

Estudo da Influência do tratamento térmico de austenitização seguida de resfriamento ao ar forçado na resistência ao desgaste abrasivo do ferro fundido branco ASTM A532 IID

Joélson Viera da Silva, joelson.silva@satc.edu.br¹

Alexandre da Silva Rocha, alexandre.rocha@ufrgs.br²

Fábio Peruch, fabio.peruch@satc.edu.br³

Jovani Castelan, jovani.castelan@satc.edu.br⁴

Aguiinaldo Gonsalez, engenharia@spillere.com.br⁵

¹ Faculdade SATC. Rua Pascoal Meller, 73 – Bairro Universitário – CEP 88805-380 – CP 232. Criciúma/SC

² UFRGS. Av. Bento Gonçalves, 9500 – Setor 4 – Prédio 74 – Sl 211 – CEP 91501-970 – Porto Alegre/RS

³ Faculdade SATC. Rua Pascoal Meller, 73 – Bairro Universitário – CEP 88805-380 – CP 232. Criciúma/SC

⁴ Faculdade SATC. Rua Pascoal Meller, 73 – B. Universitário – CEP 88805-380 – CP 232. Criciúma/SC

⁵ Metalúrgica Spillere. R. João Sacheti, 800 – B. Caravaggio – CEP 88868-000 – Nova Veneza/SC

Resumo: Este trabalho teve por objetivo avaliar a influência da temperatura da austenitização na propriedade de resistência ao desgaste abrasivo do ferro fundido alto cromo ASTM A532 II D. Esta liga foi escolhida para estudo em virtude desta ter uma vasta aplicação na indústria de mineração, possuindo como principal característica a utilização em revestimentos de moinhos e martelos de britadores, onde a resistência ao desgaste abrasivo é exigida. Os corpos de prova originais foram caracterizados através de análise química, dureza, percentual de carbonetos e estrutura metalográfica. Para este estudo, foram realizados diferentes ciclos de tratamento de austenitização para obtenção das mudanças na microestrutura e, conseqüentemente, alterações nas propriedades de resistência ao desgaste do material. Para atingir este objetivo, as amostras foram submetidas a diferentes ciclos de austenitização, no intervalo de temperaturas compreendido entre 950 °C e 1.150 °C seguindo a curvas distintas de tempo em temperatura. Uma avaliação metalográfica e verificação das taxas de desgaste através do ensaio de abrasão do tipo roda de borracha foram realizadas, além da quantificação e medição da microdureza dos carbonetos e da matriz. Os resultados ilustram os microconstituintes presentes em cada faixa de temperatura e indicam uma forte correlação entre o desgaste abrasivo e a dureza da matriz da liga ASTM A532 II D.

Palavras-chave: Desgaste Abrasivo, Austenitização, Ferro fundido branco

1. INTRODUÇÃO

Os ferros fundidos com altos teores de elementos de liga possuem uma vasta utilização onde os materiais são submetidos às condições severas de desgaste por abrasão. Nestas condições, o ferro fundido alto cromo tem demonstrado 20 a 25 vezes mais resistente ao desgaste que um aço baixo carbono (Chiaverini 2005, Wiengmoon 2005).

O ferro fundido branco alto cromo, assim como a maioria dos materiais resistentes à abrasão, possui uma relação entre dureza e resistência ao desgaste. Com a modificação da composição química e o tratamento térmico, pode-se ajustar as propriedades do ferro fundido para se obter as necessidades da maioria das aplicações em situações abrasivas. Esta resistência é promovida pela microestrutura, que se relaciona diretamente com a composição química e com os processos de fundição e tratamento térmico (Sinatora e Albertin, 2001; Ribeiro et al., 2011). A Tab. (1) indica a composição química do ferro fundido alto cromo em estudo.

Tabela 1. Composição química do ferro fundido ASTM A532 II D em estudo (% em peso)

	C (%)	Mn (%)	Si (%)	P (%)	S (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	Cu (%)
Norma ASTM	2,00 3,30	2,00 Máx	1,00 2,20	0,10 Máx	0,06 Máx	18,00 23,00	2,50 Máx	3,00 Máx	0,06 Máx
Amostra	2,767	0,589	1,052	0,033	0,044	19,12	0,812	0,1	0,04

A Fig. (1) apresenta a microestrutura típica do ferro fundido alto cromo na condição as-cast. Esta microestrutura consiste de uma matriz austenítica cercada por carbonetos.

