

CORRELAÇÃO ENTRE PROPRIEDADES MECÂNICAS E MICROESTRUTURAS DE UM AÇO DE MÉDIO CARBONO ESFEROIDIZADO DESTINADO A ESTAMPAGEM

Marcio Roberto da Rocha¹, Carlos Augusto Silva de Oliveira²

Universidade Federal de Santa Catarina, Departamento de Engenharia Mecânica

(1) marciorocha@pg.materiais.ufsc.br, (2) carlosa@emc.ufsc.br – Florianópolis, SC, Brasil

Resumo. Aços de médio e alto carbono, quando utilizados em operações que envolvam grandes deformações, devem apresentar baixa resistência mecânica e grande alongamento. Na maioria das vezes, na condição de recebimento, estes aços não satisfazem tais requisitos, sendo por este motivo, difíceis de serem processados. De modo a obter uma estrutura mais macia e com maior alongamento, aplica-se o recozimento de esferoidização, de modo a obter-se uma matriz ferrítica com carbonetos esferoidizados. Este trabalho procurou correlacionar algumas propriedades mecânicas de um aço de médio carbono SAE 1045 esferoidizado, tais como limite de escoamento, limite de resistência e alongamento, com as microestruturas apresentadas. As amostras foram submetidas a um recozimento subcrítico, com temperatura logo abaixo de A_1 , por tempos variados, de modo a se obter diferentes microestruturas e, por consequência, diferentes respostas mecânicas. As amostras foram caracterizadas por microscopia óptica e eletrônica de varredura, e posteriormente analisadas por analisador de imagens. Ensaios de tração e dureza foram realizados para a caracterização mecânica. Verificou-se através dos resultados obtidos, existir boas correlações entre as microestruturas/propriedades mecânicas das amostras esferoidizadas.

Palavras-chave: Esferoidização, Tratamento Térmico, Recozimento

1. INTRODUÇÃO

Aços de alto e médio carbono, quando necessitam máxima ductilidade para trabalhos que exigem muito esforço tanto da ferramenta quanto do material (como na conformação mecânica), devem ser esferoidizados (Samuels, 1999).

O recozimento de esferoidização consiste basicamente em aquecer o material em temperaturas próximas de A_{c1} , por tempo suficiente para que ocorra a alteração da microestrutura inicial (geralmente perlítica), para outra composta por carbonetos esferoidizados em uma matriz ferrítica.

Embora possua grande aplicação prática, este tratamento demanda longos tempos para a completa esferoidização dos carbonetos (em torno de 20 horas ou mais). A aplicação de deformação prévia e a utilização de microestruturas metaestáveis, anteriores ao recozimento de esferoidização, objetivam acelerar o processo. A aceleração do processo deve-se à formação de regiões de maior difusividade no reticulado do material. Estes podem ser

ocasionados pelo aumento da densidade de discordâncias, de vazios e defeitos, entre outros (Coutinho et al., 1979, Cunha et al., 1994).

A distância entre as lamelas de perlita também tem efeito sobre a cinética do processo, sendo que para menores espaçamentos interlamelares, ter-se-á uma aceleração do processo, quando comparada com perlitas mais grosseiras (Aihara & Kanbara, 1990).

Neste trabalho, procurou-se relacionar as propriedades mecânicas obtidas por um aço carbono SAE 1045 esferoidizado, após o seu recozimento, com as suas microestruturas. Torna-se possível então, após o conhecimento e correlação destes fatores, obter condições otimizadas de tratamento térmico de modo a conseguir-se as melhores propriedades para as operações de conformação.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Foram utilizadas chapas de aço SAE 1045, laminadas a quente, cuja composição química é apresentada na Tabela 1. Estas foram divididas em três lotes de amostras, sendo o primeiro sem deformação (como recebido), o segundo com deformação a frio de 21% e o terceiro grupo, a microestrutura prévia de têmpera (temperatura de austenitização de 850 e 1000°C, tempo de encharque de 30 minutos, com resfriamento em água). Estas amostras assim preparadas foram submetidas a dois ciclos térmicos de recozimento de esferoidização distintos, um subcrítico, com temperatura de 710°C por 18 horas e outro, variável, com temperatura oscilando entre 680°C e 740°C, por 22 horas. As amostras temperadas foram submetidas somente ao ciclo subcrítico, por 18 e 22 horas.

