

ESTUDO DO EFEITO DA ADIÇÃO DE LIGAS A BASE DE FÓSFORO (Cu-P / Fe-P) NA SINTERIZAÇÃO DO AÇO RÁPIDO M2

EDVAL GONÇALVES DE ARAÚJO (1)
FRANCISCO AMBRÓZIO FILHO (2)

(1) Engenheiro Metalurgista, Msc. - COPESP/SP
(2) Engenheiro Metalurgista, Dr. - IPEN/CNEN

RESUMO

A adição de ligas a base de fósforo, no caso Cu-P e Fe-P, aos aços rápidos tem como motivação a diminuição da temperatura de sinterização para um patamar ao redor de 1150°C, pois há nestes aditivos a formação de fases líquidas a partir de 715°C (Cu-P) e 1050°C (Fe-P) que aceleram a cinética de sinterização.

A adição do Cu-P e Fe-P ao aço rápido M2 sinterizado a 1150°C possibilitou a obtenção de um produto de alta densidade, verificando-se também que a ação do Fe-P é mais eficiente que a do Cu-P para teores de fósforo inferiores a 1,4%.

A microestrutura revela um grande aumento do tamanho de grão e carbonetos M_6C com o aumento do teor de fósforo, independente do tipo de adição. Contudo, há a formação de perlita nas ligas M2/Fe-P e ilhas de cobre nas ligas M2/Cu-P. Os ensaios de densificação e as análises dilatométricas sugerem que o fósforo aumenta a cinética de sinterização por diminuição da temperatura da reação entre a matriz e o carboneto M_6C .

1. INTRODUÇÃO

As principais aplicações para os aços rápidos produzidos por metalurgia do pó são as ferramentas de corte de formas complexas, engrenagens e assentos de válvula para motores de combustão interna. Esta técnica vem ganhando importância crescente pela melhoria das

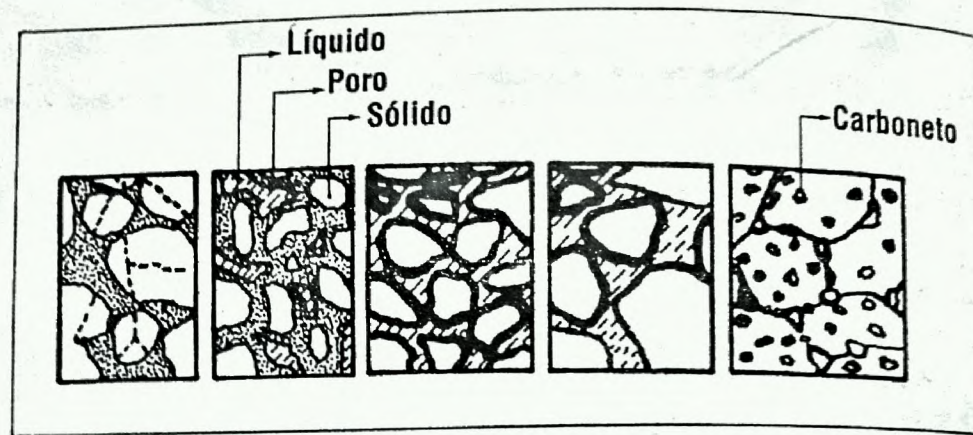


Figura 1 - Esquema do mecanismo de sinterização do aço rápido M2 [2]

1.2 - Sinterização a Baixa Temperatura de Aços Rápidos

A sinterização em fornos a vácuo, seguida de tratamento térmico, dá origem a aços rápidos com boas propriedades. No entanto é de grande interesse reduzir a temperatura de sinterização para valores iguais ou inferiores a 1150°C, pois esta é uma temperatura limite quanto a concepção construtiva dos fornos de sinterização, acima deste valor o tipo de isolamento, material da câmara e tipo dos elementos de aquecimento se tornam mais onerosos.

A diminuição da temperatura visa minimizar o consumo de energia e a realização da sinterização em atmosferas gasosas, a base de hidrogênio/nitrogênio/metano, faz com que se torne possível a utilização de fornos industriais contínuos. O abaixamento da temperatura de sinterização para os níveis pretendidos é possível recorrendo-se à sinterização com fase líquida, mediante a adição de ligas de cobre-fósforo [3,4].

As ligas Cu-P foram inicialmente empregadas como adição aos pós de ferro, visando a fabricação de peças estruturais com maior utilidade e resistência, sinterizadas sob atmosfera de hidrogênio a cerca de 1000°C [5], devido ao fato do Cu_3P ter ponto de fusão por volta de 715°C. O Fe-P como adição ao pó de ferro não consegue melhorar as propriedades mecânica, para os mesmos níveis de temperatura do Cu-P, pois a fase líquida formada pela reação eutética Fe- Fe_3P se inicia a 1050°C [6].

