



INFLUÊNCIA DE DISTINTAS TEMPERATURAS DE BOBINAMENTO DE UM AÇO BAIXO CARBONO COM MICROADIÇÃO DE MOLIBDÊNIO E NIÓBIO*

Ana Carolina Abrantes de Souza¹

Andersan dos Santos Paula²

Julio Henrique Pimentel Medrano³

Saulo Brinco Diniz⁴

Monica Aline Magalhães Gurgele⁵

Resumo

O objetivo deste trabalho foi a obtenção de microestruturas diferenciadas a partir de simulações de distintas temperaturas de bobinamento, e o estudo da influência destas microestruturas nas propriedades mecânicas, em um aço baixo carbono com microadição de molibdênio e nióbio laminado a quente. A evolução microestrutural e mecânica foi avaliada com o auxílio de técnicas de microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV), testes de dureza Vickers e tração uniaxial, somado a determinação das temperaturas de transformação de fase no aquecimento (A_{c1} e A_{c3}) em um analisador termomecânico (TMA). De acordo com os resultados obtidos, pode-se observar que as diferentes temperaturas adotadas da interrupção do resfriamento (simulando o bobinamento), foram capazes de proporcionar sutis diferenças nas microestruturas e propriedades mecânicas finais.

Palavras-chave: Aço baixo-carbono; Molibdênio; Laminado a quente; Temperatura de bobinamento.

INFLUENCE OF DIFFERENT COILING TEMPERATURES OF A LOW CARBON STEEL WITH MOLYBDENUM AND NIOBIUM MICROADDITION

Abstract

The objective of this study was to obtain different microstructures, and the influence of these microstructures on the mechanical properties in a low-carbon steel hot rolled with molybdenum and niobium microaddition, which was simulated different coiling temperatures. Scanning Electronic Microscopy (SEM), Optical Microscopy (OM), Vickers Hardness Tests and Uniaxial Tensile Tests performed the microstructural and mechanical analyses, in addition to phase transformation temperatures on heating (A_{c1} and A_{c3}) in a thermomechanical analyzer (TMA). According to the results, it can be seen that the different temperatures to cooling interruption (coiling temperature simulation), were able to provide subtle differences on the microstructures and mechanical properties in final product.

Keywords: Low carbon steel; Molybdenum; Hot-rolled; Coiling temperature.

¹ Eng. Metalurgista, Siniat S.A. Mineração, Indústria e Comércio, Rio de Janeiro - RJ, Brasil.

² D.Sc. em Ciências dos Materiais, Eng. Metalurgista, Professora Adjunta, EEIMVR-VMT e PPGEM, UFF, Volta Redonda, RJ, Brasil.

³ M.Sc. em Eng. Mecânica, Eng. Metalurgista, Especialista em Engenharia de Produtos Laminados a Quente, CSN, Volta Redonda - RJ, Brasil.

⁴ M.Sc. em Eng. Metalúrgica, Eng. Metalurgista, Doutorando em Ciências dos Materiais, IME, Rio de Janeiro - RJ, Brasil. Contato: saulo_brinco@hotmail.com.

⁵ Eng. Metalurgista, Mestranda em Eng. Metalúrgica, PPGEM, UFF, Volta Redonda, RJ, Brasil.

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.



1 INTRODUÇÃO

Com a crescente demanda e desenvolvimento do setor automobilístico, onde se torna importante melhorar a eficiência no consumo de energia dos veículos aliada a segurança dos condutores e passageiros, mantendo os custos de fabricação, pode-se observar que as buscas por materiais que sejam ao mesmo tempo leves e possuam altas resistências mecânicas aumenta a cada dia. Sendo assim, o uso de aços como os bifásicos (“*dual-phase*”), “*complex-phase*” e martensíticos têm aumentado significativamente, principalmente neste setor, tomando o lugar de uma parcela de uso dos aços duplex.

Esses aços apresentam uma excelente relação de resistência-tenacidade, onde observa-se como objetivo principal a redução de peso de diversos componentes estruturais, mantendo suas propriedades mecânicas [1]. Aços “*dual-phase*” são aqueles onde podemos observar uma matriz ferrítica com ilhas de martensita dispersas (para os ferríticos-martensíticos), ou de bainita (para os ferríticos-perlíticos) [2], permitindo que o material se deforme e resista bem ao impacto. Enquanto os aços “*complex-phase*” são normalmente compostos por um conjunto de fases resistentes (perlita, bainita, martensita e austenita retida) coexistindo em conjunto com uma fase plástica como a ferrita [3].

No caso, por exemplo, dos aços “*dual-phase*”, estes podem ser desenvolvidos de diversas formas, como através de Laminação controlada, para caso de laminados a quente, onde o material, após a laminação de acabamento, é submetido a resfriamentos controlados com o objetivo de aumentar a taxa de nucleação da ferrita num momento inicial dentro do campo intercrítico, enriquecendo com elementos de liga a austenita remanescente aumentando assim sua temperabilidade e consequentemente possibilitando a formação de martensita [4]. Outra possibilidade é a formação dentro de linhas de galvanização, onde é realizado um recozimento no campo intercrítico, afim transformar a perlita existente em austenita enriquecido de elementos de ligas e por resfriamento controlado obter ao fim a martensita ou bainita, para os ferríticos-martensíticos ou ferríticos-bainíticos, respectivamente.

Devido à necessidade de um maior entendimento das microestruturas que podem ser obtidas através de diferentes ciclos de resfriamento de aços laminados a quente referente a grupo de baixo carbono com microadições de molibdênio, este trabalho teve como objetivo conhecer o comportamento de um aço baixo carbono com microadição de molibdênio e nióbio quando submetido, após a completa austenitização, a diferentes temperaturas de interrupção de um resfriamento. Tal comportamento foi avaliado através de mudanças microestruturais (quantidade e morfologia das fases) e propriedades mecânicas. Para tal estudo foram utilizadas as técnicas de microscopia óptica e eletrônica de varredura, ensaio mecânico de tração uniaxial e ensaio de dureza Vickers, no âmbito do trabalho de conclusão de curso de Souza [5].

