

UTILIZAÇÃO DA TÉCNICA DE DILATOMETRIA NA AVALIAÇÃO DA COMPONENTE METALÚRGICA DE OVALIZAÇÃO DE BOBINAS DE UM AÇO DO TIPO SAE 1050 LAMINADO A QUENTE *

João Lucas Ribeiro e Fernandes¹
Altair Lúcio de Souza²
Geraldo Lúcio de Faria³

Resumo

A ovalização de bobinas é um problema recorrente no processo de fabricação de tiras de aços médio carbono por laminação a quente. Mesmo com o sucesso da etapa de laminação, a ovalização posterior de bobinas pode ocorrer, gerando transtornos à operação e aumento de custos de fabricação. Alguns autores apontam que o fenômeno de ovalização de bobinas pode ocorrer devido a aspectos metalúrgicos, mecânicos e geométricos. Estudos disponíveis na literatura técnica já exploraram as possíveis causas mecânicas e geométricas. Entretanto, existem poucos dados disponíveis que abordem o aspecto metalúrgico, ou seja, o efeito da decomposição tardia da austenita durante, ou mesmo após a etapa de bobinamento. Nesse contexto, este trabalho se propôs a avaliar, por meio da aplicação da técnica de dilatometria, a possível influência das transformações de fases tardias como uma das causas de ovalização em bobinas de um aço do tipo SAE 1050. Ciclos térmicos que simulam, com boa aproximação, algumas possíveis condições de resfriamento acelerado e bobinamento da tira foram aplicados em corpos de prova padronizados em um dilatômetro de têmpera. Diferentes combinações de velocidade de resfriamento e temperaturas de bobinamento foram avaliadas, sendo possível sugerir que uma diminuição na velocidade de resfriamento da tira após a laminação e um pequeno abaixamento na temperatura de bobinamento, em relação aos valores atualmente utilizados na indústria, pode diminuir significativamente a influência da componente metalúrgica na ocorrência da ovalização nesse tipo de aço.

Palavras-chave: Ovalização de Bobinas; Aço Médio Carbono; Transformação de Fases.

USE OF DILATOMETRY AIMING TO EVALUATE THE METALLURGICAL COMPONENT OF COIL SLUMP IN A SAE 1050 HOT ROLLED STEEL

Abstract

The hot coil slump is a recurrent problem in the manufacturing process of medium carbon steel plate. Even with the success of hot rolling procedure, the posterior coil slump can occur, representing operational disorder and manufacturing cost increase. Some authors point that the coil slump phenomenon can occur due to metallurgical, mechanical and geometrical aspects. Previous studies already explored the possible mechanical and geometrical components. However, there are few available experimental data about the metallurgical one, that is, the effect of late austenite decomposition during, or after, the coiling stage. In this context, this paper presents a study about the application of dilatometry technique aiming to evaluate the influence of late phase transformations as a relevant cause of SAE 1050 coil slump. Heating cycles that simulate, with good agreement, some possible plate cooling conditions and isothermal coiling were performed in standardized specimens in a quenching dilatometer. Different combinations of cooling rates and coiling temperatures were evaluated, being possible to suggest that a decrease of the cooling rate, in association with a slight decrease of coiling temperature, can decrease significantly the metallurgical influence in the coil slump occurrences.

Keywords: Hot Coil Slump; Medium-carbon Steel; Phase Transformations.

¹ Graduando em Engenharia Metalúrgica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (DEMET), EM, UFOP, MG, Brasil; kukaj@msn.com.

² Engenheiro Metalúrgico. MSc. GERDAU - Ouro Branco, MG, Brasil; altair.souza@gerdau.com.br.

³ Físico. Dr. Professor. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (DEMET), EM, UFOP, MG, Brasil; geraldofaria@yahoo.com.br.

1 INTRODUÇÃO

Os laminadores de tiras a quente (LTQ) podem produzir tiras finas que podem chegar até 0,8mm de espessura. Existem vários *layouts* de LTQ, e estes variam de acordo com a estratégia comercial da empresa, área disponível, tecnologia do fornecedor, capacidade de produção e matéria-prima. Apesar das especificidades dos sistemas, em geral, o fluxo de manufatura das tiras laminadas a quente é similar e consiste nas etapas de laminação de desbaste, seguida de laminação de acabamento, resfriamento acelerado em sistema com controle da taxa de refrigeração e, finalmente, o bobinamento, para armazenamento e envio do produto ao cliente [1-4].

Bobinas de aços laminados a quente são matérias-primas para diversos processos subsequentes, como laminação a frio, estampagem, entre outros. Para posteriormente serem processadas, é necessário que o seu eixo central se encaixe em equipamentos que irão desbobiná-las. Por esse motivo, é muito importante que sua geometria seja a mais próxima possível de um cilindro. Quando a geometria da seção transversal não é circular, considera-se a ocorrência um defeito no produto que é denominado de ovalização. Em geral, quando a diferença de medida entre diâmetros ortogonais na seção transversal da bobina é superior a 50mm, a bobina é considerada ovalizada [5-6].

