

Tema: Metalurgia física e comportamento de materiais em temperaturas elevadas

EVOLUÇÃO DA SUBESTRUTURA DE DESLOCAÇÕES EM UM AÇO DUAL PHASE SUJEITO A CONDIÇÕES DE ENVELHECIMENTO DINÂMICO*

Rhelman Rossano Urzêdo Queiroz¹

Berenice Mendonça Gonzalez²

Dagoberto Brandão Santos³

Resumo

Amostras de um aço Dual Phase, não deformadas e deformadas à temperatura ambiente e em condições de envelhecimento dinâmico foram examinadas por microscopia eletrônica de transmissão, visando analisar modificações na subestrutura de deslocações na faixa de temperaturas em que ocorre o fenômeno. Observaram-se mudanças significativas no padrão de distribuição das deslocações que evoluiu de uma distribuição uniforme, no material deformado à temperatura ambiente, para uma distribuição em forma de linhas alongadas a 200°C e 300°C, culminando em uma subestrutura complexa com elevada densidade de deslocações a 350°C. A 400°C, a distribuição uniforme foi novamente verificada. As imagens obtidas não indicaram a ocorrência de formação de carbonetos de transição ou precipitação na martensita durante a deformação nas temperaturas em que foram observados os efeitos de envelhecimento dinâmico.

Palavras-chave: Envelhecimento dinâmico; Aços dual phase; Subestruturas de deslocações.

THE DEVELOPMENT OF DISLOCATION SUBSTRUCTURE IN DUAL PHASE STEELS SUBJECTED TO DYNAMIC STRAIN AGEING

Abstract

Transmission electron microscopy was used to examine samples of deformed and undeformed dual phase steel under conditions of dynamic strain ageing. The objective was to analyse the changes in dislocation substructure within the temperature range at which this phenomenon occurs. Significant changes were observed in the dislocation distribution pattern that developed from a uniform distribution, in material deformed at room temperature, to a distribution in the form of elongated lines at 200°C and 300°C, culminating in a complex substructure with a high dislocation density at 350°C. At 400°C, a uniform distribution was once again observed. The images obtained did not indicate the formation of transition carbides or precipitation in martensite during deformation at the temperatures at which dynamic strain ageing was observed.

Keywords: Dynamic strain ageing; Dual phase steel; Dislocation substructure.

¹ Engenheiro Metalúrgico, Doutor, Professor, Coordenadoria da Área de Metalurgia, Instituto Federal de Minas Gerais, campus Ouro Preto, MG, Brasil.

² Físico, Doutora, Professora do Departamento de Engenharia metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, Brasil.

³ Engenheiro Metalúrgico, Doutor, Professor do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, Brasil

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

Sabe-se que em muitas ligas metálicas, submetidas às condições de envelhecimento dinâmico, uma subestrutura formada por um emaranhado de deslocações é desenvolvida no intervalo de temperaturas em que ocorre o envelhecimento dinâmico, enquanto que essas deslocações são distribuídas de maneira uniforme após deformação plástica à temperatura ambiente. Acima da faixa de temperaturas, onde o envelhecimento dinâmico se manifesta, esta subestrutura de deslocações é substituída por uma distribuição novamente uniforme [1].

Cottrell e Jaswon [2] propuseram que o envelhecimento dinâmico seria devido a uma tensão de atrito, exercida sobre as deslocações em movimento, por uma atmosfera de átomos de soluto que se desloca juntamente com elas. Os átomos intersticiais que introduzem uma deformação elástica na rede são atraídos para as deslocações de maneira a diminuir a energia elástica do sistema, formando as atmosferas de Cottrell [2] e se forma durante a deformação plástica quando a velocidade de difusão dos intersticiais se torna comparável à velocidade instantânea das deslocações [3]. Segundo Hong [1], para que se possa explicar o padrão de disposição das deslocações presentes em uma dada microestrutura, deve-se considerar que a velocidade das deslocações varia em relação à velocidade média das mesmas, uma vez que esta variação pode mudar-lhes o modo de disposição. Se a tensão de cisalhamento na deslocação tem intensidade constante, a deslocação se move a uma velocidade maior nas regiões cujo campo de tensões é de baixa intensidade e com menor velocidade naquela região cujo campo de tensões é de elevada intensidade [1]. Havendo aumento ou diminuição da velocidade das deslocações em relação à média, os efeitos do envelhecimento dinâmico, gerados pela tensão de atrito, mencionada anteriormente, são deslocados para maiores ou menores temperaturas, respectivamente [4-7]. Dessa forma, o autor [1] explica o acúmulo de deslocações em determinadas regiões da amostra, submetida aos efeitos do envelhecimento dinâmico, ou seja, naquelas regiões nas quais o campo de tensões internas apresenta intensidade elevada, pois nesse caso a elevação da tensão de atrito aplicada pelas atmosferas de Cottrell reduz ainda mais a velocidade das deslocações. Por outro lado, a distribuição de deslocações se torna mais uniforme se as mesmas se movem a uma velocidade média, independente do campo de tensões internas se mostrar de elevada ou de baixa intensidade [1].

