

# FORMAÇÃO MICROESTRUTURAL DE UM AÇO BIFÁSICO NAS ETAPAS INICIAIS DO RECOZIMENTO CONTÍNUO<sup>1</sup>

Túlio Magno Füzessy de Melo<sup>2</sup>  
Fernando de Souza Costa<sup>3</sup>  
Fábio Dian Murari<sup>4</sup>

## Resumo

As etapas iniciais do tratamento térmico de recozimento contínuo são responsáveis pela formação da microestrutura em aços bifásicos laminados a frio, influenciando suas propriedades mecânicas. No presente trabalho as etapas de aquecimento, encharque e resfriamento lento do recozimento contínuo de um aço bifásico foram simuladas usando uma máquina Gleeble. O aço foi laminado a quente em escala piloto, usando-se duas temperaturas de bobinamento diferentes, para produzir duas microestruturas distintas (ferrita + perlita e bainita) anteriores à laminação a frio e do recozimento. A formação microestrutural foi avaliada através de dilatomia e verificada por análise metalográfica quantitativa em corpos-de-prova temperados a partir de pontos selecionados no ciclo de recozimento. Os resultados obtidos mostram que a microestrutura prévia afeta a velocidade de formação da austenita no aquecimento, com maior quantidade de austenita formada, para cada temperatura, a partir da microestrutura bainítica. A distribuição da segunda fase também depende da temperatura de bobinamento, sendo mais homogênea para a temperatura mais baixa e tendendo para um bandejamento para a temperatura mais alta.

**Palavras-chave:** Formação microestrutural; Recozimento contínuo; Aço bifásico.

## MICROSTRUCTURE FORMATION OF A DUAL PHASE STEEL AT THE INITIAL STEPS OF THE CONTINUOUS ANNEALING

### Abstract

The initial steps of the continuous annealing treatment are responsible for the microstructure formation on cold rolled dual phase steels, affecting their mechanical properties. In this work the heating, soaking and slow cooling steps of the continuous annealing of a dual phase steel were simulated using a Gleeble machine. The steel was hot rolled on a pilot scale using two different coiling temperatures, in order to produce two distinct microstructures (ferrite + pearlite and bainite) prior to cold rolling and annealing. The microstructure formation was analyzed through dilatometry and verified by quantitative metallography on specimens quenched at selected points of the annealing cycle. The results show that the previous microstructure affects the austenite formation speed at the heating step, with a larger amount of austenite at each temperature formed from the bainitic microstructure. The second phase distribution also depends on the coiling temperature being more homogeneous for the lower temperature and tending to banding for the higher temperature.

**Key words:** Microstructural formation; Continuous annealing; Dual phase steel.

<sup>1</sup> *Contribuição técnica ao 45° Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 21 a 24 de outubro de 2008, Ipjuca - Porto de Gainhas - PE*

<sup>2</sup> *Membro da ABM; Engenheiro Mecânico, Dr.-Ing, Superintendência do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas; Ipatinga, MG.*

<sup>3</sup> *Membro da ABM; Físico, M.Sc., Superintendência do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas; Ipatinga, MG.*

<sup>4</sup> *Membro da ABM; Engenheiro Metalurgista, M.Sc., Superintendência do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas; Ipatinga, MG.*

## 1 INTRODUÇÃO

Os aços bifásicos, também chamados de *Dual Phase* (DP), têm sido cada vez mais empregados em aplicações automotivas, principalmente substituindo aços ARBL (alta resistência e baixa liga), em função da sua combinação mais conveniente de resistência e ductilidade.<sup>(1-3)</sup> Aços DP laminados a frio são geralmente ligas Fe-C-Mn ou Fe-C-Mn-Si, cujas propriedades são definidas por parâmetros de processamento, principalmente no tratamento de recozimento contínuo após a laminação a frio. O ciclo de recozimento contínuo inclui um aquecimento contínuo até uma temperatura intercrítica, seguido de um encharque isotérmico e um subsequente resfriamento lento até uma temperatura de têmpera, a partir da qual o material é resfriado rapidamente até uma temperatura de super-envelhecimento. Depois de permanecer nessa temperatura por um certo período, o material é finalmente resfriado até a temperatura ambiente. Os estágios iniciais desse tratamento (aquecimento, encharque e resfriamento lento) são responsáveis pela formação da microestrutura dos aços DP laminados a frio, afetando suas propriedades mecânicas finais.

Poucos estudos têm sido relatados sobre a evolução microestrutural de aços DP laminados a frio durante ciclos de recozimento contínuo similares àqueles usados em linhas industriais.<sup>(4-7)</sup> Eles sugerem que a recristalização da ferrita, deformada pela laminação a frio, ao longo do aquecimento possui um efeito pequeno sobre a formação da austenita e sua decomposição posterior. Contudo, Huang, Poole e Militzer<sup>(8)</sup> mostraram recentemente que a interação entre a recristalização da ferrita e a formação da austenita pode afetar de forma significativa a microestrutura produzida pelo recozimento. Assim, as condições de aquecimento aplicadas nesse tratamento, em especial a taxa de aquecimento, podem alterar a cinética de formação da austenita e a microestrutura ferrita-martensita resultante.<sup>(9)</sup> Além disso, os autores também mostraram que a fração e a distribuição da austenita são diferentes, dependendo se a microestrutura prévia, anterior ao recozimento contínuo, foi apenas laminada a quente ou também deformada a frio.<sup>(8,9)</sup> Nesses estudos, a evolução microestrutural durante o aquecimento e o encharque intercrítico foi analisada, mas não foram relatados resultados sobre as transformações que ocorrem durante a etapa de resfriamento lento do recozimento contínuo.

Com base nesses resultados, pode-se inferir que alterações na microestrutura deformada a frio, por exemplo como resultado de variações na temperatura de bobinamento após a laminação a quente, também poderiam afetar a formação microestrutural durante o recozimento dos aços DP, embora esse aspecto não pareça ter sido ainda avaliado. O presente trabalho mostra os resultados de uma avaliação experimental sistemática, com o objetivo de investigar o efeito da microestrutura prévia laminada a frio sobre a recristalização da ferrita e a formação da austenita durante os estágios iniciais do recozimento contínuo de um aço DP tratado sob condições similares àquelas aplicadas em linhas industriais.

