

INFLUÊNCIA DE VARIÁVEIS DE LAMINAÇÃO A QUENTE NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO API 5L X70M ALTO NIÓBIO¹

Lúcio Sávio Miranda²

Ronaldo Barbosa³

Gustavo Gonçalves Lourenço⁴

Resumo

Projetos de liga com baixo C e alto Nb têm sido propostos como uma alternativa para a produção de aços para tubos de alta resistência mecânica para gasodutos e oleodutos. No processamento desses aços, conhecidos como HTP (*High Temperature Processing Steels*), ocorre a supressão da recristalização estática da austenita com deformações em temperaturas mais elevadas que aquelas praticadas na laminação a quente convencional. O presente estudo avalia a influência das temperaturas de acabamento e bobinamento na microestrutura e nas propriedades mecânicas de bobinas de aço HTP, da qualidade API 5L X70-PSL2, fabricadas na Linha de Tiras a Quente da Usiminas, Usina de Ipatinga. Verificou-se que, para as condições de processamento empregadas, não houve alterações significativas na microestrutura resultante, que foi constituída por ferrita poligonal muito fina, somada a uma pequena fração volumétrica de segunda-fase, constituída de perlita degenerada e carbonetos. Os resultados das propriedades mecânicas satisfizeram aos limites requeridos à fabricação de tubos ERW. O elevado teor de Nb permite a redução do teor de C e a não adição de V, determinando uma redução de até 0,04% no valor de C_{eq} , em relação aos aços X70M ARBL usuais, resultando em melhores soldabilidade e tenacidade.

Palavras-chave: Aço HTP; API 5L X70; Microestrutura; Propriedade mecânica.

HOT ROLLING VARIABLES INFLUENCE ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF A HIGH NIOBIUM API 5L X70M STEEL STRIP

Abstract

Low C and high Nb alloy designs have been proposed as an alternative in the production of the high strength steel pipes for gas and oil pipeline. In the processing of these steels, known as HTP (*High Temperature Processing Steels*), occurs the austenite static recrystallization suppression with deformations at higher temperatures those performed in conventional hot rolling. This study assess the influence of finishing and coiling temperatures on the microstructure and the mechanical properties of API 5L X70-PSL2 HTP steel coils, manufactured at Usiminas Ipatinga Hot-Rolling Strip Line. It has been verified that, for the processing conditions employed, there were no relevant changes on the resulting microstructure, which was constituted by a very fine polygonal ferrite added to a lower volumetric fraction of second phase, constituted by degenerated pearlite and other carbides. Mechanical properties results satisfied the limits required for ERW pipe fabrication. The higher Nb content allows C content decreasing and the not V addition, leading to a reduction up to 0.04% in the C_{eq} value, compared to typical X70M HSLA steels, improving weldability and toughness.

Key words: HTP steel; API 5L X70; Microstructure; Mechanical properties.

¹ Contribuição técnica ao 48º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 24 a 27 de outubro de 2011, Santos, SP.

² Membro da ABM, ASQ CQE & CQA, Engenheiro Mecânico, M.Sc., Gerência de Assistência Técnica da Usiminas.

³ Membro da ABM, Engenheiro Mecânico, M.Sc., PhD, Professor Adjunto do DEMET da UFMG.

⁴ Engenheiro Metalurgista, Gerência de Controle Integrado do Produto da Usiminas.

1 INTRODUÇÃO

Chapas grossas e bobinas laminadas a quente são as principais matérias primas na fabricação de tubos soldados utilizadas para a construção de gasodutos, oleodutos, minerodutos e aquedutos. Os tubos são conformados a frio e soldados, usualmente, pelos processos de arco submerso ou de resistência elétrica, respectivamente, em inglês, *Submerged Arc Welding (SAW)* ou *Electric Resistance Welding (ERW)*.⁽¹⁾

Os gasodutos devem ser capazes de transportar grandes quantidades de gás a enormes distâncias, de forma a atender às necessidades econômicas dos investimentos das indústrias ou dos organismos públicos envolvidos. A crescente utilização de gás natural como fonte confiável de energia vem demandando a instalação de gasodutos para operação a elevadas pressões internas e em ambientes com temperaturas extremamente baixas. Os tubos a serem utilizados na montagem de gasodutos devem, então, ser fabricados a partir de aços que combinem elevadas resistência mecânica, soldabilidade e tenacidade. Tipicamente, tubos API 5L X70M⁽²⁾ são os mais utilizados nesses gasodutos, ao redor do mundo.

O produto laminado a quente deve, também, apresentar relação custo-benefício atrativo para poder ser competitivo em um mercado cada vez mais disputado por siderúrgicas e fabricantes de tubos de todas as partes do mundo. A fabricação de aços que apresentem, satisfatoriamente, um equilíbrio entre as características descritas anteriormente, dependerá da adequada seleção da composição química e das suas condições de processamento termomecânico, a fim de ser alcançada a microestrutura ideal ao produto, seja chapa grossa ou bobina a quente.

Sendo o refinamento do tamanho de grão o único mecanismo de endurecimento capaz de combinar, satisfatoriamente, resistência mecânica e tenacidade, os fenômenos de deformação a quente e da transformação da austenita devem ser profundamente compreendidos, com vistas à obtenção do menor tamanho de grão possível, a partir de uma composição química, cujo carbono equivalente seja limitado, a ponto de não comprometer a soldabilidade do aço.⁽³⁾ Assim, a fim de ser obtido o controle do tamanho de grão ferrítico e mantido o máximo valor aceitável de carbono equivalente, elementos químicos microligantes são adicionados à liga. O poder de um microligante encontra-se em sua capacidade de geração de forças para o impedimento da movimentação dos defeitos cristalinos que gerariam os fenômenos de recristalização e crescimento do grão austenítico. Nióbio, vanádio e titânio são os três elementos microligantes típicos, para a maioria dos aços denominados de alta resistência e baixa liga (ARBL).⁽⁴⁾ Nióbio e titânio, por sua vez, são aqueles mais empregados nos aços de mais alta resistência que serão resfriados rapidamente após a laminação a quente, em função do enorme efeito que exercem no endurecimento do aço, ao controlarem o tamanho de grão e produzirem precipitados dispersos na matriz microestrutural. O Nióbio é o elemento com mais amplo espectro de atuação durante as várias etapas de laminação a quente e do resfriamento e aquele com maior poder de retardamento da recristalização da austenita.^(5,6)

À habilidade em reter o deslocamento de contornos dos grãos, que ocorreria logo após cada etapa da deformação a quente, sem a presença desses elementos, dá-se a denominação de “mecanismo de arraste do soluto” e, ao sucessivo controle do tamanho do grão austenítico através de deformações com a queda da temperatura, dá-se o nome de “condicionamento da austenita”. O condicionamento da austenita pressupõe que, ao final de todo o processo de deformação e a uma temperatura próxima daquela para início de sua transformação, haja uma elevada relação entre a

somatória da área e a somatória do volume total de contornos de grão, que é chamada de parâmetro S_v . Colocando de outra forma, S_v é a densidade de sítios disponíveis para a nucleação da ferrita por unidade de volume. A maximização deste parâmetro indica o grau de condicionamento da austenita, significando que quanto maior o seu valor, menor será o tamanho de grão ferrítico⁽⁷⁾ (Figura 1).

