

CARACTERIZAÇÃO DE TRANSFORMAÇÕES ISOTÉRMICAS DE DECOMPOSIÇÃO AUSTENÍTICA EM TRÊS AÇOS DE APLICAÇÃO FERROVIÁRIA*

Karine Fernandes Rodrigues¹
Gabriel Marques Magalhães Mourão²
Geraldo Lúcio de Faria³

Resumo

Os aços perlíticos são amplamente utilizados na indústria ferroviária por possuírem boa resistência mecânica e ao desgaste, assim como tenacidade satisfatória. As propriedades mecânicas dos aços perlíticos são controladas pelas microestruturas desenvolvidas em sua fase de processamento, especialmente por características como o espaçamento interlamelar e tamanho da colônia de perlita. Dessa forma, o conhecimento do comportamento do aço durante as transformações de fase é de grande importância para a produção de aços manufaturados com objetivo de se atender requisitos específicos de aplicação. Neste contexto, este trabalho analisou a decomposição isotérmica da austenita em três aços de aplicação ferroviária, a partir da determinação experimental de diagramas TTT, obtidos pela técnica de dilatométrica. Foram analisadas e comparadas as microestruturas e dureza dos aços no estado de entrega e após serem submetidos a algumas condições de transformações isotérmicas. Os resultados obtidos mostraram que, entre os aços estudados, a adição de elementos microligantes não é a principal causa do refinamento da microestrutura em aços do tipo *premium*, mas sim o histórico de resfriamento após a laminação a quente dos trilhos, haja visto que, para a mesma condição de austenitização e temperatura de decomposição isotérmica, os espaçamentos interlamelares dos trilhos *premium* e *standard* foram semelhantes.

Palavras-chave: Aço Perlítico; Transformação de Fases; Dilatometria; Diagrama TTT.

CHARACTERIZATION OF ISOTHERMAL TRANSFORMATIONS OF AUSTENITE DECOMPOSITION IN THREE STEELS OF RAILWAY APPLICATION

Abstract

Pearlitic steels are widely used in the railroad industry because of their wear and mechanical resistance, and good tenacity. Their mechanical properties are controlled by microstructures developed during their processing, especially by characteristics such as interlamellar space and pearlite colony size. This way, understanding the steel's behavior in its phase transformations is vital to produce steels able to be applicable according to specific requirements. In this sense, this work analyzed the isothermal decomposition of austenite in three steels of railway application from TTT diagrams obtained via dilatometry. This study also analyzed and compared steel properties like microstructures and hardness at delivery state and after being subject to some isothermal transformations. The results showed that, among the steels studied, the addition of microalloying elements is not the main cause of microstructure refinement in premium steels, but the cooling records after track hot-rolling. Considering the same conditions for austenitization and temperature of isothermal decomposition, the interlamellar spaces of Premium and Standard railway tracks were alike.

Keywords: Pearlitic Steel; Phase Transformations; Dilatometry; TTT Diagram.

¹ Engenheira Metalúrgica, Mestranda na Rede Temática em Engenharia de Materiais/REDEMAT-UFOP, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, Minas Gerais, Brasil.

² Graduando em Engenharia Metalúrgica, Estudante, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de materiais, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, Minas Gerais, Brasil.

³ Físico, Dr., Professor, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, Minas Gerais, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

Nos últimos 20 anos, os trilhos tratados termicamente têm sido muito utilizados, particularmente em operações de alta carga por eixo ou em traçados com grande incidência de curvas fechadas. A popularidade desses trilhos frente aos trilhos ligados deve-se à facilidade de produção, redução de custos, e melhoria nas características de soldabilidade, entre outros [1].

Segundo a norma AREMA (2003), os aços para trilhos podem ser classificados em duas classes, os *standard* e os *premium*. Os parâmetros adotados como critério de classificação são a composição química e as propriedades mecânicas finais do trilho, basicamente dureza, limites de escoamento e de resistência. Os trilhos *premium* e *standard* apresentam microestrutura perlítica. A produção da microestrutura perlítica em operações de produção industrial é realizada com diferentes técnicas, como por exemplo, após a laminação a quente, trilhos ferroviários são rapidamente resfriados para a temperatura de transformação desejada, por meio de jatos de água, que podem ser dirigidos para o boleto do trilho para o endurecimento máximo de sua superfície. A perlita fina desenvolvida por esse tratamento é desejada a fim de proporcionar a melhor combinação de propriedades para o serviço ferroviário [2].

Os elementos de liga desempenham um papel importante no processo de fabricação dos trilhos. Normalmente, a composição química (porcentagem em peso) dos trilhos perlíticos é dada por 0,60% a 0,82% de carbono, 0,60% a 1,25% de manganês, 0,10% a 0,60% de silício, 0,25% a 0,50% de cromo, 0,25% de níquel, vanádio, molibdênio, tungstênio, enxofre e fósforo [3]. O manganês, expande o campo de estabilidade termodinâmica da austenita, deslocando a composição eutetóide para a esquerda e a temperatura eutetóide para baixo, reduzindo a formação de ferritaproeutetóide. A adição de Nb, Cr, Mo e V, quando austenitizado, controla o crescimento de grão austenítico do aço [4-7]. Alguns fabricantes de aços para trilhos buscam rotas alternativas para se atingir a classe *premium* sem adição significativa dos elementos pré-citados, mas acelerando o resfriamento do trilho após laminação, de forma a obter uma microestrutura perlítica muito fina, sem formação de martensita[8].