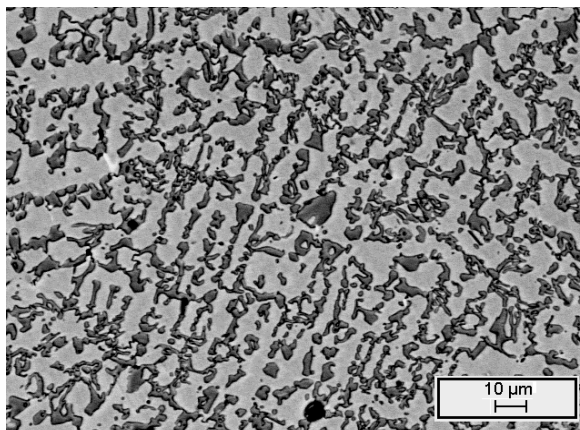


Figura 1 – Microestrutura do ferro fundido branco alto cromo sem tratamento térmico

O tratamento térmico de desestabilização da austenita deve ser realizado de modo que a reação de precipitação alcance um equilíbrio ou patamar para que se alcance a quantidade adequada de carbonetos precipitados. O aumento de dureza almejado para cada liga pode não ser obtido sem esse controle.

Conforme Asensio et al. (2003), a superfície liquidus do sistema Fe-Cr-C, ilustrada na Fig. (2) onde é destacada quatro regiões que descrevem as formações das fases primárias, sendo: - Ferro delta (δ); - Ferro gama ou austenita (γ); - Carboneto com baixo teor de cromo (M_3C) e, - Carboneto com alto teor de cromo (M_7C_3).

De acordo com a norma ASTM A532, das ligas de alto teor de cromo, indicadas com retângulos na Fig. (2), no campo austenítico (γ), durante a solidificação, a austenita é a fase primária à nuclear e crescer, caracterizadas pelas regiões mais claras na Fig. (1). Dando continuidade ao resfriamento, a partir do líquido remanescente, na composição eutética, determinada pela linha E_1 - E_2 , na Fig. (2), o eutético irá nuclear e crescer, composto de austenita e carbonetos M_7C_3 . Já para as ligas hipereutéticas de ferro fundido alto cromo, o carboneto M_7C_3 é a primeira fase a nuclear, seguido da nucleação e crescimento do composto eutético (Asensio et al., 2003).

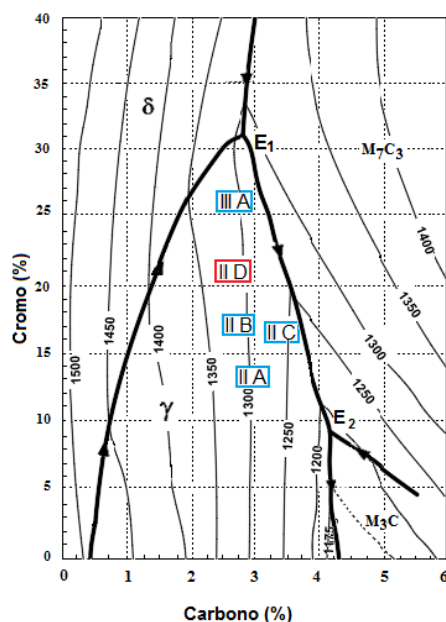


Figura 2 – Classes de ferro fundido branco alto cromo apresentadas na exibição do diagrama ternário Fe-Cr-C, com destaque para a liga II D (Cromo-Molibdênio); adaptado de (Laird et al. 2000).

Zum Gahr (1980) demonstrou que as ligas eutéticas tiveram melhor desempenho que as ligas hipereutéticas, analisando resultados de desgaste abrasivo do tipo roda de borracha com SiC (180 μ m). Indicando que a liga fica mais frágil com o aumento da fração volumétrica de carbonetos permitindo a perda de material por cavitação durante o desgaste. Contudo, nos testes de pino sobre lixa, a resistência ao desgaste abrasivo das ligas eutéticas e hipoeutéticas foi superada pela liga hipereutética.

Nesta pesquisa foi realizado um estudo do comportamento ao desgaste abrasivo e caracterização da liga ASTM A532 II D exposta à diferentes faixas de temperaturas de austenitização, compreendidas entre 950 °C e 1.150 °C.

O objetivo geral deste estudo foi identificar a faixa de temperatura ideal compreendida entre os valores acima descritos com as propriedades de resistência ao desgaste abrasivo apresentadas pelo ferro fundido ASTM A532 II D. Todavia, o objetivo específico foi acompanhar a evolução das microestruturas obtidas e posteriormente, determinar qual a melhor condição de tratamento térmico para a condição de desgaste do material em estudo.