A literatura técnica aponta três principais aspectos que contribuem para o fenômeno de ovalização de bobinas de aço, sendo eles: mecânicos, geométrico e metalúrgicos [7-11]. Após a laminação da tira, a mesma é submetida a um resfriamento acelerado até a temperatura de bobinamento. O objetivo desse resfriamento é promover a decomposição da austenita visando obter os produtos de transformação planejados, geralmente uma microestrutura refinada constituída por ferrita e perlita no caso de aços médio carbono. Entretanto, caso a referida transformação não termine por completo durante a etapa de resfriamento, parte da austenita pode se decompor durante ou, após o bobinamento. Segundo Cardoso et. al. (2017) e outros pesquisadores, o volume molar da austenita é significativamente menor do que o da ferrita e se essa transformação acontecer durante, ou após o bobinamento, um aumento de volume na bobina tensionada mecanicamente poderia contribuir significativamente para o fenômeno de ovalização, constituindo assim a componente metalúrgica do evento [2, 9-13].

Quando a ovalização acontece, mesmo a transformação de decomposição austenítica já tendo acontecido por completo na etapa de resfriamento acelerado, as causas da mesma são exclusivamente devido a fatores mecânicos e geométricos. Diversos autores já estudaram esses aspectos e mostraram que eles se tornam muito significativos em bobinas de aço com espessura muito fina, e/ou muito pesadas. É consenso que essas duas características facilitam a deformação plástica da bobina quando transportada, ou quando armazenadas horizontalmente nos pátios. A tensão de bobinamento utilizada também é um importante fator. Segundo Gorni e Silva (2014), a explicação para a baixa tensão de bobinamento influenciar a ovalização da bobina, se deve ao fato de que o momento de inércia transversal de uma bobina com as espiras muito coesas será maior do que o de uma bobina com espiras frouxas [10].

Como forma de diminuir a influência dos fatores mecânicos e geométricos na ovalização de bobinas, diversos autores sugerem o aumento da tensão de bobinamento, a manutenção das espiras externas com temperaturas entre 150°C e 200°C acima das temperaturas das espiras internas para que a contração das

espiras externas durante o resfriamento auxilie na coesão das espiras internas e a melhoria do apoio das bobinas no pátio de armazenamento [7-11].

Apesar dos inúmeros desenvolvimentos e esforços para minimizar os efeitos mecânicos e geométricos sobre a ovalização de bobinas, Cho et al. (2010) afirmam que como o aspecto metalúrgico tem uma contribuição decisiva na ocorrência do fenômeno em aços com médio e alto carbono equivalente, se esse aspecto não for estudado de forma adequada, mesmo com adequações mecânicas e geométricas as bobinas de aço médio carbono estarão susceptíveis à ovalização [8].

Nesse contexto, o presente trabalho se propôs a utilizar a técnica experimental de dilatométrica para simular ciclos térmicos de resfriamento acelerado e isothermas de bobinamento em um aço SAE 1050, monitorando instantaneamente a variação de comprimento relativo dos corpos de prova. Buscou-se avaliar, para esse aço médio carbono, para quais taxas de resfriamento e temperaturas de bobinamento a decomposição austenítica poderia ocorrer de forma tardia, sendo, portanto, um fator efetivo para a ovalização de bobinas do referido aço.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

2.1. Materiais

A amostra estudada neste trabalho foi retirada da ponta de um esboço com espessura de 30mm, laminado em um laminador do tipo Steckel. A composição química do aço em estudo atende à norma SAEJ403 (2014) [14], grau 1050 para aços planos, com composição química mostrada na Tabela 1. Pode-se verificar que se trata de um aço médio carbono comum com teor de C de 0,52% e teor de Mn de 0,69% o que pode conferir a ele uma temperabilidade intermediária.

Tabela 1 - Composição química do aço SAE 1050 estudado (% em peso).

C	Mn	P	S	Ni	Cr
0,52	0,69	0,014	0,008	0,01	0,01

2.2. Procedimentos Experimentais

Inicialmente, o aço estudado foi caracterizado em seu estado de entrega por meio da utilização das técnicas de microscopia óptica e microdureza Vickers. Amostras representativas do aço foram metalograficamente preparadas, seguindo padrões recomendados pela norma ASTM E3 [15], e quimicamente atacadas com Nital 2%. As imagens de microscopia óptica foram adquiridas em um microscópio LEICA DM2700 M. Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados em um equipamento PANTEC modelo HXD 1000TM com carga 300gf e tempo de aplicação de carga de 5s.

Corpos de prova de dilatométrica foram usinados com geometria cilíndrica maciça (comprimento:10mm, diâmetro: 3mm) e ensaios de dilatométrica foram executados em um dilatômetro de têmpera R.I.T.A. L78 da fabricante Linseis com os seguintes objetivos: 1- Determinação das temperaturas críticas Ac1 e Ac3; 2- Determinação do diagrama de transformação de fases sob resfriamento contínuo (TRC); 3- Simulação física de perfis térmicos de resfriamento acelerado e isothermas de bobinamento para avaliação de decomposição austenítica tardia.