Brindley e Barnby [8] pesquisaram o envelhecimento dinâmico em aço baixo carbono (0,05% C) e verificaram, para amostras deformadas à temperatura ambiente, com deformação de 5%, uma subestrutura de deslocações distribuídas de forma aleatória. No entanto, foi mais claramente observado um padrão de distribuição celular à temperatura de 150°C. A 230°C, a estrutura celular é acompanhada por deslocações dispostas em linhas retas e a 300 °C este padrão é dominante e a estrutura celular já não é mais presente. Sobre os efeitos de envelhecimento dinâmico, também em aços baixo carbono, Keh e Leslie [9] concluíram, qualitativamente, que a densidade de deslocações a 200°C, a uma taxa de deformação de $6 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ é de duas a três vezes maior que aquela à temperatura ambiente. Em um aço inoxidável, Peng *et al.* [10] verificaram que, na faixa de temperaturas onde ocorre envelhecimento dinâmico, à medida que a temperatura aumentava, a subestrutura que se mostrava em forma de linhas alongadas, formando uma estrutura em redes mais simples, evoluiu para um padrão mais complexo, formando gradualmente uma disposição em que houve a presença de emaranhados de deslocações, culminando em uma estrutura celular.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

Uma distribuição de deslocamentos dispostas em linhas alongadas também foi observada de forma mais evidente por Wang *et al.* [11] ao estudar um aço Dual Phase de composição 0,07% C, 1,51% Si, 1,16% Mn, 0,64% Cr, 0,47% Mo e 0,20% Al, submetido a ensaio de fadiga. Nessa situação, a amostra foi submetida a fadiga de média amplitude. Segundo o autor [11], as deslocamentos dispostas em forma de linhas alongadas foram geradas a partir de elevada densidade de deslocamentos em aresta. O mesmo autor [11] ainda verifica que o espaçamento entre essas linhas de deslocamentos torna-se maior, próximo à interface ferrita/martensita e conclui afirmando que a estrutura celular de deslocamentos tende a se formar nessas regiões, enquanto que as paredes de deslocamentos preferencialmente se formam no interior dos grãos de ferrita.

O mesmo padrão de configurações foi verificado por Zheng *et al.* [12] ao estudar a disposição das deslocamentos em região próxima da ruptura por fadiga de alto ciclo de um aço Dual Phase, ou seja, formação preferencial de células nas regiões adjacentes às interfaces e formação de linhas de deslocamentos no interior dos grãos ferríticos.

Os estudos de envelhecimento dinâmico, já realizados em aços Dual Phase [13-18], direcionam-se em sua ampla maioria, aos aspectos fenomenológicos. Segundo Queiroz *et al.* [4], o envelhecimento dinâmico ocorre unicamente pelo ancoramento das deslocamentos na ferrita por átomos de carbono, uma vez que nem os aspectos fenomenológicos, nem as energias de ativação aparentes obtidas indicam que ocorre formação de *clusters* e/ou carbonetos de transição ou precipitação na martensita durante a deformação nas temperaturas em que foram observados os efeitos de envelhecimento dinâmico. Dessa forma, os mecanismos controladores do envelhecimento dinâmico em aços ferríticos, ligados ou não [5,6,19], em aços com estrutura completamente perlítica [7] e em aços Dual Phase [4] já são conhecidos, mas não há na literatura referências de análises de subestruturas de deslocamentos e verificação da existência de precipitados nos constituintes do aço deformado em condições de envelhecimento dinâmico. Assim sendo, o objetivo deste trabalho é a caracterização da subestrutura de deslocamentos de um aço Dual Phase em temperaturas nas quais ocorre o envelhecimento dinâmico.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

As caracterizações estrutural e das propriedades mecânicas, no intervalo de 25°C a 600°C, foram feitas conforme procedimentos anteriormente descritos [4]. A taxa de deformação utilizada foi de 10^{-3} s^{-1} .

