

# CINÉTICA DE TRANSFORMAÇÃO DE FASES DE UM AÇO C-Mn UTILIZADO NA FABRICAÇÃO DE TUBO SEM COSTURA\*

Ana Paula da Silva Lima<sup>1</sup>  
Geraldo Lúcio de Faria<sup>2</sup>  
Luiz Cláudio Cândido<sup>2</sup>  
Vicente Braz Trindade Filho<sup>2</sup>

## Resumo

Os aços C-Mn são comumente empregados para a produção de tubos na indústria de gás e óleo. No entanto, os processos tecnológicos estão sendo continuamente modificados pelo aumento da demanda por aços com boa combinação de alta resistência mecânica e alta tenacidade. Com o propósito de conseguir prever e aperfeiçoar a microestrutura final e alcançar as propriedades desejadas em materiais processados termicamente, estudos sobre cinética de transformação de fase e produtos de transformação da austenita em resfriamento contínuo são de grande importância do ponto de vista industrial. Neste contexto, este trabalho apresenta a caracterização microestrutural de um aço C-Mn no estado de entrega e submetido a diferentes taxas de resfriamento após a sua austenitização a 920°C. Com o emprego de ensaios dilatométricos em conjunto com a microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura e ensaios de microdureza, o diagrama de Transformação em Resfriamento Contínuo (TRC) foi determinado. A cinética de transformação de fases foi estudada utilizando-se o modelo JMAK.

**Palavras-chave:** Aços C-Mn; Tubo sem costura; Diagrama TRC; Cinética de transformação de fases.

## KINETICS OF PHASE TRANSFORMATIONS OF A C-Mn STEEL USED IN THE MANUFACTURE OF SEAMLESS PIPE

### Abstract

*The C-Mn steels are commonly used for production of pipes in the gas and oil industry. However, technological processes are continually modified by the increased demand for steels with high strength-toughness combination. Aiming to predict and to improve the final microstructure and achieve the desired properties in thermally processed materials, research works about kinetic of phase transformations and products of austenite in continuous cooling are of great importance from the industrial point of view. In this context, this work presents the microstructural characterization of a C-Mn steel in the as-rolled state and submitted to different cooling rates after its austenitization at 920°C. Using dilatometric tests in conjunction with optical microscopy, scanning electron microscopy and microhardness tests, the continuous-cooling-transformation (CCT) diagram was determined. The kinetics of phase transformations was studied using the JMAK model.*

**Keywords:** C-Mn steels; Seamless pipe; CCT diagram; Kinetic of phase transformations.

<sup>1</sup> Mestranda em Engenharia de Materiais, REDEMAT, Universidade Federal de Ouro Preto (UFOP), Ouro Preto, MG, Brasil.

<sup>2</sup> Doutor, Professor, DEMET, REDEMAT, UFOP, Ouro Preto, Minas Gerais, Brasil..

## 1 INTRODUÇÃO

Nas últimas décadas, os aços para tubos têm sido submetidos a um extensivo desenvolvimento devido ao constante aumento da demanda por aços com boa combinação de elevada resistência mecânica e boa tenacidade. Esta exigência está relacionada ao crescente consumo de energia produzida a partir do petróleo e do gás natural no mundo, levando à exploração de poços cada vez mais profundos e o transporte de seus produtos por distâncias cada vez maiores [1-4]. Para alcançar essa demanda é necessário que o tubo tenha grandes diâmetros, espessura de parede relativamente grande e trabalhe sob elevadas pressões internas a fim de melhorar a eficiência no transporte [3-6].

Do ponto de vista industrial, é de grande importância que se tenha conhecimento sobre a cinética de transformação de fases e os produtos de transformação da austenita em resfriamento contínuo para uma melhor compreensão do comportamento do aço e os efeitos dos parâmetros de processamento do mesmo [7-8]. Dessa maneira, é possível prever e aperfeiçoar a microestrutura final e alcançar as propriedades mecânicas e metalúrgicas desejadas em materiais processados termicamente [9].

A equação Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) [10,11] pode descrever muito bem transformações de fases, em condições isotérmicas, envolvendo nucleação e crescimento de novas fases por meio de difusão de elementos. No entanto, muitos autores aplicaram esta equação para estudar a cinética de transformação em condições não isotérmicas obtendo resultados satisfatórios [12-17].

Em geral, a dilatométrica é um método poderoso para a análise da cinética de transformação em estado sólido, medindo a variação do comprimento da amostra em função da temperatura. Por intermédio das curvas dilatométricas é possível determinar as temperaturas críticas de transformação e estabelecer uma relação entre as frações volumétricas dos microconstituintes, a temperatura e o tempo de transformação [18-22].

Neste contexto, este trabalho buscou, por meio de ensaios dilatométricos e da utilização da adaptação da equação JMAK para resfriamento contínuo, caracterizar a cinética de transformação de fases e determinar o diagrama TRC de um aço C-Mn utilizado na fabricação de tubos sem costura de grande espessura de parede (30mm).

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

### 2.1 Materiais

Nesse trabalho, foi estudado um tubo de aço C-Mn produzido pelo Processo Mannesmann de laminação a quente dando origem a um tubo com diâmetro externo de 273mm e espessura de parede igual a 30mm. Este aço atende às especificações de composição química requeridas pela Norma API 5L [23] para o grau X80, sendo as concentrações máximas para cada elemento de 0,18%C; 1,90% Mn; 0,15%Nb+Ti+V; 0,45%Si; 0,015%S; 0,025%P; 0,50%Cu; 0,50%Cr; 1,00%Ni; 0,50%Mo e 0,004%B.