Para determinação das temperaturas Ac1 e Ac3, seis corpos de prova foram aquecidos da temperatura ambiente até 900°C, onde permaneceram por um minuto

(60s), com uma taxa de aquecimento de 5°C/s. Por meio da utilização do método das derivadas aplicado aos dados dilatométricos, as referidas temperaturas críticas foram determinadas [2,16, 17].

Para a determinação do diagrama TRC, seis corpos de prova foram aquecidos nas mesmas condições acima citadas e então resfriados até a temperatura ambiente com diferentes taxas de resfriamento, sendo elas: 1°C/s, 5°C/s, 15°C/s, 23°C/s, 50°C/s e 150°C/s. Deve-se destacar que em um processo de laminação a quente ocorre o refino do grão austenítico devido a recristalização da austenita e que, por esse motivo, o tamanho dos grãos austeníticos a partir do qual se inicia o resfriamento acelerado é pequeno. Como nos ensaios de dilatométrica, não se utilizou uma célula de deformação, as condições de austenitização foram definidas com o objetivo de se obter um pequeno tamanho de grão austenítico, justificando a taxa de aquecimento, a temperatura de austenitização e o tempo de encharque utilizados. As temperaturas críticas Ar1 e Ar3 foram determinadas por meio da aplicação do método das derivadas aos dados experimentais.

Após os ensaios de dilatométrica para determinação do diagrama TRC, as amostras ensaiadas foram metalograficamente preparadas e atacadas com Nital 2% para a caracterização microestrutural. O microscópio óptico LEICA, modelo DM 2700M foi utilizado para esse fim. Realizada a caracterização microestrutural, as amostras foram submetidas a ensaios de microdureza Vickers. Foram feitas 10 identificações aleatórias em cada amostra. A carga de 300gf com o tempo de 5 segundos foram utilizados. O equipamento utilizado nessa etapa foi um microdurômetro da marca Pantec, modelo HXD 1000TM.

Buscando simular os ciclos térmicos de resfriamento acelerado e isoterma de bobinamento, corpos de prova de dilatométrica foram aquecidos da temperatura ambiente até 900°C com uma taxa de aquecimento de 5°C/s e foram encharcadas por 60 segundos. Posteriormente, as amostras foram resfriadas até uma determinada temperatura a uma taxa constante, e mantidas nela por certo intervalo de tempo. A temperatura de isoterma até onde as amostras foram resfriadas representa a temperatura de bobinamento, e as taxas com que as amostras foram resfriadas representam a taxa média de resfriamento a que a tira foi submetida na mesa de laminação antes de ser bobinada. A Tabela 2 apresenta as condições avaliadas nesse trabalho.

Tabela 2 – Condições de simulação física dos ciclos térmicos de resfriamento acelerado e isoterma de bobinamento.

Amostra	Taxa de resfriamento (°C/s)	Temperatura de bobinamento (°C)
Bobinamento 1	23	610
Bobinamento 2	10	610
Bobinamento 3	10	590
Bobinamento 4	15	580

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1. Caracterização do Estado de Entrega

A Figura 1 apresenta a microestrutura do aço em seu estado de entrega. Observa-se que a estrutura é formada por ferrita e perlita, o que está de acordo com a sua composição química e histórico de processamento. Observa-se que os grãos

estão relativamente grosseiros. Isto ocorre pelo fato da amostra ter sido retirada da ponta de um esboço que não passou pela mesa de resfriamento, tendo sido resfriada ao ar. É possível notar a presença de inclusões de sulfeto de manganês. A microdureza do estado de entrega é de $(192 \pm 8)HV$.

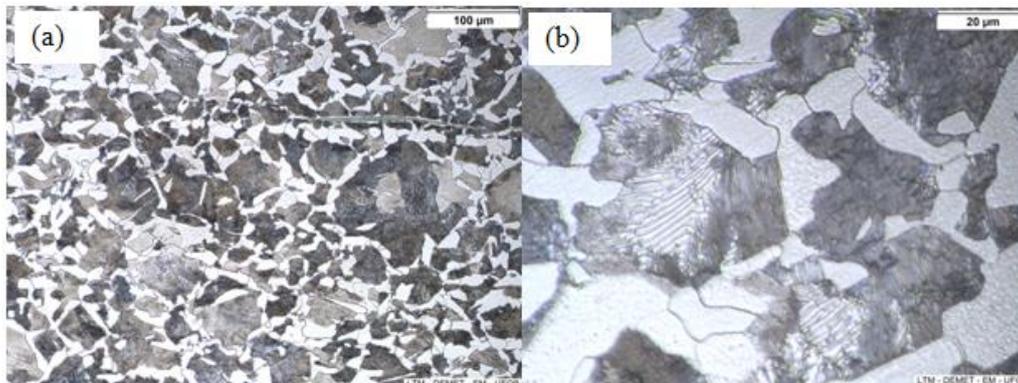


Figura 1 - Microestrutura da amostra do estado de entrega. (a) MO-200X;(b) MO-1000x.

