

engBR21-001

SUBSTITUIÇÃO PARCIAL DO MANGANÊS PELO NIÓBIO EM AÇOS ESTRUTURAIS DE BAIXO CARBONO

Antonio Augusto Gorni¹, antonio.gorni@gmail.com
Marcelo Arantes Rebellato², marceloarebellato@gmail.com
Leonardo Magalhães Silvestre³, leonardo.silvestre@cbmm.com

¹ Consultor, São Vicente SP

² Consultor, RMS – Rolling Mill Solutions, São Paulo SP

³ Gerente Técnico Comercial, Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração – CBMM, São Paulo SP

Resumo: O manganês é um elemento de liga onipresente nos aços estruturais, o qual elimina a fragilidade a quente causada pelo enxofre, promove endurecimento por solução sólida e eleva a fração de perlita na microestrutura, aumentando conseqüentemente sua resistência mecânica. Contudo, sob teores acima de 1%, ele apresenta alguns inconvenientes, como a refosforação do aço líquido e maiores danos aos refratários em aciarias a oxigênio sem forno-panela. Outro problema é sua forte tendência à segregação no centro da espessura das placas obtidas por lingotamento contínuo. Ainda assim, a intensificação da demanda asiática por aços estruturais com alta resistência vem promovendo o aumento de seus teores de manganês, o que está elevando o consumo e, obviamente, o custo de suas ferro-ligas. Portanto, essa conjuntura viabilizou o surgimento de novos projetos de liga, tendo motivado o desenvolvimento de grande quantidade de trabalhos, desenvolvidos tanto em escala laboratorial como industrial, para conceber composições alternativas para aços estruturais. Um deles é a substituição parcial do manganês por pequenas adições de nióbio, reduzindo a segregação do material, seu custo e as emissões associadas de CO₂. Essa substituição é feita sem necessariamente usar a laminação controlada. Este artigo faz uma revisão sobre os resultados obtidos neste desenvolvimento até o momento.

Palavras-chave: Aço Estrutural ARBL, Nióbio, Manganês, Projeto de Liga, Propriedades Mecânicas

PARTIAL REPLACEMENT OF MANGANESE WITH NIOBIUM IN LOW CARBON STRUCTURAL STEEL

Abstract: Manganese is an ubiquitous alloy element in structural steels, where it suppresses the hot brittleness caused by sulfur, promotes solid solution hardening and increases the pearlite fraction in the microstructure, consequently increasing its mechanical strength. However, at levels above 1%, it presents some inconveniences, such as the rephosphorization of liquid steel and greater damage to refractories in oxygen steelworks without ladle furnaces. Another problem is its strong tendency to segregation at the center of the thickness of continuously cast slabs. Even so, the intensification of Asian demand for high-strength structural steels has been promoting an increase in their manganese contents, which is increasing the consumption and, obviously, the price of its ferroalloys. Therefore, this situation prompted the emergence of new alloy designs, having motivated the development of a large number of studies, both on laboratory and industrial scale, to design alternative compositions for structural steels where manganese is partially replaced by niobium, without affecting product performance, reducing its price and CO₂ emissions, and without necessarily requiring the use of controlled rolling. This paper reviews the results of such developments that have been obtained so far.

keywords: HSLA Structural Steel, Niobium, Manganese, Alloy Design, Mechanical Properties

1. INTRODUÇÃO

O projeto de liga de um aço, ou seja, a combinação dos elementos de liga que o constitui, a princípio deve permitir que sejam alcançados os requisitos de propriedades e características correspondentes à sua aplicação, da forma mais econômica possível. Mas outros requisitos também devem ser atendidos. Por exemplo, as etapas de refino, conformação e processamento do aço no cliente devem ser tão simplificadas, econômicas e consistentes quanto possível. A disponibilidade das correspondentes ferro-ligas no mercado, bem como o valor e a estabilidade de suas cotações ao longo tempo, também são um importante fator a ser considerado. Finalmente, a questão da sustentabilidade vem assumindo grande importância, particularmente quanto à pegada de carbono resultante e a reciclabilidade do aço.

Este trabalho tem como foco repensar o uso de manganês nos projetos de liga de aço estrutural. Seus efeitos benéficos para o aço, conhecidos há muitas décadas, aliado a seu baixo custo, consagraram seu uso nessa classe de materiais, a ponto de dificultar propostas de estudos visando sua substituição, ainda que parcial. Ele proporciona aumento de resistência mecânica devido aos diversos mecanismos de endurecimento que promove: solução sólida, aumento da fração de perlita na microestrutura e um discreto refino de tamanho de grão, já que reduz a temperatura da transformação da austenita em ferrita (A_{r3}). Este último efeito não é muito intenso no caso de aços estruturais, que geralmente são resfriados ao ar. Além disso, o manganês se combina com o enxofre presente no aço, evitando a formação de sulfeto de ferro que é líquido nas temperaturas típicas da laminação a quente e reduz a ductilidade do material durante esse processo (Desforges et al., 1976).

Por outro lado, o uso de manganês traz alguns problemas. Em aciarias a oxigênio mais antigas, que não dispõem de forno-panela, adições desse elemento acima de 0,8% aumentam a quantidade de carga fria a ser incorporada ao aço líquido, o que requer a elevação da temperatura de fim de sopro, intensificando assim o risco de refosforação do aço líquido e reduzindo a vida do revestimento refratário do conversor LD. E, mesmo nas usinas que dispõem de forno-panela, seu uso implica numa rota de fabricação mais demorada e num maior consumo de energia elétrica. Além disso, o manganês tende a se segregar intensamente no núcleo das placas durante sua solidificação no lingotamento contínuo, podendo afetar o desempenho do produto acabado devido à formação massiva de inclusões de MnS nesse local (Gorni 2019). Outros inconvenientes são o aumento do grau de bandeamento da microestrutura e a redução da soldabilidade devido ao valor mais elevado de carbono equivalente (Jansto 2018). A literatura registra alguns trabalhos relatando experiências bem sucedidas envolvendo a redução no teor de manganês em aços estruturais, com o objetivo de reduzir custos e evitar os problemas citados (Gorni et al., 1994; Carvalho et al., 2014).

Mas, de forma geral, esses problemas não têm restringido o uso crescente de manganês em aços estruturais. Como se pode observar na Fig. (1) (Fowkes, 2015), o teor médio de Mn no aço bruto vem aumentando em escala global, passo a passo com o volume de produção desse material nos países do grupo BRIC, resultando numa elevação excepcional do consumo desse elemento de liga. Isso se deve principalmente à grade demanda de aços estruturais com maior resistência mecânica nos países em desenvolvimento, pois são necessários para a implantação de infraestrutura e na construção civil. Além disso, aços com teores médios a altos de Mn (3 a 20%), com propriedades mecânicas excepcionais, vêm sendo desenvolvidos e progressivamente entrando em fabricação comercial, com destaque para os aços AHSS do tipo TRIP (“Transformation Induced Plasticity”) e TWIP (“Twinning Induced Plasticity”) (Gorni, 2019).



Figura 1. Evolução ao longo do tempo do teor médio de Mn e da participação dos países do grupo BRIC na produção de aço bruto (Fowkes, 2015).