## 2 MATERIAL E MÉTODOS

Para este estudo, um lingote de 50 kg foi preparado em um forno de fusão a vácuo com a composição química apresentada na Tabela 1. Após a solidificação, o lingote foi reaquecido a 1.250°C por 3 h, e laminado a quente até uma placa de 35 mm de espessura, usando um laminador piloto. Essa placa foi então cortada em duas

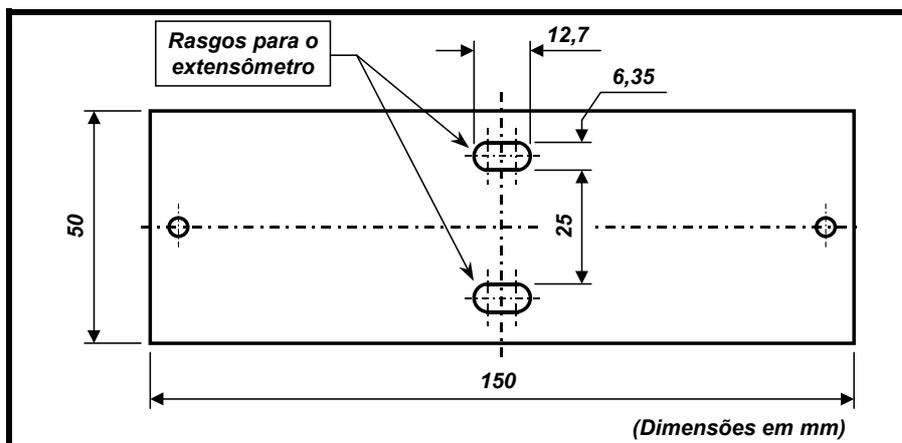
partes iguais, que foram novamente reaquecidas a 1.250°C, por 1 h, e depois laminadas a quente até tiras com 8 mm de espessura, com acabamento a 870°C.

**Tabela 1.** Composição química do material usado (% de massa).

C	Mn	Si	P	S
0,15	2,14	0,40	0,015	0,005

Para que fossem produzidas duas microestruturas diferentes, foram utilizadas duas temperaturas de bobinamento distintas, 650°C ou 450°C. Após o último passe de laminação a quente, cada tira foi resfriada até sua respectiva temperatura de bobinamento ( $T_B$ ), ao ar no caso de  $T_B = 650^\circ\text{C}$  e na água para  $T_B = 450^\circ\text{C}$ . Em seguida, cada tira foi colocada em um forno mantido na respectiva temperatura, que foi então desligado após 1 h de encharque isotérmico e deixado resfriar naturalmente até a temperatura ambiente. Depois disso, cada tira foi usinada até 4,4 mm de espessura, para eliminação de defeitos superficiais, e laminada a frio com uma redução de espessura da ordem de 66%, até cerca de 1,5 mm.

A evolução microestrutural durante os primeiros estágios do ciclo de recozimento contínuo foi avaliada através de simulações usando a máquina Gleeble 3500 do Centro de P&D da Usiminas. Para isso, corpos-de-prova (CPs) com a geometria mostrada na Figura 1 foram retirados das chapas laminadas a frio, com o eixo maior perpendicular à direção de laminação. Em cada simulação, um extensômetro indutivo foi montado no cp a fim de acompanhar as transformações de fase do material, através das alterações dimensionais associadas (dilatação/contração).



**Figura 1.** Corpos-de-prova (CPs) usados para as simulações na Gleeble.

Três grupos de simulações foram realizados neste estudo, para ambas as microestruturas prévias produzidas, como detalhado na Figura 2. Primeiramente, os cps foram aquecidos a uma taxa constante (3,3°C/s) até 900°C. Nesse primeiro grupo, indicado como ① na Figura 2 (a), alguns cps foram temperados em água a partir de algumas temperaturas selecionadas, entre 400°C e 860°C, para terem depois sua microestrutura analisada. No segundo grupo de testes, indicado como ② na Figura 2 (a), após atingir uma determinada temperatura (760°C, 780°C, 800°C ou 820°C), e permanecer nela durante 85 s, os cps foram temperados em água. No último grupo de ensaios, após o encharque isotérmico em cada uma das quatro temperaturas mencionadas, os cps foram resfriados por 35 s a uma taxa constante de 2,6°C/s e em seguida temperados em água, como mostrado na Figura 2 (b).

A microestrutura de todos os cps temperados foi analisada por microscopias óptica (MO) e eletrônica de varredura (MEV), após preparação convencional e ataque com

Nital. A taxa de resfriamento aplicada nas tâmporas com água foi sempre elevada (maior que  $500^{\circ}\text{C/s}$ ), de forma a garantir que a austenita presente à alta temperatura fosse totalmente transformada em martensita, e não em perlita e/ou bainita. Isso foi fundamental para a determinação da fração volumétrica de austenita formada durante o aquecimento, encharque e resfriamento lento, tornando possível a sua distinção em relação aos outros constituintes presentes na microestrutura (ferrita, perlita, bainita e carbonetos não dissolvidos). Para isso, os cps foram atacados com reagente de LePera<sup>(10)</sup>, que deixa brancas a martensita e a austenita retida, tingindo de cores diferentes os demais constituintes.

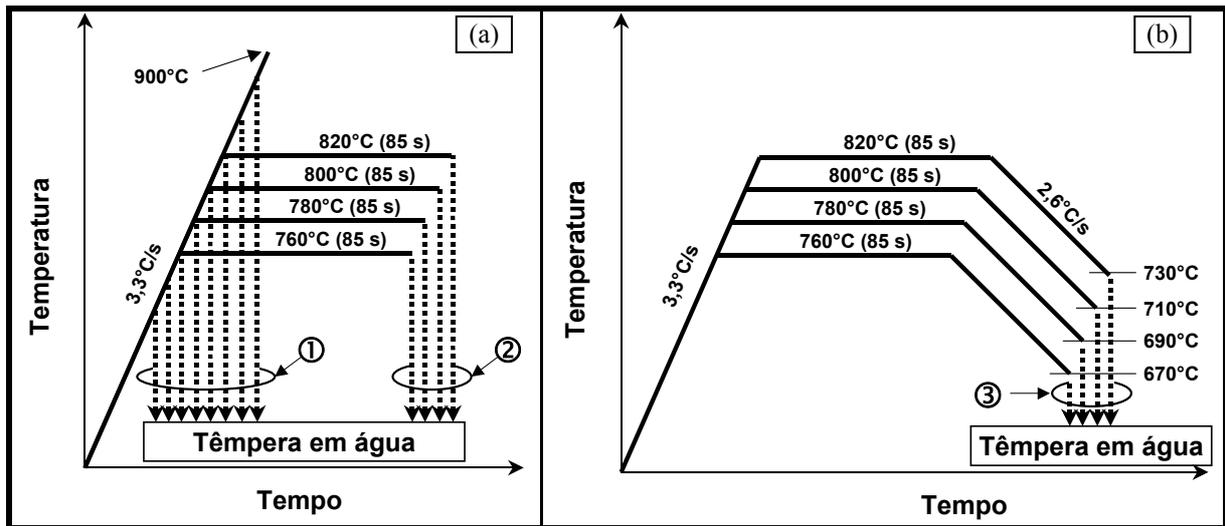


Figura 2. Ciclos térmicos simulados neste estudo, usando a máquina Gleeble.

