

# EFEITO DA TAXA DE RESFRIAMENTO NA CINÉTICA DE TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA DO AÇO MICROLIGADO USISAR 80T\*

Samuel da Silva de Souza<sup>1</sup>  
André Barros Cota<sup>2</sup>  
Geraldo Lúcio de Faria<sup>3</sup>

## Resumo

Este trabalho teve como objetivo o estudo do efeito da taxa de resfriamento sobre a cinética de transformação martensítica do aço USISAR 80T, estrutural, microligado, de boa temperabilidade e considerado de boa soldabilidade. Corpos de prova dilatométricos foram aquecidos a 3°C/s até a temperatura de 920°C, mantidos nessa temperatura por 180 segundos e posteriormente resfriados com diferentes taxas de resfriamento (25°C/s, 50°C/s, 75°C/s e 100°C/s). O software Matcalc foi utilizado de forma a prever a estabilidade termodinâmica das fases presentes em função da temperatura. Observou-se que as temperaturas de início e fim de transformação martensítica,  $M_S$  e  $M_f$ , respectivamente, diminuíram com o aumento da taxa de resfriamento, enquanto a taxa de transformação e a microdureza aumentaram. Os resultados mostram que o aumento da taxa de resfriamento conduziu a um refinamento da microestrutura.

**Palavras-chave:** Cinética; Martensita; Aço microligado; USISAR 80T

## EFFECT OF THE COOLING RATE ON THE KINETICS OF MARTENSITE TRANSFORMATION IN THE MICROALLOYED USISAR 80T STEEL

### Abstract

The main objective of this work was to study the effect of the cooling rate on the kinetics of martensitic transformation in the USISAR 80T steel, which is a structural, microalloyed, with high hardenability and considered a great weldable steel. Dilatometric samples were heated to 920°C, hold for 180 seconds and then cooled with different cooling rates (25°C/s, 50°C/s, 75°C/s and 100°C/s). The Matcalc software was used in order to predict the thermodynamic stability of the phases that can occur in this steel as a function of temperature. It was observed that the martensite start and finish temperatures,  $M_S$  and  $M_f$ , respectively, decreased with the increase of the cooling rate, whereas the transformation rate and the microhardness increased. The results show that the increase in the cooling rate lead to a microstructural refinement.

**Keywords:** Kinetics; Martensite; Microalloyed steel; USISAR 80T.

<sup>1</sup> Engenheiro Metalurgista, Mestrando em Engenharia de Materiais, REDEMAT, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, Minas Gerais, Brasil, samsouza2007@gmail.com.

<sup>2</sup> Engenheiro Metalurgista, Doutor, Professor, Departamento de Física, REDEMAT, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, Minas Gerais, Brasil, abarroscota@gmail.com

<sup>3</sup> Físico, Doutor, Professor, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (DEMET), Escola de Minas, REDEMAT, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, Minas Gerais, Brasil, geraldofaria@yahoo.com.br

## 1 INTRODUÇÃO

Na transformação martensítica nos aços, a fase austenita (cúbica de face centrada - CFC), é resfriada numa taxa tal que impede a ocorrência de processos difusionais, dando origem a fase martensita (trigonal de corpo centrado - TCC). Devido a maior densidade estrutural da fase austenita quando comparada a fase martensita, a transformação é acompanhada de uma expansão volumétrica que, assim como as características microestruturais do produto final, é dependente da cinética da transformação [1].

Em nos aços carbono e baixa liga, como o USISAR 80T, os cristais de martensita crescem com velocidade comparável à velocidade do som no metal, de forma que a fração transformada é controlada pela taxa de nucleação e é independente do tempo [2]. Para que novos cristais martensíticos sejam formados, ou seja, para que a fração da fase austenita transformada em martensita aumente, o superresfriamento deve aumentar e, nesse contexto, a transformação martensítica nesse grupo de aços é denominada atérmica [2]. Essa transformação é fortemente influenciada pela composição da fase austenita, num aço microligado, como o USISAR 80T, ela pode mudar devido a solubilização de elementos químicos presentes na forma de fases precipitadas e que se dissolvem com o aumento da temperatura de austenitização [3]. A cinética da transformação também é influenciada pelo tamanho de grão austenítico prévio e pela taxa de resfriamento aplicada [4].

É aceito que as transformações de fase no estado sólido podem afetar de forma significativa o perfil de tensão residual em aços [16]. Vários estudos avaliaram a influência das temperaturas de início ( $M_s$ ) e fim ( $M_f$ ) de transformação martensítica sobre as tensões residuais desenvolvidas na junta soldada e é geralmente aceito que a diminuição das temperaturas de início e fim de transformação martensítica conduzirá a uma minimização das tensões residuais na junta soldada. Para valores suficientemente baixos de  $M_s$ , a tensão será compressiva, aumentando assim a resistência a fadiga da junta soldada. Alguns autores ainda afirmam que o aumento da fração de austenita residual contribui ainda mais para o desenvolvimento destes campos de tensão compressiva para baixos valores de  $M_s$  [5-7].