### 2.2 Procedimentos Experimentais

#### 2.2.1 Ensaios de dilatométrica

Foram retiradas amostras da seção transversal da parede do tubo, localizadas a 6mm da borda externa. Os ensaios de dilatométrica foram feitos aplicando-se ciclos térmicos em corpos de prova cilíndricos com 10mm de comprimento e 3mm de diâmetro. O equipamento utilizado foi um dilatômetro de têmpera R.I.T.A L78 com termopar do tipo K. O aço foi aquecido a uma taxa de 3°C/s até a temperatura de austenitização de 920°C durante 3min. O aço então foi resfriado até a temperatura ambiente sob 12 diferentes taxas de resfriamento: 100°C/s, 50°C/s, 25°C/s, 20°C/s, 15°C/s, 10°C/s, 7°C/s, 5°C/s, 3°C/s, 2°C/s, 1°C/s e 0,5°C/s. Para determinação das microdurezas dos corpos de prova de dilatométrica, foram feitas 10 indentações aleatórias em cada amostra, com carga de 200gf aplicada por 5s, utilizando um microdurômetro Pantec.

A partir de uma análise prévia dos resultados obtidos nos ensaios dilatométricos, algumas amostras, submetidas a taxas de resfriamento específicas, foram preparadas para análise microestrutural.

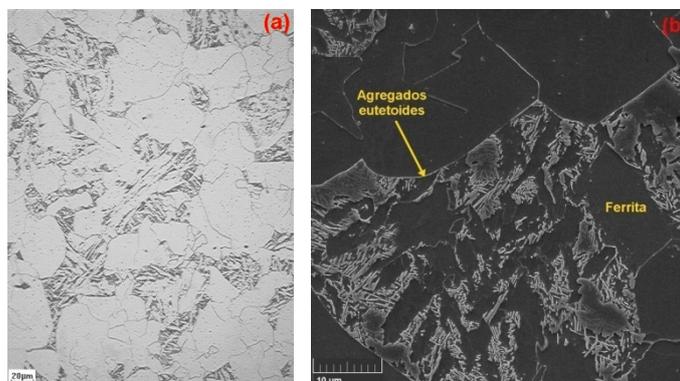
## 2.2.2 Caracterização microestrutural

A região onde foram retirados os corpos de prova de dilatométrica, no estado de entrega, e os corpos de prova resfriados a 100°C/s, 50°C/s, 20°C/s, 7°C/s e 2°C/s foram caracterizados microestruturalmente. As amostras foram submetidas ao procedimento padrão de preparação metalográfica [24] e atacadas com Nital 2%. A análise microestrutural foi realizada por microscopia óptica usando-se um microscópio óptico Leica DM2700M. A microscopia eletrônica de varredura foi realizada com um microscópio Vega3 Tescan.

## 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 3.1 Caracterização Microestrutural do Estado de Entrega

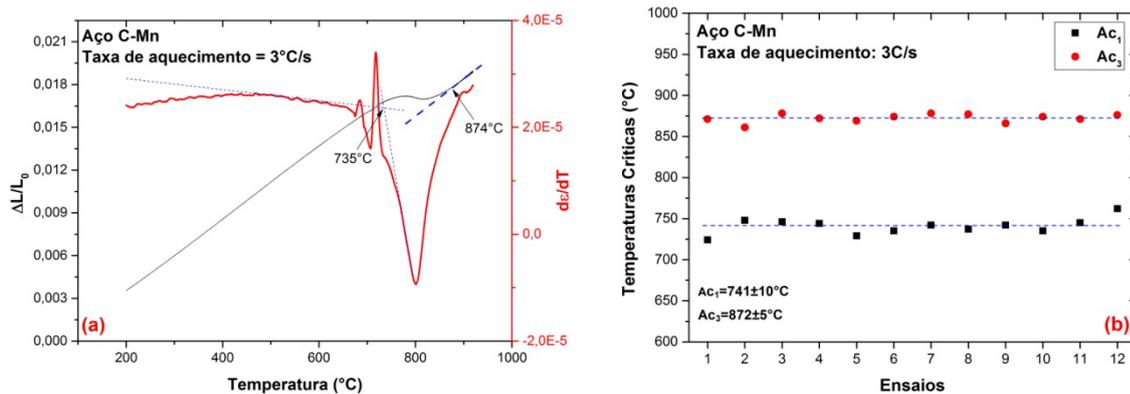
A Figura 1 apresenta a microestrutura da região analisada no estado de entrega. Pode-se observar que o aço é constituído por ferrita (parte clara) e agregados eutetoides (parte escura), o que está de acordo com outros aços de composição química semelhante encontrados na literatura [25,26].



**Figura 1.** Micrografias do aço estudado no estado de entrega. (a) Ferrita (parte clara) e agregados eutetoides (parte escura), 400x, MO. (b) 5000x, MEV. Ataques Nital 2%.