As lâminas, para análise por microscopia eletrônica de transmissão, foram retiradas de amostras não deformada e deformada à temperatura ambiente até a ruptura, em uma região próxima à região fraturada. Com relação às amostras deformadas até a ruptura em temperaturas superiores à ambiente, retiraram-se lâminas de amostras ensaiadas a 200 °C, 300 °C, 350 °C e 400 °C, uma vez que nessas temperaturas os efeitos do envelhecimento dinâmico foram mais evidentes [4]. Também retiraram-se amostras em regiões próximas à fratura. Para o preparo dessas lâminas utilizou-se o Microscópio *Dual Beam Quanta FEG 200 3D*.

Para a análise das lâminas, foi utilizado o Microscópio Eletrônico de Transmissão *Tecnaí G2-20 – Super Twin FEI – 200 kV*.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Conforme relatado por Queiroz *et al.* [4], a análise metalográfica do aço considerado neste trabalho revelou uma microestrutura constituída por ferrita, martensita/austenita retida e bainita/carbonetos não dissolvidos. A quantidade total de segundo constituinte se situou em torno de 35% (martensita/austenita retida 5%, aproximadamente e bainita/carbonetos não dissolvidos, 30%). O tamanho de grão da ferrita foi de $4,8 \pm 0,2 \mu\text{m}$. A quantidade de austenita retida foi de aproximadamente 1%. Os autores mostraram também que o aço Dual Phase apresentou, para a taxa de deformação considerada e em temperaturas entre 200°C e 450°C, manifestações típicas relacionadas ao envelhecimento dinâmico, tais como a presença de patamar na variação do limite de escoamento com a temperatura, máximos nas variações do limite de resistência, da tensão de fluxo plástico e do expoente de encruamento e presença de mínimo na variação do alongamento total com a temperatura. Também se observou a presença de escoamento plástico descontínuo (efeito Portevin Le Chatelier).

Na amostra não deformada, caracterizada por microscopia eletrônica de transmissão, Figura 1, não foi possível identificar austenita retida no interior dos grãos de ferrita. Por outro lado, no aço estudado por ROCHA *et al.* [20], cujo teor de manganês era de 1,91% verificou-se a existência de austenita retida tanto nos contornos de grão como também no interior dos grãos de ferrita. Na Figura 1, nota-se a presença de martensita em forma de placas e a densidade de deslocações decresce a partir da interface ferrita-martensita em direção ao interior do grão ferrítico, ou seja, áreas da ferrita mais distantes da interface apresentam menores densidades de deslocações. Esta configuração é resultado da expansão de volume resultante da transformação austenita-martensita [11,21-23]. Essa geração de deslocações livres nas interfaces ferrita/martensita explica, nos aços Dual Phase, a transição contínua do regime elástico para o plástico [21].

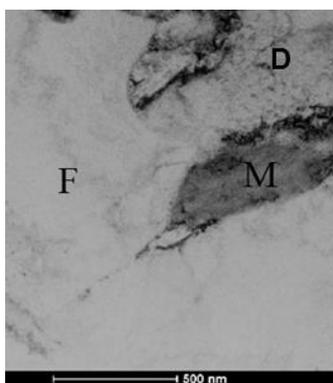


Figura 1. Microscopia eletrônica de transmissão do aço na condição de não deformado, evidenciando a distribuição das deslocações (D) na ferrita, próximo da interface ferrita-martensita. F: ferrita e M: martensita.

A Figura 2 mostra uma imagem do aço em estudo, deformado à temperatura ambiente, na qual F é ferrita e M, martensita. Pode-se perceber que a densidade de deslocações nos grãos ferríticos é bem maior que na condição não deformado. Isto porque quando se deforma plasticamente os materiais, deslocações são geradas e, continuando-se a deformação, as deslocações movem-se em seus sistemas de escorregamento, havendo interações entre estes sistemas e eventuais obstáculos que podem bloquear o movimento das mesmas. Este bloqueio e a geração de novas

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

deslocações continuam até o estágio em que algumas deslocações bloqueadas são capazes de evitar os obstáculos através de deslizamento cruzado [24]. A distribuição de deslocações no interior destes grãos ferríticos é quase que uniforme.