Greetham [7] estudando a influência de adições de cobre-fósforo ao aço rápido M3 classe 2, sinterizado a vácuo, a 1150°C por meia hora, propõe que durante a sinterização, entendida como o período de aquecimento e patamar, a liga Cu-P forma uma fase líquida transiente a 715°C, e a reação entre esta fase líquida formada e o aço rápido deve promover uma alta concentração local de cobre e fósforo propiciando, com o aumento da temperatura, a formação de outra fase líquida como resultado de reações no sistema Fe-P-C-X (onde X=W, Mo,V). Logo após aparece uma nova fase líquida rica em cobre, vindo da liga Cu-P.

propriedades mecânicas, economia de energia e diminuição das perdas de processamento e do número de etapas até a obtenção do produto acabado, possibilitando a produção de peças com a forma próxima a final, além de novas ligas e compósitos.

Atualmente as pesquisas em desenvolvimento na área de sinterização de aços rápidos podem ser divididas em duas linhas básicas (1):

(1) **redução de custos** pela diminuição da temperatura de sinterização e substituição do processo de sinterização de vácuo para atmosfera gasosa, possibilitando a competição direta com alguns componentes de ferro produzidos por metalurgia do pó e sujeitos a elevado desgaste abrasivo, tendo como mercado alvo, dentre outras, as indústrias automobilística, de eletrodomésticos e de armamento.

(2) **aumento da resistência ao desgaste a quente** por adição de partículas cerâmicas aos aços rápidos, melhorando assim o desempenho das ferramentas de corte.

Dentro deste contexto, pretende-se apresentar alguns fatos relacionados a sinterização de aços rápidos que permitam uma melhor compreensão dos fenômenos que ocorrem durante este processo.

1.1 - Mecanismo de Sinterização com Fase Líquida do Aço Rápido M2

A sinterização de aços rápidos recai no tipo de sinterização super-sólida, sendo que os mecanismos de sinterização são intensificados pela formação de uma grande quantidade de fase líquida.

Takajo [2] relata que a quantidade de líquido necessária para se atingir a densidade teórica no aço rápido M2 é de aproximadamente 5%, e que evidências metalográficas sugerem que esta fase líquida é obtida a partir da reação eutética: austenita + carbonetos => líquido, onde o M_6C é a fase com participação mais provável, mas não é excluído o envolvimento do carboneto MC.

A figura 1 apresenta o mecanismo proposto para a sinterização super-sólida dos aços rápidos. Durante o aquecimento ocorre difusão no estado sólido, formando-se um esqueleto rígido. Com o aumento da temperatura até o intervalo entre a linha solidus e liquidus, há a formação de um filme líquido que penetra pelos contornos de partículas e de grão fazendo com que o esqueleto seja desintegrado em grãos individuais, estes grãos se rearranjam devido a fenômenos de capilaridade, seguindo-se uma rápida densificação.

Na última etapa de sinterização há o crescimento de grão, pelo processo de solução-reprecipitação, onde o transporte de material ocorre por difusão através do líquido. Durante o resfriamento, a fase líquida se decompõe em austenita e carbonetos, estando estes carbonetos localizados principalmente nos contornos de grão; posteriormente, há uma precipitação adicional de carbonetos a partir da austenita, caracterizada por carbonetos finos no interior dos grãos.

Ambas as fases líquidas possibilitariam caminhos para a rápida difusão atômica, levando à densificação.

Bolton [8], também estudando o aço rápido M3 classe 2 com adição de cobre-fósforo, sinterizado a vácuo, embasou-se em resultados de análise térmica diferencial e microscopia para apresentar a seguinte sequência de reações, que levariam a progressiva densificação deste material:

- (a) transformação de Cu_3P em Fe_3P a temperaturas em torno de 710°C ;
- (b) reações entre o Fe_3P , Fe e carbonetos, a 1050°C ;
- (c) liquefação do cobre residual da reação $\text{Cu}_3\text{P} \Rightarrow \text{Fe}_3\text{P}$ a 1085°C e
- (d) líquido eutético formado pela reação da austenita com o carboneto M_6C a temperaturas da ordem de 1150°C .

Bolton fornece um dado novo ao estudo de Greetham, por explicitar a influência do carboneto M_6C nas reações para formação de fases líquidas, sugerindo ainda que o fósforo teria o efeito de diminuir a temperatura eutética devido ao fato deste elemento se dissolver no carboneto M_6C (reação d), pois no aço sem adições esta reação ocorre a 1250°C .

2. Parte Experimental

O pó de aço rápido AISI M2 Hoäganaes, importado, foi produzido por atomização à água e recozido, sendo suas principais características mostradas na tabela 1. As ligas de cobre-fósforo e ferro-fósforo são normalmente utilizadas em fundições, sendo comercializadas na forma de pequenos lingotes. Estes materiais por serem frágeis podem ser britados e moídos em moinho de discos, obtendo-se pós com granulometria menor que $38\mu\text{m}$, adequados para serem adicionados ao pó de aço rápido.

