

DESENVOLVIMENTO DE NOVAS TÉCNICAS DE PROCESSAMENTO DE AÇOS RÁPIDOS VIA METALURGIA DO PÓ

E. G. Araújo, L. P. Barbosa e F. Ambrózio Filho., Departamento de Metalurgia do Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares/ CNEN-SP.

Os aços rápidos convencionais, obtidos por fusão, lingotamento e conformação mecânica, constituem uma classe de aços ligados, que desempenham o papel de ferramentas de corte, tais como brocas, fresas, mandris, alargadores e "bites" de torno mecânico. Esses aços apresentam problemas como segregação de carbonetos e crescimento de grão, principalmente em peças com grandes seções transversais, resultando em características indesejáveis que afetam o desempenho do produto. A obtenção de propriedades aceitáveis requer grandes reduções de seção durante o trabalho a quente, com baixo rendimento do processo (~50%) e portanto altos custos.

A microestrutura dos aços rápidos caracteriza-se pela presença de 7 a 13% de carbonetos complexos do tipo MC e M₂C, onde M representa os constituintes metálicos, que têm a função de promover a proteção da matriz contra o desgaste abrasivo e fixar o contorno de grão austenítico, apesar das altas temperaturas e tensões de cisalhamento que agem na interface entre a ferramenta e a peça.

A metalurgia do pó torna-se uma rota interessante a medida que diminui os custos de produção devido a redução das perdas de processamento, melhoria das propriedades de trabalho a quente, redução do número de passos até a obtenção do produto acabado e economia de energia do processo. No que diz respeito a microestrutura, a eliminação da segregação e dispersão uniforme de carbonetos finos melhoram a capacidade de corte e reduz a distorção nos tratamentos térmicos. Outra limitação do processo convencional é a máxima quantidade de carbonetos que pode ser colocada na estrutura, havendo a possibilidade de produção, por esta técnica, de novas ligas e compósitos de aços-ferramenta que não podem ser obtidos pelos métodos convencionais.

O processamento de aços rápidos por metalurgia do pó, segue normalmente duas rotas:

- (i) Compactação a frio e sinterização à vácuo do pó de aço rápido atomizado a água e recozido.
- (ii) Compactação isostática a quente ou extrusão do pó atomizado a gás.

A sinterização do compactado, na forma quase definitiva, é feita sob vácuo (10^{-4} a 10^{-6} mmHg) ou em atmosfera redutora (hidrogênio, hidrogênio-nitrogênio). De acordo com a composição química a temperatura de sinterização varia de 1220°C a 1350°C e o tempo, para dada temperatura, desde 10 minutos a algumas horas.

Os aços rápidos produzidos, via metalurgia do pó, são aplicados na produção de peças para resistir ao desgaste abrasivo a altas temperaturas, como insertos em assentos de válvula para motores de combustão interna, engrenagens, além da fabricação de insertos reversíveis e ferramentas de corte de formas complexas, principalmente em operações de usinagem intermitentes e em matrizes para trabalho a frio.

A metalurgia do pó dos aços rápidos vem ganhando importância crescente. Um exemplo é fornecido pelo aumento de 6.5% ao ano da produção de pó de aço rápido, correspondendo a uma projeção de consumo equivalente a 125 milhões de dólares para o ano 2000, apenas para o mercado americano. No Brasil toda a fabricação é realizada por metalurgia convencional.

A Sinterização dos Aços Rápidos - Efeito da Adição de Carbono: O pó de aço rápido é muito susceptível à oxidação tanto na sua fabricação quanto na fase de sinterização.

O excesso de oxigênio causa problemas como reação com o carbono contido no material, sendo que a oxidação da superfície do pó prejudica os mecanismos de difusão e portanto a sinterização, ocasionando retenção de porosidade, diminuição na compressibilidade e propriedades mecânicas do aço rápido. Dados da literatura mostram que teores de oxigênio da ordem de 580 ppm são suficientes para ocasionar um decréscimo de 0.05% no teor de carbono contido no aço rápido a temperatura de sinterização 1300°C e sob vácuo de 10^{-5} - 10^{-6} mmHg, devido a reação com o oxigênio dissolvido e o residual proveniente da atmosfera de sinterização. Há um limite de 1000 ppm de oxigênio contido nos pós de aço rápido para que a sinterização seja efetiva [1].