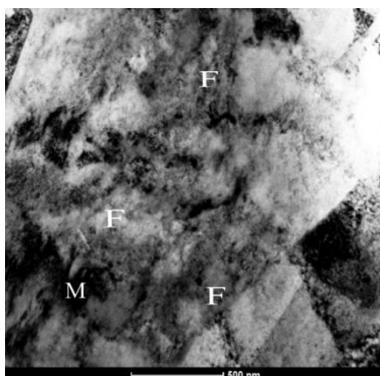


Figura 2. Microscopia eletrônica de transmissão do aço na condição de deformado à temperatura ambiente a uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} , evidenciando a distribuição de deslocações na ferrita. F: ferrita e M: martensita.

A figura 3 mostra a subestrutura de deslocações, observada na amostra deformada a 200 °C, onde se percebe agrupamentos bem definidos de deslocações (D), formando linhas alongadas. Este padrão de disposição das deslocações está de acordo com os resultados obtidos por Hong [1] e, conforme as afirmações desse autor, é bem provável que esses agrupamentos de deslocações ocorreram como consequência da diminuição da velocidade das mesmas, em relação à velocidade média, ao percorrer regiões da amostra com elevadas intensidades de tensões internas. Qualitativamente, em relação à amostra não deformada pode-se notar um aumento na densidade das deslocações.

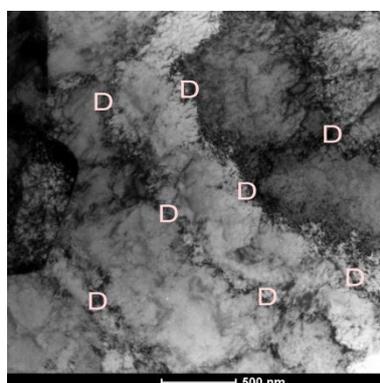


Figura 3. Microscopia eletrônica de transmissão do aço na condição de deformado à temperatura de 200 °C a uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} , evidenciando a distribuição das deslocações em linhas alongadas (D).

A 300°C, Figura 4, o padrão de distribuição das deslocações também se apresenta em forma de linhas alongadas, porém se observa um espaçamento entre paredes menor, relativamente à amostra deformada a 200°C. Também, nesse caso, o acúmulo de deslocações (D) nessas regiões preferenciais pode ser devido à diminuição da velocidade, em relação à média, das deslocações que percorrem regiões de elevadas intensidades de tensões internas [1].

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

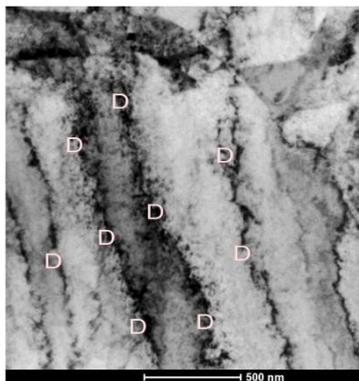


Figura 4. Microscopia eletrônica de transmissão do aço na condição de deformado à temperatura de 300 °C a uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} , evidenciando a distribuição das deslocações em linhas alongadas (D).

A 350°C, o limite de resistência, a tensão de fluxo plástico e o expoente de encruamento passam por um máximo [4]. A Figura 5 mostra a imagem obtida para essa temperatura. Percebe-se que a densidade de deslocações, qualitativamente, é bem mais elevada que aquelas observadas em outras temperaturas e a disposição das mesmas se deu em forma de uma rede complexa. O aumento da densidade de deslocações explica o aumento na capacidade de encruamento que passa por um máximo nesta temperatura [4] uma vez que a densidade total de deslocações, ρ , é relacionada à tensão de fluxo plástico, σ , pela Equação 1 [25]:

$$\sigma = \sigma_A + k \cdot \rho^{1/2} \quad (1)$$

Onde σ_A é a tensão de atrito da rede cristalina e k é uma constante. Um aumento na densidade de deslocações igualmente explica os máximos na variação do limite de resistência e na variação da tensão de fluxo plástico em função da temperatura observados por Queiroz *et al.* a 350°C [4]. Esta elevada densidade de deslocações na temperatura onde os efeitos do envelhecimento dinâmico são mais evidentes, também foi observada nos aços baixo carbono [8].

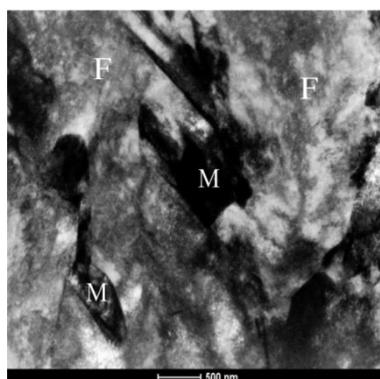


Figura 5. Microscopia eletrônica de transmissão do aço na condição de deformado à temperatura de 350 °C a uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} . F: ferrita e M: martensita.

