

FORMAÇÃO DE GRÃOS FERRÍTICOS ULTRAFINOS ATRAVÉS DE FENÔMENOS DINÂMICOS INDUZIDOS POR DEFORMAÇÃO ¹

Elcio Geraldo Ferracini Junior ²

Oscar Balancin ³

Resumo

Novas rotas do processamento termomecânico têm sido desenvolvidas com o objetivo de produzir grãos ferríticos ultrafinos por meio do fenômeno conhecido como transformação de fase induzida por deformação. Ensaios de torção a quente foram realizados em um aço 0,16%C–Mn com o objetivo de se estudar a evolução da formação de grãos ferríticos ultrafinos e caracterizar a melhor rota que conduz a esse refinamento. Neste trabalho, corpos-de-prova foram previamente austenitizados a 900°C por 180 s, sendo em seguida resfriados a uma taxa de 1°C/s e deformados em temperaturas acima e abaixo de Ar₃. As deformações foram aplicadas com uma quantidade de 2,5 e a uma taxa 1 s⁻¹. O comportamento dos materiais durante a deformação foi analisado utilizando as curvas de escoamento plástico obtidas dos ensaios de torção. Após a deformação, as amostras foram resfriadas ao ar e a microestrutura final caracterizada por microscopia eletrônica de varredura. Grãos ferríticos ultrafinos com tamanhos inferiores a 2 μm foram produzidos pela rota proposta.

Palavras-Chave: Grãos ferríticos ultrafinos; Transformação de fase induzida por deformação; Processamento termomecânico.

ULTRAFINE FERRITE GRAINS FORMATION THROUGH DYNAMIC STRAIN-INDUCED PHENOMENA

Abstract

New thermomechanical routes have been developed to produce ultrafine ferrite grains through phenomenon known as strain induced transformation. Hot torsion experiments were realized to study the ultrafine ferrite formation on a 0.16%C-Mn steel and evaluate the best processing route. In this work, samples were reheated to 900°C for 180 s and cooled at 1°C/s to a given deformation temperature. The tests were carried out in several deformation temperatures above and below Ar₃ temperature and, once the deformation had ceased, the samples were air-cooled. The behavior of the materials during the deformation was analyzed using the stress-strain curves obtained from torsion experiments and the final microstructure characterized by scanning electron microscopy. Ultrafine ferritic grains finer than 2 μm were produced by the proposed route.

Keywords: Ultrafine grains; Thermomechanical process; Dynamic strain induced transformation.

¹ *Contribuição técnica ao 63º Congresso Anual da ABM, 28 de julho a 1º de agosto de 2008, Santos, SP, Brasil*

² *MSc., Engenharia de Materiais, Garantia da Qualidade, ThyssenKrupp Metalúrgica Campo Limpo Ltda.*

³ *Prof. Dr., Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos (UFSCar)*

1 INTRODUÇÃO

Esforços têm sido concentrados no desenvolvimento de novas rotas do processamento termomecânico capazes de melhorar as propriedades mecânicas de aços comuns ou aços com baixos teores de elementos de liga, sem, no entanto, alterar a composição química.^[1-2] O refino da microestrutura é um dos principais objetivos desse desenvolvimento, que conduz a um aumento simultâneo de resistência e tenacidade dos aços.

O processamento termomecânico controlado empregado atualmente na indústria é uma importante operação para se produzir aços de baixa liga com baixo custo e alto desempenho para uma ampla variedade de aplicações. Entretanto, o refino produzido por este processo limita o tamanho de grão ferrítico formado a aproximadamente 5 μm , sendo este limite atribuído à saturação dos sítios de nucleação no contorno e bandas de deformação no interior dos antigos grãos austeníticos.^[2] A equação proposta por Hall-Petch (Equação 1), conhecida há mais de meio século, afirma que a tensão de escoamento aumenta à medida que o tamanho médio dos grãos diminui, na forma:

$$\sigma = \sigma_0 + kd^{-1/2} \quad (\text{Equação 1})$$

onde σ é a tensão de escoamento, σ_0 é a tensão de fricção interna do metal (representa a resistência da rede do cristal ao movimento das discordâncias), k é o parâmetro de ancoramento que mede a contribuição dos contornos de grão ao endurecimento e d é o diâmetro médio dos grãos.

Desta forma, reduzindo-se o tamanho médio dos grãos ferríticos de 5 para 1 μm , tem-se um aumento na tensão de escoamento da ordem de 350 MPa.

