IB. 669.112.227.1/.3 : 669.14 : 621.787-977

EFEITO DA DEFORMAÇÃO NA DECOMPOSIÇÃO DA AUSTENITA EM AÇOS DE BAIXA LIGA (1)

Antonio Augusto Gorni (2)

RESUMO

São descritos os efeitos da deformação da austenita sobre sua transformação posterior, que são de fundamental importância para se determinar parâmetros de processo de tratamentos termomecânicos como laminação controlada-resfriamento acelerado, têmpera direta e laminação de tiras a quente de aços bifásicos. Também são apresentados os possíveis mecanismos metalúrgicos responsáveis por tais efeitos. Finalmente, são mostradas aplicações práticas desse efeito na determinação da microestrutura e propriedades mecânicas de produtos planos laminados a quente.

1. INTRODUÇÃO

A recente aplicação de diferentes tratamentos termomecânicos tem permitido às usinas siderúrgicas a produção de aços com melhores propriedades de resistencia mecânica e dutilidade diretamente da saída dos laminadores a quente, o que permite significativo aumento da produtividade devido à supressão de tratamentos térmicos posteriores, bem como redução do custo do produto pela economia de elementos de liga. Exemplos desses novos processos são a laminação controlada de aços microligados seguida de resfriamento acelerado e a produção de aços bifásicos diretamente da saída

---

(1) Contribuição Técnica a ser apresentada no 43º Congresso Anual da ABM; ; Belo Horizonte; Outubro de 1988.

(2) Engenheiro de Pesquisa do Núcleo de Pesquisas Tecnológicas da Companhia Siderúrgica Paulista - COSIPA, Cubatão SP.

T0042 032

do laminador de tiras a quente.

A fig. 1 mostra, de forma esquemática, os diversos fenômenos metalúrgicos que podem ocorrer durante os tratamentos termomecânicos dos aços. A ação dos vários mecanismos metalúrgicos - como deformação, recristalização, precipitação e transformação alotrópica - é muito complexa e pode ser responsável por resultados a primeira vista surpreendentes.

O objetivo deste trabalho é efetuar uma revisão bibliográfica sobre a influencia da deformação da austenita sobre sua decomposição superior, que é de fundamental importância na determinação dos parâmetros de processo dos tratamentos termomecânicos, principalmente na produção de aços bifásicos laminados a quente.

2. AÇOS DE BAIXA LIGA

Vários autores (2-10) verificaram que a deformação da austenita reduz sua temperabilidade, acelerando as reações ferrítica e perlítica, e retraindo os campos bainítico e martensítico do diagrama TRC. A temperatura Ar_3 pode também sofrer ligeiro aumento, particularmente nos aços microligados (9). Um exemplo de tais alterações pode ser visto na fig. 2.

A recristalização posterior à deformação reduz progressivamente seus efeitos sobre a decomposição da austenita, e até mesmo inverte-los caso ela atinja o estágio de crescimento de grão (3). O efeito da deformação é máximo quando a transformação

se processa de forma dinâmica, ou seja, quando a deformação ocorre simultâneamente com a decomposição da austenita (10).

Os elementos de liga presentes nos aços podem atuar de duas formas. Eles podem atrasar a recristalização, prolongando o efeito da deformação sobre a recristalização, como é o caso do C, Nb e Mo (2,3). Por outro lado, eles podem retardar a transformação alotrópica, estabilizando a austenita que, sob condições favoráveis, pode se recristalizar, atenuando o efeito da deformação (3,7,10).

Verificou-se que juntamente com a aceleração da reação ferrítica ocorre normalmente uma retração no campo de reação bainítica do diagrama TRC (4,5,6). Em alguns aços microligados ocorre o contrário, ou seja, aceleração da reação bainítica. Tal efeito inesperado é provocado pela precipitação induzida por deformação de carbonitretos de Nb, que empobrece a austenita e reduz sua temperabilidade (3).