O aço USISAR 80T é estrutural, de alta resistência e baixa liga, de alta temperabilidade e empregado no estado martensítico. Além disso, é considerado de boa soldabilidade e, portanto, utilizado como soldado em muitas de suas aplicações [8]. Durante o processo de soldagem, algumas regiões da zona termicamente afetada são submetidas a temperaturas relativamente elevadas, acarretando geralmente na austenitização parcial ou completa do metal nessa região. Como consequência das altas taxas de resfriamento que podem ser empregadas, em alguns casos da ordem de centenas de graus Celsius por segundo [9], a transformação martensítica poderá ocorrer, sendo facilitada para aços com alta temperabilidade, como no presente caso. Devido aos gradientes térmicos impostos ao longo da ZTA, gradientes composicionais poderão ser criados, assim como gradientes de tamanho de grão austenítico prévio e diferentes regiões da ZTA serão submetidas a diferentes taxas de resfriamento [9-10]. Em resumo, a cinética de decomposição da austenita poderá sofrer alterações locais, as quais poderão acarretar em diferenças microestruturais ao longo da ZTA, podendo, inclusive, resultar no desenvolvimento de tensões residuais elevadas, que podem prejudicar o desempenho da junta soldada [7].

É no contexto apresentado e com o objetivo de contribuir para o melhor entendimento da cinética de transformação martensítica no aço USISAR 80T, que o

presente trabalho se propôs a estudar como ela é afetada pela taxa de resfriamento. Acredita-se que os resultados obtidos no presente estudo são dados de base que poderão contribuir para o melhor entendimento metalúrgico da zona termicamente afetada por processos de soldagem neste aço e até mesmo no possível planejamento de tratamentos térmicos pós-soldagem, quando se fizer necessário.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

### 2.1 Caracterização do Estado de Entrega

Amostras representativas do aço USISAR 80T, em seu estado de entrega, foram submetidas a análises química, microestrutural e de microdureza. A análise química foi feita com o auxílio de três equipamentos: LECO–CS844 (determinação das concentrações de carbono e enxofre por absorção de infravermelho após fusão), LECO–TC436DR (determinação da concentração de nitrogênio por termocondutividade após fusão) e Thermo ARL-4460 (determinação da concentração dos demais elementos por espectrometria de emissão ótica).

As análises microestruturais foram realizadas em amostras devidamente polidas e atacadas com o reativo químico Nital 2% e conduzidas em um microscópio óptico de luz refletida, modelo DM 2700M, da fabricante Leica. O valor de microdureza apresentado é uma média de 15 medições com uma carga de 200gf e um tempo de aplicação de 5 segundos. Um microdurômetro Digital MicrohardnessTester da marca Pantec foi utilizado nessa etapa.

### 2.1 Predição Termodinâmica das Fases Presentes no Equilíbrio

A predição termodinâmica da estabilidade das fases e das suas frações em massa no equilíbrio foram realizadas por meio da utilização do software Matcalc, versão da base de dados mc\_fe\_v2.057.tdb [11].

### 2.3 Ensaios Dilatométricos

Para a realização dos estudos dilatométricos, corpos de prova cilíndricos e maciços foram preparados por usinagem, com dimensões de 3mm de diâmetro por 10mm de comprimento. Os ensaios foram realizados num dilatômetro de tâmara R.I.T.A L78 da fabricante Linseis. A pressão de vácuo utilizada foi da ordem de  $7.10^{-2}$ bar e o gás de refrigeração foi o hélio analítico 5.0.

Inicialmente, corpos de prova foram submetidos a ensaios dilatométricos com o objetivo de se avaliar a taxa crítica de resfriamento abaixo da qual ocorre a formação de produtos difusionais. Amostras foram aquecidas a 3°C/s até a temperatura de 920°C, onde permaneceram por um tempo de 180 segundos para a completa austenitização. Em seguida, cada amostra foi resfriada com uma velocidade diferente. As taxas de resfriamento utilizadas foram de: 1°C/s, 3°C/s, 5°C/s, 10°C/s, 25°C/s e 50°C/s. Nesta etapa, verificou-se que a taxa de resfriamento crítica é menor que 25°C/s.

Os ensaios dilatométricos executados com objetivo de se avaliar a cinética de transformação martensítica também foram conduzidos com temperatura de austenitização de 920°C, taxa de aquecimento de 3°C/s e tempo de encharque de 180 segundos. As taxas de resfriamento avaliadas foram: 25°C/s, 50°C/s, 75°C/s e

100°C/s. Os dados dilatométricos obtidos foram tratados com o software Origin Pro 9.0. Curvas de fração de martensita transformada em função da temperatura foram obtidas por meio da aplicação da regra da alavanca às curvas de variação relativa dos comprimentos dos corpos de prova em função da temperatura instantânea [12]. As temperaturas de início e fim de transformação foram consideradas como sendo aquelas nas quais as frações transformadas foram iguais a 1% e 99%, respectivamente.

