



INFLUÊNCIA DA ESTRUTURA DE PARTIDA NO COALESCIMENTO DE UM AÇO ALTO CARBONO¹

*Eduardo Franco de Monlevade²
Fernando Suzumura Kawata³
Elis Almeida Melo⁴
Luis Fernando Maffei Martins⁵*

Resumo

Foram realizados estudos de coalescimento de um aço DIN C75S com diferentes estruturas de partida: martensita revenida, bainita e estrutura bruta de laminação a frio após redução de 30%. Os tratamentos para obtenção das estruturas bainítica e martensítica foram realizados em fornos contínuos de tratamento térmico. O material encruado foi trabalhado em um laminador quádruplo reversível. O recozimento foi feito por meio de processo industrial padrão em um forno de recozimento em caixa. O grau de esferoidização obtido a partir de cada estrutura de partida foi avaliado. Foi constatado que os materiais com estrutura de partida temperada (martensita revenida) e encruada apresentaram o coalescimento mais uniforme do que o material bainítico. O material previamente martensítico apresentou maior tamanho médio de carbonetos do que o material encruado. O material bainítico foi o que apresentou coalescimento mais irregular e menor tamanho médio de carbonetos após o ciclo de recozimento.

Palavras-chave: Coalescimento; Tratamento térmico; Transformações de fase.

INFLUENCE OF PREVIOUS MICROSTRUCTURE ON THE SPHEROIDIZATION OF A HIGH-CARBON STEEL

Abstract

Studies were conducted on the spheroidization of a DIN C75S steel, using three different original microstructures: tempered martensite, lower bainite and as rolled after 30% reduction (starting from a spheroidized structure). The martensite and bainite structures were obtained in continuous martempering and austempering processes. The rolled material was processed in a 4-high rolling mill. Annealing was conducted in box type furnaces. The spheroidization level was evaluated for each previous structure. The martensitic and as rolled samples had a more uniform spheroidization than the bainitic material. The previously martensitic material resulted in a higher average carbide size than the previously rolled material. The bainitic material had a more irregular spheroidization and lower average carbide size after annealing.

Key words: Spheroidization; Heat treatment; Phase transformations.

¹ *Contribuição técnica ao 66º Congresso Anual da ABM, 18 a 22 de julho de 2011, São Paulo, SP, Brasil.*

² *Especialista - Mangels Ind e Com Ltda*

³ *Coordenador de laboratório - Mangels Ind e Com Ltda*

⁴ *Engenheira de Produto - Mangels Ind e Com Ltda*

⁵ *Gerente de Engenharia, Qualidade e Tecnologia - Mangels Ind e Com Ltda*

1 INTRODUÇÃO

A conformação a frio de aços de alto e médio carbono pode requerer propriedades mecânicas bastante distintas daquelas exigidas pela aplicação. É fundamental que o aço possa ser facilmente deformado até sua configuração final. Uma das maneiras de se garantir isso é por meio de uma estrutura esferoidizada, em que a cementita está dispersa na matriz ferrítica na forma de glóbulos.

Em geral, os tratamentos térmicos para obtenção de uma estrutura esferoidizada envolvem a manutenção da amostra em temperaturas próximas mas logo abaixo da de austenitização, precedida ou não de tratamento de austenitização. A esferoidização, quando ocorre a partir da decomposição direta da austenita, é causada por uma reação eutetóide divorciada, e requer super-resfriamentos menores do que aqueles necessários para a formação da perlita.⁽¹⁾