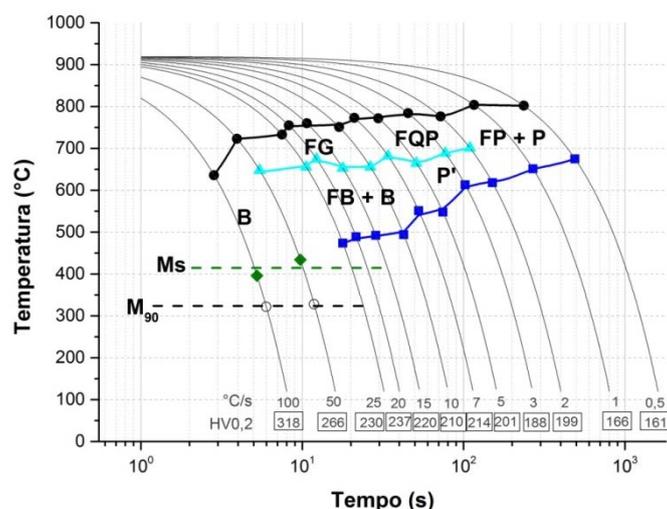
### 3.2 Determinação Experimental do Diagrama TRC

A Figura 2-a apresenta, a título de ilustração, uma curva dilatométrica de austenitização durante aquecimento contínuo a 3°C/s e sua derivada de primeira ordem. A partir destes dados, fazendo-se uso do método das derivadas e do método dos desvios mínimos [12,13,16,17], foi possível determinar as temperaturas críticas ( $Ac_1$  e  $Ac_3$ ) do aço estudado. Este procedimento foi executado em 12 corpos de prova e a Figura 2-b apresenta as temperaturas críticas obtidas para cada um dos ensaios, assim como os valores médios para o aço em questão. As temperaturas médias  $Ac_1$  e  $Ac_3$  determinadas são 741°C e 872°C, respectivamente.

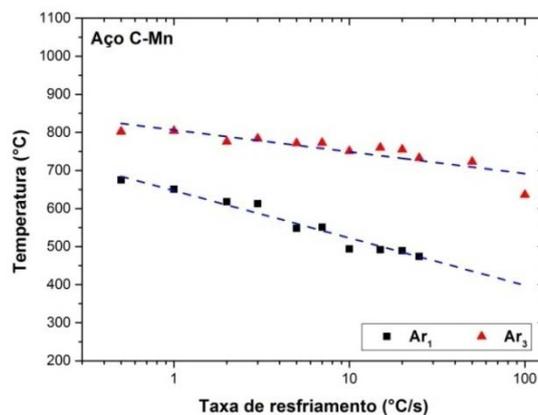


**Figura 2.** (a) Exemplo de curva dilatométrica e sua derivada obtida na austenitização e (b) temperaturas críticas ( $Ac_1$  e  $Ac_3$ ) determinadas para o aço estudado durante o aquecimento contínuo a uma taxa de 3°C/s.

Curvas semelhantes à da Figura 2-a foram obtidas durante o resfriamento e as temperaturas críticas referentes à decomposição da austenita ( $Ar_1$  e  $Ar_3$ ) foram determinadas utilizando as mesmas metodologias empregadas para o estudo no aquecimento. Após a determinação das temperaturas críticas de transformação para cada taxa de resfriamento, foi determinado o diagrama TRC que está apresentado na Figura 3. Nota-se na figura que o aumento da velocidade de resfriamento é acompanhado de uma diminuição das temperaturas de início e fim de decomposição da austenita em ferrita e agregados eutetóides (Figura 4).



**Figura 3.** Diagrama TRC do aço C-Mn estudado e os valores de microdureza obtidas para cada taxa de resfriamento. FP – Ferrita poligonal, P – perlita, P' – perlita degenerada, FQP – ferrita quase poligonal, FG – ferrita granular, FB – ferrita bainítica, B – bainita, Ms – início de transformação martensítica.



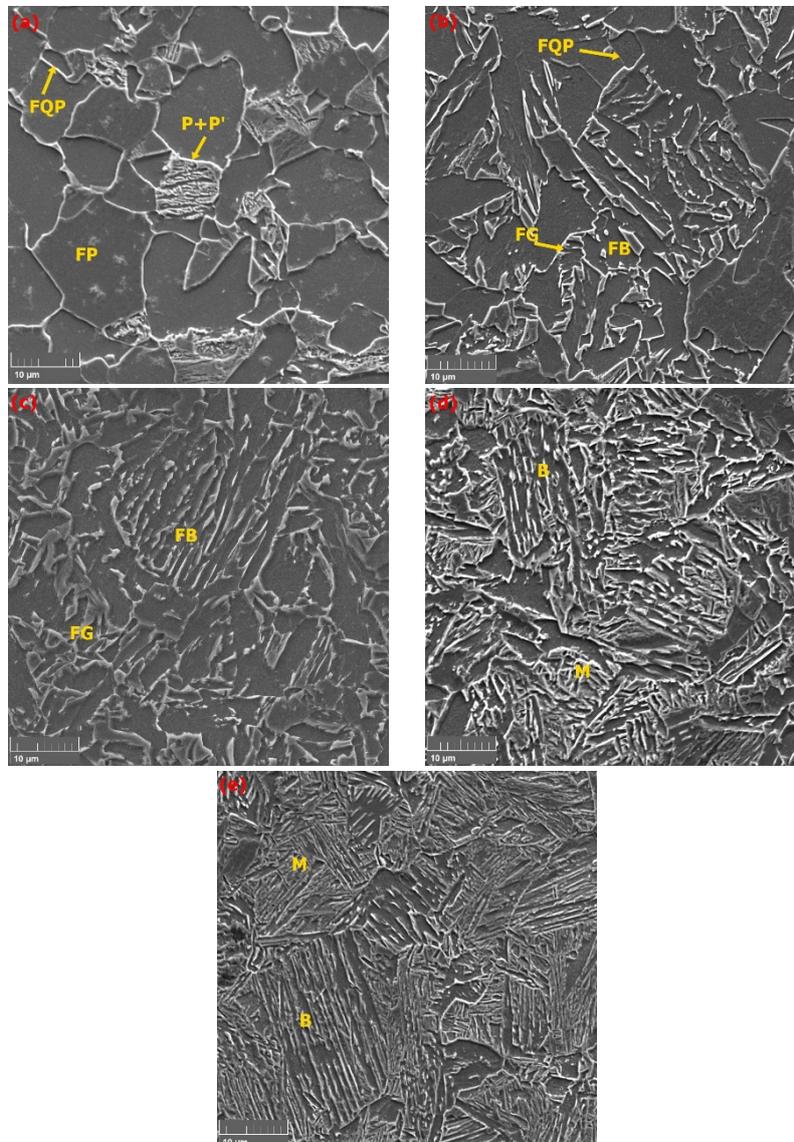
**Figura 4.** Efeito da taxa de resfriamento sobre as temperaturas de início (Ar<sub>3</sub>) e fim (Ar<sub>1</sub>) de decomposição da austenita do aço estudado.