As composições químicas das ligas Cu-P e Fe-P, devido ao alto teor de fósforo contido, são muito difíceis de se analisar através das técnicas convencionais, pela não existência de padrões. A forma encontrada para se obter os teores destas matérias-primas foi através da análise por energia dispersiva (EDS) disponível no microscópio eletrônico de varredura, para tanto foram compactados briquetes com 700 MPa e 10 mm de diâmetro de cada um dos materiais, sem a utilização de lubrificação na matriz. O resultado apresentado na tabela 1 corresponde a uma média de 10 regiões aleatórias da amostra.

Os pós de aço rápido e os aditivos Cu-P (0.6%, 1.0% e 1.4% em peso) e Fe-P (0.6%, 1.0% e 1.4% em peso) após serem pesados (massa total de 30 g) eram misturados em um misturador Túrbula T2C (1400 rpm) por 2h.

Uma amostra cilíndrica de diâmetro igual a 10 mm e altura de aproximadamente 3 mm foi padronizada, sendo que a compactação uniaxial foi feita com carga de 550 MPa com lubrificação de estearato de zinco na matriz, em uma prensa semi-automática marca Fred Frey Mod. BA30, de capacidade igual a 30 toneladas e célula de carga Mod. CLCE 35k com capacidade para 35 toneladas .

Material	C*	Cr*	Mo*	V*	W*	O*	N*
M2	0.91	4.06	4.60	1.76	5.80	0.058	0.027
Material	P*	Cu*	Fe*	Mn*	Ca*		
Fe-P	20.2	0.14	72.8	3.84	3.03		
Cu-P	15.3	83.3	1.11	0.04	0.19		

*% peso

M2:	Densidade Teórica	(g/cm ³):	8.00
	Densidade Aparente	(g/cm ³):	2.65
	Microdureza Vickers	(carga 90g):	220
	Tamanho de Grão Fischer	(μ m):	175
	Tamanho Médio de Grão	(μ m):	80.5
	Escoabilidade	(seg/50g):	32
Cu-P	Granulometria	(μ m):	< 38
Fe-P	Granulometria	(μ m):	< 38

Tabela 1 - Características físico-químicas das matérias-primas

As etapas de sinterização foram realizadas em forno tubular marca Etil de 3 Kw, onde foi acoplado um sistema de vácuo (bomba mecânica + bomba difusora) da Edwards Mod. EDM-6, conseguindo-se um nível de vácuo da ordem de 10^{-4} mmHg numa retorta de alumina de diâmetro interno igual a 15 mm. A temperatura de sinterização foi fixada em 1150°C e o tempo em 2 horas, sendo a velocidade de aquecimento de 10°C/min e a velocidade de resfriamento de aproximadamente 30°C/min.

As amostras para exames metalográficos foram embutidas em baquelite, lixadas e polidas com pasta de diamante de granulometrias de 6, 3 e 1 μ m. A análise por microscopia ótica foi realizada com o emprego do banco metalográfico ZEISS NEOPHOT 30.

O reativo de uso geral empregado foi o Nital 2%, adequado para revelar a microestrutura das ligas estudadas, sendo utilizado, por vezes, o ataque seletivo composto de 45 ml de Nital 5% + 45 ml de Picral 4% + 5 ml de HCl concentrado que permite uma melhor diferenciação entre os carbonetos tipo M₆C e MC [9].

A densidade hidrostática das amostras sinterizadas (média de 3) foi determinada utilizando-se o princípio de Arquimedes, de acordo com a norma ASTM B311-86.

A microscopia eletrônica de varredura foi utilizada como ferramenta para a identificação e caracterização das fases presentes e mapeamento da distribuição de elementos químicos nas amostras, dispendo-se de um MEV CAMBRIDGE STEREOCAN 240, com detector de elétrons retro-espalhados acoplado a um sistema de análises de micro-regiões por energia dispersiva (EDS) LINK AN 10000 e software Sheffield-Frame 3 para correção ZAF (número atômico, absorção e fluorescência), sendo feitas um mínimo de 5 análises para a obtenção de uma composição média de cada fase.

A dilatometria foi empregada para o acompanhamento das reações, principalmente a formação de fases líquidas durante a sinterização, para tanto utilizou-se um dilatômetro eletrônico para altas temperaturas marca NETZSCH 402 E.

3. Apresentação dos Resultados

As microestruturas resultantes após sinterização dos aços rápidos a base de fósforo são mostradas na figura 2.

Nota-se que a adição de 0.6% de fósforo via Cu-P não proporciona um alto grau de densificação, permanecendo uma grande quantidade de poros na estrutura (figura 2A). Este nível de porosidade diminui com o aumento do teor de fósforo. Uma outra característica destes materiais é a presença de ilhas de cobre dispersas na matriz.

