

AVALIAÇÃO DO EFEITO DA TEMPERATURA DE AUSTENITIZAÇÃO SOBRE A TEMPERATURA DE INÍCIO DE TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA EM AÇOS EUTETÓIDES DE APLICAÇÃO FERROVIÁRIA

G. L. de Faria⁽¹⁾
L. B. Godefroid⁽¹⁾
L. C. Cândido⁽¹⁾
R. V. Penna⁽¹⁾

⁽¹⁾Campus Universitário do Morro do Cruzeiro, Bauxita.
Ouro Preto-MG, CEP:35400-000
Universidade Federal de Ouro Preto
Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais

RESUMO

Os aços utilizados na confecção de trilhos ferroviários são, em geral, aços eutetóides que são soldados por processos como centelhamento elétrico e aluminotermia. Como o produto desta soldagem consiste em uma forte descontinuidade microestrutural, pesquisadores têm estudado o efeito de tratamentos térmicos pós-soldagem afim de diminuir estes impactos. Uma vez que a obtenção de microestrutura martensítica nestes aços não é desejada, a caracterização das temperaturas de início de transformação (M_s), assim como da cinética de formação da martensita é importante. Este trabalho estudou o efeito da temperatura de austenitização sobre M_s e a cinética de transformação martensítica de três aços de aplicação ferroviária. Foi possível determinar as leis cinéticas que governam a transformação martensítica, assim como determinar as constantes características. Pôde-se observar que, para os aços estudados, o aumento da temperatura de austenitização, assim como o crescimento de grão austenítico, não alteraram significativamente as temperaturas M_s .

Palavras-chave: Temperatura de Austenitização, Transformação Martensítica, Trilhos Ferroviários.

1. INTRODUÇÃO

Atualmente, tem-se observado um aumento crescente na demanda pelo transporte ferroviário de cargas e isto implica em expor as ferrovias a condições cada vez mais severas de solicitação. A necessidade de aumentar o tráfego de composições, a velocidade e a carga transportada por eixo impulsiona o surgimento

de tecnologias específicas para a construção de ferrovias. Um exemplo é o caso da utilização de trilhos longos soldados (TLS)⁽¹⁻⁷⁾.

O emprego de processos de soldagem para junção de trilhos tem sido continuamente ampliado e se tornou uma prática padrão em todo o mundo. Aproximadamente entre 80% e 90% das juntas soldadas de trilhos são produzidas pelo processo de soldagem elétrica por centelhamento (*flash butt welding*)⁽⁸⁾.

A prática de união de trilhos por soldagem introduz na ferrovia pontos mais susceptíveis à nucleação e propagação de trincas por fadiga em regiões de descontinuidade microestrutural na ZTA, com diminuição da dureza, da resistência mecânica e da resistência ao desgaste, além da introdução de tensões residuais que também aceleram os processos de degradação por fadiga⁽⁹⁻¹⁷⁾.

Neste contexto, diversos pesquisadores têm estudado o efeito da adição de elementos de liga nas transformações de fases, na microestrutura e nas propriedades mecânicas de aços de aplicação ferroviária. Um dos focos dos trabalhos recentes é avaliar a possibilidade de alterações nos ciclos térmicos de soldagem visando obter uma microestrutura mais homogênea e com menor nível de tensões residuais⁽¹⁸⁻²⁷⁾.

Durante a soldagem dos trilhos de aços eutetóides, na etapa de resfriamento, uma das preocupações é obter uma microestrutura perlítica fina, sem que ocorra a formação de martensita, visto que a presença desta fase em uma junta soldada de trilho pode acarretar em grande fragilidade do material. Neste contexto, e buscando contribuir com novos dados que auxiliem na busca de adequações dos processos de soldagem, este trabalho se propôs a investigar a influência da temperatura de austenitização sobre a temperatura de início de transformação martensítica (M_s), assim como sobre a cinética de formação desta fase em três aços utilizados na fabricação de trilhos ferroviários, sendo um deles da classe *Standard* e dois da classe *Premium*⁽⁶⁾.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

2.1. Materiais

Para a realização deste trabalho três aços utilizados na fabricação de trilhos ferroviários foram utilizados. Um destes aços é classificado segundo a norma AREMA⁽⁶⁾ como do tipo *Standard*, portanto recebeu a denominação S. Os outros

dois são, pela mesma norma, classificados como *Premium* e receberam assim a denominação de P1 e P2.