Observou-se também que o aço apresentou microestruturas de ferrita poligonal (FP) e perlita (P) a taxas de resfriamento inferiores a 5°C/s. Acima desta taxa, a ferrita passa a assumir as morfologias de ferrita quase poligonal (FQP) e ferrita granular (FG) enquanto a perlita degenerada (P'), ferrita bainítica (FB) e bainita (B) se formam no lugar da perlita. Para taxas de resfriamento entre 25°C/s a 50°C/s foram obtidas microestruturas de ferrita granular, ferrita bainítica, coexistindo também bainita e martensita (M). Para taxa de resfriamento de 100°C/s a microestrutura é formada por bainita e martensita.

Em outros trabalhos encontrados na literatura que estudaram a decomposição da austenita em diferentes taxas de resfriamento de aços de composição química semelhante ao estudado aqui, também foi observada a evolução da ferrita poligonal para ferrita quase poligonal, ferrita granular e ferrita bainítica à medida que a taxa de resfriamento é aumentada. No trabalho de Isast et al. [27], foi relatado que as taxas de resfriamento mais baixas que 0,5°C/s promove a formação de FP. As microestruturas transformadas contendo FG e FQP podem ser alcançadas pelas taxas de resfriamento de 1°C/s a 20°C/s. FB é formada a taxas de resfriamento maiores que 20°C/s simultaneamente com FG e FQP. Já no trabalho de Cizek et al. [28], a presença de FP na microestrutura foi restrita para taxas de resfriamento abaixo de 1°C/s. Para a taxa de resfriamento de 0,3°C/s, a formação de FP foi seguida pela conversão da austenita não transformada em FG. A formação da mistura de FQP e FG foi observada em um intervalo largo de taxas de resfriamento de 1°C/s a 34°C/s. Quanto a formação de agregados eutetoides, a perlita foi totalmente suprimida a taxa de 2°C/s no trabalho de Isast et al. [27] e a taxa de 0,3°C/s no trabalho de Cizek et al. [28]. O desaparecimento da perlita é devido ao menor efeito do grau de superresfriamento da austenita. Quanto maior a taxa de resfriamento, a austenita se mantém presente até temperaturas cada vez menores, onde a energia e o tempo disponível para a difusão de átomos de carbono, que controlam a cinética de transformação perlítica, é insuficiente para propiciar o crescimento lamelar de ferrita e cementita. No trabalho de Cizek et al. [28], a uma taxa de resfriamento de 95°C/s, a microestrutura de transformação foi dominada por bainita acompanhada por uma pequena quantidade de martensita. No entanto, no trabalho de Isast et al. [27], mesmo para altas taxas de resfriamento (100°C/s e 200°C/s) não foram observadas a presença de bainita e de martensita, ao contrário do encontrado no presente estudo.

### 3.3 Caracterização Microestrutural dos Corpos de Prova de Dilatometria e Microdureza

A Figura 5 apresenta as microestruturas dos corpos de prova de dilatometria submetidos às taxas de 2°C/s, 7°C/s, 20°C/s, 50°C/s e 100°C/s. A microestrutura final obtida sob taxa de resfriamento de 2°C/s apresenta FP, FQP, P e P'. Na microestrutura do corpo de prova submetido à taxa de resfriamento de 7°C/s, pode-se observar que a ferrita se forma majoritariamente como FQP, com pequena fração de FG e FB. Para a taxa de resfriamento de 20°C/s a ferrita é majoritariamente granular (FG) e há formação mais expressiva de FB. Para a taxa de resfriamento de 50°C/s nota-se que há FB, FG e B coexistindo com M e, por fim, para a taxa de resfriamento de 100°C/s a microestrutura é majoritariamente M, com pequena fração de bainita. Na Figura 6 estão apresentados os valores de microdureza com relação às taxas de resfriamento, evidenciando que as mudanças microestruturais causadas pelas taxas de resfriamento são acompanhadas pelo aumento da microdureza.



**Figura 5.** Microestruturas dos corpos de prova de dilatometria austenizados a 920°C e resfriados a (a) 2°C/s, (b) 7°C/s, (c) 20°C/s, (d) 50°C/s e (e) 100°C/s. FP – Ferrita poligonal, P – perlita, P' – perlita degenerada, FQP – ferrita quase poligonal, FG – ferrita granular, FB – ferrita bainítica, B – bainita, M – martensita. MEV.

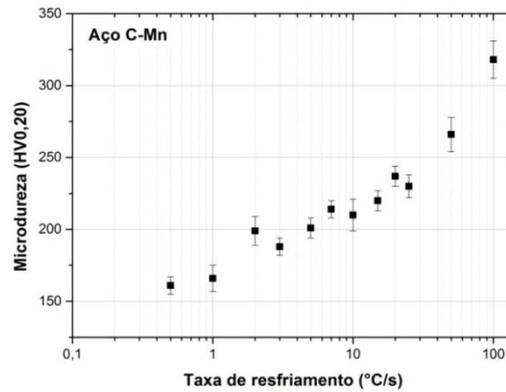


Figura 6. Microdureza média das amostras submetidas aos ensaios de dilatométrica.