No caso da adição de fósforo ser feita através da liga Fe-P, as micrografias revelam a nucleação de perlita, inicialmente nos contornos de grão (figura 2D e 2E), e que ela aumenta de quantidade, crescendo para o interior do grão, com o aumento do teor de fósforo no aço.

Em ambos os casos, tanto para a adição de Cu-P como de Fe-P, a elevação do teor de fósforo promove um aumento do tamanho médio de grão e do tamanho de carbonetos, principalmente o M_6C . Percebe-se ainda que existe uma menor quantidade de carbonetos M_6C secundários (intragranulares) e um maior tamanho de grão e maior tamanho de carbonetos M_6C intergranulares na liga M2/Fe-P (figura 2D, E e F) que no M2/Cu-P (figura 2A, B e C).

Para se entender as diferenças microestruturais entre os sistemas M2/Cu-P e M2/Fe-P deve-se ter em mente que o cobre é um elemento estabilizador da austenita, enquanto que o fósforo, vanádio, molibdênio, cromo e tungstênio são poderosos estabilizadores da ferrita, portanto a dissolução dos carbonetos e a difusão do fósforo permitem a desestabilização da austenita. Assim, no caso do M2/Fe-P, onde não há cobre na estrutura e a velocidade de resfriamento imposta é relativamente baixa ($\sim 30^\circ\text{C}/\text{min}$), tem-se a perlita como um produto da transformação da austenita [5], sendo que esta perlita começa a se formar nos contornos de grão da austenita crescendo em direção do centro do grão [10], como pode ser visto pela evolução da microestruturas nas figuras 2D a 2F.

A formação de perlita não é benéfica à estrutura do aço rápido devido a sua baixa dureza, e para se contornar este problema deve-se aumentar a taxa de resfriamento do material. As alternativas para aumentar a taxa de resfriamento são ou por tratamentos térmicos de austenitização e têmpera ou, o que é mais vantajoso economicamente, pela produção deste material em fornos contínuos sob atmosfera que possibilitam têmperas mais severas logo após o ciclo de sinterização [11].

As dilatometrias apresentadas na figura 3 mostram que a adição de Cu-P produz uma diminuição da temperatura de início de formação de fase líquida. Verifica-se que para temperaturas inferiores a 1060°C há inchamento do aço rápido M2 com adição de Cu-P em relação ao M2 puro, sendo este fenômeno provocado pela expansão do reticulado devido a solubilização do cobre.