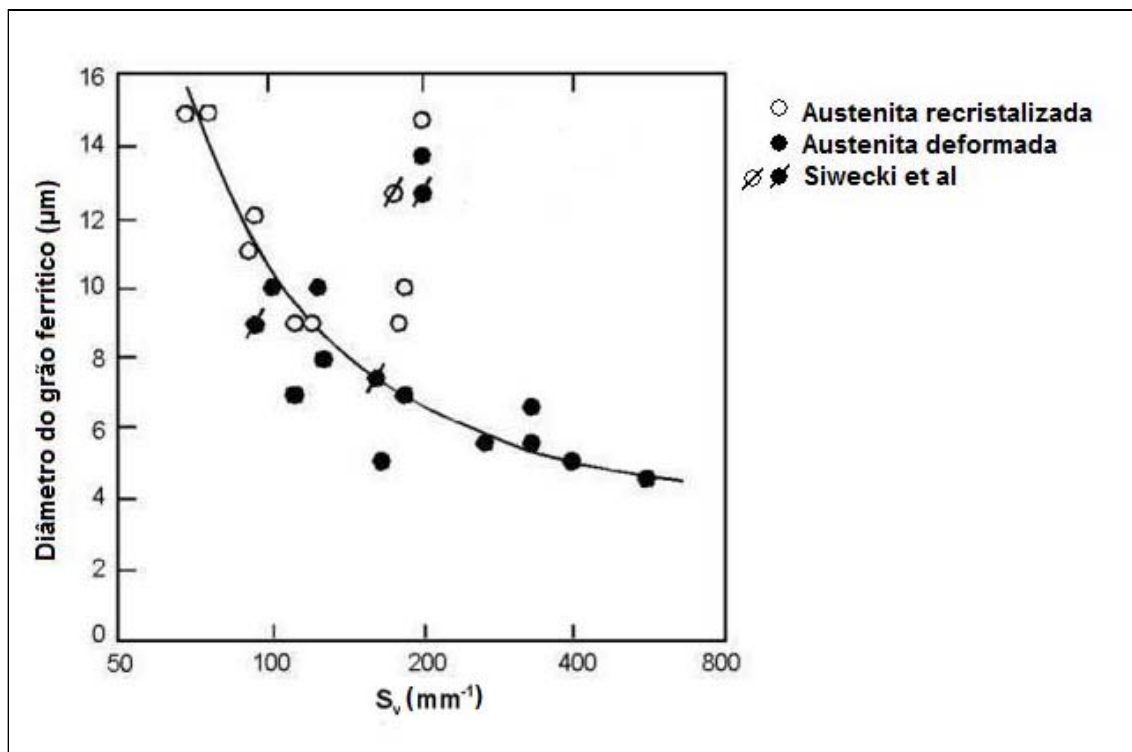


Figura 1. Tamanho de grão ferrítico obtido a partir de valores variados de S_v em austenita recristalizada e austenita deformada.⁽⁶⁾

Na busca de alternativas que permitissem a redução do carbono equivalente e a obtenção das propriedades mecânicas desejadas para a fabricação de tubos nos graus X70 e X80 com requisitos rigorosos de resistência ao impacto, Hulka e Gray⁽⁸⁾ propuseram a concepção de liga de aço com baixo teor de carbono e elevado teor de nióbio, a que denominaram de aços *High Temperature Processing* (HTP). Tal designação deve-se à possibilidade, na laminação a quente, de supressão da recristalização estática da austenita em temperaturas mais altas que aquelas empregadas para os aços ARBL. Em outras palavras, teores mais elevados de Nb proporcionam aumento da temperatura de não recristalização da austenita (T_{nr}) em cerca de 80°C a 100°C. Os teores de nióbio seriam, tipicamente acima de 0,060%, considerado como limite máximo de adição para uma efetiva contribuição ao endurecimento dos aços ARBL. Os teores mais baixos de carbono, entre 0,03% e 0,06%, resultam em melhoria da soldabilidade e da tenacidade do aço.

Assim, os teores elevados de Nb dos aços HTP permitem que a fase de laminação de acabamento possa ser realizada a temperaturas bastante altas, diminuindo os esforços sobre os laminadores, alcançando, porém, um elevado estágio de deformação da austenita, traduzido em um parâmetro S_v acentuadamente alto. Como os teores de carbono são mais baixos, os aços HTP não requerem temperaturas de reaquecimento de placas mais elevadas, para que seja alcançada a adequada solubilização do nióbio.

Os aços HTP têm se mostrado atrativos para a fabricação de chapas grossas, principalmente. A fabricação de bobinas a quente empregando esta concepção, em laminadores dos tipos Steckel⁽⁹⁾ e CSP (*Compact Strip Processing*),⁽¹⁰⁾ vem sendo realizada com sucesso na obtenção de tiras espessas nos graus de resistência citados anteriormente. Linhas de laminação de tiras a quente convencionais podem, igualmente, tirar proveito dos benefícios da utilização de alto nióbio e baixo carbono, para a produção de bobinas destinadas à fabricação de tubos de grande diâmetro para a indústria de petróleo e gás natural. As principais variáveis de processo que devem ser consideradas para a otimização da microestrutura desejada são as mesmas estudadas usualmente para o processamento termomecânico, a saber: a) temperatura de reaquecimento da placa; b) espessura do produto ao final da fase da laminação de desbaste; c) temperatura de início da fase de laminação de acabamento; d) temperatura de término da fase de laminação de acabamento; e) temperatura de início do resfriamento forçado; e f) temperatura de término do resfriamento forçado.⁽¹¹⁻¹⁴⁾

O presente estudo teve por objetivo avaliar a influência das temperaturas de término da fase de acabamento e de término do resfriamento forçado, denominadas como temperatura de acabamento (TA) e temperatura de bobinamento (TB) de tiras laminadas a quente na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço de alta resistência com baixo carbono e alto nióbio (HTP), da classe do API 5L X70-PSL2.