No desenvolvimento do estudo foram utilizados: (i) microscopia ótica, a fim de caracterizar a evolução microestrutural e quantificar a fração volumétrica dos constituintes na região analisada. (ii) Máquina de ensaio de desgaste do tipo roda de borracha e, (iii) um microdurômetro utilizado para determinação das microdurezas relativas às diferentes condições de tratamento térmico.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

O material pesquisado neste estudo foi o ferro fundido branco alto cromo ASTM A532 II D cuja composição foi especificado na Tab. (1).

O forno de fusão utilizado, da marca Inductoterm, possui uma capacidade de 300 kg e os cálculos de carga, foram estabelecidos de modo a alcançar a composição química alvo, apresentada na Tab. (1). As dimensões finais das amostras (Fig.3) ficaram em torno de 180 x 25 x 12 mm.



Figura 3 – Corpos de prova nas condições analisadas

Foram confeccionadas 20 amostras e separadas as 18 melhores para realização dos ensaios, dividindo-os em 6 grupos de 3 amostras cada. Além das amostras expostas ao tratamento térmico, outras três foram privadas deste processo a fim de avaliar seu comportamento e confrontar com as demais amostras. Cada lote foi exposto ao tratamento térmico em um forno tipo mufla, sem controle de atmosfera. As temperaturas foram monitoradas por um sensor termopar S-Ter. Duplo (°C) no interior do forno, em conjunto com um controlador digital. A curva de aquecimento obedeceu a taxa de de 7 °C/min., partindo-se da temperatura ambiente, até as respectivas temperaturas de patamar e dado início a contagem do tempo de encharque, conforme Tab. (2). Concluída esta etapa, as amostras foram resfriadas ao ar forçado até a temperatura ambiente.

Tabela 2 – Metodologia utilizada para identificação e tratamento das amostras

Amostra	Aquecimento 7 °C / min	Temperatura	Tempo Encharque	Resfriamento	Ciclo
01, 02 e	-	-	-	-	A
04, 05 e	135 min	950 °C	45 min	Ar forçado	B
07, 08 e	143 min	1.000 °C	45 min	Ar forçado	C
10, 11 e	150 min	1.050 °C	45 min	Ar forçado	D
13, 14 e	157 min	1.100 °C	45 min	Ar forçado	E
16, 17 e	164 min	1.150 °C	45 min	Ar forçado	F

Para o ensaio de desgaste abrasivo, foi utilizada uma máquina do tipo roda de borracha. O procedimento foi conduzido segundo as recomendações exigidas na norma ASMT G65-00. O equipamento utilizado pode ser observado na Fig. (4).

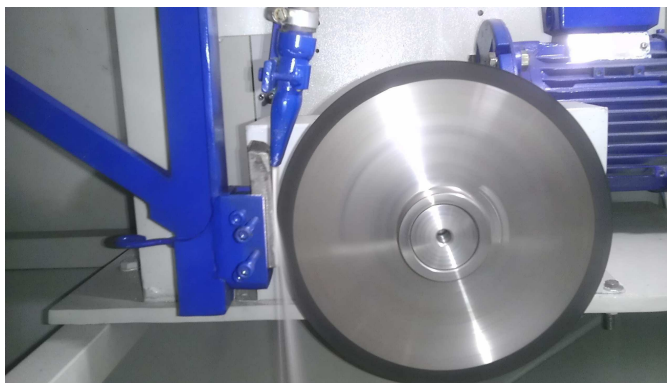


Figura 4 – Máquina de ensaio de desgaste. Disposição do corpo de prova no equipamento.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1. Desgaste

Tendo em vista a espessura de a amostra ser relativamente pequena (12 mm), e que devido a velocidade de resfriamento ser elevada, consideraremos que nas amostras tratadas não ocorreram transformações de fase e que a microestrutura é proveniente apenas do tempo de sua permanência na temperatura de tratamento térmico.

Essa consideração não se aplica as amostras brutas de fundição, pois as mesmas foram resfriadas em molde de areia, portanto ocorreram transformações de fases durante o resfriamento.

Conforme diagrama de fases para a liga estudada, representado na Fig. (5), teremos uma hipoeutética, apresentando carbonetos M_7C_3 em contorno de grão. E a sua matriz será de austenita supersaturada de cromo e carbono, com algum carboneto $M_{23}C_6$ precipitado.