### 3.4 Cinética de Transformações de Fases

Com os dados das curvas dilatométricas e empregando-se a regra da alavanca, realizou-se o estudo da cinética de transformação de fases do aço no aquecimento e no resfriamento contínuo. Os dados obtidos foram ajustados à equação JMAK para descrever a cinética de formação e decomposição da austenita.

No aquecimento contínuo, determinou-se a fração volumétrica de austenita formada em função do tempo para a taxa de aquecimento de 3°C/s. A Figura 7 apresenta a curva média de cinética de austenitização. Observa-se que a curva apresenta um comportamento sigmoidal, a qual pôde ser ajustada à equação JMAK (Equação 1) [12,13].

$$Y = 1 - \exp(-k \cdot t^n) \quad (1)$$

onde k e n são parâmetros cinéticos, que foram determinados por meio de uma regressão não linear da fração volumétrica da austenita em função do tempo, utilizando o software Origin. A Tabela 1 apresenta os valores dos parâmetros cinéticos obtidos utilizando a regressão não linear e os valores do coeficiente de determinação ( $R^2$ ). O valor de n indica qual o sítio preferencial à nucleação. Para  $n = 2$  o sítio de nucleação preferencial é nas arestas dos grãos [29,30], então com o valor médio de  $n = 2,15$  obtido neste trabalho, o qual é próximo de 2, indica que a nucleação da austenita durante o aquecimento da microestrutura de entrega do aço estudado, ocorre preferencialmente nas arestas dos grãos ferríticos. Já a constante k está relacionada à taxa de transformação de fases, nucleação e crescimento, e o valor médio determinado neste estudo foi de  $1,163 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$  [16, 31].

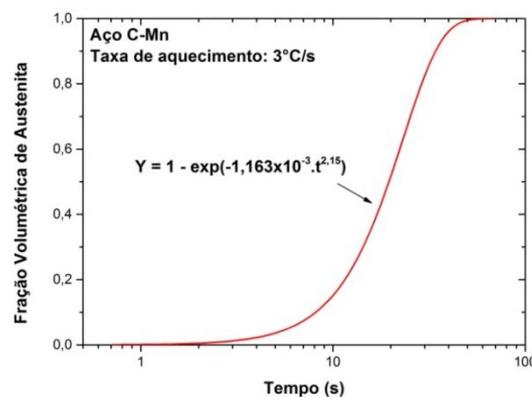


Figura 7. Curva de cinética de austenitização do aço estudado.

**Tabela 1.** Parâmetros cinéticos de formação da austenita e coeficiente de determinação para taxa de aquecimento de 3°C/s.

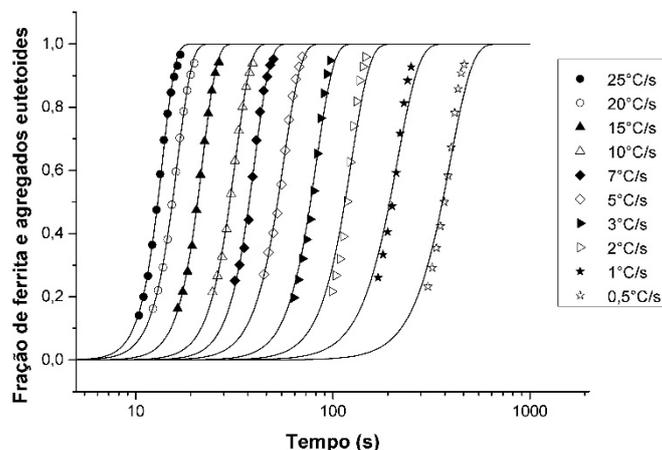
Amostra	k (s <sup>-1</sup> )	n	R <sup>2</sup>	Amostra	k (s <sup>-1</sup> )	n	R <sup>2</sup>
1	3,36 x 10 <sup>-4</sup>	2,40	0,9974	7	1,17 x 10 <sup>-3</sup>	2,14	0,9971
2	1,25 x 10 <sup>-3</sup>	2,12	0,9926	8	1,47 x 10 <sup>-3</sup>	2,07	0,9970
3	1,09 x 10 <sup>-3</sup>	2,13	0,9945	9	1,07 x 10 <sup>-3</sup>	2,18	0,9947
4	5,87 x 10 <sup>-4</sup>	2,32	0,9917	10	1,25 x 10 <sup>-3</sup>	2,08	0,9947
5	5,86 x 10 <sup>-4</sup>	2,25	0,9944	11	1,95 x 10 <sup>-3</sup>	2,01	0,9979
6	1,39 x 10 <sup>-3</sup>	2,07	0,9959	12	1,81 x 10 <sup>-3</sup>	2,06	0,9954

No resfriamento contínuo, determinou-se a fração volumétrica de ferrita e agregados eutetóides formados em função do tempo para cada taxa de resfriamento. A Tabela 2 apresenta os valores dos parâmetros cinéticos obtidos utilizando a regressão não linear da Equação 1 a estes dados e os valores do coeficiente de determinação. Apesar desta equação ter sido deduzida para condições isotérmicas, observa-se que a constante k mantém uma relação de crescimento com o aumento da taxa de resfriamento, podendo manter assim uma relação com a velocidade de transformação. Os valores de n variaram com o aumento da taxa de resfriamento, ficando entre, aproximadamente, 4 e 8. Deve-se destacar que os valores de n encontrados se afastam daqueles para sistemas isotérmicos, onde n admite valores abaixo de 4[29].