Algumas amostras foram preparadas para análise metalográfica, de modo convencional em bancada metalográfica, sendo atacadas com nital 2% para observação das microestruturas. As análises foram realizadas em microscópio óptico e eletrônico de varredura. Para a quantificação das fases presentes, um analisador de imagens foi utilizado. O tamanho de grão ferrítico foi determinado pelo método do intercepto linear médio, segundo a norma ASTM E112.

Os parâmetros avaliados no MEV foram: tamanho, fator de forma (grau de esferoidização) dos carbonetos nos contornos e interior dos grãos.

Para a caracterização mecânica das amostras, ensaios de dureza e de tração foram realizados. Foram confeccionados os corpos de prova de tração com 6,25mm de largura, com espessura de 5mm e base de medida de 25 mm (conforme a norma ASTM A370). Foram avaliados o limite de escoamento (σ_y), o limite de resistência (σ_r) e alongamento (%Al). Os valores obtidos para dureza resultaram de uma média de 5 medidas e para os ensaios de tração de 3 medidas.

Tabela 1 - Composição química do aço SAE 1045 utilizado (% em peso)

Elemento	C	Mn	Si	P	S	Al
	0,467	0,707	0,217	0,018	0,011	0,050

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

As microestruturas das amostras esferoidizadas consistiram de uma matriz ferrítica com carbonetos esferoidizados dispersos, tanto no interior, quanto nos contornos de grão (Fig. 1)

As amostras sem deformação, submetidas ao ciclo subcrítico, e as amostras sem e com deformação submetidas ao ciclo variável apresentaram esferoidização parcial, mantendo traços das colônias de perlita anteriores ao tratamento térmico (Fig. 1b, c e d).

Os carbonetos maiores localizam-se principalmente nos contornos de grão, de forma descontínua.

O tamanho dos carbonetos afetou significativamente o comportamento mecânico das amostras, uma vez que quanto maior o seu tamanho, menores foram os valores de dureza, limite de escoamento e resistência (Tabela 3). Com o aumento do tamanho médio de partículas, menor será o número de partículas presentes na matriz, e com isso, maior será o livre caminho médio para a movimentação de discordâncias pelo material. Desta forma, quanto mais coalescido o material se encontrar, melhores propriedades serão obtidas para os processos que exigem menor resistência mecânica do material.

O aumento da quantidade de carbonetos no interior do grão aumentou o limite de resistência como pode ser observado nas amostras com e sem deformação submetidas aos dois ciclos de recozimento, Tabelas 2 e 3.

O reduzido tamanho dos carbonetos presentes nas amostras temperadas, atuou no sentido de retardar a migração dos contornos de grão durante o seu crescimento, resultando nos menores tamanhos de grãos observados. Devido a este fato estas amostras apresentaram os maiores valores de limite de escoamento, resistência e dureza verificados para estas amostras (com mais altas razões elásticas).

As amostras sem e com deformação, ao contrário das amostras temperadas, apresentaram carbonetos mais uniformemente distribuídos pela matriz, como resultado da estrutura perlítica inicial.

Para as estruturas martensíticas, houve uma maior concentração de carbonetos nos contornos de grão. Isto porque, devido as características da transformação de fase (austenita => martensita), grande quantidade de discordâncias são geradas na microestrutura, como também uma maior dispersão de carbonetos finos por toda a matriz. Assim, devido a grande instabilidade presente nesta estrutura e também ao reduzido tamanho de grão inicial formado, há possivelmente um favorecimento do crescimento dos carbonetos nos contornos (estes locais possuem mais alta difusidade, o que auxilia mais efetivamente os processos de dissolução e reprecipitação destas partículas (Ostwald ripening))(Coutinho et al, 1979).