2 MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 MATERIAIS

Para este estudo foi utilizado um aço baixo carbono com microadição de molibdênio e nióbio, na forma de chapa laminada a quente em escala industrial (laminado com temperatura acabamento de 929°C e temperatura de bobinamento de 640°C) com 3,2 mm de espessura, doados pela CSN. A Tabela 1 apresenta a sua composição química.

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.



Tabela 1 - Composição química do aço baixo carbono com microadição de molibdênio e nióbio, laminado a quente, em estudo.

Elementos (% em peso)							
C	Mn	P	S	Si	Cu	Ni	Cr
0,082	1,606	0,016	0,008	0,005	0,014	0,009	0,020
Mo	Sn	Al	N	Ti	Nb	V	Fe
0,155	0,003	0,028	0,006	0,002	0,014	0,005	Restante

2.2 MÉTODOS

As amostras foram extraídas de uma chapa laminada a quente oriunda de uma bobina a quente não decapada. Inicialmente estas amostras foram cortadas na forma de blanks, e posteriormente divididos em pequenas tiras de 300 mm x 25 mm (DL – direção de laminação x DT – direção transversal) de modo a possibilitar a retiradas de amostras para posterior análise microestrutural e mecânica nas condições de estudo.

De modo a determinar as temperaturas de transformação de fase no aquecimento (A_{c1} e A_{c3}) do aço em estudo foram realizadas análises com ciclo de aquecimento com taxas de 5°C/min até 900°C de encharque em um sistema análise termomecânica (TMA) da Shimadzu, TMA-60.

As amostras em estudo foram aquecidas a uma temperatura de 950°C durante 15 minutos de encharque (em um forno do tipo Mufla – Fabricante Brasimet), e após esta condição ser atingida, as amostras foram retiradas do interior do forno, e resfriadas em água a temperatura ambiente (20°C) sob agitação das mesmas, para em seguida o resfriamento ser interrompido a uma temperatura pré-definida para iniciar o resfriamento em ar parado conforme apresentado na Tabela 2 associada a nomenclatura das amostras em estudo.

Tabela 2. Identificação da amostra em estudo x Temperatura de interrupção no resfriamento.

Identificação da amostra	700C	650C	600C	550C	530C	400C	300C	20C	CR
Temperatura de interrupção no resfriamento (°C)	700	650	600	550	530	400	300	*	**

“*”: amostra foi resfriada da temperatura de 950°C até a temperatura ambiente em água;

“**”: amostra na condição de como recebida.

As amostras foram embutidas a quente com uma resina fenólica, e submetidas posteriormente a etapa de lixamento e polimento. O lixamento foi realizado com lixas de carbeto de silício com a granulometria de 220 à 1200 mesh, e polidas primeiramente com pasta de diamante de granulometria de 6, 3 e 1 µm e posteriormente polidas com uma solução aquosa de alumina de granulometria de 1; 0,5 e 0,3 µm. Para se observar as fases presentes nas amostras, foram tomados dois procedimentos diferentes:

- ataque das amostras nesta condição, com uma solução de Nital 3%, durante 10 segundos de imersão e;
- repolimento com alumina (de granulometria 1; 0,5 e 0,3 µm) e uma lavagem das amostras em banho de limpeza ultrassônica por 10 minutos. Em seguida as amostras foram atacadas novamente com Nital 3% por 10 segundos para delinear os contornos de grão e entre fase, para posterior ataque seletivo das fases presentes. Este ataque seletivo foi feito com o reagente Le Pera (1 g de

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.



metabissulfito de sódio, 100 ml de água destilada, 4 g de ácido pícrico e 100 ml de álcool etílico P.A.) por 3 minutos de imersão das amostras na solução.

A caracterização microestrutural foi realizada em microscópio ótico - MO (marca Leica, com uma câmera digital e um software de aquisição/análise de imagem Image-Pró Plus) e um microscópio eletrônico de varredura - MEV (marca Carl Zeiss, Modelo EVO MA10 – instalado na Universidade Federal Fluminense - UFF), tensão de aceleração de 20 kV, distância de trabalho de 10 mm e *spot size* de 500 para uso do detector de elétrons secundários.

Foram realizadas por amostra, a $\frac{1}{4}$ da espessura na seção transversal associada a direção de laminação (DL) foram feitas 10 medições de dureza em um microdurômetro (Micromet 3 – Fabricante Micro Hardness), com uma carga de 200 g durante 18 segundos. Após esta medição foi-se realizado a média aritmética e o cálculo do desvio padrão dos resultados obtidos por amostra.

Os corpos de provas utilizados para o ensaio de tração tinham uma base de medida de 50 mm (segundo a NBR 6673:1981). Após o ensaio de tração uniaxial em uma máquina de ensaios universal (modelo 4484, Fabricante Instron – instalada nos laboratórios da Companhia Siderúrgica Nacional - CSN) foram obtidas as propriedades mecânicas de Limite de Escoamento (indicado por LE), Limite de Resistência (indicado por LR), Alongamento (indicado por AL), e Razão Elástica (indicado por LE/LR), associadas a direção original de laminação a quente.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Tabela 3 apresenta as temperaturas de transformação de fase no aquecimento, A_{c1} e A_{c3} , para uma taxa de aquecimento de 5°C/min, da amostra de aço baixo carbono com microadição de molibdênio e nióbio em estudo.

Tabela 3. Temperaturas de transformação de fase, do aço em estudo, no aquecimento extraídas com base no ciclo térmico realizado no TMA.

Taxa (°C/min)	Temperaturas de Transformação de Fase (°C)	
	A_{c1}	A_{c3}
5	732	900

De acordo com os resultados obtidos a temperatura A_{c1} , referente a reversão da transformação eutetóide, foi de 732°C e a temperatura de A_{c3} , referente ao fim da transformação da ferrita pró-eutetóide em austenita, de aproximadamente 900°C. Com base nestes resultados, pode-se verificar que a temperatura de aquecimento adotada para as amostras (950°C), durante um tempo de encharque de 15 minutos, foi possivelmente eficaz em transformar toda a estrutura em austenita.