Neste contexto, o conhecimento das microestruturas obtidas após a submissão do material a diferentes ciclos térmicos torna-se uma ferramenta muito útil na adequação de parâmetros operacionais durante o processamento dos trilhos. Dessa forma, dados obtidos por meio de ensaios dilatométricos fornecem importantes informações sobre o comportamento dos aços durante as transformações de fases. Os dados do Diagrama TTT (Tempo-Temperatura-Transformação) permitem prever a microestrutura gerada após o aço ser submetido a diferentes temperaturas de transformação isotérmica, e assim, definir a melhor estratégia a ser empregada de acordo com a microestrutura desejada. Para a determinação destes diagramas, a técnica de dilatométrica analisa, em tempo real, a evolução das transformações por meio do monitoramento de mudanças dimensionais da amostra durante a aplicação de ciclos térmicos. A curva de variação de comprimento em função do tempo gerada pelo software do dilatômetro permite a identificação do tempo de início e final de transformação para uma determinada temperatura de transformação[9,10].

Tendo em vista que existem poucos trabalhos na literatura sobre o estudo do comportamento de aços ferroviários empregados na malha ferroviária brasileira, quando estes são submetidos a diferentes ciclos térmicos durante as etapas de processamento, manutenção e soldagem, este trabalho apresenta um estudo que

compara a microestrutura e dureza no estado de entrega, e a microestrutura e microdureza resultante de três diferentes aços, sendo dois *premium* (A e B) e um *standard* (C), que foram submetidos a diferentes temperaturas de transformação isotérmica. Além disso, por meio do diagrama TTT, foi possível analisar a influência da composição química de cada aço sobre as transformações isotérmicas.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 Materiais

No presente trabalho foram avaliados três diferentes tipos de aços aplicados na fabricação de trilhos ferroviários. Os aços, que foram produzidos pelo mesmo fabricante, foram identificados como A, B e C. Os trilhos A e B são classificados como do tipo *premium*, e o trilho C é classificado como *standard*, de acordo com a norma AREMA (2013). As análises químicas realizadas na região do boleto por espectrometria de emissão óptica são apresentados na Tabela 1.

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

Elemento	C	Si	S	Mn	P	Cr
A	0,792	0,304	0,0043	0,883	0,017	0,209
B	0,763	0,223	0,0098	1,017	0,016	0,211
C	0,731	0,539	0,0047	1,24	0,015	0,218

Elemento	Mo	Ni	Al	V	Nb	Ti
A	0,016	0,02270	0,00530	0,0016	0,0022	0,0005
B	0,000	0,01800	0,00300	0,0010	0,0000	0,0003
C	0,0166	0,02590	0,00630	0,0032	0,0170	0,0024

Deve-se ressaltar que era esperado que os aços A e B apresentassem maior teor de elementos de liga comparado ao aço C, por se tratarem de trilhos *premium*, uma vez que se admite, em geral, que o retardo da recristalização da austenita devido à fina precipitação de carbonetos durante a laminação à quente é responsável pelo refino de grão observado em aços microligados ao nióbio, vanádio e titânio. Entretanto, observa-se que o trilho *standard* (C), possui concentrações mais significativas de Si, Mn e Nb do que os *premium* (A e B).

2.2 Procedimentos Experimentais

2.2.1 Caracterização Microestrutural

A extração dos corpos de prova dos aços selecionados se deu a partir da seção transversal em relação à direção de laminação do trilho, em uma região a 15mm, aproximadamente, da superfície de rolamento do boleto do trilho. Antes de submetê-los às análises propostas nesse estudo, para conhecer a microestrutura inicial de cada um, foi realizada a caracterização microestrutural do estado de entrega. Após a submissão dos corpos de prova aos diferentes ciclos térmicos, um deles, de cada aço estudado, foi estrategicamente selecionado para ser submetido à caracterização microestrutural após os ensaios dilatométricos. Como um dos objetivos desse trabalho é comparar as microestruturas dos três aços estudados nas mesmas condições de tratamento com as microestruturas apresentadas pelos trilhos no estado de entrega, foram selecionados os corpos de prova que foram submetidos a

uma determinada temperatura de transformação isotérmica, na qual esperava-se certamente uma microestruturamajoritariamente perlítica para os três aços analisados. As amostras dos aços foram cortadas, embutidas, lixadas e polidas segundo os procedimentos usuais recomendados pela norma ASTM E3 (2017). Após o polimento, realizou-se ataque químico com reativo Nital 2% para revelar a microestrutura e realizar uma posterior análise em microscópio óptico e eletrônico de varredura (MEV). Para tal finalidade utilizou-se microscópio óptico Leica DMRX do Laboratório de Ensaios Mecânicos DEMET/Escola de Minas/UFOP, eo MEV TESCAN VEGA3 do Nanolab - REDEMAT. Além disso, foram determinados o tamanho de colônia de perlita e o espaçamento interlamelar, para cada aço estudado. O tamanho médio da colônia de perlita foi determinado utilizando uma técnica de ataque térmico em um forno de atmosfera controlada do Laboratório de Tratamentos Térmicos e Microscopia Óptica LTM/DEMET/Escola de Minas/UFOP. Cada amostra permaneceu dentro do forno por aproximadamente 15 minutos até atingir uma temperatura de 680°C e posteriormente por um tempo entre 15 e 20 minutos, nesta temperatura, para realização do ataque térmico, evitando a austenitização do material. As amostras foram então analisadas em microscópio óptico e os tamanhos médios das colônias de perlita foram medidos segundo o método dos interceptos de acordo com a norma ASTM E112 (2014). As medidas dos espaçamentos interlamelares foram realizadas sobre as imagens obtidas no MEV, com auxílio de uma régua virtual, por meio da Equação 1.