Esse aumento na demanda de manganês naturalmente pressiona sua oferta, tornando voláteis as cotações de sua ferro-liga, como mostra a Fig. (2). Entre outubro de 2020 e julho de 2021, o custo desse insumo se elevou em torno de 75% na Europa e América do Norte, e de 26% na China. Essas fortes oscilações no valor do FeMn vem ocorrendo já há alguns anos (Rodríguez-Ibabe, 2020). Tal situação incentivou o desenvolvimento de novos aços estruturais onde ocorre a substituição parcial desse elemento por outros, que apresentam cotações menores e mais estáveis ao longo do tempo, como o nióbio que, além disso, pode ser usado sob teores bem menores do que o do manganês. O nióbio, tradicionalmente utilizado em aplicações especiais e aços sofisticados, também pode apresentar benefícios de redução de custos em aços mais simples, sem a necessidade de efetuar alterações nos processos de laminação ou a utilização de laminação controlada.

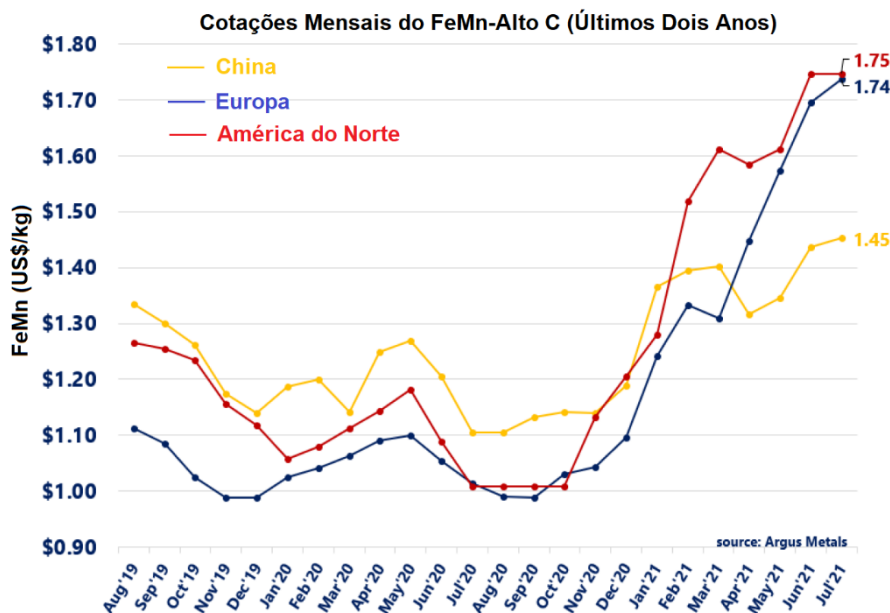


Figura 2. Evolução das cotações mensais do FeMn Alto Carbono em várias regiões do planeta (Argus Metals, 2021).

2. EQUIVALÊNCIA NIÓBIO x MANGANÊS OBSERVADA EMPIRICAMENTE

A proposta de substituição parcial do manganês por nióbio em aços estruturais não é exatamente nova (Morozov et al., 2002). Esses autores verificam que, em termos do limite de escoamento, uma redução de 0,30-0,40% no teor de manganês podia ser compensada por uma adição de 0,010% nióbio. Por sua vez, para se manter o limite de resistência constante, a redução correspondente no teor de manganês poderia ser de 0,10 a 0,20%. A Fig. (3) mostra curvas completas de equivalência entre nióbio e manganês estabelecidas neste trabalho para essas duas propriedades mecânicas.

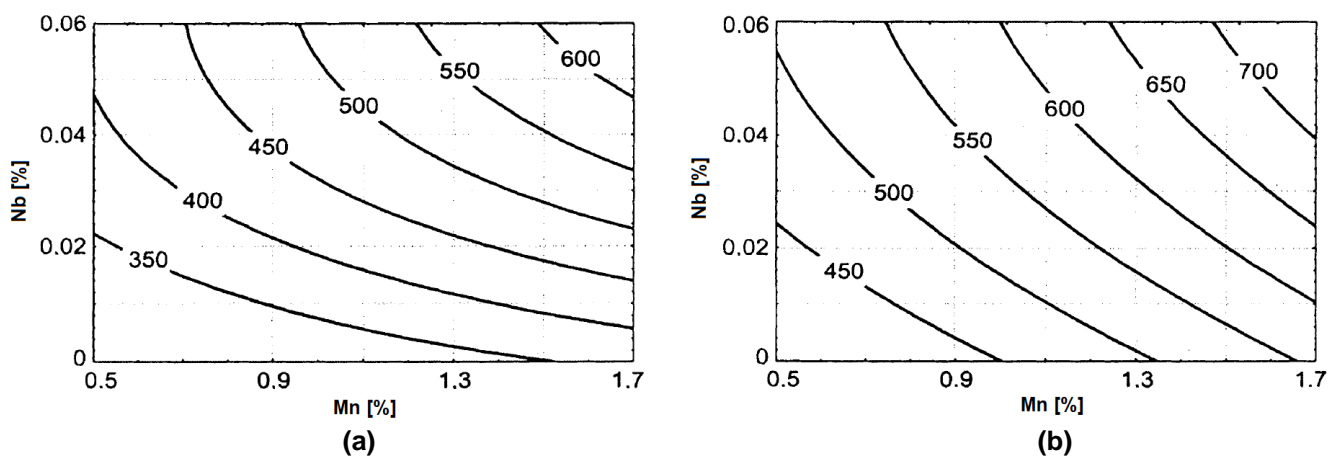


Figura 3. Dependência dos limites de escoamento (a) e de resistência (b), ambos expressos em MPa, em função dos teores de Nb e Mn, para uma chapa grossa de aço com 0,10% C e espessura entre 8 e 12 mm (Morozov et al., 2002).

Numa complementação desse trabalho (Aleksandrov et al., 2005) foram estabelecidas relações de equivalência entre o nióbio e manganês em termos da tenacidade do material, as quais podem ser vistas na Fig. (4). Como se pode observar, não é possível estabelecer níveis excepcionais de tenacidade abaixo de 0,90% Mn, mas isso não é problema no caso dos aços estruturais mais comuns que não tem especificação de tenacidade. Também foi estimada uma redução de custo em torno de 16 dólares por tonelada de aço ao se substituir 1,0% Mn por 0,020% Nb.

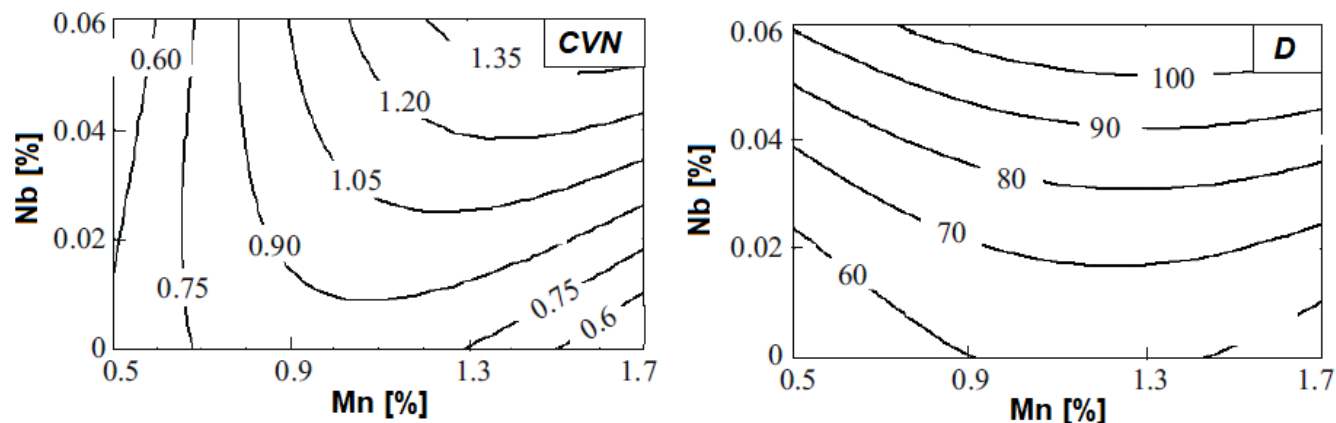


Figura 4. Dependência da energia específica absorvida (CVN, expressa em MJ/m²) e área dúctil da fratura (D, percentual) determinados no ensaio Charpy a -40°C (Alexandrov et al., 2005).