A Tab. 1 apresenta a composição química dos três aços estudados. Pode-se observar que os três aços possuem elevado teor de C, sendo o P1 o de maior concentração do elemento e o S o de menor. Em relação às concentrações de Mo e V, elementos formadores de carbonetos de elevada estabilidade, não há diferenças significativas entre os três aços, porém em relação aos teores de Mn e Si as diferenças devem ser destacadas. O aço S possui as maiores concentrações de Mn e Si. Já o aço P1 possui a menor concentração de Si, porém a segunda maior concentração de Mn.

Tabela 1 – Composição química dos aços estudados (% em massa).

Aço	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V
S	0,72	1,24	0,54	0,15	0,004	0,22	0,026	0,017	0,003
P1	0,86	0,91	0,26	0,019	0,009	0,218	0,013	-	0,001
P2	0,79	0,88	0,30	0,017	0,004	0,21	0,023	0,017	0,002

A Fig. 1 apresenta as microestruturas típicas destes aços ao microscópio óptico (MO) no estado de entrega, ou seja, amostradas de boletos de trilhos já laminados e em condição de aplicação. Pode-se observar que, como esperado (1,3-7), os três aços possuem microestruturas completamente perlíticas, sendo o trilha P2 o de estrutura mais refinada e o S de estrutura mais grosseira.



Figura 1 - Microestruturas dos aços (a) S; (b) P1; (c) P2 - MO - 500x - Nital 2%.

2.2. Procedimentos Experimentais

Corpos de prova para ensaios de Dilatometria foram usinados a partir dos boletos dos trilhos fabricados a partir dos três aços. Os corpos de prova são cilindros maciços com diâmetro de 3mm e comprimento de 10mm.

Os corpos de prova foram submetidos a ensaios em um dilatômetro R.I.T.A. L78 da LINSEIS no Laboratório de Tratamentos Térmicos e Microscopia Óptica

(LTM) do DEMET-EM-UFOP. O objetivo deste estudo foi avaliar se existe, para os aços em questão, um efeito significativo da temperatura de austenitização sobre a temperatura de início de transformação martensítica.

Buscado atingir este objetivo, uma metodologia experimental foi proposta e executada. Seis corpos de prova de dilatométrica de cada aço foram aquecidos a uma taxa de 2°C/s até a temperatura de austenitização, onde permaneceram por um minuto. Em seguida, todos foram resfriados com uma taxa de resfriamento de 100°C/s. O diferencial entre os seis ensaios foi a temperatura de austenitização. Cada corpo de prova foi austenitizado em uma temperatura diferente. As temperaturas utilizadas foram: 800, 850, 900, 950, 1000 e 1050°C.

Em cada ensaio, a curva de dilatação (ΔL) versus temperatura foi monitorada durante o resfriamento e os valores de deformação ($\Delta L/L_0$) foram calculados. As curvas então obtidas foram analisadas na região da expansão volumétrica da estrutura, decorrente da transformação martensítica.

As temperaturas de início de transformação martensítica (M_s) foram determinadas pelo método das tangentes e a fração de martensita formada foi calculada por meio de modelos cinéticos que empregam o conceito da regra da alavanca nas curvas de dilatação. Para cada um dos aços, amostras austenitizadas a 800°C, 900°C e 1050°C e temperadas (100°C/s) foram metalograficamente preparadas e atacadas com o reativo de Éter (50mL de éter etílico, 80mL de água destilada, 10mL de detergente, 2 gotas de HCl e 3g de ácido pícrico) com o objetivo de se revelar os grãos austeníticos prévios e se avaliar a influência da temperatura de austenitização sobre o tamanho de grão austenítico prévio.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Fig.2 apresenta um comparativo entre as curvas de expansão dilatométrica obtidas durante os resfriamentos partir de estruturas completamente austenitizadas a 800°C, 900°C e 1050°C para os três aços estudados. Destaca-se que estas curvas foram obtidas e analisadas para todas as temperaturas citadas anteriormente (800, 850, 900, 950, 1000 e 1050°C), mas para fins de simplificar a apresentação dos resultados neste artigo, apenas a manipulação de dados da menor, de uma intermediária e da máxima temperatura de austenitização é apresentada.