$$\lambda = \frac{VB \cdot ML}{MB \cdot NL} \quad (1)$$

onde λ é o valor do espaçamento interlamelar; VB é a medida da barra de controle, em μm ; MB é a medida da barra medida em mm na imagem; ML é a medida da linha traçada perpendicularmente as lamelas na colônia de perlita, em mm; e NL é o número de lamelas de cementita contadas ao longo da linha traçada. Com objetivo de auxiliar na interpretação dos resultados e confirmar os eventos observados nas curvas dilatométricas, os procedimentos foram realizados igualmente para caracterização microestrutural do estado de entrega e para caracterização microestrutural dos corpos de prova após serem submetidos aos ensaios dilatométricos.

2.2.2 Ensaios de Dureza e Microdureza

Os ensaios de dureza no estado de entrega foram realizados de acordo com as Normas AREMA (2013) e ASTM E10 (2009), na seção transversal dos boletos, em um durômetro universal Otto Wolpert-Werke do Laboratório de Ensaios Mecânicos DEMET/Escola de Minas/UFOP, em escala Brinell, com esfera de 2,5mm de diâmetro, carga de 187,5kgf e tempo de penetração de 15 s.

Após os ensaios dilatométricos, foram feitos os ensaios de microdureza Vickers por meio de 10 indentações em regiões aleatórias próximas à região central do mesmo corpo de prova selecionado para ser submetido a caracterização microestrutural, após ser submetido a uma determinada temperatura de transformação isotérmica. A carga aplicada foi de 200gf durante 5 s. O equipamento utilizado neste ensaio foi um microdurômetro da marca Pantec, modelo HXD 1000TM pertencente ao LTM.

2.2.3 Ensaios de Dilatometria

Os corpos de prova de dilatometria foram usinados na forma de cilindros maciços com 3mm de diâmetro e 10mm de comprimento para serem submetidos aos ensaios de dilatometria. Os ensaios de dilatometria foram realizados em um dilatômetro da marca LINSEIS, modelo R.I.T.A. L78 do LTM do DEMET-EM-UFOP. Com intuito de analisar o comportamento dos três aços quando submetidos a diferentes temperaturas de transformação isotérmica, os corpos de prova foram aquecidos a uma taxa constante de 3°C/s até a temperatura de 900°C e, na sequência, mantidos nesta temperatura por 1 minuto para completa austenitização. Em seguida, foram resfriados a uma taxa de 200°C/s até a temperatura em que ocorreu a transformação isotérmica, que foi diferente para cada corpo de prova (650°C, 620°C, 600°C, 580°C, 550°C, 520°C, 500°C, 450°C e 400°C). Após a completa transformação isotérmica, os corpos de prova foram resfriados a uma taxa de 200°C/s até a temperatura ambiente, como mostra a Figura 1.

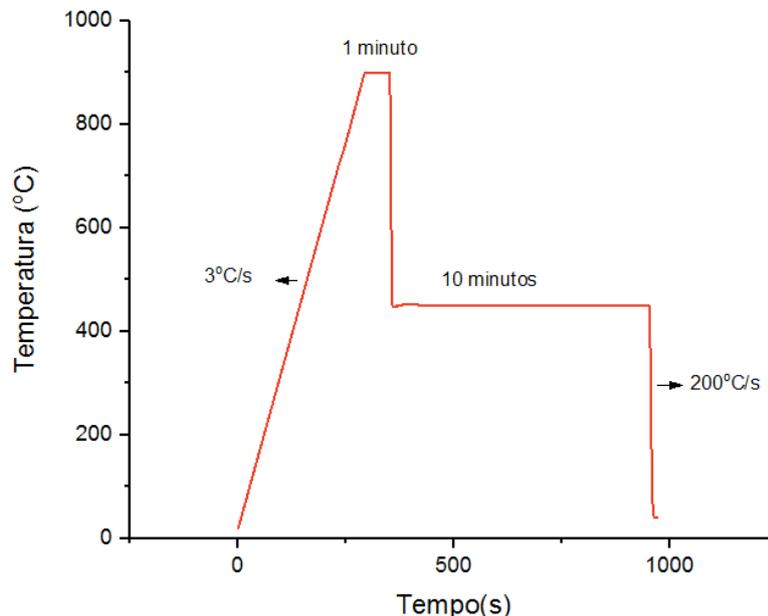


Figura 1. Ilustração das condições dos ensaios dilatométricos realizados para avaliação da influência da temperatura de transformação isotérmica.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Caracterização Microestrutural e Durezado Estado de Entrega

São apresentadas na Figura 2 micrografias obtidas na região central dos boletos dos trilhos, após ataque químico com Nital 2%, para os aços A, B e C respectivamente no estado de entrega. Observa-se que a microestrutura dos aços, para os três trilhos, é constituída por perlita fina, sem presença de ferrita pró-eutetóide em contorno de grãos. Tal microestrutura era esperada, uma vez que a composição química avaliada indica aços eutetóides.

