

OTIMIZAÇÃO DO CICLO DE TRATAMENTO TÉRMICO DE UM AÇO C-Mn PARA FABRICAÇÃO DE ELETRODO MIG¹

Luciana Spíndola Sales²
Sebastião D'Avila Santos³
Helder Carvalho Ferreira⁴

Resumo

A fabricação de eletrodo MIG, segundo especificação EN440G4Si1, é atendida com aço baixo teor de carbono e elevados teores de manganês e silício. Devido à presença de constituintes frágeis no fio-máquina para a condição laminada, a rota de fabricação deste produto inclui uma fase de tratamento térmico de recozimento pleno antes da trefilação. Visando reduzir complexidade do processo produtivo, devido necessidade de tratamento, foi feito um estudo de revisão bibliográfica com objetivo de investigar alternativas de tratamento com objetivo de reduzir o tempo e temperatura, sem gerar impactos na produtividade do produto. Inicialmente, foram testados em laboratório, ciclos de tratamento térmicos para minimização de constituinte frágil e, uma vez confirmado as melhores condições, posterior transferência do conhecimento para escala industrial. Com esta nova prática foi possível eliminar a fase dura na condição laminada sem o tratamento térmico antes da trefilação.

Palavras-chave: Fio-máquina; Tratamento térmico; Eletrodo MIG.

OPTIMIZATION OF HEAT TREATMENT OF C-Mn WIRE ROD STEEL FOR ELECTRODE MIG

Abstract

The fabrication of electrode MIG (Metal Inert Gas) under specification EN440G4Si1 is accomplished with low carbon steel and high manganese and silicon. Due to the presence of fragile phases in the wire rod as rolled, the route of manufacture of this product includes annealing before drawing. To reduce the complexity of the production process, it was carried out a previously literature review in order to investigate alternative possibilities to reduce the time consuming without side effects. Thereafter it was tested in lab several heat treatment cycles to minimize the fragile phases and once confirmed by X-ray diffraction the best condition, it was transferred the knowledge to industrial scale. The results obtained with the new cycle allowed the reduction of treatment time and gain in the productive process.

Keywords: Wire rod; Heat treatment; Eletrode MIG.

¹ Contribuição técnica ao 50º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 18 a 21 de novembro de 2013, Ouro Preto, MG, Brasil.

² Membro da ABM, Engenheira Metalurgista, M.Sc., ArcelorMittal Monlevade. Monlevade, MG, Brasil.

³ Membro da ABM, Técnico Metalográfico, ArcelorMittal Monlevade. Monlevade. MG, Brasil.

⁴ Membro da ABM, Engenheiro Metalurgista, M.Sc., ArcelorMittal Monlevade. Monlevade, MG, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

As adições de silício e manganês^(1,2) em aços baixo carbono podem apresentar fortes influências na ocorrência de estruturas frágeis como austenita-retida e/ou martensita-austenita (MA). Este fato tem grande interesse, particularmente quando o fio-máquina é reduzido seqüencialmente na trefilação, onde a presença destes constituintes frágeis limita a redução do arame para seções menores. Uma das aplicações deste aço é para confecção de produtos da linha de eletrodos MIG, onde além dos problemas citados, a ocorrência destas estruturas frágeis pode também estar associada à perda de produtividade durante a operação automatizada de soldagem industrial.

A presença deste constituinte (MA) na estrutura perlítica do fio-máquina laminado, impossibilita a trefilação direta. Portanto, é necessário que seja realizado tratamento térmico antes da trefilação, visando minimizar a presença deste constituinte (MA). A etapa de tratamento térmico apresenta diversos inconvenientes como aumento do custo e da complexidade, com impacto direto no atendimento ao cliente final.