É possível determinar os teores de manganês que podem ser substituídos por uma adição de 0,010% Nb, sem prejuízo dos limites de escoamento ou de resistência. Para tanto, são utilizadas equações de regressão estatística ajustadas a partir da composição química do aço e de parâmetros de processo relevantes. A Tab. (1) mostra uma relação desses valores obtidos baseados nos dados de trabalhos disponíveis na literatura. Os valores de teor de manganês equivalente a 0,010% Nb variaram significativamente entre os vários trabalhos, uma vez que foram obtidos a partir de aços com diferentes composições químicas e submetidos a diversos processos de laminação e tratamento térmico. Os valores de manganês que poderiam ser substituídos por 0,010% Nb foram maiores para caso do limite de escoamento do que o de resistência, Tab. (1).

Tabela 1. Teores de manganês que podem ser substituídos por 0,010% Nb, sem afetar os limites de escoamento ou de resistência, que foram registrados para vários processos de laminação a quente (TM: laminação controlada; QST: “Quench and Self Tempering”; RAc: resfriamento acelerado).

Produto	Processo	x (x% Mn = 0,010% Nb)		Observações	Ref
		L.E.	L.R.		
Perfil 0.018 ≤ Nb ≤ 0.038%	Laminação	0.20%	0.08%	Temp Acabamento: 1050°C	Donnay et al., 2001
	Normalização	0.24%	0.24%	Austenitização: 900- 1050°C	
	TM	0.43%	0.18%	Temp Acab: 800-900°C	
	QST	0.08%	0.12%	Temp Fim Resfr: 600°C	
Perfil	Laminação	0.17%	0.07%	0,020 ≤ Nb ≤ 0,036% Temp Acab: 940-1010°C	Oliveira, 2008
Chapa Grossa	TM + RAc	0.41%	0.13%		Beaverstock et al., 2006
Chapa Grossa	TM + RAc	0.25%	0.13%	Nb ≤ 0.040% 0.45 ≤ Mn ≤ 1.60% 755 ≤ T Fim Resfr ≤ 850°C	Grzybowki et al., 2012
Tira a Quente	Laminação	0.31%	0.11%	0.006 ≤ Nb ≤ 0.076% 0.21 ≤ Mn ≤ 1.59% 795 ≤ Temp Acab ≤ 937°C 500 ≤ Temp Bob ≤ 812°C	Radovic et al., 2002
Tira a Quente	Laminação	0.75%	0.53%	Nb ≤ 0.041% 0.05 ≤ Mn ≤ 1.41% 700 ≤ Temp Acab ≤ 930°C 449 ≤ Temp Bob ≤ 695°C	Ryu, 2007

Mais recentemente, (Patel et al., 2021) elaboraram um ábaco, específico para aços estruturais com limite de escoamento inferior a 355 MPa, onde é possível determinar o teor de nióbio necessário para compensar uma dada redução no teor de manganês, o qual está mostrado na Fig. (5). Aqui o ponto (1) do gráfico indica o aço CMn original, com 1,50% Mn e sem nióbio; uma redução nesse teor para 1,20%, correspondente ao ponto (2), implica na redução de 26 MPa no limite de escoamento, a qual pode ser neutralizada por uma adição da ordem de 0,006% Nb ao aço – ponto (3).

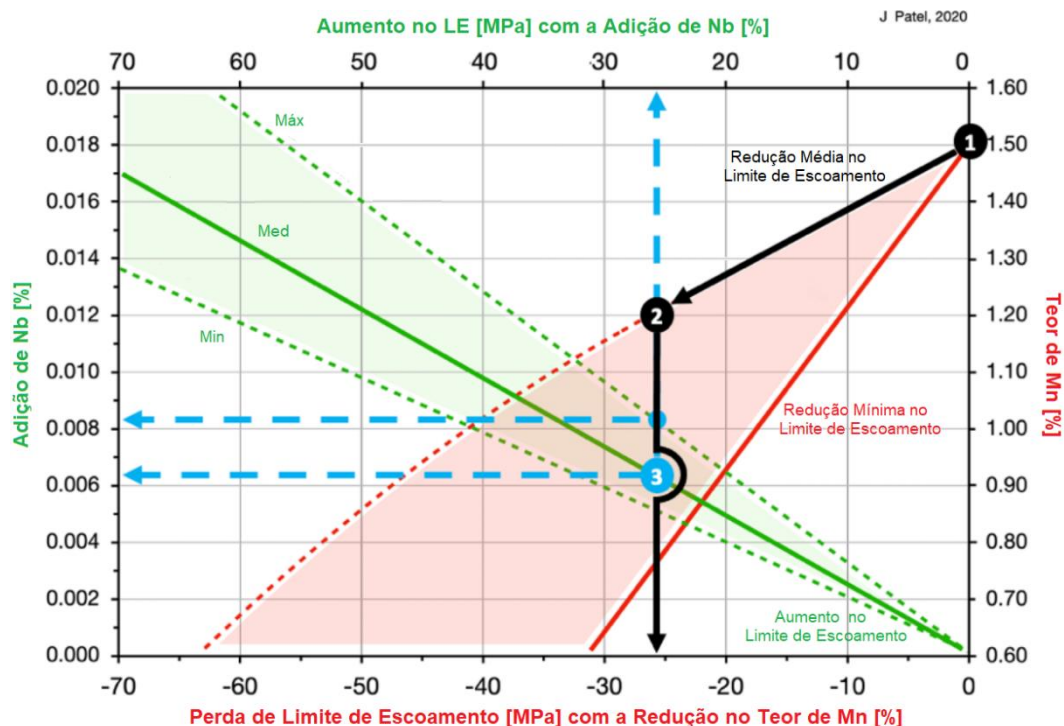


Figura 5. Ábaco para determinar a adição de nióbio que se faz necessária para compensar a perda de limite de escoamento decorrente da redução do teor de manganês em aços estruturais com limite de escoamento inferior ou igual a 355 MPa (Patel et al., 2021).

3. FUNDAMENTOS METALÚRGICOS

Há alguns anos atrás, com a crescente volatilidade das cotações das ferro-ligas de manganês, houve uma retomada nos estudos sobre a substituição parcial desse elemento pelo nióbio, com maior embasamento metalúrgico. O principal objetivo foi viabilizar tal substituição em aços estruturais *commodity*, com requisitos leves ou inexistentes de tenacidade, utilizando processos de laminação convencionais e teores de Nb inferiores a 0,020%. A ideia foi provar que a adoção do nióbio pode ser uma excelente forma para a redução de custos de aços estruturais sem que seja necessária a utilização de laminação controlada.