3. AÇOS BIFÁSICOS

A produção de aços bifásicos diretamente da saída do Laminador de Tiras a Quente exige a formação de 80% de ferrita na mesa de resfriamento e a presença de uma baía de austenita metaestável na faixa de temperaturas de bobinamento (550-650.C). Isto permite que os 20% de austenita remanescente sejam enriquecidos de C, adquirindo assim temperabilidade suficiente para se transformar em martensita durante o resfriamento lento da bobina.

A fig. 3 mostra a superposição de diagramas TRC para um mesmo aço bifásico, determinados a partir da austenita normal ou deformada. A partir daí pode-se verificar que para a austenita não-deformada a reação ferrítica a 700.C leva cerca de 150 s para se iniciar, enquanto que esse tempo de incubação é reduzido para menos de 8 s quando a austenita é previamente deformada (7). Isto já era esperado, uma vez que o efeito da deformação na reação ferrítica é mais intenso para aços que apresentem baía de austenita metaestável no diagrama TRC, favorecendo ainda a formação da microestrutura bifásica (4). Sob condições industriais conseguiu-se produzir 80% de ferrita sob tempos de resfriamento de 6 a 15 s (6). O estreitamento e abaixamento da temperatura do campo bainítico-martensítico promoveu alguma expansão da baía de austenita metaestável, a qual, contudo, é consideravelmente atenuada pela recristalização da austenita (7).

A tabela 1 mostra os resultados obtidos por diversos autores quanto ao grau de aceleração da reação ferrítica proporcionado pela deformação em aços bifásicos ao Mn-Si-Cr-Mo. A dispersão dos resultados obtidos nos diversos trabalhos pode ser atribuída aos diversos métodos e parâmetros de simulação do processo de Laminação de Tiras a Quente em escala laboratorial. A aceleração praticamente nula verificada por um autor (11) pode ser atribuída ao menor grau de deformação imposto ao material, que foi o menor desta série.

Além da redução no tempo de incubação e aceleração da reação ferrítica verificou-se também elevação na temperatura Ar_3 dos aços bifásicos da ordem de 30 a 50.C devido à deformação.

A utilização de temperaturas de acabamento progressivamente superiores ao ponto Ar_3 leva a acelerações decrescentes da reação ferrítica, provavelmente devido a recristalização da austenita (12, 13).

4. FENOMENOS METALURGICOS DECORRENTES DA DEFORMAÇÃO

Foi verificado que o principal mecanismo que explica a aceleração da reação ferrítica pela deformação é o aumento da taxa de nucleação (2-9), que pode ter diversas causas possíveis.

Uma delas é o aumento da área interfacial dos contornos austeníticos devido ao alongamento de grão e recristalização, que entretanto só é importante para deformações acima de 0,85 e aços com rápida recuperação após deformação (3). Saliencias nos contornos de grão com curvaturas locais agudas ("bulges") podem funcionar como potentes sítios de nucleação, especialmente em aços microligados onde a recristalização é restrita (8).

A introdução de defeitos no reticulado cristalino pela deformação também é considerada uma contribuição importante (3-5, 7,10,13). O aumento da densidade de lacunas favorece a difusão canalizada de elementos de liga (5,7,10,13), acelerando também a velocidade de crescimento da ferrita. Além disso, a maior concentração de defeitos cristalinos aumenta a energia interna da austenita, diminuindo a energia de ativação necessária para a nucleação da ferrita (4). Entretanto, tal proposta não é plenamente aceita (8,9) devido à rápida ação dos processos de recuperação e recristalização no sentido de diminuir a energia armazenada na austeni-

ta.

Outro possível mecanismo é a redução da energia livre interfacial entre os contornos devido a precipitação dinâmica de carbetos e nitretos de elementos de liga nesses locais, reduzindo a temperabilidade da austenita e favorecendo a reação ferrítica (2,9). Tal explicação foi proposta a partir de estudos com aço ao Mo-B (2) e aço microligado ao Nb (9).

O abaixamento da temperatura e estreitamento dos campos martensítico e bainítico foram atribuídos à supersaturação de lacunas, à formação de textura austenítica desfavorável {123} <412> (5) e ao enriquecimento de elementos de liga na austenita remanescente durante a reação ferrítica intensificada (14).

