

ENVELHECIMENTO DA MARTENSITA DURANTE O ALÍVIO DE TENSÕES EM UM AÇO AISI D2¹

Paula Fernanda da Silva Farina²
Alexandre Bellegard Farina³
Celso Antonio Barbosa⁴
Hélio Goldenstein⁵

Resumo

Durante a etapa de alívio de tensões, frequentemente aplicada antes do tratamento criogênico em aços ferramenta para evitar trincas e falhas catastróficas, ocorre o envelhecimento da martensita. Foram realizados ensaios utilizando métodos globais (ruído magnético de Barkhausen, dilatométrica e potencial termo-elétrico) e métodos locais (metalografia e difração de raios-X) para acompanhar este fenômeno. Foi verificado, no aço AISI D2, que devido ao envelhecimento da martensita ocorre enriquecimento da austenita em carbono com consequente estabilização e aumento da fração volumétrica da mesma.

Palavras-chave: Envelhecimento; Reversão da austenita; Estabilização da austenita.

MARTENSITE AGING DURING THE STRESS RELIEF OF AN AISI D2 STEEL

Abstract

During the stress relief stage, often applied prior to the cryogenic treatment of tool steels, to prevent cracks and catastrophic failure, a martensite aging occurs. Tests using global methods (Barkhausen magnetic noise, dilatometry and thermo-electric power) as well as local methods (metallography and X-ray diffraction) were conducted to follow up this phenomenon. It was found, in the AISI D2 steel, that owing to martensite aging there is an austenite carbon enrichment, resulting in austenite stabilization and increase in the austenite volume fraction.

Key words: Aging; Austenite reversion; Austenite stabilization.

¹ Contribuição técnica ao 67^o Congresso ABM - Internacional, 31 de julho a 3 de agosto de 2012, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

² Engenheira Metalurgista, Dra., Professora, Fatec Arthur de Azevedo, Mogi Mirim, SP, Brasil, e-mail: pfsilva2@gmail.com

³ Engenheiro Metalurgista, M.Eng., Pesquisador, Villares Metals S.A., Sumaré, SP, Brasil, e-mail: alexandre.farina@villaresmetals.com.br

⁴ Engenheiro Metalurgista, Diretor de Tecnologia e Pesquisa e Desenvolvimento, Villares Metals S.A., Sumaré, SP, Brasil, e-mail: celso.barbosa@villaresmetals.com.br

⁵ Engenheiro Metalurgista, Dr., Professor, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, SP, Brasil, e-mail: hgoldens@usp.br

1 INTRODUÇÃO

A etapa de alívio de tensões (também denominada de envelhecimento na literatura sobre tratamentos criogênicos)^[1], realizada entre a têmpera e o tratamento criogênico, é importante no procedimento industrial para evitar trincas devidas a gradientes térmicos durante o tratamento térmico. No entanto, esta etapa pode apresentar um forte efeito estabilizador da austenita, como descrito em trabalhos anteriores^[2-4].

Cohen apud Roberts et al.^[5] mostrou que quanto maior o tempo de permanência a 60°C, maior a porcentagem de austenita retida a não se transformar em martensita em temperaturas subzero. Uma amostra com 10% de austenita retida, mantida por 50 horas a 60°C, quando submetida a -150°C por outras 50 horas transformaria apenas cerca de 2% da austenita retida em martensita^[5].

As explicações para os mecanismos que causam a estabilização da austenita com a inserção de patamar isotérmico são complexas. De acordo com Bhadeshia e Honeycombe^[6], a formação de agulhas de martensita provoca deformação plástica na matriz em torno dela, o que pode resultar em altas concentrações de discordâncias na austenita. A interação de parte destas discordâncias (da austenita) com as discordâncias nos contornos da martensita fará com que as mesmas não possam mais se mover, e assim, as agulhas não possam mais crescer. Qualquer fenômeno que encoraje este processo causará estabilização, como por exemplo, a permanência em temperaturas intermediárias que fornece tempo para a relaxação, ou seja, a movimentação das discordâncias, bem como, o travamento das discordâncias por átomos de carbono, formando atmosferas de Cottrell^[6].

De acordo com Nishiyama^[7] quando o envelhecimento (alívio de tensões) é realizado acima da temperatura M_i (temperatura de início da transformação martensítica) a estabilização está relacionada com o efeito de ancoramento dos defeitos e discordâncias na interface entre as regiões transformadas e não transformadas devido à formação de atmosferas de Cottrell, tanto diminuindo o número de sítios para nucleação quanto envenenando os pré-núcleos ou embriões, de forma que não possam mais crescer.

Como quanto maior a temperatura de austenitização menor é a M_i (para aços hipereutetóides), haverá menor quantidade de martensita em temperaturas intermediárias e conseqüentemente menor deformação plástica na austenita. Isto pode explicar a menor taxa de estabilização em amostras austenitizadas a 1.100°C (comparadas com 1.020°C), como apresentado por Meng et al.^[11] e Silva et al.^[8].