A redução do tamanho de grão ferrítico aumentou o limite de resistência das amostras. Este comportamento é previsto pela equação de Hall-Petch (Reed Hill, 1981). Entretanto, devido à pequena diferença no tamanho de grão entre as amostras, esta variação não é muito grande.

Comparando-se os três grupos de amostras, observa-se que os valores de alongamento foram bastante próximos, mesmo para diferenças significativas entre os tamanhos de grão e dos carbonetos, como também nas suas localizações.

Tal comportamento deve-se possivelmente ao seguinte fato: com uma redução do tamanho de grão, maior será o número de barreiras a serem transpostas pelas discordâncias durante a sua movimentação, o que de certo modo aumentaria a sua restrição a deformação, dificultando a formação da estrição no material durante a sua deformação. Neste sentido, os maiores tamanhos dos carbonetos reduziriam o ganho de resistência mecânica conseguida pelos menores tamanhos de grão, uma vez que quanto maiores, maior será o livre caminho médio entre os carbonetos presentes e assim, menor será o bloqueio para o movimento das discordâncias geradas durante a deformação (Lesuer, 1995). Este fato possivelmente pode explicar o comportamento destas amostras em relação ao alongamento, principalmente nas amostras temperadas que possuem pequeno tamanho de grão.

Outro fato importante é a quantidade e o tamanho dos carbonetos nos contornos de grão, em relação ao alongamento. Quanto maior o tamanho dos carbonetos presentes nos contornos,

menores serão as possibilidades de abertura de microtrincas nestes locais, como também do crescimento destas microtrincas, tendo como resultado uma maior deformação sem o rompimento do material.

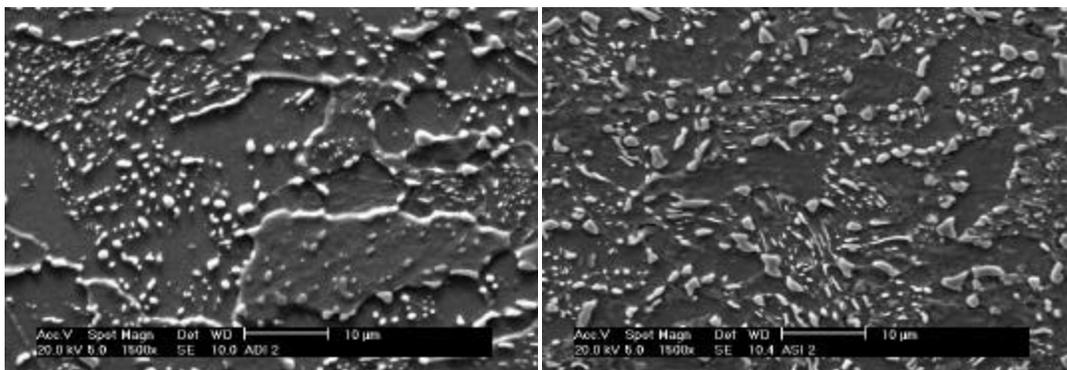
Tabela 2 - Parâmetros microestruturais determinados para as diferentes amostras esferoidizados, obtidos por análises de MEV

Nº	Amostras	TG [mm]	TC médio (mm)	TC CG/IG [mm]	NºCarb. (1000mm)	NºCarb. CG/IG
1	S/deformação - I	6,8	0.74	0,83/0,69	540	141/457
2	Deformado - I	8,7	0.73	0,95/0,59	267	105/201
3	S/deformação - V	8,3	1.05	0,97/0,61	299	112/159
4	Deformado - V	8,8	0.74	0,97/0,63	344	149/177
5	T 850°C - R 18h	2,8	0.64	0,75/0,35	267	250/93
6	T 1000°C - R 18h	3,4	0.72	0,79/0,35	261	251/49
7	T 1000°C - R 22h	3,6	0.76	0,92/0,33	259	198/70

I – isotérmico; V – variável; T – têmpera; R – recozimento; TG – tamanho de grão; TC – tamanho dos carbonetos; CG/IG – contorno/interior do grão.