A fração volumétrica de austenita medida como descrito acima, nas microestruturas temperadas, foi usada para verificar a formação da austenita durante o aquecimento derivada das alterações dilatométricas através da aplicação da regra da alavanca, como se vê de forma esquemática na Figura 3. A dureza Vickers (HV, carga de 5 kgf) medida nessas microestruturas também foi usada para a análise dos processos que ocorreram durante as simulações de aquecimento.

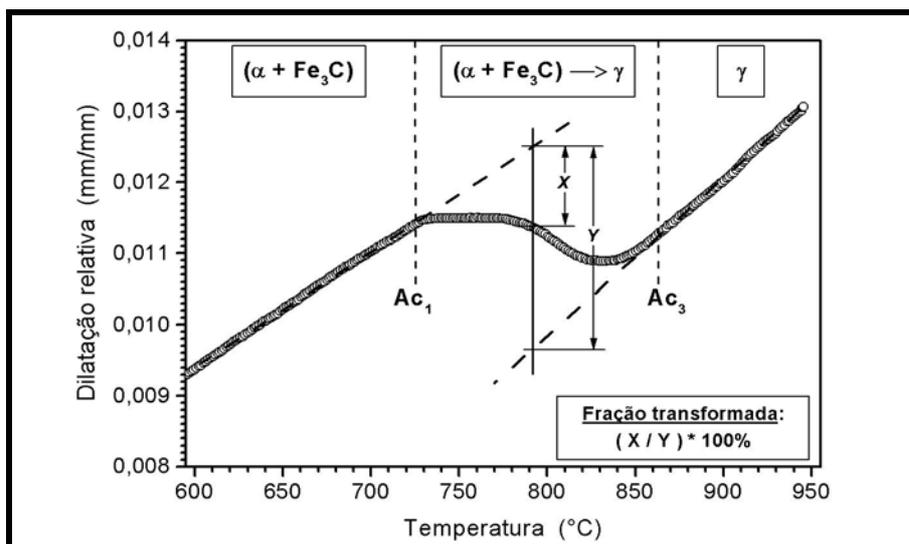
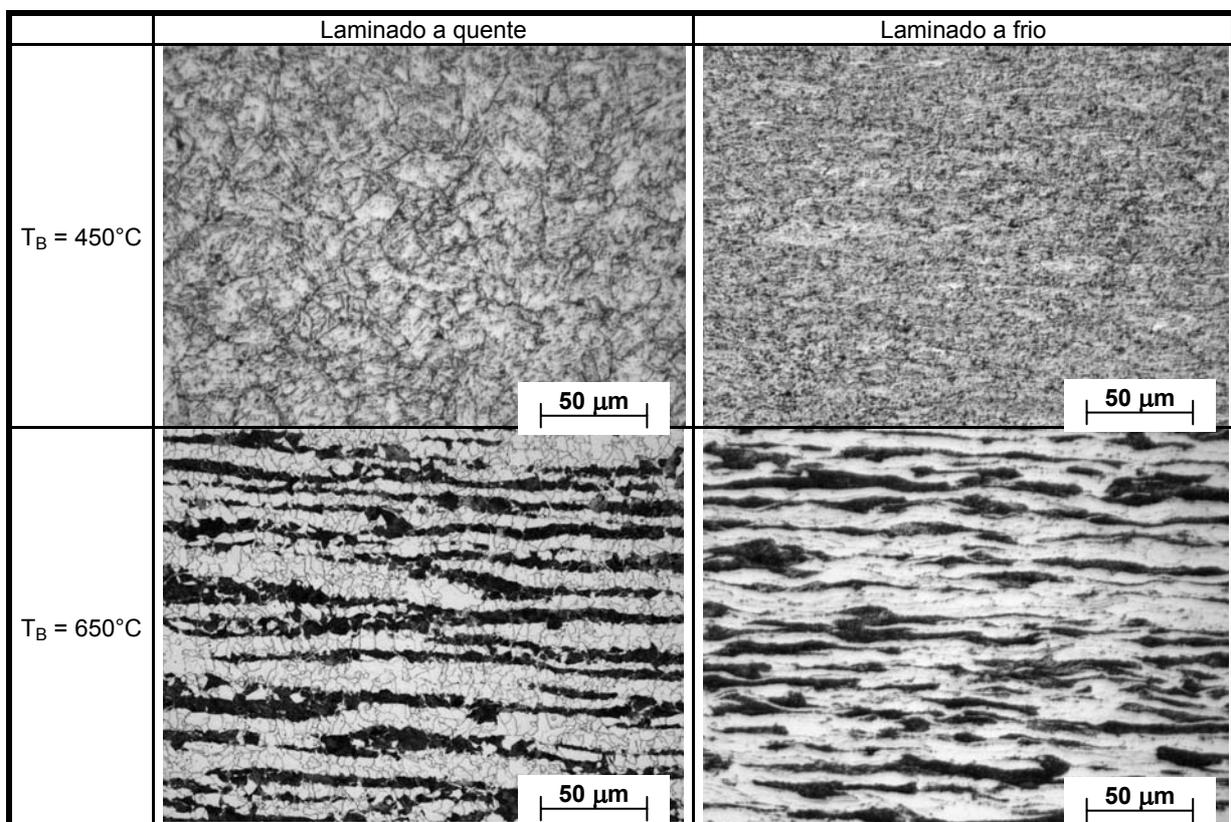


Figura 3. Determinação da fração volumétrica de austenita formada durante o aquecimento.

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### 3.1 Microestruturas Iniciais