Os principais mecanismos microestruturais de endurecimento em aços estruturais são evidenciados pelas fórmulas de Pickering para o cálculo dos limites de escoamento e de resistência (Eqs. (1) e (2), ambos expressos em MPa) de microestruturas constituídas por ferrita poligonal, em função dos teores em peso de elementos de liga, da fração percentual de perlita e do tamanho de grão (em mm) (Pickering, 1980):

$$LE = 53,9 + 32,3 Mn + 83,2 Si + 354,2 \sqrt{N_{sol}} + \frac{17,4}{\sqrt{d}} \quad (1)$$

$$LR = 294,1 + 27,7 Mn + 83,2 Si + 2,85 f_{perlita} + \frac{7,7}{\sqrt{d}} \quad (2)$$

As contribuições do manganês através do endurecimento por solução sólida no reticulado do ferro são de 32,3 MPa/%Mn ou 27,7 MPa/%Mn, respectivamente para os limites de escoamento e de resistência. Elas não são tão acentuadas, já que o diâmetro atômico desse elemento é muito próximo ao do ferro, sendo maior para o limite de escoamento do que para o de resistência. Essas equações não prevêm diretamente os efeitos proporcionados pelo nióbio no aço, o qual promove intenso refino do tamanho de grão austenítico durante a laminação, o qual é herdado pela microestrutura final ferrítica. O nióbio restringe (na forma de soluto, por ação de arraste) ou mesmo paralisa (na forma de finos precipitados de NbC) a migração dos contornos de recristalização da austenita, atrasando sua cinética, sendo esse refino de grão sua principal contribuição à resistência do aço,

o que é expresso na última parcela das Eqs. (1) e (2). Note-se que o efeito dos mecanismos de endurecimento é menor no caso do limite de resistência do que no limite de escoamento, ou seja, 14% menos no caso do endurecimento por solução sólida de manganês e 56% menos no caso dos contornos de grão (efeito de Hall-Petch). Além disso, é provável que a redução no teor de Mn diminua a fração de perlita presente na microestrutura, o que se refletiria no menor efeito endurecedor desse constituinte. Isso pode explicar o fato dos teores de manganês equivalentes a 0,010% Nb (parâmetro “x” da Tab. (1)) serem sistematicamente menores no caso do limite de resistência em relação ao limite de escoamento.

Pode-se determinar a intercambialidade entre os teores de manganês e nióbio determinando a redução no tamanho de grão promovido por esse último elemento sob as condições de conformação a quente. A partir daí se pode calcular a contribuição desse refino microestrutural aos limites de escoamento e de resistência e, em seguida, calcular a possível redução no teor de manganês, usando os respectivos fatores das Eqs. (1) e (2).

Um primeiro exemplo desse cálculo pode ser visto em (Stalheim et al., 2018), onde foram usados os resultados experimentais obtidos por (Cui, 2016), os quais podem ser vistos na Fig. (6). Eles foram obtidos a partir de ensaios de compressão plana onde foram aplicados um passe de esboçamento (deformação verdadeira de 0,3) e um de acabamento (deformação verdadeira de 0,2) sob temperaturas de 1050°C, 1000°C ou 950°C, seguindo-se intervalo de tempo de 20 s e têmpera em água para preservação da microestrutura austenítica.

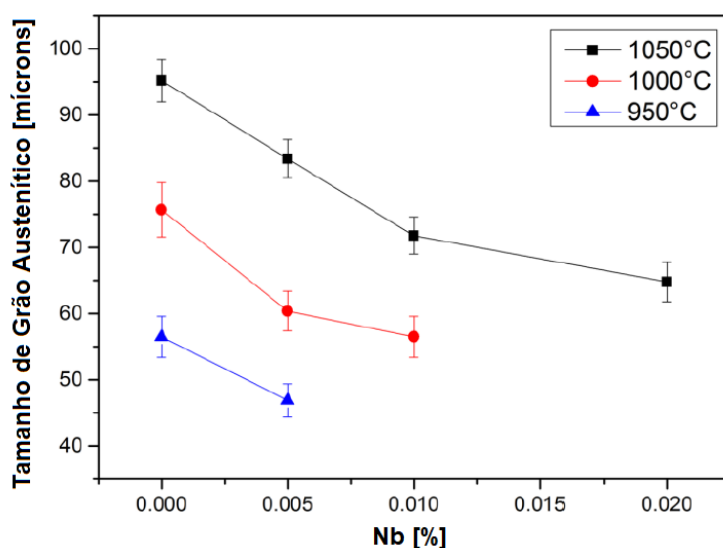


Figura 6. Tamanhos de grão austenítico de aços com 0,08% C, obtidos após período de espera de 20 s subsequente à aplicação do último passe de deformação, em função de seu teor de nióbio. A legenda mostra as temperaturas de acabamento (Cui, 2016).

Pode-se observar na Fig. (6) que, para uma temperatura de acabamento de 1000°C, uma adição de 0,010% Nb promoveu redução no tamanho de grão austenítico final de 80 para 60 microns. O nióbio refina o tamanho de grão final da austenita, o que implica no refino da microestrutura resultante após o resfriamento do material, conforme pode ser visto na Fig. (7). Esta relaciona o tamanho de grão ferrítico obtido após a transformação da austenita recristalizada com as áreas de contorno que esta apresentava. O refino da austenita provocado pelo nióbio permitiu uma redução no tamanho de grão da microestrutura final. Considerando um refino de 16 para 14 microns no tamanho de grão ferrítico, de acordo com a Eq. (1), há um aumento de 9 MPa no limite de escoamento, o que permitiria uma redução de 0,28% de Mn na composição química do aço. Aplicando-se o mesmo raciocínio ao limite de resistência, a redução no tamanho de grão ferrítico levaria a um aumento de 4 MPa nessa propriedade, permitindo, conforme a Eq. (2), uma redução no teor de manganês do aço de 0,14%. Esses valores apresentam boa concordância com os que estão apresentados na Tab. (1).

Esta mesma abordagem foi adotada por outros autores, mas assumindo outros resultados experimentais (Patel et al., 2019). O refino de grão proporcionado por um teor extra baixo de nióbio foi calculado através da comparação entre as microestruturas obtidas por um aço ao CMn (0,20% C, 1,03% Mn, 0,20% Si, 0,0058% N) e outro apresentando composição similar, mas com uma adição extra baixa de Nb (0,0066%) (Rakshe, 2020). Corpos de prova desses aços foram submetidos a ensaios de compressão plana, sendo rea aquecidos a 1250°C durante 120 segundos, resfriados ao ar e deformados a 950°C por dois passes sob deformação verdadeira de 0,40 e intervalo de 5 s entre eles, seguindo-se têmpera em água. As microestruturas assim obtidas revelaram que o tamanho de grão austenítico após o ensaio foi igual a 20,7 microns para o aço CMn e 17,5 microns para o aço com 0,0066% Nb. Expressando esse parâmetro em termos da área interfacial efetiva por unidade de volume (S_v), tem-se respectivamente 100 e 77 1/mm. Agora é possível estimar os valores de tamanho de grão ferrítico que podem ser obtidos a partir dessas microestruturas após o resfriamento ao ar, aplicando-se o gráfico da Fig. (8), obtendo-se respectivamente 10,5 microns e 9,0 microns – ou seja, a adição de Nb promoveu uma redução de 1,5 microns no tamanho de grão ferrítico médio.

De acordo com a Eq. (1), essa redução no tamanho de grão ferrítico corresponde a um aumento de 14 MPa no limite de escoamento – em tese permitindo, usando a mesma equação, uma redução no teor de Mn da ordem de 0,40%. Ou, dito de outra forma, 0,010% Nb corresponderiam a 0,57% Mn em termos de equivalência de limite de escoamento – um valor da mesma ordem de magnitude dos listados na Tab. (1), ainda que superior à maior parte deles. Muito provavelmente isso se deve ao fato desse fator ter sido determinado a partir de ensaios laboratoriais, sob condições controladas, enquanto os valores da Tab. (1) foram determinados a partir de equações de regressão ajustadas para aços com diferentes composições químicas e submetidos a processos industriais de laminação sob diversas condições termomecânicas.