Recentemente, uma das rotas de processamento termomecânico descrita com sucesso para se produzir grãos ferríticos ultrafinos (GFU) é através do fenômeno de transformação dinâmica de fase induzida por deformação, gerando grãos ferríticos equiaxiais inferiores a 2 μm .^[3-5] É bem conhecido que a deformação aumenta a temperatura Ar_3 em direção à temperatura de equilíbrio Ae_3 (temperatura de transformação de fase de $\gamma \rightarrow \alpha$), embora esta temperatura também seja influenciada por fatores como a composição química do aço, a taxa de resfriamento e o tamanho de grão austenítico inicial. Assim, se uma quantidade de deformação é aplicada a ponto de elevar a temperatura Ar_3 , a ferrita irá ser formada dinamicamente durante a deformação. Esta rota consiste em aplicar deformações em temperaturas ligeiramente acima ou abaixo de Ar_3 [5], embora tenha sido demonstrado que a transformação de fase induzida por deformação ocorre predominantemente quando se aplicam deformações na austenita metaestável, ou seja, entre Ae_3 e Ar_3 .^[1-4]

O presente trabalho objetiva o estudo da formação de grãos ferríticos ultrafinos pela associação de fenômenos dinâmicos como a transformação dinâmica de fase induzida por deformação e a recristalização dinâmica da ferrita em um aço de baixo carbono deformado em temperaturas próximas e abaixo de Ar_3 .

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Para a realização deste trabalho foi utilizado um aço com baixo teor de carbono, cuja composição química está apresentada na Tabela 1. A temperatura de transformação de fase $\gamma \rightarrow \alpha$ (Ae_3) foi estimada ser 846°C utilizando o método proposto por Andrews,^[6] enquanto a curva de transformação em resfriamento contínuo do material foi obtida com o auxílio de um simulador termomecânico Gleeble 3500[®] pertencente à Gerdau Aços Especiais Piratini. Corpos-de-prova de torção com comprimento e diâmetro de 12 e 8 mm, respectivamente, na região útil, foram extraídos de chapas laminadas e usinados com o eixo de torção paralelo a direção de laminação da chapa.

Tabela 1: Composição química do aço estudado (% em massa).

| C | Mn | Si | S | P | Al | V |
|-------|------|------|-------|-------|-------|------|
| 0,162 | 1,34 | 0,46 | 0,009 | 0,019 | 0,038 | 0,03 |

Os ensaios isotérmicos foram realizados em uma máquina de torção controlada por computador do Laboratório de Tratamentos Termomecânicos do Departamento de Engenharia dos Materiais da UFSCar. Durante os ensaios, as amostras foram encapsuladas em um tubo de quartzo, onde foi mantida uma pressão positiva de argônio para prevenir a oxidação. O aquecimento foi realizado por meio de um forno de radiação infravermelha acoplado ao controlador central da máquina de torção. A medição da temperatura foi feita por um termopar de chromel-alumel inserido em um furo transversal próximo à região útil de cada corpo-de-prova.

Na rota proposta por este estudo (Figura 1), amostras foram austenitizadas a temperatura de 900°C por 180 s, sendo em seguida resfriadas a taxas constantes de 1°C/s até a temperatura de deformação. Antes do início das deformações, os corpos-de-prova foram mantidos na temperatura de ensaio por um período de 2 segundos. As deformações foram aplicadas com uma quantidade de 2,5 a uma taxa de 1 s^{-1} e o resfriamento final das amostras realizado ao ar.

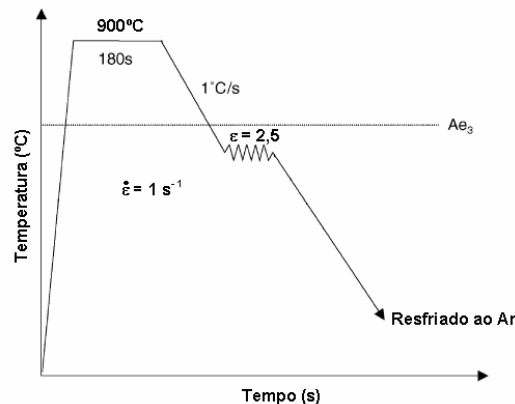


Figura 1: Diagrama esquemático da rota de processamento proposta.

Os ciclos termomecânicos aplicados foram iguais para todas as temperaturas de deformação, sendo estas temperaturas estabelecidas em função da temperatura de equilíbrio A_{e3} e do diagrama de transformação em resfriamento contínuo.

Observações microestruturais foram realizadas por microscopia ótica e eletrônica de varredura em seções tangenciais da região útil dos corpos-de-prova a uma profundidade de aproximadamente $100\ \mu\text{m}$ abaixo da superfície. O tamanho médio dos grãos ferríticos foi determinado com auxílio de um software para análise de imagens, *analySIS PRO 3.1*, utilizando imagens de microscopia eletrônica de varredura.

O tamanho de grão austenítico resultante das etapas de aquecimento e encharque utilizados por esta rota de processamento foi determinado realizando-se resfriamento dos corpos-de-prova em água após 180 s na temperatura de 900°C .

3 RESULTADOS

3.1 Tamanho de Grão Austenítico

Foi encontrado um tamanho médio de grão austenítico da ordem de $7\ \mu\text{m}$ para esta rota de processamento (Figura 2). Este valor é justificável em virtude do curto período de tempo empregado durante a etapa de aquecimento e da temperatura de encharque.