## 2.4 Caracterização Microestrutural e de Microdureza dos Corpos de Prova Ensaçados por dilatométrie

As características microestruturais e de microdureza dos corpos de prova ensaiados por dilatométrie foram avaliadas nas secções transversais das amostras, no centro dos corpos de prova. Para tal, os corpos de prova foram cortados ao meio de forma refrigerada, embutidos e posteriormente se deu a preparação metalográfica que consistiu no lixamento até a lixa de grão 1200# e polimento com suspensão aquosa de alumina de 1µm, pasta de diamante de 1µm e pasta de diamante de 0,25µm. Para a avaliação microestrutural convencional, foi utilizado o reativo Nital 2% e para a verificação da possível presença de austenita retida, o reativo LePera foi empregado. Para a determinação do tamanho de grão austenítico prévio, o reativo Teepol foi utilizado, sendo para tal utilizado o software LAS 4.6 e o método do diâmetro equivalente, recomendado pelas normas ASTM E112 [13] e ASTM 1382 [14]. Para essas análises, um microscópio ótico de luz refletida modelo DM 2700M da fabricante Leica foi utilizado. A microdureza foi medida com uma carga de 200gf e tempo de aplicação de 5s, sendo utilizado um microdurômetro Digital Microhardness Tester da marca Pantec.

## 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 3.1 Caracterização do Estado de Entrega

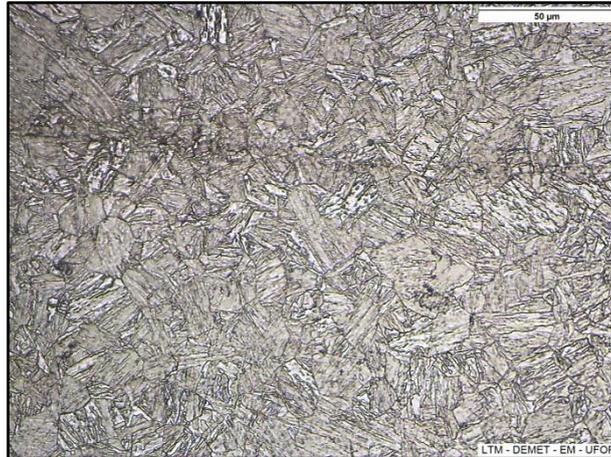
A Tabela 1 apresenta a composição química do aço USISAR 80T no estado de entrega.

**Tabela 1:** Composição química do aço USISAR 80T (% em peso).

Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Nb	Ti	N
Bal.	0,1	0,3	0,9	0,02	0,003	0,7	0,5	0,005	0,02	0,005

Observa-se a presença de elementos químicos gamagêneos, como o Mn e o C, que favorecem a temperabilidade do ponto de vista termodinâmico e cinético e de elementos químicos alfa-gêneos, como o Cr, Mo e Ti, que favorecem a temperabilidade apenas do ponto de vista cinético. Destaca-se também a presença significativa de elementos bons formadores de carbonetos e nitretos, como o Mo, Nb, Cr e Ti [10].

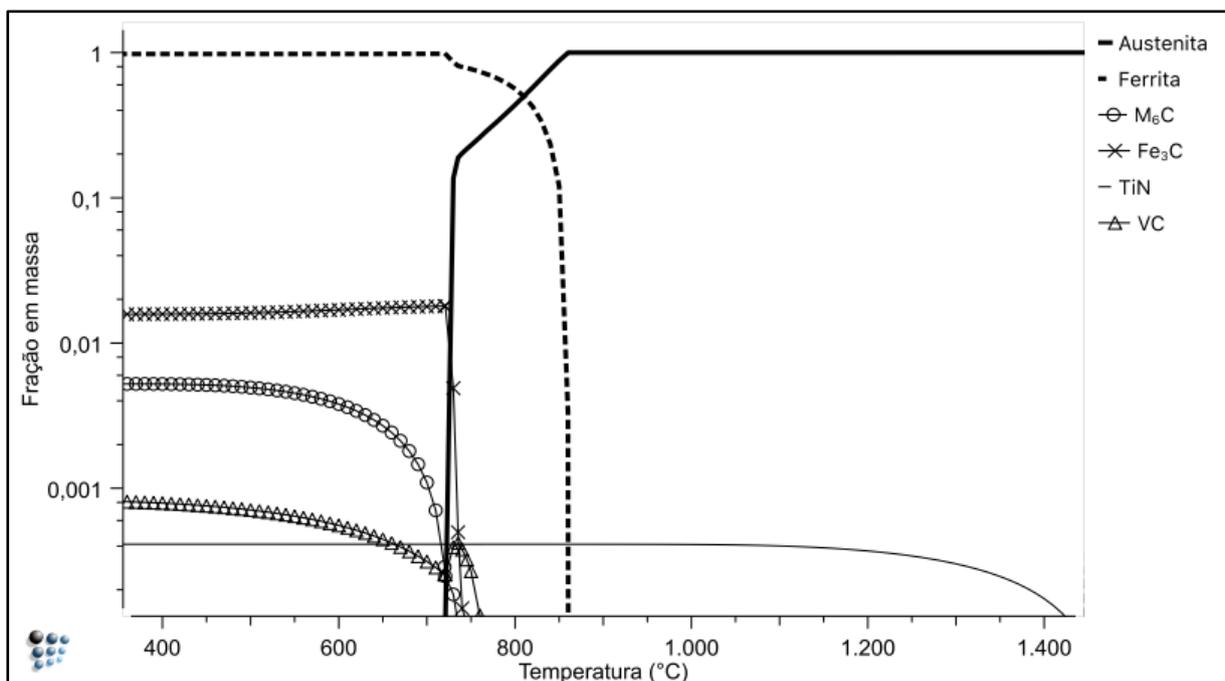
A Figura 1 ilustra a microestrutura do aço USISAR 80T no seu estado de entrega que é temperado e revenido. A microestrutura é majoritariamente martensítica com morfologia aparente em ripas. Essa microestrutura está de acordo com o que era esperado para um aço baixo carbono, baixa liga, como o USISAR 80T quando temperado e revenido [15]. A microdureza medida no estado de entrega teve valor de 319<sub>-6</sub> Vickers.



