

Desenvolvimento de microestrutura ferrítica-martensítica em aço baixo carbono durante a laminação a quente em escala piloto

Development of ferritic-martensitic microstructure on low carbon steel during hot rolling in pilot scale

Regis Antônio Albertassi Tavares¹

Luiz Heleno Pereira Gaio¹

Affonso Henrique Ferreira Lobo de Almeida¹

Andersan dos Santos Paula²

Priscila Rodrigues³

Maria Ismenia Sodero Toledo Faria⁴

Geovani Rodrigues⁵

Palavras-chave:

Aços ferríticos
martensíticos

Aço baixo carbono

Laminação a quente

Resumo:

Neste trabalho foi estudado os aços baixo carbono contendo Mn elaborados na escala industrial. O objetivo do trabalho é determinar o procedimento para a laminação a quente em escala piloto, a temperatura de aquecimento durante resfriamento controlado no campo intercrítico, durante o tratamento térmico (temperatura de 1000°C por 360s e taxa de resfriamento de 1°C/s) foram executados no dilatômetro (Adhamel, DT1000). O aço foi laminado a quente em escala piloto no campo austenítico com oito passes de redução de espessura e resfriado em ar até a temperatura intercrítica (Ac3 and Ac1), com subsequente resfriamento em água até a temperatura ambiente, a fim de obter microestrutura ferrítica-martensítica. A evolução microestrutural após o processamento foi analisada via microscopia (microscopia óptica e eletrônica) e ensaio de dureza. A modificação microestrutural nos grãos austeníticos após o oitavo passe de redução na laminação a quente, permite discutir sobre fenômenos permitiu discutir o fenômeno da recristalização dinâmica e estática ou não recristalização, associada com a composição química, durante o processamento termomecânico aplicado no estudo realizado.

Abstract:

A low carbon steel alloy, containing Mn, elaborated in industrial scale, was studied in this work. In order to define the procedure for hot rolling at pilot scale, related to the reheating temperature and the minimum finish temperature in austenite field, one thermal treatments (soaking temperature at 1000°C for 360s and heating/cooling rate of 1°C/s) was executed in a quenching dilatometer (Adhamel, DT1000). This steel was hot-rolled on pilot scale on austenitic field with eight thickness reduction steps and cooling in air up to inter-critical field (Ac3 and Ac1) with subsequent water cooling up to room temperature, in order to obtain ferritic-martensitic microstructure. The microstructural evolution after the processing was assessed by microscopy (optical and scanning electronic) and hardness testing. The morphological microstructural changes in the austenitic grains after 8th hot rolling step allow to discuss possible active

Key words:

Ferritic-Martensitic

Low Carbon Steel

Hot Rolled

1 – Graduando do Curso de Engenharia de Produção - UniFOA

2- Docente da Universidade Federal Fluminense – UFF-EEIMVR

3- Universidade Nacional de Rosário - Argentina

4- Docente MEMAT/UniFOA

5- Docente da Universidade Federal de Itajubá - UniFEI

phenomena (recovery and/or recrystallization dynamically and statically, or non-recrystallization) associated with the chemical composition, during thermomechanical processing applied for the studied steel. Based on the literature, it's expected that Mn developed an austenitic deformed grain that affect the ferritic and martensitic grains nucleation after transformation on controlled cooling at inter-critical field.

1. Introdução

Os aços C-Mn tem grande aplicação para estruturas no aço automotivo, e são muito importantes como materiais estruturais de baixo custo. Estes materiais permanecem como objeto de intenso estudo e desenvolvimento [1] Na prática a deformação a quente, alcançando as propriedades mecânicas desejadas do produto é de primordial importância para a engenharia [2]. As transformações de fase durante o processamento de aços permitem uma variação grande de microestruturas, e as diferentes possibilidades sobre microconstituintes e propriedades mecânicas podem ser transformados em novos produtos [3].

