

130 CBECIMAT
ÁGUAS DE LINDÓIA
P a 11 DE DEZEMBRO DE 1996

58

ESTUDO DA DISSOLUÇÃO DOS CARBONETOS EM UM AÇO RÁPIDO AISI M2

Antônio Fernando Cambiucci (Depto de Eng. Materiais, FEM, UNICAMP, Caixa Postal 6122, CEP-13083 970, Campinas, SP)
e-mail: cambiuc@fem.unicamp.br
Luis Gallego Martinez (IPEN, CNEN)
Edmundo Alcoforado (Consultor Independente - Eng. Metalurgista)
Lisandro Pavie Cardoso (IFGW - UNICAMP)
Paulo Roberto Mei (DEMA, FEM, UNICAMP)

RESUMO

A presença de carbonetos em aços rápidos tem sido objeto de várias pesquisas na área metalúrgica. Tem sido verificado que o aumento no teor de carbonetos interfere diretamente na resistência ao desgaste destes materiais, elevando-a acentuadamente e promovendo-a como uma das principais características dos aços rápidos. De forma inversamente proporcional, os carbonetos agem sobre a deformabilidade a quente dos aços tomando-os, portanto, mais dificilmente deformáveis conforme aumenta seu teor. Este trabalho teve por objetivo estudar o efeito da variação da temperatura de laminação para o aço rápido AISI M2 sobre a dissolução dos carbonetos presentes neste aço. Desta forma foram laminadas a: 900, 1000, 1100 e 1200 °C, sendo que para cada faixa de temperatura utilizou-se deformações verdadeiras totais de 10, 20, 30 e 40 % em um único passe. A fração volumétrica dos carbonetos e identificação das fases foram verificadas através de técnicas de microscopia quantitativa ótica e difração de raios-X.

Palavras-chaves: carbonetos, laminação a quente e aço M2.

INTRODUÇÃO

Foram estudadas neste trabalho a dissolução de carbonetos no aço rápido M2^{1,1} usando fundamentalmente a técnica de identificação dos carbonetos utilizada por Blickwede e Cohen^{2,3}. Foram estudadas também as relações entre tensão de escoamento e deformação verdadeira em uma laminação experimental e os resultados foram apresentados anteriormente^{3,4}. Após os tratamentos térmicos (têmpera e revenimento), que proporcionam ao aço rápido M2 suas características finais de uso, a microestrutura é formada pela presença de 7 a 13 % em volume de carbonetos complexos e por uma matriz de martensita revenida. De modo geral o aço M2 recozido possui cerca de 25 a 30 % de carbonetos em volume^{2,4,5}.

Estes carbonetos constituídos principalmente pelos tipos MC e M₆C, após têmpera e revenimento, (onde M representa os constituintes metálicos), têm a função de promover a proteção da matriz contra o desgaste abrasivo e de fixar o contorno de grão

ABSTRACT

The presence of carbides in high-speed steels has been the object of various studies in metallurgy. It has been verified that an increase in the carbide content influences directly the wear resistance of these materials, increasing it sharply and thereby producing one of principal characteristics of high-speed steels. In contrast, the hot-workability of high-speed steels decreases with increasing carbide content. In this work, the effect of the rolling temperature of high-speed steel (AISI M2) on the dissolving of carbides present in the steel was studied. Four temperatures were investigated: 900, 1000, 1100 e 1200 °C. For each of these temperatures, true strains of 10, 20, 30 e 40 % in a single pass were studied. Quantitative microscopy and X-ray diffraction were used, respectively, to determine the volume fraction of carbides, and for identification of the phases.

Key words: carbides, hot-rolling and M2 steel.

austenítico, impedindo o crescimento de grão durante os tratamentos térmicos⁶. No entanto, os tipos de carbonetos que comumente aparecem são: M₆C com composição entre Fe₆(Mo,W)₂C e Fe₆(Mo,W)₃C, Cr₇C₃, Cr₃C₂, (Mo,W)₂C, VC e V₄C₅^{7,8,9,10,11,12,13}.

MATERIAIS E MÉTODOS DE ANÁLISE

A composição química em porcentagem em peso do aço rápido ABNT M2 utilizado nas experiências é mostrado na Tabela I.