No entanto, quando o envelhecimento é realizado abaixo da temperatura M_i , ocorreria uma diminuição do número de sítios para nucleação. Os sítios para nucleação, interfaces α'/γ_R (martensita/austenita retida) e as imperfeições do reticulado que permaneceram na γ_R , seriam enriquecidos por difusão de átomos intersticiais durante o envelhecimento.

Okamoto e Odaka apud Nishiyama^[7] apresentaram uma curva para o envelhecimento, Figura 1, para uma liga com temperatura M_i em torno de 110°C. O valor θ (quantos °C diminui a temperatura M_i) primeiro aumenta e depois diminui. Segundo Nishiyama^[7] o aumento inicial de θ com o tempo de envelhecimento é devido tanto à segregação ou difusão de átomos intersticiais para dentro dos sítios de nucleação quanto à difusão de átomos intersticiais da α' para a γ_R (aumentando a M_i). Na seqüência, os átomos de C segregados começariam a formar agrupamentos (*clustering*). Átomos de C da γ_R participariam deste processo de agrupamento empobrecendo-a em C e assim diminuindo a M_i (diminuindo θ) após passar por um

pico. O crescimento anormal de θ a 200°C (acima da M_i) após a queda é atribuído a uma transformação bainítica.

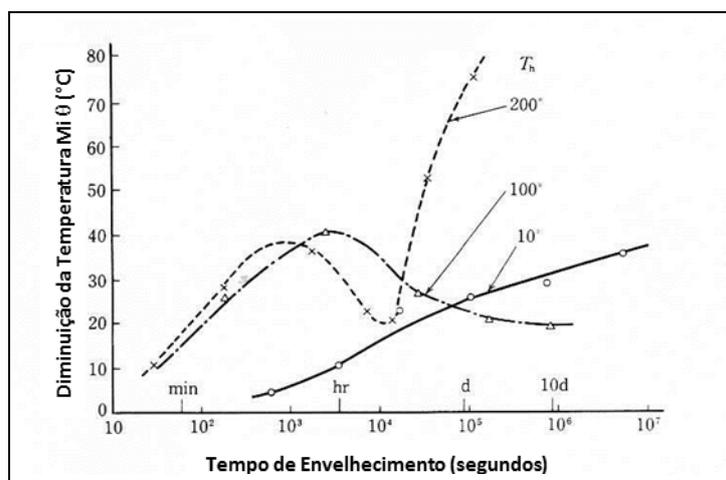


Figura 1. Diminuição da temperatura M_i da austenita retida devida ao envelhecimento da martensita (Fe-1,63%Cr-1,06%C). Adaptado da referência^[7].

Segundo Taylor e Cohen^[9] o fenômeno de envelhecimento da martensita fresca está relacionado com os fenômenos de pré-precipitação de carbonetos^[9]. Desta forma, neste trabalho serão tratados de forma diferenciada os fenômenos de difusão de C da martensita para austenita e para agrupamentos de C (pré-precipitação). O fenômeno de difusão de C da martensita para a γ_R será chamado de partição, como apresentado por Speer et al.^[10].

Speer et al.^[10] apresentam um modelo de partição de carbono para a austenita retida após a transformação martensítica, que talvez possa ser aplicado aos fenômenos em questão, considerando-se haver uma interface “pura” austenita/martensita, sem a presença de carbonetos. Eles consideram a ausência de carbonetos secundários dispersos devido à presença de elementos de liga inibidores da precipitação de carbonetos de ferro (como o Si, por exemplo).

Sarikaya et al. apud Speer et al.^[10] apresentaram evidências da partição de carbono saindo da martensita em direção à austenita para os finos filmes entre as ripas de martensita durante o resfriamento ou (Gallagher et al. apud Speer et al.^[10]) durante tratamentos isotérmicos, após a transformação martensítica, em aços contendo Si. A partição de carbono entre a martensita e a austenita, em geral, não é considerada, pois, a temperatura seria tão baixa para ser considerada uma quantidade significativa de difusão ou por que a supersaturação é considerada como sendo eliminada por processos competitivos, como a precipitação de carbonetos.

O processo chamado de Q&P (têmpera e partição)^[10] apresenta um modelo no qual é assumida uma interface estacionária entre a ferrita (martensita) e a austenita e requer um potencial químico de carbono uniforme nas duas fases, criando uma condição de equilíbrio metaestável identificada como um paraequilíbrio forçado (*constrained paraequilibrium*). O processo Q&P cria uma mistura de martensita menos saturada em carbono com uma austenita enriquecida em carbono.