Deb e Chaturvedi⁽²⁾ estudaram a esferoidização de um aço 10B30 em várias temperaturas e tempos de tratamento. Para todas as condições testadas, a curva log-log de crescimento de partículas em função do tempo apresenta a mesma inclinação (de 1/3), indicando que o mecanismo é o mesmo (controle por difusão de carbono) em todas as condições. Kamyabi-Gol e Sheikh-Amiri⁽³⁾ realizaram um estudo de esferoidização de um aço CK60 com diversas estruturas de partida, mantendo a temperatura de tratamento constante, mas variando o tempo de tratamento. Essa condição foi escolhida porque a faixa de temperaturas usadas para tratamentos de esferoidização, em geral, é bastante restrita. Segundo os autores, a distribuição de partículas de cementita em aços esferoidizados a partir de estruturas metaestáveis, como a martensita, é mais fina e mais uniforme do que a distribuição em amostras esferoidizadas a partir de estruturas com maior estabilidade, como a bainita e a perlita. Zhao et al.⁽⁴⁾ mostraram que o crescimento de grão da ferrita em aços baixo carbono esferoidizados em escala submicrométrica ocorre coincidentemente com o crescimento das partículas de cementita. Esse crescimento é atribuído ao espaçamento médio entre partículas, que permite a movimentação dos contornos ferríticos. A relação de Hall-Petch para dureza do material em função do tamanho de grão ferrítico mantém-se válida, mesmo na presença da cementita, indicando um grande potencial para endurecimento do aço por refino de grão. Essa validade da relação de Hall-Petch já havia sido identificada por Liu e Gurland,⁽⁵⁾ em 1968, estudando ligas binárias Fe-C com teores de carbono variando de 0,065%C a 1,48%C.

Miyamoto et al.⁽⁶⁾ estudando um aço com 0,60%C, mostraram que a partição de Mn retarda a precipitação da cementita a partir da martensita durante o revenimento a 650°C de maneira mais eficiente do que o Si, enquanto a taxa de crescimento da cementita cai significativamente com a adição de silício a 450°C. Esses efeitos cinéticos dos elementos de liga substitucionais são importantes para a obtenção de aços com elevada resistência mecânica causada pela dispersão de partículas finas de carbonetos. Gang, Lee e Nam⁽⁷⁾ estudaram a esferoidização de aços com 0,45%C com diferentes estruturas de partida, chegando à conclusão que o coalescimento da cementita em amostras com estrutura de partida bainíticas é significativamente mais lento do que em amostras com estrutura de partida martensítica. Os autores atribuem esse comportamento à estabilidade térmica da cementita, à menor quantidade de carbono em solução sólida, e à menor força motriz oriunda da energia de superfície, causada pela uniformidade dimensional da cementita na bainita.

2 MATERIAL E MÉTODOS

Foi estudado um aço DIN C75S, comumente utilizado na fabricação de serras e outros instrumentos de corte. A composição química do aço utilizado é dada na Tabela 1.

Foram selecionadas três microestruturas de partida: martensita revenida, bainita inferior e estrutura encruada, obtida por laminação com redução de 30%. As estruturas de partida são mostradas nas Figuras 1 a 3. As estruturas martensítica e bainítica foram obtidas respectivamente por meio de tratamento de martêmpera e austêmpera em forno contínuo, composto de zona de austenitização, um banho de metal fundido para resfriamento intermediário, sistema de resfriamento (para a martêmpera), sistema de reaquecimento e forno de revenimento. Os parâmetros de têmpera são objeto de sigilo industrial e não podem ser descritos em detalhes neste documento.

Os tratamentos de coalescimento foram realizados em fornos de recozimento em caixa de alta convecção a 670°C por 12 horas, seguido de resfriamento por jato d'água direcionado sobre a campânula de proteção. As amostras foram embutidas a frio e submetidas a preparação metalográfica, dividida em lixamento até lixa 600 e polimento em suspensão de alumina de granulometrias de 1,0 µm e 0,05 µm. Para revelação das microestruturas, foi utilizado nital (solução de ácido nítrico em álcool etílico), com concentrações de 1% (para as amostras com estruturas martensítica e bainítica) e 3% (para as amostras com estruturas encruada e coalescida).

Em todas as amostras coalescidas, foram realizadas medidas de dureza na escala HRB. Foram feitas também medidas do grau de esferoidização por comparação com tabelas padrão.