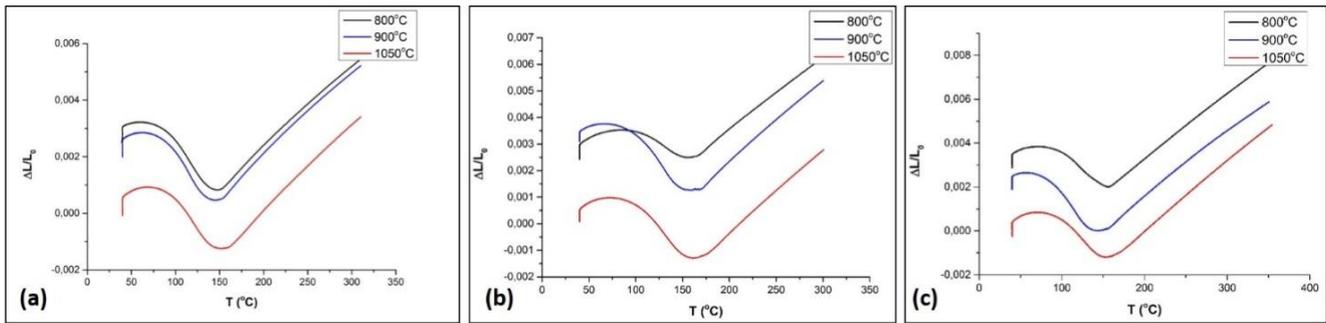


Figura 2 - Curvas dilatométricas indicando a expansão decorrente da transformação martensítica a partir de estruturas completamente austenitizadas nas temperaturas de 800°C, 900°C e 1050°C (a) S; (b) P1; (c) P2.

Pode-se observar, para os três aços, que não há significativa variação das temperaturas de início da expansão volumétrica da estrutura em função das diferentes temperaturas de austenitização e nem dos valores absolutos das expansões que foram, em média, de $\Delta\varepsilon = 2,3 \times 10^{-3}$. Observa-se ainda que com o aumento da temperatura de austenitização, as contrações volumétricas durante o resfriamento foram mais intensas. Isto pode ser explicado pelo fato desta contração linear ser governada pela lei de expansão/contração térmica da termodinâmica, onde ΔL é diretamente proporcional ao gradiente de temperatura ΔT , tanto no aquecimento quanto no resfriamento, como descreve a Eq. (A)^(23,25,27).

$$\Delta L = L_0 \cdot \alpha \cdot \Delta T \quad (A)$$

Por meio da aplicação do método das tangentes nas curvas de expansão, para cada uma das temperaturas de austenitização estudadas, foi possível determinar as temperaturas de início de transformação martensítica (M_s) dos aços estudados, resfriados a 100°C/s, como uma função da temperatura de austenitização.

A Fig.3 apresenta os resultados obtidos. Pode-se observar que, para os três aços em questão, não há significativa influência da temperatura de austenitização sobre a temperatura M_s . Esta afirmação é verdadeira visto que as variações de M_s em função da temperatura de austenitização não ultrapassaram $\pm 5^\circ\text{C}$, o que está dentro da margem de dispersão do ensaio.

Nota-se ainda que, ao se comparar os aços, a diferença entre as temperaturas M_s é muito pequena. Isto pode ser explicado em função da diferença de composição química dos aços. Como descreve a literatura, o carbono equivalente (C_{eq}) tem forte influência sobre o M_s ^(18, 21). Fazendo-se uso da Eq. (B) pôde-se

observar que os valores de carbono equivalente são muito próximos: S ($C_{eq}=1,12\%$), P1 ($C_{eq}=1,12\%$) e P2 ($C_{eq}=1,06\%$).

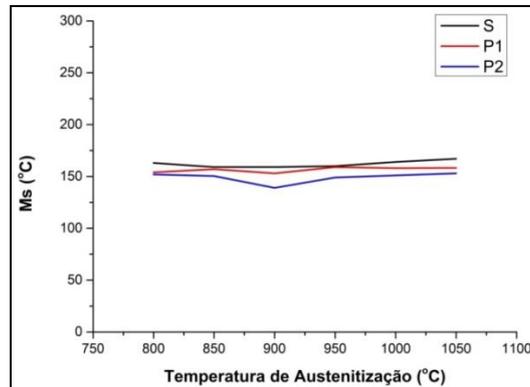


Figura 3 – Efeito da temperatura de austenitização sobre as temperaturas de início de transformação martensítica (M_s) dos aços S, P1 e P2.