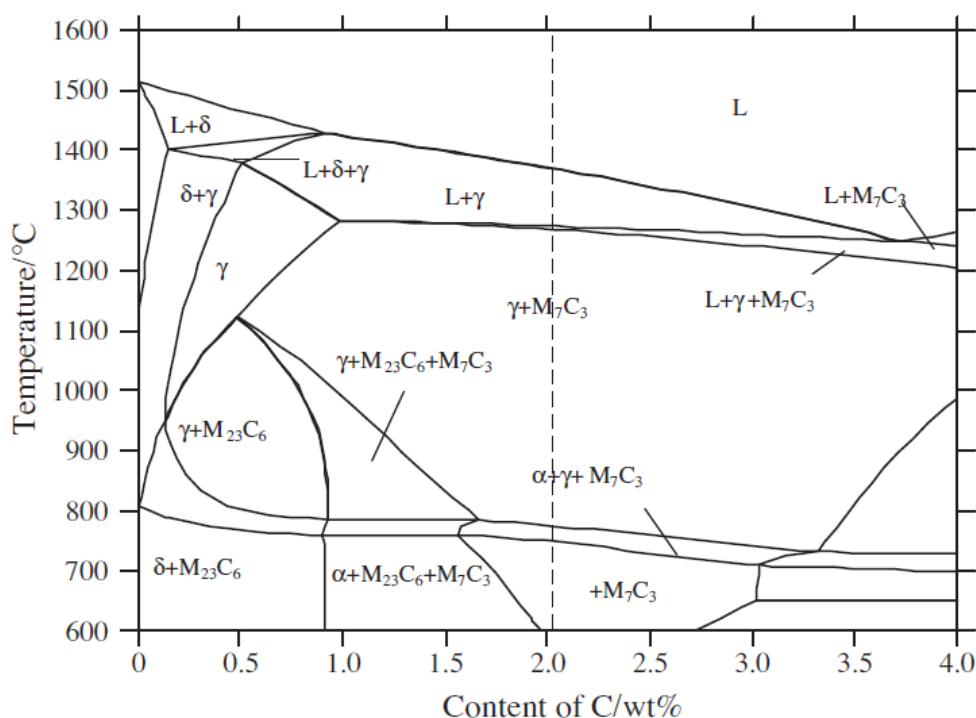


Figura 5 - Diagrama de fases da liga estudada (Da Li 2003)

Vale ressaltar que para uma formação de carbonetos de cromo da classe M_7C_3 , teremos que ter uma relação estequiométrica de dez de cromo para um de carbono, relação esta não obedecida nessa liga, portanto o carboneto terá cromo, molibdênio, ferro e manganês, na sua composição.

Dessa forma os resultados do comportamento das amostras, sob a ação do desgaste abrasivo estão mostrados na Fig. (6).

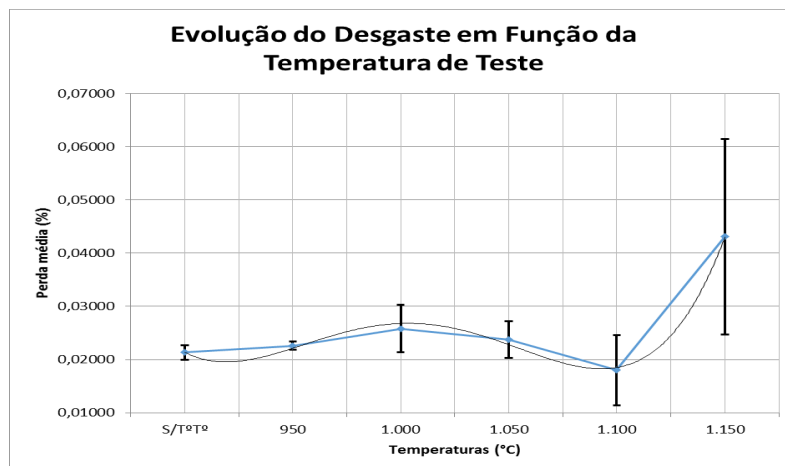


Figura 6 – Relação perda de massa x temperatura de tratamento

Podemos observar que a medida que a temperatura de desestabilização aumenta, o desgaste aumenta em relação a amostra bruta de fundição para, após 1000 °C, o desgaste cair atingindo um ponto ótimo entre 1050 a 1100 °C e em seguida tornando a uma forte aceleração.

O desgaste por abrasão atua de forma a cavar a parte com menor dureza, atuando preferencialmente nesses caminhos e removendo por erosão as regiões mais duras.