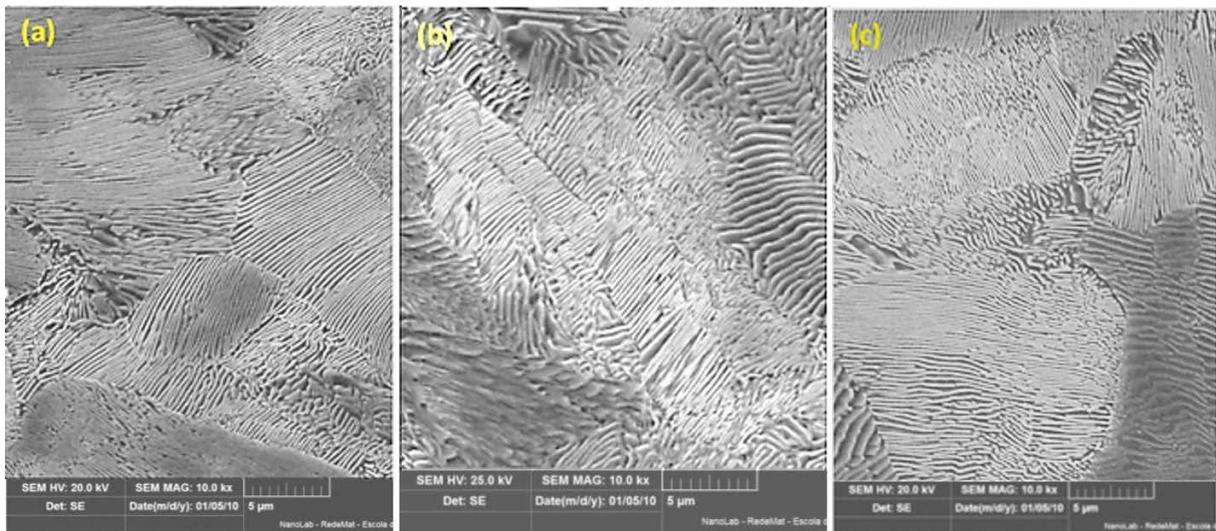


Figura 2. Micrografias dos aços A, B e C, no estado de entrega - ataque Nital 2%. Aumento de 10000X- MEV.

Pela análise microestrutural dos aços, é possível observar que as microestruturas dos aços A e B são mais refinadas do que a microestrutura do aço C. O aço A apresentou um espaçamento interlamelar de $0,09\mu\text{m}$ e tamanho de colônia de perlita de $28\mu\text{m}$. O aço B apresentou espaçamento interlamelar igual a $0,15\mu\text{m}$ e tamanho de colônia de perlita igual a $38\mu\text{m}$, e o aço C apresentou espaçamento interlamelar de $0,18\mu\text{m}$ e tamanho de colônia de $43\mu\text{m}$. A microestrutura mais refinada (menor tamanho de colônia de perlita e de espaçamento lamelar) dos aços A e B deve-se ao tratamento térmico ao final da laminação sofrido por esses aços. Como consequência da microestrutura mais refinada, os trilhos A e B apresentaram maiores valores de dureza, comparados ao trilho C, que foram, respectivamente, 364HB, 355HB e 305HB. A diferença dos valores de durezas entre os trilhos que foram tratados termicamente (A e B) com o que não passou pelo mesmo tratamento (C), atesta a efetividade deste procedimento de produção no que diz respeito às propriedades mecânicas requeridas para este componente, tais como alta dureza e limite de resistência.

3.2 Ensaio de Dilatometria

A Figura 3a apresenta uma curva dilatométrica de austenitização ilustrando o método do desvio mínimo, o qual foi utilizado nesse trabalho para obter as temperaturas de início e final de austenitização. Este método consiste em prolongar os trechos retos relativos às regiões de expansão, no caso do aquecimento [11]. A média das temperaturas de início de austenitização dos aços A, B e C, foram, respectivamente, 687°C , 707°C e 715°C , e as temperaturas de final de transformação austenítica, foram, respectivamente, 784°C , 812°C e 821°C , como ilustra a Figura 3b. Observa-se que, uma vez que a taxa de aquecimento foi constante, o tempo de nucleação da austenita no aço A, assim como o tempo necessário para a austenitização completa, é menor do que no aço B, e significativamente menor que do aço C.