A recristalização posterior tenderá a anular os efeitos da deformação através da redução na densidade de defeitos na austenita. A fig. 4 mostra a ação da recuperação e recristalização nesse sentido. Para este material a recristalização se inicia aos 20 s e termina aos 90 s. Logo, a curva relativa ao tempo de 15 segundos apresenta o efeito da recuperação, que é muito pequeno. Aos 120 s, entretanto, a cinética da reação ferrítica no material deformado é muito semelhante a do material não deformado (4).

5. INFLUENCIA DA DEFORMAÇAO EM PROCESSOS INDUSTRIAIS

O estudo da influencia da deformação na transformação de aços de baixa liga destinados a fabricação de produtos planos foi

iniciado há mais de 17 anos (2) e foi recentemente intensificado devido a implantação de processos termomecânicos como resfriamento acelerado, têmpera direta e laminação de tiras a quente de aço bifásico (7,9,10,14,17,19,21).

O desenvolvimento de chapas grossas de aço bainítico para aplicação em oleodutos já levou em conta o efeito da deformação sobre a transformação da austenita, tanto em escala de laboratório como industrial. Os primeiros estudos laboratoriais foram realizados com aço ao Mo-B (2), e foram seguidos de trabalhos que incluíram ensaios industriais com aços ao Mn-Mo-Nb (15,16,18).

Foi verificado que chapas grossas de aço ao Mn-Mo-Nb cujo processo de laminação industrial incluía deformação de 50% abaixo de 900.C e temperatura de acabamento de 760.C apresentaram microestrutura plenamente composta de ferrita poligonal. Seu limite de escoamento é baixo, da ordem de 460 N/mm^2, mas sua temperatura de transição está abaixo de -125.C, o que indica boas propriedades de tenacidade. Entretanto, em certas aplicações requer-se maior limite de escoamento. Neste caso o aço ao Mn-Mo-Nb deve ter sua deformação minimizada entre 1080.C e 800.C para se restringir a formação de ferrita poligonal. Um processo de laminação controlada que incluiu resfriamento acelerado intermediário nessa faixa de temperaturas e temperatura de acabamento de 700.C permitiu, após envelhecimento de 1 hora a 625.C, limite mínimo de escoamento de de 700 N/mm^2 e temperatura de transição de -25.C. Neste caso a microestrutura do material era constituída de uma mistura de bainita e ferrita poligonal. A influencia da temperatura de acabamento sobre as propriedades mecânicas pode ser vista na fig. 5 (16).

Uma solução encontrada para se conseguir alto limite de escoamento e refino de grão proporcionado por baixas temperaturas de acabamento foi o aumento do teor de Mn e Mo do aço. Compensou-se desse modo a perda de temperabilidade da austenita provocada pela deformação. Tal solução foi aplicada em chapas grossas submetidas a resfriamento acelerado (17).

Constatou-se também que, para uma deformação total constante, o aumento no número de passes - com a consequente diminuição na deformação por passe - pode alterar a microestrutura de poligonal para acicular, com o correspondente aumento no limite de escoamento - da ordem de 80 N/mm^2 - e na temperatura de transição - aproximadamente 10.C. (18).

A aplicação de diagramas TRC obtidos a partir da austenita deformada para se prever os resultados do resfriamento acelerado após a laminação de chapas grossas já é prática normal, como mostra o diagrama TRC da fig. 6 (19,20). A partir destes diagramas já é possível determinar os parâmetros de processo minimizando-se a margem de erro dessa previsão.

No caso de aços bifásicos a simulação correta dos processos de conformação industriais de uma dada usina pode apontar qual a melhor composição química e parâmetros de processo. De fato, ensaios de compressão a quente num aço bifásico ao Mn-Si-Cr-Mo indicaram que a capacidade de redução do equipamento em que o material deveria ser processado era insuficiente para promover a formação da quantidade adequada de ferrita na microestrutura. Isto foi corrigido através do aumento do teor de Si no aço (21).