Tabela I Composição química do aço M2 utilizado.

elemento	C	Si	Mn	W	Mo	Cr	V	Co	P	S
% em peso	0,82	0,36	0,33	6,08	4,82	4,08	1,96	-	0,029	0,002

O trabalho foi dividido em tres partes:
1- material como recebido,
2- solubilização e
3- laminação.

No material como recebido e no solubilizado as análises visaram caracterizar o material e comprovar o método de Blickwede e Cohen.

O material como recebido foi entregue no estado recozido e analisados tres corpos de prova extraídos da barra original a qual tinha 1,20 m de comprimento, 70 mm de largura e 19,3 mm de espessura.

Na solubilização foram tratados 4 corpos de prova, com 20 mm de comprimento, 20 mm de largura e 19,3 mm de espessura, os quais foram pré-aquecidos a 750 °C, por 20 minutos, sendo que depois um foi aquecido a 1200 °C, outro a 1100 °C, outro a 1000 °C e outro a 900 °C, deixando-os nestas temperaturas por 15 minutos, após o que foi feito um resfriamento rápido em água para "congelar" a estrutura. Foi inserido um termopar tipo Cromel-Alumel de 3 mm de diâmetro em cada corpo de prova para o acompanhamento da temperatura do mesmo (Figura 1).

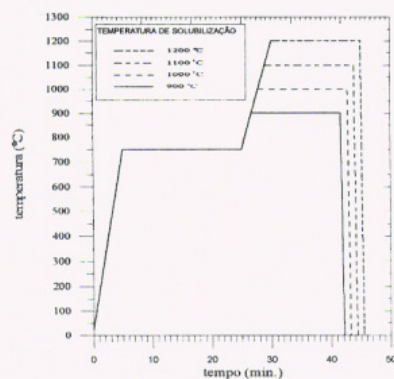


Figura 1 - Diagrama esquemático da solubilização.

Na laminação foram, então, tratados 16 corpos de prova com 39 mm de comprimento, 35 mm de largura e 8 mm de espessura, de acordo com o seguinte esquema; quatro laminados a 1180 °C, quatro a 1100 °C, quatro a 1000 °C e quatro a 900 °C e para cada temperatura foram utilizadas quatro níveis de deformações verdadeiras, 10, 20, 30 e 40 %, sendo que cada deformação foi efetuada em um único passe.

Os corpos de prova, com um termopar do tipo Cromel-Alumel de 1,5 mm de diâmetro inserido numa das extremidades, foram colocados no forno já aquecido a 1250 °C e aí deixados até a temperatura atingir 1220 °C, o que ocorria em 5 minutos. Então eram retirados imediatamente do forno e assim que a temperatura caía até a prevista eram laminados com as deformações programadas. Depois de laminados os mesmos foram

resfriados em água. No caso destes corpos de prova não houve necessidade de um pré-aquecimento intermediário devido às suas pequenas dimensões. Como todas as amostras foram aquecidas na mesma temperatura inicialmente, o tamanho de grão antes da laminação era o mesmo para todas as amostras, não introduzindo, desse modo, mais uma variável (indesejada neste caso) no nosso modelo. (Figura 2).

A posição analisada dos corpos de prova foi sempre no sentido longitudinal de laminação e na posição mediana tanto na largura quanto na espessura.

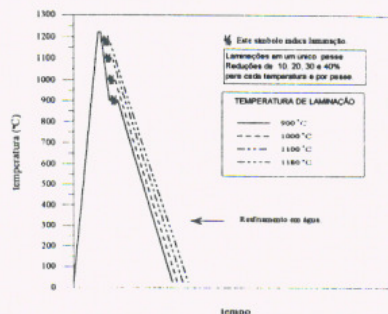


Figura 2 - Diagrama Esquemático das laminações.

RESULTADOS E DISCUSSÕES

MATERIAL RECOZIDO E SOLUBILIZADO

Os resultados da quantificação dos carbonetos para o material recozido e os corpos de prova solubilizados confirmaram os obtidos na literatura^[2] (figura 4).

