3 que ilustra o princípio de operação. O carvão é admitido pela parte lateral e chega até o cone de distribuição, por gravidade, sendo então arrastado pela força centrífuga até a pista de moagem onde é triturado pelos rolos que giram devido ao atrito entre a superfície externa do aro e a pista. Os rolos estão igualmente espaçados na circunferência da pista de moagem, a qual é composta por 12 segmentos.

Os rolos de moagem são em número de 3 e constam de uma parte estática e uma parte girante. Os rolos são fixados com um ângulo de 15° em relação à vertical produzindo um desgaste ao longo da sua vida útil não uniforme, que introduz há necessidade de inverter a posição do rolo depois de um período de trabalho, aproximadamente é de 6000 horas.

Adicionalmente, o desgaste sofrido pelo rolo não é uniforme no sentido radial. O acúmulo de carvão à frente do rolo, gera movimento relativo (deslizamento) entre o carvão e a face do rolo [18], resultando em uma superfície desgastada com forma ondulada, conforme ilustrado na figura 4.

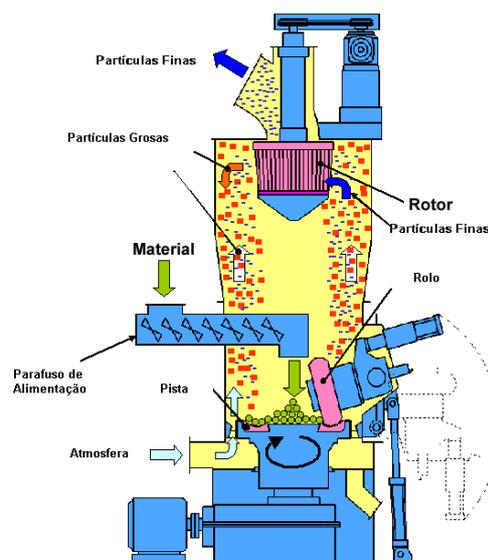


Fig.3: Princípio de operação do moinho rolo sobre pista.

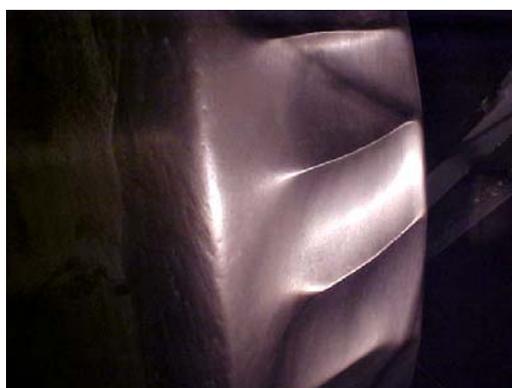


Fig.4: Forma de desgaste no rolo.

III. MATERIAIS E MÉTODOS

Diante do objetivo de otimizar o tratamento térmico e visando maximizar a resistência ao desgaste do ferro fundido branco dos moinhos de rolo pista da classe II D da norma ASTM A532 [19], foram estudadas as propriedades e a microestruturas deste material com e sem recozimento, assim como com os distintos tratamentos de desestabilização.

A. Corpos de Prova do Moinho usados na Usina Termoelétrica

Estas amostras foram extraídas dos rolos dos moinhos que estavam em operação. Para a retirada das amostras se usou a técnica de trepanação e posteriormente eletroerosão para obter os corpos de prova de $50 \times 20 \times 12$ mm. A liga de ferro fundido branco de alto cromo com a qual são fabricados os moinhos é a II D da norma ASTM A532.

B. Corpos de Prova para Tratamentos em Laboratório

Estas amostras foram fundidas na composição II D segundo norma ASTM 532. Foram fundidos blocos com as seguintes dimensões $231 \times 137 \times 120$ mm. O processo de fun-

dição foi realizado em um forno de indução. Para a obtenção dos corpos de prova de 75 x 25 x 12,5mm, os cortes foram realizados por jato de água.