6. CONCLUSÃO

O conhecimento preciso da ação efetiva da deformação da austenita sobre sua temperabilidade é de importância fundamental na determinação dos parâmetros de tratamentos termomecânicos como laminação controlada-resfriamento acelerado, têmpera direta e laminação de tiras a quente de aços bifásicos, para que se obtenham produtos com as propriedades desejadas e de forma consistente.

Como se pôde observar, seus efeitos são bem conhecidos em termos qualitativos, mas a determinação de sua ação quantitativa para aplicação industrial ainda é incipiente devido às dificuldades inerentes à simulação dos processos de conformação em escala de laboratório. Entretanto, a aplicação cada vez mais intensa dos tratamentos termomecânicos e a consequente necessidade do estudo dos complexos mecanismos metalúrgicos inerentes a eles está viabilizando o desenvolvimento do instrumental necessário e sua utilização de modo rotineiro.

7. BIBLIOGRAFIA

1. LAMBERIGTS, M. & GREDAY, M. Rapport de Synthese des Recherches sur les Traitements Thermomechaniques. Commission des Communautés Européenes, Liége, 1977.

2. SMITH, Y.E. & SIEBERT, C.A. Metallurgical Transactions, June 1971, 1711-1725.

3. PRIESTNER, R. & BIRING, M. Metal Science Journal, 1973, 60-64.

4. DESALOS, Y. e outros. Les Traitements Thermomecaniques: Aspects Théoriques et Applications. INSTN, Saclay, 1981, 137-147.

5. VLAD, C.M. e outros. Steel Research, December 1986, 654-657.

6. COLDREN, A.P. e outros. Modern Developments in Dual Phase and HSLA Formable Steels. The Metallurgical Society of AIME, Warrendale, 1977, 208-228.

7. DAHL, W. e outros. Einfluss unterschiedlicher Legierungszusammensetzung und Thermomechanischer Verfahren auf das Umwandlungsverhalten, das Gefuege und die mechanischen Eigenschaften zweiphasiger Baustaehle. RWTH Aachen, Dezember 1986.

8. ROBERTS, W. e outros. Hot Working and Forming Processes. The Metals Society, London, 1979, 38-42.

9. OUCHI, C. e outros. Transactions of the ISIJ, 1982, 214-222.

10. JONAS, J.J. e outros. Phase Transformations in Ferrous Alloys. The Metallurgical Society of AIME, Warrendale, 1984, 391-395.

11. SIMON, A. e outros. Revue de Metallurgie-CIT, Juillet 1984, 593-606.

12. ANNELLI, E. & MASCANZONI, A. Bollettino Tecnico Finsider, Sept.-Dic. 1982, 169-179.

13. JONAS, J.J. e outros. Fundamentals of Dual Phase Steels. The Metallurgical Society of AIME, Warrendale, 1981, 95-112.

14. KASPAR, R. e outros. Stahl und Eisen, 16 November 1981, 1413-1417.

15. CRYDERMAN, R.L. e outros. 14th. Mechanical Working and Steel Processing. The Metallurgical Society of AIME, Warrendale, 1972.

16. LAUPRECHT, W.E. e outros. Stahl und Eisen, 25 Oktober 1973, 1041-1054.

17. STRAATMAN, J.A. e outros. High Strength Low Alloy Steels. The Metallurgical Society of AIME, Warrendale, 1987.

18. KAUP, K. e outros. Stahl und Eisen, 1 Oktober 1984, 1017-1024.

19. LOTTER, U. e outros. Thyssen Technische Bericht, Heft 1/1984, 13-23.

20. DEGENKOLBE, J. e outros. Thyssen Technische Bericht, Heft 1/ 1987, 41-55.

21. BALLIGER, N.K. e outros. Advances in the Physical Metallurgy and Applications of Steel. The Metals Society, London, 1985, 349-361.

8. TABELAS

PESQUISADOR	ENSAIO	ACELERAÇÃO
COLDREN (6)	Laminação Laboratorial e Industrial	35 - 100
SIMON (11)	Tração a Quente	1,01 - 1,06
ANNELLI (12)	Laminação Laboratorial	3 - 5
JONAS (13)	Torção a Quente	3 - 20
VLAD (5)	Dilatômetro com Compressão a Quente	8 - 20

Tab. 1: Resultados experimentais sobre a aceleração da reação ferrítica pela deformação em aços bifásicos ao Mn-Si-Cr-Mo.

