

Figura 9: Curva γ_a corrigida (triângulos) e curva otimizada (linha contínua) através da Eq.(5).

EFEITO DO ESTADO AUSTENÍTICO SOBRE A TRANSFORMAÇÃO GAMA-ALFA EM AÇOS MICROALIGADOS: TÉCNICAS EXPERIMENTAIS (1)

ALCEU FERRAS COSTA NETO (2)

SÉRGIO NORIFUMI DOI (3)

HANS-JÜRGEN KESTENBACH (4)

PAULO ROBERTO REI (5)

RESUMO:

A cinética de transformação gama-alfa é afetada pela deformação da austenita. O trabalho ilustra duas técnicas para este estudo, introduzindo deformação por forjamento e por laminação, com transformação sob resfriamento contínuo ou banho isotérmico. Medidas contínuas de temperatura durante os ensaios fornecem o início, o tempo de duração ou a temperatura de transformação.

- (1) Trabalho a ser apresentado no seminário da ASM sobre metalurgia física, Belo Horizonte, outubro (1987)
- (2) Professor auxiliar de ensino no Departamento de Engenharia Metalúrgica da Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira, UNESP e aluno de Pós-Graduação no Departamento de Engenharia de Materiais da UFSCar
- (3) Engenheiro de Materiais de CEMISA
- (4) Professor titular do Departamento de Engenharia de Materiais da UFSCar
- (5) Professor livre docente do Departamento de Engenharia Mecânica da UNICAMP

1 - INTRODUÇÃO

Há íntima relação entre microestrutura e propriedades mecânicas em aços carbono. Para aços essencialmente perlíticos a resistência (tensão de escoamento) depende principalmente do espaçamento interlamelar da perlita (aumentando com a diminuição deste) e a tenacidade, medida pela temperatura de transição dútil-frágil, do tamanho de grão austenítico (melhorando com o refino da austenita) [1,2]. Para agregados de ferrita e perlita, as propriedades mecânicas dependem também do tamanho de grão ferrítico e da fração volumétrica de perlita [3,4].

A microestrutura de um aço - e por conseguinte suas propriedades mecânicas - está vinculada ao estado austenítico antes da transformação, principalmente se a austenita encontra-se encruada ou recristalizada. Trabalhos tratando da influência de deformação na transformação vem sendo realizados por vários autores, utilizando diversos métodos de deformação plástica e de acompanhamento da cinética de transformação. Deformação por tração, com deformação total (2%) e taxa de deformação relativamente baixas (25^{-1}), seguida de resfriamento contínuo - quando, por meio de um termopar, detectou-se o início da transformação - foi utilizada por Priestner e Biring [5]. Umemoto et al [6] introduziram deformação por passe único de laminação, seguido de transformação isotérmica, obtendo a curva TTT a partir de um dilatômetro automático (Formator - F). Yao et al [7] utilizaram forjamento e banho isotérmico em seus experimentos, detectando a transformação gama-alfa por métodos metalográficos.

O presente trabalho ilustra duas técnicas - aperfeiçoadas no Departamento de Engenharia de Materiais da UFSCar - para o estudo da transformação gama-alfa a partir de austenita deformada

a quente. A primeira, introduzindo deformação por forjamento, utiliza pequenas amostras com termopares embutidos, onde dois aços, com e sem níbio, são austenitizados, deformados e postos em banho isotérmico aos pares. Devido às condições de forjamento, toda a deformação a quente é aplicada em uma única etapa. A segunda técnica, que introduz a deformação por sequência controlada de passes de laminação, permite, além da variação na quantidade total de deformação, variar o modo como ela é aplicada. Além disto, neste método se trabalha com amostras maiores, fornecendo material para ensaios mecânicos. Em ambas as técnicas, a leitura contínua da temperatura durante o ensaio permite determinar o início, o tempo de duração ou a temperatura de transformação.