Na sinterização de aços rápidos existe uma faixa de temperaturas, $\pm 3^\circ\text{C}$ para o M2 [1], onde são obtidos tamanho de grão e carbonetos com uma distribuição uniforme e fina para pequenos intervalos de tempo. Abaixo desta faixa de temperatura os níveis de densidade são baixos, mesmo para longos períodos de sinterização. Temperaturas superiores ou para tempos relativamente longos nesta faixa de temperatura ocorre um crescimento excessivo de grão e o coalescimento de carbonetos nos contornos de grão.

A sinterização dos aços rápidos ocorre devido a intensificação dos mecanismos de difusão pela grande quantidade de fase líquida formada. Takajo [2] relata que a quantidade de líquido necessária para se atingir a densidade total no M2 é de aproximadamente 5%. Evidências metalográficas sugerem que os carbonetos tipo MC estão envolvidos no eutético: austenita + carbonetos \rightarrow líquido, mas não excluem a possibilidade da reação do carboneto MC. Assim, durante a sinterização há a formação de um filme líquido que penetra pelos contornos de grão das partículas, sendo o esqueleto desintegrado em grãos individuais, estes grãos se rearranjam e segue-se uma rápida densificação.

Na última etapa da sinterização há o crescimento de grão, provavelmente 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; havendo uma precipitação adicional de carbonetos a partir da austenita, caracterizada por carbonetos finos no interior dos grãos.

A figura 1 mostra a influência da adição de carbono sobre a microestrutura do aço rápido M2, processado de acordo com esquema da figura 2 e cuja composição é dada pela tabela I.

A microestrutura, para a adição ao M2 de um excesso de carbono abaixo de 0.2%, apresenta alto nível de porosidade, já a adição de 0.2%C produz um material totalmente denso. O aumento do teor de carbono além desses níveis, proporciona o crescimento de grão, bem como coalescimento dos carbonetos, o que pode ser explicado pelos seguintes fatos:

- 1.- Parte do carbono adicionado reage com o oxigênio dissolvido no pó.
- 2.- Cada 1% de carbono adicionado proporciona o abaixamento de 111°C na temperatura solidus, além de diminuir a temperatura das reações do sistema [1], ou seja o aumento do teor de carbono tem efeito análogo ao aumento da temperatura de sinterização.
- 3.- Há a formação de aproximadamente 15% de líquido, no intervalo de 1240 a 1245°C para o M2 [1]. No intervalo de 1240 a 1245°C a velocidade de formação de líquido ocorre com uma variação de 3% de líquido formado por grau, já entre 1245°C e 1320°C esta relação é somente de 0.045. Este fato explica o pequeno intervalo de sinterização característico do aço M2.

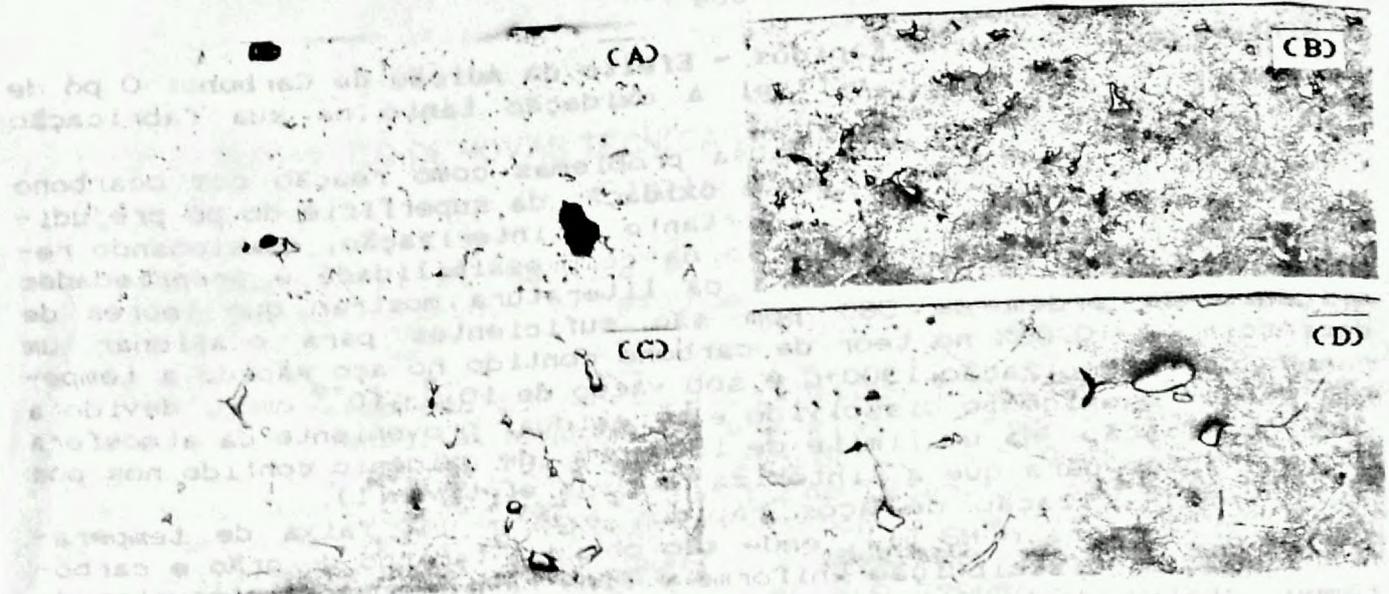
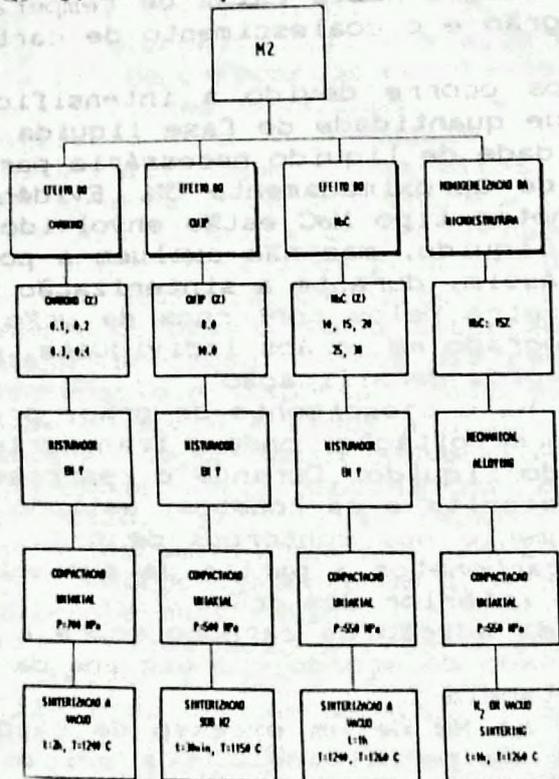


