



## **ESTUDO DE UMA LIGA DE FERRO FUNDIDO, TRATADA TERMICAMENTE, PARA SUBSTITUIÇÃO DE REVESTIMENTO EM MARTELOS DE MOENDAS.**

A. FRAGA FARAH, O. RICHARD CRNKOVIC & L. C. FRANCESCHINI CANALE

Departamento de Engenharia de Materiais, Escola de Engenharia de São Carlos - Universidade de São Paulo, São Carlos - SP - Brasil.

### **Resumo**

O objetivo deste trabalho foi verificar a possibilidade de substituição do sistema convencional de revestimento dos martelos de moendas de cana, que normalmente é feito através de um processo de deposição por soldagem de uma liga resistente à abrasão sobre a extremidade de trabalho. A substituição sugerida é por um sistema de embutimento tipo sapata, acoplado à extremidade do martelo. Este embutimento é feito de uma liga de ferro fundido branco alto cromo contendo nióbio, que é altamente resistente ao desgaste abrasivo.

A liga utilizada na confecção do embutimento, após fundida foi submetida a diferentes tratamentos térmicos de têmpera e revenido nos quais se obteve alta dureza e resistência à abrasão. A liga nestas condições foi comparada com outras ligas para deposição, que já são utilizadas no mercado.

Neste trabalho é também feita uma breve discussão dessa técnica de embutimento, que comparada à técnica de deposição por soldagem, elimina os fenômenos de diluição da liga, pouca penetração da camada de solda, entre outros.

### **Palavras Chaves**

Ferro Fundido Branco, Revestimento Duro, Desgaste Abrasivo, Tratamento Térmico.

### **1. INTRODUÇÃO**

Os ferros fundidos brancos alto cromo (FFBAC) têm sido largamente usados em revestimento de peças e em maciços fundidos nas indústrias de mineração e de cana de açúcar, onde a resistência ao desgaste abrasivo e à corrosão são requeridos [1-5]. Estas indústrias ficam sujeitas a altos custos de manutenção e reparo de peças e partes metálicas [6].

O desgaste abrasivo nas condições de serviço é mais severo devido à da areia de quartzo presente no solo. Nas indústrias de cana este fator tornou-se mais prejudicial, a partir da década de 70, com o uso generalizado da colheita mecânica [3,7].

Os FFBAC se caracterizam por possuirem uma microestrutura de carbonetos primários e/ou eutéticos, geralmente do tipo  $M_2C_3$ , dispersos numa matriz predominantemente austenítica (ou martensítica após tratamento térmico). Os carbonetos  $M_2C_3$  ( $M=Fe,Cr$ ) são de dureza bastante elevada (1300 - 1800 HV) e resistem à abrasão quando em contato com minerais duros como o quartzo (900 - 1200 HV) [2,3,8]. A vida em serviço destes materiais melhora com o aumento da fração de carbonetos [7].

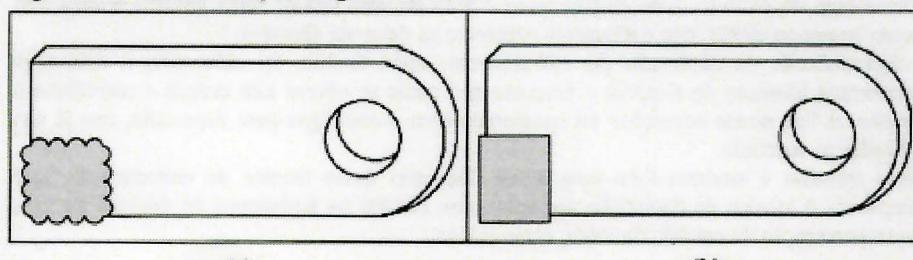
As aplicações industriais dos FFBAC sob condições abrasivas são limitadas devido a sua baixa tenacidade. Em geral, a resistência à abrasão aumenta com o aumento da dureza do material, enquanto que a tenacidade à fratura geralmente diminui com o aumento da dureza e/ou resistência [9]. Os FFBAC são geralmente usados como revestimentos duros em componentes que estão sujeitos ao desgaste. A principal aplicação é pelo processo de soldagem. Uma das maiores dificuldades encontrada pelos usuários de FFBAC está relacionada às mudanças da composição química, por diluição, durante o processo de revestimento por soldagem [8].