Os resultados da difração de raios-X para os corpos de prova como recebido e os solubilizados são mostrados na Tabela II.

Tabela II - Ocorrência das fases para as amostras "Como recebida" e as solubilizadas a 900, 1000, 1100 e 1200 °C .

distância interplanar	Como recebida	Solubilizada a 900 °C	Solubilizada a 1000 °C	Solubilizada a 1100 °C	Solubilizada a 1200 °C
2,401 Å	V ₆ C ₅	V ₆ C ₅	V ₆ C ₅	V ₆ C ₅	V ₆ C ₅
2,345 Å	Cr ₇ C ₃	Cr ₇ C ₃	0	0	0
2,258 Å	M ₆ C	M ₆ C	M ₆ C	M ₆ C	M ₆ C
2,030 Å	ferro α/tcc	ferro α/tcc	ferro α/tcc	ferro α/tcc	ferro α/tcc
1,841 Å	ferro γ M ₆ C/ Cr ₇ C ₃	ferro γ M ₆ C/ Cr ₇ C ₃	ferro γ M ₆ C/ Cr ₇ C ₃	ferro γ M ₆ C/ Cr ₇ C ₃	ferro γ M ₆ C/ Cr ₇ C ₃
1,256 Å	Cr ₂₃ C ₆	Cr ₂₃ C ₆	Cr ₂₃ C ₆	0	0

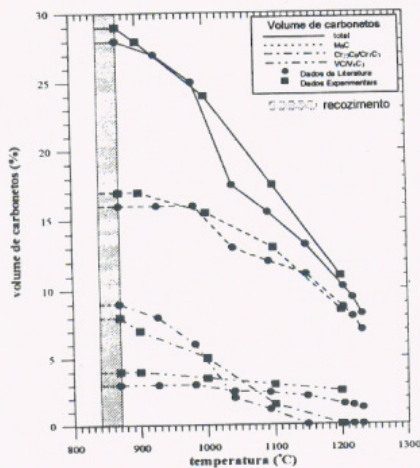


Figura 3 - Volume de carbonetos em função da temperatura. Amostras "como recebida" e "solubilizadas". Análises feitas através do Quantimet.

MATERIAL LAMINADO

Os resultados da difração de raios-X são mostrados na Tabela III e podem ser feitos os seguintes comentários:

Tabela III Ocorrência das fases para as amostras laminadas a 900, 1000, 1100 e 1180 °C.

deformações verdadeiras	Carbonetos nas amostras laminadas a:			
	900 °C	1000 °C	1100 °C	1180 °C
10 %	1,2,3,4,5 e 6	1, 2, 3 e 4	1, 2 e 3	1 e 3
20 %	1,2,3,4,5 e 6	1, 2, 3 e 4	1, 2 e 3	1 e 3
30 %	1,2,3,4,5 e 6	1, 2, 3 e 4	1, 2 e 3	1 e 3
40 %	1,2,3,4,5 e 6	1, 2, 3 e 4	1, 2 e 3	1 e 3

Obs. 1 = V_4C_3 a d = 2,401 Å 4 = $Cr_{23}C_6$ a d = 1,258 Å
 2 = Cr_7C_3 a d = 2,345 Å 5 = M_6C a d = 4,1545 Å
 3 = M_6C a d = 2,258 Å 6 = FeW_2C a d = 3,9174 Å

Usou-se para caracterizar cada fase o pico mais intensa que não estivesse sobreposta aos picos de outras fases.

1) O pico mais intensa da austenita (1,841 Å) não apareceu nos difratogramas das amostras laminadas. A austenita retida, que apareceu nas amostras "como recebida" e "solubilizadas", pode ter sido transformada em martensita (nas amostras laminadas) pela deformação aplicada ou porque tinha menos carbono na matriz.

2) Para uma mesma temperatura de laminação não houve variação quanto ao tipo de fase formada.