**Tabela 2.** Parâmetros cinéticos de formação da ferrita e agregados eutetóides e coeficiente de determinação para cada taxa de resfriamento.

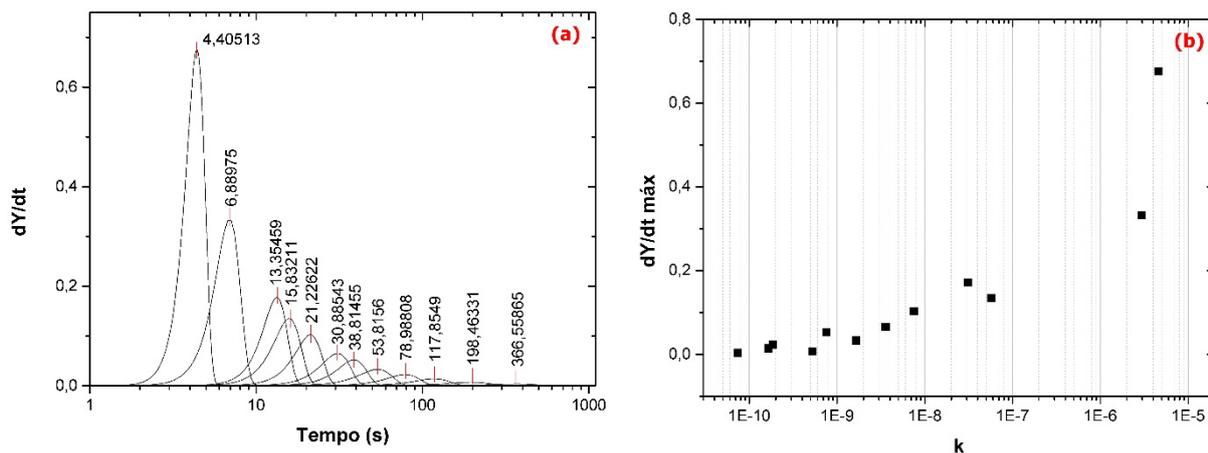
Taxa de resfriamento (°C/s)	k (s <sup>-1</sup> )	n	R <sup>2</sup>	Taxa de resfriamento (°C/s)	k (s <sup>-1</sup> )	n	R <sup>2</sup>
0,5	7,43 x 10 <sup>-11</sup>	3,90	0,9322	10	3,59 x 10 <sup>-9</sup>	5,61	0,9987
1	5,28 x 10 <sup>-10</sup>	3,98	0,9539	15	7,52 x 10 <sup>-9</sup>	6,06	0,9991
2	1,64 x 10 <sup>-10</sup>	4,67	0,9348	20	5,72 x 10 <sup>-8</sup>	5,97	0,9991
3	1,87 x 10 <sup>-10</sup>	5,07	0,9776	25	3,12 x 10 <sup>-8</sup>	6,61	0,9979
5	1,64 x 10 <sup>-9</sup>	5,02	0,9959	50	2,96 x 10 <sup>-6</sup>	6,49	0,9994
7	7,54 x 10 <sup>-10</sup>	5,69	0,9952	100	4,63 x 10 <sup>-6</sup>	8,20	0,9986

A Figura 8 apresenta as curvas de cinética de formação da ferrita e agregados eutetóides para cada taxa de resfriamento estudada. Observa-se que os dados experimentais se ajustam bem à Equação JMAK.



**Figura 8.** Curvas de cinética de formação da ferrita e agregados eutetóides para cada taxa de resfriamento estudada.

As velocidades instantâneas de transformação em função do tempo foram calculadas para cada taxa de resfriamento empregada e estão apresentadas na Figura 9-a. Pode ser observado que para todas as taxas de resfriamento, as curvas apresentaram um comportamento de função de pico (conhecida como curva de Tammann) [32], ou seja, a velocidade de transformação aumenta continuamente até um valor máximo e, depois, diminui até o fim da transformação. No início da transformação, à medida que a temperatura diminui, a fração de átomos com energia térmica alta o suficiente para permitir que eles superem a barreira de ativação será maior que a fração esperada em condições de equilíbrio, favorecendo a velocidade de transformação. No entanto, seguindo o resfriamento, à medida que se atinge temperaturas de transformação muito baixas, a energia disponível para a mobilidade atômica é reduzida, diminuindo, assim, a velocidade de transformação [20]. A Figura 9-b apresenta um gráfico que relaciona as velocidades máximas de transformação encontradas com a constante  $k$  de cada taxa (Tabela 2). Nota-se que o logaritmo da constante  $k$  parece manter uma relação exponencial com a velocidade máxima de transformação, indicando, assim, uma outra relação além da Equação de Arrhenius no estudo da cinética de transformações de fases. Esta relação deve ser estudada mais detalhadamente em trabalhos futuros.



**Figura 9.**(a) Velocidades instantâneas em função do tempo. Em destaque, os respectivos tempos para alcançar o valor máximo de velocidade. (b) Valores máximos de velocidade de transformação em função do parâmetro cinético  $k$ .

Utilizando-se os parâmetros determinados pelos ajustes não lineares apresentados na Tabela 2, o diagrama TRC do aço estudado foi simulado, desconsiderando as transformações intermediárias e levando em conta o início da transformação para a fração de ferrita e agregados eutetoides sendo igual a 0,05 e o final sendo 0,95. A Figura 10 apresenta os diagramas TRC experimental e calculado sobrepostos. Pode ser notado que os valores calculados se aproximam dos valores experimentais.