3.2. Determinação das Temperaturas Ac1 e Ac3

O método das derivadas foi utilizado para calcular as temperaturas críticas de início e final de austenitização durante o aquecimento contínuo de seis amostras com taxa de aquecimento de $5^\circ C/s$. As temperaturas críticas encontradas durante o aquecimento estão mostradas na Figura 3.3. Observa-se que as temperaturas médias Ac₁ e Ac₃ são respectivamente $714^\circ C$ e $815^\circ C$.

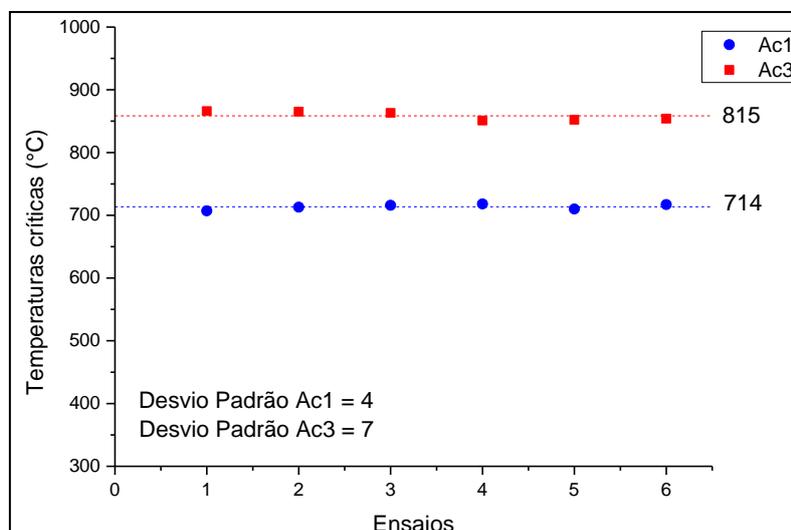


Figura 2 - Temperaturas críticas de austenitização durante aquecimento contínuo a $5^\circ C/s$.

3.3. Determinação do Diagrama TRC

Após a determinação das temperaturas críticas Ar₁ e Ar₃ durante o resfriamento contínuo para todas as taxas estudadas, e a temperatura Ms para as taxas onde verificou-se transformação martensítica, foi possível determinar o diagrama TRC para o aço SAE 1050 (Figura 3) para a condição de austenitização descrita em Materiais e Métodos.

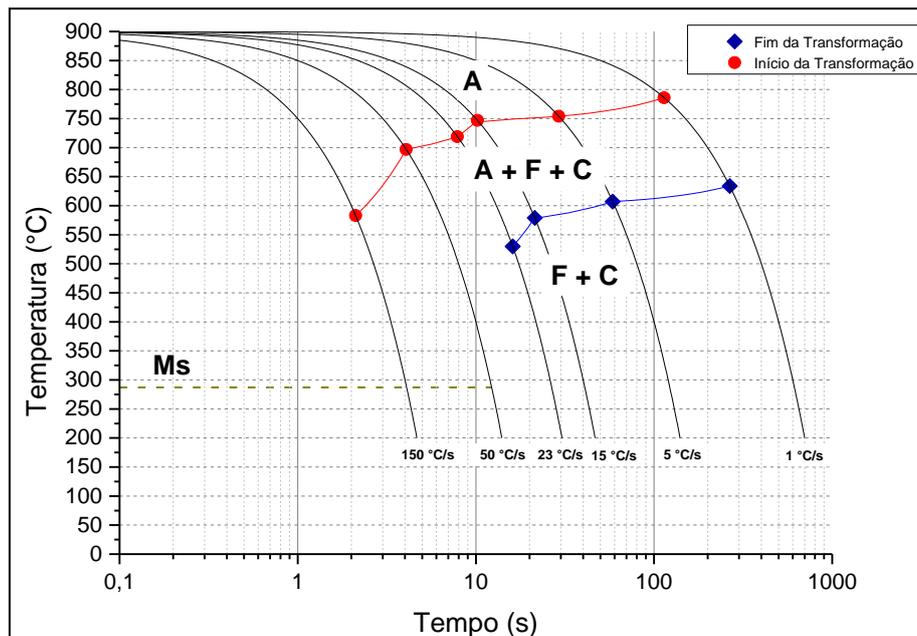


Figura 3 - Diagrama TRC determinado experimentalmente para aço SAE 1050 (A- austenita; F- ferrita, C-cementita).

Pode-se observar que o diagrama obtido indica uma temperabilidade inferior ao esperado para um aço SAE 1050 em estudos clássicos de tratamentos térmicos. Em função do teor de carbono do aço, esperava-se um diagrama mais deslocado para a direita. Supõe-se que em função da taxa de aquecimento relativamente elevada, temperatura de austenitização relativamente próxima de A_{c3} e tempo de encharque relativamente curto, o tamanho de grão austenítico prévio tenha sido pequeno, como desejado e devidamente explicado nos procedimentos experimentais. Grãos austeníticos menores favorecem a nucleação de constituintes difusionais como ferrita e perlita, diminuindo a temperabilidade do aço [18-20].