**Figura 1:** Microestrutura do estado de entrega temperado e revenido do aço USISAR 80T. Ataque nital 2%. 500x.

### 3.2 Simulação Computacional para Predição de Fases no Equilíbrio

Os precipitados presentes no aço contribuem para o aumento da resistência mecânica da matriz e dificultam o crescimento do grão austenítico prévio durante as etapas de austenitização e de laminação controlada. Devido às diferentes forças de interação entre os elementos químicos formadores de carbonetos/nitretos com carbono/nitrogênio e as diferentes solubilidades desses elementos no ferro, eles se dissolvem em diferentes temperaturas[3]. A Figura 2 ilustra o cálculo das frações em massa das fases presentes no aço em função da temperatura considerando critérios de equilíbrio termodinâmico.

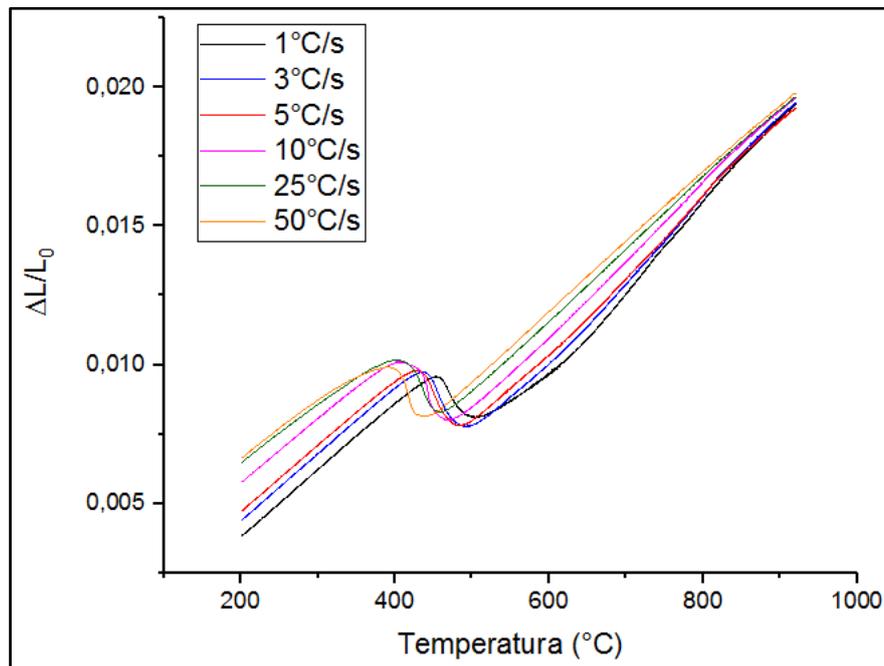


**Figura 2:** Fração em massa das fases e compostos presentes no aço USISAR 80T em função da temperatura.

De acordo com a Figura 2, os precipitados de VC, Fe<sub>3</sub>C e M<sub>6</sub>C (M=Mo, Cr ou V) se solubilizariam em temperaturas inferiores a 920°C, que é a temperatura de austenitização utilizada no presente trabalho. Nesse contexto, a 920°C a solução deverá ser composta por austenita e precipitados de TiN. Devido à baixa concentração de Nb, seus compostos não foram simulados.