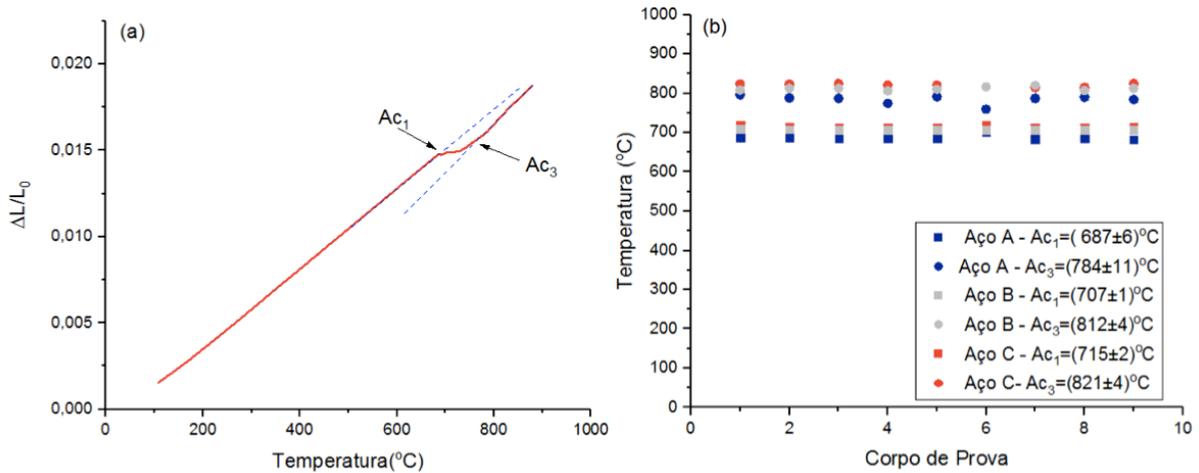


Figura 3. (a) Curva de austenitização ilustrando o método do desvio mínimo para obter as temperaturas de início (Ac_1) e final de austenitização (Ac_3); (b) Temperaturas críticas de austenitização para cada corpo de prova com os valores médios e desvios médios correspondentes aos aços A, B e C.

De acordo com Caballero *et al.* (2001), no caso de reaustenitização da perlita, o fator estrutural mais relevante a ser considerado é o espaçamento interlamelar perlítico. Foi provado por Rooszet *et al.* (1983) que a taxa de crescimento da austenita na perlita aumenta com a diminuição do espaçamento interlamelar. Isso acontece porque a distância efetiva para difusão diminui. Caballero *et al.* (2000) também verificaram que, para microestrutura perlítica grosseira, a transformação perlita-austenita inicia-se a temperaturas mais altas. Além disso, Zhang *et al.* (2013) afirmam que, em aços alto carbono, a adição de Mn e Cr dificultam a dissolução da cementita, retardando a completa austenitização do aço. Neste contexto, pode-se dizer que os resultados obtidos estão coerentes, visto que o aço A, além de possuir a estrutura inicial mais refinada que o aço B e C, possui os menores teores de Mn e Cr em sua composição. Já no estudo da decomposição isotérmica da austenita, para definir os intervalos de tempo de início e final de transformação, foi utilizado o método das derivadas. Como está ilustrado na Figura 4a, o tempo de início e final de decomposição da austenita em constituintes eutetóides é definido como o tempo no qual a curva da derivada começa a se desviar da linearidade [12]. Depois de obtidos os tempos de início e final de decomposição da austenita para cada temperatura de transformação (650 $^{\circ}\text{C}$, 620 $^{\circ}\text{C}$, 600 $^{\circ}\text{C}$, 580 $^{\circ}\text{C}$, 550 $^{\circ}\text{C}$, 520 $^{\circ}\text{C}$, 500 $^{\circ}\text{C}$, 450 $^{\circ}\text{C}$ e 400 $^{\circ}\text{C}$), foi possível determinar o diagrama TTT para cada aço estudado. A Figura 4b apresenta um comparativo entre os diagramas obtidos para os três aços.

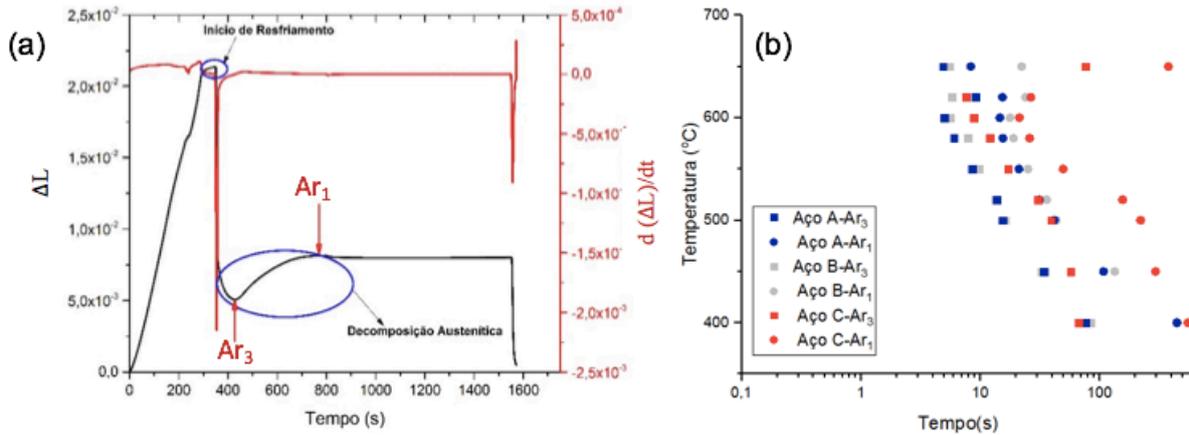


Figura 4.(a) Ilustração do método das derivadas em uma curva Variação de Comprimento em relação ao Tempo. (b) Comparativo dos diagramas TTT dos aços A, B e C determinados a partir dos aços austenitizados a 900°C.