A Figura 4 apresenta as microestruturas das amostras ensaiadas por dilatometria submetidas às taxas de resfriamento de 5°C/s, 15°C/s e 23°C/s. Ao se comparar a microestrutura das amostras obtidas no experimento de dilatometria com a do estado de entrega, que foi retirada do esboço, observa-se um intenso refino da microestrutura, comprovando a hipótese da obtenção de um tamanho de grão austenítico pequeno durante a etapa de austenitização. Pode-se observar que para as três taxas de resfriamento a microestrutura é constituída por ferrita alotriomórfica e perlita. Com o aumento da velocidade de resfriamento, observou-se uma diminuição da fração de ferrita.

A Figura 5 apresenta as microestruturas das amostras submetidas às taxas de resfriamento de 50°C/s e 150°C/s. É possível observar que para a taxa de 50°C/s, a microestrutura é majoritariamente constituída por ferrita e perlita. Entretanto, observa-se a formação de pequenas ilhas de martensita alinhadas no sentido de laminação, ao redor de inclusões de sulfeto de manganês. Naquela região, provavelmente, devido a uma segregação química de Mn, a difusão atômica foi prejudicada, favorecendo a formação de martensita. Observa-se que para a taxa de 150°C/s a formação de ilhas de martensita ocorreu de forma mais expressiva, porém a microestrutura ainda é majoritariamente constituída por ferrita de contorno de grão e perlita fina/perlita degenerada.

A Figura 6 apresenta o resultado dos valores de microdureza Vickers das amostras submetidas as taxas de resfriamento de 1°C/s, 5°C/s, 23°C/s, 50°C/s,

150°C/s e do estado de entrega. Como esperado, a dureza aumentou em função do aumento da taxa de resfriamento.

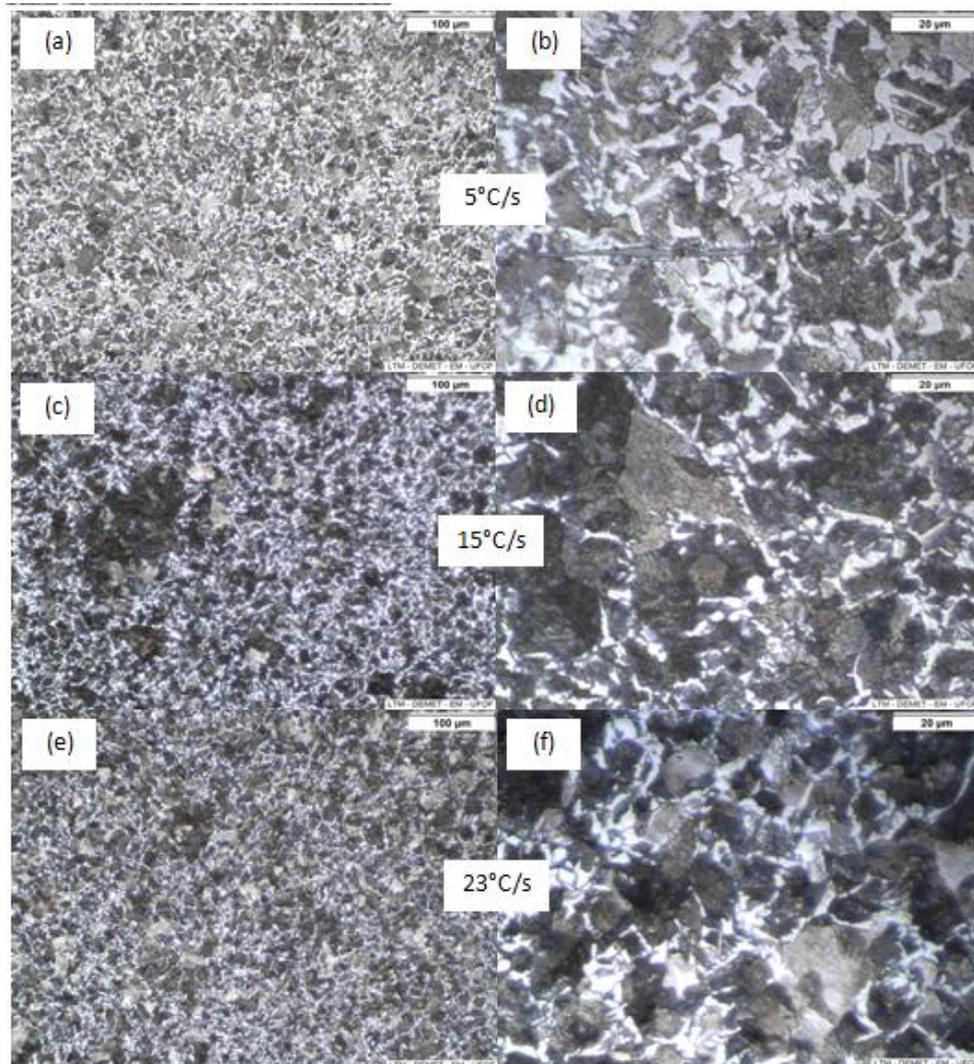


Figura 4 - Microestruturas dos corpos de prova submetidos às taxas de resfriamento de 5°C/s, 15°C/s e 23°C/s. (a), (c) e (e) aumento de 200x; (b), (d) e (f) aumento de 1000x.