3) Os picos do carboneto Cr_7C_3 foram observados nas amostras laminadas de 900 a 1100 °C, mas não nas amostras laminadas a 1180 °C. Isto ocorreu porque o tempo de permanência de todas as amostras em altas temperaturas foi pequeno (5 minutos até atingirem 1220 °C e 1 a 3 segundos para a retirada do forno e início do resfriamento) e não foi suficiente para dissolver todos os carbonetos, diferentemente do que ocorreu com as amostras solubilizadas (os carbonetos Cr_7C_3 não apareceram acima de 1000°C). O tempo nessa temperatura (1220 °C) foi o suficiente para que o núcleo atingisse a temperatura estabelecida, objetivando assim igualar o tamanho de grão nas amostras.

Comparamos os dados da Tabela II com os da Tabela III e tivemos a impressão de que houve precipitação de carboneto Cr_7C_3 induzida por deformação nas amostras laminadas nas temperaturas de 1000 e 1100 °C, porém não pudemos afirmar pois, as amostras solubilizadas sofreram tratamento térmico diferente das laminadas (Figuras 1 e 2).

4) De maneira semelhante ao que ocorreu com as amostras "como recebida" e "solubilizadas":

- Os picos dos carbonetos VC mostraram-se superpostos aos picos de outros carbonetos, não se podendo afirmar com certeza se os mesmos existiam ou não nas amostras laminadas.
- os carbonetos $Cr_{23}C_6$ apareceram nas amostras laminadas a 900 e 1000 °C e não ocorreram nas laminadas a 1100 e 1180 °C.
- os carbonetos V_4C_3 e M_6C e o ferro α/Fe apareceram em todas as amostras laminadas.

As amostras laminadas apresentaram a 900 °C picos na faixa de 3,0375 a 4,1545 Å, os quais não apareceram para as demais temperaturas. Assim, na temperatura de 900 °C as deformações favoreceram a precipitação de fases que não ocorreram em temperaturas maiores como o FeW_2C e o M_6C . De qualquer maneira pela intensidade dos picos o volume das mesmas deveria ser muito pequeno.

Para uma mesma temperatura de laminação as deformações não provocaram variações significativas na fração volumétrica dos carbonetos. As variações apresentadas referem-se certamente ao erro experimental inerente às medidas.

A Figura 4 mostra um gráfico da fração volumétrica média em função da temperatura para as amostras laminadas e para as solubilizadas.

Observa-se que para temperaturas de 900 a 1000 °C a fração volumétrica era maior nas amostras solubilizadas. Isto ocorreu porque nas amostras laminadas a temperatura foi elevada, embora rapidamente, até 1220 °C para homogeneização da granulação austenítica, e só depois laminadas nas temperaturas indicadas. Isto provocou uma maior dissolução dos carbonetos.

Já as amostras laminadas a 1100 e 1180 °C apresentaram uma maior fração volumétrica de carbonetos que as amostras solubilizadas, porque estes últimos ficaram um tempo maior na temperatura

indicada (15 minutos para as amostras solubilizadas e alguns segundos para as laminadas).

Na realidade a dissolução dos carbonetos é uma função de duas variáveis: tempo e temperatura, e em vista disso, para cada temperatura utilizada, a contribuição destas variáveis no processo de dissolução dos carbonetos teve intensidades diferentes levando a resultados, as vezes, opostos.

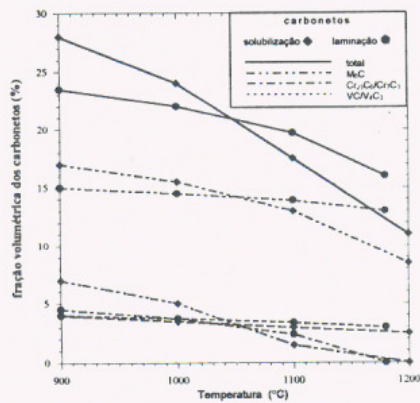


Figura 4 - Fração volumétrica dos carbonetos nas amostras solubilizadas e nas laminadas.

CONCLUSÕES

1) Em relação às amostras de aço M2 solubilizadas entre 900 e 1200 °C, conclui-se que:

- Os carbonetos de vanádio (V_4C_3) foram os que apresentaram a menor taxa de dissolução. Os carbonetos de cromo (Cr_7C_3 e $Cr_{23}C_6$) e os de tungstênio/molibdênio (M_6C) apresentaram taxas de dissolução similares e maiores que os de vanádio.
- Observou-se uma pequena fração volumétrica de austenita retida em amostras solubilizadas a 1100 e 1200 °C.