As Figuras 1 a 9 apresentam as microestruturas para as amostras CR, 20C, 700C, 650C, 600C, 550C, 530C, 400C e 300C respectivamente. Para as Figuras com índices (a) e (b) são as microestruturas das amostras em estudo obtidas através de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura, respectivamente, ambas com o ataque de Nital 3%, e com índice (c) as condições correspondentes em estudo visualizadas através de microscopia óptica com ataque com o reagente Le Pera. Exceto para as Figuras 5 e 6 que somente apresentam aspecto microestrutura resultado do ataque com Nital 3% (a) e Le Pera (b) observado num microscópio óptico.

De acordo com as microestruturas obtidas após o ataque das amostras em estudo com o reagente Nital 3% observadas no Microscópio Óptico (Figuras 1 a 9 índice

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.



(a)), verifica-se que no geral a ocorrência da formação de uma matriz ferrítica (regiões claras nas microestruturas) e possivelmente perlita e/ou martensita (regiões mais escuras) com aspecto massivo, em função do decréscimo da temperatura de troca do meio de resfriamento pode ter resultado no refinamento do constituinte perlita pela redução da espessura de suas lamelas. Outras sutis características também foram observadas nas microestruturas:

- Para as amostras CR, 400C e 300C (Figura 1, 8 e 9 (a)) os grãos de ferrita tendem a ter um aspecto acicular, e a fração de perlita é diminuta;
 - Para a amostra 20C (Figura 2 (a)) os grãos de ferrita tendem a um aspecto acicular, e a fração de perlita é significativa;
 - Para a amostra 700C (Figura 3 (a)) os grãos de ferrita tendem ao aspecto equiaxial, e a fração de perlita é diminuta;
 - Para a amostra 650C (Figura 4 (a)) os grãos de ferrita tem a morfologia heterogênea (regiões equiaxiais circundados por regiões aciculares), e a fração de perlita diminuta;
 - Para as amostras 600C e 550C (Figuras 5 e 6 (a)) os grãos de ferrita tem um aspecto acicular e são delimitados por perlita e;
- Para a amostra 530C (Figura 7 (a)) os grãos de ferrita tem aspecto acicular, e a fração de perlita diminuta.

No entanto ao observar as amostras em estudo com auxílio do MEV (Figuras 1 a 9 índice (b)), pode-se observar regiões distintas, uma delas em baixo relevo, no qual possivelmente estão associados a regiões claras visualizadas por microscopia óptica, com ataque de Nital 3%, onde possivelmente estão associadas a grãos de ferrita (indicado pela letra F nas figuras), e outras em alto relevo, que provavelmente estão associados à região escura observada por microscopia óptica. Para as regiões em alto relevo nas microestruturas apresentadas, em algumas regiões pode-se observar o aspecto lamelar da estrutura morfológica dos grãos de perlita (indicado pela letra P nas Figuras), e em algumas regiões em alto relevo, não se observa este aspecto lamelar, no qual podem estar associados à uma região martensítica (indicado pela letra M nas Figuras). A detalhar, outras sutis características também foram observadas nas microestruturas:

- Para a amostra CR (Figura 1 (b)), não foi possível definir o aspecto lamelar característico da estrutura morfológica dos grãos de perlita. Evidenciou-se somente a presença de alguns pequenos grãos em alto relevo ao redor de grãos maiores em baixo relevo.
- A amostra 20C (Figura 2 (b)), apresentou grãos de ferrita (indicada pela letra F), e martensita (indicado pela letra M), e pequenas agulhas paralelas adentrando os grãos de ferrita possivelmente associadas a feixes de bainita (indicado pela letra B).
- Para a amostra 700C (Figura 3 (b)), é possível observar grãos de ferrita (indicado pela letra F), e grãos em alto relevo com aspecto lamelar da estrutura morfológica dos grãos de perlita (indicado pela letra P). No entanto, em regiões de grãos em alto relevo onde não se observa o aspecto lamelar, estes podem estar associados à uma região martensítica (indicado pela letra M).
- Para a amostra 650C e 530C (Figuras 4 (b) e 7 (b)), é possível observar grãos de ferrita (indicado pela letra F), e grãos em alto relevo, possivelmente associados a grãos de perlita ou martensita (indicado pelas letras M/P).
- Para as amostras 400C e 300C (Figuras 8 (b) e 9 (b)), é possível observar a presença de grãos de ferrita (indicados pela letra F), e grãos em alto relevo, que possivelmente associados a grãos de martensita (indicado pela letra M), visto que a temperatura é muito baixa para nucleação e crescimento de perlita no material.

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.

LAMINAÇÃO Rolling

51º SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO - PROCESSOS E PRODUTOS
LAMINADOS E REVESTIDOS - INTERNACIONAL
51º ROLLING SEMINAR - PROCESSES, ROLLED AND COATED
PRODUCTS - INTERNATIONAL