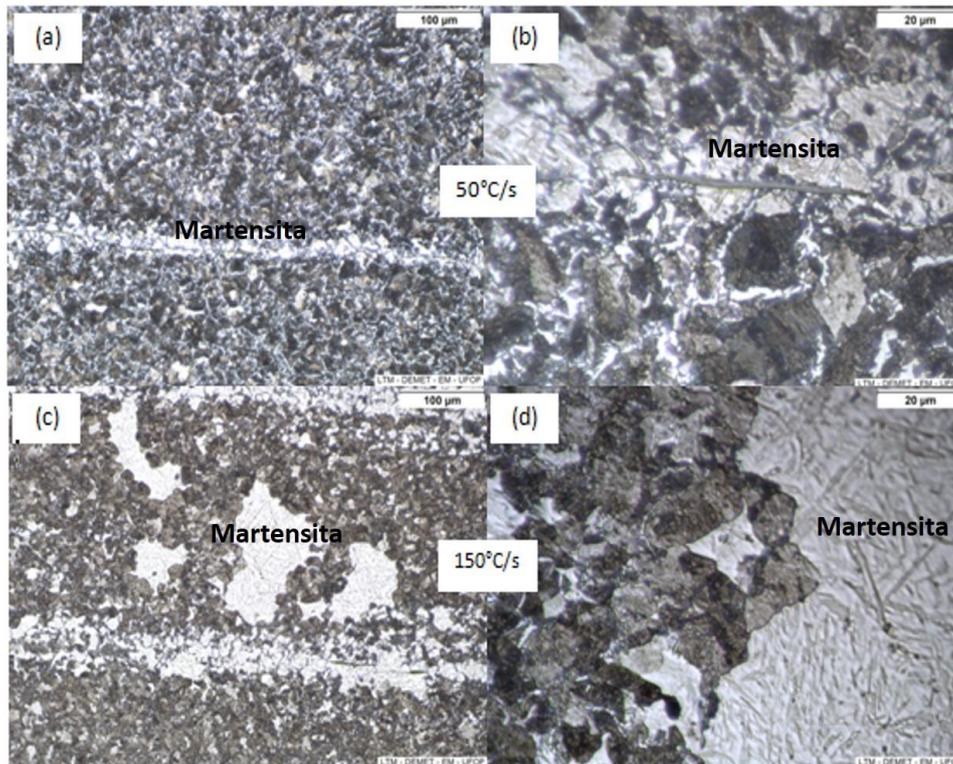


Figura 5 - Microestruturas dos corpos de prova submetidos às taxas de resfriamento de 50°C/s e 150°C/s. (a) e (c) aumento de 200x; (b) e (d) aumento de 1000x.

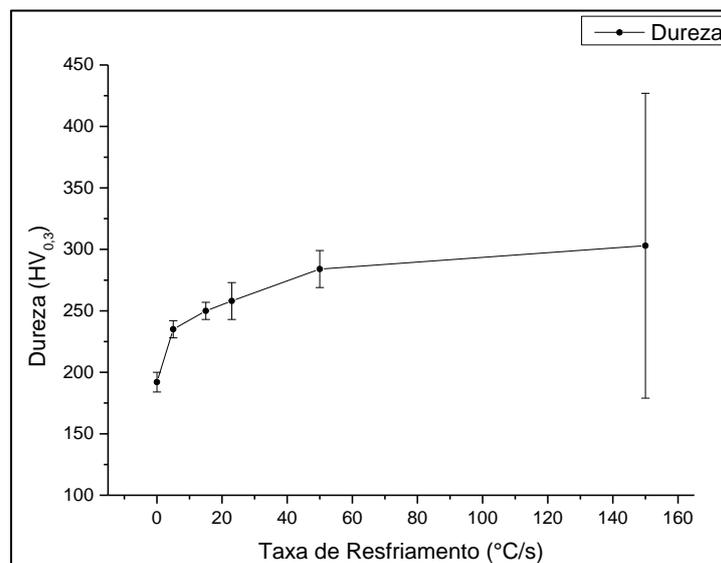


Figura 6 - Resultados de microdureza. A taxa de 0°C/s representa o estado de entrega.