C. Tratamentos Térmicos

Para a realização dos tratamentos térmicos foram usados os corpos de prova do item anterior. Para efetuar o estudo, foram preparados corpos de prova com e sem recozimento prévio a 700°C por 6h. Para o estudo do tratamento térmico de desestabilização, trabalharam-se os corpos de prova com e sem recozimento, a temperaturas entre 950°C e 1100°C e tempos entre 0,5h e 5h. Finalmente foi realizado um tratamento de revenimento no material a 200°C por 1 hora. O resfriamento de todos os tratamentos foi realizado ao ar.

D. Análise Química

A determinação da composição química foi feita através de espectrofotômetro de emissão ótica baseado na norma IT 7433.

E. Macro e Microdureza

A dureza Rockwell C foi medida nos corpos de prova com e sem tratamento térmico antes da preparação metalográfica. Foram realizadas dez medições de dureza Rockwell C na superfície das amostras de acordo com a norma ABNT-NBR 6671-1981, em um durômetro de bancada. No ensaio foi usado uma pré-carga de 10 kgf e uma carga de 150 kgf. Para o ensaio de microdureza os corpos de prova foram preparados e atacados. O equipamento usado foi o microdurômetro Shimadzu HVM com uma carga de 100g (HV 0,1).

F. Ensaio de Desgaste

O ensaio de desgaste abrasivo ASTM G65-00 foi escolhido para testar estas ligas, já que é o ensaio que tem mais similaridade com o tipo de desgaste que sofrem os moinhos rolo sobre pista. Na série de ensaios, optou-se pelo procedimento A da norma, 6000 rotações e 130 N que é o procedimento para materiais de elevada dureza e alta resistência ao desgaste. Os resultados dos corpos de prova retirados dos moinhos foram comparados com os obtidos da liga IID tratada no laboratório.

IV. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A. Análise Química

A composição química dos corpos de prova retidos dos moinhos e da liga tratada na fusão e no laboratório são apresentados na tabela 1 juntamente com as indicadas pela norma ASTM A532.

Observa-se na tabela 1 que as composições químicas dos corpos de prova dos moinhos e no material bruto de fusão esta dentro da norma ASTM A532. Portanto a liga estudada

é hipoeutética, e a primeira fase em solidificar é a austenita. O composto eutético apresenta carbonetos do tipo M_7C_3 .

TABELA I
COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS CORPOS DE PROVA DA LIGA II D

Corpo Prova	Elemento	C	Si	Mn	Mo	Ni	Cr	Cu
Rolo	Valor	2,81	0,91	0,72	1,85	0,41	23,28	0,09
Liga Bruta de	Experimental	2,98	0,71	0,75	1,90	0,35	21,22	0,06
Fusão	ASTM A532	2,0-3,2	1,0 máx	0,5-1,5	1,0-2,0	1,5 máx	18,0-23,0	1,2 máx

B. Influência da Temperatura e Tempo de Desestabilização nas Propriedades do Ferro Fundido Branco de Alto Cromo

Os seguintes resultados de dureza, microdureza, contagem de carbonetos secundários e resistência ao desgaste, foram obtidos das amostras de ferro fundido branco classe II D testados com diferentes tratamentos térmicos, conforme apresentado a seguir.

C. Influência da Temperatura e Tempo de Desestabilização na Dureza

Variou-se a temperatura e tempo de desestabilização, partindo-se tanto do estado bruto de fusão quanto do estado recozido, obtendo-se os seguintes resultados:

Estado inicial: bruto de fusão

Na figura 5 se mostra a tendência da dureza com a evolução da temperatura e o tempo para uma liga de ferro fundido branco de alto cromo II D no estado inicial bruto de fusão.

A figura 5 (a) mostra que a dureza inicialmente aumenta e depois diminui com o aumento da temperatura, havendo um máximo de dureza (63 HRC) a 1000°C por 6 horas.

A figura 5 (b) ilustra que, para temperaturas até 1050°C, ao longo do tempo a dureza inicialmente diminui e depois aumenta ao longo do tempo. Para temperatura de 1100°C, a dureza diminui ao longo do tempo.

Estado inicial: recozido

Ao estudar o comportamento da liga de ferro fundido branco de alto cromo II D em estado inicial recozido (700°C por 6h), obtiveram-se os dados de dureza que se mostram na figura 6.