$$C_{eq} (\%) = \%C + \%Si/4 + \%Mn/6 + (\%Mo + \%Cr + \%V)/5 + (\%Ni + \%Cu)/15 \quad (B)$$

Buscando confirmar este fato, os dados dos ensaios de dilatométria referentes às temperaturas de 800°C, 900°C e 1050°C, foram melhor explorados. Cada uma das curvas de expansão dilatométrica foi matematicamente manipulada, fazendo-se uso de modelos cinéticos que aplicam a regra da alavanca para se calcular a fração de nova fase formada (martensita) em função do tempo, ou da temperatura^(20-23,25-27). Como nos ensaios propostos, não se utilizou ciclos isotérmicos, os ajustes propostos foram em função da temperatura durante o resfriamento contínuo a 100°C/s. A Fig. 4 apresenta os resultados obtidos para os aços S, P1 e P2.

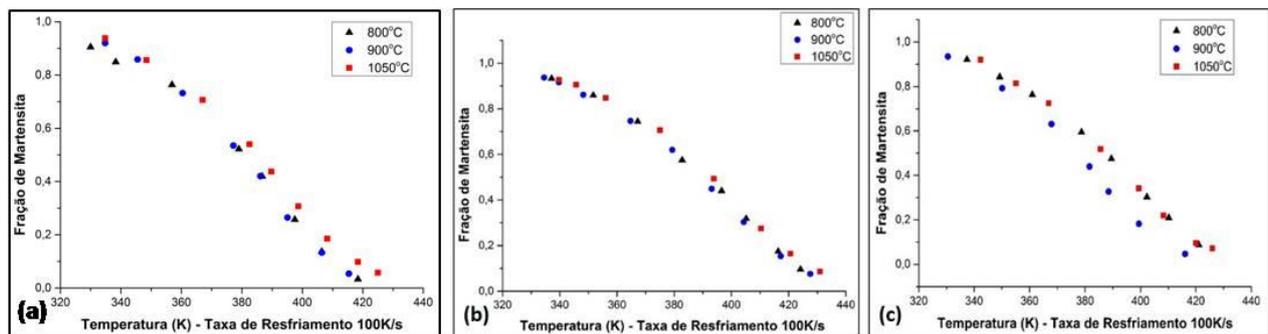


Figura 4 - Comparação da evolução de formação de martensita em função da temperatura durante resfriamento contínuo a 100°C/s (100K/s) para os aços austenitizados a 800°C, 900°C e 1050°C (a) S; (b) P1 (c) P2.

Iterações computacionais foram aplicadas em cada uma das curvas do tipo fração de martensita versus temperatura durante resfriamento com objetivo de se executar um ajuste não linear de um modelo cinético e, então, se obter equações

cinéticas do tipo $f = f(T)$ onde f é a fração de martensita formada e T é a temperatura instantânea durante o resfriamento.

A Fig.5 apresenta um exemplo de um dos resultados obtidos com o ajuste não linear aplicado à temperatura de austenitização de 800°C no aço S. Todas as condições de austenitização dos três aços obedeceram à uma mesma lei cinética do tipo $f = f(T)$, com coeficiente de ajuste R^2 superior a 0,99 (Eq.(C)), onde n , ω e T_0 são constantes de ajuste.

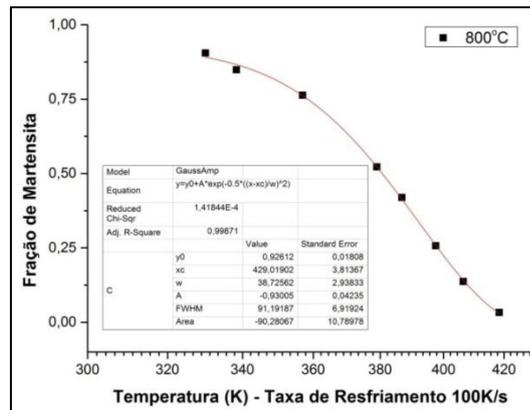


Figura 5 – Ajuste de modelo matemático cinético à transformação martensítica do aço Saustenitizado a 800°C e resfriado a 100°C/s.

$$f = 1 - \exp \left[-0,5 \cdot \left(\frac{T - T_0}{\omega} \right)^n \right] \quad (C)$$

