

ANÁLISE COMPARATIVA DA RESISTÊNCIA À DEFORMAÇÃO A QUENTE DE AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA EM CONDIÇÕES INDUSTRIAIS*

Jônatas Venancio Barbosa¹
Cristóvão Nery Giacomin²
Antônio Adel dos Santos³
Geraldo Arruda Maia⁴

Resumo

Em função do vasto portfólio de produtos da Usiminas, o controle do processo de conformação a quente de aços de várias resistências à deformação se tornou um desafio. Nesse sentido foram analisados dados industriais de um grupo de aços microligados de alta resistência produzidos na linha de laminação de tiras a quente (LTQ) da usina de Ipatinga. A tensão média de escoamento foi calculada a partir das cargas de laminação utilizando o modelo de Sims. Através de uma análise comparativa de resistência a quente foi proposto um novo agrupamento dos aços, que foi validado utilizando um simulador *offline* para análise de capacidade de laminação. Assim, foi possível estabelecer novos e mais precisos limites dimensionais de fabricação, aprimorando a qualidade dos produtos produzidos e o atendimento dos requisitos e anseios do mercado e clientes. Adicionalmente, foram gerados subsídios para melhoria do modelo matemático de controle do laminador de acabamento e para o desenvolvimento de novos produtos.

Palavras-chave: Resistência à deformação a quente, Modelo matemático, Aços de alta resistência, Recristalização, Capacidade de laminação.

COMPARATIVE ANALYSIS OF HOT DEFORMATION RESISTANCE OF HIGH STRENGTH STEELS IN INDUSTRIAL CONDITIONS

Abstract

Due to the great variety of Usiminas products, the process control for hot rolling of several steels with varying deformation resistance has become a challenge. In this sense it was analyzed industrial data of a group of high strength microalloyed steels produced in the Hot Strip Mill of Usiminas' Ipatinga site. The mean flow stress was calculated in function of rolling loads using the Sims model. Through comparative analyses of hot deformation resistance, it was proposed a new material grouping. The results were validated using a hot rolling *offline* simulator for rolling capacity analysis. From this study it was possible to establish new and more accurate dimensional limits for manufacturing, improving the product's quality, and achieving the fulfillment of customer's requirements and the market demands.

Keywords: Hot deformation resistance, Mathematical model, High strength steels, Recrystallization, Rolling capacity.

¹ Engenheiro Metalurgista, Mestrando em Metalurgia Física, CQE/ASQ, Eng. Produção Pleno, Gerência Técnica de Laminações, Usiminas, Ipatinga, MG.

² Analista de Sistemas, MBA/FGV, Analista de Processos Pleno, Gerência Técnica de Laminações, Usiminas, Ipatinga, MG.

³ Engenheiro Metalurgista, DSc, CQE/ASQ, Pesquisador Especialista Sênior, Centro de Pesquisa, Usiminas, Ipatinga, MG, Brasil.

⁴ Engenheiro Metalurgista, CQE/ASQ, MBA/FGV; Gerência Geral de Laminação a Quente; Usiminas, Ipatinga, MG.

1 INTRODUÇÃO

Em sintonia com as tendências do mercado, aços avançados têm sido desenvolvidos pela Usiminas, a partir de sua vocação histórica nesse sentido. Um amplo portfólio de aços atualmente produzidos agrega valor a diversos segmentos estratégicos da economia, tais como automotivo, agrícola, naval, óleo e gás [1]. No que se refere a aços produzidos na linha de tiras a quente, nas últimas décadas destacam-se os desenvolvimentos dos aços avançados de alta resistência, como aços Dual Phase e TRIP, e mais recentemente aços da classe de 900 MPa de limite de escoamento como laminado a quente [2].

Estes novos aços possuem, em geral, características inicialmente desconhecidas de deformação a quente, devido a seus projetos não tradicionais de composição química. Desta forma, esforços para o aumento do conhecimento sobre a resistência à deformação a quente e os fenômenos metalúrgicos que ocorrem durante a laminação destes aços são essenciais para a estabilidade do processo e obtenção dos requisitos de qualidade dos produtos.

Os elementos microligantes, normalmente presentes nesses aços, possuem vários efeitos na evolução da microestrutura que ocorre durante a laminação a quente. Os maiores efeitos estão associados à modificação do tamanho de grão austenítico inicial, ao endurecimento por solução sólida e retardo do processo de recristalização [3]. Este último efeito pode ocorrer pelo fenômeno de ancoramento do contorno de grão pelo soluto ou pela formação de precipitados. Por esse motivo, pode ocorrer acúmulo de deformação e encruamento da austenita principalmente nos passes de acabamento. Entre os microligantes, o nióbio possui maior influência na recristalização, exercendo maior retardo deste processo, conforme Figura 1 [4].