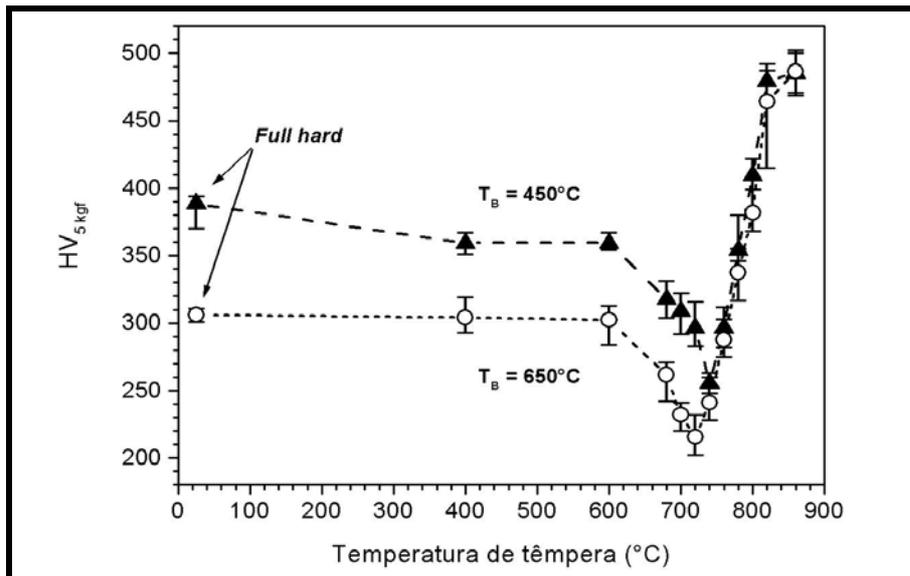
Como se vê na Figura 4, as duas temperaturas de bobinação ( $T_B$ ) após laminação a quente usadas neste estudo produziram duas microestruturas distintas. Na tira com temperatura de bobinação igual a  $650^\circ\text{C}$ , a microestrutura é formada por bandas de perlita em matriz de ferrita recristalizada. Por outro lado, a microestrutura para o bobinação a  $450^\circ\text{C}$  é totalmente bainítica sem bandeamento aparente. Após a laminação a frio, tanto a ferrita quanto as colônias de perlita da tira bobinada a  $650^\circ\text{C}$  foram deformadas, como previamente publicado<sup>(8, 11)</sup>. Porém, no caso da microestrutura bainítica, a deformação imposta pela laminação a frio foi menos evidente. A dureza média na condição de laminado a frio (*full hard*) foi de 388 HV e 306 HV, respectivamente para os bobinamentos a  $450^\circ\text{C}$  e  $650^\circ\text{C}$ .



**Figura 4.** Microestrutura dos aços bobinados a  $450^\circ\text{C}$  e  $650^\circ\text{C}$ , nas condições de laminados a quente e a frio (ataque: Nital).

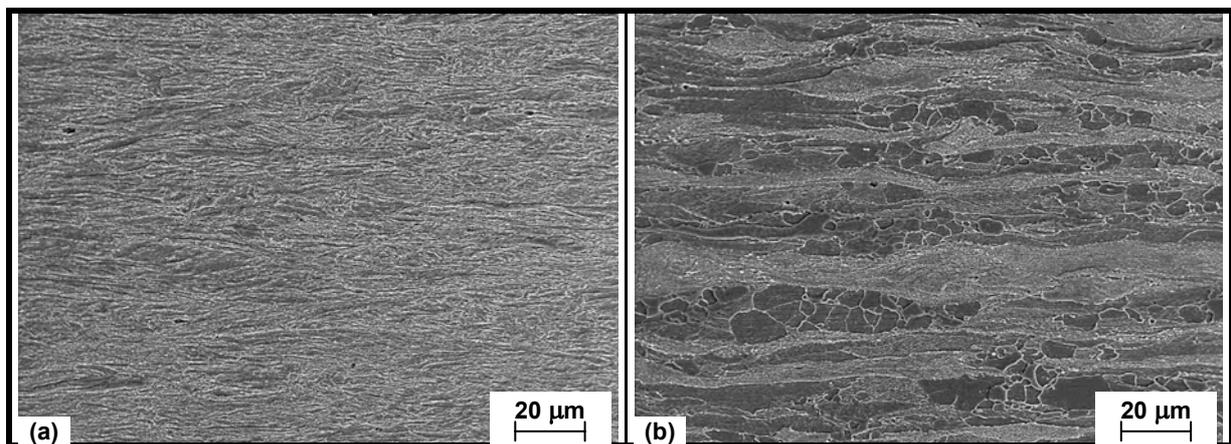
#### 3.2 Evolução Microestrutural durante o Aquecimento

A dureza medida nos cps temperados a partir de várias temperaturas ao longo da etapa de aquecimento sob taxa constante é mostrada na Figura 5. Verifica-se que, para ambas as temperaturas de bobinação aplicadas, a dureza varia muito pouco até cerca de  $600^\circ\text{C}$ , provavelmente devido a alguma recuperação. A partir dessa temperatura e até cerca de  $720^\circ\text{C}$ , observa-se uma queda na dureza, seguida de um forte aumento, com tendência de estabilização somente por volta de  $860^\circ\text{C}$ .



**Figura 5.** Evolução da dureza dos cps temperados a diferentes temperaturas, para as duas temperaturas de bobinação ( $T_B$ ) utilizadas.

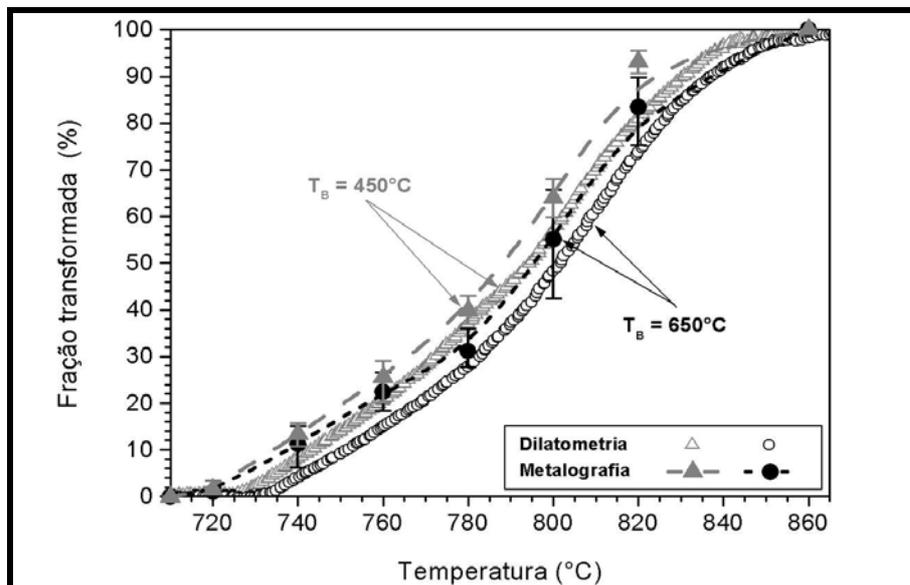
A análise da microestrutura dos cps temperados no intervalo entre 600°C e 720°C indica que a queda de dureza mostrada na Figura 5 está associada à recristalização da ferrita. Nos exemplos da Figura 6, novos grãos recristalizados podem ser facilmente identificados no aço bobinado a 650°C, onde a microestrutura era composta de ferrita e perlita. Porém, para a microestrutura bainítica, formada à baixa temperatura de bobinação, não se vêem grãos recristalizados com contornos claros, mas apenas algumas áreas menos deformadas. Também se verifica, na Figura 5, uma diferença de dureza entre as duas microestruturas iniciais usadas neste estudo, que começa já na condição *full hard* e permanece durante todo o aquecimento, diminuindo a partir de 760°C e desaparecendo por volta de 860°C.