Observa-se, na figura 6 (a) tal como no estado bruto de fusão, a dureza inicialmente aumenta e depois diminui com o aumento da temperatura, havendo um máximo de dureza (64,8 HRC) a 1050°C por 0,5 hora.

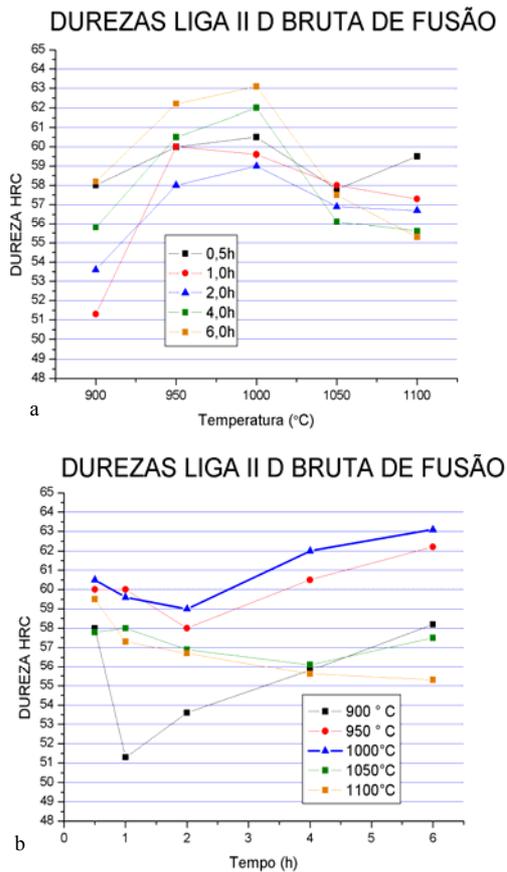


Fig.5: Durezas após desestabilização da liga ferro fundido branco II D no estado inicial bruto de fusão.

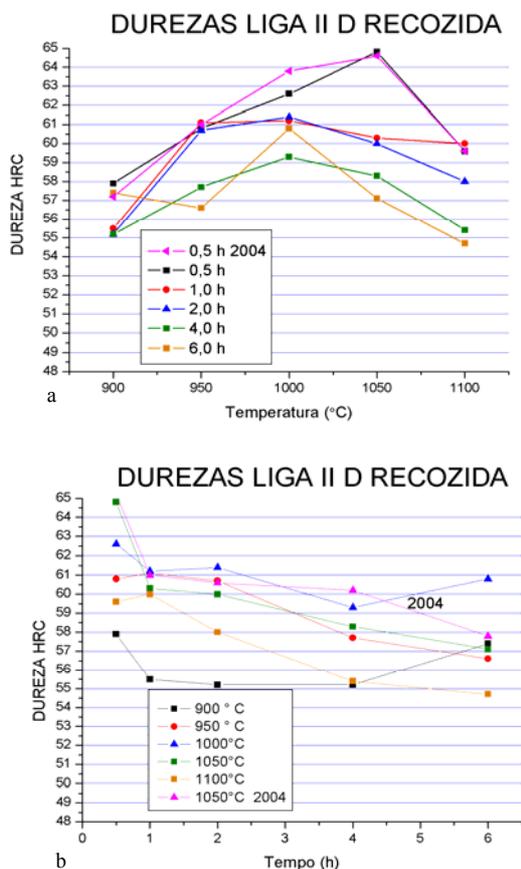


Fig.6: Durezas após desestabilização da liga de ferro fundido branco II D no estado inicial recozido.

A figura 6 (b) ilustra que, dentro de todos os tempos estudados, a máxima dureza ocorre quando se utiliza 0,5 hora de desestabilização.

Nas figuras 6 (a) e (b) se observa que para constatar os máximos de dureza no tempo de 0,5 hora e na temperatura de 1050°C foram levantadas 2 curvas neste tempo e temperatura e um dos dados foi referenciado com o ano de realização dos ensaios 2004.

Síntese dos resultados de dureza

Realizando a comparação dos gráficos das figuras 5 e 6 pode-se observar que são conseguidas durezas maiores em corpos de prova com tratamento térmico de desestabilização em estado inicial recozido, em tempos menores. Corpos de prova em estado inicial bruto de fusão precisa de tempos longos para obter altas durezas, que não conseguiram ser tão altas quanto às dos corpos de prova previamente recozidos.