Fazendo,

$$K = \frac{0,5}{\omega^n} \quad (D)$$

Tem-se que:

$$f = 1 - \exp[-K \cdot (T - T_0)^n] \quad (E)$$

Neste modelo, a constante T_0 representa a temperatura de início de transformação martensítica. Assim sendo, por meio da aplicação do modelo matemático de ajuste, foi possível calcular a temperatura de início de transformação martensítica para os aços S, P1 e P2 para as temperaturas de austenitização de 800°C, 900°C e 1050°C. A Tab. 2 apresenta os resultados obtidos. Pode-se observar que os valores calculados convergem para os valores determinados experimentalmente e já apresentados na Fig.3.

As constantes n e K também foram determinadas. A constante n de ajuste foi 2 para todos os casos testados. Os valores da constante K variaram pouco em

função do aço e das temperaturas de austenitização, sendo eles apresentados na Tab. 3.

Para os três aços estudados, houve significativa influência da temperatura de austenitização no tamanho de grão austenítico. A Fig. 6 apresenta um comparativo entre os grãos austeníticos prévios dos aços austenitizados a 800°C, 900°C e 1050°C. Pode-se observar que, em geral, quanto maior a temperatura, maior o tamanho de grão austenítico prévio dos três aços.

Mediante os resultados obtidos, mesmo tendo ocorrido um crescimento de grão austenítico com o aumento da temperatura de austenitização, pode-se observar que, para os três aços estudados, nas condições de austenitização avaliadas, não há significativa influência da temperatura de austenitização sobre a cinética de formação de martensita quando o intervalo de tempo de austenitização é curto (um minuto neste estudo) e a velocidade de resfriamento elevada (100°C/s).

Tabela 2 - Temperaturas de início de transformação martensítica calculadas pelo modelo de ajuste para os aços S, P1 e P2.

Aço Temperatura de Austenitização (°C)	S		P1		P2	
	Ms (K)	Ms (°C)	Ms (K)	Ms (°C)	Ms (K)	Ms (°C)
800	429	156	461	188	458	185
900	428	155	445	172	424	151
1050	434	161	443	170	441	168

Tabela 3 - Valores da constante K calculadas pelo modelo de ajuste para os aços S, P1 e P2.

Aço T de Austenitização (°C)	S			P1			P2		
	800	900	1050	800	900	1050	800	900	1050
K (x10 ⁻⁴)	3,34	3,00	2,74	1,50	2,17	2,6	1,50	3,03	2,18

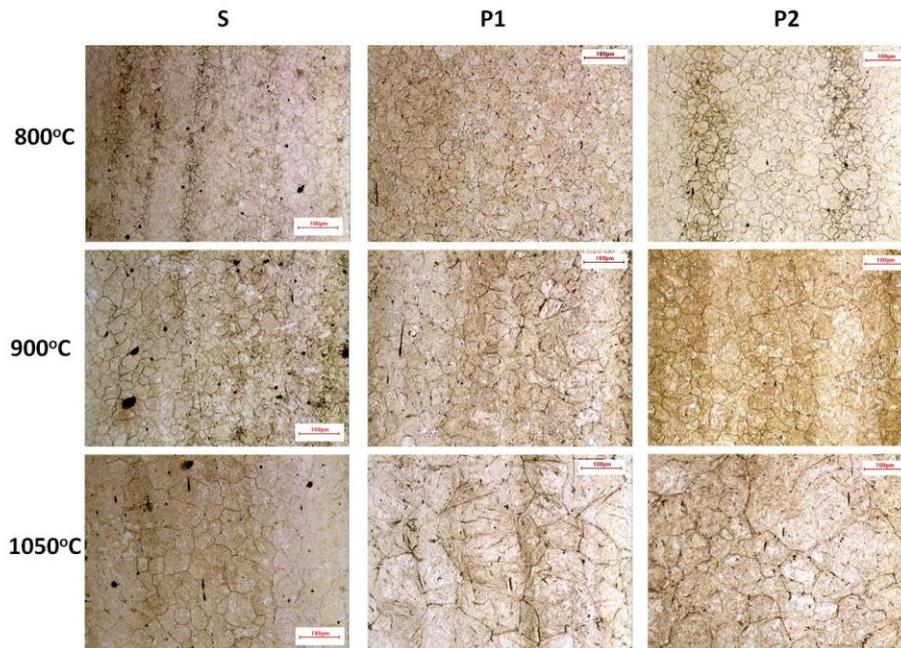


Figura 7 - Comparativo entre os grãos austeníticos prévios dos aços austenitizados a 800°C, 900°C e 1050°C - MO - Reativo de Éter.