Pode-se observar que a curva do aço A (0,79% de C e 0,88% de Mn) está deslocada para esquerda em relação ao aço B (0,76% de C e 1,017% de Mn) e, significativamente mais deslocada para esquerda em relação ao aço C (0,73% de C e 1,24% de Mn). Esta observação pode ser explicada principalmente em função da diferença dos teores de Mn nos aços estudados. A maior concentração de Mn no aço C desloca a composição eutetóide para a esquerda e propicia maior estabilidade da austenita mesmo em temperaturas abaixo de A_{c1} . Assim sendo, a cinética de decomposição da austenita, no aço C, é retardada, justificando a sua curva mais deslocada para a direita em relação aos aços A e B [13-15]. Além disso, a maior adição de Si e Nb no aço C também contribui, cineticamente, para o retardo na decomposição da austenita.

3.3 Caracterização Microestrutural e Microdurezas dos Corpos de Prova de Dilatometria

A Figura 5 apresenta as microestruturas dos corpos de prova submetidos à temperatura de transformação isotérmica de 650°C. Como era esperado, pode-se observar que, os corpos de prova selecionados para caracterização microestrutural e microdureza Vickers, apresentam uma microestrutura completamente perlítica.

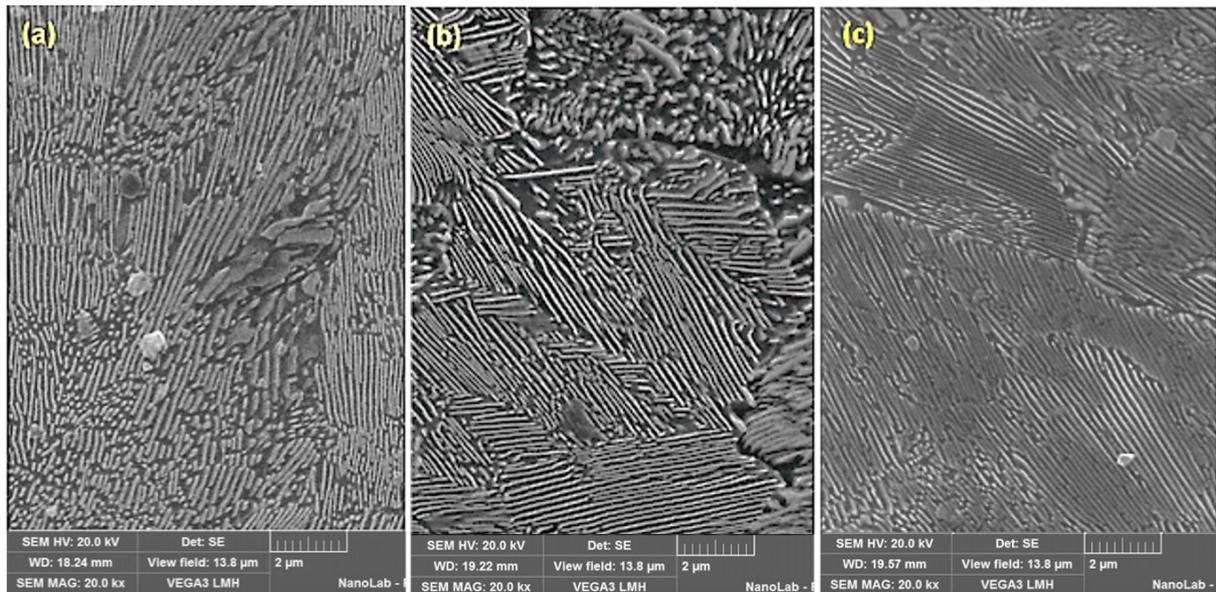


Figura 5. Micrografias dos aços A, B e C, após serem submetidos à transformação isotérmica a 650°C. Ataque Nital 2%, aumento de 20000X - MEV.

Os aços A, B e C apresentaram, nesta condição de processamento térmico, espaçamento interlamelar de 0,11µm, 0,13µm e 0,12µm, respectivamente, e tamanho de colônia de perlita igual a 22µm, 25µm e 12µm, respectivamente. Observa-se que não existe uma diferença tão significativa entre os aços A e B, no que diz respeito ao espaçamento interlamelar no estado de entrega e após o tratamento isotérmico a que estes foram submetidos em laboratório. Porém, é importante observar que o aço C, apresentou uma grande diferença entre os valores do espaçamento interlamelar do estado de entrega (0,18µm) e após ser submetido a etapa de tratamento térmico. Este fato pode estar relacionado aos maiores teores de Mn e Si contidos na composição química do aço C juntamente ao efeito do grau de super-resfriamento durante a decomposição da austenita.

Com aumento dos teores de Mn e Si, a difusão do carbono é dificultada e, a austenita se torna mais estável mesmo em temperaturas abaixo de Ac_1 , retardando a formação de novos núcleos de perlita. Como esses elementos diminuem a concentração de carbono da reação eutetóide, os primeiros núcleos de perlita formados teriam origem com uma concentração mais baixa de carbono e a austenita remanescente ficaria enriquecida em carbono. Dessa forma, como a concentração de carbono na austenita remanescente é mais elevada, a distância média de difusão desse elemento na austenita vai diminuindo, justificando a diminuição do espaçamento interlamelar com a evolução da transformação.