A tabela 2 sintetiza os resultados relativos à obtenção de máxima dureza depois dos tratamentos térmicos do ferro fundido branco classe II D, com e sem recozimento, onde pode-se constatar que a dureza máxima encontrada foi obtida quando o estado inicial era recozido e a desestabilização foi em um tempo de 0,5 hora a 1050°C.

TABELA II
DUREZAS MÁXIMAS

MATERIAL	ESTADO INICIAL	DUREZA ESTADO INICIAL HRC	DUREZA MÁXIMA HRC	TEMPERATURA °C	TEMPO HORAS
II D	BRUTO DE FUSÃO	56,0	63,1	1000	6
II D	RECOZIDO	40,2	64,8	1050	0,5

D. Influência da Temperatura e Tempo de Desestabilização na Microdureza

Na figura 7 junto à macrodureza e a quantidade de carbonetos secundários esta ilustrada a curva da microdureza da matriz para o tempo de 6 horas e a temperatura 1000°C que foi o tratamento que apresentou melhores resultados de dureza no item C, para a liga II D com estado inicial bruto de fusão (Resultados e Discussão).

Na figura 8 junto à macrodureza e a quantidade de carbonetos secundários esta ilustrada a curva da microdureza da matriz para o tempo de 0,5 hora e a temperatura de 1050°C que foi o tratamento que apresentou melhor resultados de dureza no item C, para a liga II D com estado inicial recozido (Resultados e Discussão).

Uma vez que a quantidade de carbonetos eutéticos não é alterada pelos tratamentos térmicos, a evolução da dureza com o tempo depende apenas da matriz. Portanto, existe uma correlação entre a dureza da liga e microdureza da matriz que é confirmada nos dados representados nas figuras 7

e 8 onde as curvas de dureza da liga e de microdureza da matriz apresentam a mesma tendência.

E. Influência da Temperatura e Tempo de Desestabilização na Quantidade de Carbonetos Secundários

Estado inicial: bruto de fusão

A figura 7 (a) indica que a quantidade de carbonetos por unidade de área apresenta um valor máximo ao longo da temperatura. Este máximo pode ser devido à ocorrência de dois fenômenos de tendências opostas. Em baixas temperaturas a quantidade precipitada é limitada pela cinética de difusão. Aumentando a temperatura, acelera a difusividade e, portanto, a quantidade de carbonetos precipitados. Por outro lado, incrementando a temperatura, a solubilidade para o carbono aumenta, resultando em menor supersaturação da austenita e, portanto, menor quantidade a ser precipitada.

A figura 7 (b) ilustra haver um aumento da quantidade de carbonetos por unidade de área ao longo do tempo, na temperatura de 1000°C e é possível que resulte do fato da austenita (estado bruto de fusão) estar inicialmente supersaturada de carbono.