2 MATERIAL E MÉTODOS

Doze bobinas de aço HTP, oriundas de placas lingotadas continuamente a partir de duas corridas, foram selecionadas para este estudo. As corridas foram desoxidadas com Al e Si e tratadas com Ca para globulização das inclusões não metálicas. Os teores de P e S foram iguais a 0,018% e 0,002%, respectivamente. As análises químicas são exibidas na Tabela 1.

Tabela 1. Limites de aceitação para a composição química proposta e resultados obtidos na análise de panela das corridas utilizadas (% em peso)

| Corrida | C | Si | Mn | Cr | Nb | Ti | N | Ceq ¹ | Pcm ¹ |
|--------------------|--------|--------|--------|--------|-----------------|-----------------|--------|------------------|------------------|
| L | 0,06 | 0,25 | 1,45 | 0,24 | 0,084 | 0,013 | 0,0041 | 0,35 | 0,16 |
| M | 0,06 | 0,26 | 1,47 | 0,24 | 0,090 | 0,013 | 0,0039 | 0,36 | 0,16 |
| Especificação X70M | ≤ 0,12 | ≤ 0,45 | ≤ 1,70 | ≤ 0,30 | NE ² | NE ² | NE | ≤ 0,43 | ≤ 0,25 |

¹ Fórmulas de Carbono Equivalente:

$$Ceq(IIW) = C + \frac{Mn}{6} + \left(\frac{Cr + Mo + V}{5} \right) + \left(\frac{Cu + Ni}{15} \right)$$

$$Pcm = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B$$

² NE: Não especificado; Nb + V + Ti ≤ 0,15%

As bobinas foram laminadas nas dimensões nominais de 9,50 mm x 1.464 mm, a partir de placas com 252 mm x 1.474 mm. A laminação foi realizada em duas etapas, tendo sido aplicados oito passes no desbaste e cinco passes no acabamento. Os esboços apresentaram espessura variando entre 33 mm e 34 mm e entraram no Trem Acabador a temperaturas acima de 1.020°C. Desta maneira, as reduções de espessura nas fases de desbaste e de acabamento foram em torno de

87% e 72%, respectivamente. O experimento visava a obtenção de dois níveis de TA e dois níveis de TB. Devido à limitações do ambiente industrial durante a laminação das bobinas, ocorreu um agrupamento preferencial de TA em valores mais elevados. A Tabela 2 apresenta as condições visadas e a Figura 2 exibe os valores de TA e TB obtidos em cada bobina.

Tabela 2. Condições visadas das temperaturas de acabamento e de bobinamento

| Condição | TA (°C) | TB (°C) | Bobinas |
|----------|---------|---------|--------------------|
| C1 | 880 | 600 | L1, L4, M1, M2, M6 |
| C2 | 880 | 550 | L2, M3, M4, M5 |
| C3 | 840 | 600 | L3, L6 |
| C4 | 840 | 550 | L5 |

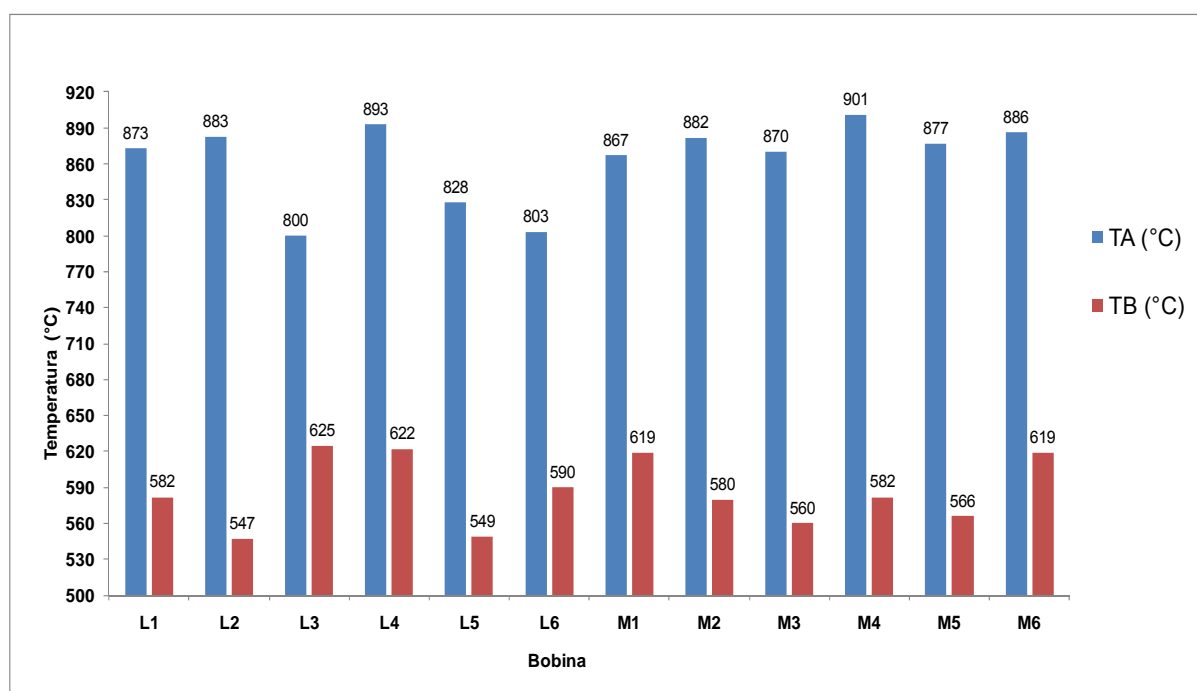


Figura 2. Valores das temperaturas de acabamento e de bobinamento obtidos em cada bobina.