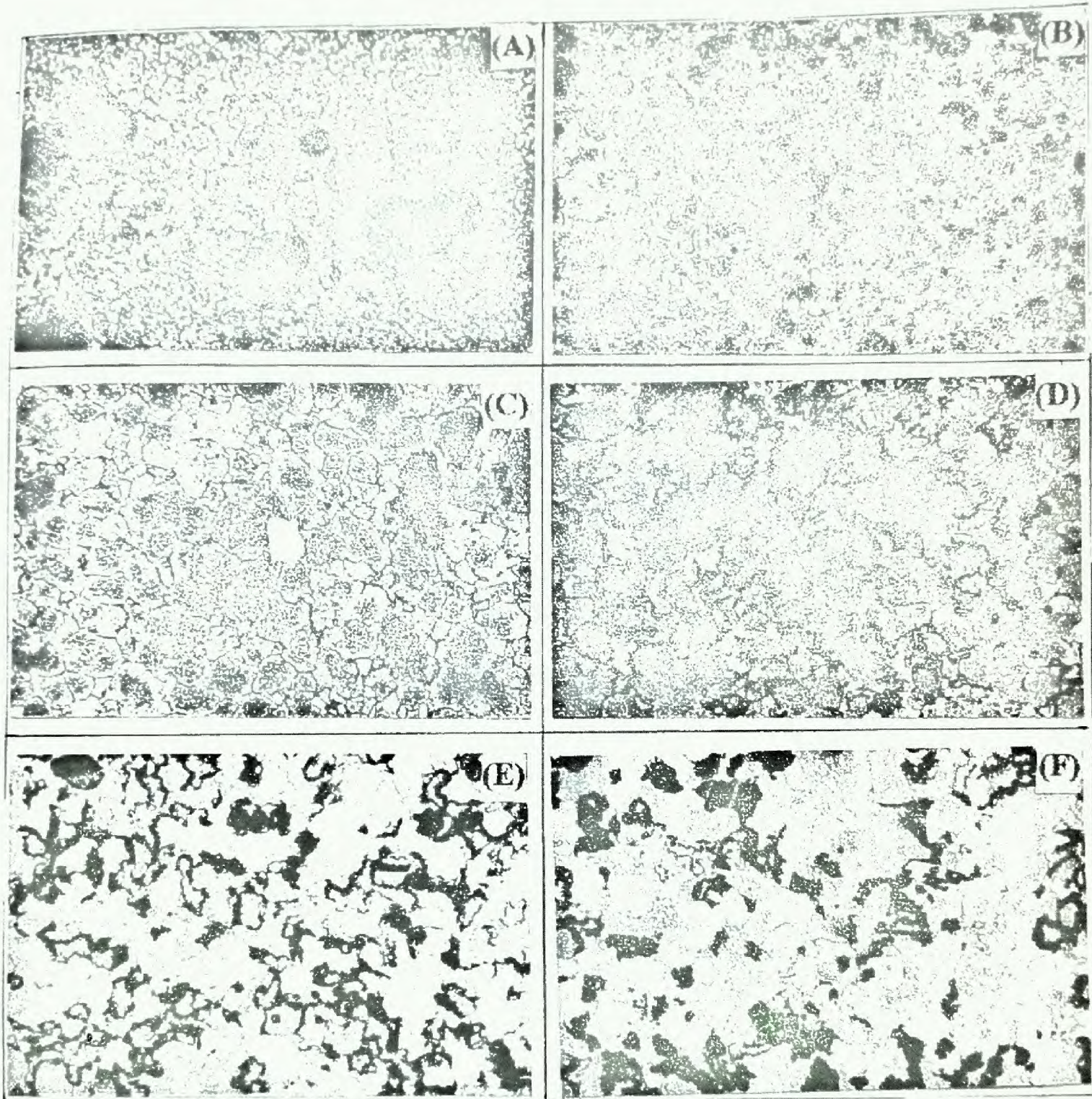


Figura 2- Efeito do teor de fósforo sobre a microestrutura do aço rápido M2. (A) 0.6%P (Cu-P), (B) 1.0%P (Cu-P), (C) 1.4%P (Cu-P), (D) 0.6%P (Fe-P) (E) 1.0%P (Fe-P) e (F) 1.4%P (Fe-P). (Mistura Simples - 1150°C / 2h, vácuo). Aumento 300x. Ataque: Nital 2%.