Tabela 3 - Valores médios obtidos do ensaio de tração das amostras após o recozimento de esferoidização.

Nº	Amostras	Al (%)	Limite de escoamento s_y (MPa)	Limite de resistência s_r (Mpa)	Razão Elástica	Dureza (HV15)
1	S/deform. - I	34,2	335,7	507,9	0,66	149,6
2	Deform. - I	30,9	278,5	469,9	0,59	136,7
3	S/deform. - V	37,1	315,6	478,5	0,66	142,3
4	Deform. - V	35,4	257,5	465,7	0,55	134,3
5	T 850°C - R 18h	33,8	431,1	526,9	0,82	167,9
6	T 1000°C - R 18h	33,5	379,5	531,7	0,71	163,9
7	T 1000°C - R 22h	36,5	344,7	513,6	0,67	158,4



(A)

(B)

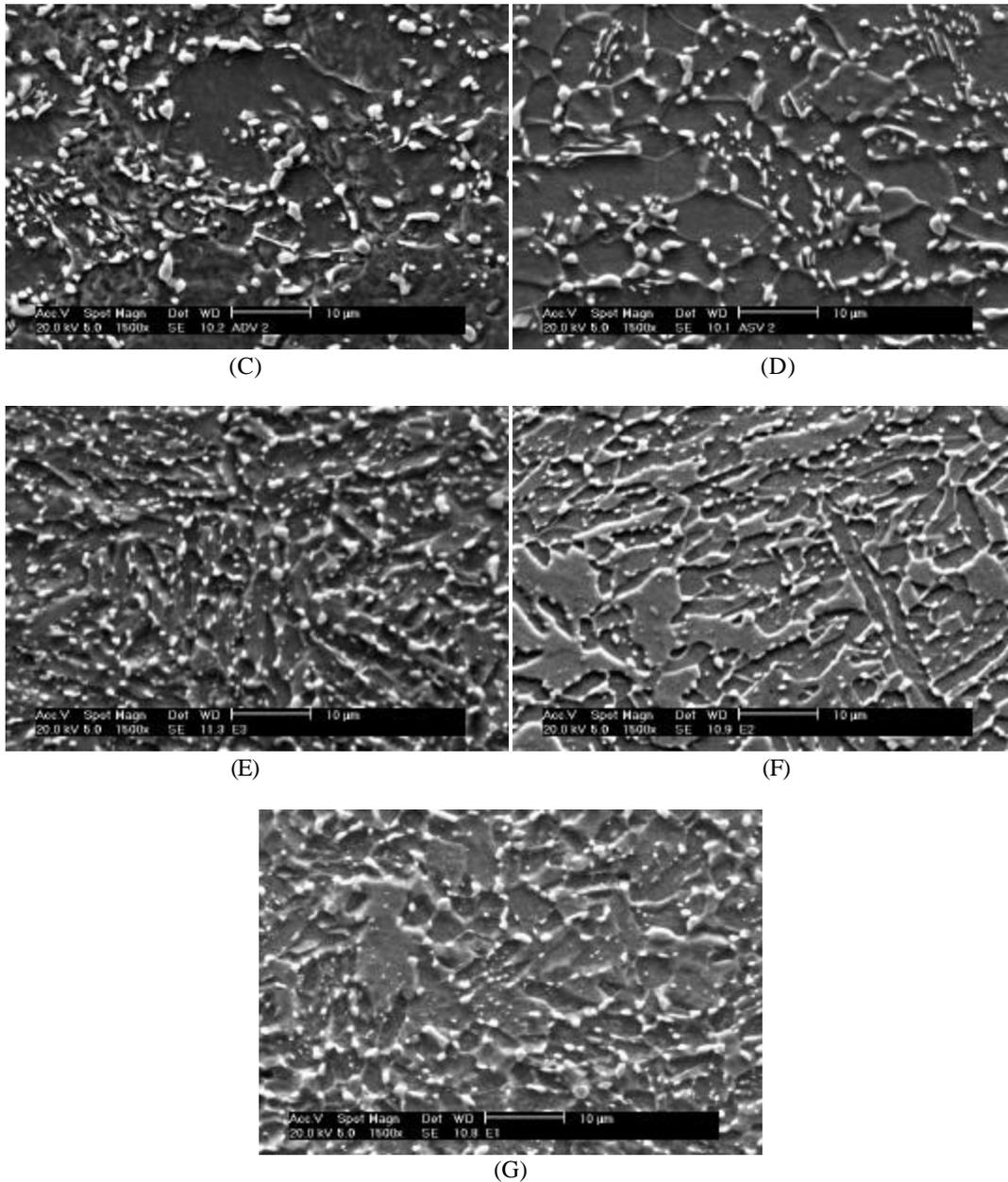


Figura 1 – Micrografias de MEV obtidas para (a,b) amostras com e sem deformação submetidas ao ciclo subcrítico, (c, d) amostras com e sem deformação submetidas ao ciclo variável, (e-g) amostras temperadas no ciclo subcrítico, 850°C/18horas, 1000°C/18horas e 1000°C/22 horas, respectivamente. Ataque: Nital 2%

4. CONCLUSÕES

O ciclo subcrítico apresentou melhores resultados para as amostras deformadas que para as amostras sem deformação.

Para as amostras sem deformação, o ciclo variável apresentou-se mais eficiente, com relação a redução dos limites de escoamento, resistência e dureza do material.

A utilização de estruturas martensíticas prévias ao processo de recozimento resultou em valores mais altos de dureza, resistência e escoamento do material, devido a grande concentração de carbonetos nos contornos e menores tamanhos de grão.

As amostras com deformação inicial, uma distribuição mais homogênea de carbonetos foi conseguida, resultando em maiores tamanhos de grão.

Com a alteração das microestruturas iniciais, por deformação e têmpera, conseguiu-se microestruturas com maior grau de esferoidização, quando comparadas principalmente as amostras sem deformação do ciclo subcrítico. Isto mostra que a aplicação das deformações e as microestruturas temperadas promoveram a aceleração do processo de esferoidização,.