Amostras com comprimento igual a um metro pela largura da tira foram coletadas da base de laminação de cada tira. Os corpos-de-prova (CPs) foram preparados para realização de análises microestruturais e dos testes de tração e impacto Charpy. Os CPs destes testes foram preparados com seu eixo na direção transversal à de laminação da tira e em uma posição equivalente a $\frac{1}{4}$ da largura da tira. Os equipamentos utilizados foram o microscópio ótico (MO) Zeiss, modelo Axio Imager A1M, e o microscópio eletrônico de varredura (MEV) Zeiss, modelo EVO-50. A investigação permitiu medir o tamanho de grão ferrítico do aço, pelo método dos interceptos, conforme ASTM E112,⁽¹⁵⁾ e identificar os constituintes microestruturais presentes e sua fração volumétrica. Para a identificação dos constituintes, as amostras foram submetidas a ataque químico com nital 4% e metabissulfito de sódio. A determinação das frações volumétricas dos constituintes da amostras foi realizada utilizando o analisador de imagens Quantimet em 20 campos ao longo da espessura. Os testes de tração foram realizados em CPs com base de medida e largura medindo 50,8 mm e 38,1 mm, respectivamente. Os CPs para o ensaio de

impacto Charpy tiveram dimensões *subsize* de 7,5 mm, com entalhe em V e profundidade de 2 mm, conforme especificação ASTM A370.⁽¹⁶⁾ Os testes foram realizados às temperaturas de -80°C, -60°C, -40°C e -20°C.

3 RESULTADOS

O tamanho médio do grão ferrítico (TGF) e as proporções dos constituintes microestruturais presentes nas amostras investigadas são apresentados na Tabela 3. As micrografias representativas da microestrutura das bobinas, vistas ao MO e ao MEV, são apresentadas nas Figuras 3 e 4, respectivamente. Os resultados dos testes de tração à temperatura ambiente são apresentados na Tabela 4. Os valores exibidos são as médias de três testes realizados em cada amostra. Os resultados dos testes de impacto Charpy são apresentados na Tabela 5. Os valores apresentados são as médias de seis CPs em cada amostra.

Tabela 3. Resultados da avaliação do TGF e dos constituintes microestruturais

| BQ | Condição | TGF (µm) | Ferrita (%) | Perlita (%) | Outros constituintes |
|----|----------|----------|-------------|-------------|---|
| L1 | C1 | 5,2±0,7 | 93,8 ± 0,87 | 6,2 ± 0,87 | MA e/ou martensita no centro da espessura |
| L2 | C2 | 4,4±0,5 | 90,5 ± 0,68 | 9,5 ± 0,68 | MA e/ou martensita no centro da espessura |
| L3 | C3 | 4,7±0,5 | 90,9 ± 0,53 | 9,1 ± 0,53 | |
| L4 | C1 | 4,7±0,4 | 91,8 ± 1,16 | 8,2 ± 1,16 | |
| L5 | C4 | 5,3±0,6 | 93,0 ± 0,72 | 7,0 ± 0,72 | |
| L6 | C3 | 4,4±0,3 | 91,5 ± 0,52 | 8,5 ± 0,52 | MA e/ou martensita no centro da espessura |
| M1 | C1 | 4,2±0,4 | 94,9 ± 0,56 | 5,1 ± 0,56 | |
| M2 | C1 | 3,9±0,4 | 93,9 ± 0,50 | 6,1 ± 0,50 | MA e/ou martensita no centro da espessura |
| M3 | C2 | 4,6±0,5 | 91,4 ± 0,94 | 8,6 ± 0,94 | MA e/ou martensita no centro da espessura |
| M4 | C2 | 4,7±0,4 | 95,3 ± 0,75 | 4,7 ± 0,75 | |
| M5 | C2 | 4,7±0,5 | 93,1 ± 0,74 | 6,9 ± 0,74 | MA e/ou martensita no centro da espessura |
| M6 | C1 | 4,4±0,4 | 95,2 ± 0,57 | 4,8 ± 0,57 | |

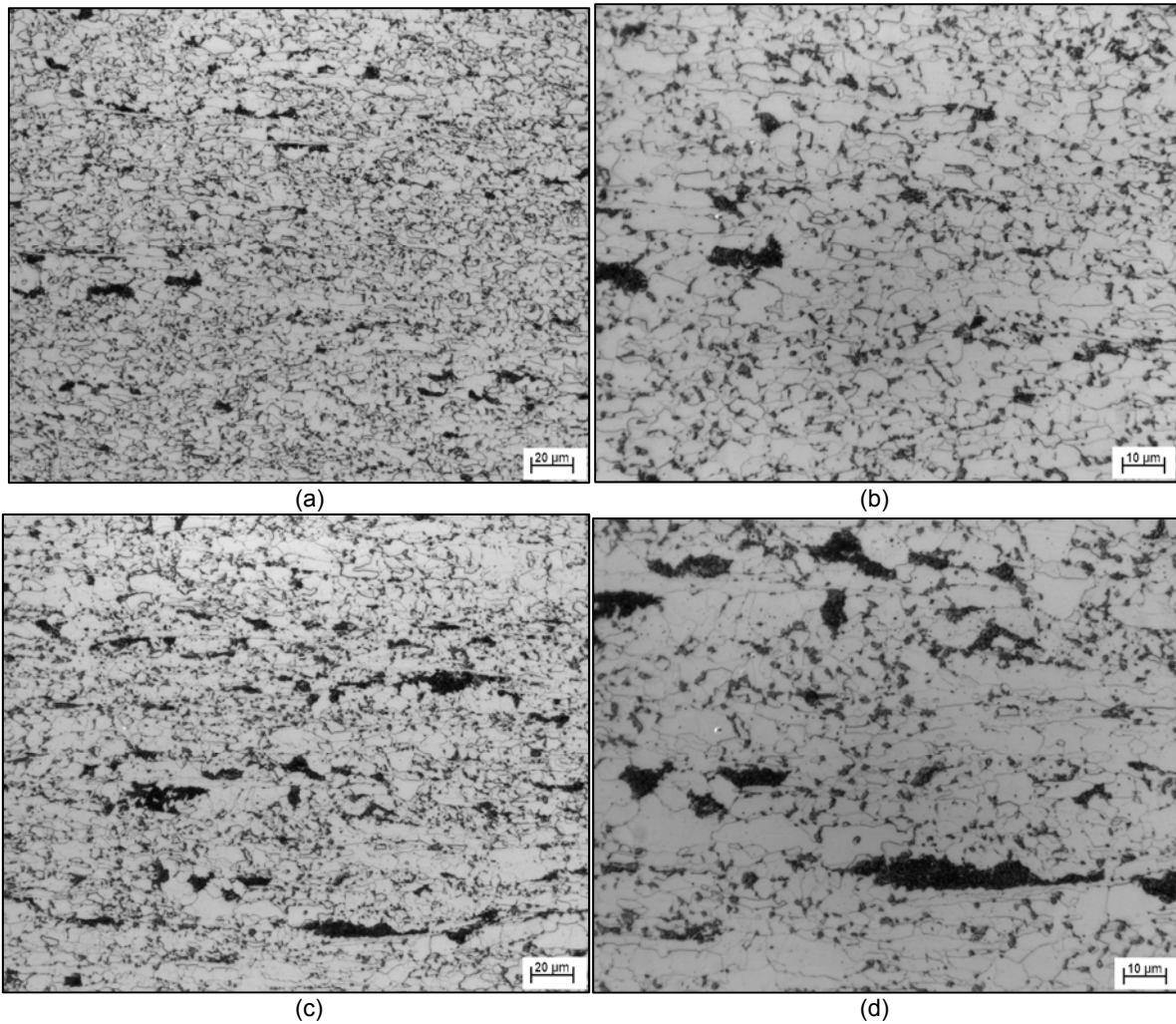


Figura 3. Aspecto da microestrutura da amostra coletada da bobina L5 nas posições de $\frac{1}{4}$ da espessura, com ampliações de 500X (a) e 1.000X (b), e no centro da espessura da tira, com ampliações de 500X (c) e 1.000X (d), MO, ataque com Nital a 4%.