DILATOMETRIAS

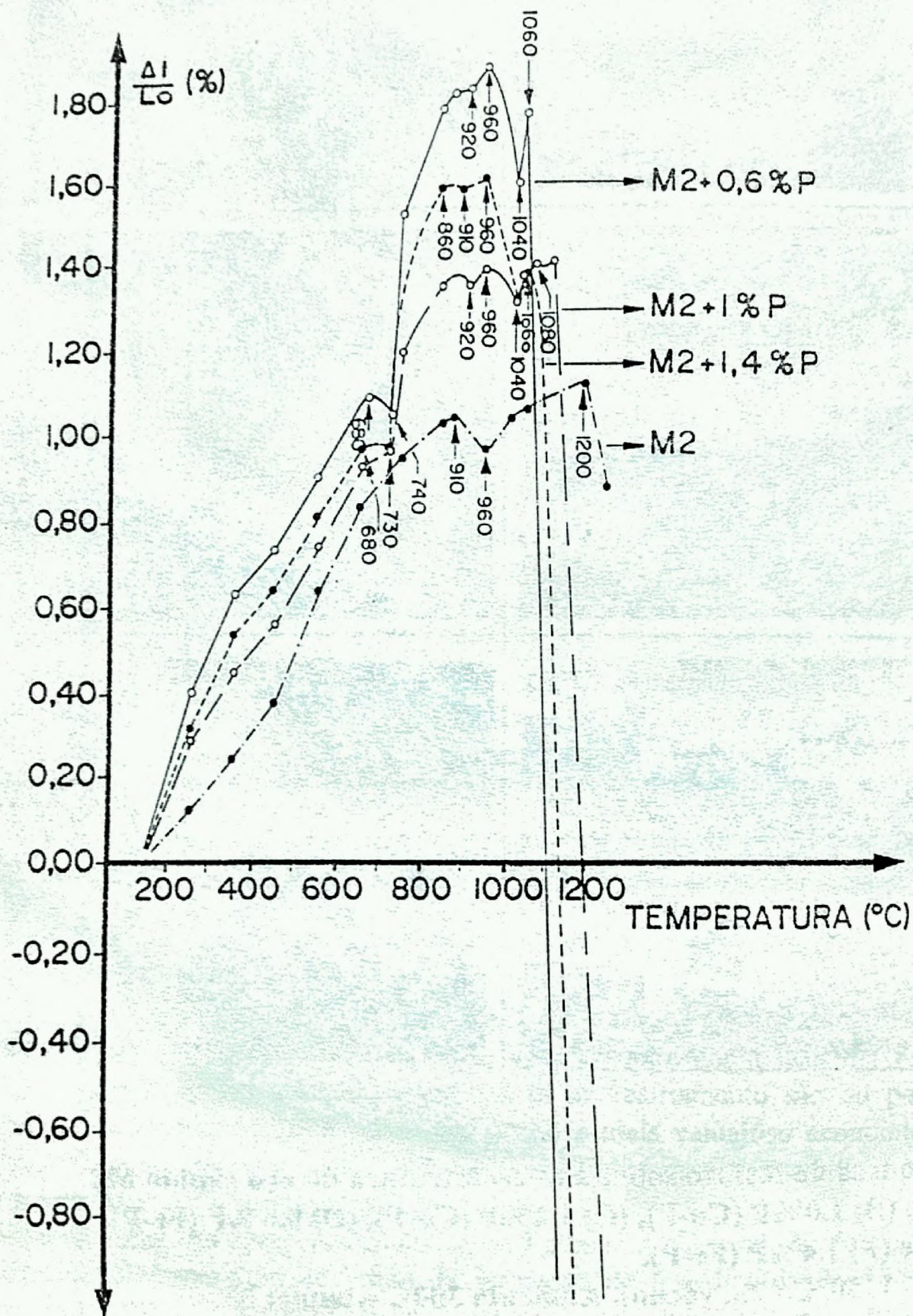


Figura 3 - Ensaio dilatométricos da liga M2 pura e com adição de Cu-P.

Nota-se também a existência de dois pontos de inflexão: o primeiro, por volta de 730-740°C, se refere a formação de uma fase líquida devido a fusão do Cu-P [5]. O segundo ponto ocorre por volta de 1040°C e representa o início da reação eutética entre o ferro e o fosfeto de ferro [8]. O aumento de temperatura acima de 1060°C promove a formação de duas outras fases líquidas superpostas, uma devido a fusão do cobre a 1085°C e outra resultante da reação eutética entre a matriz e os carbonetos M_6C , que tem sua temperatura diminuída de 1200°C para 1060°C pela ação do fósforo.

As dilatometrias da figura 3 mostram também uma efetiva densificação do M2/Cu-P. Percebe-se ainda a atuação de duas forças contrárias durante a sinterização, de um lado o inchamento provocado pelo cobre contido no M2/Cu-P em relação ao M2 puro, e de outro a contração provocada pela ação das fases líquidas formadas acima de 1060°C.

Surge então uma dúvida sobre a real influência do cobre líquido (T_f : 1085°C) sobre a densificação do aço rápido, pois há autores que colocam a possibilidade do cobre líquido promover inchamento em compactados de ferro devido a sua penetração nos contornos de partícula e de grão [12].

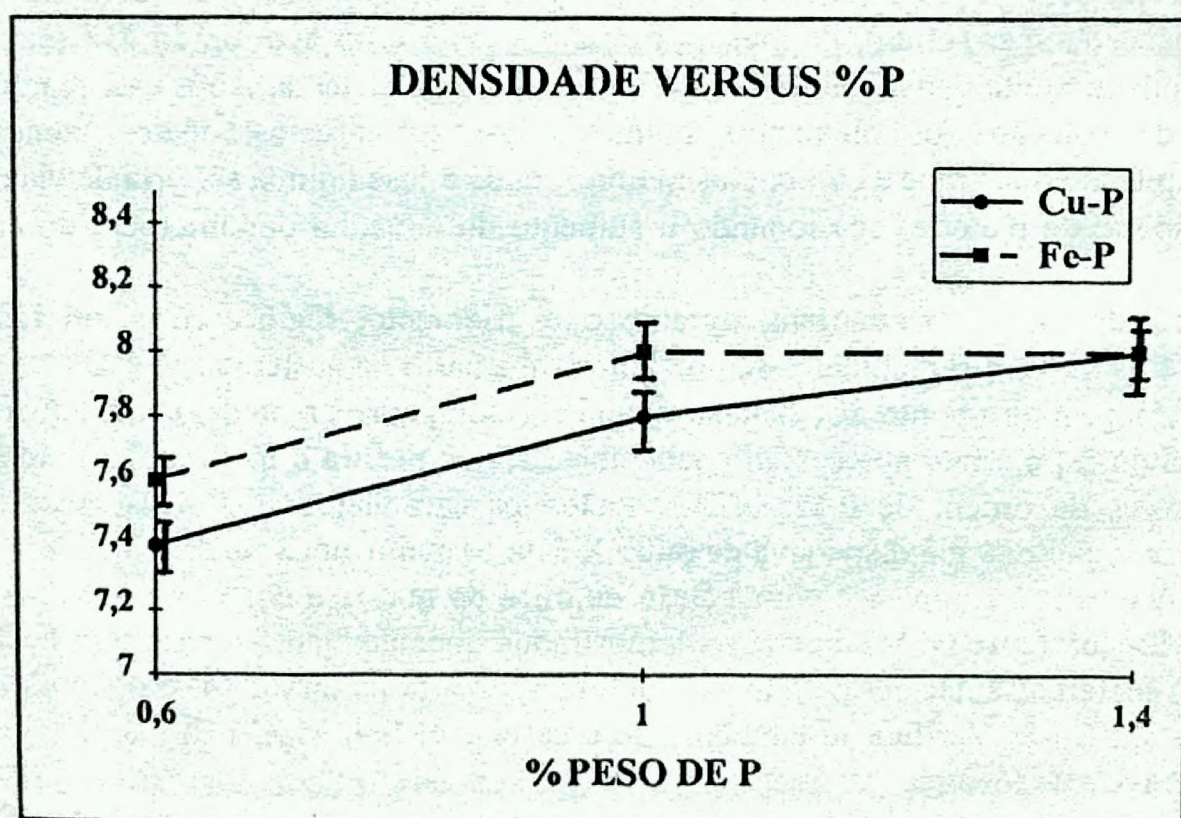


Figura 4 - Densidade hidrostática em função do teor de fósforo adicionado via Cu-P ou Fe-P (Mistura Simples - 1150°C / 2h - vácuo).