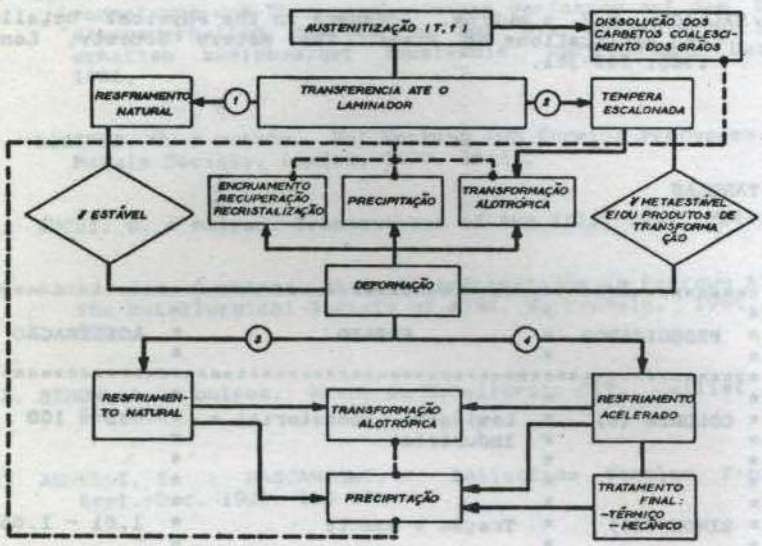

FIG. 1- FENÔMENOS METALÚRGICOS ENVOLVIDOS NAS DIVERSAS FASES DOS TRATAMENTOS TERMOMECÂNICOS (1).

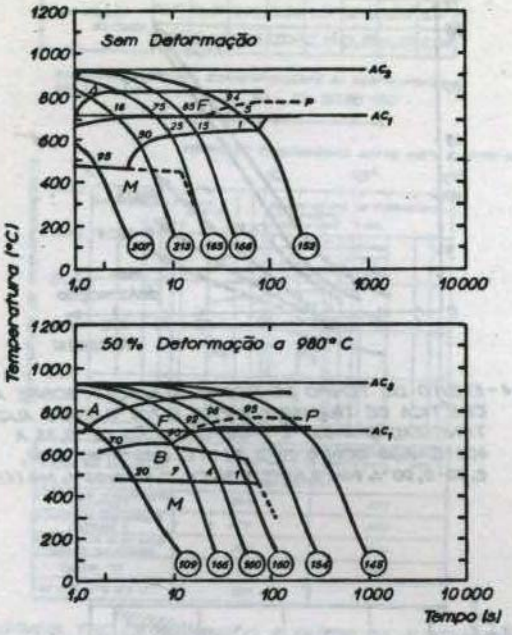

FIG:2 - Diagrama TRC com e sem deformação de aço com 0,04 % C - 1,3 % Si - 1,1 % Mn.