4. CONCLUSÕES

Durante a transformação martensítica dos aços S, P1 e P2, verificou-se expansões dilatométricas no material com deformações médias da ordem de 2×10^{-3} .

Para as temperaturas de austenitização estudadas, conclui-se que não há efeito significativo deste parâmetro sobre as temperaturas M_s e nem sobre a cinética de austenitização dos aços S, P1 e P2 quando resfriados a uma taxa de 100°C/s.

A cinética de austenitização dos três aços segue uma lei exponencial onde a diferença de temperatura $T - T_0$ é o argumento da função, T é a temperatura instantânea durante o resfriamento e T_0 é a temperatura M_s .

O crescimento de grão austenítico não afetou de forma significativa as temperaturas de início de transformação martensítica de nenhum dos aços, dando um indicativo que para esta taxa de resfriamento, a diminuição de pontos preferencias para nucleação de constituintes difusionais não afeta em nada a cinética de formação da martensita.

A ordem crescente de temperaturas de início de transformação martensítica entre os aços estudados foi: P2, P1 e S. O aumento no valor do carbono equivalente é o fator que justifica o abaixamento de M_s nestes aços alto carbono de aplicação ferroviária.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à VLI-FCA por gentilmente cederem as amostras para a realização deste trabalho.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Schneider, E. L. Análise da Vida Remanescente de Trilhos com Defeitos Transversais Desgastados em Serviço. 2005. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul.
2. Iwano, K; Ueda, M; Karimine, K; Yamamoto, T. Recent Development of Rails in Nippon Steel. In: International Conference on Contact Mechanics and Wear of Rail/Wheel Systems, 7th, 2006, Brisbane, Australia, p. 287-293.2006.
3. Zerbst, U., Lindén, R., Edel, K. O., Smith, R. A. Introduction to the Damage Tolerance Behaviour of Railway Rails - A Review. Engineering Fracture Mechanics. 76:2563-2601, 2009.
4. Moreira, L. P., Viana, T. G., Godefroid, L. B., Faria, G. L., Candido, L. C. Estudo da Tenacidade à Fratura de Cinco Aços Para Aplicação em Trilho Ferroviário. 70º Congresso Anual da ABM - ABM Week. 2015.
5. Godefroid, L. B., Faria, G. L., Cândido, L. C., Viana, T. G. Failure analysis of recurrent cases of fatigue fracture in flash butt welded rails. Engineering Failure Analysis.55:10.1016, 2015.
6. AREMA - Manual for Railway Engineering; vol. 1.2013.
7. Olivares, R.O., Garcia, C. I., DeArdo, A., Kalay, S., Hernández, R. F. C., Advanced Metallurgical alloy design and thermomechanical processing for rails steels for North American heavy haul use. Wear. 273:364-373,2011.
8. Farhangi, H; Mousavizadeh, S. M. Horizontal Split-Web Fractures of Flash Butt Welded Rails. In: International Fracture Conference, 8th, 2007, Istanbul, Turquia, p. 509-517, 2007.
9. Zerbst, U. et al. Introduction to the Damage Tolerance Behaviour of Railway Rails - A Review. Engineering Fracture Mechanics, v. 76, n. 17, p. 2563–2601, 2009.
10. Tawfik, D; Mutton, P. J; Chiu, W. K. Experimental and Numerical Investigations: Alleviating Tensile Residual Stress in Flash-Butt Welds by Localized Rapid Post-Weld Heat Treatment. Journal of Materials Processing Technology, v. 196, p. 279-291, 2008.
11. Mansouri, H; Monshi, A; Hadavinia, H. Effect of Local Induction Heat Treatment on the Induced Residual Stresses in the Web Region of a Welded Rail. Journal of Strain Analysis for Engineering Design. v. 39, nº 3, p. 271-283,2004.
12. Gomes, M. D. G. M. DA F. et al. Effects of Microstructural Parameters on the Mechanical Properties of Eutectoid Rail Steels. Materials Characterization, v. 39, p. 1–14, 1997.
13. Gray, G. T.; THOMPSON, A. W.; WILLIAMS, J. C. Influence of Microstructure on Fatigue Crack Initiation in Fully Pearlitic Steels. Metallurgical Transactions A, v. 16, p. 753–760, 1985.
14. Hernandez, F. C. R., Kalay, S., Olivares, R. O., Garcia, C. I., DeArdo A. New rail steels for the 21st century. Railway Track Structures. 104:17-21,2008.
15. Reiter, J., Bernhard, C., Presslinger, H. Austenite grain size in the continuous casting process: metallographic methods and evaluation. Materials Characterization. 59:737-746,2008.
16. Aglan, H.; Hassan, M.; LIU, Z.; Bhuyan, M. Fracture Behavior of Bainitic and Pearlitic Rail Steel Webs. Journal of Materials Science, v. 39, p. 4305 – 4307. 2004.