No sentido de solucionar esta dúvida decidiu-se estudar a densificação dos sistemas M2/Cu-P e M2/Fe-P, este último para isolar o efeito do fósforo sobre a sinterização do M2. Obteve-se o gráfico da figura 4, onde tem-se altas densidades a 1150°C pelo uso dos dois

aditivos a base de fósforo, sendo que a densificação é mais eficiente para a liga M2/Fe-P que para a liga M2/Cu-P para teores de fósforo inferiores a 1,4%.

A figura 4 apresenta o resultados de densidade hidrostática em função do teor de fósforo. O gráfico indica que o valor máximo de densificação (8 g/cm^3) para o nível de pressão utilizado (550 MPa) é atingido para o teor de fósforo de 1,4% e 1,0% quando a adição é feita via Cu-P e Fe-P, respectivamente.

As constatações das dilatometrias e dos ensaios de densificação permitem sugerir um modelo para o mecanismo de sinterização de ambos os sistemas (M2/Fe-P e M2/Cu-P) que se baseia na maior efetividade da reação: **Matriz (rica em fósforo) + $M_6C \Rightarrow$ Líquido.**

O modelo idealizado parte do princípio que durante o aquecimento seria formado um esqueleto principalmente pela difusão no estado sólido, apesar de pequenas quantidades de fase líquida serem formadas a temperaturas inferiores a 1060°C [8], aumentando assim a continuidade do sistema. Simultaneamente uma parte do fósforo, devido a sua alta difusividade em materiais a base de ferro¹, migraria do portador ficando quase que homogeneamente disperso na matriz, o que causaria a diminuição da temperatura de início de formação do eutético entre a matriz e o carboneto M_6C de 1200 para 1060°C .

Esta fase líquida se formaria em grande quantidade nos contornos de grão (sinterização super-sólida), da mesma forma que ocorre no aço rápido M2 sem adições, e proporcionaria alta densificação devido ao rearranjo do sistema. Após este rearranjo viria a etapa de solução dos elementos químicos dos grãos e carbonetos menores e sua reprecipitação nos grãos e carbonetos maiores, onde a fase líquida serviria de via rápida para o transporte de matéria, ocasionando o aumento do tamanho dos microconstituinte do aço rápido.

Finalmente se formariam, durante o resfriamento, regiões ricas em fósforo e os carbonetos M_6C intragranulares se precipitariam a partir da austenita.

Um primeiro ponto a se colocar quando se compara este modelo com aquele proposto por Bolton [8] é o fato apresentado pela tabela 2, que mostra o fósforo dissolvido na matriz (em teores da ordem de 0,6%-0,7%) e não nos carbonetos M_6C (cujo teor de fósforo encontrado por energia dispersiva de raios-X é nulo) como alega Bolton.

A tabela 2 compara a composição química da matriz e dos carbonetos M_6C para as ligas M2-CuP (1%P) e M2-FeP (1%P), mostrando que não há diferenças significativas entre os dois materiais a não ser pelo teor de cobre muito alto na matriz (4,3%) e no M_6C (1,1%) para o M2/Cu-P. Verifica-se também que o carboneto tipo M_6C não dissolve quantidades mensuráveis de fósforo.

¹ Jandeska [5], estudando a liga Fe- 2,19%Cu-0,3%P, observou que a concentração de fósforo se apresentava uniformemente distribuída nos grãos após a sinterização a 1000°C por 1/2 hora

Material	Local	Elementos Químicos (% PESO)						
		W ($\pm\Delta$)	Mo ($\pm\Delta$)	Fe ($\pm\Delta$)	Cr ($\pm\Delta$)	P ($\pm\Delta$)	Cu ($\pm\Delta$)	V ($\pm\Delta$)
M2-1%P (Cu-P)	Matriz	3.0 \pm 0.4	1.9 \pm 0.2	85.1 \pm 0.9	4.2 \pm 0.1	0.6 \pm 0.1	4.3 \pm 0.5	0.9 \pm 0.1
M2-1%P (Cu-P)	M ₆ C	39 \pm 2	22 \pm 1	30.1 \pm 0.3	3.8 \pm 0.2	0.0 \pm 0	1.1 \pm 0.2	4.7 \pm 0.2
M2-1%P (Fe-P)	Matriz	3.2 \pm 0.7	1.7 \pm 0.5	89 \pm 2	4.1 \pm 0.6	0.7 \pm 0.2	NA	0.7 \pm 0.3
M2-1%P (Fe-P)	M ₆ C	41 \pm 3	18 \pm 2	31.8 \pm 0.8	3.3 \pm 0.3	0.0 \pm 0	NA	4.8 \pm 0.3