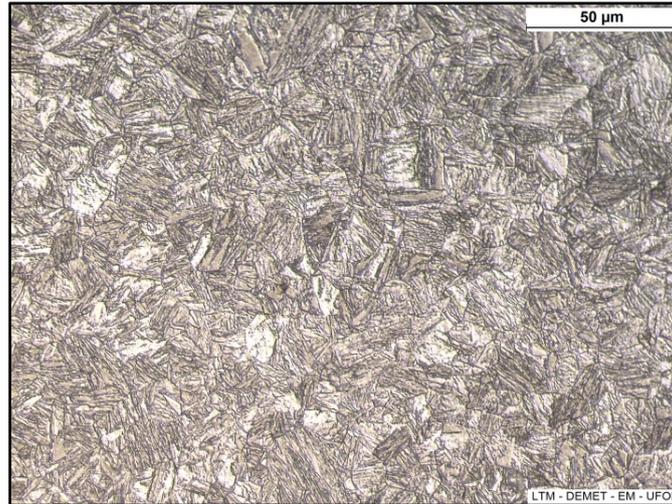
### 3.3. Ensaios de Dilatometria

A Figura 3 ilustra curvas de variação relativa do comprimento dos corpos de prova em função da temperatura para as taxas de resfriamento de 50°C/s, 25°C/s, 10°C/s, 5°C/s, 3°C/s e 1°C/s.



**Figura 1:** Curvas de variação relativa dos comprimentos dos corpos de prova durante o resfriamento para várias taxas de resfriamento.

Observa-se na Figura 3 que, para taxas de resfriamento menores que 10°C/s, ocorre um desvio nas curvas dilatométricas para temperaturas acima de 550°C, indicando a possibilidade de ocorrência de processos difusionais para as menores taxas de resfriamento. Portanto, pode-se presumir que para taxas de resfriamento maiores que 25°C/s a austenita se transformará majoritariamente em martensita. A Figura 4, que ilustra a microestrutura relativa a taxa de resfriamento de 25°C/s, corrobora o resultado dilatométrico, ou seja, que a taxa crítica de resfriamento para esse aço na condição de austenitização empregada, abaixo da qual forma-se produtos difusionais, é menor que 25°C/s.



**Figura 2:** Morfologia da amostra resfriada a 25°C/s. MO. 500x.

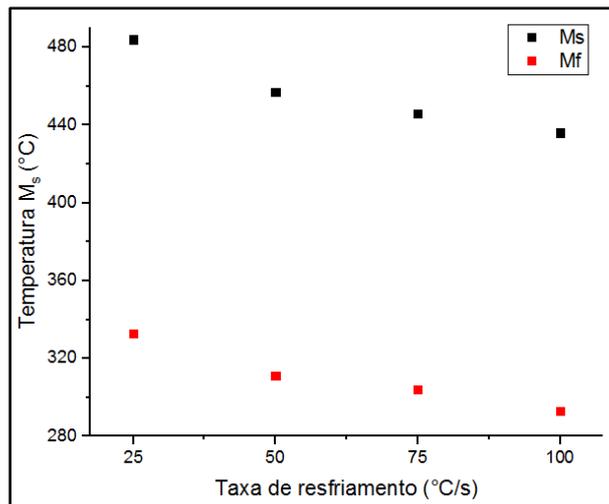
Para que a transformação martensítica tenha início, o balanço termodinâmico expresso pela inequação (1) deve ser satisfeito [16].

$$\Delta G_Q^{\gamma \rightarrow \alpha'} + \Delta G_{NQ}^{\gamma \rightarrow \alpha'} < 0 \quad (1)$$

Onde  $\Delta G_Q^{\gamma \rightarrow \alpha'}$  representa a variação de energia química, ou seja, a diferença de energia livre de Gibbs entre as fases austenita e martensita, que acompanha a transformação e  $\Delta G_{NQ}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$  representa a variação de energia não química, que é a soma das energias dispendidas para criar as interfaces entre os cristais de martensita, para cisalhar a austenita e para acomodar a deformação elástica gerada pela transformação martensítica. A transformação só tem início quando as energias de natureza não química são superadas pela energia de natureza química e isso ocorre numa temperatura  $M_S < T_0$ , onde  $T_0$  é a temperatura na qual as fases austenita e martensita têm a mesma energia livre de Gibbs [2, 16].

Como a transformação martensítica é adifusional, os efeitos relativos a variação da composição química da fase austenita devido a precipitação de fases foram desconsiderados.

Na Figura 5 é mostrado o efeito da taxa de resfriamento sobre as temperaturas de início e fim de transformação martensítica. Observa-se que o aumento da taxa de resfriamento é acompanhado por uma diminuição da temperatura  $M_S$ . Gao et al. [17], também relataram uma diminuição nas temperaturas de início de transformação martensítica no resfriamento a partir do campo austenítico devido ao aumento da taxa de resfriamento, estudando um aço ferrítico 9Cr-1.7W-0.4Mo-Co. Segundo os autores, o aumento da taxa de resfriamento restringe a ocorrência da transformação martensítica. Como consequência, o balanço energético representado pela inequação (1) é alterado e nesse contexto um maior superresfriamento é requerido de forma a satisfazê-lo e dar início a transformação martensítica, justificando assim a tendência a diminuição de  $M_S$  com o aumento da taxa de resfriamento. Verifica-se também que as temperaturas de fim de transformação martensítica são maiores que a temperatura ambiente para todas as taxas de resfriamento estudadas. Não foi verificada a presença de austenita retida para nenhuma das taxas de resfriamento estudadas, o que é coerente com a composição química do aço.