2 MATERIAL E MÉTODOS

Para trefilação do fio-máquina de aços baixo carbono com elevados teores de manganês e silício, a ocorrência do componente MA é indesejável, uma vez que apresenta uma dureza bem mais elevada do que da matriz e, conseqüentemente, gerar defeitos na trefilação além de elevar o consumo de fiação e ruptura do arame. A experiência industrial na ArcelorMittal mostra que para a trefilação direta do fio-máquina, sem necessidade de tratamento térmico, a redução de área na estricção na condição laminada deve ser superior a 74,5%, correspondendo a uma resistência do fio-máquina de aproximadamente 580Mpa.⁽³⁾ Para valores de resistência acima deste nível, é necessário que seja realizado tratamento térmico de recozimento no fio-máquina antes da trefilação, com o objetivo de reduzir a resistência e aumentar a estricção. A Figura 1 mostra micrografia do arame após a trefilação, na qual é visto a presença do constituinte com dureza maior do que da matriz, supostamente estrutura MA.



Figura 1. Arame trefilado a partir de fio-máquina na condição laminada, com presença de constituinte MA – Seção: longitudinal, nital 2% – 500X.

A presença da fase dura, seja martensita ou austenita-retida, mesmo para níveis de fração volumétrica próximos de 1%, pode representar restrições no processo de trefilação de arames finos, diminuir a produtividade pela limitação da velocidade de processamento e impedir a trefilação do fio-máquina a partir da condição laminada.

2.1 O Processo de Retenção da Austenita

Aços com teores elevados de manganês e silício podem apresentar quantidades consideráveis de constituintes MA. A microestrutura destes aços é composta de matriz ferrítica e partículas de segunda fase, martensita e austenita retida. A figura 2 apresenta a micrografia deste constituinte que foi, durante algum tempo, motivo de controvérsia na comunidade metalúrgica.⁽⁴⁾

Estudos realizados⁽⁵⁾ mostram que para algumas condições de transformação do aço, determinada fase pode ser enriquecida em carbono suficiente, assegurando a transformação parcial da austenita em martensita. A estabilidade da austenita pode ter seu teor de carbono bastante elevado, podendo chegar a valores de até 1,7% (em massa). Estas regiões, em geral, respondem de forma uniforme à maior parte dos reagentes usados para ataque, de modo que é difícil diferenciar a martensita da austenita retida. Passaram então a ser chamadas de constituintes MA. Este constituinte é considerado importante para alguns produtos onde a tenacidade é aumentada durante a deformação. Em outras aplicações, como na trefilação, a presença destes constituintes tem efeito negativo, pois atua como uma partícula mais dura do que a matriz, provocando a ocorrência de trincas.

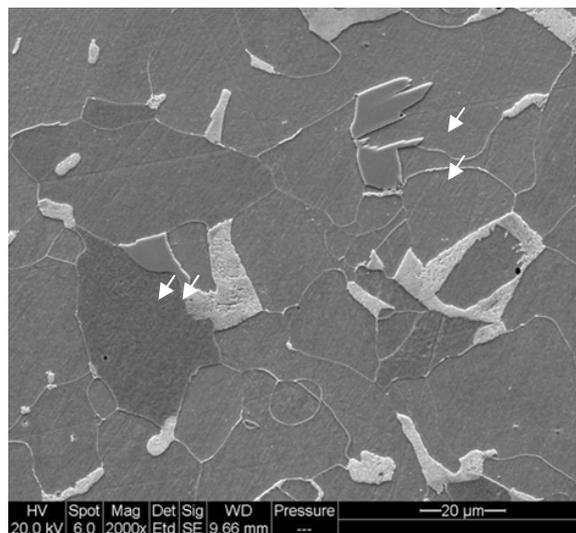


Figura 2. Micrografia por microscopia eletrônica de varredura, de um aço utilizado para eletrodo, após tratamento térmico de austenitização por 910°C x 15min seguido de têmpera em óleo. As setas indicam a presença do constituinte MA - 2000X.