Tabela 2 - Composição química da matriz e do carboneto M₆C para as ligas M2-1%P (Cu-P) e M2-1%P (Fe-P). NA= não analisado

Deve-se ressaltar também que não há indícios, para as condições estudadas, de uma influência benéfica do cobre no sentido de aumentar os níveis de densificação do aço rápido M2, mas sim no sentido de impedir a transformação da austenita em perlita (devendo-se ressaltar que esses resultados são válidos para as condições estudadas, pois se for modificada as velocidades de resfriamento pode-se uma estrutura martensítica tanto para o sistema a base de Cu-P como com Fe-P).

4. Conclusões

(1) Consegue-se altos níveis de densificação para temperaturas da ordem de 1150°C para ambos os sistemas a base de fósforo (M2/Cu-P e M2/Fe-P). Observa-se uma maior efetividade na sinterização do M2/Fe-P em relação ao M2/Cu-P para teores de fósforo na liga inferiores a 1,4% em peso. A fase líquida que produz a efetiva densificação do sinterizado é devido a diminuição da temperatura de reação eutética entre a matriz e os carbonetos M₆C.

(2) A adição de fósforo promove o aumento do tamanho de grão e dos carbonetos pois favorece a difusão dos elementos químicos pela formação de fase líquida. Não foram encontrados indícios que mostrassem uma influência marcante do cobre no sentido de aumentar a densificação.

(3) O fato do cobre ser um forte estabilizador da austenita e o fósforo ser um elemento ferritizante, em conjunto com a baixa velocidade de resfriamento imposta ao sistema explicam o aparecimento de perlita no M2/Fe-P e a ausência deste constituinte no M2/Cu-P. No que se refere a matriz dos aços rápidos ao fósforo pode-se dizer que não há diferenças significativas de composição química, a não ser o teor de cobre (4,3%) na matriz do M2/Cu-P. Outro fator a ser destacado é que o carboneto M₆C não apresenta quantidades mensuráveis de fósforo.

5. Referências Bibliográficas

- (1) ARAÚJO, E.G. **Influência das adições de NbC e ligas a base de fósforo na sinterização do aço rápido M2.** São Paulo, 1993. 67p. Dissertação (Mestrado) - Instituto de Pesquisas e Nucleares, Universidade de São Paulo.
- (2) TAKAJO, S.; NITTA, N. Observation of liquid phase sintering of a high speed steel powder. In: **Sintering'85**, Eds. G. C. Kuczynski, D. P Uskokovic, H. Palmour III, M. M. Ristic, Plenum Press, New York, 1987. p. 189-196.
- (3) BOLTON, J. D.; BAAH, H.O. Liquid Phase Sintering of Various High Speed with Copper-Phosphorus Addition. **Powder Metallurgy**, v.34, n 4, p.273-279, 1991.
- (4) GREETHAM, G. High density Speed Steels. In: PM'90 International Powder Metallurgy Conference. **Proceedings**. London, 1990. p. 206-216.
- (5) JANDESKA, W.F. Strength and ductility enhanced of low temperature sintered iron powder structures. **Metal Powder Report**, p. 461-6, Sep. 1982.
- (6) MIURA H e TOKUNAGA, Y. The Effect of Phosphorus Additions on the Structure and Mechanical Properties of Sintered Iron Compacts. **The International Journal of Powder Metallurgy & Powder Tecnology**, v.21, n° 4, p.269-281, 1985.
- (7) GREETHAM, G. High density Speed Steels. In: PM'90 International Powder Metallurgy Conference. **Proceedings**. London, 1990. p. 206-216.
- (8) BOLTON, J.D. et al. Mechanisms of sintering in high speed steel with phosphorus alloying addition. **Powder Metallurgy**, v.33, n°2, p. 126-32, 1990.
- (9) BLICKWEDE, D. J; COHEN, M. The isolation of carbides from high speed steel. **Journal of Metals**, Warrendale, v. 1, n° 9, p. 578-84, Sept. 1949.
- (10) CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos.** 6° ed. São Paulo, ABM, p. 332-52, 1988.
- (11) PALMA, R. H.; MARTINEZ, V.; URCOLA, J.J. Sintering behaviour of T42 water atomised high speed steel powder under vacuum and industrial atmospheres with free carbon addition. **Powder Metallurgy**, v.32, n° 4, p. 291-9, 1989.
- (12) IGHARO, M.; WOOD, J. V. Effects of consolidation parameter on properties of sintered high speed steels. **Powder Metallurgy**, v.23, n° 1, p. 70-76, 1990.