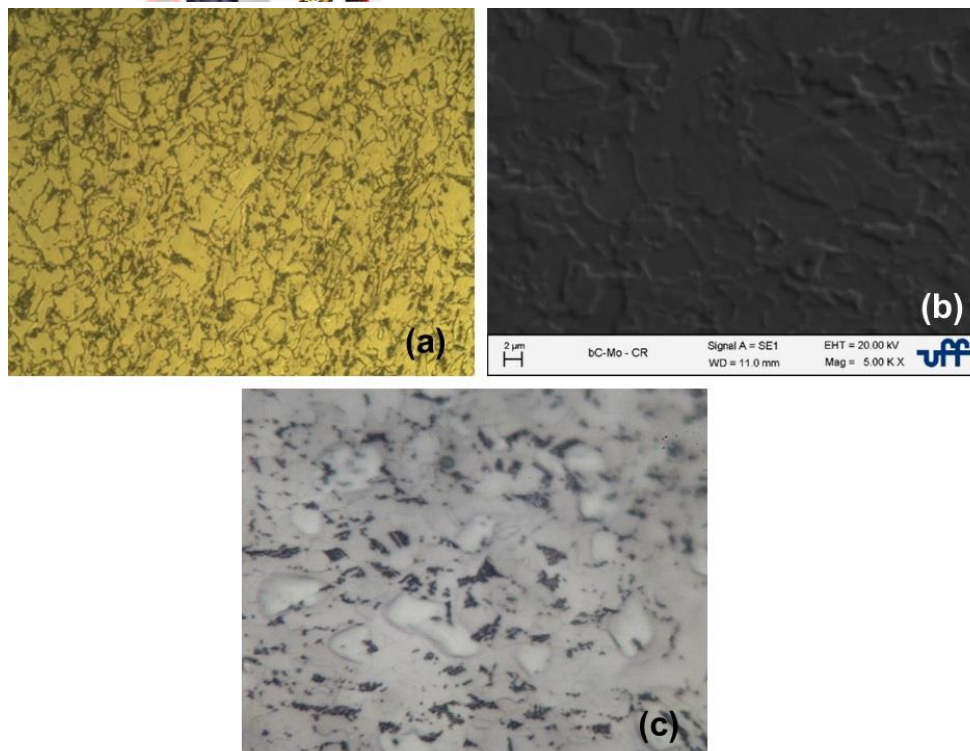


Figura 1. Microestrutura da amostra CR, observada por: (a) Microscopia óptica – Nital 3%, 500x, (b) MEV, Nital 3%, 5000x, e (c) Microscopia óptica – Le Pera, 1000x.

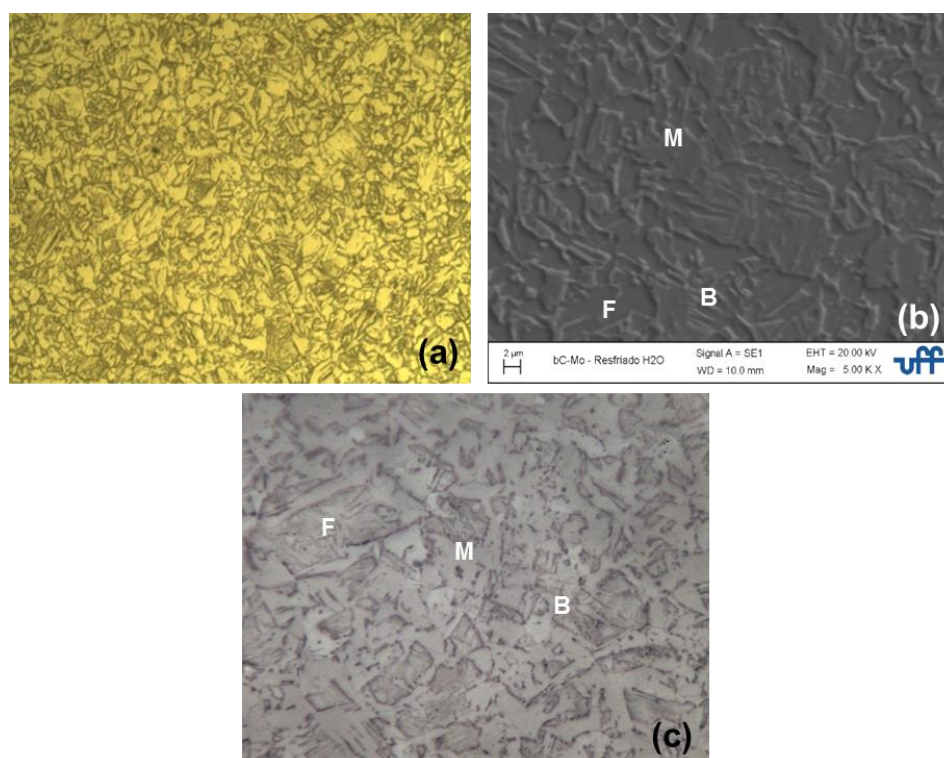


Figura 2. Microestrutura da amostra 20C, observada por: (a) Microscopia óptica – Nital 3%, 500x, (b) MEV, Nital 3%, 5000x, e (c) Microscopia óptica – Le Pera, 1000x. Na Figura F = Ferrita, B = Bainita, M = Martensita.

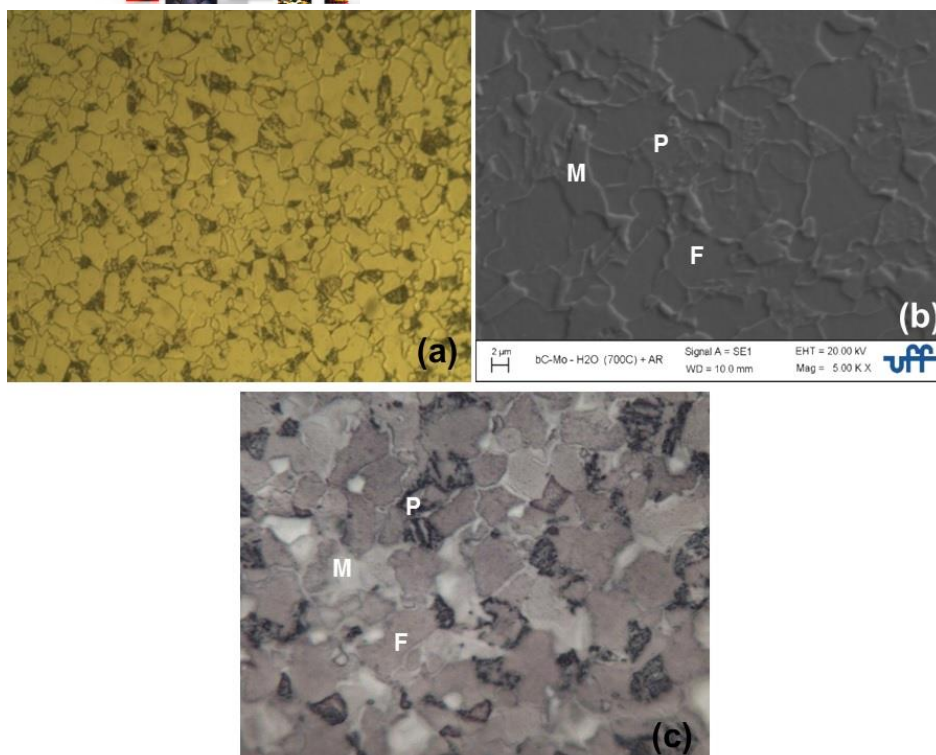


Figura 3. Microestrutura da amostra 700C, observada por: (a) Microscopia óptica – Nital 3%, 500x, (b) MEV, Nital 3%, 5000x, e (c) Microscopia óptica – Le Pera, 1000x. Na Figura F = Ferrita, B = Bainita, M = Martensita.