2 - MÉTODOS EXPERIMENTAIS

2.1 - Deformação por Forjamento

Ensaio por forjamento foram realizados com pequenas amostras cilíndricas com termopares embutidos em seus centros. Estas foram austenitizadas aos pares (amostras com e sem níbio), a 1200°C por 30 min. e, em seguida, após tempo de espera para que seja atingida a temperatura desejada (determinada através da curva de resfriamento), foram deformadas pelo impacto da queda livre de um peso metálico de 40 kg e de uma altura de 175 cm. A constância na altura final das amostras, e portanto na deformação, foi obtida por uma placa limitadora de altura. As figuras 1(a) e 1(b) mostram, respectivamente, a sequência de tratamentos e o esquema do aparato de forjamento.

Após o forjamento as amostras foram transferidas para um banho isotérmico de estanho onde foram deixadas transformar por diferentes tempos e, em seguida, resfriadas em água. Um registrador

gráfico de milivolts, de dois canais, fornece curvas de temperatura em função do tempo para as duas amostras.

2.2 - Deformação por laminação

Amostras, também com ternopares embutidos, foram austenizadas, deformadas por uma sequência de passes de laminação e transformadas sob resfriamento contínuo. Para a proteção do ternopar fixou-se juntamente a este um arame de aço inox, conforme ilustra a figura 2(a). A figura 2(b) mostra a sequência de laminação.

A temperatura durante a laminação e após esta, durante o resfriamento contínuo, foi medida, também, por um registrador gráfico de milivolts com dois canais. Num dos canais do registrador foi conectado o ternoper, no outro a célula de carga do laminador, que mostra a carga e o momento de cada passe de laminação.

2.3 - Aços Experimentais

Os exemplos de aplicações das técnicas aqui mostrados foram realizados com aços experimentais de médio e alto teor de carbono, respectivamente para os ensaios de laminação e forjamento. A tabela a seguir mostra a composição dos aços.

	C	Mn	Nb	Si	P	S	Al	N
1C	0,30	1,00	0,01	0,03	0,004	0,006	0,018	37 ppm
3N	0,30	1,00	0,03	0,02	0,004	0,005	0,023	35 ppm
8C	0,40	1,01	—	0,03	0,007	0,005	0,014	30 ppm
8N	0,78	1,00	0,02	0,03	0,012	0,005	0,014	35 ppm

Composição química dos aços experimentais em % em peso.

3 - RESULTADOS

Exemplos de gráficos de temperatura versus tempo são apresentados nas figuras 3 e 4, e demonstram que as técnicas permitem perfeito controle sobre o processamento austenítico e, ao mesmo tempo, o acompanhamento preciso das condições de transformação.

Na figura 3 são mostradas duas curvas típicas de temperatura versus tempo para pequenas amostras forjadas e transformadas isotermicamente. As curvas superior e inferior pertencem, respectivamente, aos aços 8N e 8C que foram austenizados, forjados e postos em banho isotérmico aos pares. Notar, nestas curvas, a mudança no patamar de temperatura - com o aumento desta - relacionada à liberação de calor da reação gama-alfa. As micrografias mostram as quantidades de austenita transformada no banho isotérmico.

A figura 4 mostra uma curva de temperatura versus tempo para a laminação do aço 3N, com os registros da pressão específica de laminação, p, [8]. Neste exemplo utilizou-se um esquema de laminação controlada, com dois passes em alta temperatura (acima da temperatura de recristalização*) e dois passes em baixa temperatura (abaixo da temperatura de recristalização*). A temperatura de referência para a transformação gama-alfa, T_{trans} , foi tomada como a correspondente ao patamar na curva temperatura versus tempo que, por sua vez, está associada à taxa máxima de transformação (e portanto à taxa máxima de liberação de calor).

Após o processamento austenítico, as condições de transformação e a microestrutura resultante de aços microligados dependem principalmente de três fatores: do tamanho de grão austenítico; do seu estado de recristalização, isto é, da presença ou não de

* Para aço com nióbio.

deformação não aliviada pela recristalização e, finalmente, da quantidade de nióbio que permanece em solução antes da transformação.