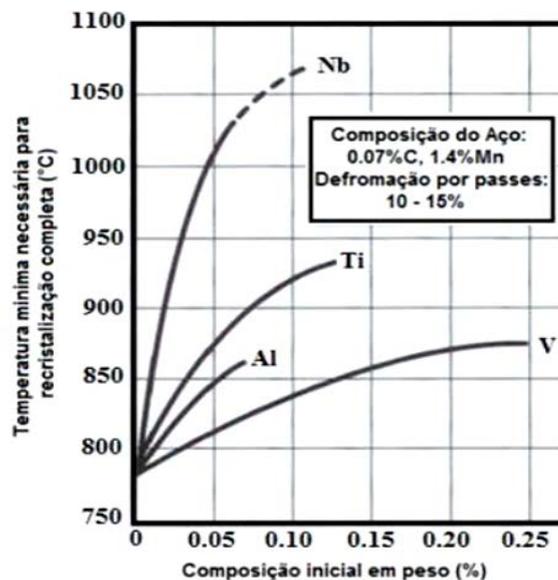


Figura 1. Efeito de elementos microligantes na temperatura de não recristalização de um aço com 0,07% C e 1,4% Mn [4].

Um aspecto importante a ser avaliado no processo de laminação a quente é o comportamento da tensão média de escoamento (TME) em função do inverso da temperatura ($1/T$) de deformação, conforme ilustrado na Figura 2. Considerando somente o efeito da temperatura, o gráfico de TME em função de $1/T$ será aproximadamente linear, com baixa inclinação. Nesta fase, ocorre recristalização estática completa entre as deformações, e sua classificação, conforme a literatura,

[4], é chamada Tipo I. Na faixa de temperatura que ocorre recristalização parcial, cujo comportamento é chamado Tipo III, o mecanismo adicional de encruamento eleva a inclinação da curva. Nesta etapa podem ocorrer também recristalização dinâmica e/ou metadinâmica. Quando cessa toda recristalização, o aço é encruado mais fortemente pelo acúmulo de deformação e a inclinação da reta se torna mais íngreme, caracterizando o comportamento Tipo II. [4]. A ocorrência ou não de cada comportamento e sua extensão dependem do projeto de liga de cada aço.

Stalheim [4] observa que a transição entre a região de recristalização para a região de não recristalização não é abrupta, definida em uma única temperatura, mas sim gradual, como mostrado na Figura 2. Dessa forma, duas outras temperaturas são definidas para delimitar essa região de transição: RLT (*recrystallization low temperature*) e RST (*recrystallization stop temperature*). A primeira refere-se à temperatura mais baixa que acontece a recristalização completa durante a laminação. A RST é a temperatura mais alta na qual a recristalização é completamente ausente. A região intermediária entre essas representa a região onde ocorre recristalização parcial.

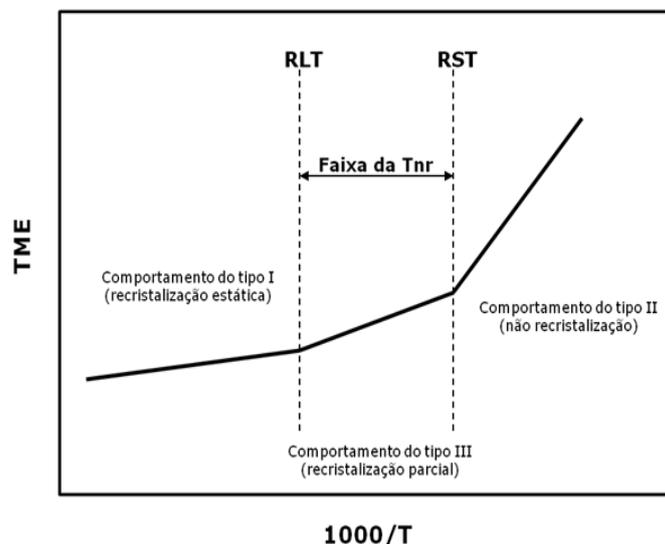


Figura 2. Faixa de transição entre a região de recristalização e a região de não recristalização [4].