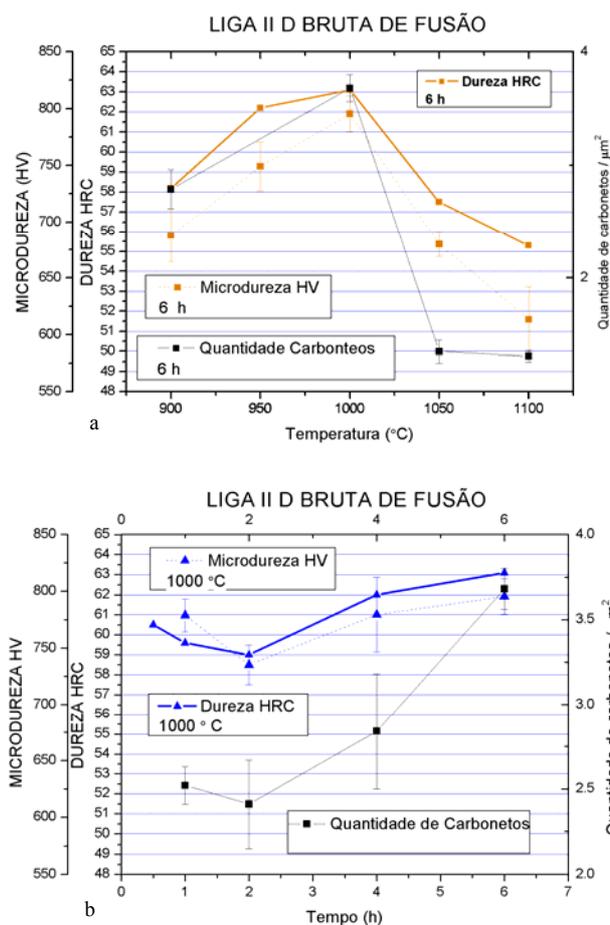


Fig 7: Relação quantidade carbonetos secundários, macrodureza e microdureza para a liga II D no estado inicial bruto de fusão

Observou-se a tendência e a relação entre a quantidade de carbonetos secundários presentes na matriz e a microdureza

da mesma, conforme esperado, pois o aumento da quantidade de carbonetos precipitados por si só aumenta a quantidade de martensita na microestrutura e a dureza da matriz, e portanto, a dureza da liga.

Estado Inicial: recozido

A figura 8 (a) ilustra a existência de um valor máximo na quantidade de carbonetos ao longo da temperatura. A queda da quantidade de carbonetos com o aumento da temperatura de 1050°C para 1100°C é talvez consequência do aumento da solubilidade do carbono e cromo na austenita. Todavia as razões para o aumento da quantidade de carbonetos com o aumento da temperatura de 900°C até 1050°C não são claras quando se admite que a austenita, no início do tratamento, se encontra “sub-saturada” (devido ao recozimento prévio).

A figura 8 (b) ilustra um comportamento diferente ao da figura 7 (b), isto é, que existe a probabilidade de um decréscimo na quantidade de carbonetos por unidade de área ao longo do tempo, na temperatura de 1050°C. Não há, na literatura, discussão sobre este aspecto, mas supõe-se que, uma vez que no presente caso o material foi tratado a partir do estado recozido, no início da austenitização a austenita se encontra “sub saturada” pelo carbono e, ao longo do tempo, ocorre dissolução dos carbonetos precipitados (no recozimento anterior), conforme figura 8 (b). Não foi possível diferenciar se, ao longo do tempo, a queda da quantidade de carbonetos teve origem apenas na dissolução dos mesmos na austenita ou se, adicionalmente, houve coalescimento.

Constata-se na figura 8 haver relação entre a quantidade de carbonetos secundários presentes na matriz e a microdureza da mesma, conforme esperado.

F. Resultados de desgaste

Os ensaios de desgaste foram realizados na liga II D, para amostras desestabilizadas a 950, 1000 e 1050°C (todas por 6 horas) no estado inicial bruto de fusão, e em amostras desestabilizadas a 1000, 1050 e 1100°C (todas por 0,5h) no estado inicial recozido.

Estes ciclos escolheram-se porque envolviam as regiões onde as propriedades estudadas nos itens anteriores apresentavam seus valores ótimos para a liga II D tanto em estado inicial bruto de fusão como recozido.

Amostras da liga II D retiradas dos moinhos também foram testadas no ensaio de desgaste, para ter um valor de referência de perda de volume do material atualmente empregado na indústria. Os valores médios da perda de volume no ensaio de desgaste se apresentam na figura 9.