As Fig. (7 e 8) correlacionam a microdureza de seus constituintes com relação ao tempo de desestabilização.

Observamos que ocorre uma mudança de dureza significativa na matriz, atingindo um ponto ótimo em 1050 °C.

A microdureza dos carbonetos oscila, até que acima de 1100 °C decai rapidamente.

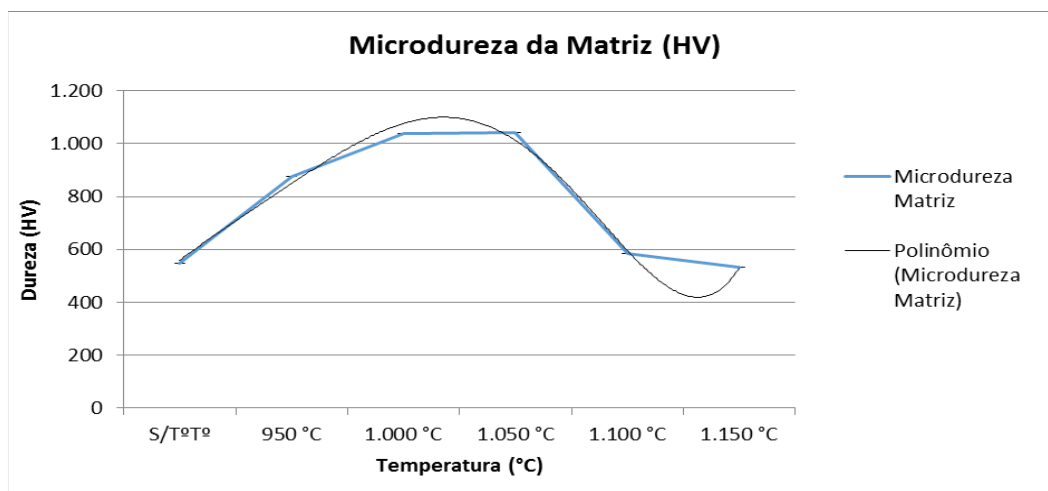


Figura 7 – Microdureza da matriz x temperatura de tratamento

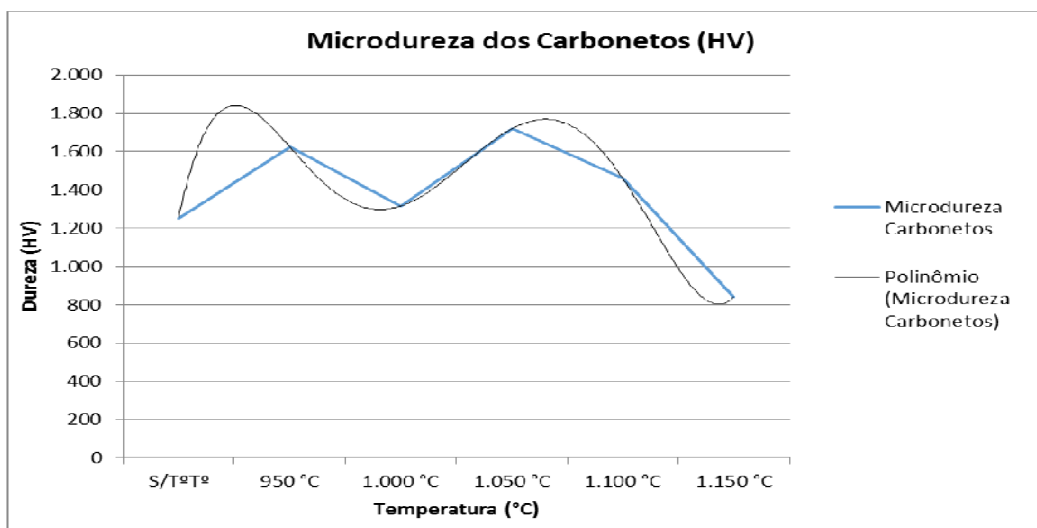


Figura 8 – Microdureza dos carbonetos x temperatura de tratamento

Podemos notar que ocorre uma mudança estrutural significativa da matriz, enquanto que o carboneto primário permanece na faixa de dureza esperada para o M_7C_3 .

A metalografia da corpo de prova em bruto de fundição, ilustrado na Fig. (9), mostra os carbonetos eutéticos M_7C_3 em contorno de grão, austenita no meio da matriz e martensita na região ao redor dos carbonetos.