REFERÊNCIAS

- Aihara, K., Kanbara, S., 1990, Influence of Prior Structure upon Spheroidization Rate and Cold Forgeability of Annealed Wire, The Sumimoto Search, n. 42, p. 1-8.
- Metals Handbook, 1994, Heating Treating: Annealing of Steel, 8ªed., v.2, USA, ASM Intern., p. 42-55.
- Coutinho, C.A.B., Neto, P.P.S., Geber, L.P., 1979, Aceleração do Processo de Esferoidização do Aço Perlítico por Deformação a Frio, ABM, vol. 35, n.260.
- Lesuer, D.R., Syn, C.K., Sherby, O.D., 1995, Fracture Behavior of Spheroidized Hypereutectoid Steels, Acta Metall. Mater. 43, (10), p. 3827-3835.
- Samuels, L.E., 1999, Light Microscopy of Carbon Steels, 1ªed., ASM International, USA, August.
- Reed Hill, R., 1982, Princípios de Metalurgia Física, 2.ed., Rio de Janeiro, Guanabara Dois, p. 228-272.
- Cunha, A.L.M., Santos, R.J.M., Santos, D.B. 1994, 49th International Congress Technol. Metals and Materials, Physical Metallurgy, São Paulo, vol. II.

***Abstract.** The correlation between mechanical properties and microstructural parameters of a spheroidized medium carbon steel (SAE 1045) has been studied. Two groups of experiments were analyzed, one with 21 percent of deformation (by cold rolling) and the other one, without deformation. The samples were spheroidized in two annealing cycles: the first at 710°C for 18 hours (isothermal cycle) and the second, ranging from 680 to 740°C for 22 hours (variable cycle). The thermomechanical treatments resulted in different spheroidized microstructures. The microstructure parameters were analyzed by scanning electronic microscopy (SEM) and optical microscopy (OM). Hardness and tensile test were used to determine the mechanical properties.*