Um dos recursos disponíveis para se maximizar simultaneamente a ductilidade e resistência mecânica dos aços consiste no uso de microestruturas mais complexas do que ferríticas ou ferrítica-perlíticas normalmente presentes nas ligas comuns de baixo C. A obtenção desta microestrutura nestes aços advém do resfriamento controlado a partir da região intercrítica, conferindo elevada resistência mecânica, boa tenacidade a estes aços. Os chamados aços bifásicos podem apresentar, além das fases ferrítica e martensítica, frações volumétricas de bainita e austenita retida. [4,-7].

Para entendermos os aços bifásicos é importante um perfeito entendimento dos mecanismos de transformação de fase atuantes nas temperaturas intercrítica e isotérmicas, a fim de estabelecer uma correlação entre o processa-

mento térmico realizado, a microestrutura formada (frações volumétricas das fases presentes) e as propriedades mecânicas finais do material (resistência à tração, limite de escoamento e alongamento) [7-10]. Desta forma, o presente trabalho busca verificar o efeito da taxa de resfriamento sob condições controladas com o intuito de obter-se ferrita e martensita na microestrutura, sem a presença de perlita. A amostra foi laminada a quente em escala piloto no campo austenítico com oito passes de redução de espessura e resfriado em ar até a temperatura intercrítica (A_{c3} and A_{c1}), com subsequente resfriamento em água até a temperatura ambiente, a fim de obter microestrutura ferrítica-martensítica. A evolução microestrutural após o processamento foi analisada via microscopia (microscopia óptica e eletrônica) e ensaio de dureza.

2. Materiais e Métodos

2.1. Materiais

O material utilizado para o desenvolvimento do trabalho foi cedido pela Companhia Siderúrgica Nacional (CSN).. As Amostras de teses foram originados a partir de chapa de desbaste moído retirado do processo de laminação a quente, pouco antes de terminar a etapa de laminação, e neste trabalho são denominados “como recebido” (AR). A Tabela 1 mostra a composição química do aço baixo carbono contendo Mn.

Tabela 1. Composição química do aço baixo carbono contendo manganês em estudo.

| C | Mn | P | S | Si | Nb | Ti | Al | N |
|-------|-------|-------|-------|--------|---------|-------|-------|--------|
| 0,132 | 0,786 | 0,016 | 0,008 | 0,0010 | <0,0001 | 0,001 | 0,034 | 0,0049 |

Fonte: CSN Centro de pesquisa.

2.2. Metodologia

2.2.1. Procedimento de Laminação a Quente

As amostras, com dimensão de 35 mm x 50 mm x 60 mm (direção normal - ND x direção transversal - TD direção laminação - RD), foi processado por laminação a quente em escala piloto, utilizando oito passos de redução de espessura - com base no procedimento mostrado na Tabela 2. Foi feito um furo com 3,5 mm de diâmetro e 25 mm de profundidade em uma das faces laterais alinhados com RD usando uma máquina furadeira, foi introduzido um termopar (tipo K) para monitorar a temperatura durante o processo de laminação a quente em escala piloto. As amostras foram pré-

-aquecidas em um forno a 750°C durante uma hora e trinta minutos para absorver, seguido por um tratamento em um segundo forno a 1230°C durante até uma hora de imersão. De acordo com a Tabela 2, os passos de desbaste foram classificados como R1, R2 e R3, a espessura e a foram ajustadas as espessuras e larguras do material. F1-F5 são os passos da laminação a quente em escala industrial, a redução e a temperatura foram escolhidos de tal maneira a gerar as propriedades desejadas do material. Após o oitavo passe, a amostra foi coletada após resfriamento: (i) no ar, (ii) em água, (iii) do ar de refrigeração de até três diferentes temperaturas T1 (descritos na Tabela 2) seguido de resfriamento em água à temperatura ambiente. A Tabela 2 mostra os parâmetros do processo de laminação a quente em escala piloto.