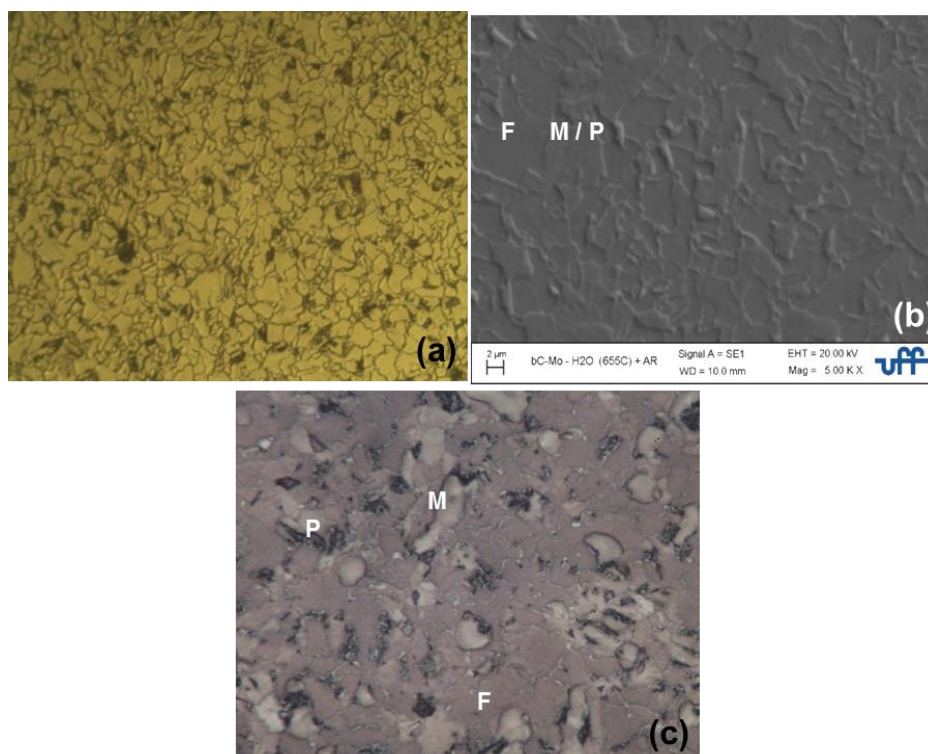


Figura 4. Microestrutura da amostra 655C, observada por: (a) Microscopia óptica – Nital 3%, 500x, (b) MEV, Nital 3%, 5000x, e (c) Microscopia óptica – Le Pera, 1000x. Na Figura F = Ferrita, B = Bainita, M = Martensita.

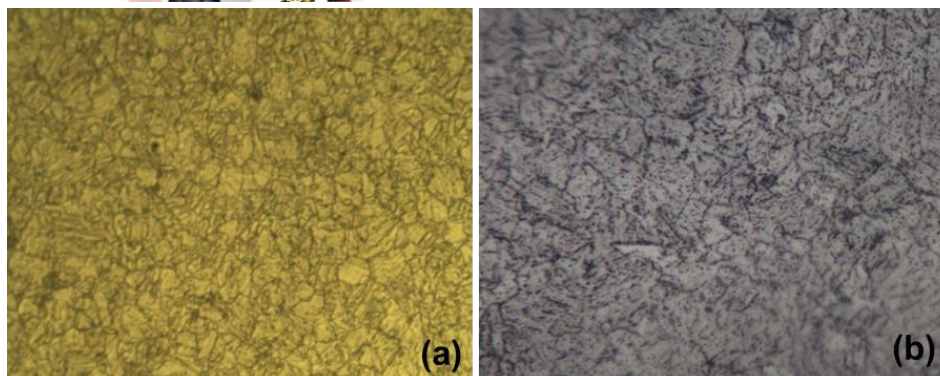


Figura 5. Microestrutura da amostra 600C, observada por: (a) Microscopia óptica – Nital 3%, 500x e (b) Microscopia óptica – Le Pera, 1000x.

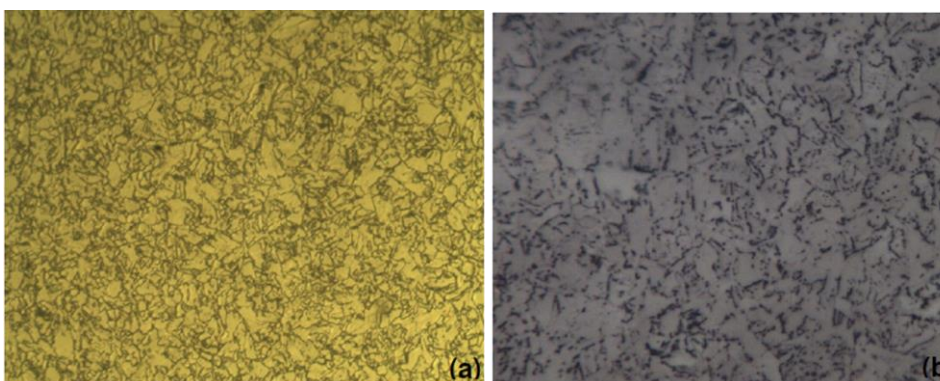


Figura 6. Microestrutura da amostra 550C, observada por: (a) Microscopia óptica – Nital 3%, 500x e (b) Microscopia óptica – Le Pera, 1000x.