Figura 1: Efeito do Teor de Carbono: (a) 0.1%, (b) 0.2%, (c) 0.3% (d) 0.4%. Temp. de Sinterização 1240°C, sob vácuo, 2h. Aumento 250X



MATERIAL	ELEMENTO (% PESO)							
	C	Cr	Mn	V	W	O	N	
M2	0.91	4.06	4.60	1.76	5.80	0.058	0.027	
M2C	C _t	C _l	Nb					
Gráfico	11.3	0.30	85.7					
Cu ₃ P **								
	14.0	66.0						
M2:	Densidade verdadeira (g/cm ³):	8.00						
	Densidade aparente (g/cm ³):	2.05						
	Microdureza Vickers (carga 90g):	220						
	Tamanho de grão Fischer (µm):	175						
	Tamanho médio de grão (µm):	80.5						
	Escobabilidade (seg/50g):	32						
M2C:	Densidade aparente (g/cm ³):	3.4						
	Tamanho de grão Fischer (µm):	2.0						
Gráfico:	Granulometria (µm):	< 38						
Cu ₃ P:	Granulometria (µm):	< 38						

Tabela I. Caracterização Física e Química dos Pós de M2, M2C e Cu₃P

Figura 2: Fluxograma das Experiências

A Sinterização dos Aços Rápidos - Efeito da Adição de Cu₃P: Pelo exposto no item anterior, consegue-se sinterizar aço rápido M2 nas temperaturas entre 1240 e 1260°C com adição de carbono, à vácuo; técnica normalmente utilizada em aços rápidos para aplicações em ferramentas de corte. De acordo com Bolton [3] há a possibilidade de diminuição da temperatura de sinterização para níveis próximos a 1150°C pela adição de Cu₃P, este material é promissor em aplicações onde o desgaste abrasivo é a principal característica de desempenho.

No sentido de se obter maiores informações sobre esta tecnologia realizou-se ensaios com adição de Cu₃P em teores de até 10% em peso, conforme esquema da figura 2. A metodologia reproduziu condições análogas a sinterização de produtos de ferro: fornos de 1200°C, atmosfera de hidrogênio comercial e tempos inferiores a 1 hora, o que reduz drasticamente os custos de produção.

drasticamente os custos de produção.

As microestruturas resultantes para teores de fósforo de 1.0 e 1.4% é mostrada na figura 3, obtendo-se densidade próxima a teórica no segundo caso.

