

EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DE AÇO DA CLASSE DE 700 MPa NA LAMINAÇÃO DE TIRAS A QUENTE*

Antonio Adel dos Santos¹
Fábio Dian Murari²
Ailton Ribeiro de Avelar Junior³
Beatriz Pereda⁴
Beatriz López Soria⁵

Resumo

Aços laminados a quente para aplicação estrutural na indústria automotiva com limite de escoamento (LE) mínimo de 700 MPa são normalmente microligados ao Nb e Ti, endurecidos por precipitação de TiC. Nesse trabalho foi avaliada a evolução da microestrutura e os efeitos da escala de passes e da temperatura de bobinamento, via simulação laboratorial por ensaios de torção e análises por EBSD, na microestrutura final e na dureza desse aço. Foi mostrado que, para as composições de liga analisadas, a alteração da escala de passes pouco afeta a microestrutura final. No entanto, a temperatura de bobinamento (TB) tem efeito marcante na microestrutura e no LE. Aumentando a TB de 550°C até 620°C, o LE obtido na simulação do processo industrial diminuiu, o que poderia ser devido à queda da contribuição da precipitação de TiC no endurecimento. Porém, foi mostrado que o aço bobinado a 550°C possuía elevado potencial de precipitação adicional, especialmente em temperaturas na faixa de 600°C a 650°C, abrindo possibilidades para aumento do LE.

Palavras-chave: Tiras a Quente; Evolução microestrutural; Aço 700 MPa.

MICROSTRUCTURE EVOLUTION OF 700 MPa HOT ROLLED STEEL STRIP

Abstract

Hot rolled steels for structural application in the automotive industry having minimum yield stress (YS) of 700 MPa are usually microalloyed with Nb and Ti, strengthened by TiC precipitation. This paper shows the microstructure evolution and the effects of pass schedule and coiling temperature on final microstructure and hardness, using hot torsion simulation and EBSD analyses. In the steels studied changing the pass schedule has negligible effect on final microstructure. However, the coiling temperature (CT) exerts marked influence on both microstructure and YS. By the increase of CT from 550°C to 620°C in the torsion simulations, there was a decrease in YS, that would be attributed to reducing precipitation effect of TiC. However, it was shown that the steel coiled at 550°C had a great potential for additional precipitation, especially between 600°C and 650°C, giving rise to YS improvement.

Keywords: Hot strip; Microstructure evolution; 700 MPa steel.

¹ Engenheiro Metalurgista, DSc, CQE/ASQ, Pesquisador Especialista Sênior, Centro de Pesquisa, Usiminas, Ipatinga, MG, Brasil.

² Engenheiro Metalurgista, DSc, Pesquisador Especialista, Centro de Pesquisa, Usiminas, Ipatinga, MG, Brasil.

³ Engenheiro Metalurgista, M.Sc., CQE/ASQ, Engenheiro de Produto Pleno, Controle Integrado do Produto, Usiminas, Ipatinga, MG, Brasil.

⁴ Researcher, PhD, CEIT/IK4, Donostia-San Sebastián, Spain.

⁵ Principal Researcher, PhD, CEIT/IK4, Donostia-San Sebastián, Spain.

1 INTRODUÇÃO

Aços da classe de 700 MPa de limite de escoamento mínimo têm sido produzidos em linhas de tiras a quente destinados para aplicação em componentes estruturais na indústria automotiva, de veículos pesados e guindastes [1]. Tradicionalmente tais aços possuem estrutura bainítica predominante e são microligados ao Nb e Ti. A principal finalidade do Nb é garantir o condicionamento da austenita ao longo da deformação a quente, produzindo um grão austenítico pequeno e deformado ao final da laminação. Adicionalmente o Nb propicia algum endurecimento por precipitação. O Ti é adicionado em teores acima do estequiométrico como N, a fim de promover a precipitação fina de TiC após o bobinamento [1], contribuindo significativamente para a obtenção das propriedades de tração requeridas.

Esses aços são demandados em espessuras na faixa de 2,0 mm a 10,0 mm. Sabe-se que a obtenção das propriedades especificadas em espessuras mais altas demanda ajustes de composição química e/ou de processamento termomecânico [2], o que pode representar aumento de custos e restrições de processo, o que se torna um desafio para muitas linhas de laminação a quente.

Portanto, torna-se fundamental para a produção econômica desses aços a otimização das condições de processo, principalmente em termos de temperatura de reaquecimento de placa, escala de passes, temperaturas de final de laminação e de bobinamento, além do ajuste da composição química. Com relação ao bobinamento, um trabalho recente [3] com um aço microligado ao Ti e Mo mostrou que a precipitação fina de TiC é favorecida aplicando-se baixas taxas de resfriamento após a laminação e fazendo-se o bobinamento na faixa de 600°C a 650°C. Eventualmente, os aços da classe 700 MPa podem ter adição de Cr, que eleva sua temperabilidade, fornecendo um mecanismo adicional de endurecimento por transformação de fase, além de poder interferir na precipitação de TiC.

Assim, o objetivo deste trabalho foi avaliar a evolução da microestrutura do aço de grau 700 MPa de limite de escoamento mínimo, ao longo da laminação a quente, variando-se a escala de passes e a temperatura de bobinamento, em escala laboratorial. Associado à microestrutura final, foi avaliado o efeito dos diferentes mecanismos de endurecimento que contribuíram para a obtenção do limite de escoamento.

2 METODOLOGIA

2.1 Material e processo industrial

O aço estudado foi do tipo CMn com adições de Nb, Ti e Cr, laminado em tiras a quente com espessuras de 3,0 mm e de 4,7 mm. Na espessura mais alta os teores de Mn e Nb foram maiores. Foi acompanhado o processo de laminação a quente deste aço, levantando-se as escalas de passes obtidas no desbaste e no acabamento, em termos de deformação, taxa de deformação, carga e tempo entre passes. Também foi obtida a temperatura de desenformamento e a de bobinamento. Amostras de aplainado do esboço foram resfriadas rapidamente em água e coletadas para caracterização. Do mesmo material amostrado no esboço, foram coletadas amostras da bobina laminada a quente.