As regiões com carbonetos, diminuíram a concentração de cromo e carbono ao seu redor, propiciando assim, o aparecimento de martensita.

Sendo assim podemos considerar que a austenita da matriz está supersaturada destes elementos.

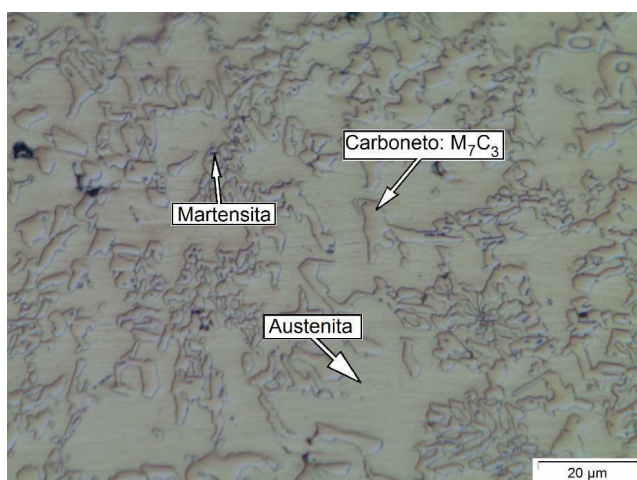


Figura 9 – Microdureza da amostra do ciclo A, ataque nital 2%, ampliação 1000x

A Fig. (10) mostra a evolução da precipitação de carbonetos $M_{23}C_6$, podemos notar que em 1100 °C há uma redução drástica da quantidade desse precipitado, para uma dissolução a 1150 °C como mostra a Fig. (11).