SYSNO 977147  
PROD - 0019121

ACERVO EESC

A quantidade de elementos de liga adicionados aos metais de revestimento (solda) não é bem estabelecida. Além disso, a composição de um metal fundido e um depósito de solda podem ser similares. Entretanto, a microestrutura resultante, pode ser bem diferente devido à taxa de resfriamento das soldas serem geralmente mais rápidas quando comparadas com a lenta taxa de resfriamento dos fundidos comuns, usados em aplicações resistentes à abrasão [6]. A solidificação estrutural do ferro fundido branco alto cromo assim como o melhoramento das suas propriedades mecânicas, em particular a alta tenacidade, está também diretamente relacionada com o processo de fundição e tratamento térmico posterior [2].

O objetivo do presente trabalho foi comparar ligas comerciais de revestimento duro por soldagem usadas em martelos desfibradores de cana com um embutimento de uma liga de ferro fundido branco alto cromo-nióbio fundida e tratada termicamente. A figura 1 abaixo, mostra a sugestão de embutimento para a liga desenvolvida.



**Figura 1. Desenho esquemático de um martelo de moenda de cana: (a) Revestimento por soldagem convencional; (b) Embutimento proposto.**

#### METODOLOGIA

Nos processos de revestimento por soldagem, é necessário a aplicação de uma camada de uma liga base para melhoria do processo e das condições operacionais do revestimento.

A liga utilizada na confecção do embutimento foi uma liga de ferro fundido branco alto Cr-Nb. Esta liga foi fundida e vazada em moldes de areia. As ligas comparativas foram fabricadas na forma de arames tubulares. A composição química da liga proposta (A1), das ligas comerciais (A5 e A7) e da liga base (A3) são mostradas na tabela 1.

**Tabela 1. Composição química das ligas**

Ligas	Elementos (%)									
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Nb	V	Ti	B	Fe
A1	4,0	1,6	0,75	27,5	0,83	5,02	0,4	ND	ND	bal.
A3	0,1	0,2	1,6	1,7	ND	ND	ND	1,0	ND	bal.
A5	4,7	0,3	0,3	27,0	ND	ND	ND	ND	ND	bal.
A7	5,3	ND	ND	11,0	ND	6,5	6,0	ND	1,0	bal.

Na liga A1 foram realizados tratamentos térmicos de têmpera e revenido. As ligas comerciais A5 e A7 foram depositadas em um aço base SAE 1020, após a liga base (liga A3). A camada depositada das ligas A5 e A7 foi de 4mm. Foram retirados corpos de prova das três ligas para ensaios de dureza, resistência à abrasão e análise metalográfica. Os ensaios de dureza foram efetuados em durômetro Rockwell C com carga de 150 kg, e os resultados expressam a média entre oito medidas aleatórias.

Os ensaios de abrasão, foram realizados em abrasômetro do tipo pino sobre disco rotativo, usando uma lixa de grana 180 de SiC fixada no disco. Sobre essa lixa desliza um pino do material a ser ensaiado que é submetido a uma carga pré-fixada e após 200 voltas este pino é retirado e pesado em uma balança analítica para a verificação da perda de massa [3,10]. O número total de voltas foi de 1600, percorrendo, cada amostra, uma distância de 720m. A área útil de desgaste de cada amostra foi de 100 mm<sup>2</sup>.

As amostras seccionadas para análise microestrutural, foram polidas e atacadas com os reagentes Vilella e Nital 5%, para a identificação da matriz e dos carbonetos presentes [11]. Após análises metalográficas, foram efetuadas em algumas amostras pré-selecionadas, medidas de microdureza para identificação dos microconstituintes presentes na liga e também fotomicrografias em microscópio ótico.

## RESULTADOS E DISCUSSÃO

A tabela 2 mostra os diferentes tratamentos térmicos feitos na liga proposta (A1), as durezas obtidas e o desvio padrão das mesmas.