Tabela 2: Parâmetros do processo de laminação a quente em escala piloto.

| Passos | Temperaturas - °C (Máximo – Mínimo) | | Reduções | |
|--------------|---|------------|---|------|
| | (Imersão em 1230°C) | | (mm) | (%) |
| R1 | 1230 | | 35 – 28 | 20,0 |
| R2 | 1200 | | 28 – 23 | 17,9 |
| R3 | 1150 | | 23 – 18 | 21,7 |
| F1 | 1060 – 1050 | | 18 – 13 | 27,8 |
| F2 | 1010 – 1000 | | 13 – 9,4 | 27,7 |
| F3 | 970 – 950 | | 9,4 – 7,0 | 25,5 |
| F4 | 950 – 920 | | 7,0 – 5,6 | 20,0 |
| F5 | 920 – 850 | | 5,6 – 4,6 | 17,9 |
| Resfriamento | Ao ar | | | |
| | Em água até a temperatura ambiente | | | |
| | No ar até T1 seguido de resfriamento em água à temperatura ambiente | Condição 1 | $T1 = A_{r1} + \frac{3}{4} (A_{r3} - A_{r1})$ | |
| | | Condição 2 | $T1 = A_{r1} + \frac{1}{2} (A_{r3} - A_{r1})$ | |
| | | Condição 3 | $T1 = A_{r1} + \frac{1}{4} (A_{r3} - A_{r1})$ | |

Fonte: Centro de Pesquisas da CSN

2.2.2. Caracterização

A preparação metalográfica foi feita nas seguintes etapas: desbaste em lixa com (220, 320, 500, 600, 800, 1000 e 1200), polimento com alumina (1,0 µm, 0,3 µm e 0,05 µm). As microestruturas foram reveladas com Nital 3% (3% de ácido nítrico e 97% de etanol PA) para avaliação da microestrutura inicial (como recebido). As características microestruturais e propriedades das amostras após cada etapa de laminação a quente foram verificadas por microscopia óptica e eletrônica de varredura (MEV), e ensaios de microdureza, que foram realizados com um microscópio óptico (Metallovert Leitz) com uma câmera digital (Camera Evolução LC Color - Media Cybernetics-Modelo PL-A662),

software de análise de imagem (software image Pro Plus), digitalização microscópica (MEV eletrônico - teste Carl Zeiss modelo MA10 EVO) e microdureza (Buehler LTD - Micromet 3).

3. Resultados e Discussão

As temperaturas de transformação de fase no aquecimento (A_1 e A_3) e no resfriamento (A_{r3} e A_{r1}), para o aço em estudo na condição como recebida, foram avaliadas por dilatométrica e publicadas em trabalho prévio [11], como mostra a Tabela 3, e pelo monitoramento do resfriamento após a oitava etapa de redução na espessura na laminação a quente em escala, como mostrado na Figura 9a.

Tabela 3 - Análise via dilatometria o material na condição como recebida, taxa de aquecimento/resfriamento de 1°C/s. [13]

| Temperaturas de transformação de fase (°C) | | | |
|--|----------------|-----------------|-----------------|
| Aquecimento | | Resfriamento | |
| A ₁ | A ₃ | A _{r3} | A _{r1} |
| 732,5 | 868,5 | 784,0 | 661,0 |

Fonte: Centro de Pesquisa da CSN

As temperaturas Ar3 e Ar1 que correspondem, respectivamente, às temperaturas de início de transformação da austenita em ferrita pró-eutetóide e a temperatura de fim de transformação desta transformação, na qual se tem finalmente a transformação eutetóide, sob influencia do processamento termomecânico no campo austenítica, apresentam valores de 718°C e 706°C (Figura 9a), respectivamente, as quais apresentam diferenças significativas daquelas avaliadas pelo ensaio de dilatometria, apresentadas na Tabela 3. Esta diferença deve estar associada a evolução microestrutural na austenita devido a componente mecânica durante a laminação a quente em escala piloto, componente esta não se fez presente no ensaio de dilatometria.