A análise dilatométrica possibilitou a conclusão que o aumento do teor de Cu_3P no material produz uma diminuição da temperatura de início de formação de fase líquida de 1200°C , no caso do M2 puro, para 1060°C no aço M2 com adição de 1.4%P, devido ao fato do fósforo formar compostos de baixo ponto de fusão. Além disso foi possível se confirmar a sequência de fases líquidas propostas por Bolton, que levam a progressiva densificação do material:

(a) Transformação de Cu_3P em Fe_3P ($\sim 710^\circ\text{C}$); (b) Reação entre o Fe_3P , ferrita e carbonetos, provavelmente M_6C , ($\sim 1050^\circ\text{C}$); (c) liquefação do cobre residual da reação $\text{Cu}_3\text{P} \rightarrow \text{Fe}_3\text{P}$ ($\sim 1085^\circ\text{C}$) e (d) líquido eutético formado da reação da austenita com o carboneto M_6C (1150°C).

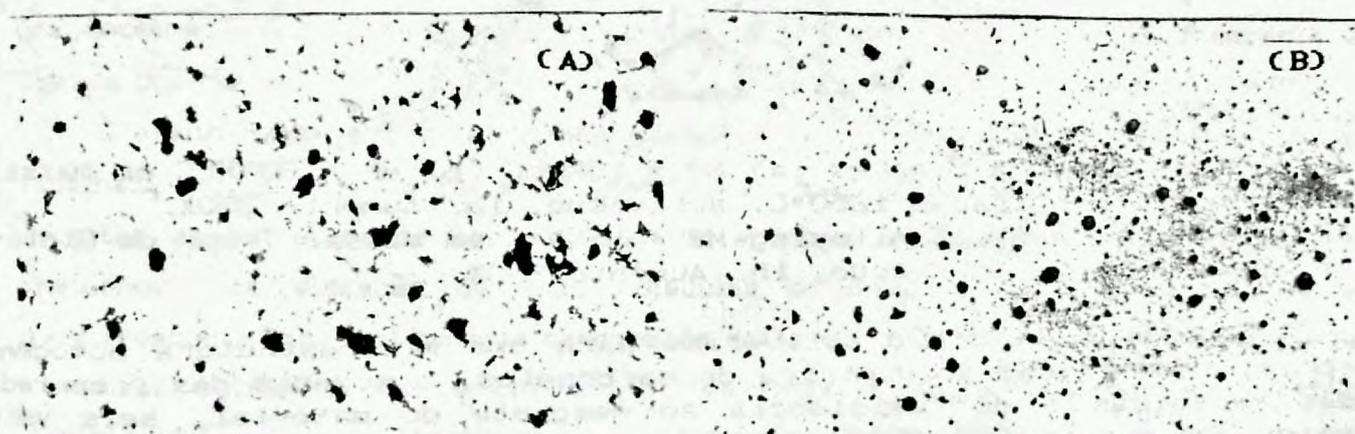


Figura 3: Efeito da Adição de Cu_3P : (a) 8% (b) 10% em massa. Temp. de Sinterização 1150°C , sob hidrogênio, 30 min. Aumento 250X

Aumento da Resistência ao Desgaste do Aço Rápido: No sentido de se estudar métodos para aumentar a resistência ao desgaste do aço rápido M2, desenvolveu-se uma série de experiências onde adicionou-se carboneto de nióbio entre 10 e 30% em peso, vide esquema da figura 2.

O processamento por simples mistura dos pós de M2 e NbC produz uma estrutura altamente densificada até 15% NbC , acima deste teor o carboneto torna-se a fase contínua da estrutura diminuindo sensivelmente o grau de densificação, conforme mostra a figura 4.

Nota-se que o carboneto de nióbio, como era de se esperar, é levado para os contornos pela fase líquida, o que certamente provocará uma acentuada diminuição da tenacidade do material. O carboneto de nióbio possui dimensões muito maiores que o tamanho médio de partícula do pó de NbC adicionado, provavelmente devido a aglomeração do pó de carboneto, que não foi desagregado pelo processo de mistura simples e/ou devido ao coalescimento do carboneto na presença de fase líquida. Esta microestrutura não implica necessariamente que o composto seja inferior no que se refere a resistência ao desgaste, já que os mecanismos de desgaste são função do sistema tribológico onde o material é apenas uma variável.

No que se refere a concepção da forma de adição de NbC ao M2 fez-se experimentos que utilizam a técnica de mechanical alloying em analogia aos trabalhos de Gutfeld para a liga $\text{Fe}-0.6\%\text{P}-0.9\%\text{C}$ com adições de NbC , TiC , TiN e Al_2O_3 , sinterizadas em torno de 1280°C [4].