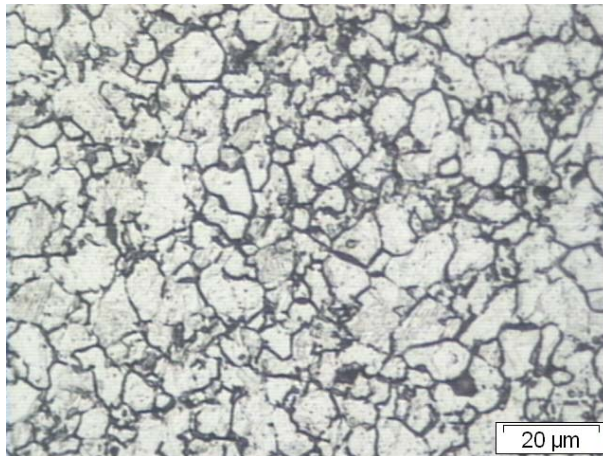


Figura 2: Microestrutura austenítica obtida após 180 s a 900°C .

3.2 Diagrama de Transformação em Resfriamento Contínuo (TRC) e Temperaturas de Deformação

O diagrama TRC obtido para o material está apresentado na Figura 3. Este diagrama forneceu as temperaturas de início e de fim das transformações de fases ocorridas para diversas taxas de resfriamento. Assim, temperaturas próximas ao início, meio e fim da formação da fase ferrítica foram estabelecidas para os ensaios isotérmicos de torção (Tabela 2).

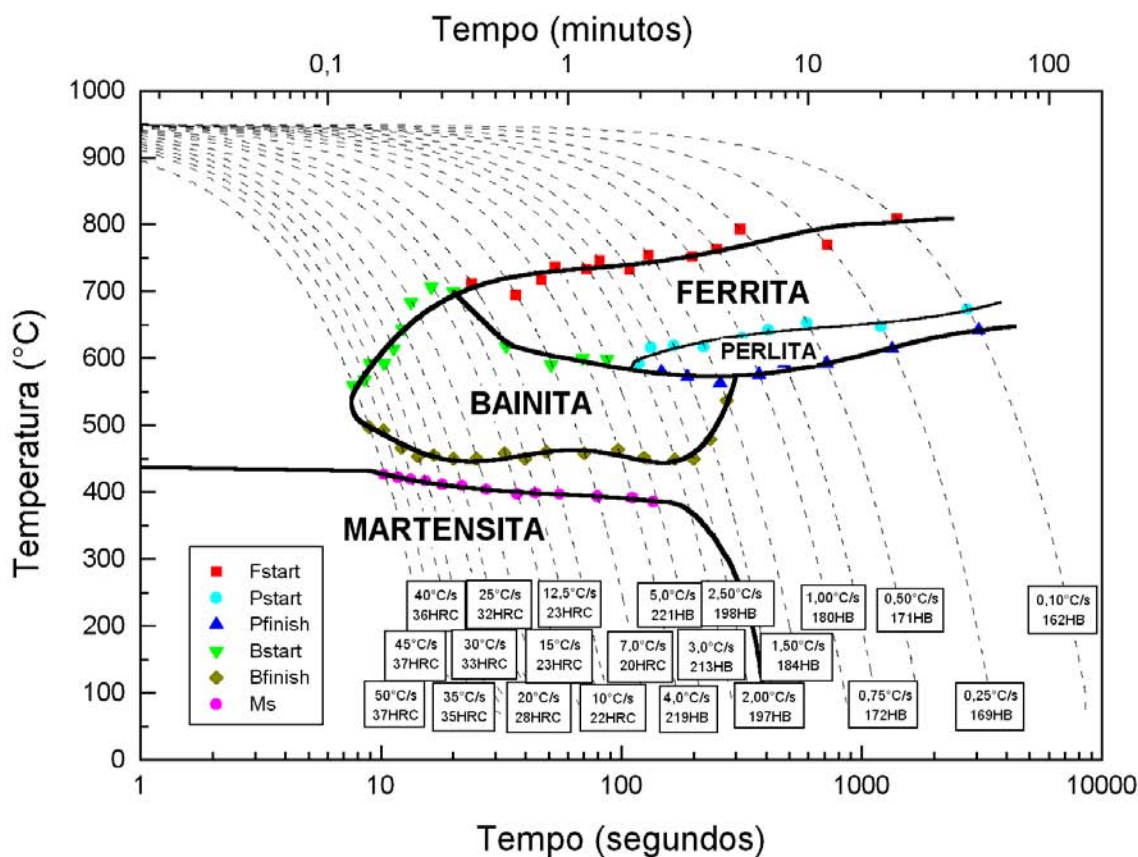


Figura 3: Curva de Transformação em resfriamento contínuo para o material em estudo.

Tabela 2: Temperaturas estabelecidas para os ensaios isotérmicos de torção.

| Temperaturas de Deformação (°C) |
|---------------------------------|
| 900 |
| 880 |
| 840 ⁽¹⁾ |
| 820 ⁽¹⁾ |
| 800 ⁽¹⁾ |
| 750 |
| 735 |
| 700 |
| 550 ⁽²⁾ |

⁽¹⁾ – deformação na região de austenita instável, ou seja, abaixo de A_{e3} e acima de A_{r3} ; ⁽²⁾ – deformação após a transformação de fase, campo perlítico.