**Figura 6.** Microestrutura dos cps aquecidos a 3,3°C/s e temperados a partir de 680°C. Temperatura de bobinação: (a)  $T_B = 450^\circ\text{C}$  e (b)  $T_B = 650^\circ\text{C}$  (MEV, ataque com Nital).

A formação da austenita ao longo do aquecimento à taxa constante de 3,3°C/s, derivada a partir das curvas dilatométricas obtidas, pode ser vista na Figura 7, para as duas temperaturas de bobinação usadas. O comportamento para ambas as microestruturas iniciais é similar, embora o aço bobinado a 450°C pareça transformar mais cedo para toda a faixa de temperaturas avaliada. Segundo os resultados dilatométricos, por exemplo à temperatura de 800°C, a diferença na fração de austenita entre as duas microestruturas é de cerca de 10%. Essa

diferença pode ser explicada pela distribuição da austenita, que é formada de partículas menores e mais espalhadas na microestrutura bainítica que na perlita, facilitando assim a nucleação da fase austenítica no aquecimento.

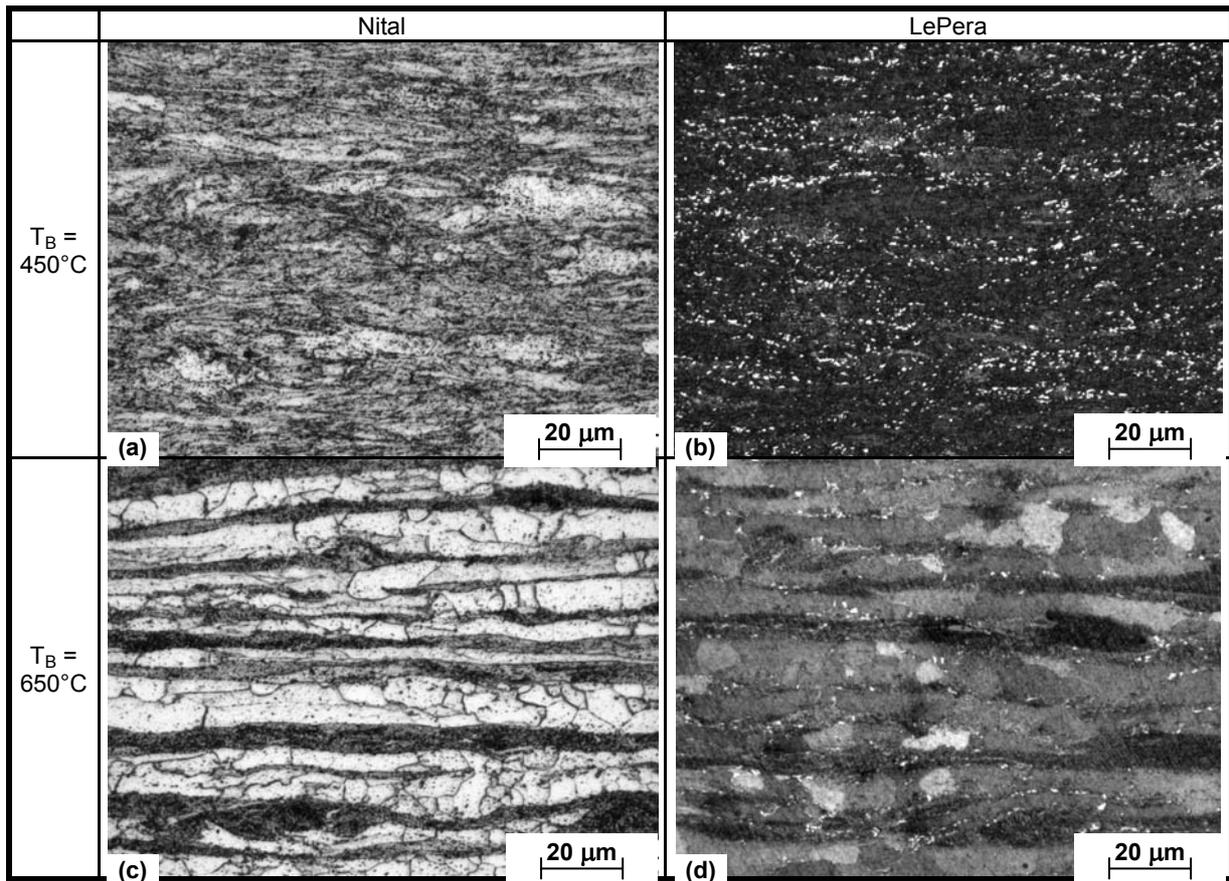


**Figura 7.** Formação da austenita ao longo do aquecimento à taxa constante de  $3,3^\circ\text{C/s}$ , para as duas temperaturas de bobinamento ( $T_B$ ) usadas.

Na Figura 7 também pode-se ver que a fração de austenita avaliada nos cps temperados, através da medição da fração de martensita e austenita retida, segue a mesma tendência determinada por dilatometria. As diferenças observadas podem ser atribuídas principalmente a incertezas experimentais associadas à identificação das fases por microscopia óptica e sua medição semi-automática.

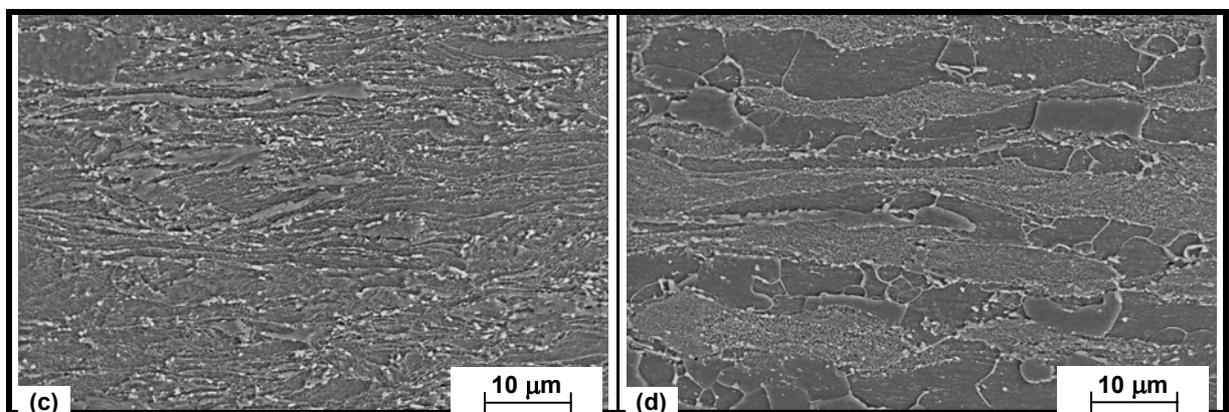
Os resultados mostrados na Figura 7 ajudam a explicar o comportamento da dureza apresentados na Figura 5. A interrupção do amaciamento e o início do rápido endurecimento, observados por volta de  $720^\circ\text{C}$ , estão associados ao início da formação de austenita. O aumento na quantidade de austenita formada ao longo do aquecimento resulta em quantidades crescentes de martensita na microestrutura temperada que, portanto, torna-se mais dura. Além disso, como a quantidade de austenita presente a cada temperatura é maior no aço bobinado a  $450^\circ\text{C}$ , como se viu na Figura 7, sua dureza após têmpera também é sempre mais alta, conforme os resultados apresentados na Figura 5.