2.2 Caracterização da amostra de esboço

Seções longitudinais à direção de laminação foram preparadas nas posições de meio, a ¼ da espessura e próximo à superfície. Tais seções foram preparadas por procedimento metalográfico padrão e atacadas com nital 2% para observação da

microestrutura, e com solução de ácido pícrico para revelação dos contornos de grão austenítico. A distribuição do tamanho de grão austenítico, obtida por contagem, foi comparada com a distribuição prevista pelo modelo microestrutural MicroSim, desenvolvido pelo CEIT. Este modelo prevê a evolução da distribuição do tamanho de grão austenítico e das frações recristalizada e não recristalizada, desde o desenformamento da placa até o final da laminação, em função da escala de passes usada e da composição química do aço.

2.3 Simulação da laminação a quente por torção

Corpos de prova (CPs) foram preparados a partir da amostra de apara de esboço para simulação termomecânica da laminação a quente em máquina de torção. Os CPs foram aquecidos a 1250°C por 20 min, posteriormente deformados em dois passes simulando a etapa de desbaste, seguido de seis passes simulando a laminação de acabamento. Duas escalas de passe de acabamento foram usadas, conforme mostra a Tabela 1. A simulação por torção permite reproduzir as deformações, temperaturas e tempo entre passes reais, porém a taxa de deformação foi limitada a 5 s⁻¹, para evitar superaquecimento dos CPs. Após a última deformação os CPs foram resfriados a 20°C/s até 550°C e deixados resfriar lentamente a partir daí, por uma hora, até a temperatura ambiente. Seções paralelas ao comprimento do CP, na sub-superfície, foram preparadas, atacadas com nital 2% e ácido pícrico, para observação da microestrutura. O perfil de dureza nesta seção foi medido e comparado com o obtido na amostra de bobina industrial.

Tabela 1. Escalas de passes da simulação da laminação por torção. ϵ : deformação; t_{ip} : tempo entre deformações; TR: taxa de resfriamento

Escala de passes 1						Escala de passes 2					
Passo	ϵ (-)	$d\epsilon/dt$ (s ⁻¹)	T (°C)	t_{ip} (s)	TR (°C/s)	Passo	ϵ (-)	$d\epsilon/dt$ (s ⁻¹)	T (°C)	t_{ip} (s)	TR (°C/s)
Aquecimento			1250	20 min		Aquecimento			1250	20 min	
R1	0,35	5	1100	25,0	2,0	R1	0,35	5	1100	25,0	2,0
R2	0,35	5	1050	38,0	0,8	R2	0,35	5	1050	38,0	0,8
F1	0,50	5	1020	5,5	3,6	F1	0,73	5	1020	5,2	3,9
F2	0,43	5	1000	3,5	5,7	F2	0,54	5	1000	2,9	6,8
F3	0,39	5	980	2,4	10,6	F3	0,41	5	980	1,9	13,2
F4	0,31	5	955	1,7	14,6	F4	0,37	5	955	1,3	19,2
F5	0,23	5	930	1,3	22,3	F5	0,25	5	930	1,0	30,1
F6	0,10	5	900	1,2	0,0	F6	0,12	5	900	0,9	0,0
Resfriamento			900 ~ 500	17,5	20,0	Resfriamento			900 ~ 500	17,5	20,0
Bobinamento			550	1 h	Lento	Bobinamento			550	1 h	Lento

2.4 Avaliação do efeito da temperatura de bobinamento na microestrutura

Novos ensaios de simulação da laminação a quente por torção foram realizados, conforme Tabela 1, mas usando temperaturas de bobinamento de 550°C, 600°C e de 620°C. Além das análises por microscopia ótica, a microestrutura foi analisada detalhadamente por EBSD (*Electron Backscatter Diffraction*) em termos de mapas de contorno de grão de baixo ângulo, entre 4° e 15°, e de alto ângulo, acima de 15°, e por meio de mapas de desorientação cristalográfica (KAM – *Kernel Average Misorientation*).

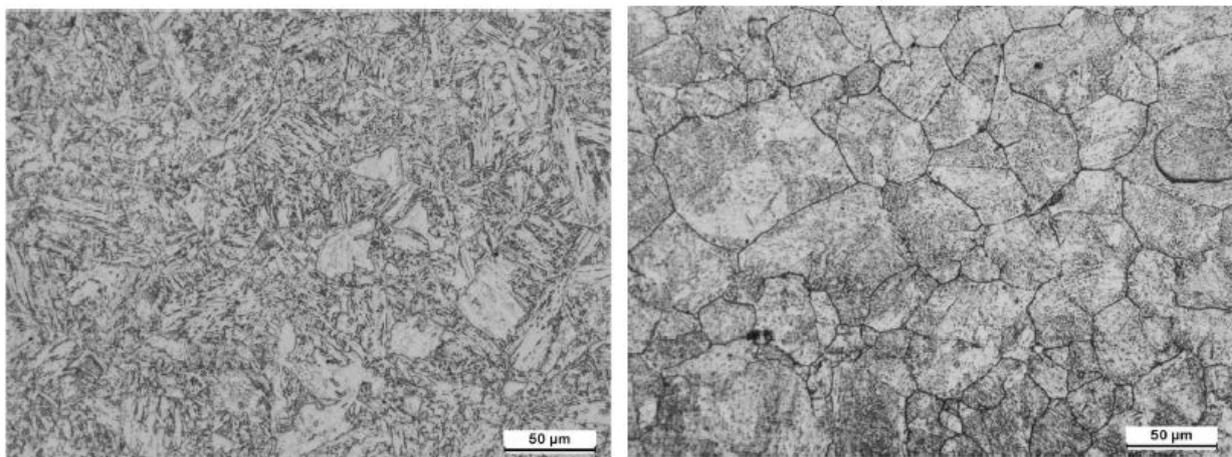
2.5 Avaliação do potencial de precipitação no bobinamento

Visando avaliar a variação das propriedades mecânicas associada à possível precipitação de TiC, CPs do tipo ASTM *subsize* transversais à direção de laminação foram retirados de uma chapa produzida com bobinamento a 550°C. Eles foram submetidos a tratamento térmico de revenimento em temperaturas de 550°C, 600°C e 650°C, por tempo de até 50 min. Posteriormente, foram resfriados ao ar e ensaiados em triplicata em máquina de tração Instron.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Microestrutura do esboço

O resfriamento rápido em água promoveu uma microestrutura predominantemente bainítica, razoavelmente homogênea em cada local, mas com variações entre superfície, meio da espessura e $\frac{1}{4}$ da espessura, e também dependente da composição química. Como exemplo representativo, é mostrada na Figura 1 a microestrutura bainítica obtida a $\frac{1}{4}$ da espessura em uma das amostras, e a microestrutura austenítica prévia revelada com o ataque de ácido pícrico. Em regiões diferentes da seção do esboço, foram observados pequenos grãos ferríticos nucleados nos contornos austeníticos, indicando que a transformação de fase começara antes do resfriamento rápido. Em outros locais, próximos à superfície, indícios de alguns grãos austeníticos alongados foram observados.