3.3 Ensaios Isotérmicos de Torção

Os ensaios de torção seguiram a rota descrita anteriormente (seção 2), sendo as deformações realizadas nas temperaturas especificadas na Tabela 2. As curvas de escoamento plástico do material, obtidas durante os ensaios, estão apresentadas na

Figura 4, em que se pode ver o comportamento do material nas diversas temperaturas de deformação, bem como as tensões necessárias para deformá-lo.

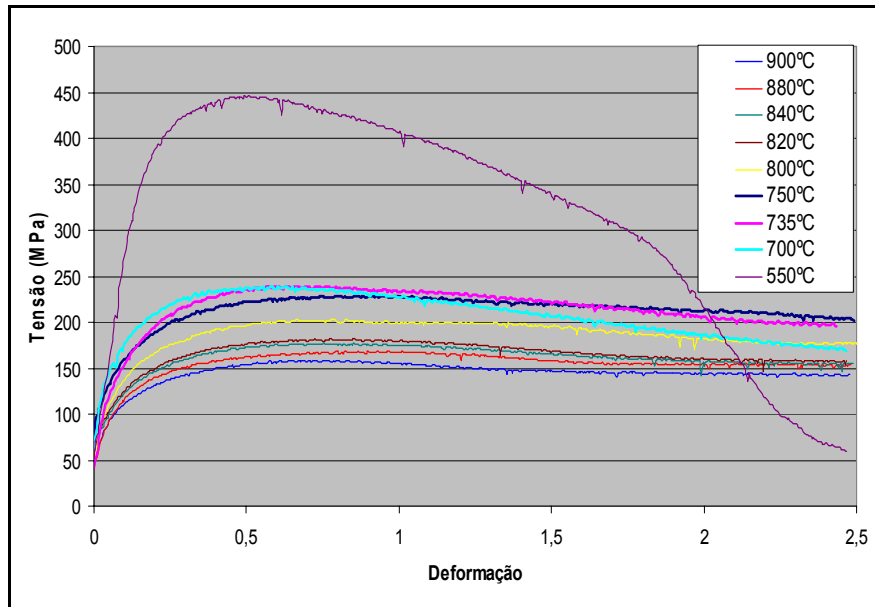


Figura 4: Curvas de escoamento plástico do material nas diferentes temperaturas de ensaio.

A partir das curvas da Figura 4, foram extraídos os valores das tensões de pico (σ_p) necessárias para deformar o material (Tabela 3 e Figura 5), cuja dependência, neste caso, está associada somente às temperaturas de deformação.

Tabela 3: Tensões de pico (σ_p) extraídas das curvas de escoamento plástico do material.

| Temperatura (°C) | σ_p (MPa) |
|------------------|------------------|
| 900 | 158 |
| 880 | 169 |
| 840 | 177 |
| 820 | 181 |
| 800 | 203 |
| 750 | 229 |
| 735 | 239 |
| 700 | 239 |
| 550 | 446 |