A figura 9b apresenta a evolução do resfriamento em relação ao tempo para as amostras que foram laminadas a quente em escala piloto e posteriormente submetidas a resfriamento controlado para obtenção da microestrutura ferrítica-martensítica. A mudança do comportamento linear indica as temperaturas de fim do resfriamento ao ar e início do resfriamento em água, onde se pretendia ini-

cialmente submeter o material a uma taxa de resfriamento lenta para promover a formação da ferrita pró-eutetóide e enriquecimento da austenita em elementos de liga que se encontram acima do limite de solubilidade na ferrita formada. E posteriormente submeter o material a uma taxa de resfriamento mais acelerada para tentar-se inibir qualquer transformação difusional ou mista na austenita remanescente, transformando-a assim em martensita. De modo a atingir-se este objetivo três amostras distintas foram submetidas a este procedimento de resfriamento controlado com temperatura, T1, de troca de meio resfriamento no campo intercrítico definido pelas condições 1, 2 e 3 (descritas na Tabela 2). As temperaturas T1 obtidas para as três condições foram monitoradas, verificando-se os seguintes valores: 753°C para a condição 1, 722°C para a condição 2 e 691°C para a condição 3. Revelando assim uma grande dificuldade de controle deste parâmetro durante os testes em escala piloto, para que os mesmos se situam-se entre os valores de Ar3 e Ar1 verificados durante a monitoração do resfriamento ao ar até a temperatura ambiente (Figura 9a).

Tabela 4 – Taxas de Resfriamento

| Taxas de Resfriamento (°C/s) | | | |
|------------------------------|------------|------------|------------|
| Resfriamento ao Ar | Condição 1 | Condição 2 | Condição 3 |
| 2,63 | 326,25 | 249,16 | 298,43 |

Fonte: Centro de Pesquisa da CSN

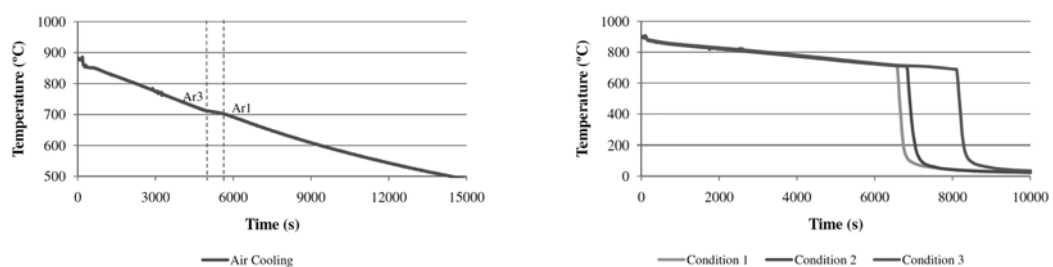
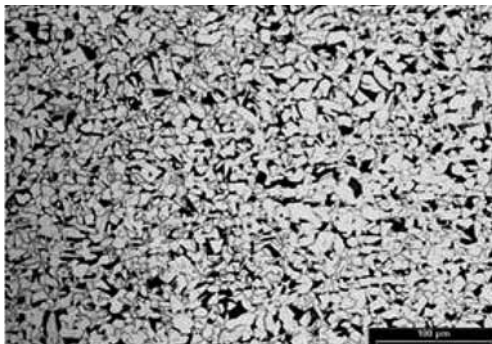


Figura 9 - Etapa de resfriamento após a laminação a quente: (a) Curva do resfriamento ao ar até à temperatura ambiente, e (b) Curvas do resfriamento controlado no campo intercrítico (Condições 1, 2 e 3 - Tabela 2)

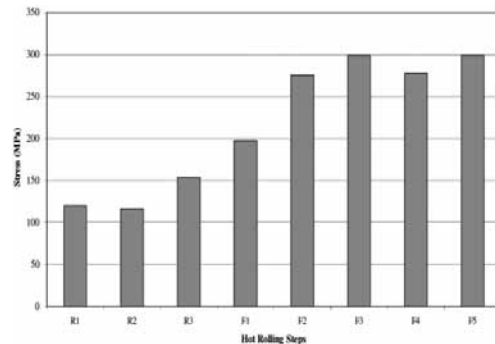
A Figura 10b mostra a evolução da tensão aplicada e conseqüente resistência a deformação a quente durante as oito etapas de redução na espessura na laminação a quente e a evolução microestrutural do mesmo, tendo como base a microestrutura na condição como recebida (Figura 10a) associada ao (i) congelamento de alguns aspectos microestruturais de alta temperatura após o oitavo passe de redução (resfriamento em água – Figura 10c,d); e (ii) produtos de transformação de fase após o resfriamento final ao ar (Figura 10e,f)