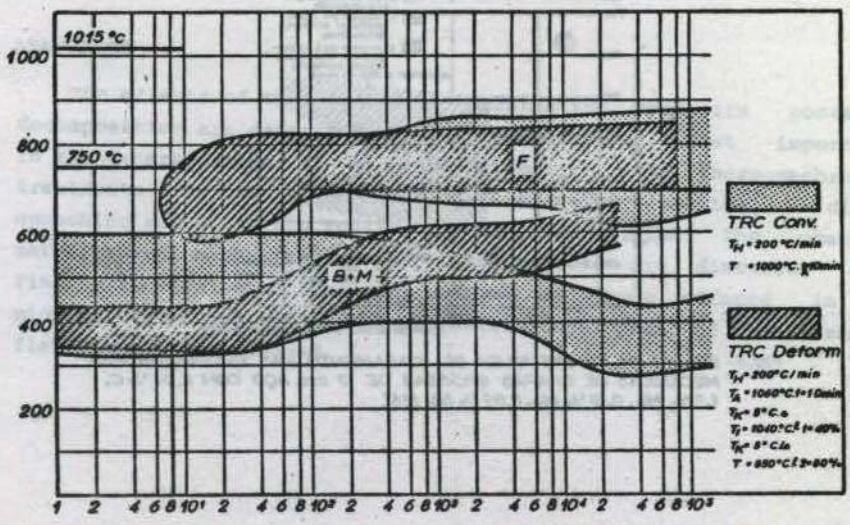

FIG:3 - Superposição de diagrama TRC com e sem deformação para aços bifásicos com 0,09 % C - 1,37 % Si - 1,20 % Mn - 0,51 % Cr - 0,38 % Mo.

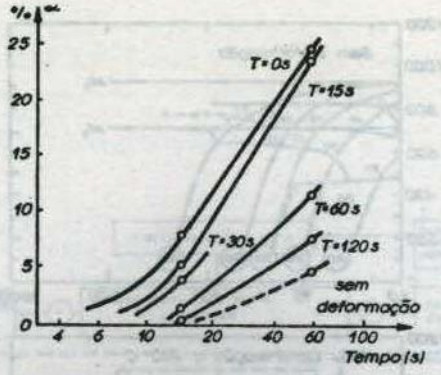

FIG.4 - EFEITO DO TEMPO DE RECRISTALIZAÇÃO SOBRE A CINÉTICA DE TRANSFORMAÇÃO A 700 °C APÓS AUSTENITIZAÇÃO A 850 °C E DEFORMAÇÃO DE 0,35 A 800 °C. AÇO COM 0,28-0,34 % C, 0,10-0,40 % Si, 0,60-0,90 % Mn, 0,85-1,15 % Cr, 0,15-0,30 % Mo (4).

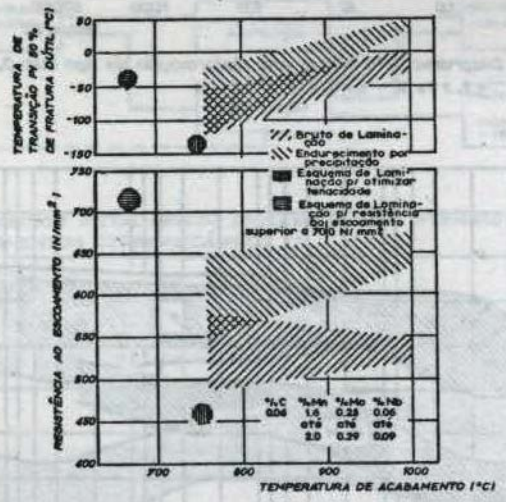

FIG.5 - EFEITO DA TEMPERATURA DE ACABAMENTO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE CHAPAS GROSSAS DE 13 mm. AÇO COM 0,04 % C, 1,9 % Mn, 0,18 % Mo, 0,09 % Nb (16)

COMPOSIÇÃO QUÍMICA	%C	%Si	%Mn	%Al	%Cr	%Mo	%Ni	%V
	0,10	0,49	1,46	0,039	0,16	0,15	0,15	0,04

Resultados da Laminação em escala industrial	Temperatura de austenitização 1150°C; Temperatura de acabamento 790°C; Resfriamento em água; Revenido a 673°C	
Limite de escoamento (N/mm²)	395	450
Limite de Resistência (N/mm²)	672	870
Dureza Hv 10 no estado bruto de laminação	365	340
T_{27J} em °C	-90	-90
Ar a ± 0°C em J	125	160

FIG:6 - DIAGRAMA TRC DETERMINADO A PARTIR DA AUSTENITA DEFORMADA PARA AÇO X-60 PARA TUBOS (19).

ABASTRACT

The effects of the austenite deformation upon its posterior decomposition are described. These effects ate of utmost importance in the determination of process parameters of thermomechanical treatments like controlled rolling-accelerated cooling, direct quenching and hot strip rolling of dual phase strips. The possible metallurgical mechanisms behind these effects are discuted too. Finally, several practical applications of these effects in the microstructure and mechanical properties development of hot rolled flat products are showed.