17. Aglan, H.A.; Fateh, M. Fracture and Fatigue Crack Growth Analysis of Rail Steels. *Journal of Mechanics of Materials and Structures*, v. 2, p. 335-346. 2007.
18. Zhang, G., Chae, J., Kim, K., Suh, D. W. Effects of Mn, Si and Cr addition on the dissolution and coarsening of pearlitic cementite during intercritical austenitization in Fe-1mass% alloy. *Materials Characterization*. 81:56-67, 2013.
19. Mansouri, H., Monshi, A., Hadavinia, H. Effect of Local Induction Heat Treatment on the Induced Residual Stresses in the Web Region of a Welded Rail. *Journal of Strain Analysis for Engineering Design*. 39:271-283, 2004.
20. Wang, L., Wang, Z., Lu, K. Grain size effects on the austenitization process in a nanostructured ferritic steel. *Acta Materialia*. 59:3710-3719, 2011.
21. Serajzadeh, S., Taheri, A. K. A study on austenite decomposition during continuous cooling of low carbon steel. *Materials and Design*. v.25, p.673-679, 2004.
22. Agrawal, K., Brimacombe, J. K. Mathematical model of heat flow and austenite-pearlite transformation in eutectoid carbon steel rods for wire. *Metallurgical Transactions B*. 12:121-133, 1981.
23. Verdi, C., Visintin, A. A Mathematical model of the austenite-pearlite transformation in plain carbon steel based on the Scheil's additivity rule. *Acta Met.* 35:2711-2717, 1987.
24. Denis, S., Sjöström, S., Simon, A. Coupled temperature, stress, phase transformation calculation model numerical illustration of the internal stress evolution during cooling of a eutectoid steel cylinder. *Metallurgical Transactions A*. 18:1203-1212, 1987.
25. Park, N., Khamsuk, S., Shibata, A., Tsuji, N. Effect of austenite grain size on kinetics of dynamic ferrite transformation in low carbon steel. *Scripta Materialia*. v.60, p.611-614. 2012.
26. Pryds, N., Huang, X. The effect of cooling rate on the microstructure formed during solidification of ferritic steel. *Metallurgical Transactions A*. v.31, p. 3155-3166, 2000.
27. Zhao, J. C., Notis, M. R. Continuous cooling transformation kinetics versus isothermal transformation kinetics of steels: a phenomenological rationalization of experimental observations. *Materials Science Engineering*. vol.15. p.135-207, 1995.

EFFECT OF AUSTENITIZING TEMPERATURE ON THE MARTENSITIC TRANSFORMATION TEMPERATURE IN EUTECTOID STEELS FOR RAILROAD APPLICATIONS

ABSTRACT

The steels used in railroads manufacturing are, in general, eutectoid steels which are welded by flash butt and aluminothermy processes. The product of these welding procedures consists in strong microstructural discontinuities and many researchers have been studying the effect of post-welding heat treatments aiming to decrease its effects on the rail mechanical behavior. Considering that the martensitic structure in these type of steels are not desired, the characterization of the martensite

transformation temperature (M_s), as well as its formation kinetics are very important. This work studied the effect of austenitizing temperature on M_s values and martensitic transformation kinetics of three different steels for railroad applications. It was possible to determine the kinetics law which lead the martensitic transformation in these steels and to determine the characteristic constants. It was possible to notice that the austenitizing temperature increase did not affect significantly the M_s temperature for low austenitizing time periods and high cooling rates.

Key-words: Austenitizing Temperature, Martensitic Transformation, Railroads.