Em continuação ao trabalho de Speer et al.^[10], Moor et al.^[11] realizaram um estudo em ligas FeCMnSi, FeCMnAl e FeCMnAlSi por meio de dilatometria para estudar o revenimento nestas ligas apresentadas como promissoras para o processo de Q&P. A temperatura de partição destas ligas é de 300°C, ou seja, acima da temperatura

de pré-precipitação de carbonetos (segregação e agrupamento de C) e de precipitação do carboneto ϵ/η .

Com o que foi apresentado neste item, parece bastante razoável a hipótese de partição de C saindo da α' para a γ_R , mesmo com a presença de carbonetos, desde que haja uma interface α'/γ_R sem carbonetos.

A hipótese de partição de C saindo da α' para a γ_R , mesmo com a presença de carbonetos, a princípio é bastante razoável, desde que haja uma interface α'/γ_R sem carbonetos.

No presente trabalho são apresentados resultados obtidos utilizando-se medidas globais para acompanhar os fenômenos que ocorrem durante a etapa de envelhecimento/alívio de tensões no aço AISI D2, bem como possíveis mecanismos atuantes neste tratamento térmico.

2 MATERIAL E MÉTODOS

Os experimentos foram realizados com amostras do aço ferramenta AISI D2 para trabalho a frio, lingotado convencionalmente e laminado a quente até o diâmetro de 52 mm com grau de deformação de aproximadamente 90 vezes. A estrutura ledeburítica deste aço na condição bruta de fundição foi quebrada durante a deformação otendo-se carbonetos distribuídos de forma mais homogênea, Figura 2. O aço foi produzido pela Villares Metals S.A. (Sumaré – Brasil) sob a nomenclatura VD2, e sua composição química é apresentada na Tabela 1.

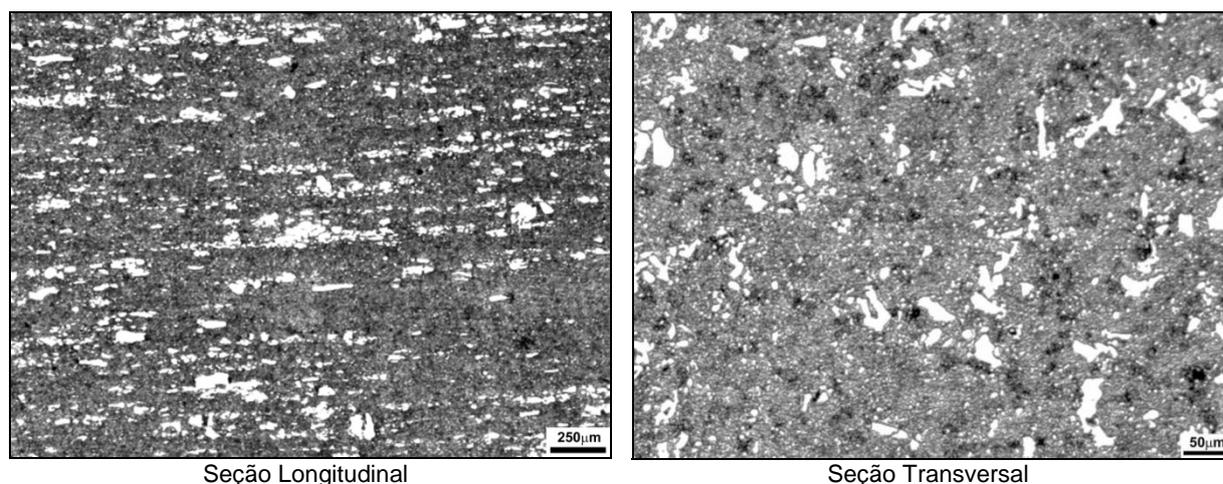


Figura 2. Microestrutura do aço AISI D2. Estado inicial na condição recozida. Microscopia ótica. Ataque: Villela.

Tabela 1. Composição química do aço AISI D2 em % peso, Fe - balanço

C	Mn	Si	Cr	V	Mo
1,51	0,36	0,35	11,9	0,78	0,73

Para a determinação do Ruído Magnético de Barkhausen (RMB) foi utilizada uma onda magnética senoidal com excitação de 10 Hz e campo magnético de $1,2 \times 10^{-4}$ A/m. O sensor de RMB consiste de uma bobina captadora colocada perpendicularmente à amostra. O sinal de RMB captado passa por um amplificador e por um filtro (1-100 kHz). A frequência aplicada à amostra foi de 200 kHz. Foi utilizado o equipamento Barktech e utilizado um software desenvolvido especialmente para armazenar e processar o sinal do RMB, ambos disponíveis no

Laboratório de Dinâmica e Instrumentação da EPUSP. A resposta do ensaio é a voltagem quadrática média do ruído (RMB_{RMS} ; RMS: Root Mean Square).