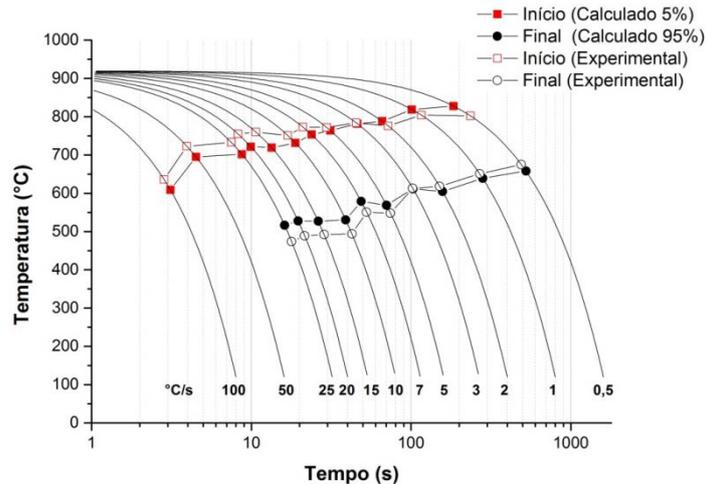


Figura 10. Diagramas TRC experimental e calculado empregando-se a equação JMAK.

## 4 CONCLUSÕES

O aço C-Mn, em seu estado de entrega, possui uma microestrutura constituída por ferrita e agregados eutetoides;

Por meio de análises dilatométricas em conjunto com imagens adquiridas por microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura, assim como dos ensaios de microdureza Vickers, o diagrama TRC do aço estudado foi determinado dentro da faixa de taxas de resfriamento entre 0,5°C/s e 100°C/s;

Para a taxa de aquecimento de 3°C/s, as temperaturas médias de início e fim de transformação austenítica para o aço estudado foram de 741°C e 872°C, respectivamente. A cinética de austenitização deste aço obedece a uma lei exponencial adaptada do Modelo JMAK, sendo os valores médios de  $k$  e  $n$  iguais a  $1,163 \times 10^{-3}$  e 2,15, respectivamente;

Com o aumento da taxa de resfriamento, a ferrita passou a assumir as morfologias de ferrita poligonal para ferrita quase poligonal e ferrita granular, enquanto a perlita degenerada, ferrita bainítica e bainita se formaram no lugar da perlita. Para elevadas taxas de resfriamento, 50°C/s e 100°C/s, foram obtidas microestruturas constituídas majoritariamente por bainita e martensita.

O logaritmo da constante cinética  $k$  parece manter uma relação exponencial com a velocidade máxima de transformação, podendo, futuramente, ser utilizada no estudo da cinética de transformações de fases.

Pelo estudo realizado neste trabalho, a Equação JMAK pode, com boa precisão, ser utilizada para descrever as transformações de fases do aço estudado em processos industriais.

## Agradecimentos

Os autores agradecem à Empresa VSB pela doação do material para a realização do presente estudo, a CAPES e ao CNPq pelo apoio financeiro.

## REFERÊNCIAS

- 1 HILLENBRAND, H. G.; KALWA, C. Production and Service Behavior of High Strength Large Diameter Pipe. In: Proceedings of International Conference on Application and

- Evaluation of High Grade Linepipes in Hostile Environments; 8-9 Nov; Yokohama, Japan. Rating: EUROPIPE; 2002.
- 2 SICILIANO, F.; STALHEIM, D. G.; GRAY, J. M. Modern High Strength Steels for Oil and Gas Transmission Pipelines. In: Proceedings of 7th International Pipeline Conference; 29 Set – 3 Out; Calgary, AB, Canada. Pittsburgh: TMS; 2008.
  - 3 BATALHA, R. L.; GODEFROID, L. B.; FARIA, G. L.; PORCARO, R. R.; CÂNDIDO, L. C.; TRINDADE, V. B. Envelhecimento por deformação em juntas soldadas de tubos de aço API 5L X65Q sem costura. Soldagem & Inspeção, v. 20, n. 3, p. 324-332, 2015.
  - 4 GODEFROID, L. B.; SENA, B. M.; TRINDADE, V. B. Evaluation of Microstructure and Mechanical Properties of Seamless Steel Pipes API 5L Type Obtained by Different Processes of Heat Treatments. Materials Research, v. 20, n. 2, p. 214-522. 2017.
  - 5 TRINDADE, V. B.; ALVES, S. M. S.; CÂNDIDO, L. C.; DE FARIA, G. L.; PORCARO, R. R. Características Microestruturais e Mecânicas ao Longo da Seção Transversal de Juntas Soldadas em Multipasses pelo Processo GMAW de um Aço API 5L X65Q. Soldagem & Inspeção, v.22, n.2, p.217-227, 2017.
  - 6 XU, Q.; GONG, S.; HU, Q. Collapse analyses of sandwich pipes under external pressure considering inter-layer adhesion behaviour. Marine Structures. v.50, p.72-94, 2016.
  - 7 KRAUSS, G. Steels: heat treatment and processing principles. Ohio: ASM International, 1990.
  - 8 MORITO S.; YOSHIDA H.; MAKI T.; HUANG X. Effect of block size on the strength of lath martensite in low carbon steels. Materials Science & Engineering A, v.438-440, p.237-240, 2006.
  - 9 TSZENG, T. C.; SHI, G. A global optimization technique to identify overall transformation kinetics using dilatometry data—Applications to austenitization of steels. Materials Science and Engineering: A, v. 380, n. 1-2, p. 123-136, 2004.
  - 10 AVRAMI, M. Kinetics of phase change. II transformation-time relations for random distribution of nuclei. The Journal of Chemical Physics, v. 8, n. 2, p. 212-224, 1940.
  - 11 JOHNSON, W.; MEHL, R.. Reaction kinetics in processes of nucleation and growth. Transactions of the Metallurgical Society of AIME, v. 135, p. 416-442, 1939.
  - 12 DE ANDRÉS, C. G.; CABALLERO, F. G.; CAPDEVILA, C.; ALVAREZ, L. F. Application of dilatometric analysis to the study of solid–solid phase transformations in steels. Materials Characterization, v. 48, n. 1, p. 101-111, 2002.
  - 13 ZHAO, J. Z.; MESPLONT, C.; DE COOMAN, C. Calculation of the phase transformation kinetics from a dilatation curve. Journal of Materials Processing Technology, v. 129, n.1-3, p. 345-348, 2002.
  - 14 LIU, F.; YANG, C.; YANG, G.; ZHOU, Y. Additivity rule, isothermal and non-isothermal transformations on the basis of an analytical transformation model. Acta Materialia, v. 55, n. 15, p. 5255-5267, 2007.
  - 15 SINGH, S. B.; KRISHNAN, K.; SAHAY, S. S. Modeling non-isothermal austenite to ferrite transformation in low carbon steels. Materials Science and Engineering: A, v. 445, p. 310-315, 2007
  - 16 LOPES, M. M. B.; COTA, A. B. A study of isochronal austenitization kinetics in a low carbon steel. Rem: Revista Escola de Minas, v. 67, n. 1, p. 61-66, 2014.
  - 17 FARIA, G. L.; CARDOSO, R. A.; LINO, J. J. P. Efeito da Composição Química sobre a Cinética de Transformação de Fases de Aços Baixo Carbono Microligados Laminados pelo Processo Steckel. In: 54º Seminário de Laminação e Conformação, p. 222-235. São Paulo, 2017.
  - 18 ZHAO, J. Z.; MESPLONT, C.; De COOMAN, B. C. Kinetics of phase transformations in steels: a new method for analyzing dilatometric results. ISIJ international, v. 41, n. 5, p. 492-497, 2001.
  - 19 FARAHAT, A. I. Z. Dilatometry determination of phase transformation temperatures during heating of Nb bearing low carbon steels. Journal of Materials Processing Technology, v. 204, n. 1-3, p. 365-369, 2008.