O grau de esferoidização de cada amostra foi avaliado por comparação de acordo com a norma DIN 50602

Tabela 1- Composição química do aço utilizado neste estudo

<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>Si</i>	<i>Al</i>	<i>Mo</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>P</i>
0,739	0,670	0,210	0,0047	0,004	0,350	0,020	0,017

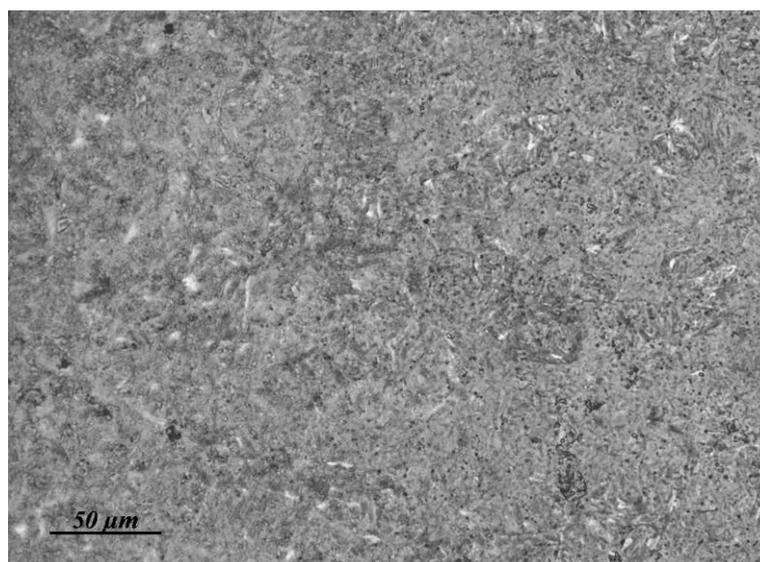


Figura 1 - Estrutura de partida da amostra temperada e revenida.

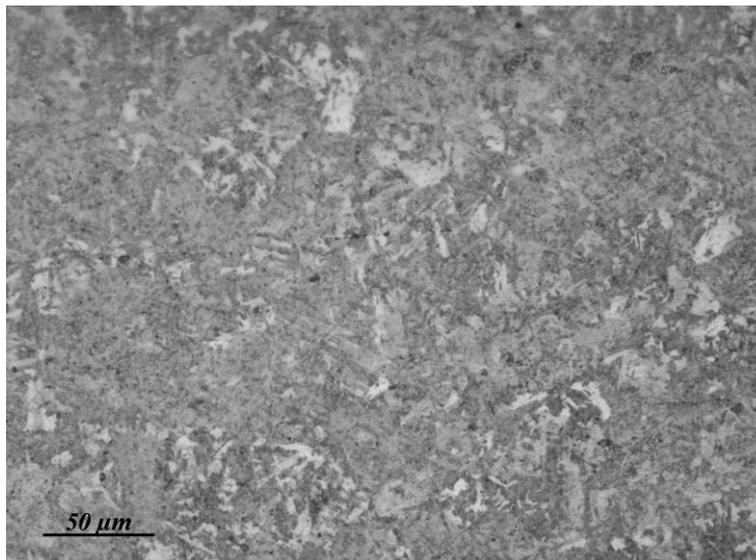


Figura 2 - Estrutura de partida da amostra austemperada (estrutura bainítica).