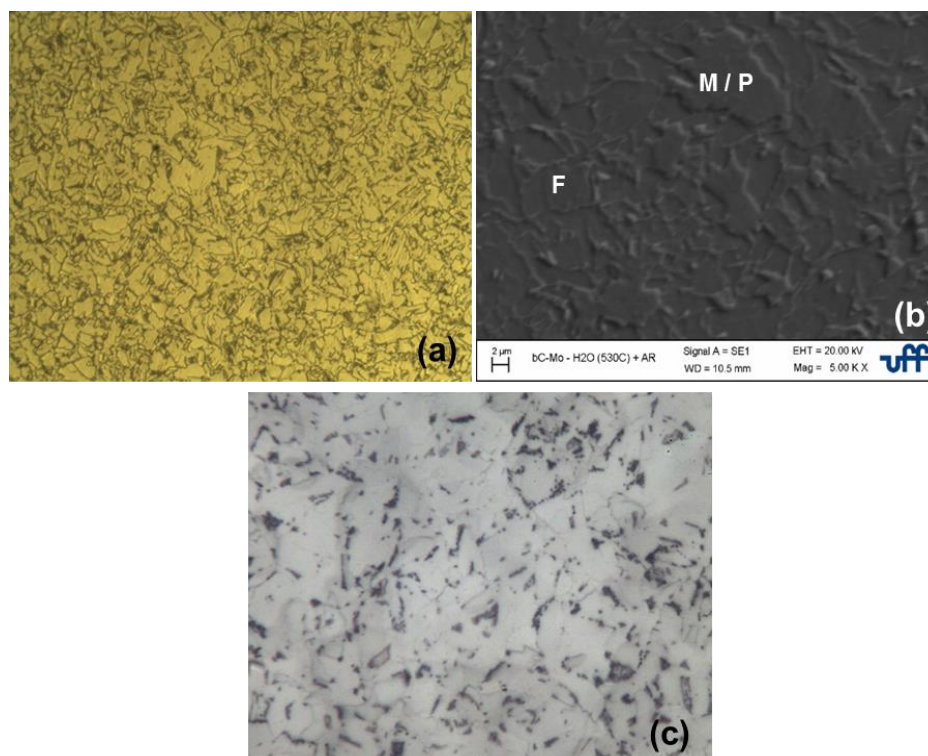


Figura 7. Microestrutura da amostra 530C, observada por: (a) Microscopia óptica – Nital 3%, 500x, (b) MEV, Nital 3%, 5000x, e (c) Microscopia óptica – Le Pera, 1000x. Na Figura F = Ferrita, B = Bainita, M = Martensita.

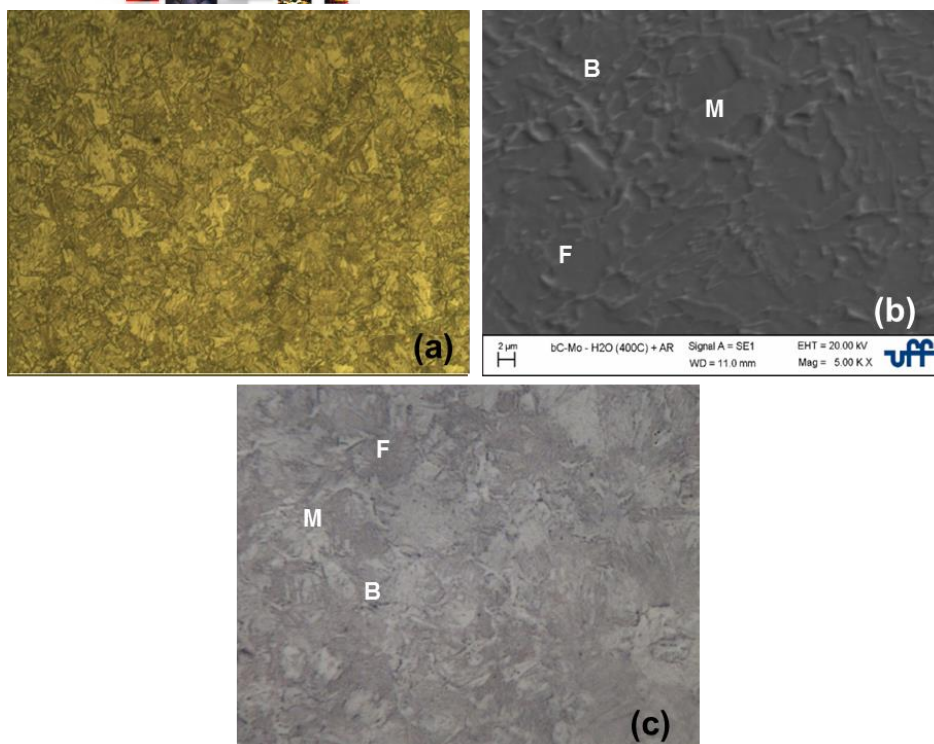


Figura 8. Microestrutura da amostra 400C, observada por: (a) Microscopia óptica – Nital 3%, 500x, (b) MEV, Nital 3%, 5000x, e (c) Microscopia óptica – Le Pera, 1000x. Na Figura F = Ferrita, B = Bainita, M = Martensita.