Usualmente, materiais com características similares de resistência à deformação a quente são agrupados, para tratativa pelos cálculos do modelo matemático de controle do laminador e para considerações em relação à capacidade de laminação. A qualidade deste agrupamento pode influenciar o aprendizado do modelo, a estabilidade do processo e o atendimento aos parâmetros de qualidade do produto final.

Os vários aços desenvolvidos nos últimos anos na Usiminas motivaram uma análise detalhada do comportamento da sua resistência à deformação a quente durante os passes de laminação de acabamento, visando reavaliar o agrupamento atual e redefinir os limites dimensionais de capacidade de produção.

2 DESENVOLVIMENTO

2.1 Materiais e Métodos

O sistema de controle do laminador do LTQ separa os aços em grupos. Para este estudo os aços escolhidos pertencem ao grupo de aços microligados de alta resistência. A Tabela 1 lista os aços estudados e a composição química correspondente. Na verdade, cada aço representado na tabela se refere a uma faixa de composição química, sendo exibido o valor médio da faixa. A presença de outros elementos microligantes também é indicada na tabela.

Tabela 1. Composição química dos aços de alta resistência investigados, % em massa

Aço	C	Mn	Si	Nb	Ti	N	Al	P	S	Outros
HSLA1	0,10	1,50	0,050	0,045	0,060	0,0045	0,045	0,019	0,003	Cr
HSLA2	0,10	1,90	0,215	0,011	0,025	0,0042	0,050	0,017	0,003	Cr, Mo, B
HSLA3	0,12	1,80	0,020	0,015	0,002	0,0045	0,042	0,019	0,004	Cr, Mo
HSLA4	0,17	0,75	0,015	0,001	0,036	0,0040	0,062	0,015	0,010	-

Os dados industriais foram coletados referentes a seis meses de produção deste grupo no LTQ de Ipatinga, sendo aproximadamente 1600 bobinas analisadas. Os dados utilizados para análise de cada bobina foram: diâmetro dos cilindros de trabalho, largura da bobina, força de laminação, composição química, espessura de entrada e de saída de cada cadeira, deformação, taxa de deformação, e temperatura de deformação. Alguns dados foram gerados pelo cálculo do modelo matemático de controle do laminador.

A TME foi calculada pelo modelo de Sims, conforme equação 1. O fator geométrico Q e raio do cilindro deformado R' foram calculados conforme formulações usadas por Siciliano [5]. Foram agrupados os valores médios de TME em faixas de temperatura e por tipo de aço, possibilitando uma análise comparativa de toda a população. Baseado nestes resultados foi proposto um novo agrupamento de famílias de aço por similaridade de resistência à deformação a quente ao longo das cadeiras do laminador.

$$TME = \frac{P}{\frac{2}{\sqrt{3}}W[R'(H-h)]^{1/2}Q} \quad (1)$$

Onde TME = tensão média de escoamento

P = força de Laminação

W = largura do laminado

R' = raio deformado do cilindro de trabalho

H = espessura de entrada

h = espessura de saída

Q = fator geométrico.

Devido à variação dos dimensionais das bobinas avaliadas, e ao fato das reduções serem aplicadas em diversas deformações e taxas de deformações ao longo das cadeiras, os dados foram “normalizados” [5] para uma deformação de 0,4 e taxa de deformação de 50 s⁻¹.

Visando à validação dos novos agrupamentos e definição dos limites de dimensões possíveis de se produzir no laminador do LTQ de Ipatinga, foi utilizado um simulador

offline de capacidade de laminação [6]. Esta ferramenta é capaz de calcular variáveis como força, torque e potência dos motores, determinadas com base no histórico de processamento e características metalúrgicas do material e comparar com os valores máximos suportados pelo equipamento, conforme exemplo mostrado na Figura 3. Assim foram definidos os limites de dimensões de fabricação para cada grupo, gerando-se curvas de largura máxima versus espessura dos produtos. Foram utilizadas as mesmas temperaturas de processo e dimensões de placa durante as simulações.