• Os carbonetos de cromo (Cr_7C_3 e $Cr_{23}C_6$) apareceram em amostras solubilizadas a 900 e 1000 °C mas não em temperaturas de 1100 a 1200 °C.

• Os carbonetos V_4C_3 e M_6C apareceram em todas as amostras solubilizadas.

2) Em relação ao aço M2 laminado entre 900 e 1180 °C para deformações verdadeiras de 10 a 40 %, conclui-se que:

- Para uma mesma temperatura de laminação a quantidade de deformação aplicada não influenciou no tipo, na forma ou na fração volumétrica dos carbonetos.

- Os carbonetos encontrados após laminação a 900 °C foram M_6C , V_4C_3 , Cr_7C_3 , $Cr_{23}C_6$, além de traços de FeW_2C e M_2C .

- Após laminação a 1000 °C foram identificados os carbonetos de M_6C , V_4C_3 , Cr_7C_3 e $Cr_{23}C_6$, sendo que a partir de 1100 °C o $Cr_{23}C_6$ desaparecia e a 1180 °C somente os M_6C e V_4C_3 eram encontrados.

- Não se observou austenita retida nas amostras laminadas, pois o pico correspondente a mesma não apareceu nos difratogramas.

AGRADECIMENTOS

À ACESITA pelo apoio financeiro e ao RHAE/CNPq pela bolsa DTI ao Eng. Antônio Fernando Cambiucci.

REFERÊNCIAS

- Cambiucci, A. F.. Estudo da Laminação a Quente do Aço Rápido ABNT M2. Dissertação. Mestrado em Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia de Materiais, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP, Campinas - SP, 1996, p. 119.
- Blickwede, D. J.; Cohen, M. The Isolation of Carbides from High Speed Steel. Metals Transactions, V. 185, Sep. 1949, p. 578-584.
- Cambiucci, A. F.; Cunha, M. A.; Oliveira, N. J. L.; Guimarães, A.; Mei, P. R. Avaliação da Trabalhabilidade a Quente do Aço Rápido M2 através de Laminagens em Escala Experimental. Trabalho apresentado no 51º Congresso da ABM, Porto Alegre, RS, Agosto de 1996.
- Hoyle, G. High Speed Steels. Butterworths, London, 1988, Chapter 4, "Heat Treatment", p. 52-74.
- Kayser, F.; Cohen, M. Carbides in High-Speed Steel - Their Nature and Quantity. Metal Progress, V. 61, N. 6, Jun. 1952, p. 79 - 87.
- Hoyle, G. High Speed Steels. Butterworths, London, 1988, Chapter 7, "Properties - Microstructure", p. 109 - 122.
- Goldschmidt, H. J.. The Structure of Carbides in Alloy Steels. Part II - Carbide Formation in High-Speed Steels. Journal of The Iron and Steel Institute, V. 170, N. 3, Mar. 1952, p. 189 - 204.
- Goldschmidt, H. J.. The Structure of Carbides in Alloy Steels. Part I - General Survey. Journal of The Iron and Steel Institute, V. 160, N. 4, Dec. 1948, p. 345-362.
- Kuo, K. Metallography of Delta-Ferrite. Part II - Formation of Delta-Eutectoid in 18-4-1 High-Speed Steels. Journal of The Iron and Steel Institute. Iron and Steel Institute, V. 181, N. 2, Oct. 1955, p. 128.
- Barkalow, R. H.; Kraft, R. W.; Goldstein, J. I.. Solidification of M2 High-Speed Steel. Metallurgical Transactions A, V. 3, Apr. 1972, p. 919.
- Hoyle, G. Recent Developments in High-Speed Steels. Metallurgical Review, V. 9, 1964, p. 49.
- Fredriksson, H.; Brising, S. The Formation of Carbides During Solidification of High-Speed Steels. Scandinavian Journal of Metallurgy, V. 5, N. 6, 1976, p. 268.
- Goldschmidt, H. J.. Interstitial Alloys. Butterworth & Co. Ltd. UK, London, 1967, p. 1-631.