Na figura 10c podemos verificar a evidência de recristalização estática nas etapas finais de redução da laminação piloto, pela

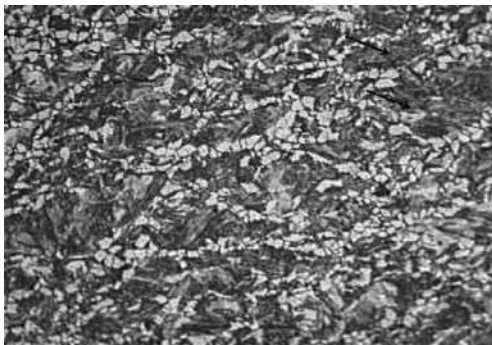
presença de grão ferríticos (grãos claros na Figura 10c, e indicado pela letra F na figura 10d) ao redor das bandas de deformação associada grão martensíticos alongados (grãos escuros na figura 10c, indicado pela letra M na Figura 10d). Devido a esta evidência na evolução microestrutural da austenita, possivelmente o processamento termomecânico a qual o material foi submetido não foi eficiente para o refinamento da microestrutura final dos produtos de transformação obtidos por resfriamento ao ar até a temperatura ambiente após o oitavo passe de redução na espessura (Figura 10e - grão claros ferrita e grão escuros perlita, indicados pelas letras F e P na figura 10f).



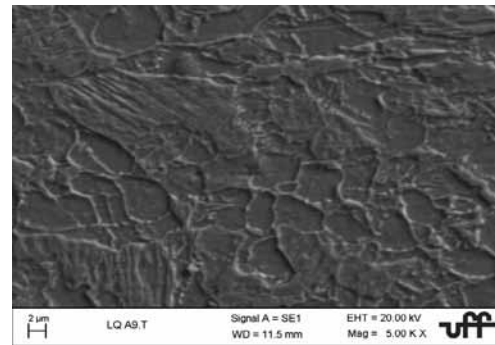
(a)



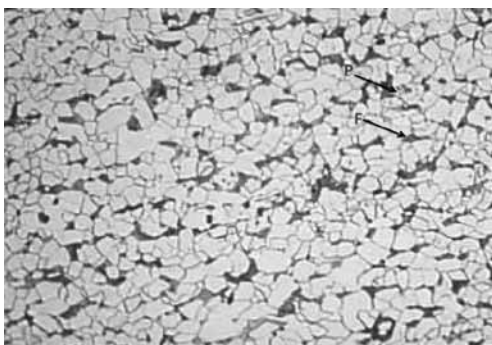
(b)



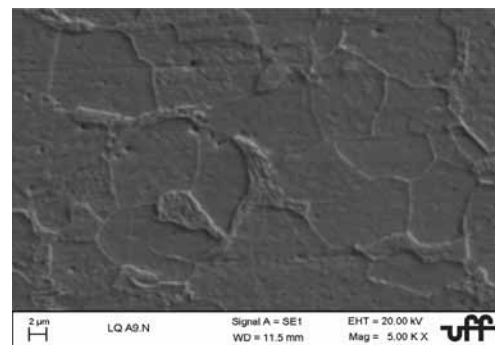
(c)



(d)



(e)



(f)

Figura 10 - Evolução Estrutural do aço em estudo: (a) Microestrutura na condição como recebida, aumento 200X; (b) Applied stress versus Hot Rolling Steps for the Low Carbon Steel with Mn Addition. (c,d) em água e (e,f) ao ar, MO 400X e MEV 3000X e 5000X; M – Martensita, F – Ferrita e P – Perlita.

A evolução na dureza do material (conforme apresentado na Figura 11) está diretamente ligada a condições de resfriamento (condições 1, 2 e 3 conforme Tabela 1), uma vez que a temperatura de início da troca do meio de resfriamento (lento para severo) diminui, diminui também a possibilidade de formação de martensita, fase metaestável responsável pelo aumento da dureza do material neste presente trabalho. Os valores de dureza para as amostras resfriadas ao ar e em água até a temperatura ambiente, foram plotados no gráfico de modo a indicar os valores referencias para condição de 100% de produtos de transformação difusional e fração elevada de martensita fruto do congelamento da microestrutural parcialmente recristalizado após o oitavo passe de redução na espessura, respectivamente.