Em relação ao tamanho de colônias de perlita, a diferença entre os aços *premium* e *standard* foi bastante significativa. O menor tamanho de colônia de perlita apresentado no estado de entrega pelos aços *premium* em relação ao *standard* pode estar relacionado ao grau de super-resfriamento a que os aços *premium* foram submetidos. No entanto, após os três aços serem submetidos à mesma temperatura de transformação isotérmica, o aço C apresentou uma diferença muito grande em relação aos aços A e B, e em relação ao seu estado de entrega. Este fato pode estar relacionado com a nucleação da austenita a partir da perlita durante a etapa de

aquecimento. De acordo com Rooszet *al.* (1983), Brooks (1992) e Jacotet *al.* (1998), a taxa de formação da austenita no aquecimento é controlada pela taxa de crescimento dos grãos austeníticos, e o crescimento dos grãos austeníticos é controlado principalmente pela taxa de difusão de carbono na austenita entre lamelas de cementita e ferrita adjacentes. Como foi dito anteriormente, a difusão dos átomos de carbono ocorre a distâncias médias da ordem do espaçamento interlamelar da perlita e, sendo assim, a taxa de crescimento da austenita na perlita aumenta com a diminuição do espaçamento interlamelar, ou seja, uma microestrutura perlítica mais refinada propicia grãos austeníticos maiores durante a etapa de austenitização. Além disso, o tamanho do grão austenítico prévio pode ser influenciado pela presença de elementos como Nb, V e Ti. Estes elementos produzem uma precipitação fina de carbonetos na matriz, dessa forma os limites de grãos da austenita são fixados por esses precipitados, impedindo o crescimento do grão austenítico prévio.

Com base nessas informações sabendo que o tamanho da colônia de perlita é controlado pelo tamanho de grão inicial da austenita, ou seja, quanto menor o tamanho de grão austenítico menor o tamanho das colônias de perlita, pode-se dizer que os resultados estão coerentes, visto que os aços A e B possuem a estrutura inicial (espaçamento lamelar e tamanho de colônia) mais refinada do que o aço C e, além disso, os aços A e B possuem um menor teor de Nb, V e Ti em suas composições químicas quando comparados com o aço C.

No ensaio de microdureza, os aços A, B e C apresentaram, respectivamente, os valores de 351HV, 322HV e 333HV. O maior valor de dureza apresentado pelo aço A provavelmente se deve ao fato desse aço ter apresentado o menor valor de espaçamento interlamelar, apesar de não ter apresentado o menor valor de tamanho de colônia de perlita. Hyzak e Bernstein (1976) quantificaram o efeito do tamanho de grão austenítico, do espaçamento interlamelar da perlita e do tamanho das colônias de perlita nas propriedades mecânicas de aços eutetóides. Os autores concluíram que o espaçamento interlamelar perlítico é o mais importante parâmetro microestrutural que controla a resistência mecânica de aços perlíticos. Além disso, deve-se destacar que o aumento significativo da dureza do aço C em relação ao aço B, se deve ao maior refinamento da microestrutura do aço C, em consequência do tratamento térmico sofrido pelo mesmo.

3 CONCLUSÕES

Pela análise microestrutural dos aços no estado de entrega, constatou-se que estes apresentam estrutura totalmente perlítica. Como consequência do tratamento térmico aplicado nos aços A e B, classificados como aços *premium*, após laminação a quente, verificou-se que existe uma significativa diferença microestrutural entre eles e o aço C, classificado como um aço *standard*. As microestruturas dos aços *premium* se revelaram mais refinadas, com menor tamanho de colônia de perlita e menor espaçamento interlamelar, quando comparados ao aço *standard*.

Os ensaios de dureza no estado de entrega mostraram diferenças entre os aços, comprovando que os aços *premium*, como fabricados, apresentam maiores valores de dureza em relação ao *standard*.

Durante a transformação isotérmica, o tempo de nucleação da perlita no aço A é menor do que no aço B e significativamente menor do que no aço C. A menor concentração de Mn no aço A seria a principal causa deste comportamento.

Após o tratamento isotérmico, os aços A, B e C apresentaram valores de

espaçamento interlamelar muito próximos. O grau de super-resfriamento e as adições de Si e Mn seriam as principais causas da diminuição significativa do espaçamento interlamelar perlítico apresentada pelo aço C.

Os aços A, B e C apresentaram menores valores de tamanhos de colônias de perlita em relação ao estado de entrega. No entanto, o aço C apresentou uma diferença significativa tanto em relação ao estado de entrega quanto em relação aos aços A e B. O motivo dessa diferença pode estar associado ao menor tamanho de grão austenítico prévio, causado pelo maior espaçamento interlamelar antes da reaustenitização, associado ao maior teor de elementos microligantes (Nb, Ti e V) presente na composição química desse aço.

A microdureza do aço A, após transformação isotérmica a 650°C, foi maior do que as dos aços B e C. Entretanto, este último apresentou um maior valor de microdureza do que o aço B, além de ter apresentado um maior endurecimento em relação ao seu estado de entrega. Este resultado se mostra relevante, pois fazendo-se um planejamento adequado de tratamento térmico, há potencial para se obter características microestruturais para um aço *standard* tão refinadas quanto as alcançadas para aços *premium* como fabricados.

Agradecimentos

Ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) pela bolsa auxílio de iniciação científica e pela bolsa de produtividade em pesquisa concedida a um dos autores. A Universidade Federal de Ouro Preto, pelo auxílio bolsa mestrado.