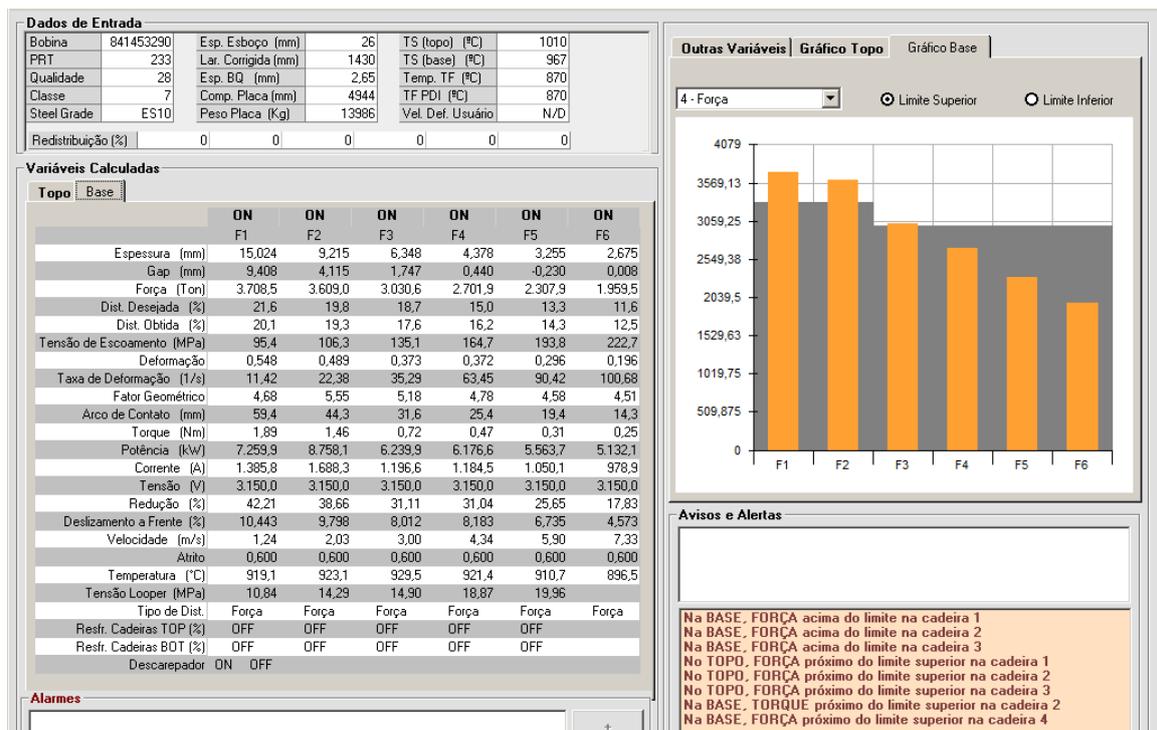


Figura 3. Tela de resultados do simulador de capacidade de laminação do LTQ.

2.2 Resultados e Discussões

A Figura 4 mostra as curvas de TME versus $1000/T$ dos aços do grupo estudado. Ressalta-se que a TME analisada neste trabalho não representa o valor real experimentado pelo aço durante sua laminação, mas é um valor indicativo, devido à normalização feita. Assim, a curva de TME deve ser analisada de forma comparativa para entender o comportamento metalúrgico e o efeito da composição química dos aços.

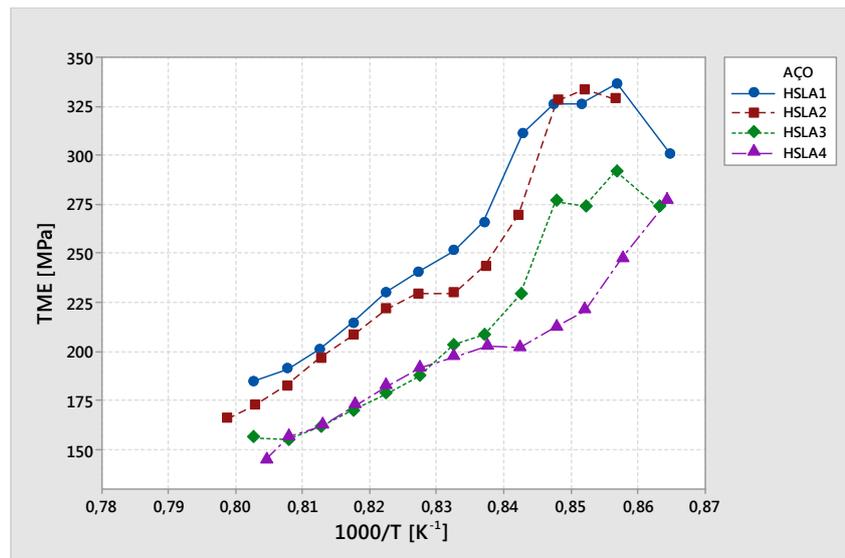


Figura 4. Curvas de TME do grupo de aços microligados de alta resistência em função do inverso da temperatura.