As medidas de difração de raios X foram realizadas em equipamento Shimadzu 6000 com radiação $CoK\alpha$, disponível na Universidade Federal Fluminense. A varredura foi realizada entre $30^\circ < 2\theta < 130^\circ$ com passo de $0,02^\circ$. O tratamento dos dados experimentais foi realizado por refinamento Rietveld utilizando o programa TOPAS Academic com cartões para austenita, martensita (tetragonal) e carbonetos M_7C_3 . Devido a baixa quantidade de carbonetos secundários (possivelmente do tipo M_2C) presentes ($< 0,1\%$) estes carbonetos não foram analisados.

Os ensaios de dilatometria foram realizados no equipamento Adamel Lhomargy – DT-1000, disponível no Centro de Pesquisas e Desenvolvimento da Villares Metals S.A.

Os ensaios de potencial termo-elétrico (TEP- Thermo Electric Power) foram realizados no laboratório Mateis do INSA-Lyon, conforme procedimento experimental apresentado por Perez et al. ^[12]. Foram utilizadas amostras com dimensões $50 \times 4 \times 1$ mm. As mesmas foram colocadas no equipamento e fixadas a dois blocos do metal de referência (cobre). Os dois blocos são mantidos às temperaturas T ($15^\circ C$) e $T + \Delta T$ ($25^\circ C$). As temperaturas das duas junções são determinadas por um termopar ultra-fino localizado logo abaixo da superfície do bloco de referência. O TEP relativo é dado pela temperatura média das duas amostras.

A Figura 3 apresenta os ciclos térmicos aplicados para cada ensaio.

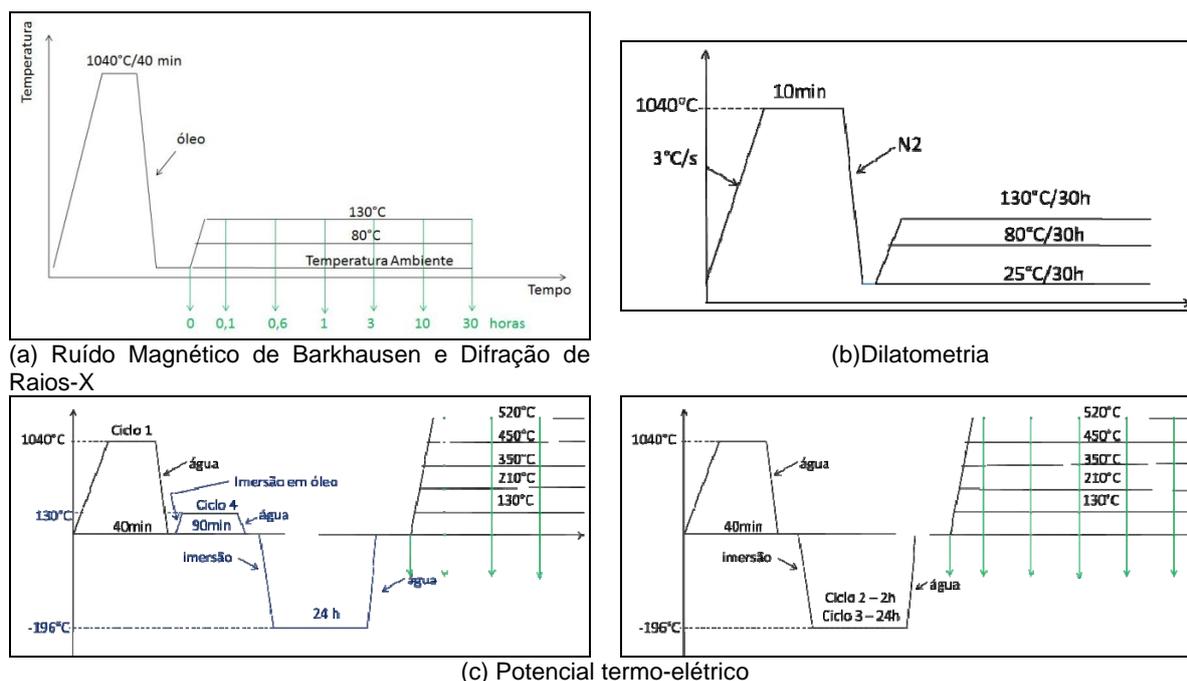


Figura 3. Ciclos térmicos aplicados às amostras para cada ensaio realizado.

3 RESULTADOS

A Figura 4a apresenta a evolução do Ruído Magnético de Barkhausen (RMB) com o tempo de permanência à temperatura de envelhecimento (alívio de tensões). A amostra mantida a temperatura ambiente não apresenta qualquer mudança no valor de RMB medido, sendo o seu valor o mesmo apresentado para a condição somente temperada (T na Figura 4). A amostra tratada a $80^\circ C$ apresentou uma queda pequena e contínua nas primeiras três horas, seguido de um aumento no valor do

RMB e finalizando com valor próximo ao da amostra como temperada. As amostras envelhecidas a 80°C e até 1 hora a 130°C apresentaram uma variação muito pequena no valor do RMB. A amostra envelhecida a 130°C apresentou uma queda a 36 minutos que pode estar relacionada com a queda para as amostras envelhecidas a 80°C. Após uma hora a 130°C as amostras passaram a apresentar valores crescentes do RMB medido.