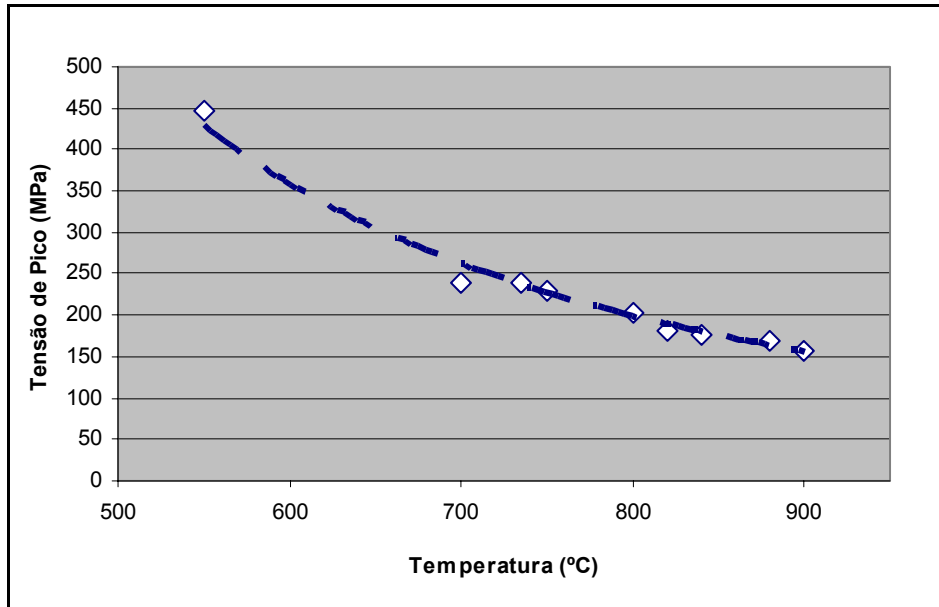
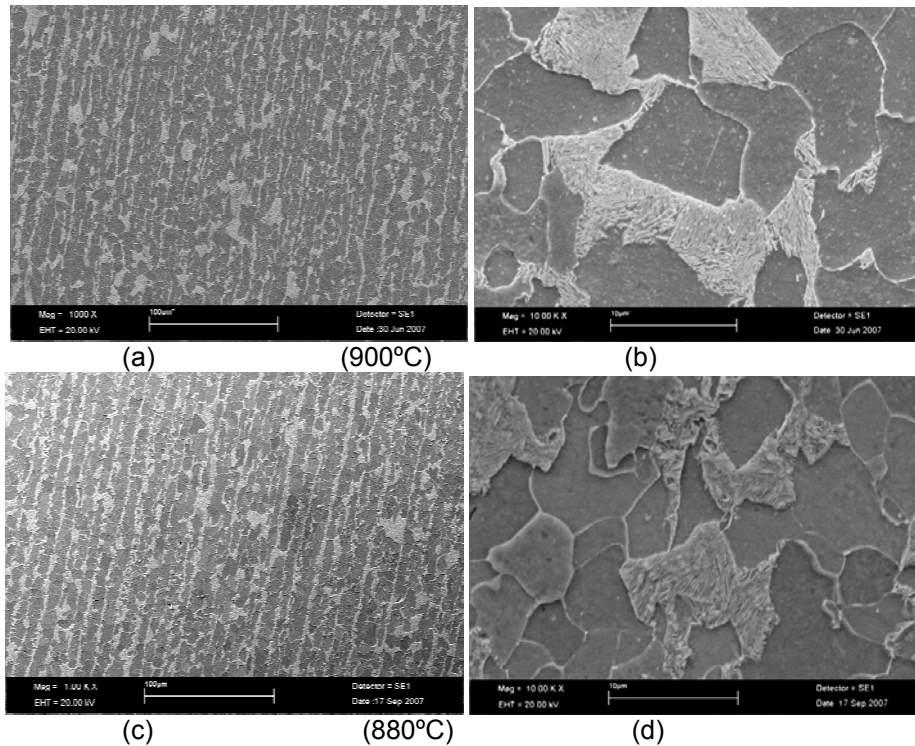
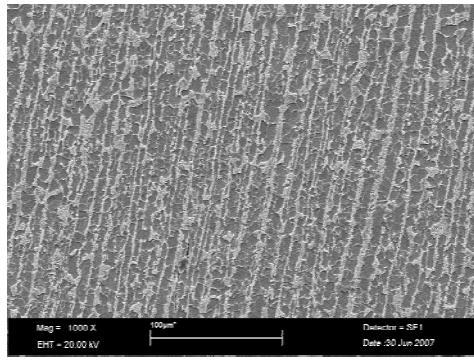


Figura 5: Dependência da tensão de pico com a temperatura de deformação.

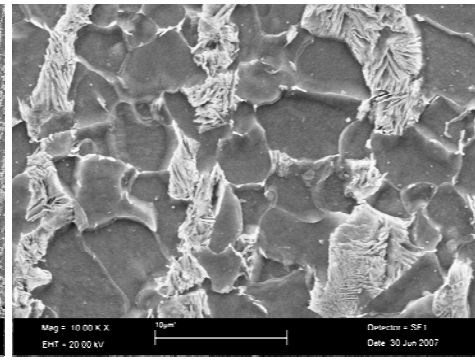
3.4 Metalografia e Tamanho de Grão

As microestruturas resultantes dos ciclos termomecânicos são apresentadas na seqüência de micrografias da Figura 6. Vale notar as diferenças na distribuição da perlita e a evolução do tamanho de grão ferrítico entre as rotas termomecânicas.

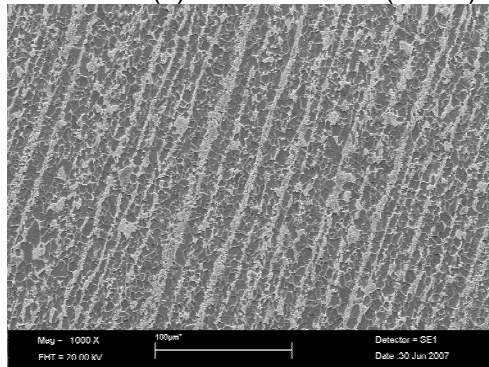




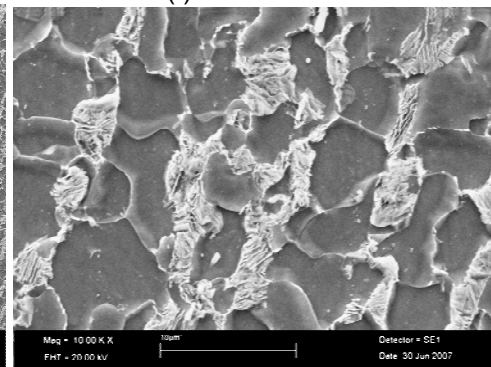
(e) (840°C)