- 20 ALMEIDA, G. M. R. D.; DAFÉ, S. S. F. D.; OLIVEIRA, F. L. G. D.; COTA, A. B. Modelagem da formação não isotérmica da austenita em um aço de baixo carbono. Rem: Revista Escola de Minas, v. 63, n. 2, 2010.
- 21 PARK, B. J.; CHOI, J. M; LEE, K. J. Analysis of phase transformations during continuous cooling by the first derivative of dilatation in low carbon steels. Materials Characterization, v. 64, p. 8-14, 2012.
- 22 LIU, G.; LI, J.; ZHANG, S.; WANG, J.; MENG, Q. Dilatometric study on the recrystallization and austenization behavior of cold-rolled steel with different heating rates. Journal of Alloys and Compounds, v. 666, p. 309-316, 2016.
- 23 American Petroleum Institute. Specification for Line Pipe. ANSI/API Specification 5L, 45ª Ed. Washington: American Petroleum Institute; 2012.
- 24 American Society for Testing and Materials. ASTM E3-11: Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens, 2017.
- 25 GONZÁLEZ, M. F. R.; LANDGRAF, F. J.G.; GOLDENSTEIN, H.; GORNI, A.A. Curva TRC e sua caracterização microestrutural para um aço microligado para tubos API 5L-X80. In: 18º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência de Materiais - CBECIMAT. nov. Porto de Galinhas, PE, Brasil; 2008.
- 26 ARAÚJO, L. C. S.; CÂNDIDO, L. C.; TRINDADE, V. B.; PORCARO, R. R. Avaliação da Influência de Tratamentos Térmicos Pós-Soldagem Sobre a Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Juntas de um Aço API 5L X70Q. Soldagem & Inspeção, v.20, n.2, p.171-179, 2015.
- 27 ISASTI, N.; JORGE-BADIOLA, D.; TAHERI, M.L. e URANGA, P. Phase Transformation Study in Nb-Mo Microalloyed Steels Using Dilatometry and EBSD Quantification. Metallurgical e Materials Transactions A, v. 44A, p. 3552-3563, 2013.
- 28 CIZEK, P.; WYNNE, B.P.; DAVIES, C.H.J.; HODGSON, P.D. The Effect of Simulated Thermomechanical Processing on the Transformation Behavior and Microstructure of a Low-Carbon Mo-Nb Linepipe Steel. Metallurgical And Materials Transactions A. v.46A, p.407-425, 2015.
- 29 CAHN, J. W. The kinetics of grain boundary nucleated reactions. Acta metallurgica, v. 4, n. 5, p. 449-459, 1956.
- 30 MARTHINSEN, K. e RYUM, N. Transformation kinetics and microstructure for grain boundary nucleated recrystallization in two dimensions. Acta materialia, v. 45, n. 3, p. 1127-1136, 1997.
- 31 LOPES, M. M. B. Efeito da fração de martensita na cinética de formação da austenita em um aço de baixo carbono. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal de Ouro Preto. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais - Rede Temática em Engenharia de Materiais. Ouro Preto. 2012.
- 32 SCHICK, C.; ANDROSCH, R.; SCHMELZER, J. W. P. Homogeneous crystal nucleation in polymers. Journal of Physics: Condensed Matter, v. 29, n. 45, p. 453002, 2017.