A 400°C, Figura 6, a densidade de deslocações é menor que a 350°C e já se percebe queda nas intensidades do limite de resistência e da tensão de fluxo plástico [4]. Pode-se observar que não há formação de agrupamentos de deslocações em regiões definidas da amostra, conforme se observa a 200°C e 300°C, Figuras 3 e 4. Esse padrão de distribuição de deslocações mais uniforme,

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

verificado a 400°C, pode ser decorrente, conforme afirmado por Hong [1], do movimento das deslocações com velocidades que independem das intensidades dos campos de tensões presentes na amostra.

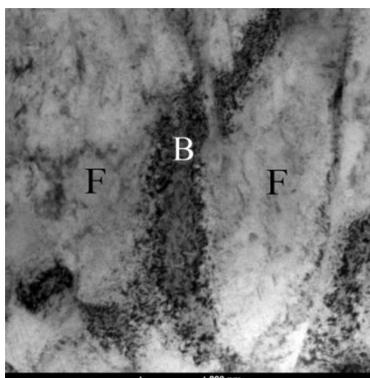


Figura 6. Microscopia eletrônica de transmissão do aço na condição de deformado à temperatura de 400 °C a uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} . F: ferrita e B: bainita.

Ao contrário do que foi verificado para o caso do envelhecimento após deformação em aços Dual Phase [26], as imagens obtidas via microscopia eletrônica de transmissão não indicaram a ocorrência de formação de carbonetos de transição ou precipitação na martensita, durante a deformação nas temperaturas em que foram observados os efeitos de envelhecimento dinâmico.

A partir de todas as observações realizadas e feitas as devidas considerações, algumas conclusões podem ser citadas:

4 CONCLUSÕES

- Com a elevação da temperatura, considerando a faixa de temperaturas na qual ocorre envelhecimento dinâmico, o padrão de distribuição das deslocações evolui de uma distribuição homogênea, para uma subestrutura formada por linhas alongadas, culminando em uma subestrutura complexa na temperatura onde há o máximo na tensão de fluxo plástico. A partir desta temperatura, a distribuição das deslocações se mostra mais uniformemente distribuída, pois as deslocações se movem a uma velocidade média independente da intensidade do campo de tensões.
- À medida que se eleva a temperatura, dentro da faixa de manifestação dos efeitos do envelhecimento dinâmico, observou-se aumento na densidade de deslocações que se mostrou bem superior na temperatura de 350°C.
- As imagens obtidas não indicaram a ocorrência de formação de carbonetos de transição ou precipitação na martensita durante a deformação nas temperaturas em que foram observados os efeitos de envelhecimento dinâmico.

Agradecimentos

Os autores agradecem ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) e à Usiminas pelo apoio financeiro. Agradecem também ao Centro de Microscopia da Universidade Federal de Minas Gerais pela estrutura e suporte técnico fornecidos para os experimentos que envolveram microscopia eletrônica de transmissão.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