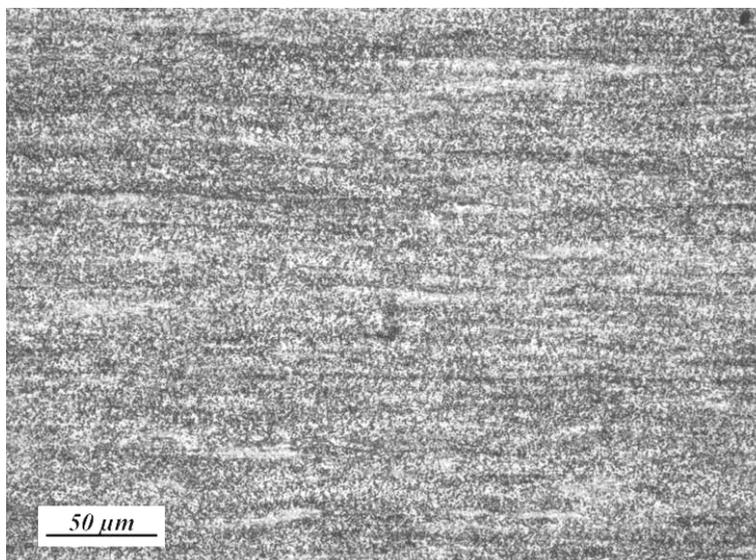


Figura 3 - Estrutura de partida da amostra laminada a frio com redução de 30%.

3 RESULTADOS

A estrutura da amostra coalescida a partir de estrutura temperada e revenida é mostrada na Figura 4. É possível ver traços residuais da estrutura acicular típica da martensita. Nota-se também, através de uma análise visual, que há uma distribuição bimodal do tamanho médio de carbonetos. Apesar da bimodalidade na distribuição de tamanho médio de partículas, a distribuição espacial dos carbonetos é bastante homogênea, não havendo regiões discerníveis com distribuição acima ou abaixo da média global da amostra. Esta amostra apresentou grau de esferoidização 3.

A amostra coalescida a partir da estrutura encruada após redução de 30% é mostrada na Figura 5. Houve significativo aumento do tamanho médio de carbonetos, mas a estrutura bandeada causada pela laminação foi preservada, levando a uma distribuição heterogênea dos carbonetos. O grau de esferoidização desta amostra está entre 2 e 3.

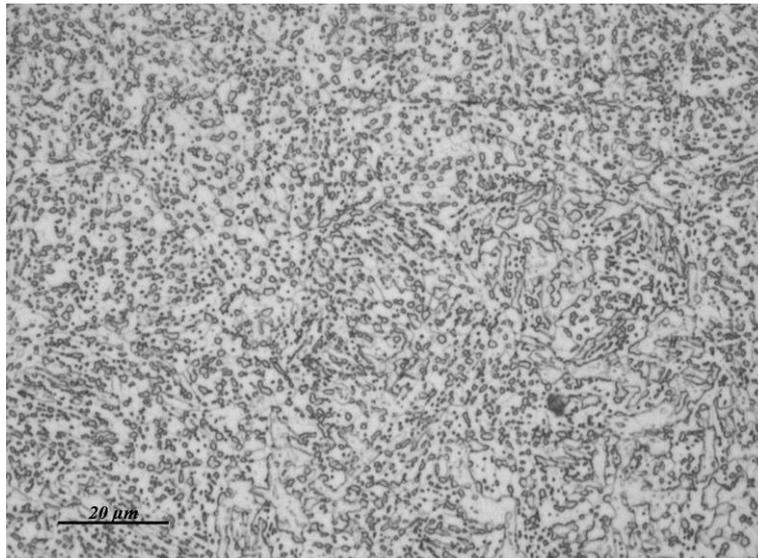


Figura 4 - Detalhe da microestrutura da amostra coalescida a partir de estrutura temperada e revenida. Ataque: Nital 3%.