Observa-se que, exceto para o aço HSLA4, a partir da temperatura de aproximadamente 920°C (0,84 na abscissa) ocorreu uma mudança na inclinação da curva. Este comportamento é característico de recristalização do Tipo II [4], ou seja, a partir desta temperatura, provavelmente encerra-se o processo de recristalização parcial e inicia-se o encruamento completo da microestrutura, implicando em elevação abrupta da resistência à deformação. Esta região ocorreu em média na região da cadeira 5 para a 6, no laminador de acabamento, como indica o gráfico com os mesmos dados de TME, desta vez em função da cadeira, Figura 5.

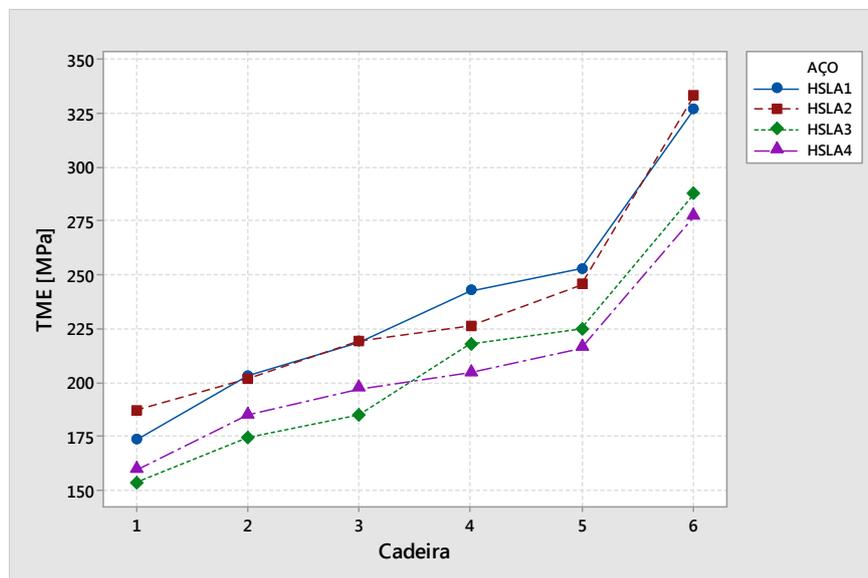


Figura 5. Curvas de TME dos aços em função da cadeira de laminação de acabamento.

Para melhor entendimento dos fenômenos de amaciamento/encruamento presentes durante todo processo de laminação, foi necessário avaliar a evolução da TME desde o primeiro passe do desbaste até a cadeira 6 do laminador de acabamento, conforme exemplo da Figura 6 para o aço HSLA2. Observa-se na etapa de desbaste (R1 a R8) uma tensão de escoamento quase constante, indicando que esta etapa do processo fornece tempo e temperatura necessários para ocorrência de

recristalização estática, com 100% da austenita recristalizada (comportamento tipo I). Logo após, nas cadeiras 1 a 5, o comportamento foi de recristalização parcial (tipo III), uma vez que se observa uma modificação na inclinação da curva. Nesta etapa geralmente ocorre recristalização dinâmica coexistindo com encruamento do material, mistura de comportamentos tipo I e tipo II [4]. Finalmente na cadeira 6 ocorre uma elevação abrupta da TME, comportamento tipo II.