Uma informação importante obtida da análise das Figuras 5 e 7 refere-se ao fato de que a recristalização da ferrita e a formação da austenita ocorrem simultaneamente ao longo de uma faixa de temperaturas. Como se pode verificar nos exemplos da Figura 8 para ambas as temperaturas de bobinamento, embora já possam ser identificadas ilhas de martensita (e, portanto, austenita) nos cps temperados a partir de  $720^\circ\text{C}$ , boa parte da microestrutura ainda não está recristalizada.



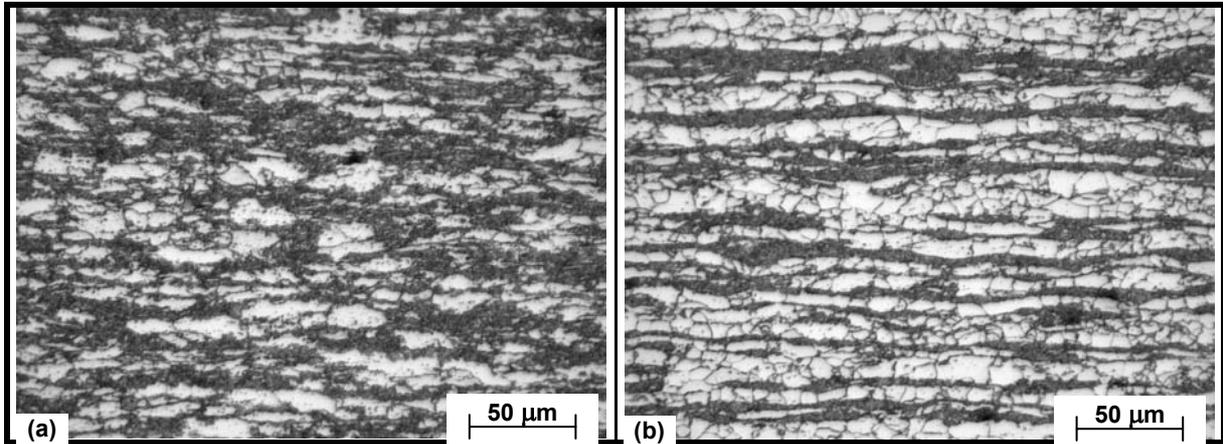
**Figura 8.** Microestrutura dos cps temperados a partir de  $720^\circ\text{C}$ , após ataque com Nital (a e c) e LePera (b e d). Temperatura de bobinação: (a) e (b)  $T_B = 450^\circ\text{C}$ ; (c) e (d)  $T_B = 650^\circ\text{C}$  (MO).

Também é interessante observar que, para ambas as microestruturas iniciais analisadas, embora as primeiras ilhas de austenita tenham sempre surgido associadas a partículas de cementita, isso aconteceu tanto em regiões recristalizadas quanto naquelas ainda encruadas. Exemplos desse comportamento podem ser vistos na Figura 9. Isso sugere que, contrariamente ao que foi relatado em estudos anteriores,<sup>(3,7)</sup> o processo de formação de austenita em princípio não depende da recristalização da ferrita, não havendo nenhuma evidência de que ele só tenha início depois que toda a microestrutura tenha recristalizado.



**Figura 9.** Microestrutura dos cps temperados a partir de  $720^\circ\text{C}$  (Nital, MEV). Temperatura de bobinação: (a)  $T_B = 450^\circ\text{C}$ , (b)  $T_B = 650^\circ\text{C}$ .

Os resultados obtidos neste estudo indicam que a distribuição da fase austenítica na microestrutura durante a etapa de aquecimento do recozimento contínuo pode ser afetada pela temperatura de bobinamento na laminação a quente. A título de exemplo, na Figura 10 são mostradas as microestruturas obtidas para os cps temperados a partir de 760°C. Enquanto no material bobinado a 650°C a austenita aparece em bandas, quando a temperatura de bobinamento foi reduzida para 450°C a austenita apresentou uma distribuição mais homogênea.



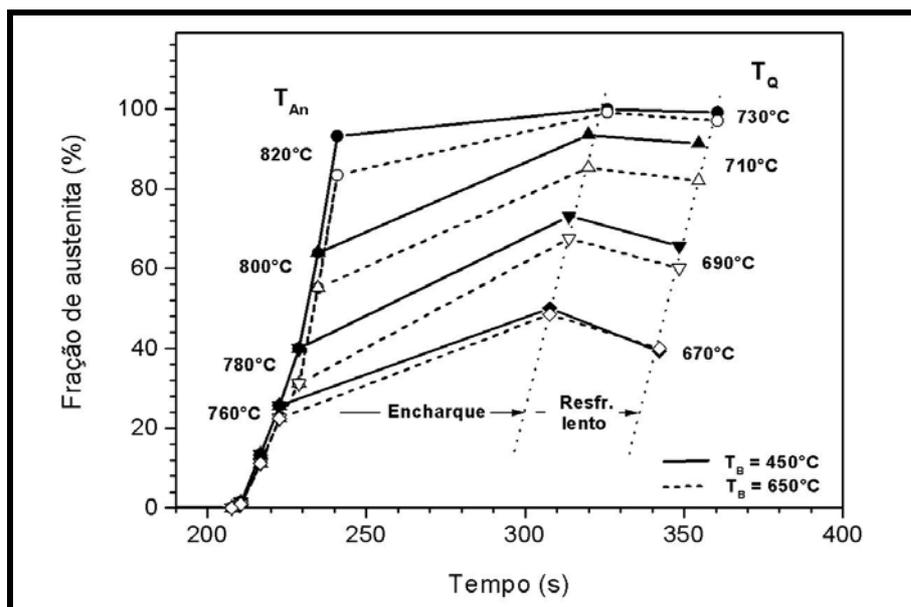
**Figura 10.** Microestrutura dos cps temperados a partir de 760°C (Nital, MO). Temperatura de bobinamento: (a)  $T_B = 450^\circ\text{C}$ , (b)  $T_B = 650^\circ\text{C}$ .