**Tabela 2. Tratamentos térmicos da liga A1 e durezas obtidas**

Amostra	Tratamento Térmico	Dureza (HRC)	D. P.
01	950°C por 3h - Ar soprado - Rev. a 450°C por 6h	58	0,38
02	1000°C por 3h - Ar soprado - Rev. a 450°C por 6h	59	0,51
03	1050°C por 3h - Ar soprado - Rev. a 450°C por 6h	60	0,20
04	1100°C por 3h - Ar soprado - Rev. a 450°C por 6h	57	0,35
05	1100°C por 3h - 750°C por 1h - Óleo a 60°C - Rev. 450 por 6h	60	0,30

Na tabela 2 nota-se que a dureza da liga A1 para os tratamentos das amostras 01, 02, 03 e 04, aumenta à medida que se aumenta a temperatura de austenitização, até 1050°C. Acima desta há uma diminuição da dureza. Entretanto, no tratamento da amostra 05, onde foi realizado um abaixamento da temperatura de têmpera e uma mudança do tipo de resfriamento, a dureza da liga foi maior. A dureza da liga A1 no estado bruto de fundição é de 50 HRC.

O tratamento da amostra 05 foi feito visando a diminuição da porcentagem de austenita retida, uma vez que em temperaturas mais altas de austenitização há um favorecimento do aumento da porcentagem de austenita retida após a têmpera [3,12,13].

A dureza das ligas comerciais A5 e A7, após uma camada depositada, foi de 45 e 60 HRC, respectivamente.

O desgaste das ligas nos ensaios de abrasão foi calculado de acordo com a equação 1 abaixo, onde W é a taxa de desgaste, Δm é a diferença entre a massa inicial e a massa final de cada amostra após percorridos 720m, A<sub>0</sub> é a área da seção contactante, ρ é a densidade do material ensaiado e L é a distância percorrida da amostragem [14].

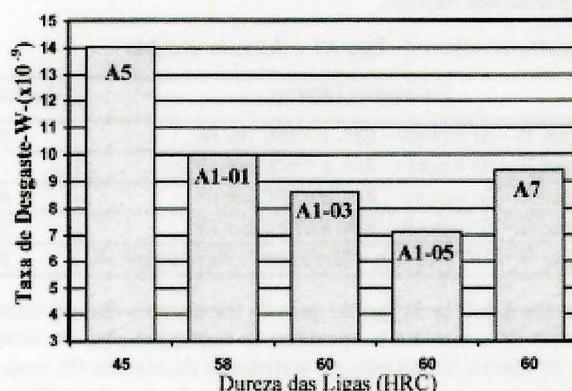
$$W = \frac{\Delta m}{A_0 \cdot \rho \cdot L} \quad (1)$$

A tabela 3 mostra os resultados dos ensaios de abrasão a dois corpos realizados nas ligas A1, A5 e A7. Para a liga proposta A1, foram selecionados os tratamentos 01, 03 e 05 da tabela 2.

**Tabela 3. Resultados dos ensaios de abrasão para as ligas proposta e comerciais**

Liga	Tratamento Térmico	Dureza (HRC)	D. P.	Taxa de Desgaste-W- ( $\times 10^{-5}$ )	D. P.
A1	01	58	0,38	10,01	0,76
	03	60	0,51	8,62	0,65
	05	60	0,20	7,12	0,73
A5	Depositada por solda	45	0,35	140,34	2,70
A7	Depositada por solda	60	0,30	9,49	0,51

Nota-se na tabela 3, que a taxa de desgaste da liga A1 diminui quando se aumenta a dureza da mesma. Entretanto, para uma mesma dureza, o tratamento térmico escalonado (amostra 05 da tabela 2) obteve uma taxa de desgaste menor. Esta diminuição do desgaste pode estar relacionada provavelmente com a diminuição da porcentagem de austenita retida em relação aos outros tratamentos. Além disso, uma baixa temperatura de têmpera proporciona menores tensões durante o resfriamento. A figura 2 ilustra os dados da tabela 3.