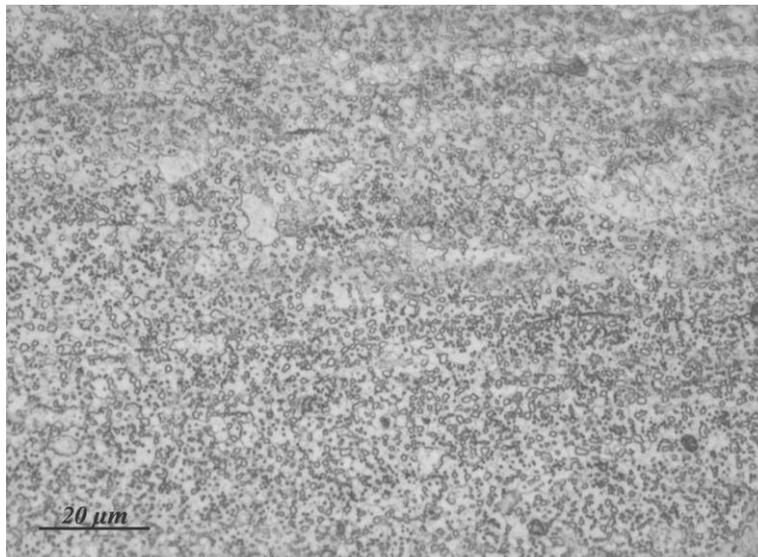


Figura 5 – Microestrutura da amostra coalescida a partir de estrutura laminada a frio com redução de 30%. Ataque: Nital 3%.

A amostra coalescida a partir da estrutura bainítica é mostrada na Figura 6. Esta amostra apresenta uma dispersão um tanto irregular dos carbonetos, provavelmente herdada da distribuição de carbonetos e de carbono em solução sólida existente na estrutura bainítica. Esta amostra apresenta uma distribuição de carbonetos que não permite uma definição inequívoca do grau de esferoidização. Ainda assim, estima-se um grau de esferoidização entre 0 e 1, sendo que as regiões ricas em carbonetos finos tendem a um grau de esferoidização 0.

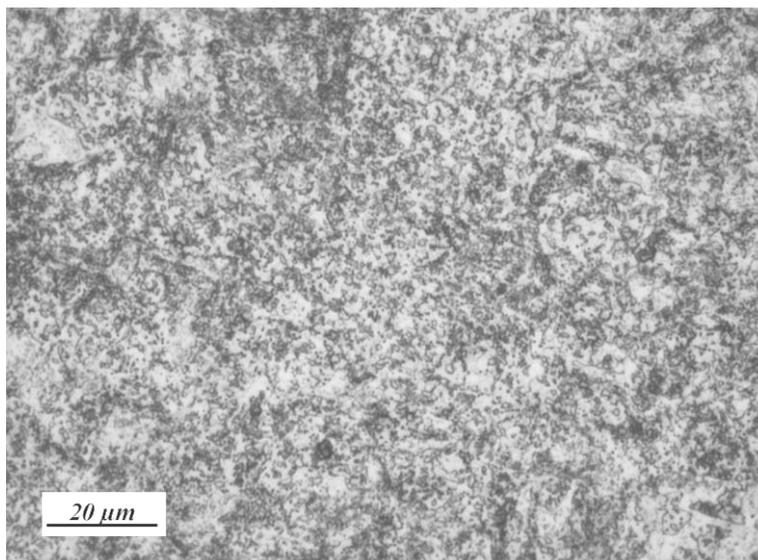


Figura 6 - Microestrutura da amostra coalescida a partir da estrutura bainítica.

Tabela 2. Graus de esferoidização obtidos para cada estrutura de partida

Estrutura de partida	Grau de esferoidização resultante
Bainítica	0-1
Coalescida e encruada (30% de redução)	2-3
Temperada e revenida	3

4 DISCUSSÃO

As diferenças observadas entre as diferentes amostras são fortes indicativos que o tratamento aplicado às amostras foi insuficiente para obtenção de uma esferoidização uniforme. Mesmo na amostra previamente martensítica, que resultou em distribuição homogênea de carbonetos, não se obteve uma distribuição de grãos equiaxiais de ferrita. A cinética significativamente mais lenta de esferoidização observada na amostra de estrutura bainítica está de acordo com as observações de Gang, Lee e Nam.⁽⁷⁾ A estrutura acicular comumente observada na bainita inferior não foi preservada durante o processo de esferoidização como ocorreu com a martensita. A distribuição não uniforme de carbonetos na bainita e a menor concentração de carbono em solução sólida são possíveis explicações para esse resultado. O engrossamento das partículas de cementita (*Ostwald ripening*) depende da redissolução de carbono na matriz e da sua difusão entre partículas de carboneto. O processo de redissolução pode ser significativamente lento na estrutura bainítica, afetando assim a homogeneidade da estrutura esferoidizada resultante. No caso da estrutura encruada, deve-se levar em conta que a estrutura anterior à laminação já era esferoidizada. Desta forma, a intensa deformação aplicada ao material favoreceu a difusão do carbono, levando ao aumento do diâmetro médio dos carbonetos e crescimento de carbonetos maiores às custas dos menores.