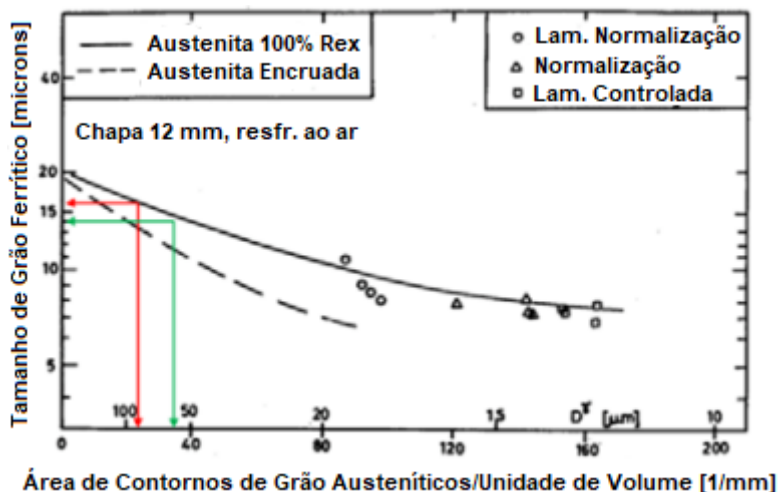


Figura 7. Dependência do tamanho de grão ferrítico em relação à área total de contornos de grão austeníticos por unidade de volume obtida a partir de amostras resfriadas ao ar (Siwecki et al., 1982).

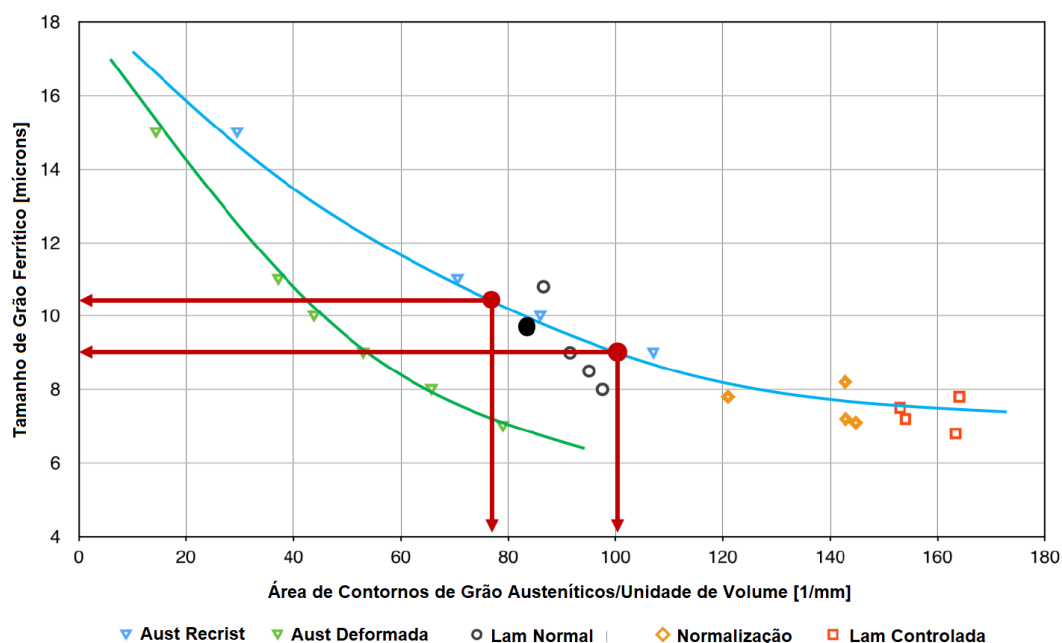


Figura 8. Dependência do tamanho de grão ferrítico em relação à área total de contornos de grão austeníticos por unidade de volume obtida a partir de amostras resfriadas ao ar (Sandberg et al., 1980).

4. PRIMEIRAS IMPLEMENTAÇÕES INDUSTRIAIS DO NOVO CONCEITO DE LIGA

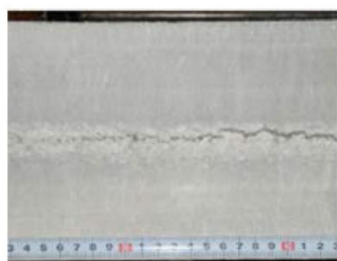
A Tab. (2) mostra exemplos de desenvolvimento de projetos de liga onde o manganês foi substituído parcialmente pelo nióbio (Stalheim et al., 2018). Os aços A36 e S355 foram processados através de laminação de tiras a quente, enquanto o Q345 foi destinado à laminação de chapas grossas. Como se pode observar, as propriedades mecânicas entre os dois projetos de liga para cada norma sempre foram muito semelhantes; a economia oscilou entre 2,30 e 7,30 dólares por tonelada de aço, considerando-se as cotações de FeMn Alto-Carbono e FeNb em janeiro de 2018, época em que o material foi laminado. A adição de 0,010% Nb permitiu reduzir o teor de manganês entre 0,25% e 0,50%; essa diminuição foi proporcional ao teor original desse elemento. E, no caso específico do aço para a norma Q345, a redução no teor de Mn foi efetivamente benéfica

em termos da redução da segregação central na placa e do bandeamento, bem como maior uniformidade da microestrutura do produto final, conforme mostra a Fig. (9).

Mais recentemente foi feito um estudo de aplicação desse novo conceito de liga no caso de perfis estruturais H laminados a quente (Patel et al., 2021). Novamente foi conseguida uma significativa economia nos custos de elaboração do aço, até porque foi possível usar a adição de Nb não só para compensar a redução no teor de Mn, como também para suprimir a adição de V que era feita anteriormente, conforme mostra a Tab. (3). Em função das condições específicas do processo de laminação de produtos longos, não se consegue explorar plenamente o potencial de refino de grão proporcionado pelo nióbio em comparação com o que ocorre na laminação a quente de produtos planos.

Tabela 2. Comparação entre produtos planos laminados industrialmente com projeto de liga convencional ou com Mn substituído parcialmente pelo Nb (Stalheim et al., 2018).

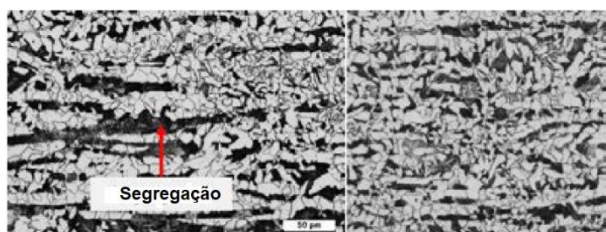
Norma	Espessura [mm]	Projeto de Liga	C [%]	Mn [%]	Nb [%]	LE [MPa]	LR [MPa]	A [%]	CVN @0°C [J]
ASTM A36	2,3	Tradicional	0,07	0,80	-	301	435	35,4	-
		Novo	0,07	0,50	0,012	321	420	34,8	-
EN S355	12,0	Tradicional	0,15	1,20	-	356	499	26,0	-
		Novo	0,15	0,80	0,010	359	481	27,0	-
Q345	≤ 30	Tradicional	0,16	1,40	-	383	525	27	164
		Novo	0,16	0,90	0,010	387	514	26	170



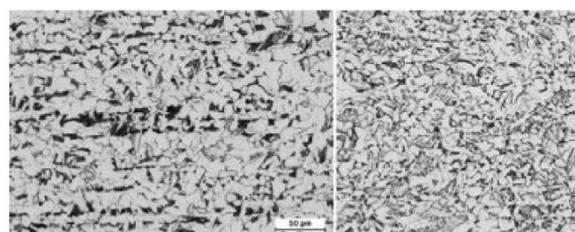
0,16% C, 1,30% Mn



0,16% C, 0,90% Mn, 0,010% Nb



(a)



(b)

Figura 9. Efeito da redução do teor de manganês no aço Q345: (a) teor original de Mn; (b) Mn reduzido, mostrando minimização da segregação central da placa e maior uniformidade da microestrutura do produto final (Stalheim et al., 2018).