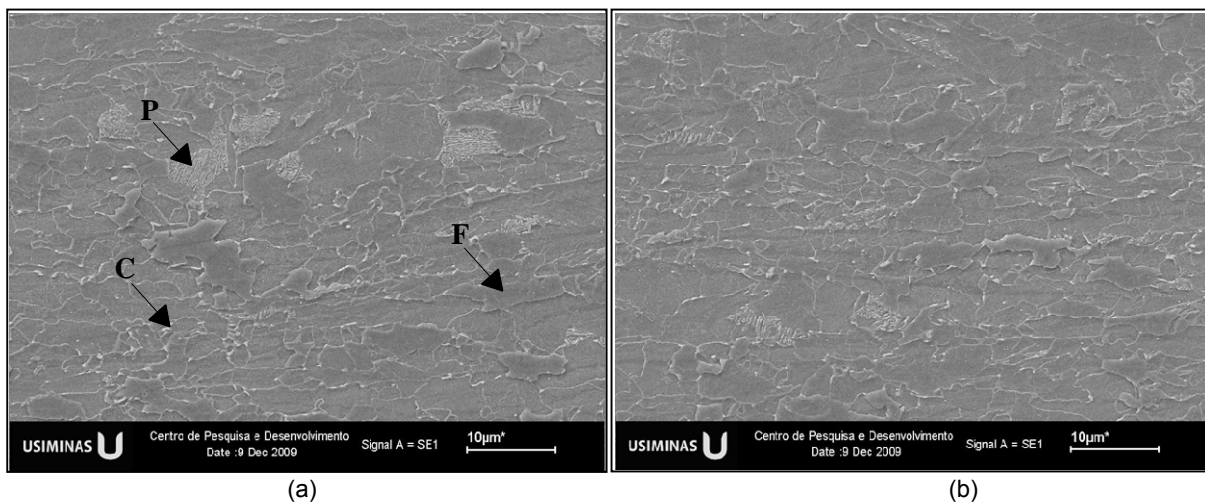


Figura 4. Microestrutura da bobina M2, a $\frac{1}{4}$ da espessura (a), e no centro da espessura (b), com ampliações de 5.000X, MEV, com indicação dos constituintes ferrita (F), perlita (P) e carbonetos (C) em (a).

Tabela 4. Resultados dos testes de tração

| BQ | Condição | LE (MPa) | LR (MPa) | ALO (%) | LE/LR (%) |
|-----------------------------|----------|-----------|-----------|---------|-----------|
| L1 | C1 | 595 | 681 | 34 | 87 |
| L2 | C2 | 595 | 683 | 34 | 87 |
| L3 | C3 | 622 | 673 | 24 | 92 |
| L4 | C1 | 608 | 673 | 35 | 90 |
| L5 | C4 | 559 | 653 | 36 | 86 |
| L6 | C3 | 558 | 606 | 37 | 92 |
| M1 | C1 | 608 | 677 | 36 | 90 |
| M2 | C1 | 597 | 684 | 37 | 87 |
| M3 | C2 | 583 | 655 | 35 | 89 |
| M4 | C2 | 580 | 670 | 35 | 87 |
| M5 | C2 | 595 | 664 | 36 | 90 |
| M6 | C1 | 578 | 661 | 36 | 87 |
| Especificação usual para BQ | | 525 a 635 | 600 a 720 | ≥ 23 | ≤ 93 |

Tabela 5. Resultados de impacto Charpy, entalhe V-2 mm, transversal, em CPs de *subsize* 7,5 mm

| Condição | BQ | Energia absorvida (J) | | | | Porção de área com fratura dútil (%) | | | |
|-----------------------------|----|-----------------------|-------|-------|-------|--------------------------------------|-------|-------|-------|
| | | -20°C | -40°C | -60°C | -80°C | -20°C | -40°C | -60°C | -80°C |
| C1 | L1 | 114,2 | 109,6 | 94,8 | 67,7 | 100 | 100 | 95 | 85 |
| C2 | L2 | 129,7 | 122,7 | 97,1 | 79,6 | 100 | 100 | 95 | 65 |
| C3 | L3 | 101,2 | 92,7 | 75,8 | 62,0 | 100 | 100 | 100 | 90 |
| C1 | L4 | 102,8 | 94,6 | 83,3 | 55,9 | 100 | 100 | 100 | 30 |
| C4 | L5 | 165,8 | 145,5 | 101,3 | 104,3 | 97 | 100 | 80 | 82 |
| C3 | L6 | 149,6 | 142,5 | 137,4 | 147,2 | 100 | 100 | 100 | 90 |
| C1 | M1 | 164,0 | 180,6 | 169,8 | 161,7 | 100 | 100 | 100 | 78 |
| C1 | M2 | 153,5 | 149,1 | 136,0 | 35,0 | 100 | 100 | 100 | 22 |
| C2 | M3 | 205,2 | 161,9 | 156,9 | 124,4 | 100 | 100 | 100 | 88 |
| C2 | M4 | 98,2 | 101,4 | 83,3 | 50,8 | 100 | 100 | 85 | 50 |
| C1 | M6 | 137,1 | 103,1 | 76,8 | 35,3 | 100 | 100 | 95 | 40 |
| C2 | M5 | 180,5 | 161,1 | 132,3 | 114,8 | 100 | 100 | 100 | 65 |
| Especificação usual para BQ | | ≥ 27 J a -20°C | | | | ≥ 80% a -20°C | | | |