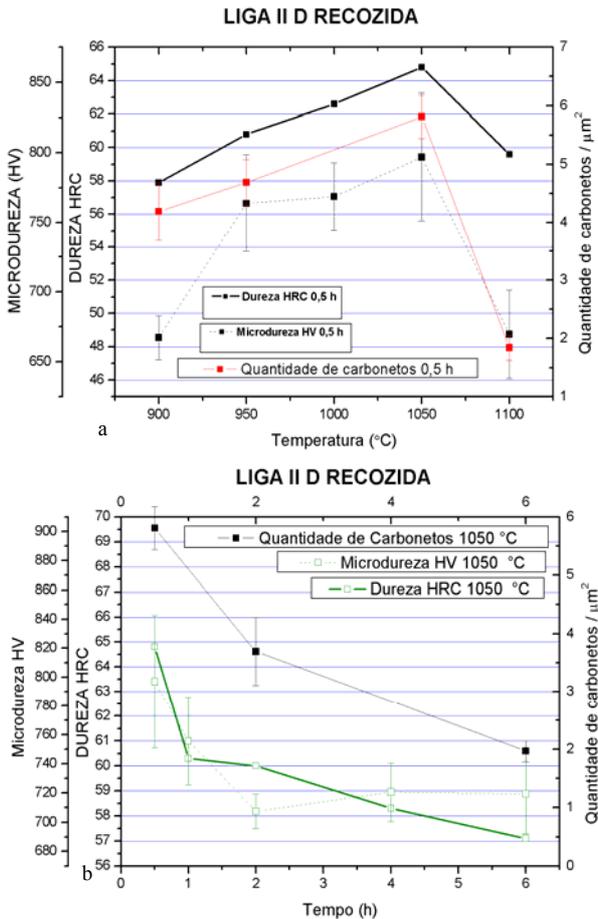


Fig. 8: Relação quantidade carbonetos secundários, macrodureza e microdureza para a liga II D no estado inicial recozido.

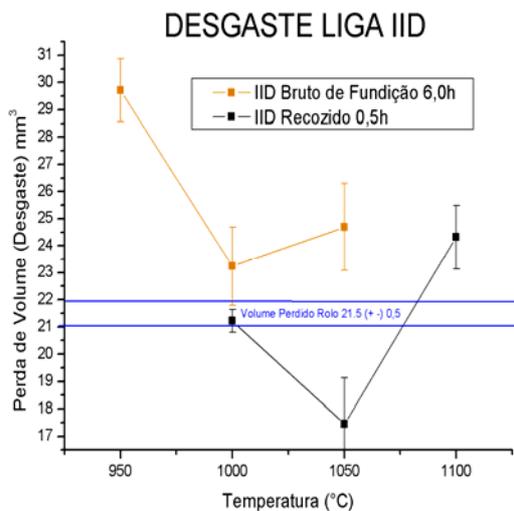


Fig. 9: Perda de volume (desgaste) no ensaio ASTM G-65-00 do ferro fundido branco de alto cromo IID com estado inicial, bruto de fusão e recozido, a diversas temperaturas de desestabilização.

Na figura 9 observa-se que os tratamentos onde se obtiveram as menores perdas de volume (maior resistência ao desgaste) foram: 1000°C por 6 horas para estado inicial bruto de fusão e 1050°C por 0,5 hora para estado inicial recozido.

Portanto, a maior resistência ao desgaste ocorre em situações em que a dureza é máxima.

Ainda na figura 9 pode-se constatar que a resistência ao desgaste obtida a partir de estado previamente recozido é maior que aquela obtida em tratamento a partir de estado bruto de fusão.

A perda de volume das amostras dos moinhos (linha azul, figura 9) só pode ser comparada com as amostras da liga no estado inicial recozido (os moinhos na sua fabricação também são recozidos), obtendo-se uma maior resistência ao desgaste (menor perda de volume) nas amostras tratadas no laboratório (menor tempo de desestabilização em laboratório 0,5 hora, atualmente a indústria utiliza de 4 a 6 horas de desestabilização).

V. CONCLUSÕES

Diante do objetivo de desenvolver o ciclo de tratamento térmico que maximize a resistência ao desgaste de liga da classe II D, os resultados permitiram concluir que:

A maior resistência ao desgaste é obtida quando do emprego de recozimento (700°C por 6 h) seguido de desestabilização a 1050°C por 0,5 hora de patamar;

O emprego de recozimento antes da desestabilização resulta em maiores valores de dureza máxima e de resistência ao desgaste do que em liga desestabilizada a partir do estado bruto de fusão;

A maior dureza (e maior resistência ao desgaste) resultante do emprego inicial de recozimento tem relação com a maior microdureza da matriz (pois a fração volumétrica de carbonetos eutéticos não se altera com os tratamentos) e esta maior microdureza tem relação com a maior quantidade de carbonetos por unidade de área precipitados na matriz (após desestabilização).

Este estudo sugere que para o ferro fundido branco de alto cromo classe II D, recozido previamente, não precisa tempos longos para ser desestabilizado (como recomenda a literatura), portanto, empresas que fundem e utilizam estes materiais em moinhos, podem testar a sua fabricação com tempos menores de desestabilização podendo gerar maior resistência ao desgaste e diminuição de custos (custos de fabricação e manutenção).