O mesmo trabalho (Patel et al., 2021) incluiu uma abordagem inédita, efetuando o cálculo do Potencial de Aquecimento Global (PAG, para um horizonte de tempo de 100 anos) referente às composições químicas do aço convencional e das novas ligas propostas, com menor teor de Mn e supressão de V compensados pela micro adição de Nb. Muito embora esse cálculo seja polêmico, já que os valores obtidos dependem de uma miríade de fatores, incluindo a rota de fabricação de cada usina e suas fontes de energia, foi adotado naquele trabalho uma análise do ciclo de vida baseada na norma técnica ISO 10144, usando o programa GaBi 6.0 e bases de dados como IDEMAT e Ecoinvent 2.2. Conforme mostra a Tab. (4), os resultados obtidos em termos do Potencial de Aquecimento Global para a produção dos perfis estruturais foram favoráveis para as novas ligas ao Nb, com uma redução média de 34 kg de equivalentes de CO₂ por tonelada de produto, um bônus nada desprezível considerando a pressão que vem sendo feita sobre o setor siderúrgico no sentido de reduzir sua pegada de carbono.

5. APERFEIÇOAMENTO DO NOVO CONCEITO

A substituição parcial do manganês pelo nióbio geralmente pode ser feita sem modificação dos processos de laminação a quente adotados pela usina. Contudo, sair dessa zona de conforto pode permitir refinar ainda mais

o projeto de liga ou fabricar produtos com melhores propriedades mecânicas. É possível otimizar a microestrutura obtida após os processos de laminação a quente usando a ferramenta MicroSim®, desenvolvida pelo Centro de Estudos e Investigações Técnicas de Gipuzkoa – CEIT, em Donostia-San Sebastian, Espanha, sob o patrocínio da Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração – CBMM (Uranga et al., 2016). Esse programa determina a evolução microestrutural ocorrida durante a laminação a quente de aços de baixo carbono, na forma de distribuição dos tamanhos de grão austeníticos e outros parâmetros estereológicos adicionais, estando disponível em versões específicas para cada tipo de processo industrial.

Tabela 3. Comparação entre perfis estruturais H laminados industrialmente conforme a norma S355, com projeto de liga convencional ou com Mn substituído parcialmente pelo Nb e supressão do V. Os valores calculados de economia tomaram como base a cotação das ferro-ligas na China (Patel et al., 2021).

Grau	Dimensões [mm,mm,kg/m]	C	Mn	V	Nb	LE	LR	Al.	Custo da Liga	Economia
		%				MPa		%	US\$/t	
S355J0	W 305 x 165 x 45	0.16	1.18	0.021	---	406	557	30	36.22	+8.80
	W 457 x 140 x 47	0.14	0.96	---	0.010	382	563	30	27.42	
S355J0	W 457 x 191 x 107	0.19	1.11	0.021	---	383	541	28	34.54	+0.63
		0.18	1.14	---	0.015	415	557	29	33.91	
S355JR	W 356 x 254 x 92	0.17	1.07	0.020	---	376	535	28	33.20	+11.03
		0.18	0.67	---	0.014	435	582	25	22.17	
S355JR	W 203 x 165 x 36	0.13	1.23	0.040	---	489	590	29	44.50	+13.57
		0.16	1.07	---	0.012	473	580	29	30.93	

Tabela 4. Redução em termos de valores do Potencial de Aquecimento Global (PAG) relativos aos aços da Tab. (3) (Patel et al., 2021).

Grau	Dimensões [mm,mm,kg/m]	Mn	V	Nb	Mn	V	Nb	PAG Total	Redução PAG
		%			kg ferro-liga/t			kg CO _{2e} / t	
S355J0	W 305 x 165 x 45	1.18	0.021	---	21.36	0.29	---	158	37
	W 457 x 140 x 47	0.96	---	0.010	17.38	---	0.17	122	
S355J0	W 457 x 191 x 107	1.11	0.021	---	20.09	0.29	---	149	5
		1.14	---	0.015	20.63	---	0.25	145	
S355JR	W 356 x 254 x 92	1.07	0.020	---	19.37	0.27	---	144	58
		0.67	---	0.014	12.13	---	0.23	85	
S355JR	W 203 x 165 x 36	1.23	0.040	---	22.26	0.54	---	173	37
		1.07	---	0.012	19.37	---	0.20	135	
Média:									34

Rendimento dos ferro-ligas na metalurgia de panela: SiMn65% = 85%, VN80% = 92% e FeNb65% = 92%
PAG (kg CO_{2e}/kg): SiMn65% = 34.1, VN80% 34.1 e FeNb65% = 5.32

Neste caso, o simulador MicroSim tem o objetivo de otimizar o esquema de passes aplicado ao laminador de chapas grossas, de forma a maximizar e homogeneizar o refino de tamanho de grão proporcionado pela ação do nióbio, e, dessa forma, conseguir aumento simultâneo da resistência mecânica e da tenacidade. A Tab. (5) mostra uma comparação dos resultados obtidos pelas simulações do MicroSim® para a condição original e a otimizada da laminação de chapas grossas de aço com teor de Mn reduzido mais 0,010% Nb, com 30 mm de espessura, atendendo à norma S355. Pode-se observar que a laminação otimizada logrou alcançar, em seu final, um esboço com microestrutura austenítica e tamanho de grão médio de 15,9 microns e máximo de 232 microns, em

comparação com os 21,3 microns e 274 microns, respectivamente, do esquema de passes original. Além disso, a microestrutura austenítica obtida no caso da laminação otimizada apresentou 10% de seus grãos mais grosseiros acima de 41,7 microns, contra 60,1 microns da austenita obtida sob condições convencionais, indicando maior homogeneidade microestrutural para a condição otimizada de laminação. A partir desses resultados de tamanho de grão austenítico médio é possível obter os correspondentes tamanhos médios de grão ferríticos após resfriamento ao ar usando os gráficos das Figs. (7) ou (8).

Tabela 5. Resultados das simulações efetuadas pelo programa MicroSim® para a laminação de chapas grossas com espessura de 30 mm de aço com baixo manganês mais 0,010% Nb, atendendo à norma S355: (a) laminação original; (b) laminação otimizada (Stalheim et al., 2018).