4 DISCUSSÃO

A composição química das corridas deste estudo atendeu aos requisitos estabelecidos pela API 5L para o grau X70M-PSL2. Os valores de carbono equivalente (Ceq) foram iguais a 0,35% e 0,36%, pela equação do IIW, e igual a 0,16%, pela do Pcm. Os teores de carbono mais baixos e a não adição de vanádio foram os responsáveis pela redução do Ceq, em cerca de 0,03% a 0,04%, pela equação do IIW, e em cerca de 0,01% a 0,02%, pelo Pcm, em relação a valores típicos encontrados nos aços do grau API 5L X70, microligados ao Nb, V e Ti.⁽¹⁷⁾ Como o Nb não entra no cálculo do Ceq, por estas equações, sua adição tem um efeito ainda mais positivo, neste parâmetro, por permitir que seja alcançada a

resistência mecânica especificada para o grau X70, com redução do teor de carbono e dispensando a adição de outros elementos promovedores de endurecimento por solução sólida, como, por exemplo, o molibdênio. Com estes resultados, espera-se que ocorra uma melhoria na soldabilidade do produto, trazendo benefícios para a operação de soldagem de campo dos tubos.⁽¹⁸⁾

A microestrutura de todas as amostras, com a predominância de ferrita, com TGF variando entre 3,9 μm e 5,3 μm , e a não determinação da existência massiva de constituintes formados em temperaturas mais baixas de transformação da austenita, pode ser considerada como uma consequência da acentuada quantidade de deformação a que esta fase foi submetida, no trem acabador. Os resultados da análise da microestrutura e dos testes de tração resultantes não apresentaram variação em relação aos diferentes níveis das variáveis de processo selecionadas para investigação. Uma explicação seria que o achatamento da austenita resultou em uma elevada densidade de contornos de grão (Sv), o que favoreceu que uma alta taxa de nucleação da ferrita fosse alcançada, devido aos inúmeros sítios possíveis para sua transformação. Acredita-se que o efeito do Nb no atraso da recuperação dos grãos austeníticos tenha sido demasiadamente grande, de forma que as condições de laminação avaliadas não resultaram em microestruturas distintas e, por conseguinte, em valores de resistência mecânica distintos. A austenita, extremamente encruada, reduziu a temperabilidade do aço, para as taxas de resfriamento utilizadas, a ponto de impedir a formação de bainita.⁽¹⁹⁾ A Figura 5 mostra que não houve uma dispersão significativa do TGF em relação a TA e TB das tiras.

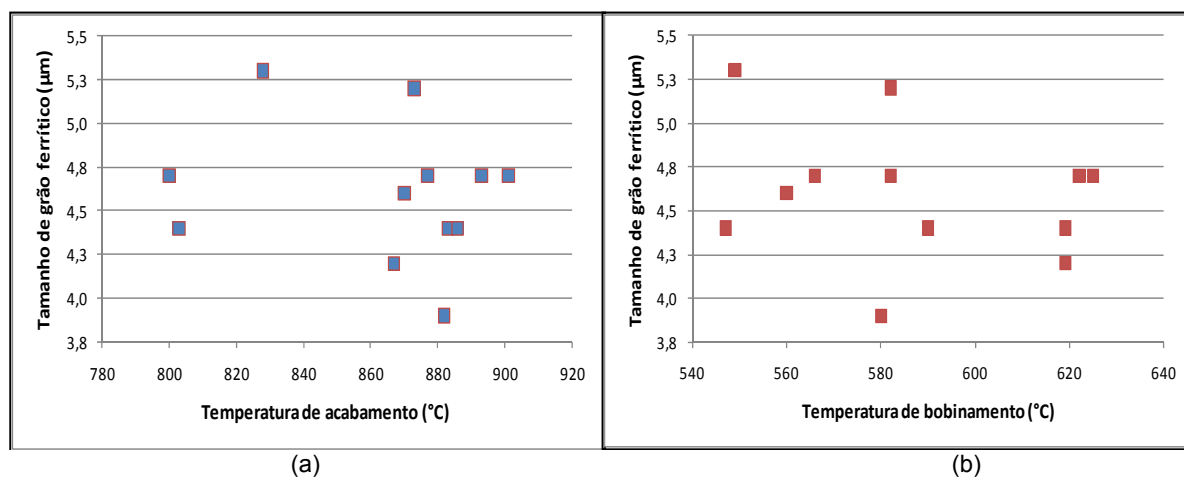
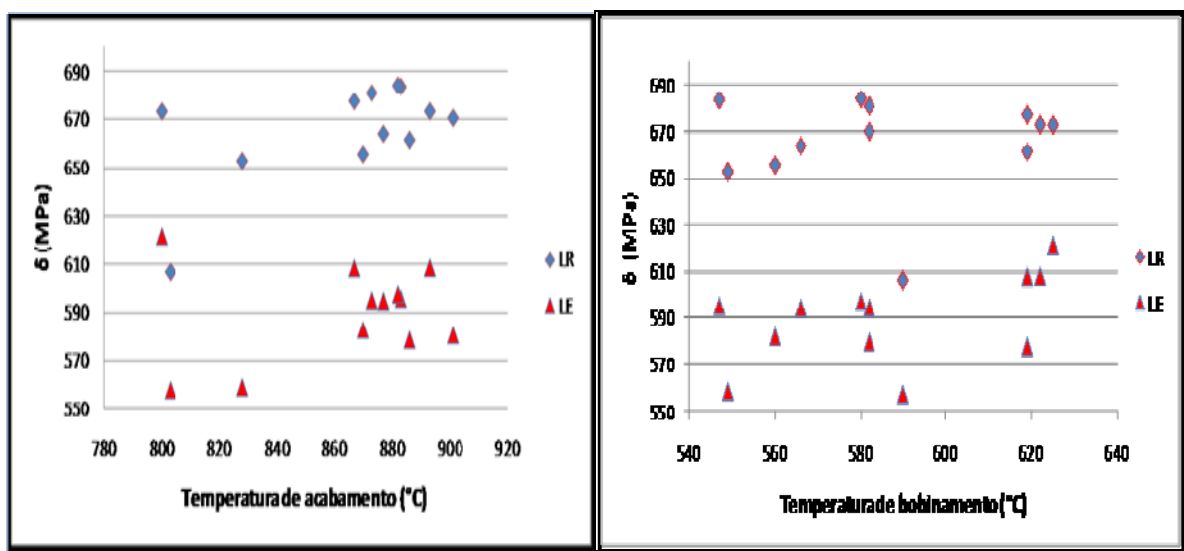


Figura 5. Variação do tamanho de grão médio em relação a TA (a) e TB (b).