REFERÊNCIAS

- 1 Hong SI. Influence of Dynamic Strain Aging on the Dislocation Substructure in a Uniaxial Tension Test. *Materials Science and Engineering A*. 1985; 79: 1-7.
- 2 Cottrell AH, Jaswon MA. Distribution of Solute Atoms Round a Slow Dislocation. *Proceedings of the Royal Society of London series A, Mathematical and Physical Sciences*. 1949; 199:104-114.
- 3 Reed Hill RE. On the Dynamics of Dislocation Pinning During Dynamic Strain Aging. *Reviews on the Deformation Behavior of Materials*. 1977; 2:217-242
- 4 Queiroz RRU, Cunha FGG, Gonzalez BM. Study of Dynamic Strain Aging in Dual Phase Steel. *Materials Science and Engineering A*. 2012; 543:84-87.
- 5 Taheri AK, Maccagno TM, Jonas JJ. Dynamic Strain Aging and the Wire Drawing of Low Carbon Steel Rods. *ISIJ International*. 1995; 35:1532-1540.
- 6 Calado WR, Castro CSB, Santos OJ, Barbosa RN, Gonzalez BM. Effect of Finishing Rolling Temperature on Fire Resistance and Dynamic Strain Aging Behavior of a Structural Steel. *Journal of Materials Science*. 2008; 43:6005-6011.
- 7 Gonzalez BM, Marchi LA, Fonseca EJ, Modenesi PJ, Buono VTL. Measurement of Dynamic Strain Aging in Pearlitic Steels by Tensile Test, *ISIJ International*. 2003; 43: 428-432.
- 8 Brindley BJ, Barnby JT. Dynamic Strain ageing in Mild Steel. *Acta Metallurgica*. 1966; 14:1765-1780.
- 9 Keh AS, Leslie WC. Recent Observations on Quench-Aging and Strain-Aging of Iron and Steel. *Materials Science Research*. 1963; 1:208-252.
- 10 Peng K, Qian K, Chen W. Effect of Dynamic Strain Aging on High Temperature Properties of Austenitic Stainless Steel. *Materials Science and Engineering A*. 2004; 379:372-377.
- 11 Wang ZG, Sun ZM, Ai SH. Dislocation Structures Induced by Cyclic Deformation in Dual-phase Ferritic-Martensitic Microstructures. *Materials Science and Engineering A*. 1989; 113:259-265.
- 12 Zheng YS, Wang ZG, Ai SH. Effect of Dislocation Substructure of Crack Tip on Near Fatigue Threshold in Dual-phase Steels. *Materials Science and Engineering A*. 1994; 176:393-396.
- 13 Sachdev AK. Dynamic Strain Aging of Various Steels. *Metallurgical transactions A*. 1982; 13:1793-1797.
- 14 Mousavi Anijdan SH, Vahdani H. Room-temperature Mechanical Properties of Dual-Phase Steels Deformed at High Temperatures. *Materials Letters*. 2005; 59:1828-1830.
- 15 Ekrami A. High Temperature Mechanical Properties of Dual Phase Steels. *Materials Letters*. 2005; 59:2070-2074.
- 16 Akbarpour MR, Ekrami A. Effect of Temperature on Flow and Work Hardening Behavior of High Bainite Dual Phase (HBDP) Steels. *Materials Science and Engineering A*. 2008; 475:293-298.
- 17 Akbarpour MR, Ekrami A. Effect of Ferrite Volume Fraction on Work Hardening Behavior of High Bainite Dual Phase (DP) Steels. *Materials Science and Engineering A*. 2008; 477:306-310.
- 18 Farnoush H, Fatmehsari DH, Ekrami A. The Effect of Pre-straining at Intermediate Temperatures on the Mechanical Behavior of High Bainite Dual Phase (HBDP) Steels, *Materials Science and Engineering A*. 2012; 543:224-230.
- 19 Liu D, Humphreys AO, Toroghinezhad MR, Jonas JJ. The Deformation Microstructure and Recrystallization Behavior of Warm Rolled Steels. *ISIJ International*. 2002; 42:751-759.
- 20 Rocha RO, Melo TMF, Pereloma EV, Santos DB. Microstructural Evolution at the Initial Stages of Continuous Annealing of Cold Rolled Dual-phase Steel. *Materials Science and Engineering A*. 2005; 391:296-304.

* *Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.*



- 21 Llewellyn DT, Hillis DJ. Dual Phase Steels. Ironmaking Steelmaking. 1996; 23:471-478.
- 22 Timokhina IB, Pereloma EV, Ringer SP, Zheng RK, Hodgson PD. Characterization of the Bake-hardening Behavior of Transformation Induced Plasticity and Dual-phase Steels Using Advanced Analytical Technique. ISIJ International. 2010; 50:574 -582.
- 23 Pereloma EV, Russell KF, Miller MK, Timokhina IB. Effect of Pre-straining and Bake Hardening on the Microstructure of Thermomechanically Processed CMnSi TRIP Steels With and Without Nb and Mo additions. Scripta Materialia. 2008; 58:1078-1081.
- 24 Nabarro FRN. Work Hardening and Dynamical Recovery of F.C.C. Metals in Multiple Glide. Acta Metallurgica. 1989; 37:1521-1546.
- 25 Johnston WG. Dislocation Velocities, Dislocation Densities and Plastic Flow in Lithium Fluoride Crystals. Journal of Applied Physics. 1959; 30:129-144.
- 26 Murari FD, Melo TMF, Gonzalez BM. Kinetics of Strain Aging in Cold Rolled Low Strength Multiphase Steel. ISIJ International. 2010; 50:463-468.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.