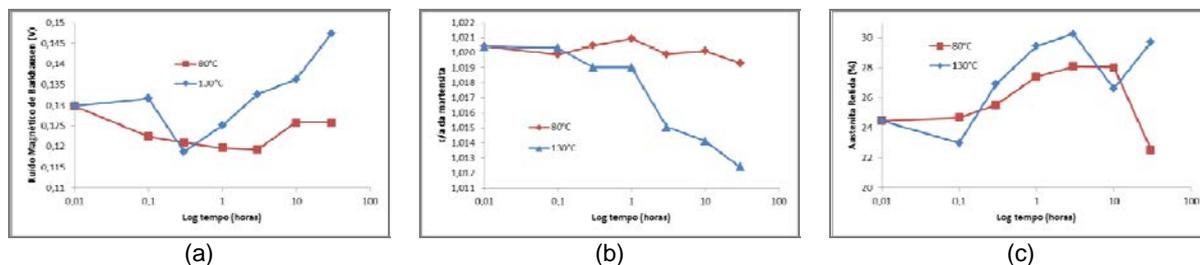


Figura 4. Evolução: (a) do RMB; (b) do parâmetro c/a da martensita; e (c) da porcentagem de austenita retida em função do tempo de permanência a temperatura de envelhecimento. Amostra de aço AISI D2 austenitizado a 1040°C/40min e temperado em óleo. T – condição como temperada

A Figura 4b apresenta o parâmetro c/a da martensita em função do tempo de permanência à temperatura isotérmica. Observa-se que para a temperatura de 80°C este valor é mantido praticamente constante, enquanto que, para 130°C há diminuição constante do mesmo.

Não foi detectada variação no parâmetro do reticulado da austenita nestas amostras, provavelmente devido ao ruído de fundo dos difratogramas. No entanto, conforme apresentado em trabalhos anteriores^[13,14], utilizando difração de raios-X com luz síncrotron, durante o tratamento térmico a 130°C por 90 minutos, há um pequeno aumento no parâmetro do reticulado da austenita. Ao mesmo tempo, o aumento na fração volumétrica de carbonetos no presente trabalho ocorreu somente para o tempo de 30 horas, em concordância com os trabalhos anteriores^[13,14], nos quais não houve aumento da fração volumétrica de carbonetos para o tempo de 90 minutos.

Na Figura 4c, verifica-se que houve aumento da fração volumétrica de austenita retida com o aumento do tempo de permanência à temperatura isotérmica (até 3 horas para 130°C e até 10 horas para 80°C). Estes resultados também corroboram resultados apresentados em trabalhos anteriores^[13,14].

Não foi possível detectar variações dilatométricas durante os ensaios de dilatométrica com patamares isotérmicos a 80 e 130°C. No entanto, conforme apresentado na Figura 5, há uma variação na resposta ao ataque químico entre as amostras (as amostras das Figuras 5a, 5b e 5c foram embutidas no mesmo baquelite, tendo sido, portanto, submetidas às mesmas condições de preparação e ataque metalográfico). É possível notar que na Figura 5a o ataque foi mais homogêneo, sendo seguido pela Figura 5b e por fim a Figura 5c. Esta diferença de resposta ao reagente Villella indica haver maior austenita retida (a fase não atacada) nas amostras envelhecidas. A Figura 5d apresenta a amostra submetida ao ciclo contendo resfriamento até -70°C após alívio de tensões a 130°C/90 min, verifica-se que apesar da maior quantidade de martensita, há uma fração alta de austenita retida.