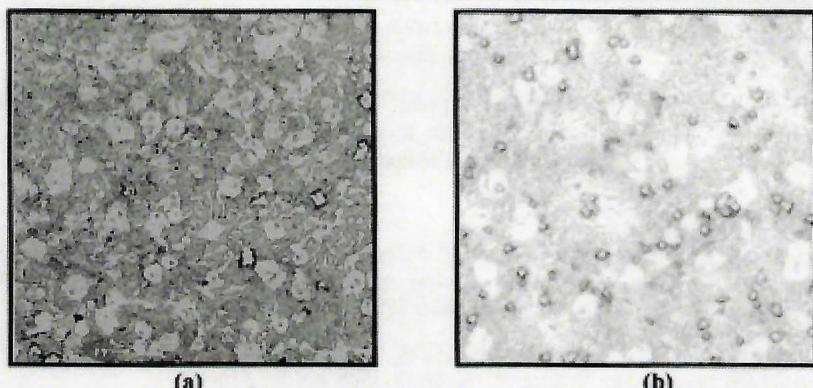


**Figura 2. Resultados comparativos dos ensaios de abrasão da liga A1 para os tratamentos 01, 03 e 05, e das ligas comerciais A5 e A7.**

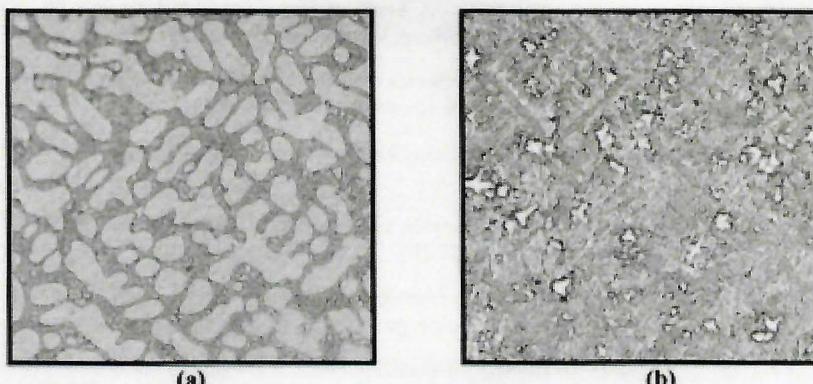
O valor da taxa de desgaste (W) da liga A5 na figura 2, deve ser multiplicado por 10 igualando-se ao valor da tabela 3.

Comparando as ligas comerciais com a liga proposta vê-se que na liga A5, de dureza mais baixa que a liga A1, a perda por desgaste abrasivo foi bastante superior, em até 20 vezes. Na liga A7, apesar da dureza ser igual à da liga A1 (para os tratamentos 03 e 05), a perda por abrasão também foi maior que a da liga proposta.

As figuras 3(a) e 3(b) mostram fotomicrografias da liga proposta A1 após tratada termicamente (amostra 03). A matriz obtida após tratamento térmico foi predominantemente martensítica. A microestrutura da liga A1 como bruta de fundição apresentou-se predominantemente austenítica, comprovada pela baixa dureza e por análise metalográfica. A figura 4(a) mostra a fotomicrografia da liga comercial A5 como depositada e a figura 4(b) mostra a fotomicrografia da liga comercial A7 como depositada.



**Figura 3.** Fotomicrografia da liga A1 mostrando carbonetos dispersos numa matriz predominantemente martensítica: (a) carbonetos  $M_7C_3$ , (b) carbonetos NbC. Ataque: (a) Vilella. (b) Vilella seguido de Nital 5%. Aumento: 200x.



**Figura 4.** Fotomicrografia das ligas comerciais: (a) liga A5 com dendritas de austenita e eutéctico. (b) liga A7 com carbonetos NbC/VC nas dendritas de austenita e nos carbonetos eutéticos  $M_7C_3$ . Ataque: (a) Vilella. (b) Vilella seguido de Nital 5%. Aumento: 450x.

Comparando as microestruturas da liga A1 com as ligas A5 e A7, nota-se que a presença do carboneto  $M_7C_3$  pode ter proporcionado a maior resistência ao desgaste da liga A1 em relação às outras duas. As porcentagens de nióbio nas ligas A1 e A7 são praticamente iguais (tabela 1), entretanto o desgaste da liga A7 foi maior que o da liga A1.

#### CONCLUSÕES

1. Os tratamentos térmicos efetuados na liga fundida (A1) influenciaram na sua resistência ao desgaste abrasivo, provavelmente pela transformação da matriz predominantemente austenítica em predominantemente martensítica, o que foi confirmado por um aumento na dureza da liga.
2. Os resultados de abrasão mostram que a liga fundida oferece algumas vantagens em relação à liga depositada, uma vez que há uma perda dos elementos de liga presentes nos eletrodos ou arames, por volatização, oxidação e salpicadura durante o processo de soldagem.