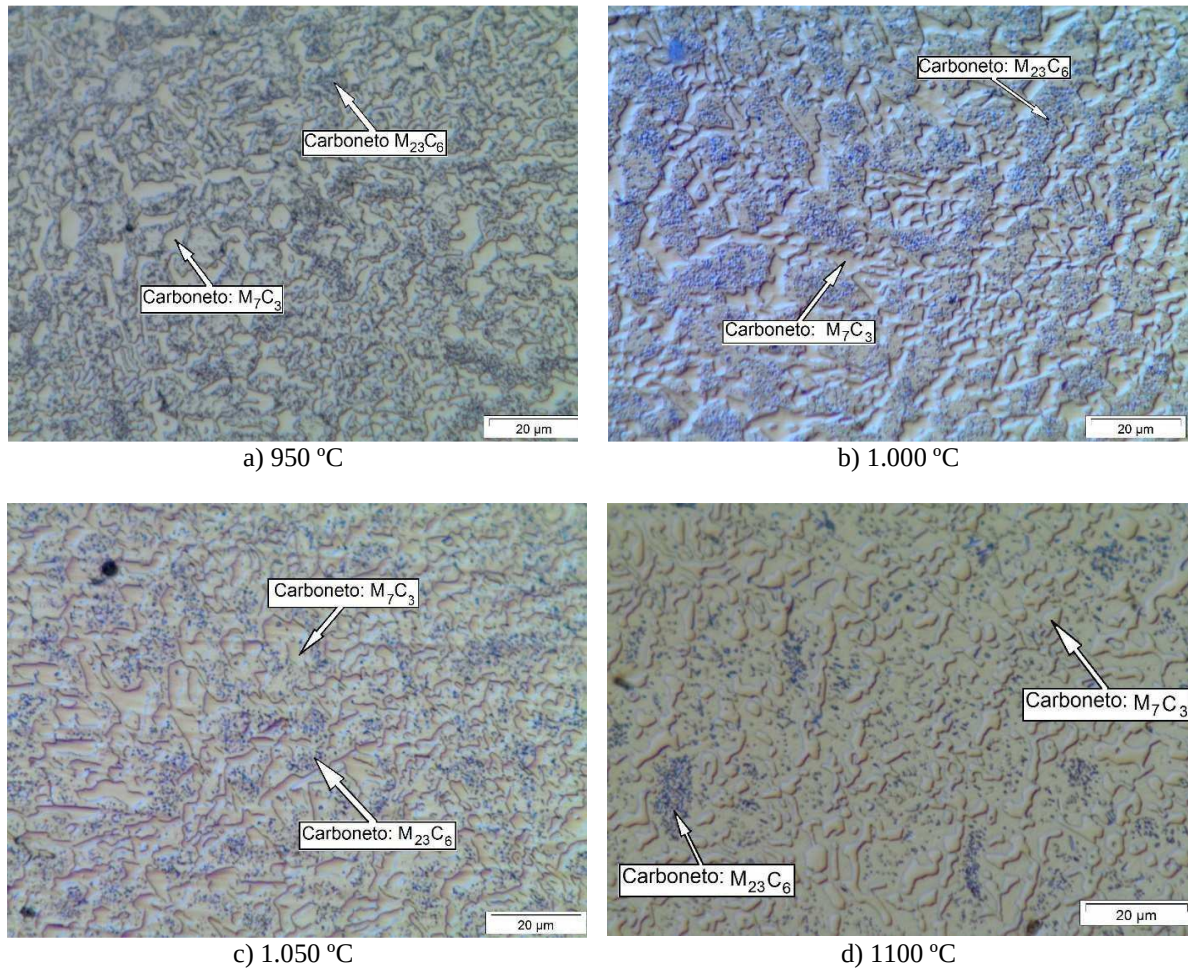


Figura 10 - Evolução da precipitação de carbonetos $M_{23}C_6$, ataque nital 2%, ampliação 1000x

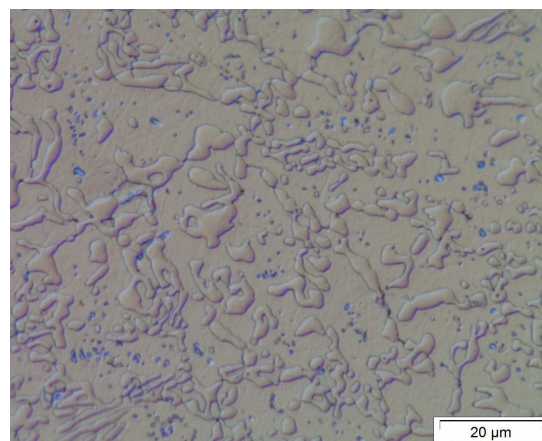


Figura 11 – Dissolução dos carbonetos $M_{23}C_6$, na amostra do ciclo F, ataque nital 2%, ampliação 1000x

Comparando com os resultados da microdureza, podemos afirmar que, ocorreram duas transformações:

- Austenita supersaturada de cromo e carbono libera o excedente como carbonetos secundários do tipo $M_{23}C_6$;
- Na medida em que a austenita libera esse excedente, a austenita transforma-se em martensita devido ao resfriamento rápido.

O aparecimento dos carbonetos secundários é devido a precipitação de finos carbonetos coerentes com a matriz, a

característica básica do processo é que o pico de endurecimento é atingido, quando esses precipitados atingem uma distribuição ideal. A partir do momento que os carbonetos perdem a incoerência, a dureza passa a decrescer, motivado pelo coalescimento desses carbonetos secundários promovido pelo aumento de temperatura de desestabilização.

Esse pico pode ser acompanhado tanto pela curva de microdureza, quanto pela metalografia do material.

Dessa forma a resistência ao desgaste é otimizada pelo aumento da dureza da matriz, promovendo a diminuição da cavitação.

Podemos também observar que os carbonetos primários também sofreram transformação, na amostra bruta de fundição eles estão na forma típica do M_7C_3 alongado e em ilhas ao longo do contorno de grão. À medida em que a temperatura de estabilização aumenta, estes vão perdendo suas arestas, tendendo a ficar arredondados, isto porque estes carbonetos vão coalescendo e sendo dissolvidos na matriz, fornecendo cromo e carbono para formação de novos carbonetos $M_{23}C_6$ na matriz.

Como carbonetos de cromo M_7C_3 são resistentes a temperaturas, e para essa liga não há relação estequiométrica para formação deste carbonetos puros, aqueles com menor grau de pureza coalescerão primeiro.

4. CONCLUSÕES

A partir dos ensaios realizados pode-se concluir que:

De uma forma geral, a dureza está diretamente ligada ao desgaste. Deste modo, foi constatado que a amostra com maior taxa de desgaste, foi submetida ao tratamento térmico a 1.150 °C e apresentou simultaneamente a dureza mais baixa.

O tratamento térmico causou a desestabilização da austenita e precipitação de carbonetos secundários do tipo M_7C_3 . Com o aumento da temperatura de tratamento, os carbonetos se tornaram mais dispersos, até o limite de 1.050 °C.

A resistência à abrasão da liga estudada depende da microdureza da matriz

Os valores de dureza e microdureza submetidas ao tratamento térmico a várias temperaturas foram maiores que aqueles para a condição sem tratamento, devido à precipitação dos carbonetos secundários.