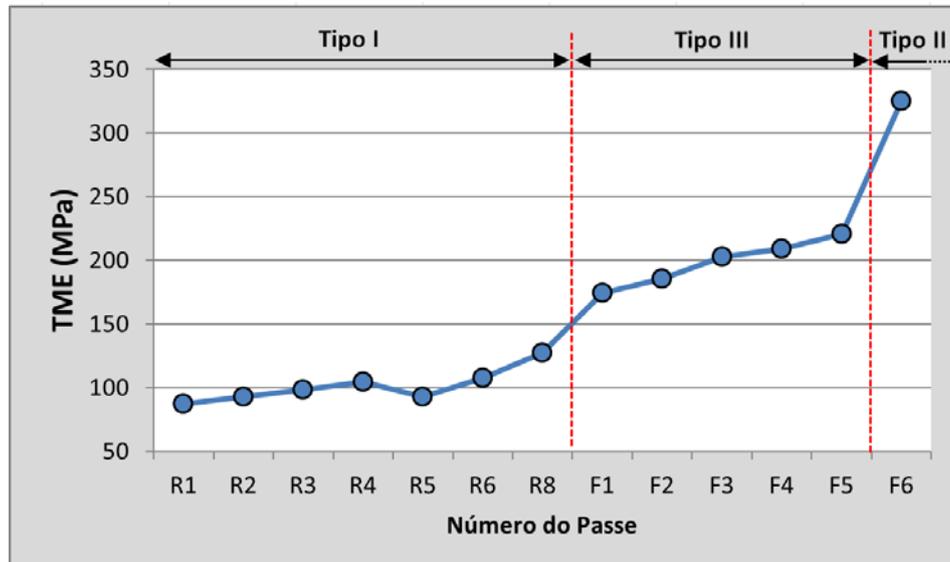


Figura 6. TME em função dos passes de laminação no LTQ para o aço HSLA2 e a classificação dos referentes comportamentos de recristalização.

Os aços HSLA1 e HSLA2 apresentaram maior resistência à deformação em todas as temperaturas analisadas, mesmo na região de recristalização parcial, entre 980°C e 920°C, Figura 7. Estes aços são microligados ao Nb e Ti, com adição de Cr, e Mo no HSLA2, possuindo potencial de endurecimento a quente tanto por precipitação e arraste de soluto quanto por solução sólida. O titânio demonstrou efeito secundário na resistência à deformação, uma vez que o aço HSLA4 possui teor relativamente elevado deste elemento (0,036%), e menores valores de tensão de escoamento calculada no grupo. Provavelmente, para os teores de titânio e nitrogênio dos aços analisados, este resultado está associado à formação de precipitados cúbicos de nitreto de titânio durante o estado líquido, que, pelo seu tamanho, não são efetivos para restringir a recristalização [3]. Os elementos Cr e Mo, por sua vez, não são elementos considerados inibidores de recristalização, apesar de possuírem efeito na cinética, atrasando o amaciamento destes aços [5,7].

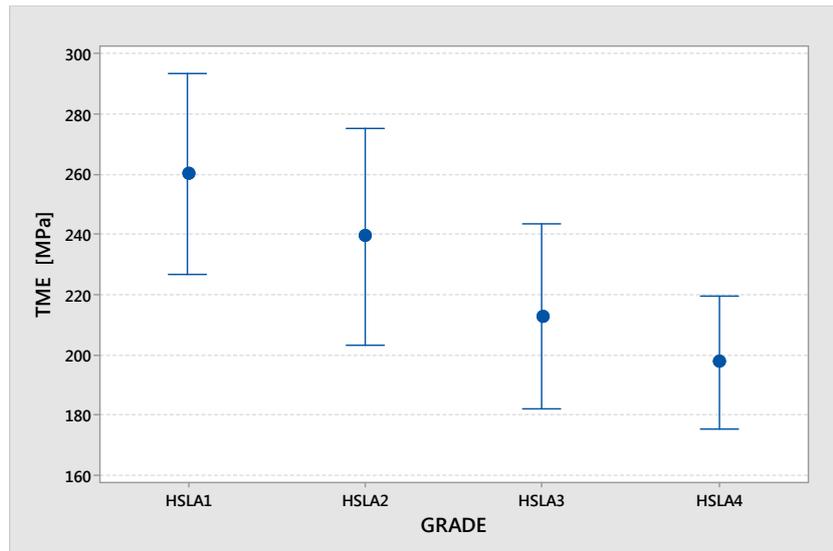


Figura 7. Distribuição dos valores de TME do grupo de aços microligados de alta resistência, na faixa de temperatura estudada de 880 a 980°C.

Ao se comparar as composições químicas de cada aço com suas curvas de TME (Figura 4), observa-se o papel predominante do elemento microligante nióbio na resistência à deformação a quente. Este elemento é o principal responsável por retardar os mecanismos de amaciamento na deformação a quente, o que pode explicar o comportamento diferenciado da curva de TME do aço HSLA4, sem adição de Nb, que passou a apresentar o comportamento Tipo II somente abaixo de aproximadamente 890°C (0,858 na abscissa). Por outro lado, os outros três aços evidenciaram atraso da recristalização, incorrendo em recristalização parcial, em temperatura mais alta, próximo de 920°C. Isso indica que a faixa de temperatura de não recristalização, entre RLT e RST, é elevada com o aumento do teor de Nb, estando de acordo com a informação da Figura 1. Adicionalmente, percebe-se nas Figuras 4 e 5 que a inclinação da curva de TME é similar para todos os aços, ou seja, a taxa de encruamento dos aços está dependendo basicamente do fenômeno de recristalização, e não da composição química. Esta, por sua vez, determina o nível da curva.