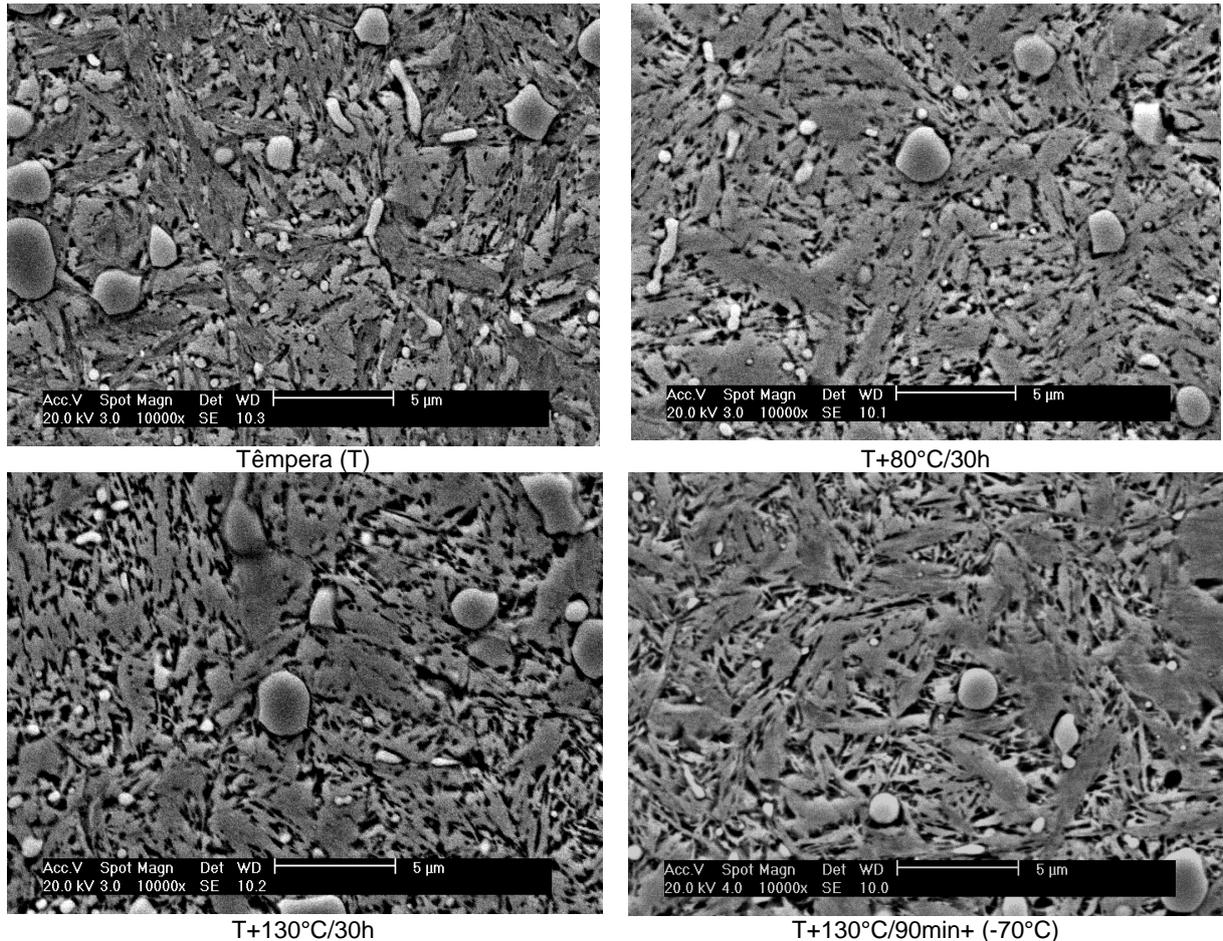


Figura 5. Microestrutura das amostras submetidas a ensaio de dilatometria mostrando a presença de carbonetos secundários, austenita retida (fase não atacada) e martensita (fase atacada). MEV. Ataque: Villela/10 s.

Por fim, na Figura 6 são apresentadas as curvas de variação do potencial termo-elétrico em função do parâmetro de Hollomon-Jaffe. Verifica-se nestes resultados que as reações de revenido das ligas submetidas a alívio de tensões previamente ao tratamento criogênico (T+AT+TC) são atrasadas em relação aos ciclos com têmpera até temperatura ambiente (T) e com tratamento criogênico logo após a têmpera (T+TC).