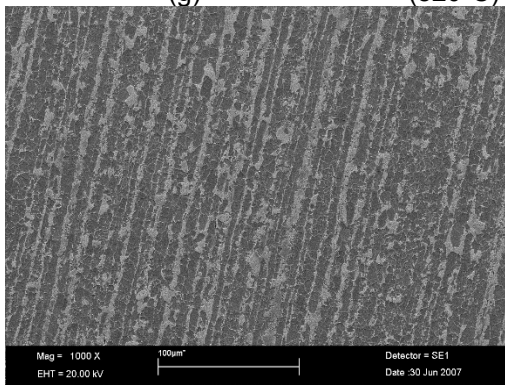
(f)



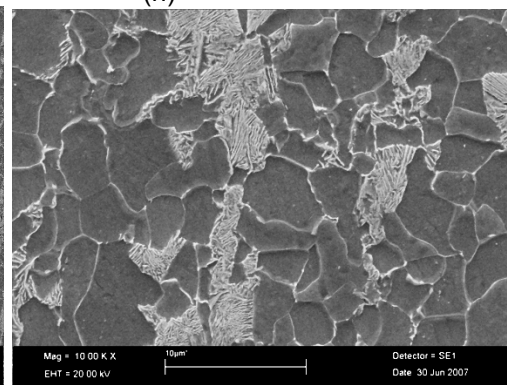
(g) (820°C)



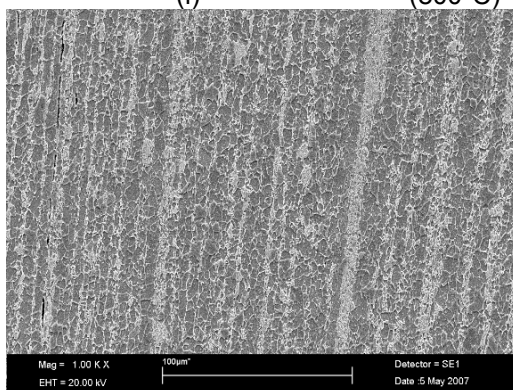
(h)



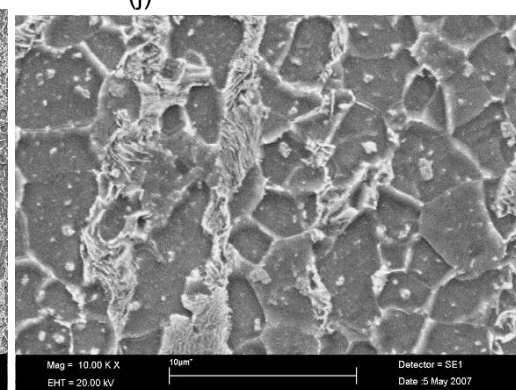
(i) (800°C)



(j)



(l) (750°C)



(m)