3. No processo de soldagem temos uma grande possibilidade de formação de trincas o que não ocorre na liga fundida. Estas trincas influenciam o desgaste abrasivo devido a possíveis perdas do revestimento por destacamento durante o processo de desfibramento da cana.

4. O tratamento térmico da amostra 05 (Tabela 2) da liga A1, obteve o melhor desempenho nos ensaios de abrasão possivelmente pela menor quantidade de austenita retida e pela diminuição das tensões envolvidas durante a têmpera.

## REFERÊNCIAS

1. DE MELLO, J. D. B.; DURAND-CHARRE, M. and S. HAMAR-THIBAULT: Solidification and Solid State Transformations During Cooling of Cr-Mo White Cast Irons. *Metallurgical Transactions A*, Volume 14A, No. 9, September 1983, pp. 1793-1801.
2. SAWAMOTO, A.; ÔGI, K. and K. MATSUDA: Solidification Structures of Fe-C-Cr-(V-Nb-W) Alloys. *AFS Transactions*, Volume 94, No. 86-72, 1986, pp. 403-416.
3. ZUM GAHR, K.H. and G. T. ELDIS: Abrasive Wear of White Cast Irons. *Wear*, Volume 64, 1980, pp. 175-194.
4. FAN, X. H.; HE, L. and Q. D. ZHOU: A Study of High-Chromium Cast Iron on Abrasion Resistance and Impact Fatigue Resistance. *Wear*, Volume 138, 1990, pp. 47-60.
5. BAIK, H. K. and C. R. LOPER JR: The Influence of Niobium on the Solidification Structure of Fe-Cr Alloys. *AFS Transactions*, Volume 96, No. 88-80, 1988, pp. 405-412.
6. ARTHUR, D.: Does Moly Improve Hardfacing Filler Metals?. *Welding Journal*, February 1996, pp. 29-33.
7. DOLMAN, K. F.: Alloy Development: Shredder Hammer Tips. *Proceedings of Australian Society of Sugar Cane Technologists*, 1983, pp. 281-287.
8. POHL, M. and K. S. AL-RUBAIE.: Heat Treatment and Abrasion Resistance of White Cast Irons. *Anais do 49 Congresso Anual da ABM*, Vol. 1, pp. 201-213, São Paulo, 1994.
9. ZUM GAHR, K. H. and D. V. DOANE: Optimizing Fracture Toughness and Abrasion Resistance in White Cast Irons. *Metallurgical Transactions A*, Volume 11A, April 1980, pp. 613-620.
10. CRNKOVIC, O. R.; CANALE, L. C. F. e H. M. SANTOS: Análise da Reprodutibilidade de uma Máquina de Ensaios de Abrasão do Tipo Pino Sobre Disco. *Anais do 46 Congresso Anual da ABM*, Volume 4, pp. 467-478, São Paulo, Brasil, 1991.
11. COLLINS, W. K. and J. C. WATSON: Short Communication - Metallographic Etching for carbide Volume Fraction of High-Chromium White Cast Irons. *Materials Characterization*, Volume 24, 1990, pp. 379-386.
12. TONG, J-M.; ZHOU, Y. Z.; SHEN, T. Y. and H. J. DENG: The Influence of Retained Austenite in High Chromium Cast Iron on Impact-Abrasive Wear. *Wear*, Volume 162-164, 1990, pp. 217-226.
13. SAVERNA, J.; SCHISSLER, J. M. and J. MASOUNAVE: Influence du Traitment Thermique sur la Microstructure et la Résistance à l'Abrasión d'une Fonte Eutectique de Type 15 Cr - 2 Mo. *Mémoires et Études Scientifiques Revue de Métallurgie*, Volume 4 Avril 1992, pp. 205-216.
14. SINÁTORA, A.; MEI, P. R. and A. P. TSCHIPSCHIN: Resistência ao Desgaste de Ferros Fundidos Brancos com 13% de Cromo, Temperados. *Metalurgia-ABM*, Volume 47, No. 396, Julho/Agosto 1991, pp. 231-235.