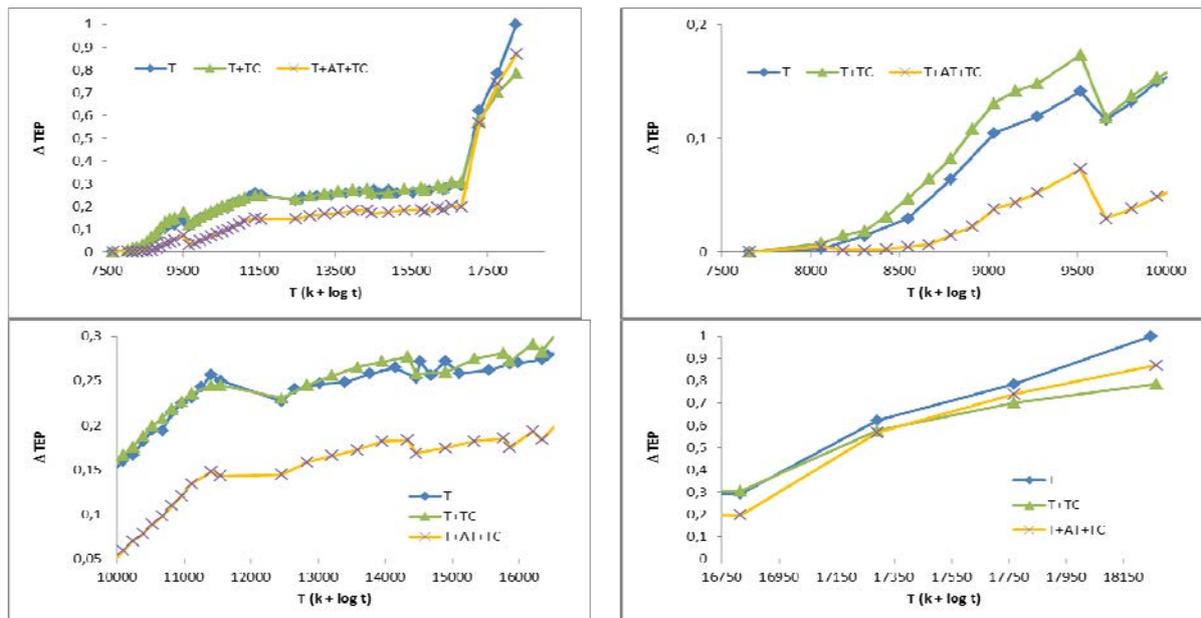


Figura 6. Evolução da variação do potencial termo-elétrico em função do parâmetro de Hollomon-Jaffe para o aço AISI D2.

4 DISCUSSÃO

Comparando-se as Figuras 4a e 4b pode ser verificada uma correlação do RMB com o parâmetro c/a da martensita. A queda do parâmetro c/a mostra que ocorre uma perda da tetragonalidade da martensita durante o envelhecimento, ou seja, a estrutura TCC (tetragonal de corpo centrado) se aproxima de uma estrutura CCC (cúbica de corpo centrado). Este efeito pode ser correlacionado com as medidas de RMB. A perda da tetragonalidade da martensita provavelmente está relacionada com a precipitação de carbonetos (tempos maiores) e/ou a partição de carbono para fora da martensita em direção à austenita retida, empobrecendo a martensita em C. Estes resultados também podem ser comparados com as microestruturas apresentadas na Figura 5. O reagente Villela é conhecido por não atacar a austenita, atacando melhor fases com menor teor de carbono, como a ferrita. Desta forma, se há menos carbono em solução sólida na martensita, isto poderia explicar porque as amostras envelhecidas por 30 h a 130°C são atacadas mais profundamente.

Conforme Kleber et al.^[15], a presença de ferrita aumenta a amplitude do RMB enquanto a martensita apresenta amplitude menor, corroborando os resultados presentes. Conforme a martensita perde gradualmente a sua tetragonalidade, o seu parâmetro de rede se aproxima da estrutura CCC da ferrita.

A Figura 4a pode ser comparada à Figura 1^[7] apresentada na introdução, pois, as duas apresentam formas bastante similares (inversas). Desta forma, segundo Nishiyama^[7], a estabilização da austenita retida estaria ocorrendo por dois mecanismos: i) segregação ou difusão de átomos intersticiais para dentro dos sítios de nucleação da martensita; e ii) difusão de átomos intersticiais da martensita para a austenita retida.

Desta forma, o efeito de estabilização da austenita retida devido ao alívio de tensões (envelhecimento) antes do tratamento térmico criogênico pode ser explicado pela partição de carbono para fora do reticulado da martensita, como mostrado pela perda da tetragonalidade. O carbono que sai da martensita migra para defeitos na interface entre a martensita e a austenita e para dentro do reticulado da austenita, dificultando o processo de nucleação de novas agulhas de martensita e de

crescimento das agulhas pré-existentes. O envelhecimento a estas temperaturas, como revisado por Taylor e Cohen^[9], envolve muitos outros fenômenos, como o agrupamento (*clustering*) de carbono e a precipitação de carbonetos, os quais podem estar ocorrendo simultaneamente. A partição do carbono em excesso da martensita para a austenita retida é a base para uma nova rota de tratamento térmico chamada de “Quench & Partition”, ou Têmpera e Partição, proposta por Speers et al.^[10] recentemente.

O mecanismo para o aumento da fração volumétrica de austenita retida durante o processo de envelhecimento ainda não está claro. O efeito da reversão da martensita em austenita é apresentado na literatura para aços inoxidáveis^[16] e aços contendo alto teor de manganês^[17]. Segundo Nakada et al.^[16], a reversão da martensita em austenita ocorre nas interfaces das ripas de martensita considerando-se as mudanças nas energias de interface e de deformação elástica, desde que a temperatura seja baixa o suficiente para que a mudança na energia de volume seja comparável à mudança na energia de deformação. No entanto, nos trabalhos encontrados na literatura sobre a reversão da martensita em austenita^[16,17] é assumido que as temperaturas de início de formação da martensita e da austenita são muito próximas, fenômeno que não ocorre para o aço AISI D2. Portanto, é necessário um estudo maior da composição da austenita retida no aço AISI D2 (para determinação da temperatura de início de formação da austenita no aquecimento) para verificar se este mecanismo pode ser aplicado para este aço.