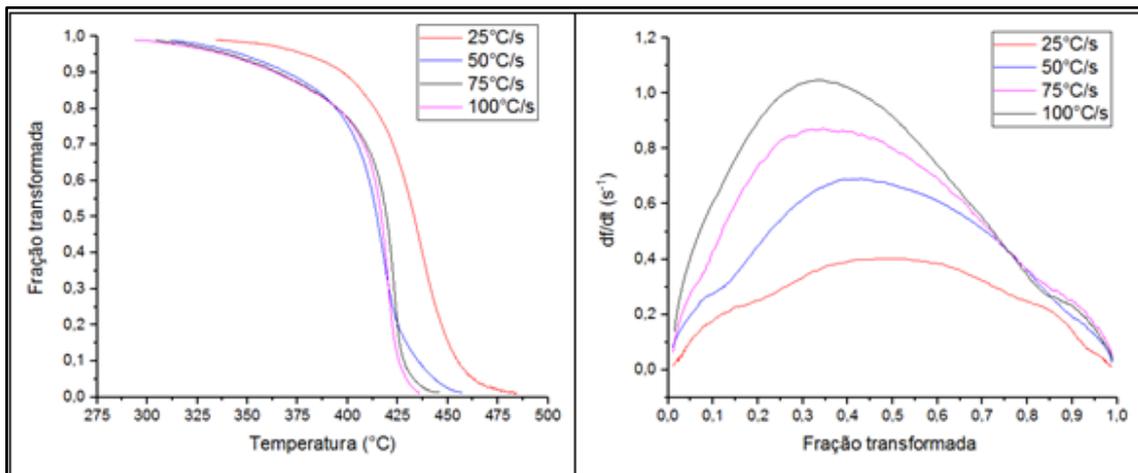


**Figura 3:** Efeito da taxa de resfriamento nas temperaturas de início e fim de transformação martensítica, Ms e Mf, respectivamente.

A Figura 6(a) apresenta as curvas de fração da fase austenita transformada em martensita em função da temperatura para as taxas de 25°C/s, 50°C/s, 75°C/s e 100°C/s. Percebe-se que uma vez iniciada a transformação, a fração de martensita formada aumenta com o aumento do superresfriamento.

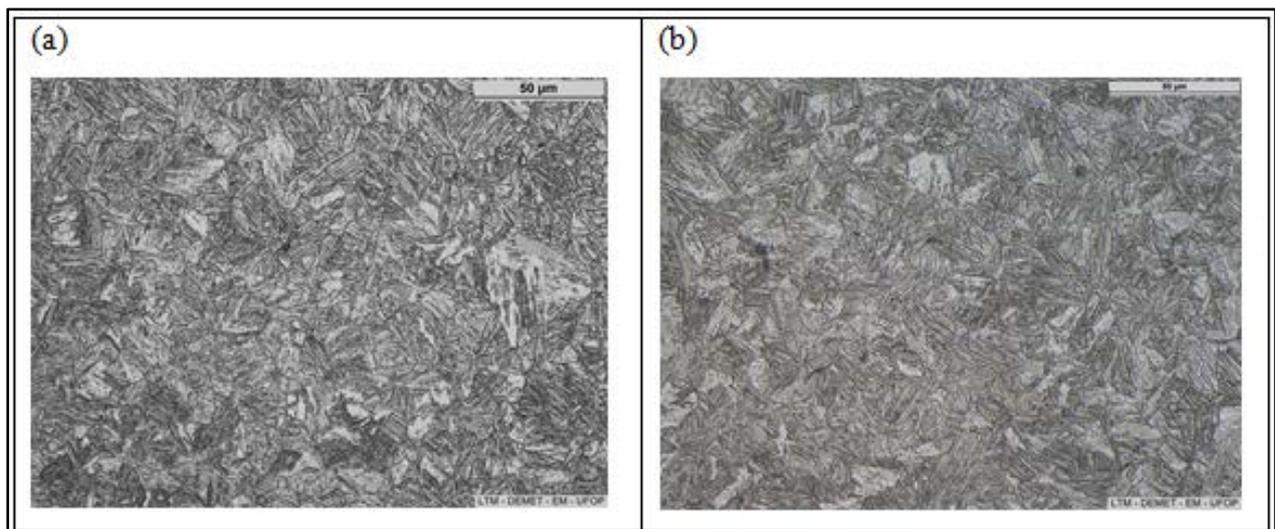
A Figura 6(b) indica a velocidade de transformação em função da fração da fase martensita já formada para as diferentes taxas de resfriamento estudadas. Observa-se que a velocidade da transformação martensítica aumenta, para todas as taxas de resfriamento estudadas, com o aumento da fração da fase austenita transformada em martensita até atingir um valor máximo, a partir do qual começa a diminuir. Segundo Pradham e Ansell [19], a evolução da fração da fase austenita transformada em martensita é acompanhada por dois efeitos distintos. i) Introdução na austenita ainda não transformada de defeitos que atuam como locais preferenciais para a nucleação da martensita, de forma que a taxa de transformação aumenta com o aumento da fração transformada. Esse fenômeno é denominado autocatálise. ii) Aumento da resistência a deformação da austenita ainda não deformada e conseqüentemente da energia dispendida para deformá-la. Isso acontece porque a transformação martensítica é acompanhada de uma expansão volumétrica que deve ser acomodada pela austenita ainda não transformada por meio de uma deformação plástica/elástica, aumentando assim a sua resistência a uma deformação posterior.