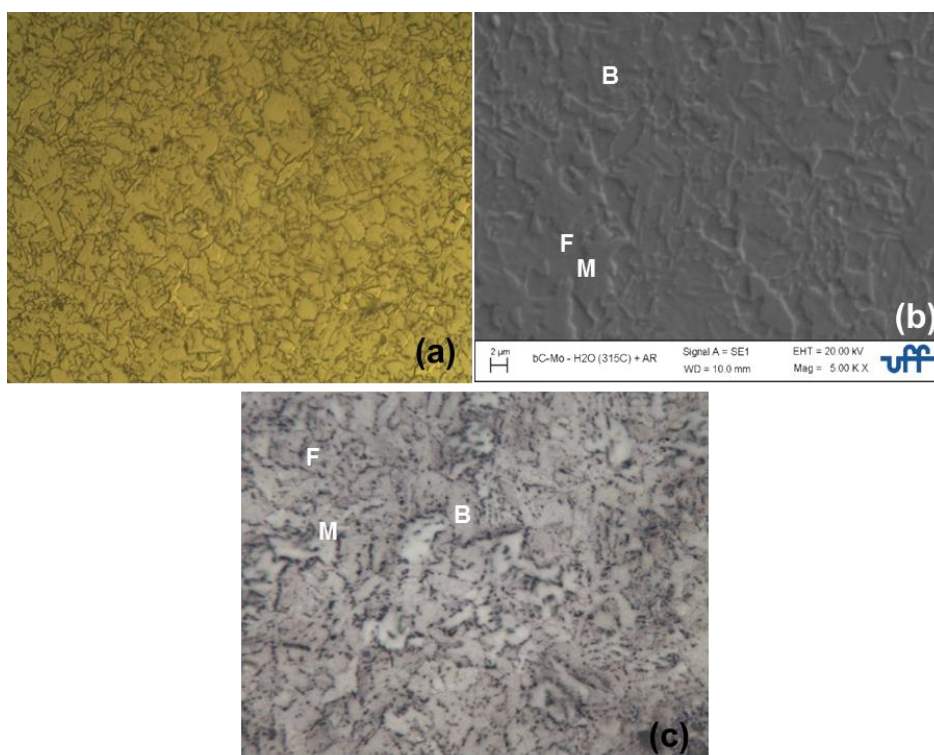


Figura 9. Microestrutura da amostra 300C, observada por: (a) Microscopia óptica – Nital 3%, 500x, (b) MEV, Nital 3%, 5000x, e (c) Microscopia óptica – Le Pera, 1000x. Na Figura F = Ferrita, B = Bainita, M = Martensita.

De acordo com a Figura 1 (c), resultado do ataque da amostra CR com o reagente Le Pera, pode-se verificar a evidencia de três regiões com aspecto de coloração distintas: regiões claras com formatos arredondados, regiões de coloração um pouco

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.

LAMINAÇÃO Rolling

51º SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO - PROCESSOS E PRODUTOS
LAMINADOS E REVESTIDOS - INTERNACIONAL
51º ROLLING SEMINAR - PROCESSES, ROLLED AND COATED
PRODUCTS - INTERNATIONAL



mais escura perfazendo uma grande fração volumétrica que está associada a matriz (possivelmente de ferrita), e regiões escuras que apresentam evidências de um aspecto lamelar (possivelmente associada a perlita). Sendo assim, as regiões claras podem estar relacionadas a grãos de martensita formados neste material na condição CR, ou seja, após a laminação de acabamento a taxa de resfriamento imposta no “*laminar flow*” foi suficiente para aumentar a taxa de nucleação dos grãos ferríticos numa temperatura mais baixa e promover seu crescimento em formato acicular. Associado a isto, a formação de grãos de perlita fina e possivelmente o surgimento de alguns grãos martensíticos, devido a um enriquecimento dos grãos austeníticos em elementos de liga somado a taxa de resfriamento acima de um valor crítico / temperatura de bobinamento mais baixa.

Para a amostra 20C (Figura 2 (c)), pode-se verificar a evidência de duas regiões com aspecto de coloração distintas (regiões claras circundam as regiões de coloração mais escuras e em alguns pontos adentram as mesmas com formato de agulhas paralelas, e regiões de coloração um pouco mais escura). As regiões claras podem estar relacionadas a grãos de martensita e a feixes da bainita, e as regiões mais escuras associadas a grãos ferríticos com aspecto acicular. Este aspecto microestrutural possivelmente é fruto da taxa de resfriamento imposta (resfriamento em água a 20°C até a temperatura ambiente), o a qual decresceu a temperatura para nucleação dos grãos de ferrita e aumentou sua taxa de nucleação de forma mais significativa do que aquela imposta para amostra como recebida, revelando assim uma maior acicularidade nos grãos ferríticos. Sendo assim, esta taxa inibiu a formação da perlita, promovendo assim os produtos da transformação mista (bainita) e adifusional (martensita) em conjunto com os grãos ferríticos formados previamente.

As amostras 700C e 650C (Figura 3 (c) e Figura 4 (c)) apresentaram a evidência de três regiões com aspecto de coloração distintas: grãos claros que possivelmente são associados as regiões de martensita, regiões de coloração mais escura, provavelmente associadas à matriz ferrítica, e regiões escuras que apresentam um aspecto lamelar, associada à perlita.

Comparando a amostra CR (Figura 1 (c)) com a amostra 700C (Figura 3 (c)), pode-se observar uma mudança no formato dos grãos ferríticos (acicular para equiaxial) e aumento no tamanho de grão das regiões possivelmente associadas a perlita e a martensita.

Para as amostras 600C, 550C, 530C, não foi mais possível distinguir claramente a presença de regiões mais claras (possivelmente associado a grãos de martensita) e regiões de coloração mais escuras (associadas a grãos de ferrita) (Figuras 5, 6 e 7 (c)), como nas amostras CR, 700C e 650C. Para estas amostras há a presença de pontos escuros, dispersos no interior dos grãos, além daqueles pontos escuros concentrados nas proximidades de região de contornos de grão – em ambos os casos possivelmente associados a precipitados, porém os pontos escuros nas proximidades dos contornos de grão, podem estar associadas a regiões de feixes bainita ao invés de precipitados.

Para as amostras 400C e 300C (Figura 8 e 9 (c)) foi possível verificar a evidência de duas regiões com aspecto de coloração distintas, a presença de regiões mais claras (possivelmente associado a grãos de martensita), em conjunto com regiões de coloração mais escuras (associadas a grãos de ferrita). Verificou-se também a presença de pontos escuros localizados nas proximidades de região de contornos de grão, possivelmente associadas a presença de bainita.

A Figura 10 apresenta os valores de dureza Vickers, em função da média e desvio padrão, das amostras em estudo. Enquanto a Tabela 4 apresenta os valores do

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.