(a) ataque nital 2%

(b) ataque ácido pícrico

Figura 1. Microestrutura observada do esboço a $\frac{1}{4}$ da espessura em um dos locais de uma das amostras analisadas.

Foi realizada uma simulação da evolução microestrutural do aço analisado para as condições de processo industrial, através do software MicroSim. O resultado da simulação é mostrado na Figura 2. O modelo previu recristalização estática completa entre passes até o penúltimo passe de desbaste. Após o último passe (R10), o modelo previu recristalização parcial da microestrutura. O tamanho de grão médio calculado na saída do passe R10 foi 32,3 μm , que se compara muito bem ao valor medido, (35 \pm 2) μm . O modelo MicroSim calcula não somente o tamanho médio de grão, mas sua distribuição. Na Figura 3 é mostrada a comparação entre a distribuição prevista pelo modelo e a medida na amostra do esboço a $\frac{1}{4}$ da espessura. Há excelente concordância entre previsão e medição.

A distribuição do tamanho de grão depende da composição química do aço e dos parâmetros da escala de passe, portanto, ao final do desbaste poderá variar na faixa de 20 μm a 60 μm . Em estudo sobre a evolução microestrutural de aços CMn, o tamanho de grão medido foi próximo de 40 μm , ao final do desbaste [4]. No aço em estudo, com adições de microliga, o menor tamanho de grão obtido, entre 25 μm e 35 μm , pode ser atribuído ao efeito de restrição ao crescimento promovido por tais elementos.

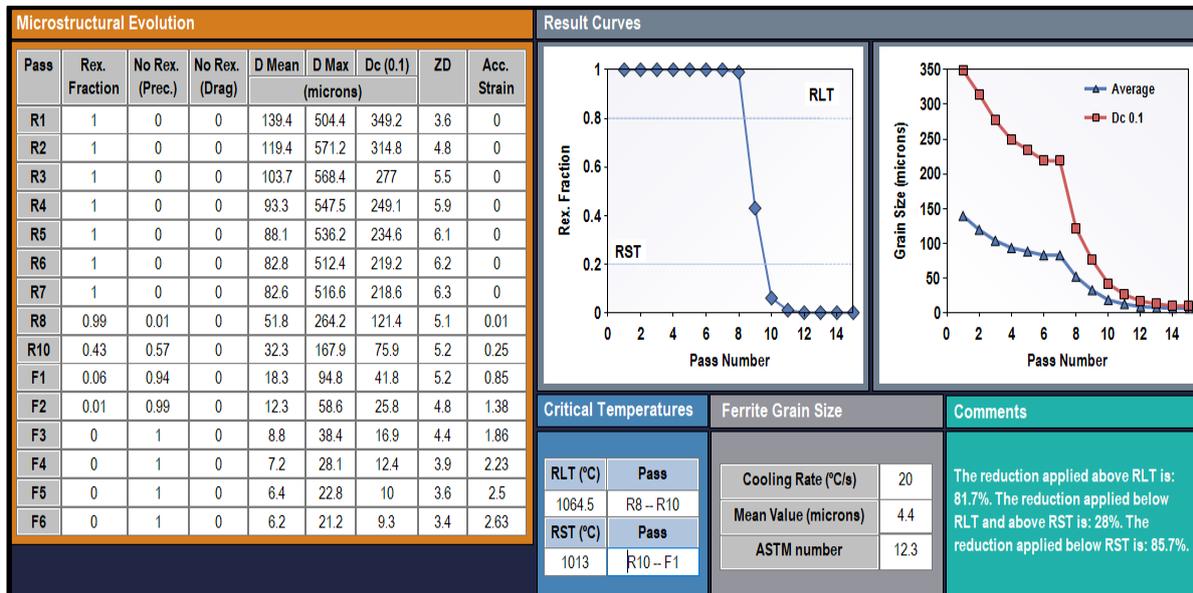


Figura 2. Resultado da simulação da evolução microestrutural com o MicroSim para o aço estudado.

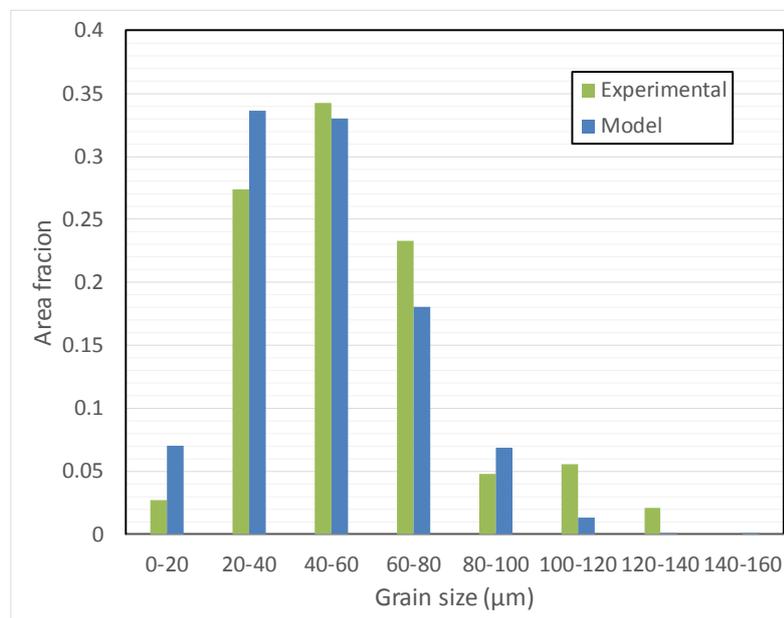


Figura 3. Distribuição de tamanho de grão austenítico previsto pelo modelo e determinado experimentalmente no esboço.