Levando isto em conta, dos exemplos aqui mostrados alguns resultados metalúrgicos podem ser obtidos. A micrografia do aço 3M, figura 5, mostra que a austenita, antes da transformação, se encontrava em estado não recristalizado. Este fator, como se sabe, tende a acelerar a transformação pela criação de sítios preferenciais para a nucleação [6,9,10]. Já o maior tamanho de grão (esse aço não se recristaliza nos dois últimos passes) e o nióbio em solução (parcela não precipitada nos passes em baixa temperatura) tendem a atrasar a transformação da austenita [11,12]. T_{trans} para o aço 3M foi de 610°C e para o aço 3C de 650°C. Portanto, da interação entre deformação - que tende a acelerar a transformação - e do tamanho de grão maior e nióbio em solução - que tendem a retardar a transformação -, estes últimos fatores mostraram-se predominantes.

Para as amostras forjadas houve recristalização para o aço aos níobio, 3C, e não houve recristalização para o aço com nióbio, 3M. Como as transformações para ambos os aços se iniciam praticamente ao mesmo tempo, há aqui equivalência de fatores que se contrapõem na transformação. O efeito de 50% de deformação sobre um grão austenítico não recristalizado (e eventualmente com algum nióbio em solução não precipitado), parece ser similar ao efeito de um menor tamanho de grão isento de deformação.

4 - CONCLUSÃO

O registro da temperatura durante todo o processo de conformação mecânica e na transformação isotérmica ou refinamento

contínuo permite, além da caracterização precisa do processo, acompanhar a transformação gama-alfa.

No processo de deformação por forjamento todo o histórico térmico de austenitização, deformação e transformação isotérmica ocorre simultaneamente para duas amostras de aço com e sem nióbio, sendo, portanto, um método adequado para a comparação da cinética de transformação de dois aços. No processo de laminação é possível variar o modo de aplicação da deformação e, como as amostras são maiores, ensaios mecânicos podem ser realizados.

Os exemplos apresentados demonstram a aplicabilidade da metodologia e fornecem resultados sobre o efeito do nióbio sobre a transformação gama-alfa.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à FAPESP pelo auxílio à pesquisa Nº 86/1985-1. Agradecem também ao Prof. Dr. Oscar Balancin e ao técnico Gilberto Fragálico pela colaboração.

REFERENCIAS

1. HIRAK, J. M. and BERNSTEIN, I. M. "The Role of Microstructure on the Strength and Toughness of Fully Pearlitic Steels" - Metal. Trans. A, aug. 1976, pp. 1217-21.
2. BOOSE, G. K.; BERNSTEIN, I.M. and STONE, D. H. " Role of Alloying and Microstructure on the Strength and Toughness of Experimental Rail Steels" - ASTM Technical Publication 644, (1978), pp.145-161.
3. GLADMAN, T.; MCIVOR, I. D. and PICKERING, F. B. - "Some Aspects of the Structure - Property Relationships in High-Carbon Ferrite-Pearlite Steels" - J. I. S. I. - Dec., 1972, pp. 916-930.
4. O'DONNELLY and BAKER, T. H. "Strengthening in Low-Carbon Pearlitic Steels", Materials Science and Engineering, 84, (1986), pp.131-135.
5. PRIESTNER, R. and BIRING, M. S. "Transformation of Low-Carbon Austenite after Small Plastic Strains" Metals Science Journal , vol. 7, (1973), pp. 60-64.
6. UMEMOTO, M.; OHTSUKA, H.; KATO, H. and TAMURA, I. "Ferrite Formation from Work-Hardened Austenite in a HSLA Steel", High Strength/Low Alloy Steels, A. P. DUNNE and T. CHANDRA .DS. Proc. of an International Conference, Wollon-Gong-Australia, August, 1984, pp. 107-112.
7. YAO, C. K.; SHANG, Y. M.; MEN, X. Y. and ZHANG, S. Q. "Transformation to Pearlite from Austenitized and Recrystallized Austenite", Materials Science and Engineering, 83 (1986) L1-L6.
8. DIETER, G. E. Mechanical Metallurgy, Mc Graw-Hill Kogakusha Ltd., 2* Edition, Tokio, 1976, p. 617.
9. AMIN, R. K. and PICKERING, F. B. "Ferrite Formation from Thermally Mechanically Processed Austenite" - Charles Hatchett Award Papers, England, 1985.
10. BALLANCE, J. B. (Ed.) - The Hot Deformation of Austenite, TW AIME, N. YORK, (1977), pp. 384-409.
11. CHILTON, J. M. and ROBERTS, M. J. - "Microalloying Effects in Hot Rolled Low-Carbon Steels Finished at High Temperatures" - Metal. Trans. A, oct., 1980, pp. 1711-21.
12. WENSTER, D. and WOODHEAD, J. H. = "Effect of 0,03% Niobium on the Ferrite Grain Size of Mild Steel" - J. I. S. I., Dec., 1964 pp. 987-994.