Diversas técnicas para quantificar a austenita retida têm sido utilizadas, algumas sem sucesso. Dentre as técnicas mais utilizadas, destacam-se a metalográfica, microscopia de força atômica e por raios-X. Todas apresentam limitações, sendo a difração por raios-X a mais confiável e utilizada, mesmo para teores de austenita relativamente baixos.^(6,7)

2.2 Efeito do Revenimento na Decomposição da Austenita

A Figura 3 mostra uma variação típica da fração volumétrica de austenita retida em função da temperatura e do tempo de revenimento. A austenita retida é completamente estável para temperaturas abaixo da T_H . Acima da temperatura T_H , a fração volumétrica da austenita retida diminui drasticamente e a partir de 500°C esta

fase não é mais estável, sendo completamente eliminada. Esta austenita é transformada na temperatura avaliada para bainita e/ou martensita. Ao longo do tempo de revenimento, pode existir também precipitação de carbonetos o que reduz o teor de carbono da austenita, tornando-a menos estável e favorecendo assim sua transformação.

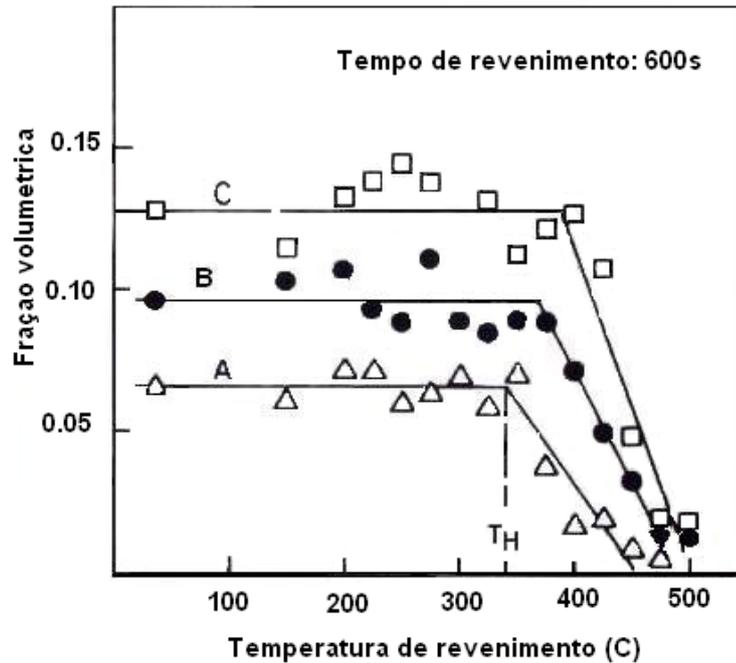


Figura 3. Variação na fração volumétrica de austenita retida com a temperatura de revenimento para três aços baixo teor de carbono (A, B e C). T_H representa a temperatura crítica na qual a austenita começa a se decompor em bainita e/ou martensita.⁽⁵⁾

A estabilidade da austenita é também função do grau de deformação a que o material é submetido. Esta dependência pode ser expressa pela equação (1), onde V_0 é a fração volumétrica da austenita, k é uma constante variável com temperatura e análise química e ϵ é a deformação verdadeira:

$$\ln V_0 - \ln V = k\epsilon$$

A Figura 4 mostra o comportamento da fração volumétrica de austenita em função da deformação. Nota-se também a dependência deste parâmetro com a temperatura e teor de manganês.

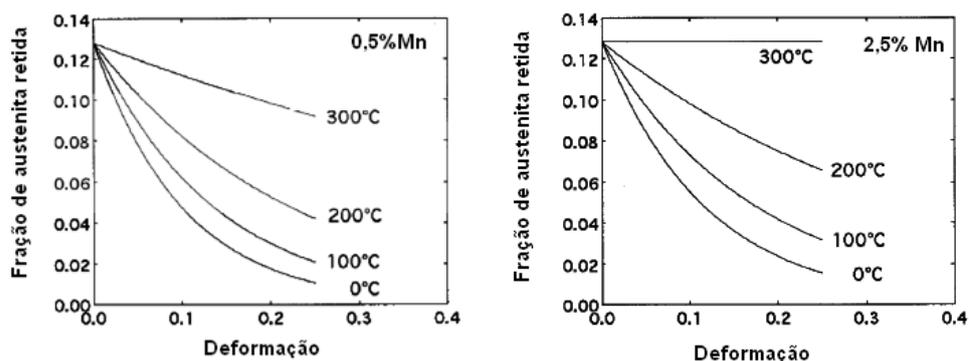


Figura 4. Exemplo da equação (1), onde $K=0,00446\text{mol/J}$ para um aço com 2% Si e carbono da austenita de 1,2%.⁽⁸⁾