Limite de Escoamento (LE), Limite de Resistência (LR), Alongamento (AL) e Razão Elástica (LE/LR), obtidos através do ensaio de tração uniaxial das amostras em estudo.

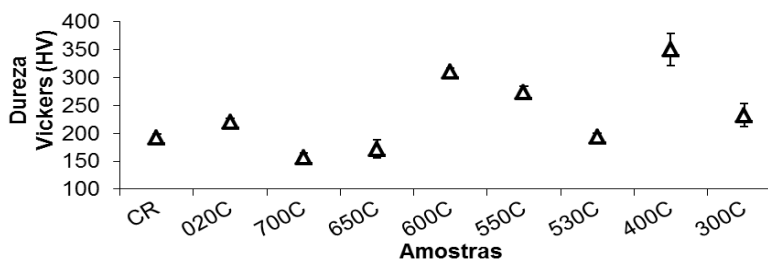


Figura 10. Evolução de dureza Vickers das amostras em estudo, em função da temperatura de troca do meio de resfriamento (água a temperatura ambiente para ao ar) em comparação a condição CR.

Tabela 4. Propriedades mecânicas obtidas através o ensaio de tração uniaxial das amostras em estudo, em função da temperatura de troca do meio de resfriamento (água a temperatura ambiente para ao ar) em comparação a condição CR.

Amostra	CR	20C	700C	650C	600C	550C	530C	400C	300C
LE (MPa)	505	520	390	399	404	457	474	353	531
LR (MPa)	595	759	527	544	558	563	627	522	581
AL (%)	18,8	10,9	8,2	10,7	21,2	8,3	8,9	20,8	8,7
LE/LR	0,85	0,69	0,74	0,73	0,72	0,81	0,76	0,68	0,91

Os resultados de dureza apresentados na Figura 10, das amostras em estudo, não revelam uma tendência conclusiva de evolução da resistência mecânica do material associada ao decréscimo da temperatura de interrupção do resfriamento. Esta evidência deve estar relacionada a caráter microestrutural heterogêneo do material em estudo proveniente de uma chapa laminada a quente em escala industrial associado a natureza pontual do ensaio de dureza. No entanto, ao analisar os resultados das propriedades mecânicas provenientes do ensaio de tração (Tabela 4), pode-se verificar uma tendência de incremento do LE, LR e LE/LR com decréscimo da temperatura de interrupção do resfriamento, em contrapartida o AL apresentou uma tendência de decréscimo. Nota-se também que os valores de LE aumentam de forma mais significativo do que os respectivos LR para cada condição de resfriamento, refletindo em valores de razão elástica aproximando da unidade. Este comportamento deve-se ao refino microestrutural e ao aumento progressivo na aparente fração volumétrica de fases mais resistentes (martensita e bainita).

4 CONCLUSÕES

Com base nos resultados analisados e discussões apresentadas o estudo do efeito de distintos ciclos de resfriamento a partir do campo austenítico sob a evolução microestrutural de um aço baixo carbono com microadição de molibdênio laminado a quente, pode-se concluir que:

- Taxas de resfriamento aceleradas (resfriamento em água a 20°C) no primeiro estágio do resfriamento associadas a temperaturas mais baixas para a mudança do meio de resfriamento aceleram a taxa de nucleação da ferrita pró-eutetóide decrescendo seu tamanho de grão e intensificando seu caráter morfológico acicular. Em contrapartida, propiciam a formação de produtos de transformação de fase mista (bainita) e adifusional (martensita). Associados a uma tendência de aumento da resistência mecânica (LE e LR) e de decréscimo da ductilidade (AL);

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.



- A heterogeneidade microestrutural do produto laminado a quente na condição como recebida para estudo aparentemente influencia na morfologia microestrutural das fases resultantes dos ciclos de resfriamentos estudados;
- A microadição de molibdênio em aços baixo carbono mostra-se eficiente na versatilidade para fabricação de materiais com propriedades e microestruturas distintas pela simples alteração da temperatura de interrupção do meio de resfriamento (a fim de simular o bobinamento) a partir de um produto laminado a quente sem alteração da composição química, mostrando-se assim um candidato a produção de aços de microestrutura elaborada, como por exemplo, “*dual-phase*” e “*complex-phase*”. Fator este que aumenta o valor agregado dos aços fabricados sem a necessidade da elaboração de uma gama vasta de composições para fabricação de distintos materiais, garantindo um maior controle sobre as etapas de processamento termomecânico.

Agradecimentos

Os autores agradecem à Companhia Siderúrgica Nacional - CSN pelo fornecimento do material para execução deste trabalho somado aos tratamentos térmicos realizados e ensaios mecânicos de dureza e tração uniaxial. A Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda (EEIMVR) da UFF, pela disponibilização de equipamentos e consumíveis para preparação das amostras e análise no Microscópio Óptico. Ao Laboratório Multiusuário de Microscopia Eletrônica (LMME) da Universidade Federal Fluminense (UFF) pela utilização do Microscópio Eletrônico de Varredura.

REFERÊNCIAS

- 1 Evans JF, Clark M. T. AISE Steel Technology, 2002.
- 2 Gorni AA, *et al.*. Transformação da Austenita em Aços Microligados com Microestrutura Ferrítica-Bainítica. In: 62º CONGRESSO ANUAL DA ABM, 2007, Vitória: ABM, 2007, p. 3262 – 3268.
- 3 Silva ALC, Mei PR. Aços e Ligas Especiais. Editora Edgard Blücher, 2ª edição, 2006.
- 4 Ogata, P. H. *et al.*. Caracterização Microestrutural de Aço API 5L x65, Austenitizado e Resfriado a Diferentes Taxas de Resfriamento. In: 18º CONGRESSO BRASILEIRO DE Engenharia e Ciência De Materiais – CBECiMat (2008), 2008, Porto de Galinhas: ABM, 2008.
- 5 Souza ACA. Produtos de Transformação de Fases Obtidos Sobre Distintas Condições De Resfriamento em Aço Baixo Carbono com Microadição de Molibdênio Laminado a Quente. Projeto de conclusão de curso em Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal Fluminense, 2011.

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.