Desta forma, há evidências e indicações de que devido ao envelhecimento da martensita ocorre estabilização e aumento da fração volumétrica de austenita retida. Como consequência do aumento do teor de carbono na austenita, a mesma não se transforma em martensita mesmo em temperaturas criogênicas^[14,13], resultando no atraso das reações de revenido nos estágios iniciais, como observado na figura 6. Conforme apresentado em trabalhos anteriores^[14,13], isto resulta em menor número de carbonetos de revenido precipitados (sendo que os mesmos precipitam nos defeitos da martensita, preferencialmente), menor fração volumétrica e tamanho médio maior dos mesmos.

5 CONCLUSÕES

Durante o tratamento térmico de alívio de tensões ocorre um envelhecimento da martensita, empobrecendo-a em carbono. Ao mesmo tempo ocorre enriquecimento em carbono e aumento da fração volumétrica de austenita retida.

A austenita retida enriquecida em carbono não é transformada em martensita no tratamento criogênico.

As reações dos primeiros estágios do revenido são atrasadas com a inserção do alívio de tensões, resultado da menor fração volumétrica e menor de carbono na martensita.

Agradecimentos

Ao CNPq (Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico), à CAPES (Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior) e à Villares Metals S.A.

REFERÊNCIAS

- 1 MENG, F. et al. Role of eta carbide precipitations in the wear resistance improvements of Fe-12Cr-Mo-V-1.4C tool steel by cryogenic treatment. **ISIJ International**, v. 34, n.2, p. 205-210, 1994.
- 2 SILVA, P. F. et al. **Determinação da fração volumétrica de austenita retida por meio de ensaio de saturação magnética de um aço AISI D2 tratado criogenicamente.** Apresentado na IV Conferência Brasileira sobre Temas de Tratamento Térmico. Águas de Lindóia - SP. 25 a 28 de abril de 2008.
- 3 SILVA, P. F. et al. **Efeito do alívio de tensões na estabilização da austenita antes do tratamento criogênico em um aço AISI D2.** 64° Congresso Anual da ABM. Belo Horizonte, MG: ABM. 13 a 17 de julho de 2009.
- 4 FARINA, P. F. S. et al. **Effect of stress relief on the amount of retained austenite after cryogenic treatment and on the wear resistance of a tool steel.** 11th International Conference on Advanced Materials. Rio de Janeiro. 2009.
- 5 ROBERTS, G.; KRAUSS, G.; KENNEDY, R. **Tool Steels.** 5th ed. ed.: ASM International.
- 6 BHADESHIA, H. K. D. K.; HONEYCOMBE, R. W. K. **Steels – Microstructure and Properties.** 3a. ed.: Elsevier, 2006.
- 7 NISHIYAMA, Z. **Martensitic Transformation.**: Academic Press, Inc., 1971.
- 8 SILVA, P. F. et al. **Efeito do alívio de tensões na estabilização da austenita antes do tratamento criogênico em um aço AISI D2.** 64° Congresso Anual da ABM. Belo Horizonte: ABM. 13 a 17 de julho de 2009.
- 9 TAYLOR, K. A.; COHEN, M. Aging of ferrous martensite. **Progress in Materials Science**, v. 36, p. 225-272, 1992.
- 10 SPEER, J. et al. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. **Acta Materialia**, v. 51, p. 2611-2622, 2003.
- 11 DE MOOR, E. et al. **Dilatometric study of the quench and partitioning process.** The 3rd International Conference on Advanced Structural Steels. Gyeongju, Korea: August 22-24, 2006.
- 12 PEREZ, M.; MASSARDIER, V.; KLEBER, X. Thermolectric power applied to metallurgy: principle and recent applications. **International Journal of Materials Research**, v. 100, p. 1461-1466, out. 2009.
- 13 FARINA, P. F. S. **Efeito das adições de tratamentos criogênicos e de alívio de tensões no ciclo térmico do aço ferramenta AISI D2.** São Paulo: Tese de Doutorado - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2011.
- 14 FARINA, P. F. S. et al. **ESTUDO DO TRATAMENTO CRIOGÊNICO E DO ALÍVIO DE TENSÕES EM UM AÇO AISI D2 UTILIZANDO DIFRAÇÃO COM LUZ SÍNCROTON.** Trabalho a ser apresentado no 66° Congresso Anual da ABM. jul - 2011.
- 15 KLEBER, X.; HUG-AMALRIC, A.; MERLIN, J. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 39A, p. 1308-1318, 2008.
- 16 NAKADA, N. et al. Temperature Dependence of Austenite Nucleation Behavior from Lath Martensite. **ISIJ International**, 51, 2011. 299-304.
- 17 TOMOTA, Y.; MORIOKAT, Y.; NAKAGAWARAF, W. Epsilon martensite to austenite reversion and related phenomena in Fe-24Mn and Fe-24Mn-6Si alloys. **Acta Materialia**, 46, 1998. 1419-1426.