3.2 Efeito da escala de passes de acabamento na microestrutura

As duas escalas de passes na Tabela 1 foram aplicadas aos dois aços analisados. Portanto, foram quatro simulações diferentes. A escala de passes 2 possui reduções mais altas no acabamento, sendo aplicada na laminação de tiras com menores

espessuras. Na Figura 4 são mostradas as microestruturas obtidas nos CPs ensaiados e em comparação com a microestrutura de tiras industriais. Nos CPs de torção foi usado o ataque com ácido pícrico, pois não houve adequada revelação da microestrutura com nital 2%. A dureza média, obtida em 20 determinações na seção dos CPs da simulação por torção e em 40 determinações na amostra da tira industrial a $\frac{1}{4}$ da espessura, é apresentada nesta figura.

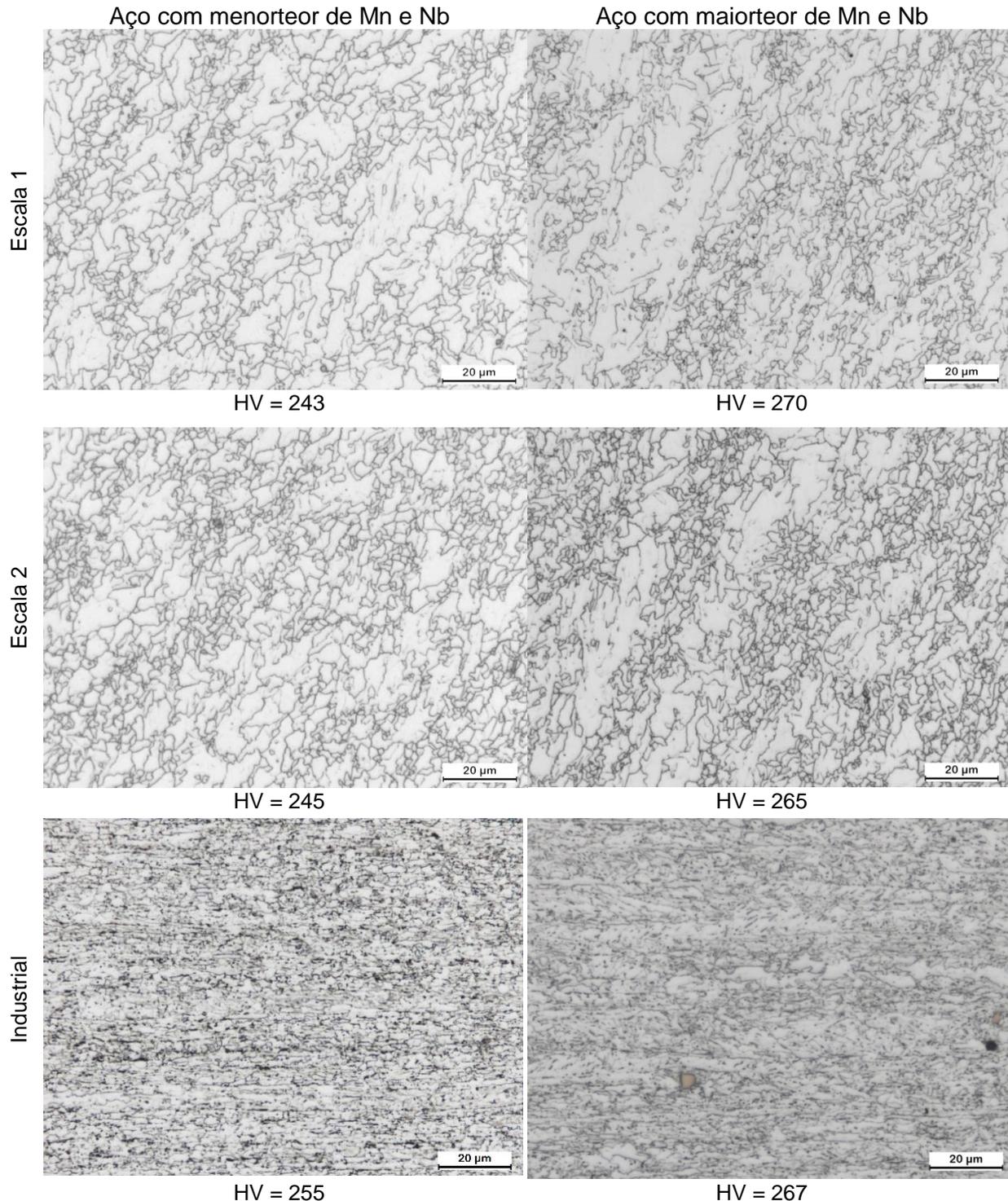


Figura 4. Microestruturas dos CPs após ensaios por torção usando as duas escalas da Tabela 1, e de tiras a $\frac{1}{4}$ da espessura após processamento industrial.

A microestrutura nos CPs de torção foi constituída basicamente de ferrita poligonal e ferrita quasi-poligonal, com algumas áreas mais grosseiras com aspecto mais bainítico. Nota-se que a direção do alinhamento microestrutural segue a orientação do escoamento plástico do material, a aproximadamente 45° do eixo longitudinal. No material industrial, a microestrutura pareceu mais refinada e com maior quantidade de bainita, embora as análises por EBSD, mostradas no item seguinte, não revelaram grande diferença. Não há variação significativa de dureza resultante da aplicação de diferentes escalas de passe no aço. Também, a dureza dos CPs de torção para o aço de mais alto Nb e Mn ficou próxima daquela obtida industrialmente, e apenas um pouco mais baixa para o aço de menor teor de Nb e Mn. Sabe-se que a dureza, que é diretamente relacionada ao limite de escoamento, está mais relacionada à composição química e à temperatura de bobinamento, do que à escala de passes. Portanto, os resultados foram como esperados.

3.3 Efeito da temperatura de bobinamento na microestrutura e nas propriedades mecânicas

Os valores de dureza da microestrutura obtida na simulação por torção são dados na Tabela 2. Dada uma composição química, os níveis de dureza são similares para ambos os ciclos termomecânicos (Escala de passe 1 e 2). Embora tenha havido uma considerável dispersão de valores longo do comprimento da seção dos CPs, nota-se uma tendência de significativa redução de dureza com o aumento de TB para o aço com mais alto teor de Mn e Nb. No aço com Mn e Nb mais baixo a queda significativa de dureza ocorreu para TB acima de 600°C, sendo que nesta temperatura os valores foram similares para os dois aços.