REFERÊNCIAS

- 1 Marich S. Major Advances in Rail Technologies Achieved in the Past 10-20 Years. 1994:485-97.
- 2 Taleff EM, Lewandowski JJ, Poursadian B. Microstructure-Property Relationships in Pearlitic Eutectoid and Hypereutectoid Carbon Steels. *Journal of Materials*. 2002; 54(7):25-30.
- 3 Moreira LP. Efeito de Características Microestruturais na Tenacidade à Fratura e no Crescimento de Trinca por Fadiga de Aços Perlíticos de Aplicação Ferroviária, 88p. Dissertação de Mestrado, Rede Temática em Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, Brasil, 2015.
- 4 Martín DS, Caballero FG, Capdevilla C, Andrés CG. Kinetics of Austenite Grain Growth During a Continuous Heating of a Niobium Microalloyed Steel. *Materials Science Forum*. 2004;467-470:929-934.
- 5 Gutiérrez NZ, Luppo MI, Danon CA, Toda-Caraballo I, Capdevilla C, Andrés CG. Heterogeneous Austenite Grain Growth in Martensitic 9cr Steel: Coupled Influence of Initial Metallurgical State and Heating Rate. *Materials Science and Technology*. 2013; 29(10):1254-1266.
- 6 Peñalba F, Andrés CG, Carsi M, Zapirain F. Austenitic Grain Size Evolution and Continuous Cooling Transformation Diagrams in Vanadium and Titanium Microalloyed Steels. *Journal of Materials Science*. 1996;31:3847-3852.
- 7 Stasko R, Adrian H, Adrian A. Effect of Nitrogen and Vanadium on Austenite Grain Growth Kinetics of a Low Alloy Steel. *Materials Characterization*. 2006;56:340-347.
- 8 Faria GL, Godefroid LB, Cândido LC, Porcaro RR. Caracterização Microestrutural e Estudo Cinético de Transformação de Fases em Dois Aços Standard e Premium de Aplicação Ferroviária. In Congresso Anual da ABM, 71., 2016, Rio de Janeiro-RJ. Anais. Rio de Janeiro: ABM, 2016.

- 9 Caballero FG, Capdevila C, Andrés CG. Modelling of Isothermal Formation of Pearlite and Subsequent Reaustenitisation in Eutectoid Steel During Continuous Heating. *Materials Science and Technology*. 2001;17:686-692.
- 10 Almeida GMR. Modelagem do Efeito da Taxa de Aquecimento na Cinética de Formação da Austenita em Aço Baixo Carbono, 85p. Dissertação de Mestrado, Rede Temática em Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, Brasil, 2010.
- 11 Andrés CG, Caballero FG, Capdevila C, Álvarez LF. Application of Dilatometric Analysis to the Study of Solid-Solid Phase Transformations in Steels. *Materials Characterization*. 2002;48:101-111.
- 12 Pawlowski B, Bala P, Dziurka R. Improper Interpretation of Dilatometric Data for Cooling Transformations in Steels. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2014;59(3):1159-1161.
- 13 Wang L, Wang Z, Lu K. Grain Size Effects on the Austenitization Process in a Nanostructured Ferritic Steel. *Acta Materialia*. 2011;59:3710-3719.
- 14 Zhao JC, Notis MR. Continuous Cooling Transformation Kinetics versus Isothermal Transformation Kinetics of Steels: A Phenomenological Rationalization of Experimental Observations. *Materials Science and Engineering*. 1995;15:135-207.
- 15 Prakash AK, Brimacombe JK. Mathematical Model of Heat Flow and Austenite-Perlite Transformation in Eutectoid Carbon Steel Rods for Wire. *Metallurgical Transactions B*. 1981;12B:121-133.
- 16 AREMA - Manual for Railway Engineering. 2013; Vol. 1.
- 17 ASTM E112. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. 2014.
- 18 ASTM E10. Standard Test Method for Brinell Hardness of Metallic Materials. 2009.
- 19 ASTM E3. Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens. 2017.
- 20 Caballero FG, Capdevila C, Andrés CG. Influence of Scale Parameters of Pearlite on the Kinetics of Anisothermal Pearlite-to-Austenite Transformation in a Eutectoid Steel, *Scripta Materialia*. 2000;42:1159-1165.
- 21 Roosz A, Gacsi Z, Fuchs EG. Isothermal Formation of Austenite in Eutectoid Plain Carbon Steel. *Acta Metallurgica*. 1983;31(4):509-517.
- 22 Zhang G, Chae J, Kim K, Suh DW. Effects of Mn, Si and Cr Addition on the Dissolution and Coarsening of Pearlitic Cementite During Intercritical Austenitization in Fe-1mass% Alloy. *Materials Characterization*. 2013;8:56-67.
- 23 Wang M, Zhang F, Yang Z. Effects of High-Temperature Deformation and Cooling Process on the Microstructure and Mechanical Properties of an Ultrahigh-Strength Pearlite Steel. *Materials and Design*. 2017;114:102-110.
- 24 Brooks CR. Principles of the Austenitization of Steels. Elsevier Science Publishers Ltd., Great Britain; 1992.
- 25 Jacot A, Rappaz M, Reed RC. Modelling of Reaustenitization from the Perlite Structure in Steel. *Acta Metallurgica*. 1998;46(11):3949-3962.
- 26 Hyzak JM, Bernstein IM. The Role of Microstructure on the Strength and Toughness of Fully Pearlitic Steels. *Metallurgical Transactions A*. 1976;7A:1217-1224.