3.4. Simulação Física de Ciclos Térmicos de Resfriamento Acelerado e Bobinamento

A Figura 7 apresenta os resultados da simulação física das etapas de resfriamento acelerado e isoterma de bobinamento. Destaca-se que o início da expansão dos corpos de prova, indicado por “i”, representa o início da decomposição austenítica, enquanto “f” representa o final da referida transformação. Nesse sentido, pode-se observar que entre as condições avaliadas, a condição “Bobinamento 1” foi aquela em que a maior fração de austenita se decompôs durante a isoterma de

bobinamento, representando uma situação crítica, onde a expansão tardia contribuiria para a ocorrência da ovalização. Essa condição foi especialmente selecionada para esse estudo por ser usual em algumas plantas de LTQ e, quando aplicada em aços médio carbono, geralmente levam à ovalização da bobina. Nesse caso especificamente, uma medida para evitar a ovalização da bobina é mantê-la tensionada no mandril por um intervalo de tempo após o seu bobinamento, desta maneira, as mudanças microestruturais poderiam não afetar a forma final da mesma. Porém, essa medida pode impactar na produtividade do laminador, além de diminuir a vida útil do mandril, uma vez que a elevada temperatura prejudica a lubrificação do equipamento, forçando assim uma troca prematura do mesmo [7].

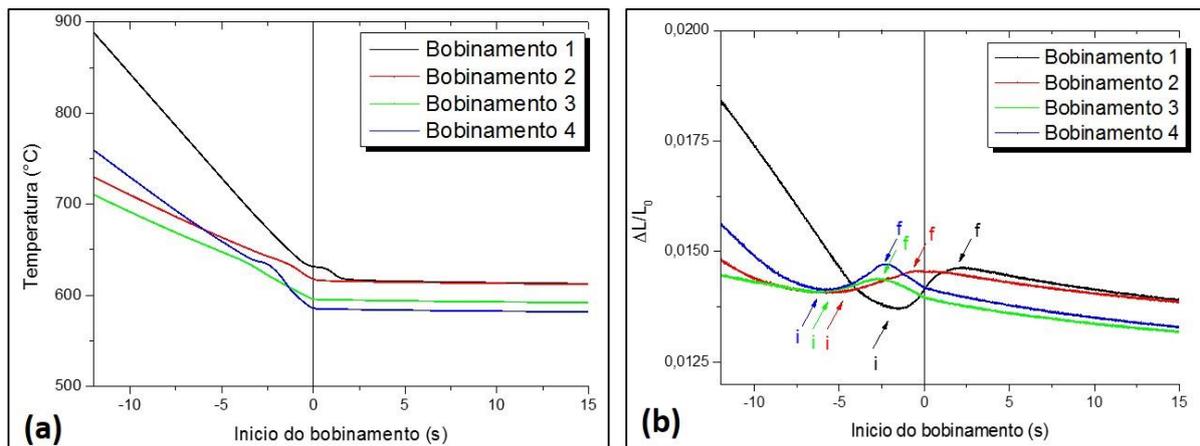


Figura 7 – (a) Temperatura versus tempo medidos durante a simulação física; (b) Variação do comprimento relativo versus tempo durante simulação física do resfriamento acelerado e bobinamento. O tempo 0 representa o início da isoterma de bobinamento; “i” indica o início da transformação de decomposição da austenita e “f” o final da transformação.

Sabendo-se que as temperaturas críticas de início e final de decomposição austenítica são fortemente sensíveis à taxa de resfriamento. Quanto menor a velocidade de resfriamento, mais elevadas são essas temperaturas. Assim sendo, buscou-se avaliar o efeito da diminuição desse parâmetro sobre a possibilidade de se antecipar a referida transformação, buscando que ela se complete antes da isoterma de bobinamento, ou que apenas uma pequena fração de austenita termine sua decomposição tardiamente, não impactando significativamente sobre a variação volumétrica da bobina [2, 18-20].

No “Bobinamento 2” diminuiu-se a taxa de resfriamento, mantendo-se a temperatura de bobinamento. Observou-se que o final da transformação ocorre instantes antes do início do bobinamento, condição melhor do que o “Bobinamento 1”. A simulação do “Bobinamentos 3” mostra uma condição mais favorável para se evitar a ovalização, pois com a diminuição da taxa de resfriamento combinada com a diminuição da temperatura de ovalização, conseguiu-se um cenário onde o final da transformação ocorre vários segundos antes de se iniciar o bobinamento. Entretanto, é preciso observar que a taxa de resfriamento no “Bobinamento 3” é muito baixa. Sendo assim, seria necessário diminuir muito a velocidade no último passe de laminação para a tira atingir a temperatura de bobinamento objetivada, prejudicando a produtividade do laminador.

Para diminuir o impacto na produtividade, foi simulada a condição de “Bobinamento 4”. A taxa de resfriamento foi aumentada para um valor intermediário, mas a temperatura de bobinamento proposta é inferior. Entre as condições avaliadas essa seria aquela onde a componente metalúrgica de ovalização do aço SAE 1050 seria seguramente eliminada. Porém, a diminuição da temperatura de ovalização deve ser avaliada industrialmente, pois ela pode causar problemas de ondulação de borda [5].

4. CONCLUSÕES

A utilização da técnica de dilatometria para se avaliar a componente metalúrgica do fenômeno de ovalização de bobinas de aços laminados a quente se mostrou satisfatória para um aço do tipo SAE 1050.