Tabela 2. Dureza HV em seções dos CPs da simulação por torção (20 determinações)

Processo	Baixo Mn,Nb		Alto Mn,Nb	
	Média	Desvio padrão	Média	Desvio padrão
Escala 1, TB = 550°C	243	11	270	11
Escala 2, TB = 550°C	245	17	265	9
Escala 1, TB = 600°C	247	9	246	12
Escala 1, TB = 620°C	197	22	234	18

Para esclarecer os mecanismos de endurecimento responsáveis pela variação de dureza com a TB, foram feitas análises da microestrutura por EBSD nos CPs da simulação (Tabela 2) e nas amostras de tira industrial. Como exemplo, são mostrados alguns resultados neste trabalho, focando no aço com mais alto Mn e Nb. Na Figura 5 são mostrados os mapas de microestrutura tomando como critério de tolerância o ângulo de 4°. Nota-se uma microestrutura muito refinada, com tamanho de grão abaixo de 3 µm, e um ligeiro crescimento com aumento da temperatura de bobinamento. Os mapas construídos para o critério de 15° de tolerância mostraram a mesma tendência.

Os mapas de desorientação cristalográfica (KAM) são mostrados na Figura 6, numa escala que vai de zero, na cor azul, a 2, na cor vermelha. O parâmetro KAM, que está relacionado à quantidade de defeitos na microestrutura, tende a diminuir com o aumento da TB, chegando ao valor de 0,52 para TB = 620°C, que é muito baixo, dentro dos limites de detecção do equipamento. Isto significa que a contribuição ao endurecimento deste aço por deslocamentos e subestrutura não é significativa nesta TB. Seguindo essa tendência, os mapas de contorno de grão realizados mostraram

que a quantidade de contorno de grão de baixo ângulo diminuiu com o aumento da TB.

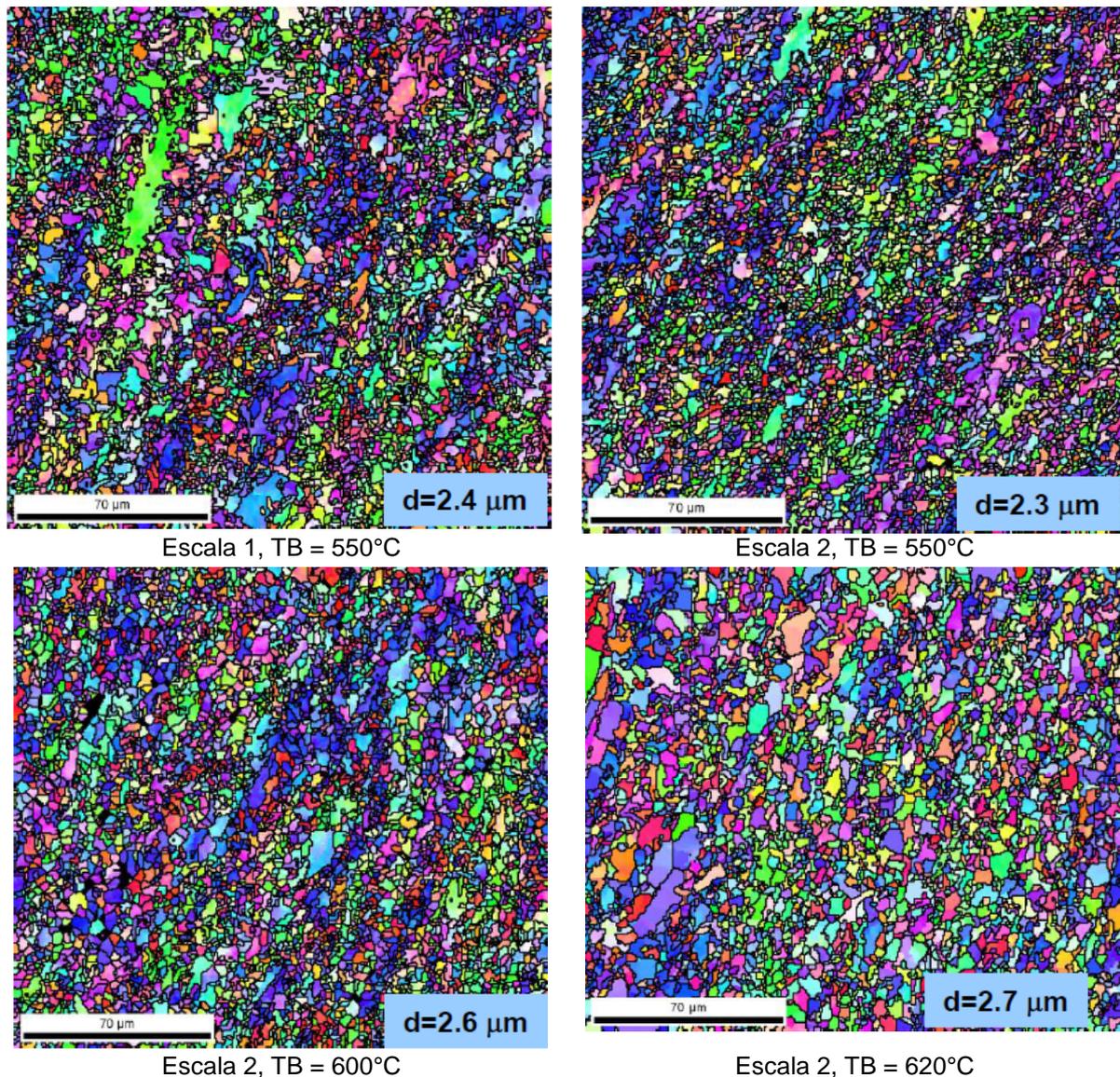


Figura 5. Mapas de microestrutura para o critério de 4° de tolerância, aço com mais alto Mn e Nb, em CP da simulação da laminação a quente.

Em condições similares de deformação, por simulação e no processo industrial, a dureza resultante foi muito próxima. As análises por EBSD mostraram que o tamanho médio de grão foi também muito próximo, usando os critérios tanto de baixo quanto de alto ângulo, Figura 7. Porém, o grau de encruamento dos grãos e a quantidade de contornos de baixo ângulo foram maiores no aço industrial que na simulação. Também o parâmetro KAM foi maior no aço industrial, indicando maior quantidade de defeitos na microestrutura.