Isso significa que, além da taxa de aquecimento relatada em outro estudo<sup>(8)</sup>, a microestrutura inicial também afeta a distribuição da austenita na microestrutura de aços DP produzidos por recozimento contínuo. Atualmente encontra-se em desenvolvimento um estudo para verificar o efeito da distribuição da austenita sobre a partição à alta temperatura dos elementos de liga, especialmente o Mn, e sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas finais desse aço após o tratamento de recozimento contínuo completo.

### 3.3 Encharque Inter crítico e Resfriamento Lento

A evolução microestrutural durante o encharque a diferentes temperaturas por 85 s, seguido de resfriamento lento à taxa constante de 2,6°C/s durante 35 s foi analisada através de cps temperados no final de cada etapa. A fração de austenita observada nos cps temperados, para cada uma das microestruturas iniciais produzidas por temperaturas de bobinamento distintas, é mostrada na Figura 11. De maneira geral, a fração de austenita aumentou ao longo do encharque isotérmico, decrescendo depois durante a etapa de resfriamento lento. No entanto, a quantidade de austenita presente no final do encharque e após o resfriamento lento mostrou-se dependente tanto da temperatura intercrítica quanto da microestrutura prévia produzida pelo bobinamento após a laminação a quente.

Para o aço bobinado a 450°C, o encharque a 820°C durante 85 s resultou em um aumento de 7% na fração de austenita, de 93% para 100%, seguido de um decréscimo de apenas 1% após o resfriamento lento até 730°C. Para essa mesma temperatura de bobinamento, porém, quando o encharque foi realizado a 760°C, a fração de austenita aumentou de 26% para 50%, retornando para 39% no final do resfriamento lento até 670°C. Um comportamento similar foi observado para a microestrutura formada por ferrita e perlita, produzida pelo bobinamento a 650°C.

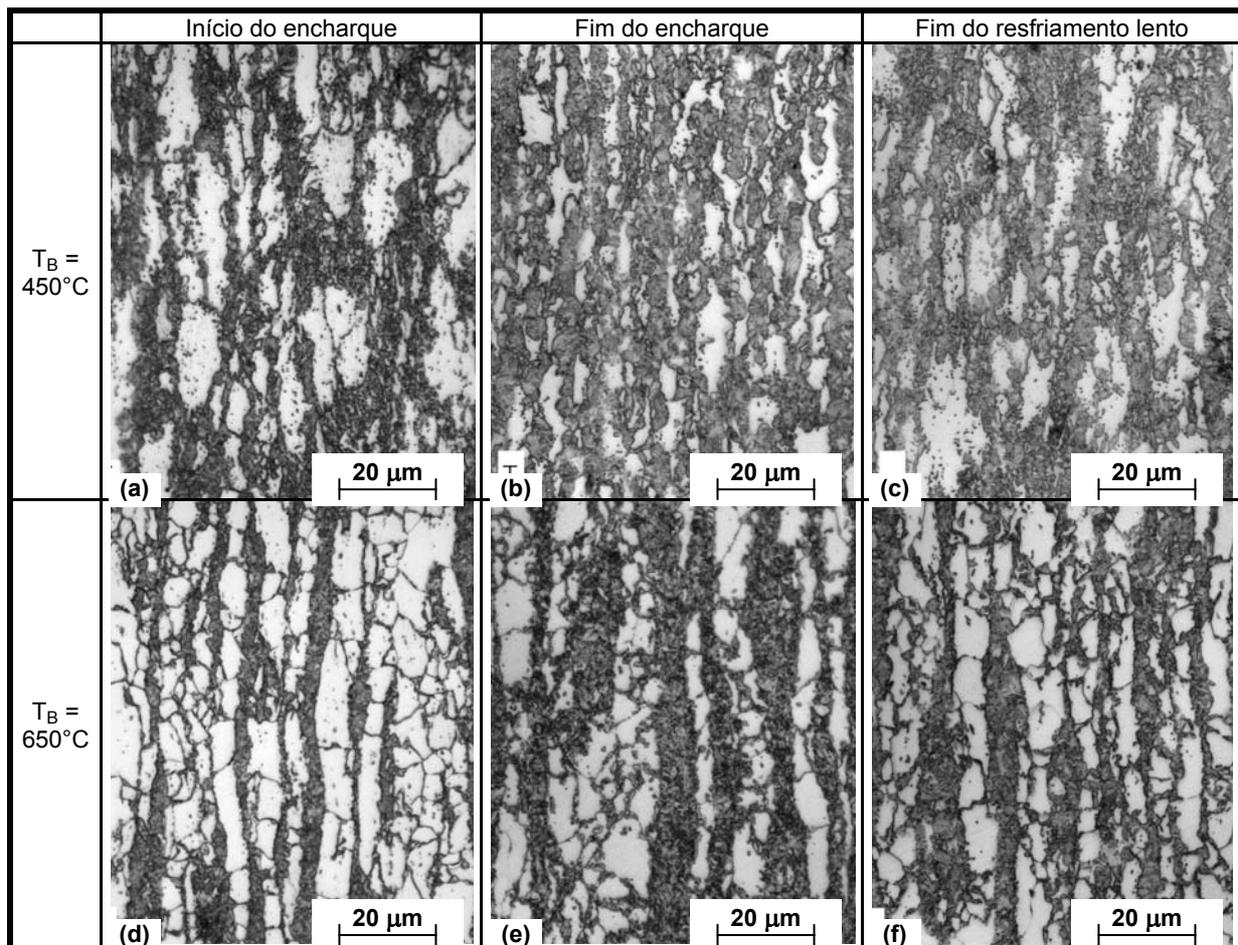


**Figura 11.** Evolução da fração de austenita ao longo do encharque a diferentes temperaturas ( $T_{An}$ ), seguido de resfriamento lento a taxa constante, para as temperaturas de bobinamento ( $T_B$ ) usadas neste estudo ( $T_Q$  = temperatura no final do resfriamento lento).

Esses resultados confirmam as observações realizadas por Huang et al.<sup>(8)</sup>, sugerindo que a formação da austenita é sensível à história térmica do aço e, portanto, constitui um processo não aditivo. Assim, a microestrutura inicial do aço DP laminado a frio tem um forte efeito sobre a fração de austenita presente na microestrutura ao longo dos primeiros estágios do recozimento contínuo. Os resultados apresentados na Figura 11 também indicam que, especialmente no caso de temperaturas de encharque intermediárias, a diferença entre as frações de austenita para as duas microestruturas prévias aqui investigadas permaneceu aproximadamente constante desde o início do encharque até o final do resfriamento lento. Quando, porém, a temperatura de encharque foi muito alta ou muito baixa, a fração de austenita tende para um único valor no final do resfriamento lento, independentemente da microestrutura prévia.