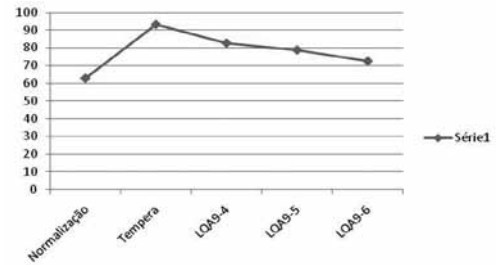
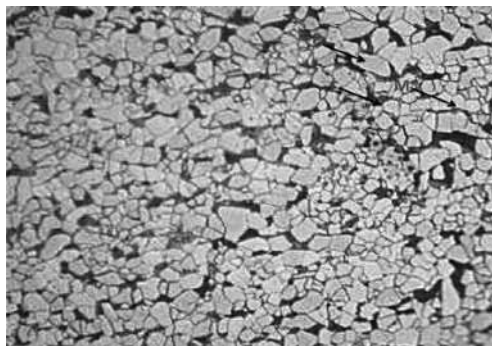


Figura 11 - Evolução da dureza do material após cada passe de laminação e conforme descrito na tabela 2

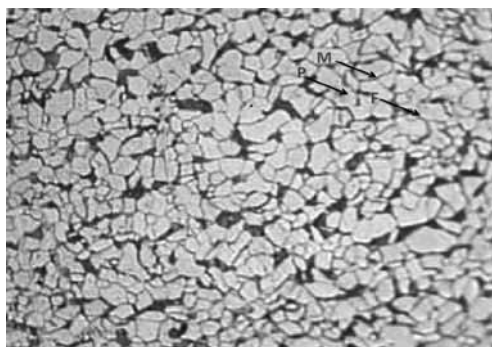
Pela avaliação das microestruturas apresentadas da Figura 12 pode-se constatar que a evidência da formação de maiores grãos perliticos e decréscimo das regiões martensíticas do material em função do decréscimo a temperatura de troca do meio de resfriamento (lento para severo), em concordância com evolução da dureza apresentada na Figura 11.



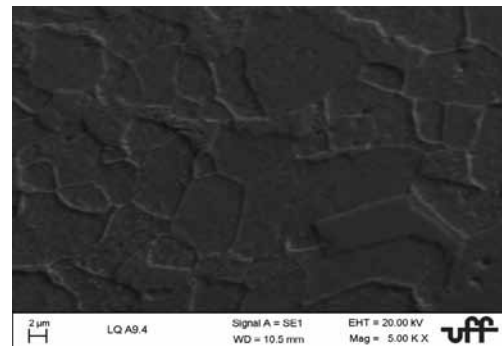
(a)



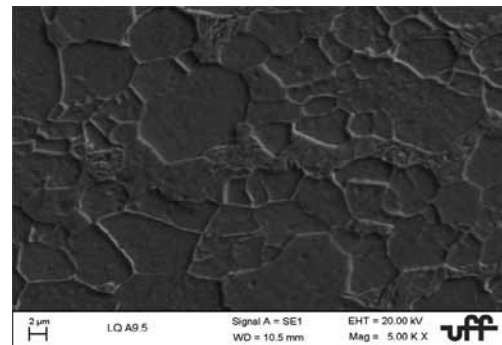
(c)



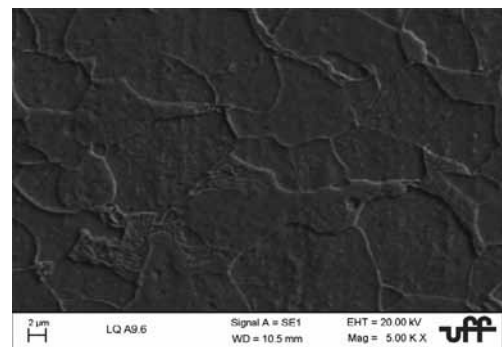
(e)



(b)



(d)



(f)

Figura 12 - Evolução microestrutural das amostras submetidas as condições de resfriamento (a,b) 1, (c,d) 2 e (e,f) 3 a após o último passe de laminação e conforme descrito na tabela conforme Tabela 2. M – Martensita, F – Ferrita e P – Perlita. (a,c,e) Aumento 400x – Microscopia Ótica. (b,d,f) Aumento 5000x – MEV.