Baseando-se nos resultados de EBSD foi realizada uma análise dos mecanismos de endurecimento que contribuíram para o limite de escoamento (LE) dos aços, comparando-se os CPs de simulação com as amostras do processo industrial. Uma vez que não há possibilidade de determinação do LE nos CPs de torção, seu valor foi estimado pela equação (1), relacionando LE com dureza HV, obtida no CEIT considerando vários aços laminados a quente na Usiminas.

$$LE = 3,1515HV - 87,3 \quad (r^2 = 0,99; n = 6) \quad (1)$$

Nos aços microligados, o LE pode ser estimado pela combinação de mecanismos considerados na equação (2), sendo σ_{ss} a contribuição por solução sólida, σ_{gs} , pelo tamanho de grão, σ_p , pela densidade de deslocações e σ_{ppt} , pela quantidade de precipitados finos. Essas parcelas foram calculadas utilizando-se informações de literatura e aplicando-se os resultados de EBSD. A contribuição σ_{ppt} , de difícil cálculo fundamental, foi estimada pela diferença do LE medido pela soma das demais contribuições.

$$LE = \sigma_{ss} + \sigma_{gs} + \sigma_p + \sigma_{ppt} \quad (2)$$

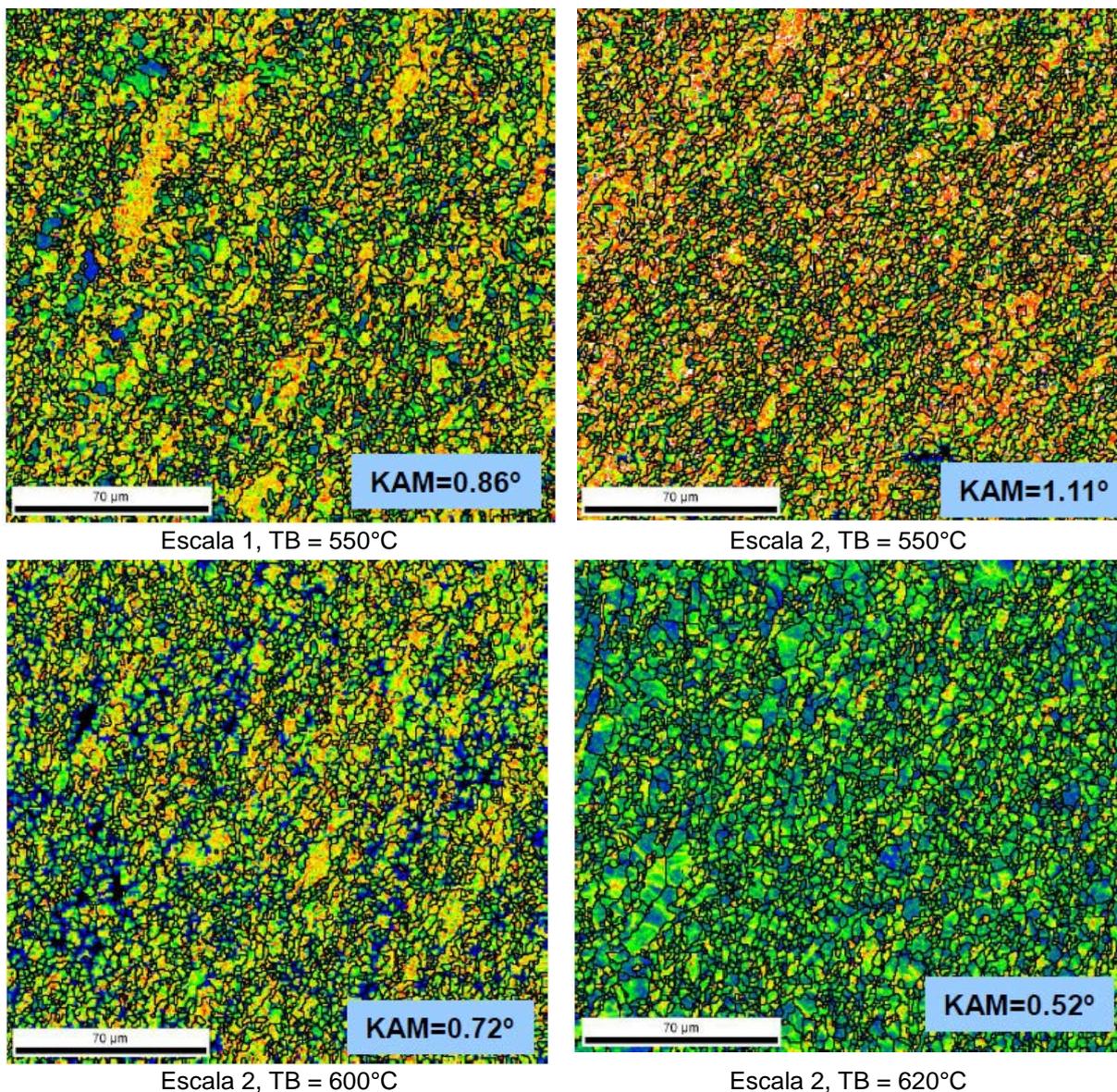
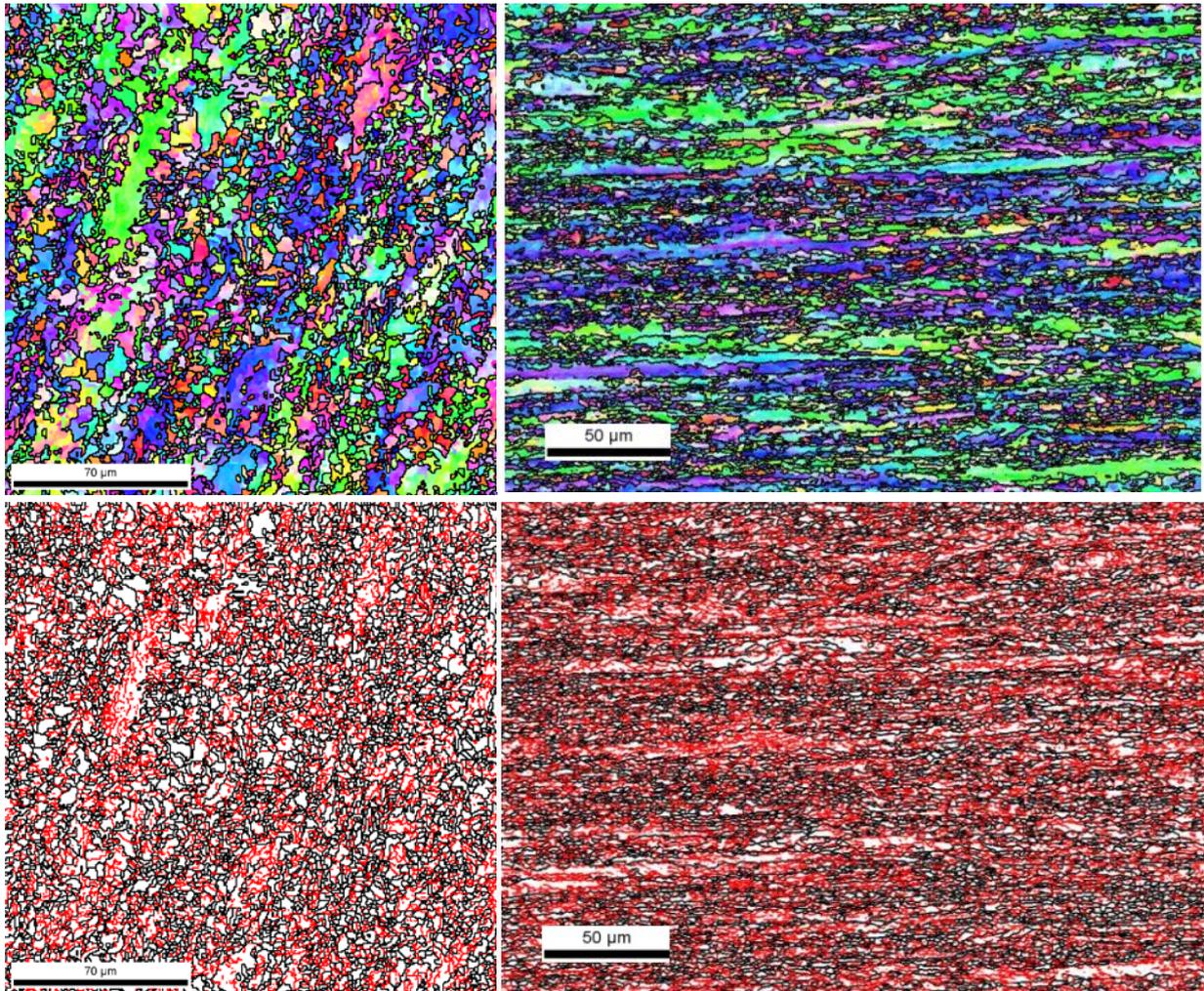