Um aspecto importante a ser analisado no comportamento das curvas da Figura 4 é a tendência de estabilização, ou mesmo queda da TME, para três aços em temperatura abaixo de 900°C (aproximadamente 0,85 na abscissa), o que ocorre na cadeira 6. Porém, quando se considera a média de TME de todas as bobinas, Figuras 5 e 6, ou cada bobina individualmente, Figura 8, a queda não é observada, pois a TME na cadeira 6 é sempre maior que na cadeira anterior. O que ocorre é que a elevação da TME da cadeira 5 para a 6 depende da temperatura na cadeira 6, sendo menor para temperaturas mais baixas. Assim, quando são observados os valores de TME em função da temperatura com todos os dados de bobinas, nota-se a tendência de queda na cadeira 6. Para explicar essa tendência, dois fenômenos de amaciamento podem ser considerados: início da transformação da austenita para ferrita ou ocorrência de recristalização dinâmica. Um estudo específico seria necessário para investigar esta questão, ficando como sugestão de outro trabalho.

Os valores de TME calculados em função da cadeira de laminação para o aço HSLA4, incluindo sua dispersão, são mostrados na Figura 8. Da cadeira 1 à 5 os dados indicam claramente uma tendência de crescimento linear da TME, em acordo com as Figuras 4, 5 e 6, sugerindo o comportamento tipo III de recristalização

parcial. Nota-se que parte dos dados da cadeia 6 estão alinhados com os demais das cadeiras anteriores, sugerindo que, para as bobinas laminadas nestas condições, houve recristalização parcial em todas as cadeiras. Entretanto, em parte dos casos houve um crescimento abrupto da TME nessa cadeia, superando 300 MPa, o que caracteriza um comportamento de encruamento, ou recristalização tipo II. Esta oscilação de comportamento de recristalização em um mesmo aço na cadeia 6 é prejudicial para o controle do laminador, pois tal fenômeno não está modelado, perturbando o aprendizado do sistema. Este fenômeno necessita de estudos futuros com maior aprofundamento, separando as populações em diferentes tipos de aço, ou modelando o fenômeno de recristalização.

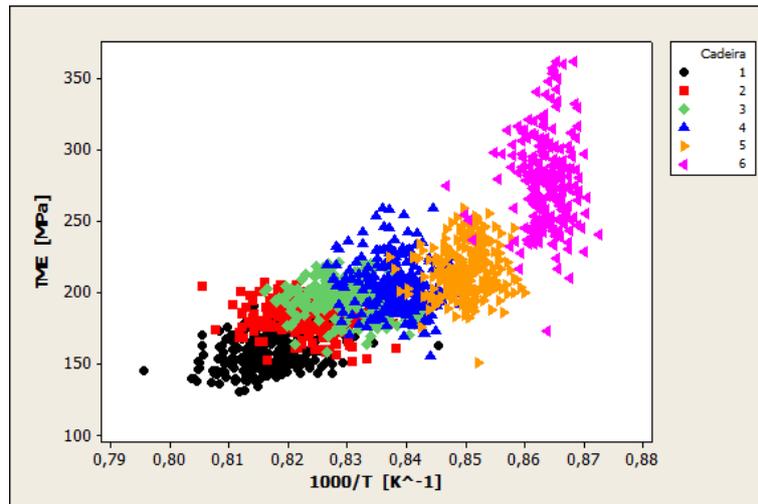


Figura 8. Resultados de TME para o aço HSLA4 em função da temperatura e cadeia de laminação.

Uma vez que as curvas de TME mostraram considerável diferença de comportamento no laminador entre os aços do grupo, na faixa de temperatura analisada, fez-se a análise das curvas de capacidade de laminação específicas para cada aço. O objetivo foi verificar se, pela simulação, as curvas de capacidade de laminação seguiam a mesma tendência das curvas de TME. Assim, foram realizadas simulações da capacidade de laminação desses aços. Os resultados de largura máxima calculada em função da espessura visada para cada aço são exibidos na Figura 9.