2.3 Procedimento Experimental

O aço utilizado neste trabalho tem a composição química mostrada na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química do aço utilizado para fabricação do MIG

%S	%C	%Mn	%Si	%P
0.025máx	0.140	1.800	1.200	0.025máx

O fio-máquina bitola 5,5mm foi trefilado para bitolas nas faixas de 0,80 a 1,60mm. O processo de fabricação é composto das seguintes fases:

- decapagem;
- tratamento térmico;
- decapagem;
- trefilação; e
- retrefilação + cobreamento.

Os rolos de fio-máquina foram trefilados inicialmente para uma bitola intermediária e, em seguida, serão retrefilados para uma bitola específica. Esta condição foi a escolhida por ser o processo mais crítico quanto a possível ocorrência de fratura. Foram avaliados o nível de arrebatamentos e o consumo de fieira na trefilação e retrefilação do material do teste. Devido ao baixo volume de teste, o consumo de fieira não pode ser avaliado. Neste caso, o índice de arrebatamento é mais representativo para a proposta deste trabalho.

O tratamento térmico utilizado é composto da rampa de aquecimento até a temperatura de 700°C e encharque de 4 horas seguido de rampa de resfriamento. O resfriamento após o período de encharque é realizado sem controle da taxa. O ciclo atual é mostrado esquematicamente na Figura 5.

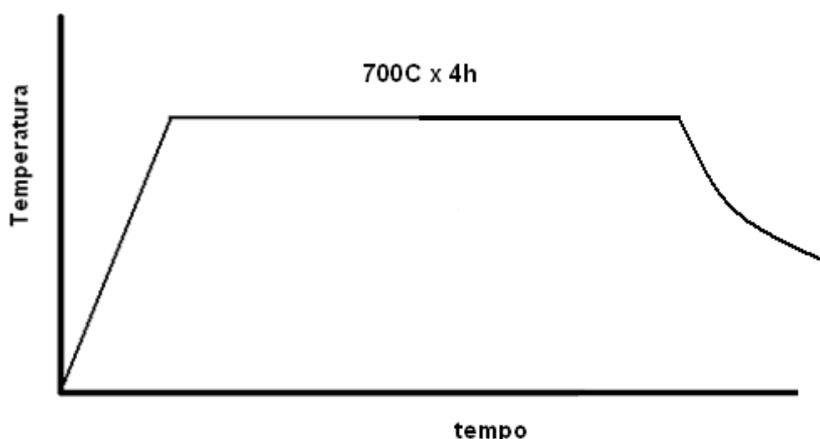


Figura 5. Ciclo de recozimento padrão utilizado para eletrodo antes da trefilação.

Para avaliar o efeito da temperatura e do tempo na transformação da austenita retida em bainita ou martensita revenida foi proposto realizar dois ciclos de recozimento em dois rolos de fio-máquina na condição laminada. Um ciclo longo com temperatura de encharque de 550°C durante 4 horas e um segundo ciclo, com tempo de encharque mais curto de 1 hora na mesma temperatura, conforme mostrado esquematicamente na Figura 6. Foram retiradas amostras antes e após do recozimento para cada condição testada.