Figura 6. Mapas de desorientação cristalográfica dos CPs da simulação da laminação a quente do aço com mais alto Mn e Nb.



Escala 1, TB = 550°C: 270 HV;
D(4°) = 2,4 μm; D(15°) = 2,9 μm

Processo industrial: 267 HV; D(4°) = 2,3 μm;
D(15°) = 3,1 μm

Figura 7. Comparação dos resultados de EBSD entre o material simulado por torção e o processado industrial, em condições similares de processo, para o aço com mais alto Mn e Nb.

Na Figura 8 são mostrados os gráficos obtidos. A maior contribuição para o endurecimento provém do endurecimento por tamanho de grão, em função da microestrutura altamente refinada. O endurecimento por precipitação, que é principalmente TiC, representa o segundo fator mais importante. Entre as condições de análise para cada aço, esta contribuição é menor quando o bobinamento foi a 620°C, sendo maximizada a 600°C para o aço de mais baixo Mn e Nb, e a 550°C para o aço de mais alto Mn e Nb. Neste, à medida que se aumenta a TB, diminuem as contribuições ao endurecimento por tamanho de grão, por deslocação e por precipitação. No aço com mais baixo Mn e Nb, a contribuição por precipitação foi máxima a 600°C, compensando a perda por densidade de deslocações de 550°C para 600°C. Ressalta-se que o CP ensaiado a 620°C apresentou significativa heterogeneidade microestrutural, o que dificulta conclusão definitiva. Nesse cenário, a possibilidade de ter havido precipitação de TiC mais pronunciada em temperaturas abaixo de 600°C poderia ser justificado pela adição de Cr, deslocando para baixo a faixa de temperatura de máxima precipitação.

Para confirmar ou não esta possibilidade, avaliações dos precipitados por técnicas de microscopia de transmissão precisariam ser feitas. Uma forma indireta usada neste trabalho foi o revenimento dos aços e a verificação das propriedades de

tração. Na Figura 9 são mostrados os gráficos do limite de escoamento (LE) e do limite de resistência (LR) em função do tempo de revenimento para as várias temperaturas de tratamento. Nota-se que o LE aumenta de forma significativa com o tempo de tratamento, em relação à condição como laminado, nos 20 min iniciais de tratamento, praticamente se estabilizando com o tempo a partir daí. Na temperatura de 650°C há estabilização completa. O ganho de LE também aumenta com a temperatura de revenimento, notadamente de 550°C para 600°C. O LR, por sua vez, é menos sensível à variação da temperatura de tratamento.

Esse resultado indica ocorrência de precipitação adicional, basicamente de TiC, durante o revenimento, pois é o único mecanismo de endurecimento que poderia contribuir nesse sentido. Assim, quantidade significativa de Ti em solução sólida estaria presente no aço após o bobinamento, ou seja, do Ti adicionado ao aço somente parte foi efetiva para endurecimento. Portanto, condições de otimização de suas propriedades mecânicas passam pelo ajuste da composição química e das condições de resfriamento.