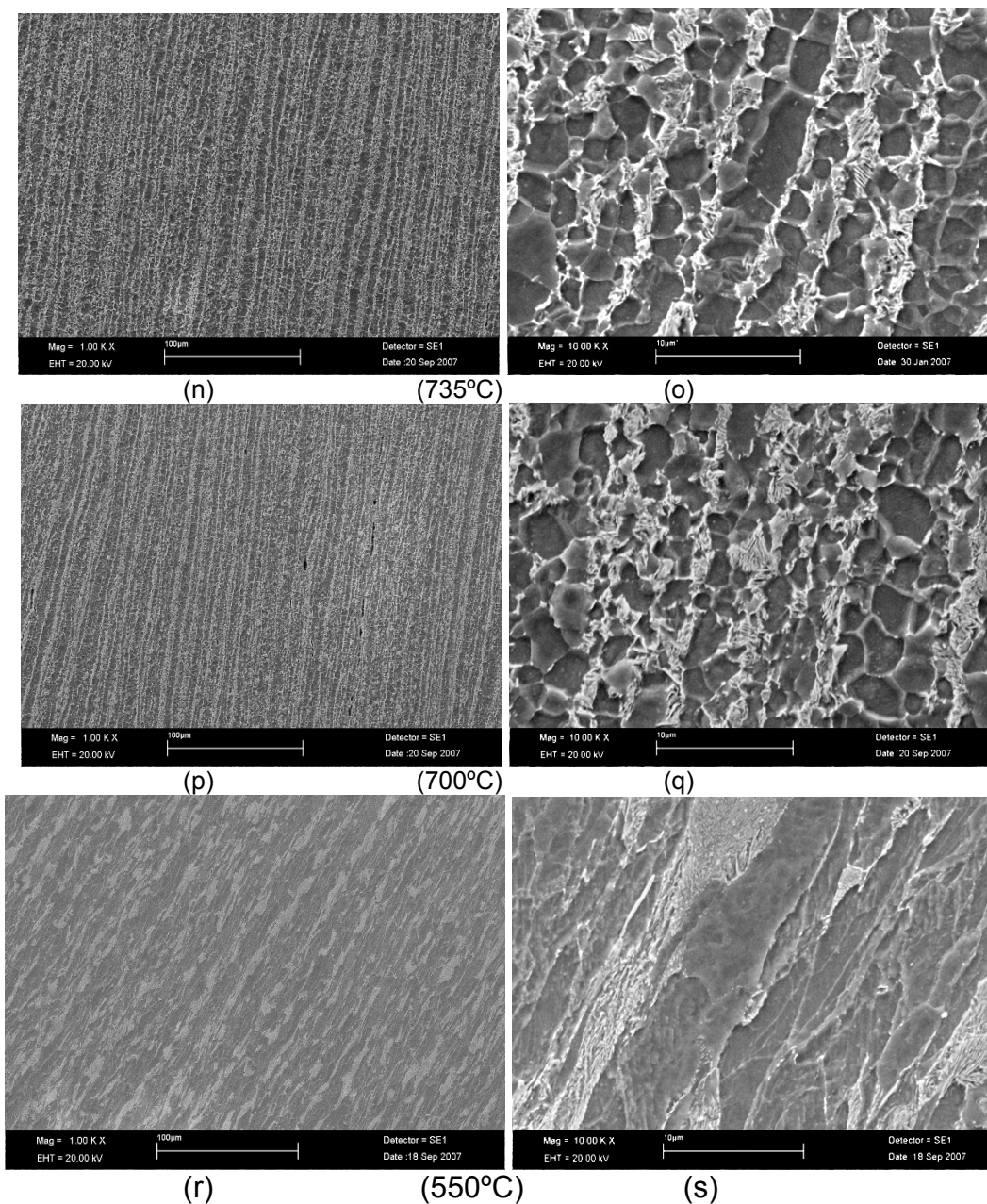


Figura 6: Evolução microestrutural obtida em função da temperatura de ensaio: (a) e (b) - 900°C; (c) e (d) - 880°C; (e) e (f) - 840°C; (g) e (h) - 820°C; (i) e (j) - 800°C; (l) e (m) - 750°C; (n) e (o) - 735°C; (p) e (q) - 700°C; (r) e (s) - 550°C.

Pode-se notar, das micrografias apresentadas na Figura 6, um substancial refino da microestrutura, cujos valores dos tamanhos médios dos grãos ferríticos encontram-se na Tabela 4. A Figura 7 apresenta a variação do tamanho de grão em função da temperatura de deformação.

Tabela 4: Tamanhos médios dos grãos ferríticos em função das temperaturas de deformação.

| Temperatura (°C) | Tamanho Médio de Grão (μm) |
|------------------|----------------------------|
| 700 | 1,6 ± 1,0 |
| 735 | 1,7 ± 1,0 |
| 750 | 1,8 ± 1,1 |
| 800 | 2,6 ± 1,6 |
| 820 | 2,8 ± 1,7 |
| 840 | 3,2 ± 1,5 |
| 880 | 3,7 ± 2,5 |
| 900 | 3,7 ± 2,1 |

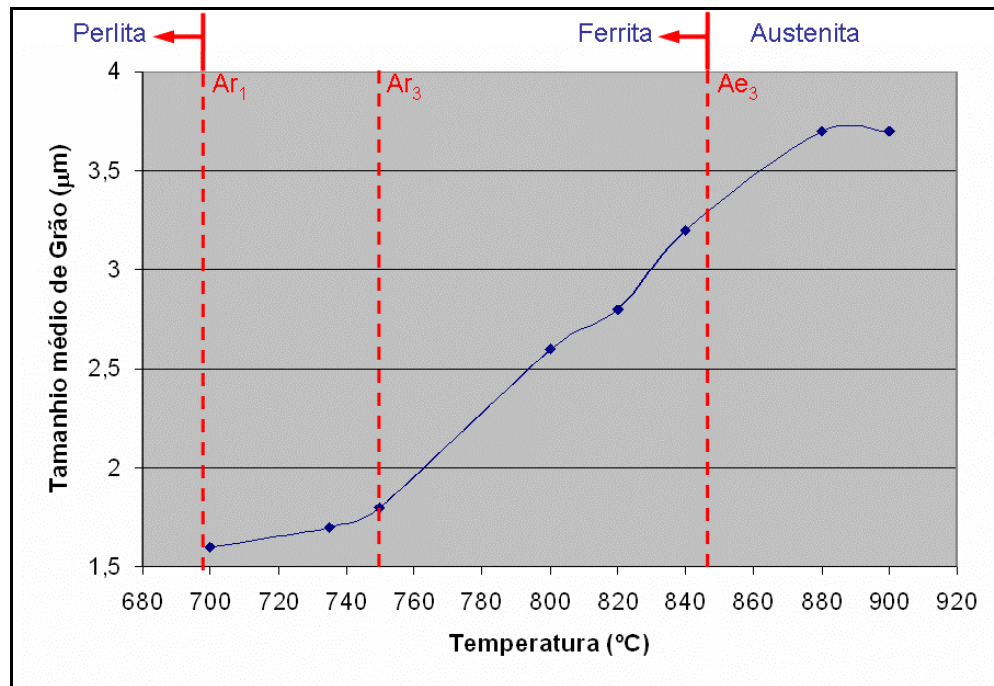


Figura 7: Variação do tamanho médio de grão ferrítico em função da temperatura de ensaio.