Além desses fatores, segundo Phadham e Ansell [19], a taxa de variação da energia livre de Gibbs tenderia a diminuir para temperaturas mais baixas, ou seja, as temperaturas próximas ao fim da transformação. Como a taxa de nucleação é influenciada pelo excesso da diferença de energia livre de Gibbs, ela diminuiria e conseqüentemente a velocidade de transformação, uma vez que a transformação martensítica atérmica é controlada pela taxa de nucleação [18]. Verifica-se também que a velocidade de transformação martensítica aumentou com o aumento da taxa de resfriamento, sendo que esse mesmo comportamento foi verificado por Gao et al. [18], num aço ferrítico alto Cr e de alta resistência ao calor. Isso acontece porque um aumento da taxa de resfriamento conduz a um aumento da derivada da diferença de energia livre de Gibbs em relação a temperatura, acarretando um aumento da taxa de nucleação [18-19].

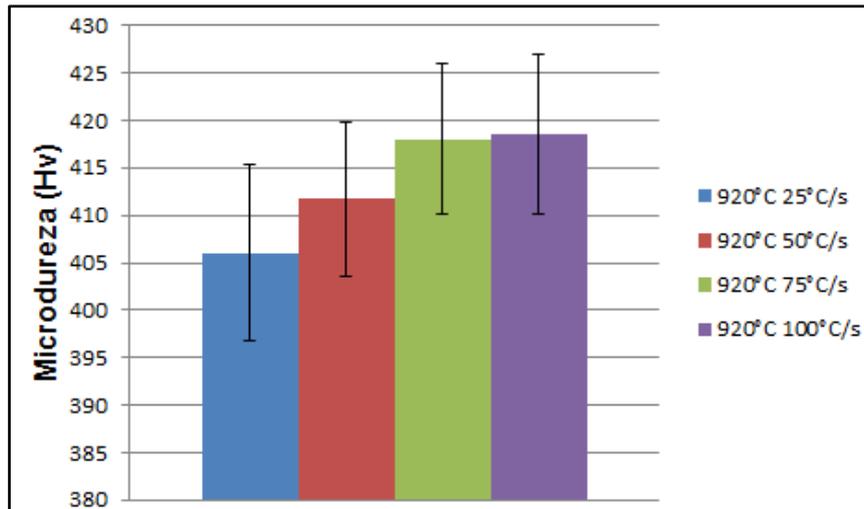


**Figura 4:** a) Curvas de fração transformada em função da temperatura instantânea e b) Curvas de variação da velocidade de transformação em função da fração já transformada.

As Figuras 7(a) e 7(b) ilustram as microestruturas resultantes dos resfriamentos a 25°C/s e 100°C/s, respectivamente. Não é possível ver na Figura 7 o efeito do aumento da taxa de resfriamento sobre a microestrutura, uma vez que as unidades de martensita em ripa são resolvíveis apenas por microscopia eletrônica de transmissão [15]. No entanto, como cada núcleo formado dá origem a um cristal, o aumento da taxa de resfriamento deve ser acompanhado de um refinamento da microestrutura, ou seja, de um aumento da densidade de interfaces por unidade de área e da densidade de discordâncias [18]. Nesse contexto, o aumento da taxa de resfriamento deverá ser acompanhado por um aumento do valor médio da microdureza. Este resultado foi verificado, como ilustra a Figura 8, corroborando para a hipótese de refinamento da microestrutura martensítica.



**Figura 5:** Micrografias obtidas por microscopia ótica de amostras submetidas a diferentes taxas de resfriamento. a) 25°C/s; b) 100°C/s. 500x.



**Figura 6:** Variação da microdureza com a taxa de resfriamento para o aço USISAR 80T austenitizado a 920°C.

Os desvios padrões das médias das microdurezas apresentadas na Figura 8 são coerentes com a microestrutura que apresentou grão austenítico prévio de  $12 \pm 5 \mu\text{m}$ . Como o tamanho dos pacotes de martensita depende do tamanho de grão austenítico prévio, esses são afetados pela heterogeneidade da microestrutura, afetando assim os valores de microdureza [20].

#### 4 CONCLUSÕES

Foi observado que para o aço microligado USISAR 80T, com microestrutura inicial martensítica, quando austenitizado 920°C com um tempo de encharque de 180 segundos, a taxa crítica de resfriamento, a partir da qual ocorre a formação de produtos difusionais, é menor que 25°C/s.