VI. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] G. Laird, R.Gundlach, K. Rohrig, "Abrasion - Resistant Cast Iron Handbook," Edited by AFS, Copyright 2000, p.1-215.
- [2] V. Chiaverini, "Aços e Ferros Fundidos. Associação Brasileira de Fundição," 5a Ed, SP, 1984.
- [3] R.Gundlach, "High-alloy white irons," Metals Handbook Ninth Edition, Vol 15, 1988.
- [4] J. ASensio, J.A. Pero-Sanz, J.I. Verdeja, "Microstructure Selection Criteria for Cast Irons with more that 10 wt. % Chromium for Wear Applications," Materials Characterization, Vol. 49, p.83-93, 2003.
- [5] C.G. Schön, A. Sinatora, "Simulation of solidification Paths in High Chromium White Cast Irons For Wear Applications," Calphad, Vol. 22, No. 4, p.437-448, 1998.

- [6] J.A. Sanz-Pero; D. Plaza, J.I. Verdaja, J. Asensio, "Metallographic Characterization of Hypoeutectic Martensitic White Cast Irons: Fe-C-Cr System," Elsevier Science Inc, p. 33-39, 1999.
- [7] D.J Do Carmo, J.F. Dias, "Aplicação da Dilatometria na Otimização de Processo de Obtenção de Ferros Fundidos Brancos de Alto Cromo," Congresso de Fundição, 1997 São Paulo, p.1-22.
- [8] C.P.Trabett, I.R. Sare, "Effect of High Temperature and Sub Ambient Treatments on the Matrix Structure and Abrasion Resistance of a High Chromium White Iron. Scripta Materialia," Vol. 38, p. 1747-1753, 1998.
- [9] O. Prêti, P. Bernardini, "Caracterização das Ligas de Ferro Fundido Branco Resistentes a Abrasão segundo a Norma ASTM A 532 no Estado Bruto de Fundição," Dissertação de Mestrado, Pós-Graduação Engenharia de Materiais, UFSC, Florianópolis, Maio 2004.
- [10] K.H. Zum Gahr, "Abrasive Wear of White Cast Irons, Wear," Vol. 64, p. 175-194, 1980.
- [11] J. Fulcher, T.H. Kosel, N.F. Fiore, "The Effect of Carbide Volume Fraction on the Low Stress Abrasion Resistance of High Cr-Mo White Cast Irons," Wear, Vol. 84, p. 313-325, 1983.
- [12] E. Albertin, A. Sinatora, "Effect of carbide fraction and matrix microstructure on the wear of cast iron balls tested in a laboratory ball mill. Wear," Vol. 250, p. 492-501, 2001.
- [13] J.D. Carmo, J.F. Nasser, A. R. Bellon, "Desenvolvimento de Processo Metalúrgico para Obtenção de Conexões em Ferro Fundido Branco de Alto Cromo". Congresso Anual da ABM, 1996, nº 51, Porto Alegre, RS.
- [14] A. Bedolla Jacuinde, L. Arias, B. Hernández, "Kinetics of Secondary Carbides Precipitation in a High-Chromium White Iron", Journal of Materials Engineering and Performance, Vol.12, p.371-382, 2003.
- [15] M.X. Zhang, P.M. Kelly, L.K. Bekessy, J.D. Gates, "Determination of retained austenite using an X- ray Texture goniometer. Materials Characterization", Vol. 45, p. 39-49, 2000.
- [16] K. Grigoroudis, D.J. Stephenson, "Modelling Low stress Abrasive Wear. Wear", Vol. 213, p. 103-111, 1997.
- [17] K. Heinz, Z. Gahr, "Microstructure and Wear of Materials". Tribology Series 10, Elsevier Publishers, Germany, 1987.
- [18] S.F. Scieszka, "Modelling Durability of Coal Grinding Systems. Wear", Vol. 114, p. 29-39, 1987.
- [19] ASTM A 532 93a. Standard Specification for Abrasion Resistant Cast Irons, American Society Testing Materials, 2000.