Microstructural Evolution								
Pass	Rex. Fraction	No Rex. (Prec.)	No Rex. (Drag)	D Mean	D Max	Dc (0.1)	ZD	Acc. Strain
				(microns)				
R1	0.83	0	0.17	116.7	633.4	384.2	5.4	0.03
R2	0.92	0	0.08	84.4	737.9	358.8	8.7	0.02
R3	0.99	0	0.01	89.9	730.5	329.6	8.1	0
R4	1	0	0	100.6	702.9	301.2	7	0
R5	1	0	0	91.2	596	251.1	6.5	0
R6	1	0	0	87.5	562.4	235.3	6.4	0
R7	1	0	0	88.1	563.9	235.2	6.4	0
F1	0.32	0	0.68	70.1	450	191.5	6.4	0.14
F2	0.53	0	0.47	47	365.6	133.2	7.8	0.15
F3	0.43	0.04	0.53	35.5	312.7	98.9	8.8	0.15
F4	0.44	0.22	0.34	28.7	298.4	79.5	10.4	0.18
F5	0.29	0.37	0.34	23.6	280.6	68	11.9	0.29
F6	0.16	0.37	0.47	21.3	274.4	60.1	12.9	0.39

(a)

Microstructural Evolution								
Pass	Rex. Fraction	No Rex. (Prec.)	No Rex. (Drag)	D Mean	D Max	Dc (0.1)	ZD	Acc. Strain
				(microns)				
R1	0.16	0	0.84	162.1	808	384.4	5	0.08
R2	0.96	0	0.04	119.3	863.2	319.1	7.2	0.01
R3	0.94	0	0.06	117.2	852.7	347.2	7.3	0.01
R4	1	0	0	95.5	842.7	348	8.8	0
R5	0.98	0	0.02	116.1	765.2	332.2	6.6	0.01
R6	0.9	0	0.1	97.3	688	299	7.1	0.02
R7	0.85	0	0.15	66.4	627.2	260.9	9.4	0.04
R8	0.8	0	0.2	49	568.3	221.2	11.6	0.05
R9	1	0	0	54.3	678	248.4	12.5	0
F1	0.09	0	0.91	45.5	566.2	199.5	12.4	0.2
F2	0.23	0	0.77	34.9	468.3	141.7	13.4	0.31
F3	0.34	0	0.66	26.8	375.9	87.4	14	0.3
F4	0.36	0.15	0.49	21.2	287.3	58.7	13.6	0.25
F5	0.2	0.15	0.65	18.2	251.8	48.3	13.8	0.35
F6	0.2	0.15	0.65	15.9	232.1	41.7	14.6	0.38

(b)

Neste caso específico, foram realizadas laminações industriais sob os esquemas convencional e otimizado, sendo as correspondentes distribuições de tamanhos de grão ferrítico determinadas através de EBSD em amostras extraídas dos laminados, Fig. (10).

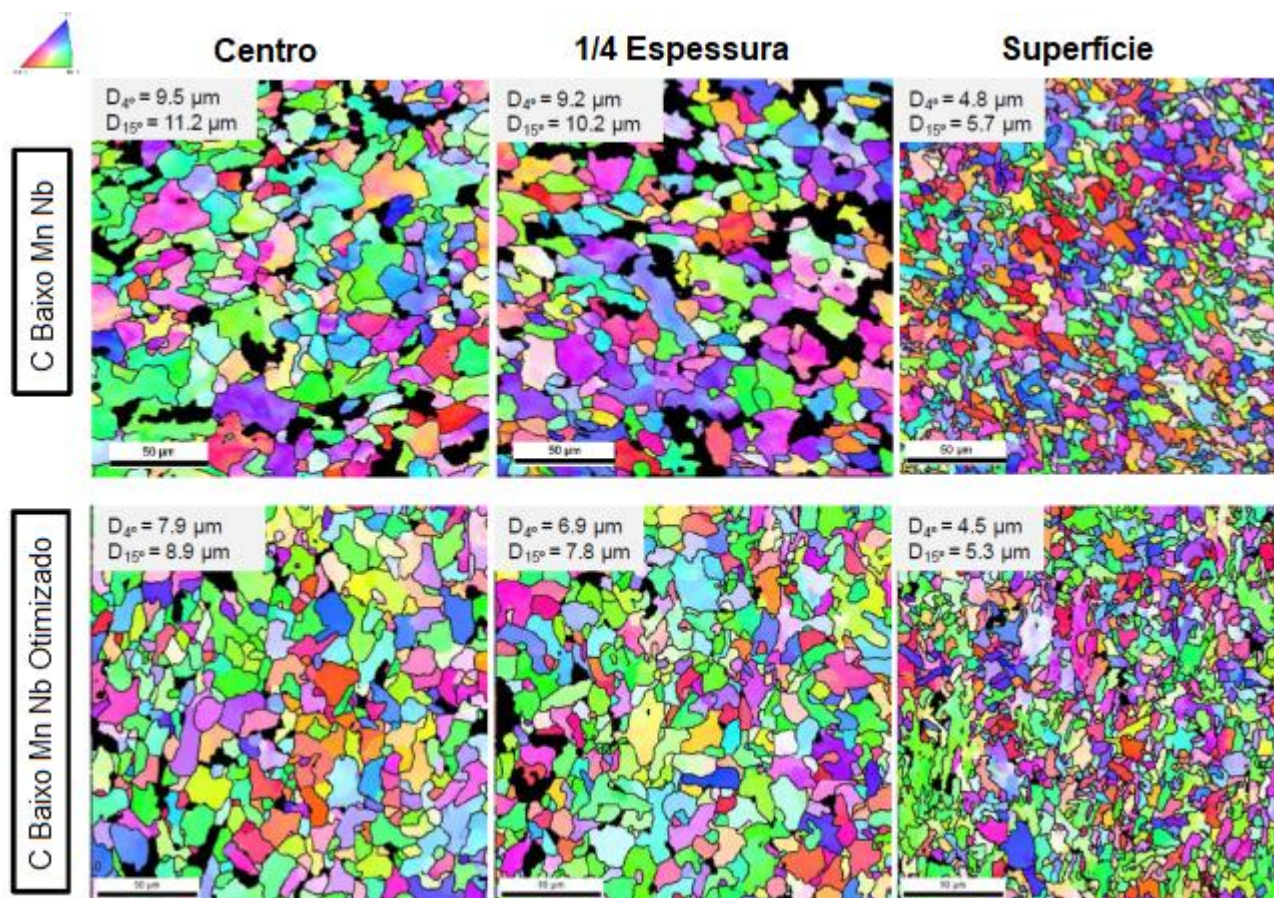


Figura 10. Resultados das análises de distribuição de tamanhos de grão feitas por EBSD para chapas grossas industriais com espessura de 30 mm de aço com baixo Mn mais 0,010% Nb, atendendo à norma S355, laminadas conforme o processo convencional (fileira superior) ou otimizado (fileira inferior) (Stalheim et al., 2018).

Os tamanhos médios de grão ferrítico obtidos pelo processo convencional foram 5,7 - 10,2 - 11,2 microns (respectivamente, a 1/2 da superfície, 1/4 da superfície e na superfície, 15° de desorientação). Esses valores foram reduzidos para 5,3 - 6,9 - 7,9 microns ao se adotar o esquema otimizado. Isso permitiu aumentar a contribuição decorrente do tamanho de grão ao limite de escoamento desde 181 MPa para 210 MPa (Stalheim et al., 2018).

Este exemplo mostrou como é possível intensificar ainda mais o efeito refinador de tamanho de grão exercido pelo nióbio e o conseqüente aumento em suas propriedades mecânicas, através da adoção de tratamentos termomecânicos cujos parâmetros de processo otimizados podem ser determinados usando ferramentas com sólido embasamento metalúrgico da evolução microestrutural dos aços de baixo carbono durante sua laminação a quente.