O retardamento da cinética de esferoidização causado pela presença de Mn relatado por Miyamoto et al.⁽⁶⁾ pode ter sido mais efetivo na amostra bainítica. Na amostra coalescida e laminada a frio, a partição de Mn para dentro da cementita provavelmente já se encontrava em estágio avançado antes do tratamento térmico de coalescimento. Na amostra martensítica, o Mn provavelmente estava uniformemente distribuído na austenita, e o revenimento gerou carbonetos



extremamente finos. Segundo Miyamoto et al.,⁽⁶⁾ o Mn não sofre partição para dentro da cementita nos estágios iniciais da formação dos carbonetos. É possível que os carbonetos na estrutura bainítica já estivessem em estágio mais avançado de crescimento, no qual ocorre a partição de manganês (que retarda o crescimento das partículas), mas que esse estágio ainda não tivesse sido atingido na amostra com estrutura de partida martensítica, o que ajudaria a explicar a grande diferença de distribuição de tamanho médio de carbonetos observada. Medidas de composição química na matriz próximas à interface podem indicar se há acúmulo de Mn junto à interface entre a ferrita e a cementita, o que seria indicativo de partição de soluto entre as duas fases.

5 CONCLUSÃO

A amostra esferoidizada a partir da estrutura martensítica apresenta a distribuição mais uniforme de carbonetos após a esferoidização. A amostra esferoidizada a partir da estrutura bainítica, por sua vez, apresentou estrutura bastante irregular, tanto quanto à distribuição espacial dos carbonetos quanto no que tange às dimensões. Esse comportamento pode ser explicado pela precipitação de carbonetos que ocorre na transformação bainítica, que empobrece a matriz em carbono. A amostra esferoidizada a partir de uma estrutura encruada apresentou resíduos da estrutura bruta de laminação, na forma de distribuição bandeada dos carbonetos

REFERÊNCIAS

- 1 Luzginova, N. V., Zhao, L. e Siestma, J. The Cementite Spheroidization Process in High-Carbon Steels with Different Chromium Contents. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2008, Vol. 39, pp. 513-521.
- 2 Deb, P. e Chaturvedi, M. C. Coarsening Behavior of Cementite Particles in a Ferrite Matrix in 10B30 Steel. *Metallography*. 1982, Vol. 15, pp. 341-354.
- 3 Karnyabi-Gol, A. e Sheikh-Amid, M. Spheroidizing Kinetics and Optimization of Heat Treatment Parameters in CK60 Steel Using Taguchi Robust Design. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2010, Vol. 17, 4, pp. 45-52.
- 4 Zhao, M.-C., et al. Grain growth and Hall–Petch relation in dual-sized ferrite/cementite steel with nano-sized cementite particles in a heterogeneous and dense distribution. *Scripta Materialia*. 2006, Vol. 54, pp. 1193-1197.
- 5 Liu, C. T. e Gurland, J. The Strengthening Mechanism in Spheroidized Carbon Steels. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*. 1968, Vol. 242, pp. 1535-1542.
- 6 Miyamoto, G., et al. Effect of partitioning of Mn and Si on the growth kinetics of cementite in tempered Fe–0.6 mass% C martensite. *Acta Materialia*. 2007, Vol. 55, pp. 5027-5038.
- 7 Gang, U. G., Lee, J. C. e Nam, W. J. Effect of Prior Microstructures on the Behavior of Cementite Particles during Subcritical Annealing of Medium Carbon Steels. *Metals and Materials International*. 2009, Vol. 15, pp. 719-725.