As simulações físicas das etapas de resfriamento acelerado e isoterma de bobinamento de um aço SAE 1050 mostraram que, para as taxas de resfriamento normalmente utilizadas na laminação de tiras a quente, a austenita não se decompõe completamente antes de se iniciar o bobinamento. As condições que apresentaram melhores resultados no que diz respeito à amenização da componente metalúrgica do fenômeno de ovalização foram: a diminuição da taxa de resfriamento para 10°C/s com a diminuição da temperatura de bobinamento para 590°C; diminuição da taxa de resfriamento para 15°C/s com temperatura de bobinamento de 580°C.

É importante ressaltar, que alterações nos parâmetros de resfriamento e bobinamento podem causar mudanças na microestrutura final do aço. O diagrama TRC do aço SAE 1050, determinado para uma condição de pequeno tamanho de grão austenítico prévio, pode ser utilizado como uma referência para previsibilidade das microestruturas resultantes.

Agradecimentos

Os autores agradecem ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) pelo apoio no desenvolvimento desse estudo.

REFERÊNCIAS

1. Lino, J. J. P. Laminação Controlada de um Aço Microligado ao Nióbio Visando a Obtenção do Grau API X60 em Laminador Steckel. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Rede Temática em Engenharia de Materiais, Ouro Preto, 2017.
2. Cardoso, R. A., Faria, G. L., Lino, J. J. P. Efeito da Composição Química sobre a Cinética de Transformação de Fases de Aços Baixo Carbono Microligados Laminados pelo Processo Steckel. 54º Seminário de Laminação e Conformação. ABMWeek, 2017.
3. Adamczyk, J. Development of the Microalloyed Constructional Steels. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. 2006; 14:9-20.
4. Ouchi, C. Development of Steel Plates by Intense use of TMCP and Direct Quenching Process. ISIJ International. 2001; 41:542-553.
5. Rizzo, E. M. S. Processos de laminação a quente de produtos planos de aço. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração. 2011.

6. Lima Jr SOL, Martins JBR, Prado AC, Volpato LFS, Silva CN. Redução da Ovalização em Bobinas a Quente de um Aço com Carbono Equivalente Maior do que 0,58. Produzido no Laminador de Tiras a Quente da Companhia Siderúrgica de Tubarão. Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração. Anais do 42º Seminário de Laminação, Processos e Produtos Laminados e Revestidos; 2005. Santos, Brazil. São Paulo: ABM; 2005.
7. Areas, V. L. F.; Barbosa, G. M.; Dassie, C.; Godinho, G. A.; Jacolot, R.; Marmulev, A.; Ney, V. B.; Rodrigues, F. J. Redução de Ovalização em Bobinas de Aços “Dual Phase” no LTQ Da Arcelormittal Tubarão. In: 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos. 2014.
8. Cho, H., Cho, Y., Im, Y., Lee J. K., Kwak, J. H., Han, H. N. A finite element analysis for asymmetric contraction aftercoiling of hot-rolled steel. Journal of Materials Processing Technology. 2010; 210: 907-913.
9. Milenin, A., Kustra, P., Kuziak, R., Pietrzyk, M. Model of Residual Stresses in - rolled sheets with taking into account relaxation process and phase transformation. Procedia Engineering. 2014; 81:108-113.
10. Gorni, A. A., Silva, M. R. S. Ovalização de Bobinas a Quente de Aços com Médio Teor de Carbono. In: 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 2014.
11. Mazur, V. L., Meleshko V. I., Kostyakov, V. V., Karetnyi, Z.P. Shape Stability of Coils of Hot Rolled Strip. Steel in the USSR. 1987; 17:421-424.
12. Kaspar, R., Kapellner, W., Pawelski, O. Effect of Austenite Deformation on the Continuous Cooling Transformation of Medium Carbon Steels. Zeitung für das Metallkunde. 1987; 78:569-575.
13. Krishnan, K., Singh, S. B., Sahay, S. S. Modeling Non-isothermal Austenite to Ferrite Transformation in Low Carbon Steels. Materials Science and Engineering A. 2007; 445-446:310-315.
14. SAE.J403: Chemical Compositions of SAE Carbon Steels. Pittsburgh :SAE International, 2014. 11p.
15. ASTM E3-11(2017) Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017.
16. Motycka, P., Kovér, M. Evaluation Methods of Dilatometer Curves of Phase Transformations. COMAT. 2012.
17. Pawlowski, B. Determination of Critical Points of Hypoeutectoid Steels. Archives of Metallurgy and Materials. 2012; 57:957-962.
18. Bhadeshia, H. K. D. H.; Yang, H. S. Austenite grain size and the martensite-start temperature. Scripta Materialia. 2009; 60: 493-495.
19. Esmailian, M. The Effect of Cooling Rate and Austenite Grain Size on the Austenite to Ferrite Transformation Temperature and Different Ferrite Morphologies in Microalloyed Steels. Iranian Journal of Materials Science & Engineering. 2010. 7:7-14.
20. Olasolo, M., Uranga, P., Rodriguez-Ibabe, J. M. Materials Science and Engineering: A. 2011. 528:2559-2569.