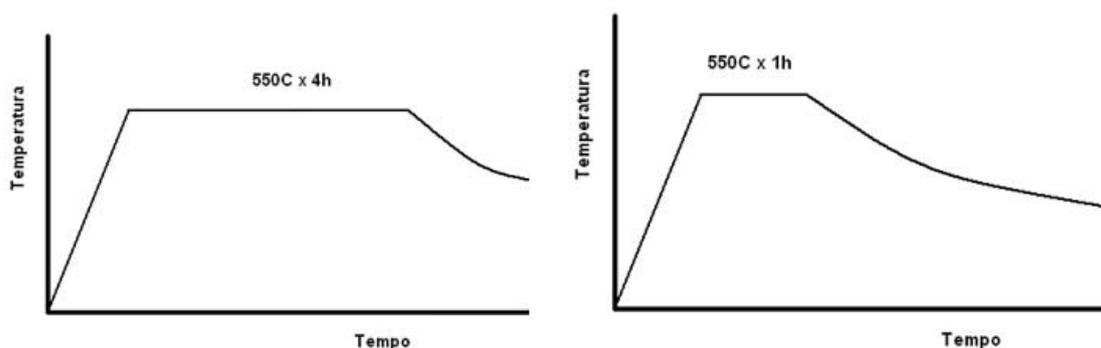


Figura 6. Ciclos de recozimento propostos para avaliação da trefilação do aço para eletrodo, ciclo longo (550°C x 4h) e curto (550°C x 1h).

3 RESULTADOS

As duas bobinas de fio-máquina testadas não apresentaram, durante trefilação, rupturas devido presença de estrutura frágil. Os resultados da difração de raios-X confirmaram que os dois ciclos propostos foram eficientes na eliminação de estrutura frágil, supostamente estrutura MA (martensita/austenita retida) presentes no fio-máquina na condição laminada. Os difratogramas de raios-X para o fio-máquina antes e após o tratamento de revenimento são mostrados na Figura 7. Nota-se que o ciclo curto (550°C x 1h) foi suficiente para eliminar as raias de difração $(111)_\gamma$, $(200)_\gamma$ e $(220)_\gamma$ associadas à presença de austenita.