De qualquer modo, a morfologia e a distribuição da austenita na microestrutura apresentaram uma tendência de permanecerem distintas para cada uma das temperaturas de bobinamento utilizadas, mesmo quando a temperatura de encharque foi baixa, como se vê no exemplo da Figura 12. O aço bobinado a 650°C, com microestrutura inicial ferrita + perlita, apresentou bandas de austenita na matriz ferrítica, desde o início do encharque até o final do resfriamento lento. Também foram identificadas algumas ilhas de austenita nos contornos da ferrita, fora das bandas, porém em menor quantidade.

Por outro lado, os exemplos da Figura 12 mostram que, para a microestrutura inicial bainítica, formada no bobinamento à temperatura mais baixa, as ilhas de austenita ficaram distribuídas de forma mais homogênea, até mesmo no fim do resfriamento lento. Nesse caso, embora se possa identificar alguma tendência ao bandeamento, não existe virtualmente nenhum alinhamento de grãos de ferrita. Essas distribuições microestruturais distintas no final do resfriamento lento irão permanecer até o final do recozimento contínuo completo, provavelmente resultando em propriedades mecânicas distintas. Esse efeito está sendo investigado em um estudo atualmente em desenvolvimento.



**Figura 12.** Evolução microestrutural ao longo do encharque a  $760^\circ\text{C}$  e no resfriamento lento até  $670^\circ\text{C}$  a  $2,6\text{C/s}$ . Temperatura de bobinamento: (a), (b) e (c)  $T_B = 450^\circ\text{C}$ ; (d), (e) e (f)  $T_B = 650^\circ\text{C}$  (MO, ataque: Nital).

#### 4 CONCLUSÃO

A recristalização do aço DP laminado a frio aqui estudado inicia-se na etapa de aquecimento, em torno de  $600^\circ\text{C}$ , e não está completa quando começa a formação da austenita, a cerca de  $720^\circ\text{C}$ , para ambas as microestruturas avaliadas. Grãos recristalizados são evidentes no aço bobinado a  $650^\circ\text{C}$ , cuja microestrutura inicial é formada por ferrita e bandas de perlita, mas não na microestrutura bainítica formada no bobinamento a  $450^\circ\text{C}$ , não sendo possível observar contornos de grãos ferríticos. Para ambas as microestruturas prévias, a formação das ilhas de austenita ocorreu simultaneamente em regiões recristalizadas e não recristalizadas, sugerindo que a recristalização da ferrita e a formação da austenita são processos independentes. A microestrutura inicial afeta a cinética de formação da austenita, que é mais rápida na microestrutura bainítica. Ao longo do aquecimento sob taxa constante, a diferença entre as frações de austenita formadas a partir de cada microestrutura chega a ser da ordem de 10%. Durante as etapas de encharque isotérmico e resfriamento lento, essas diferenças tendem a diminuir, no caso das temperaturas intercríticas muito altas ou muito baixas, permanecendo aproximadamente constantes para as temperaturas intermediárias.

A microestrutura inicial também afeta a distribuição da austenita na microestrutura durante as etapas iniciais do recozimento contínuo do aço DP investigado. Para a temperatura de bobinamento mais alta, as ilhas de austenita apresentam uma distribuição bandeada, similar àquela do material laminado a quente. Já no caso da microestrutura bainítica, as ilhas de austenita estão distribuídas de forma mais homogênea. Essa distribuição permanece até o final da etapa de resfriamento lento, podendo-se esperar que ela afete a microestrutura e as propriedades mecânicas finais do aço após o recozimento contínuo completo.

## Agradecimentos

Os autores agradecem a J. L. B. Antunes, I. de Castro e R. O. Rocha, da Usiminas, e M. Takahashi, da Nippon Steel Corporation, pela colaboração no desenvolvimento do estudo.

## REFERÊNCIAS

- 1 SPEICH, G. R.; MILLER, R. L. Mechanical Properties of Ferrite-Martensite Steels. In: *Structure and Properties of Dual-Phase Steels*, (eds) Kot, R. A. and Morris, J. W. Metall. Soc. AIME, Warrendale, PA (1979), p. 145-182.
- 2 SPEICH, G. R. Physical Metallurgy of Dual-Phase Steels. In: *Fundamentals of Dual-Phase Steels*, (eds) Kot, R. A. and Bramfit, B. L. Metall. Soc. AIME, Warrendale, PA (1981), p. 345.
- 3 LLEWELLYN, D. T.; Hillis, D. J. Dual Phase Steels. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 23, 1996, n. 6, p. 471-478.
- 4 PICHLER, A.; HRIBERNIG, E.; TRAGL, E.; ANGERER, R.; RADLMAYR, K.; SZINYUR, J.; TRAJNT, S.; WERNER, E. Aspects of the Production of Dual Phase and Multiphase Steel Strips. In: *41<sup>st</sup> Mech. Working Steel Processing Conf. Proc.*, v. XXXVII, ISS, Warrendale, PA (1999), p. 37-60.
- 5 GIRINA, O. A.; FONSTEIN, N. M.; BHATTACHARYA, D. Effect of Annealing Parameters on Austenite Decomposition in a Continuously Annealed Dual-Phase Steel. In: *45<sup>th</sup> Mech. Working Steel Processing Conf. Proc.*, v. XLI, ISS, Warrendale, PA (2003), p. 403-414.
- 6 TRAJNT, S.; PICHLER, A.; SPIRADEK-HAHN, K.; STIASZNY, P.; KREMPANSKY, C.; WERNER, E. Microstructure Characterization of Cold Rolled Dual-Phase Steels. *Steel Research Int.*, v. 76, 2005, p. 539-544.
- 7 ROCHA, R. O.; MELO, T. M. F.; SANTOS, D. B. Microstructural Evolution at the Initial Stages of Continuous Annealing of Cold Rolled Dual-Phase Steel. *Mater. Sci. Eng. A*, v. 313, 2005, p. 296-304.
- 8 HUANG, J.; POOLE, W. J.; MILITZER, M. Austenite Formation during Intercritical Annealing. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 35A, 2004, p. 3363-3375.
- 9 MILITZER, M. Microstructure Evolution in Dual-Phase Steels. *Trans. Indian Inst. Met*, v. 59, 2006, n. 5, p. 711-724.
- 10 LEPERA, F. S. Improved Etching to Emphasize Martensite and Bainite in High-Strength Dual-Phase Steel. *Journal of Metals*, v. 32, 1980, n. 3, p. 38-39.
- 11 YANG, D. Z.; BROWN, E. I.; MATLOCK, D. K.; KRAUSS, G. Ferrite Recrystallization and Austenite Formation in Cold-Rolled Intercritically Annealed Steel. *Metall. Trans. A*, v. 16A, 1985, p. 1385-1392.