A análise da Figura 6 permite constatar que os valores médios de LE e de LR, não se modificaram, significativamente, com a variação de TA e de TB, uma vez, que a proporção dos microconstituintes presentes e o TGF médio das amostras destas bobinas não foram suscetíveis a estas variáveis, conforme agrupadas na Tabela 3. Os resultados de LE, LR, ALO e LE/LR, exibidos na Tabela 4, permitem prever completa satisfação dos requisitos da API 5L para o grau X70 em tubos ERW com diâmetro igual a 457 mm (18 polegadas), mesmo que algum efeito Bauschinger esteja envolvido e provoque uma queda nos valores de LE.⁽²⁰⁾



(a) (b)
Figura 6. Dispersão dos valores médios de LE e LR em relação a TA (a) e TB (b).

As dispersões dos valores (variação entre mínimos e máximos) de LE e LR verificadas, com faixas iguais a 64 MPa e 78 MPa, respectivamente, podem ser consideradas como naturais, tendo em vista a influência de outros fatores externos, não bloqueados. Por exemplo, ao ser utilizada uma TA mais baixa, maior deve ter sido a deformação acumulada (ϵ_a). Porém, taxas de deformação (ϵ') e de resfriamento (TR) menores estão associadas a TA mais baixa, devido à menor diferença entre TA e TB, e a menor velocidade (V) da tira na mesa de resfriamento. Para os casos em que a TA foi mais elevada, menor acúmulo de deformação ocorreu, porém, uma maior velocidade foi percebida, elevando a taxa de resfriamento (TR) da tira. Os efeitos destas variáveis foram antagônicos, minimizando a diferença entre os valores de LE e LR medidos. Um esquema da combinação desses fenômenos é apresentado na Tabela 6.

Tabela 6. Condição de relacionamento entre TA, TB, deformação acumulada (ϵ_a), taxa de deformação (ϵ'), velocidade da tira (V) e taxa de resfriamento da tira (TR)

| Condição | TA | TB | Diferença (TA-TB) | ϵ | ϵ' | V | TR |
|----------|----|----|-------------------|------------|-------------|---|----|
| C1 | ↑ | ↑ | ↔ | ↓ | ↑ | ↑ | ↓ |
| C2 | ↑ | ↓ | ↑ | ↓ | ↑ | ↑ | ↑ |
| C3 | ↓ | ↑ | ↓ | ↑ | ↓ | ↓ | ↔ |
| C4 | ↓ | ↓ | ↔ | ↑ | ↓ | ↓ | ↓ |

Ainda que as variáveis estudadas não tenham demonstrado ter influenciado os resultados do ensaio de tração, elas tiveram alguma influência no ensaio de impacto Charpy. A combinação de valores mais altos de TA e de TB resultou nos valores de energia absorvida (EA) mais baixos, enquanto a combinação de TA mais baixa com TB mais alta proporcionou temperatura de transição mais baixa. Isto pode ter sido consequência do maior efeito do endurecimento por precipitação, que ocorre em TB mais alta, acima de 600°C, que, sabidamente, são deletérias à tenacidade dos aços microligados ao Nb.⁽¹¹⁾ A fim de facilitar a compreensão da interação entre estas duas variáveis foi levantada uma curva de transição para cada condição estudada (Figura 7). Os valores de EA foram convertidos para CPs *fullsize*.

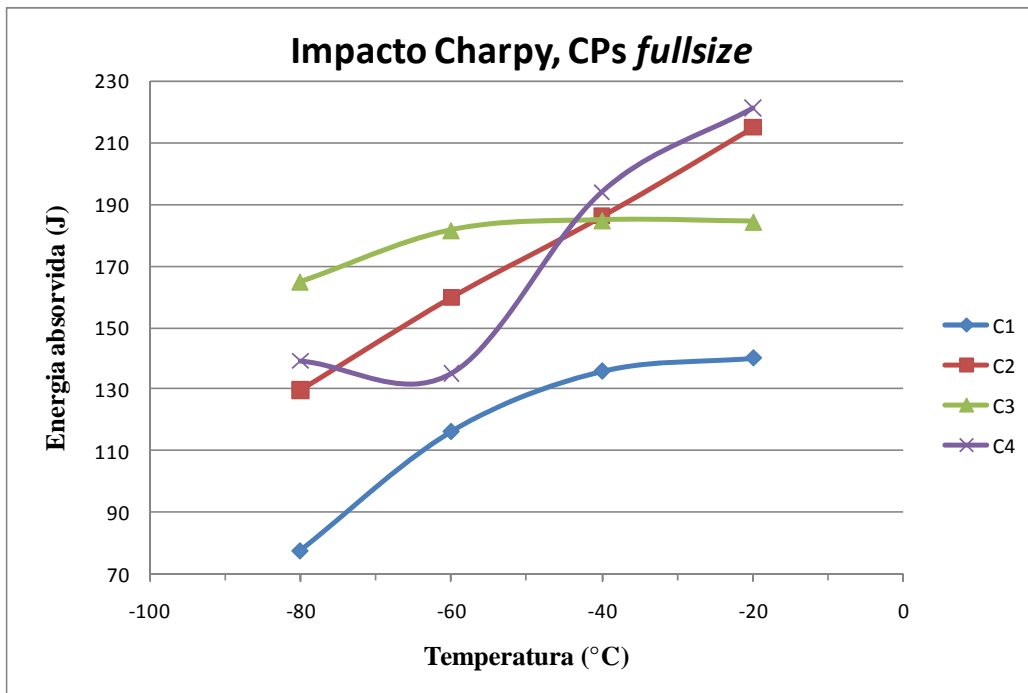


Figura 7. Curvas de transição dos testes de impacto Charpy transversal para os valores de EA convertidos para CPs *fullsize*, em relação às condições visadas.

As condições C2 e C4 apresentaram maiores valores de EA à temperatura de -20°C. Valores de EA médios para estas condições foram iguais a 215 J e 221 J, respectivamente. A condição C3 foi aquela em que os valores de EA se mantiveram praticamente inalterados, para todas as temperaturas de teste, indicando uma temperatura de transição mais baixa que as demais condições. A condição C1 resultou no pior desempenho de tenacidade à fratura, do ponto de vista da energia absorvida, para todas as temperaturas de ensaio. O maior valor médio de EA para esta condição, em CP *fullsize* foi igual a 140 J. Isto representa uma diferença aproximada de 75 J abaixo dos valores encontrados para as condições C2 e C4.