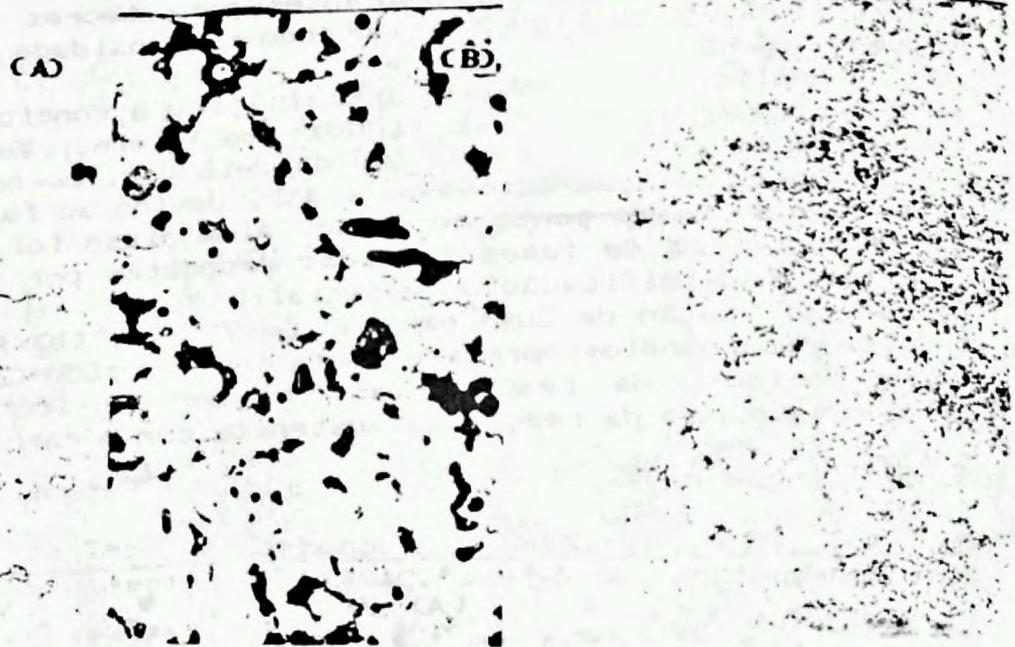


Figura 4: Mistura Simples (a) M2 + 15%NbC (b) M2 + 30%NbC em massa. Temp. de Sinterização 1260°C, sob vácuo, 1h. Aumento 250X.
 Figura 5: Mechanical Alloying M2 + 15%NbC em massa. Temp. de Sinterização 1260°C, sob vácuo, 1h. Aumento 250X.

Thumler e Gutfeld obtiveram, para uma microestrutura homogênea com elevada fração volumétrica de carbonetos, o aumento das propriedades mecânicas e da resistência ao desgaste do material, seis vezes maior que o material não processado por "mechanical alloying". Um ponto ressaltado pelo estudo é a viabilidade tecnológica da utilização desta técnica de mistura a nível industrial.

O mechanical alloying consiste de um moinho de alta energia que produz uma íntima mistura entre os pós, promovendo uma distribuição uniforme dos carbonetos, sendo os mesmos cravados nas partículas de aço rápido, essas partículas aço-carboneto são prensadas entre si pelas esferas de aço inóx do sistema de moagem.

Após este processamento as partículas de NbC estão localizadas no interior das partículas do aço rápido e não apenas justapostas como ocorre na mistura simples, portanto promovem um ancoramento efetivo dos contornos de grão (Ostwald Rippening), impedindo seu crescimento, produzindo um material altamente densificado, como mostrado na figura 5 para M2+15% NbC sinterizado a 1260°C, permitindo uma ampliação da faixa de sinterização.

Bibliografia:

1. Araújo, E.G, Ambrósio Filho, F e Sousa, V.A; *III Seminário de Metalurgia do Pó da Associação Brasileira de Metais - 23 a 25 de outubro de 1991*, pp. 245 a 259.
2. Takajo, S; Nitta N. *Sintering' 85*, Eds. G. C. Kuczynski, D.P. Uskokovic, H. Palmour III, M. M. Ristic, Plenum Press, New York (1987), pp 189-196.
3. Bolton, J.D. et all. Mechanisms of Sintering in High Speed Steels with Phosphorus Alloying Additions. *Powder Metallurgy*, v. 33, n.2, 1990.
4. Gutfeld, Ch. *Herstellung und Eigenschaften Mechanisch Legierter Sinterstähle mit Hartstoffeinlagerungen*. PhD. Thesis, Universität Karlsruhe, 1991, 121 pp.