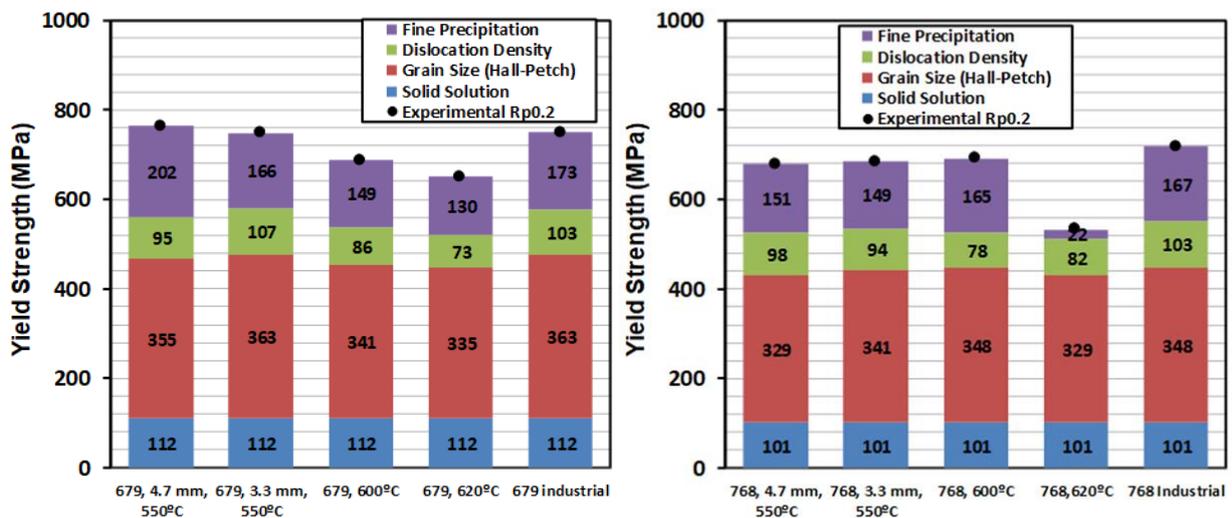


Figura 8 Contribuição dos mecanismos de endurecimento para o LE dos aços com mais alto Mn e Nb, à esquerda e mais baixo Mn e Nb, à direita, em diversas condições de simulação e no processo industrial.

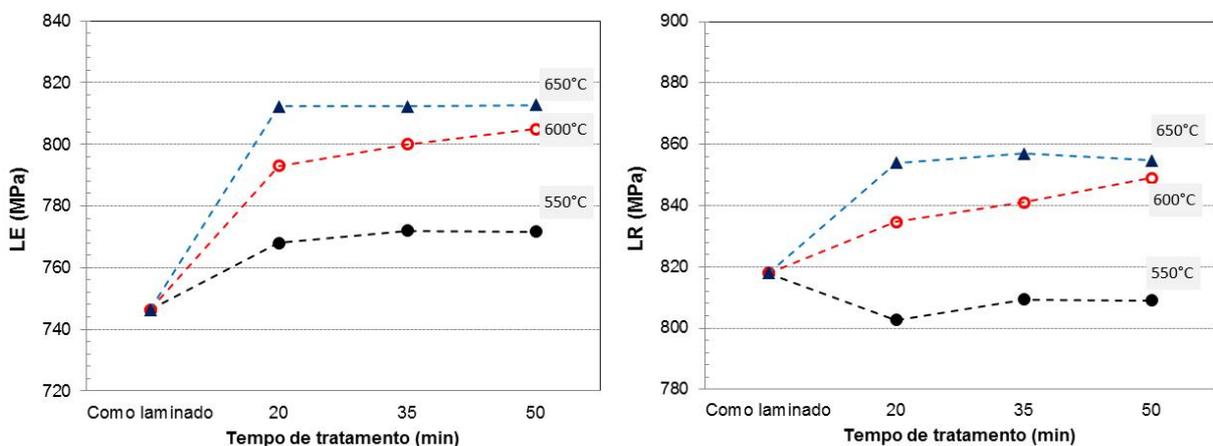


Figura 9 Variação do LE e do LR com o tempo e a temperatura de tratamento de revenimento para o aço baixo de mais baixo Mn e Nb.

4 CONCLUSÃO

Na laminação de desbaste do aço microligado de 700 MPa de limite de escoamento mínimo, desse estudo, ocorre completa recristalização estática entre passes até o penúltimo passe. Encruamento parcial de grãos, mais acentuadamente nas bordas do esboço laminado, ocorre no último passe. Na maior parte da seção do esboço, a microestrutura é austenítica com tamanho de grão médio entre 25 μm e 32 μm , dependendo da escala de passes usada.

O modelo de previsão microestrutural MicroSim previu satisfatoriamente a distribuição de tamanho de grão austenítico ao final da laminação de desbaste.

Não houve diferença significativa na microestrutura e nem na dureza obtida em CPs submetidos à simulação da laminação a quente por torção, para uma dada composição química, com a aplicação de duas diferentes escalas de passes, sendo uma com maiores reduções. Dentro das condições estudadas, a microestrutura e as propriedades finais do aço dependem da composição química e da temperatura de bobinamento, primordialmente.

O aço de 700 MPa produzido pela Usiminas possui microestrutura muito refinada, com tamanho de grão médio em torno de 3 μm , o que contribui com a maior parcela do endurecimento do aço. A microestrutura bainítica, com considerável quantidade de deslocações e grãos com contorno de baixo ângulo, juntamente com a precipitação de TiC, completam o efeito de endurecimento.

Foi verificado que, nos aços estudados, temperaturas de bobinamento em torno de 620°C resultam em menor LE do aço quando comparada com a de 550°C. Uma vez que os resultados dos ensaios de revenimento mostraram que o potencial de endurecimento por precipitação seja maior em temperaturas entre 600°C e 650°C, é provável que o efeito da formação de maior quantidade de bainita, com maior densidade de deslocações que a ferrita, em temperatura de bobinamento mais baixa suplante o efeito da menor precipitação, de forma que o LE seja maximizado a 550°C.

AGRADECIMENTOS

Agradecemos à equipe do CEIT/IK4, aqui representada por Beatriz López e Beatriz Pereda, pela realização da maior parte das análises, à CBMM, em nome de Marcelo Rebellato, pelo suporte financeiro para as análises, e à Douglas Stalheim, consultor, pelas frutíferas discussões.

REFERÊNCIAS

- 1 Stalheim, DG. Metallurgical and process strategy for the production of 700 MPa hot rolled structural steel coil, p.745-756. In: 72nd ABM Annual Congress, São Paulo, 2017.
- 2 Avelar Junior, AR. Influência das condições de laminação a quente nas propriedades mecânicas de um aço ARBL da classe 700 MPa de limite de escoamento, Dissertação de mestrado, UFMG, 65p, agosto/2013.
- 3 ChenCY, Yang JR, Chen CC, Chen, SF. Microstructural characterization and strengthening behavior of nanometer sized carbides in Ti-Mo microalloyed steels during continuous cooling process. Materials Characterization, 2016, 114:18-29.
- 4 Santos AA, Melo TM, Alé RM. Mathematical modelling of austenite conditioning during hot strip rolling at Usiminas. In: Materials Science and Technology Conf., ISS/TMS, 2003, Chicago, p. 221-230.