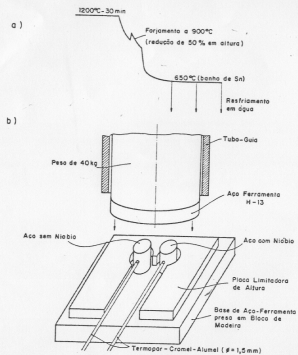


FIGURA 1 - Deformação por Forjamento. Em (a) seqüência de tratamentos das amostras forjadas; em (b) aparato de forjamento.

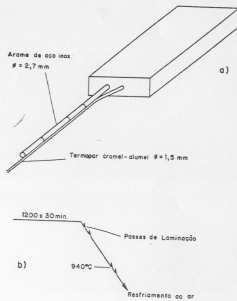


FIGURA 2 - Deformação por Laminação. Em (a) esquema de fixação do termopor à amostra. Em (b) seqüência esquemática de Laminação.

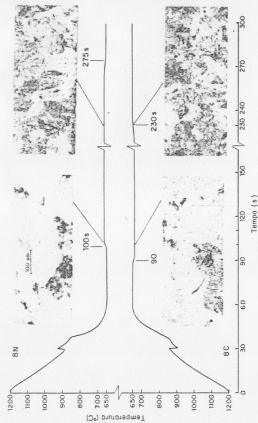


FIGURA 3 - Curvas de temperatura versus tempo para amostras forjadas e transformadas isodermicamente. As micrografias indicam a quantidade de perlita transformada.

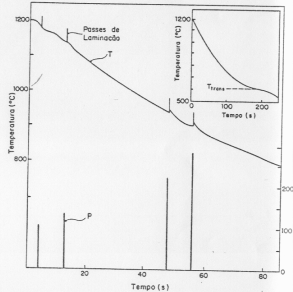


FIGURA 4 - Curvas de temperatura, T, versus tempo, t, para amostra laminada, com indicação de pressão específica de laminação, p. Observez na figura menor, no canto superior direito, o petanor onde é medida a temperatura de referência para a transformação, T_{trans} .

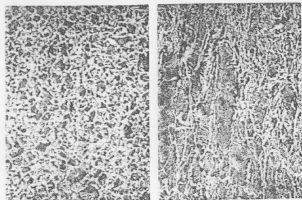


FIGURA 5 - Microestruturas dos aços 3C e 3N laminados conforme sequência mostrada na FIGURA 2 (b). Observar a estrutura mais grosseira do aço com níobio devido aos passes finais abaixo da temperatura de recristalização.

EFEITO DA CEMENTITA NO CRESCIMENTO DE
GRÃO DA FERRITA¹

Paulo Ranquel Rios²

RESUMO

O efeito dos precipitados de cementita sobre o crescimento de grão da ferrita é estudado.

(1) Trabalho a ser apresentado no seminário anual do COMFIT, Belo Horizonte, 1987

(2) Engenheiro Metalúrgico, Ph.D., Professor da Seção de Engenharia e Ciência dos Materiais, IME, Praça General Tibúrcio 80, Uruçubá, Rio de Janeiro, RJ, 22290.

1. INTRODUÇÃO

É bem conhecido que a presença de partículas finas de NbC ou AlN pode ser bastante eficaz no controle do tamanho de grão austenítico. Assim também em muitos outros materiais policristalinos o crescimento de grão pode ser drasticamente suprimido pela adição de partículas de segunda fase. Este efeito é função do tamanho médio e da fração volumétrica das partículas e uma expressão quantitativa relacionando o tamanho de grão com estes dois parâmetros foi proposta por Iener(1). Outros modelos foram posteriormente sugeridos(2-10) que se sempre seguiu de perto as idéias de Iener(10,11).

Tweed, Hansen e Ralph(12) testaram estes modelos em alumínio contendo partículas de alumina as quais não dissolviam nem coales-