Verificou-se também que as temperaturas de início de transformação martensítica diminuem com o aumento da taxa de resfriamento, enquanto que a taxa de transformação martensítica e o valor médio da microdureza aumentam, sendo que os dois últimos fatores indicam que com o aumento da taxa de resfriamento ocorre um refinamento da microestrutura martensítica, provavelmente em decorrência da diminuição do tamanho médio dos cristais formados na etapa de nucleação.

A taxa de transformação também aumentou, até um valor de pico a partir do qual começou a diminuir, com o aumento da fração transformada, evidenciado a influência da autocatálise e do aumento da resistência a deformação da austenita ainda não transformada no prosseguimento da transformação.

#### Agradecimentos

Os autores agradecem ao CNPq pela concessão de bolsa de Mestrado (133285/2016-2) e pela bolsa de produtividade em pesquisa (303426/2017-9).

#### REFERÊNCIAS

- 1 KRAUSS, G. Martensite in steel: Strength and structure. *Materials Science and Engineering*, v.273-275, p.40-57, 1999.
- 2 NISHIYAMA, Z. Martensitic transformation. Academic Press, 1978.

- 3 SKOBIR, D.A. High-strength low-alloy (HSLA) steels. *Materials and technology*, v.45, n.4, p.295-301, 2011.
- 4 BOHEMEN, S.M.C; SIETSMA, J. Kinetics of martensite formation in plain carbon steels: critical assessment of possible influence of austenite grain boundaries and autocatalysis. *Materials Science and Technology*, v.30, n.9, p.1024-1033, 2014
- 5 KANNENGIESSER, T; KROMM, A. Formation of welding residual stresses in low transformation temperature (LTT) materials. *Soldagem e Inspeção*, v.14, n.1, p.74-81, 2009.
- 6 SHIGA, C; YASUDA, H.Y; HIRAOKA, K; SUZUKI, H. Effect of the Ms temperature on residual stress in welded joints of high-strength steels. *Welding in the World*, v.54, n.3-4, 2010.
- 7 ASPIRINO, M.C.P; KATSUMOTO, H; LIU, S; Effect of Martensite Start and Finish Temperatures on Residual Stress Development in Structural Steels Welds. *Welding in the World*, v.87, n.11, p.279s-289s, 2008.
- 8 USIMINAS. Catálogo online. Disponível em: <<http://www.usiminas.com/solucoes/wp-content/uploads/sites/5/2013/12/su-catalogo-online.pdf>>. Acesso em: 14/02/2017.
- 9 POORHAYDARI, K; PATCHETT, B.M; IVEY, D.G. Estimation of cooling rate in the welding of plates with intermediate thickness. *Welding in the World*, v.84, n.10, p.149s-155s, 2005.
- 10 BHADESHIA, H.K.D.H; HONEYCOMBE, R.W.K. *Steels: Microstructure and properties*. 3ed. Elsevier, 2006
- 11 KOZESCHNIK, E., BUCHMAYR. B., “MatCalc — a simulation tool for multi-component thermodynamics, diffusion and phase transformation kinetics. In *Mathematical Modelling of Weld Phenomena*”, *London Institute of Materials*, v. 5, p. 349–361, 2001.
- 12 MOTYCKA, P; KÖVER, M. Evaluation methods of dilatometer curves of phase transformation. COMAT, 2012.
- 13 ASTM E112-12, Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. USA: ASTM INTERNATIONAL; 2013.
- 14 ASTM E1382-97, Standard Test Methods for Determining Average Grain Size Using Semiautomatic and Automatic Image Analysis. USA: ASTM INTERNATIONAL; 2015.
- 15 KRAUSS, G. *Steels: Processing, Structure and Performance*. ASM International, 2005.
- 16 ISHIDA, K. Calculation of the effect of alloying elements on the Ms temperature in steels. *Journal of Alloys and Compounds*, v.220, p.126-131, 1995.
- 17 GAO, Q; WANG, C; QU, F; WANG, Y; QIAO, Z. Martensite transformation kinetics in 9Cr-1.7W-0.4Mo-Co ferritic steel. *Journal of alloys and compounds*, v.610, p.322-330, 2014.
- 18 GAO, Q; LIU, Y; DI, X; YU, L; YAN, Z. Martensite transformation in the modified high Cr ferritic heat-resistant steel during continuous cooling. *Journal of Materials Research*, v.27, n.21, p.2779-2789, 2012
- 19 PHADHAN, R; ANSELL, G.S. Kinetics of the Martensite Transformation in Athermal Fe-C-N-Cr Alloys. *Metallurgical Transactions A*, v.9A, p.793-801, 1978.
- 20 PRAWOTO, Y; JASMAWATI, N; SUMERU, K. Effect of prior austenite grain size on the morphology and mechanical properties of martensite in medium carbon steel. *Materials and technology*, v.28, n.5, p.461-466, 2012.