5 CONCLUSÃO

Um estudo da influência das temperaturas de acabamento e de bobinamento sobre a microestrutura, a resistência mecânica e a tenacidade à fratura em um aço alto nióbio, com concepção HTP, foi realizado em um grupo de bobinas laminadas na Linha de Tiras a Quente na Usina de Ipatinga da Usiminas, visando atender ao grau X70M-PSL2 da API 5L. A composição química das corridas resultou em valores de C_{eq} e P_{cm} mais baixos que os usualmente resultantes em bobinas de aço ARBL do mesmo grau de resistência, trazendo benefícios à soldabilidade e tenacidade de tubos fabricados com este aço. A microestrutura constituída por mais que 90% de ferrita exibiu TGF muito fino. Segunda fase composta por perlita e carbonetos dispersos nos contornos de grãos foi observada. Os valores de LE, LR e ALO exibiram pouca dispersão, a despeito da variação nos valores de TA e TB empregados, satisfazendo aos requisitos do grau de resistência proposto. As condições de processamento estudadas não mostraram ter influenciado de forma definitiva os resultados dos testes de tração, devido a um balanceamento entre os efeitos do TGF com a fração volumétrica de precipitados formados na fase ferrítica. A intensa quantidade de deformação a que as tiras foram submetidas na fase de laminação de acabamento, associada às taxas de resfriamento abaixo de uma

crítica para formação de bainita, promoveu uma elevação do início de transformação γ - α , favorecendo à formação de ferrita. Os resultados dos testes de impacto Charpy mostraram que as bobinas obtidas com TA e TB mais altas apresentaram valores médios de EA mais baixos que aquelas bobinas obtidas com TB mais baixas, ainda que a TA tenha sido mais alta. Isto pode ter sido consequência de maior quantidade de precipitados existentes na matriz, considerados como deletérios à tenacidade dos aços microligados ao Nb.

Agradecimentos

Os autores gostariam de agradecer o apoio da Usiminas e da UFMG na disponibilização dos recursos utilizados ao longo deste estudo.

REFERÊNCIAS

- 1 STALHEIM, D. G., BARNES, K. R., McCUTCHEON, D. B. Alloy design for high strength oil and gas transmission linepipe steels. Proceedings of the International Symposium on Microalloyed Steels for the Oil and Gas Industry. TMS. Araxa, Brazil, 23-26 Jan. 2006, p.73-108.
- 2 AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. Washington, DC. Specification for line pipe API 5L. 44.ed. October, 2007, 158p.
- 3 SHANMUNGAM, S. et al. Microstructure of high strength niobium-containing pipeline steel. Materials Science and Engineering A 441, 2006, 215–29.
- 4 CAMPOS, S. S. et al. Efeitos da composição química sobre a resistência mecânica de aços microligados comerciais processados em laminador para tiras a quente. In: SULMAT 2000 Congresso em Ciência de Materiais, 12-16, dez.2000, Joinville.
- 5 MEYER, L., History of niobium as a microalloying element. Proceedings of the International Symposium Niobium 2001, Dec. 2-5, 2001, Florida, USA, p.359-77.
- 6 DeARDO, A. J. Fundamental metallurgy of niobium in steel. Proceedings of the International Symposium Niobium 2001, Dec. 2-5, 2001, Florida, USA, p.427-500.
- 7 SUBRAMANIAN, S. V., Zurob, H. S., Zhu, G., Recrystallization control to obtain uniform fine grain size in hot rolling of HTP steel. Proceedings of the International Symposium on Microalloyed Steels for the Oil and Gas Industry. TMS. Araxa, Brazil, 23-26 Jan. 2006, p.335-50.
- 8 HULKA, K., GRAY, J. M. High temperature processing of line-pipe steels. Proceedings of the International Symposium Niobium 2001, Dec. 2-5, 2001, Florida, USA, p.587-612.
- 9 COLLINS, L. E. et al. Processing of niobium-containing steels by Steckel Mill Rolling. Proceedings of the International Symposium Niobium 2001, Dec. 2-5, 2001, Florida, USA, p.527-42.
- 10 DeARDO, A. J. et al. Producing high quality niobium-bearing steels using the CSP process at Nucor Steel Berkeley. Proceedings of the International Symposium on Microalloyed Steels for the Oil and Gas Industry. TMS. Araxa, Brazil, 23-26 Jan. 2006, p.181-95.
- 11 HULKA, K.; HEISTERKAMP, F. Physical metallurgy properties and weldability of pipe line steels with various niobium. In: International Conference on Technology and Applications of HSLA Steels, 1983, Philadelphia. HSLA steels technology applications. Ohio: ASM. 1984. p.915-924.
- 12 PANIGRAHI, B.K.. Processing of low carbon steel plate and hot strip: an overview. Indian Academy of Science: Bulletin of Materials Science, v.24, n.4, p.361-71, Aug.2001.
- 13 KANG, K. B., RO, K. S. Effects of processing parameters on mechanical properties of X65/X70 grade linepipe steel. Proceedings of International Symposium on Steel for Fabricated Structures. ASM/AISI: Cincinnati, 1999, p.132-36.

- 14 VEGA, M. I., MEDINA, S. F., CHAPA, M., QUISPE, A. Determination of critical temperatures (T_{nr} , A_{r3} and A_{r1}) in hot rolling of structural steels with different Ti and N contents. ISIJ International, v.39, n.12, p.1304-1310, 1999.
- 15 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIAL. ASTM Standard E112, 2004, Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. ASTM International. West Conshohocken, PA: 2004, DOI: 10.1520/E0112-96R04E02.
- 16 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIAL. ASTM Standard A370, 2009, Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. ASTM International. West Conshohocken, PA: 2009, DOI: 10.1520/A0370-09AE01.
- 17 MIRANDA, L. S. Estudo da influência de variáveis de laminação em uma linha de tiras a quente convencional nas propriedades mecânicas de um aço alto nióbio da classe API 5L X70. Dissertação de mestrado, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Minas. UFMG: Belo Horizonte, 2010, 76p.
- 18 FLETCHER, L. et al. Small diameter X70 and X80 linepipe for high pressure gas transmission. Proceedings of the International Symposium on Microalloyed Steels for the Oil and Gas Industry. TMS. Araxá, Brazil, 23-26 Jan. 2006, p.409-23.
- 19 SANTOS, A. A. Modelamento de transformação de fases de aços de alta resistência microligados ao Nb durante resfriamento após laminação em tiras a quente. Tese de doutorado, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Minas. UFMG: Belo Horizonte, 2007.
- 20 HULKA, K., BORDIGNON, P., GRAY, J. M. Experience with low carbon HSLA steel containing 0.06 to 0.10 percent niobium. CBMM Niobium Technical Report. n.1/04, São Paulo, Aug.2004, p.18.