4. Conclusão

Com base no estudo proposto, nos resultados e discussões apresentadas neste projeto, pode-se concluir que:

- A alteração na linha de produção, referente a etapa de resfriamento, pode-se produzir a partir de um aço de composição simples (baixo carbono com adição de manganês), que possui uma aplicação restrita (aço ferrítico-perlítico) em um aço dual-phase (ferrítica-martensítica), que possui um valor agregado maior, tem uma aplicação mais ampla e mais valorizada pela indústria em geral;
- Foi possível obter martensita com o resfriamento controlado imposto, porém verifica-se a presença de perlita além da ferrita na microestrutura;
- As taxas impostas nos testes dificilmente poderão ser aplicadas em equipamentos industriais para materiais laminados a quente e bobinados, sendo assim mais adequadas para chapas não bobinadas.

5. Agradecimentos

Os autores agradecem ao Centro Universitário de Volta Redonda – UNIFOA.

6. Referências Bibliográficas

1. HULKA, K.. Modern Multi-Phase Steels for the Automotive Industry. **Materials Science Forum**, p.101-110, 2003.
2. KIM, S. K.. Development of TWIP Steel for Automotive Application. **Annal of the International Steel Conference on New Developments in Metallurgical Process Technologies – METEC**. Verein Deutscher Eisenhüttenleute. Düsseldorf, p. 609-697, 2007.
3. KWO, O., “Review - A Technology for the Prediction and Control of Microstructural Changes and Mechanical Properties in Steel”, **ISIJ International**, v. 32, p. 350-358, 1992.
4. DAVENPORT, T., “Formable HSLA and Dual Phase Steels”, **The Metallurgical Society of AIME**, Warrendale, 1979.
5. KOVAC, F., DZUBINSKY, M. AND BORUTA, J., “Prediction of low Carbon Steels Behaviour under Hot Rolling Service Conditions”, **Acta Materialia**, v.51, p.1801-1808, 2002.
6. KRAUSS, G. AND THOMPSON, S.W., 1995, “Review: Ferritic Microstructure in continuously cooled low- and ultralow-carbon steels”, **ISIJ International**, v. 35, No. 8, p. 937-945.
7. LASRAOU, A. AND JONAS, J.J., “Prediction of Temperature Distribution, Flow Stress and Microstructure during the Multipass Hot Rolling of Steel Plate and Strip”, **ISIJ International**, v. 31, p. 95-105, 1991.
8. MEDINA, S.F., “Improved Model for Static Recrystallization Kinetics of Hot Deformed Austenite in Low Alloy and Nb/V Microalloyed Steels”, **ISIJ International**, v. 41, p.774-781, 2001.
9. OHASHI, N., IRIE, T., SATOH, S., HASHIMOTO, O. AND TAKAHASHI, I., “Development of Cold-Rolled High Strength Steel Sheet with Excellent Deep Drawability”, **SAE Technical Paper Series**, 1991.
10. PICHLER, A., HEBESBERGER, T., TRAIANT, S., TRAGL, E., KURZ, T., KREMPASZKY, TSIPOURIDIS, P. AND WERNER, E., “Advanced High Strength Thin Sheet Grades: Improvement of Properties by Microalloying Assisted Microstructure Control”, **International Symposium on Niobium Microalloyed Sheet Steel for Automotive Application**, p. 245-273, 2006.
11. P, RODRIGUES., A. S. PAULA., M, F, CAMPOS, “Mechanical Behavior and microstructural evolution during hot rolling in pilot scale of low carbon steels with Mn additions” **Annals of the 6º COBEF Caxias do Sul RS**, 2011.

Endereço para Correspondência:

Rosinei Batista Ribeiro
rosinei.ribeiro@pq.cnpq.br
Avenida Peixoto de Castro, nº 539, Vila Celeste
Lorena, SP
CEP: 12.606-580