6. CONSIDERAÇÕES FINAIS

Nessas últimas décadas, o forte crescimento da produção siderúrgica mundial tem levado à busca contínua por lucratividade, e até mesmo pela sobrevivência das empresas envolvidas no segmento do aço. A expansão impressionante da siderurgia chinesa só veio agregar mais volatilidade a esse quadro. Essa conjuntura está alterando as relações de preço entre as cotações de ferro-ligas e várias iniciativas para reduções de custo estão sendo desenvolvidas, como exemplificado nesse trabalho para o caso da substituição parcial do manganês por meio de pequenas adições de nióbio. Mais do que nunca, é preciso “pensar fora da caixa” e buscar competitividade em soluções criativas, que nem sempre são evidentes à primeira vista. Trata-se de reduzir teores da ordem de 0,30 a 0,50% de manganês, um elemento de liga tradicionalmente utilizado nos projetos de liga dos aços, por adições de 0,010% de nióbio, um elemento até então utilizado nos casos de aços de elevado desempenho. Além disso, os novos projetos para aços estruturais com menor teor de manganês e adição de nióbio apresentam menor Potencial de Aquecimento Global, um bônus nada desprezível quando a palavra de ordem na siderurgia é minimizar a geração de gases que promovem o chamado efeito estufa. Novas ferramentas metalúrgicas, como o modelo MicroSim aqui apresentado, estão permitindo otimizar os tratamentos termomecânicos e, dessa forma, extrair o máximo efeito do nióbio e outros elementos de liga dos aços. Cada vez mais a otimização dos projetos de liga dos aços exigirá *conhecimento mais profundo* na metalurgia e arrojo para experimentar novas abordagens.

7. AGRADECIMENTOS

Os autores gostariam de agradecer à CBMM pelo apoio concedido durante a elaboração deste trabalho.

8. BIBLIOGRAFIA

- Alexandrov, S.V., Hulka, K., Stepashin, A.M. e Morozov, Yu.D., 2005. “Effect of Manganese and Niobium on the Properties of Low-Alloy Steels”. *Metal Science and Heat Treatment*, Vol. 47, No. 11-12, 497-501.
- Beaverstock, R.C., Carey, H.C., Parker, S.V., Richardson, A.D. e Martin, I.W., 2006. “Modelling of Processing and Final Properties of Reversing Mill Plate”. 9th International Steel Rolling Conference, ATS, Paris.
- Carvalho, L.P., Silva, M.P., Carvalho, C.R.G., Tiburcio, J.A., Souza, C.F., 2014. “Redução do Custo de Produção de Laminados a Quente na Especificação LNE 38 ou LNE 380 Através da Alteração de Rota de Produção de Refino na Aciaria”, 51° Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, ABM, Foz do Iguaçu.
- Cui, Z., 2016. “Thermomechanical Processing of Structural Steels with Dilute Niobium Additions”, PhD Thesis, University of Sheffield, Sheffield.
- Desforges, C.D., Duckworth, W.E., Ryan, T.F.J.N., 1976. “Manganese in Ferrous Metallurgy”, The Manganese Centre, Paris, 87 pp.
- Donnay, B., Grober, H. 2001. “Niobium in High Strength Weldable Beams and Other Structurals”, Niobium 2001 - Science & Technology, TMS, Orlando, p.p. 777-800.
- Fowkes, K., 2015. “What is Manganese?”, Technical Report, Alloy Consult, Londres, 28 pp.
- Gorni, A.A., Reis, J.S.S., Silva, C.N.P., Cavalcanti, C.G., 1995. “Otimização da Composição Química e do Processo de Laminação Controlada de Chapas Grossas Navais”, 32° Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, ABM, Curitiba.
- Gorni, A.A., 2019. “Manganês, Vítima de seu Próprio Sucesso”, *Industrial Heating – Edição Brasileira*, No. 44, 19-20.
- Grzybowski, A.Z., 2012, “Optimization Methods in Modeling the Mechanical Properties of Heavy Steel Plates”, *Archives of Metallurgy and Materials*, Vol. 57, No. 4, pp. 971-979.
- Jansto, S.G. MicroNiobium-Low Manganese Steelmaking Approach, Methodology and Process Metallurgy”, 2018. 49° Seminário de Aciaria, ABM, São Paulo.
- Morozov, Yu.D., Stepashin, A.M. e Aleksandrov, S.V., 2002. Effect of Manganese and Niobium and Rolling Conditions on the Properties of Low-Alloy Steel. *Metallurgist*, Vol. 46, No. 5-6, pp. 152-156.

Oliveira, A.P., 2008. "Modelo de Previsão de Propriedades Mecânicas de Perfis Estruturais Laminados a Quente: Uma Abordagem em Redes Neurais Artificiais". Dissertação de Mestrado, UFMG, Belo Horizonte.

Patel, J. e Rakshe, B., 2019. "Value Creation with Dilute Additions of Niobium in Carbon Structural Steels". 2019 SEAIISI Conference & Exhibition, Bangkok.

Patel, J., Sobue, C., Souto, J. e Tan, J., 2021. "Structural Steel Products Manufacturing Strategy for ASEAN Steel Industry Post COVID-19", SEAIISI 50th Anniversary e-Conference & Exhibition. (Evento Virtual)

Pickering, F.B., 1980. "Some Aspects of the Relationships Between the Mechanical Properties of Steels and their Microstructures", Tisco Technical Bulletin, January-October 1980, pp. 105-132.

Radovic, N., Vukicevic, G., Jeremic, D., Drobniak, Dj., 2002. "Mathematical Modelling of Mechanical Properties of Microalloyed Hot Strip". Int. Conf. on Thermomechanical Processing: Mechanics, Microstructure & Control, University of Sheffield, Sheffield.

Rakshe, B.D., 2020. "Microstructural Evaluation in Structural Steels Containing Dilute Niobium Concentrations", PhD Thesis, University of Sheffield, Sheffield, 276 pp.

Rodriguez-Ibabe, J.M., Wang, H., Stalheim, D.G. e Barbosa, R.A.N.M., 2020. "Strategy for Cost-Effective Alloy Design Optimization for Strength and Ductility Properties of Structural Steels", Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração, São Paulo, Vol. 17, No. 2, pp. 170-177.

Ryu, J.H., 2007. "Model for Mechanical Properties of Hot-Rolled Steels", M.Sc. Thesis, Pohang University of Science and Technology, Pohang, 90 pp.

Sandberg, A. e Roberts W., 1980. "Effect of Thermomechanical Treatment on the Phase Transformation of Austenite in Microalloyed Steels", Report No. IM-1439, Swedish Institute for Metals Research, Stockholm.

Siwecki, T., Sandberg, A., Roberts, W., Lagneborg, R., 1981. "The Influence of Processing Route and Nitrogen Content on Microstructure Development and Precipitation Hardening in Vanadium Microalloyed HSLA-Steels", Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite, The Metallurgical Society of AIME, Pittsburgh, pp.163-194.

Stalheim, D.G., Barbosa, R., Rodriguez-Ibabe, J., Rebellato, M. e Jarreta, D., 2018. "A New Cost Effective Metallurgical Design Strategy to Develop Optimized Strength and Ductility Properties in Structural Steels", 2018 SEAIISI Conference & Exhibition, Singapore.

Uranga P., Rodriguez-Ibabe J., Stalheim D., Barbosa R., Rebellato M.A., 2016. "Application of Practical Modeling of Microalloyed Steels for Improved Metallurgy, Productivity and Cost Reduction in Hot Strip Mill Applications", Iron & Steel Technology Conference - AISTech 2016, AIST, Pittsburgh, p.p. 1769-1778.