4 DISCUSSÕES

Nas curvas de escoamento plástico, nota-se um amaciamento adicional após a tensão de pico para as amostras deformadas abaixo de Ar_3 , principalmente para a temperatura de deformação de 700°C, onde um amaciamento contínuo e considerável ocorre em relação aos demais ciclos termomecânicos. A alteração no formato da curva nos primeiros estágios da deformação infere uma mudança no mecanismo de deformação, indicando a presença de ferrita antes do início da deformação. Assim, o elevado grau de amaciamento é atribuído à transformação dinâmica da austenita em ferrita, que é mais susceptível à deformação a esta temperatura, e a recristalização dinâmica da ferrita, tanto daquela presente antes do início da deformação como da transformada dinamicamente.

A rota utilizando maior temperatura de deformação abaixo de Ar_3 (750°C) apresentou tamanho médio de grão ferrítico ligeiramente maior; porém, a perlita existente encontra-se melhor distribuída, tornando a microestrutura mais homogênea e

provavelmente deve contribuir de forma favorável para as propriedades mecânicas do material. A perlita presente nas amostras tende a se segregar em bandas e o nível de segregação aumenta à medida que se diminui a temperatura de deformação. Uma explicação razoável para o observado reside no fato que, à medida que se diminui a temperatura de deformação, aumenta-se a força motriz para transformação dinâmica da austenita instável em ferrita e, conseqüentemente, diminui-se o tempo para difusão do carbono, que se segrega em regiões dos grãos austeníticos menos deformados ou ainda não transformados. Outro ponto que merece atenção é, que embora disposta em bandas, a perlita presente na amostra ensaiada na menor temperatura não se encontra deformada, sendo transformada, portanto, somente após o término ou dinamicamente durante a aplicação da deformação.

As tensões necessárias para deformar o material (tensões de pico) nas temperaturas abaixo de Ar_3 são da ordem de 38,4 a 43,9% superiores à tensão necessária para deformar o material a 900°C, seguindo o mesmo ciclo termomecânico. Portanto, embora a rota seja viável para se obter níveis elevados de refinamento, talvez torne necessário o desenvolvimento de novos maquinários e ferramentais para conformação deste ou de outros materiais em determinadas aplicações seguindo esta rota de processamento.

5 CONCLUSÕES

⇒ A rota de processamento proposta mostrou-se eficiente para a formação de uma microestrutura ultrafina, sendo uma alternativa de grande interesse e potencial, uma vez que está técnica deriva de um processo que é aplicado com sucesso em escala industrial;

⇒ As cargas empregadas para deformar o material por esta rota são superiores àquelas utilizadas nas tradicionais técnicas de conformação a quente;

⇒ Um refinamento adicional é observado em temperaturas inferiores a Ae_3 , indicando a ocorrência do fenômeno de transformação de fase induzido por deformação;

⇒ Tamanhos médios de grão inferiores a 2 μm foram obtidos para as amostras deformadas abaixo de Ar_3 . Nestas condições, o refino provavelmente se deve à associação de fenômenos atuantes sobre a ferrita formada anteriormente ao início da deformação (recristalização dinâmica da ferrita) e sobre a austenita instável (transformação dinâmica de fase induzida por deformação).

Agradecimentos

Os autores agradecem à ThyssenKrupp Metalúrgica Campo Limpo, pelo apoio à realização do trabalho, e ao PPG-CEM UFSCar.

REFERÊNCIAS

- 1 NIIKURA, M., FUJIOKA, M., Y. ADACHI, Y., MATSUKURA, A., YOKOTA, T., SHIROTA, Y., HAGIWARA, Y. New Concepts for Ultra Refinement of Grain Size in Super Metal Project, Journal of Materials Processing Technology, vol. 117, pp. 341-346, 2001.
- 2 HURLEY, P. J., MUDDLE, B. C., HODGSON, P. D. Nucleation Sites for Ultrafine Ferrite Produced by Deformation of Austenite during Single-Pass Strip Rolling, Metallurgical and Materials Transactions, Vol. 32A, p. 1507-1517, 2001.
- 3 HICKSON, M. R., GIBBS, R. K., HODGSON, P. D. The Effect of Chemistry on the Formation of Ultrafine Ferrite in Steel, ISIJ International, Vol. 39, N°11, p. 1176-1180, 1999.
- 4 BELADI, H., KELLY, G. L., SHOKOUHI, A., HODGSON, P. D. The Evolution of Ultrafine Ferrite Formation through Dynamic Induced Transformation, Materials Science and Engineering, A 371, p. 343-352, 2004.
- 5 Guedes, L. H., Jorge Jr., A.M., Balancin, O. Refinamento de Grãos em Aços Baixo Carbono Através de Tratamentos Termomecânicos. In: XXV SENAFOR, 2005, Porto Alegre. 9º Conferência Internacional de Forjamento, Porto Alegre: UFRGS, 2005. v. 1.
- 6 Andrews, K. W. Empirical Formulae for the Calculation of some Transformation Temperatures, Journal of the Iron and Steel Institute, pp. 721-727, 1965.