Os valores de dureza da matriz tiveram um aumento gradativo até a temperatura de

1.150, caindo repentinamente após esta temperatura, em função do coalescimento de carbonetos secundários.

O pico de microdureza máxima dos carbonetos e da matriz foi obtido com o tratamento à temperatura de 1.000 e 1.050 °C, momento em que os carbonetos se apresentam de maneira mais dispersa.

A distribuição e a quantidade de carbonetos são influenciados pela temperatura de tratamento térmico.

5. REFERÊNCIAS

- American Society for Testing Materials. ASTM G65-99. Standard test method for measuring abrasion using the dry sand/rubber wheel apparatus. West Conshohocken, PA, 2000.
- Asensio, J.; Pero-Sanz, J.A.; Verdeja, J. I. 2003, "Microstructure Selection Criteria for Cast Irons with more than 10 wt. % Chromium for Wear Applications", Materials characterization, Vol. 49, p.83-93.
- Chiaverini, V. Aços e Ferros Fundidos. 2005, 6a Edição. São Paulo: Associação Brasileira de Metais, p. 447 – 472.
- DA Li, et.al. 2009. "Phase diagram calculation of high chromium cast irons and influence of its chemical composition". Materials and Design. 30. P.340-345.
- Laird, G.; Gundlach, R.; Röhrig, K.; 2000 "Abrasion-resistant cast iron handbook", AFS, 222 p.
- Ribeiro, L., Barbosa, A., Viana, F., Baptista, A. M., Dias, C., Ribeiro, C. A., 2011 "Abrasion wear behavior of alloyed and chilled cast irons", Wear 270, pp. 535–540.
- Sinatora, A.; Albertin, E.; 1992. "Sequência de solidificação e metalografia quantitativa de ferros fundidos brancos com 15% de cromo". Publicação IPT No. 1951, 1992.
- Wiengmoon, A.; Chairuangsi, T.; Pearce, J.T.H.; 2003. "A microstructural study of 30wt%Cr-2,3wt%C high chromium cast irons", ISIJ International, Vol. 44, No. 2, p. 396- 406.
- Zum Gahr, K.H., 1980, "Abrasive wear of white cast irons", Wear, vol. 64, pp. 175-194

Study of the Influence of austenitization heat treatment followed by forced air cooling on the abrasive wear resistance of ASTM A532 white cast iron

Joélson Vieira da Silva, Joelson.silva@satc.edu.br¹

Alexandre da Silva Rocha, alexandre.rocha@ufrgs.br²

Fábio Peruch, fabio.peruch@satc.edu.br³

Jovani Castelan, jovani.castelan@satc.edu.br⁴

Aguinaldo Gonzalez, engenheria@spillere.com.br⁵

¹ Faculdade SATC. Rua Pascoal Meller, 73 – Bairro Universitário – CEP 88805-380 – CP 232. Criciúma/SC

² UFRGS. Av. Bento Gonçalves, 9500 – Setor 4 – Prédio 74 – SI 211 – CEP 91501-970 – Porto Alegre/RS

³ Faculdade SATC. Rua Pascoal Meller, 73 – Bairro Universitário – CEP 88805-380 – CP 232. Criciúma/SC

⁴ Faculdade SATC. Rua Pascoal Meller, 73 – B. Universitário – CEP 88805-380 – CP 232. Criciúma/SC

⁵ Metalúrgica Spillere. R. João Sacheti, 800 – B. Caravaggio – CEP 88868-000 – Nova Veneza/SC

Abstract: *The aim of this work was to evaluate the influence of austenitization temperature on the abrasive wear resistance property of ASTM A532 II D high chromium cast iron. This alloy was chosen for study because it has a wide application in the mining industry, possessing. As the main feature of the use in mill and hammer coatings of crushers where abrasive wear resistance is required. The original specimens were characterized by chemical analysis, hardness, percentage of carbides and metallographic structure. For this study, different austenitization cycles were performed to obtain the changes in the microstructure and, consequently, changes in the wear resistance properties of the material. In order to reach this objective, the samples were submitted to different austenitization cycles, in the temperature range between 950 °C and 1150 °C, following different temperature curves. A metallographic evaluation and verification of the wear rates through the rubber wheel type abrasion test were performed, besides the quantification and measurement of the microhardness of the carbides and the matrix. The results illustrate the microconstituents present in each temperature range and indicate a strong correlation between the abrasive wear and the hardness of the ASTM A532 II D matrix.*

Keywords: Abrasion wear, Austenitization, White cast iron