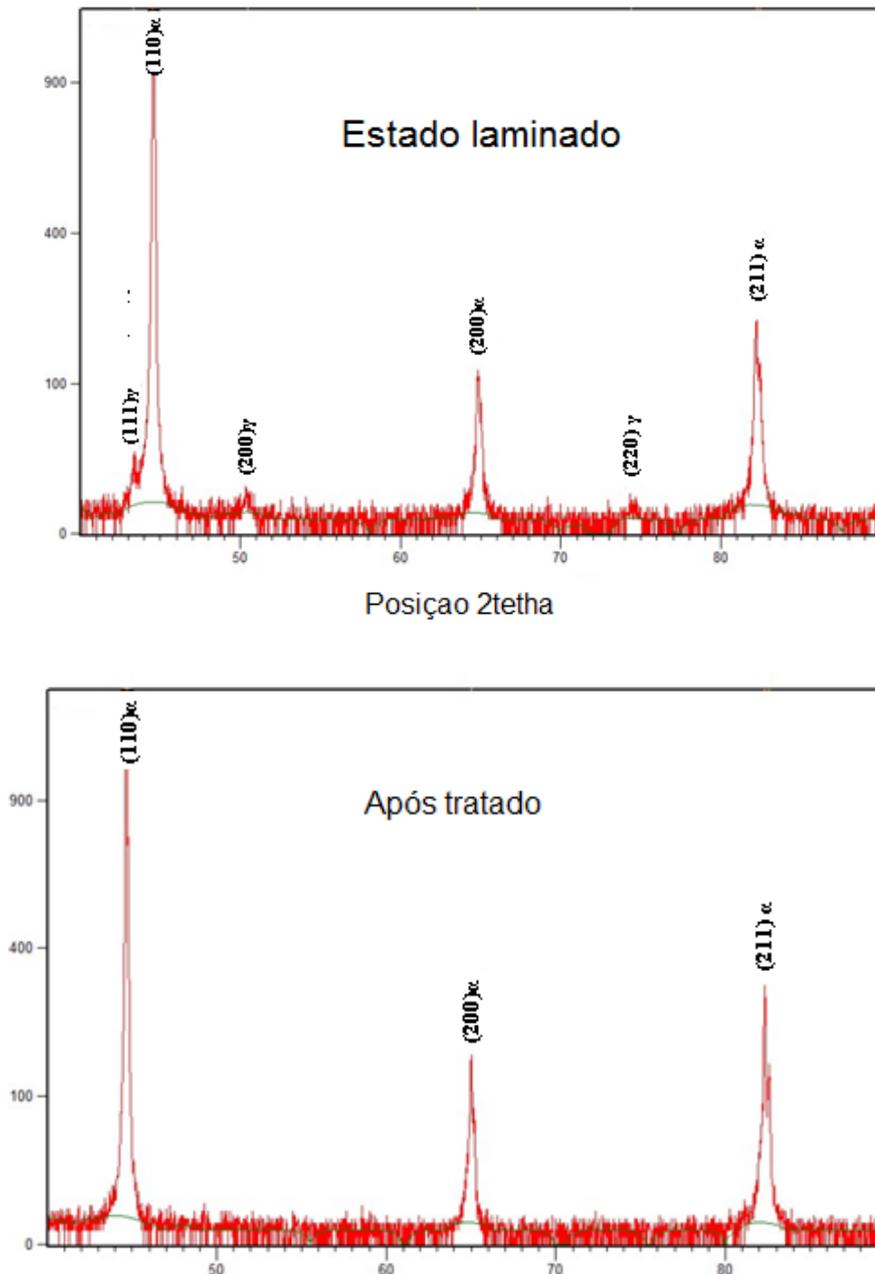


Figura 7. Difratoograma do fio-máquina para duas condições: (a) antes do tratamento térmico e (b) após o tratamento térmico de revenimento–radiação Cu-K α .

4 DISCUSSÃO

No fio-máquina tratado no ciclo atual (700°C x 4h) é comum a ocorrência de fratura associada à estrutura. Esta falha pode estar associada à formação de estrutura frágil (martensita) durante o resfriamento. No ciclo proposto (550°C x 1h), pelo fato da temperatura de revenimento ser baixa (inferior a A $_1$), o resfriamento não é crítico quanto à ocorrência de austenita retida.

5 CONCLUSÃO

A utilização do ciclo proposto viabilizou a trefilação direta do fio-máquina na condição laminada. Com a adoção deste novo ciclo, foi possível eliminar a fase dura,

austenita retida, aliado a significativos ganhos com redução de custo no processo produtivo.

Agradecimentos

Os autores ficam agradecidos à ArcelorMittal Monlevade pela oportunidade de elaboração e apresentação deste trabalho.

REFERÊNCIAS

- 1 EMMANUEL M., DAVID K., JOHN S. and MATTHEW M., Austenite Stabilization through manganese enrichment, Scripta Materialia, 64, p.185-188, 2011.
- 2 CAI M., DING H., ZHANG J. and LI L., Effect of Silicon and Prior Deformation on Austenite on Isothermal Transformation in Low Carbon Steels, Acta Metall, v.22, pp. 100-109, 2009.
- 3 BORATTO F., CASTILHO R., Development of low carbon grades using post-rolling controlled cooling in a 120m/s wire rod mill, Jounees Siderurgique4s ATS, Paris, 1994.
- 4 COLPAERT H., Metalografia dos Produtos Siderúrgicos, Revisão Técnica Costa Silva, Editora Blucher, 2008.
- 5 SUGIMOTO K., USUI N., KOBAYASHI M. and HASHIMOTO S., Effect of Volume Fraction and Stability of Retained Austenite on Ductility of TRIP-aided Dual-phase Steels, ISIJ International, v. 32, p.1311-1318, 1992.
- 6 NUNEZ C., JORBA J., Perfeccionamientos em la determinacion de austenita retenida mediante difraccion de radiacion-X y preparacion de patrones, Revista Metal. Madrid, 25, 1989.
- 7 ZHAO L., DIJK N., BRUCK E., SIETSMA J., ZWAAG S., Magnetic and X-ray Diffraction Measurements for the Determination of Retained Austenite in TRIP Steels, Materials Science and Engineering, A313, p. 145-152, 2001.
- 8 M.Y.SHERIF, C. GARCIA MATEO, T. SOURMANIL and H.K.D.H. BHADSHIA, Stability of retained austenite in TRIP-assisted steels, Materials Science and Technology, v. 20, March 2004.