As curvas de capacidade de laminação mostraram que, para uma mesma espessura visada de bobina, os valores de largura máxima possíveis para os aços HSLA1 e 2 são menores em relação aos aços HSLA3 e 4. Isto ocorre devido à diferença de resistência à deformação entre estes dois subgrupos, exigindo maiores cargas de laminação e potência dos motores do laminador para os aços HSLA1 e 2. Desta forma, foi evidenciada uma compatibilidade entre as análises de TME e a capacidade de laminação. Deve ser ressaltado que o cálculo da resistência à deformação e da carga de laminação no simulador não usam o modelo de Sims.

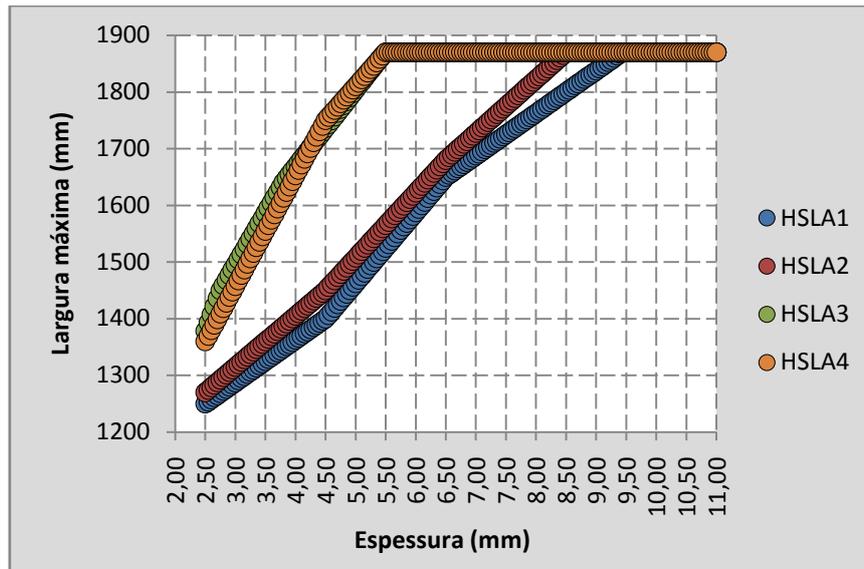


Figura 9. Curvas de capacidade de laminação para os aços microligados de alta resistência.

Devido ao comportamento diferenciado de resistência à deformação e à similaridade de curvas de capacidade de laminação obtidas, os aços HSLA1 e 2 foram separados do agrupamento, criando-se um novo grupo de aços avançados de alta resistência. Assim, foi possível melhorar a qualidade de agrupamento dos aços, e considerar uma curva de capacidade de laminação mais realista para cada grupo. As curvas de capacidade de laminação são fundamentais para definição dos limites de dimensões produzíveis, sendo então crucial a utilização ótima deste parâmetro, para maximizar o atendimento de pedidos e para garantir a estabilidade operacional do processo. Esta análise foi realizada para os demais grupos de aços existentes no modelo matemático do laminador, possibilitando assim uma classificação mais realista de materiais com características similares em relação a todos os aços produzidos atualmente na linha de tiras a quente.

3 CONCLUSÃO

A análise do comportamento da TME em função da temperatura e da cadeira de laminação, em aços microligados de alta resistência, indicou a ocorrência de recristalização parcial, chamada Tipo III, nas cinco primeiras cadeiras e, eventualmente, na sexta cadeira. Na maioria dos casos, nesta cadeira, houve indício que a recristalização tenha cessado totalmente, tornando a inclinação da curva íngreme.

No aço sem adição de Nb, a inibição da recristalização ocorreu em temperatura mais baixa, em cadeira posterior do trem acabador. Na faixa de recristalização parcial, a inclinação de todas as curvas é similar, indicando que a taxa de encruamento depende da quantidade não recristalizada, independente da composição química do aço. Portanto, os resultados das análises concordam com o conhecimento estabelecido que o Nb é o elemento que exerce papel preponderante na resistência à deformação a quente em aços microligados.

Através das análises de TME, foi verificado que o grupo de aços HSLA analisados poderia ser subdividido em dois subgrupos, em termos de comportamento no trem acabador. A viabilidade de separação destes dois grupos foi confirmada pela análise da capacidade de laminação realizada com um simulador *offline*.

O novo agrupamento possibilitou uma revisão geral e refino nas curvas de capacidade de produção, diminuindo instabilidades operacionais e melhorando a qualidade dos produtos. Além disso, permitiu flexibilizar o aceite de novos pedidos inclusive para a laminação de materiais críticos em termos de capacidade dos motores do laminador. Este estudo também gerou subsídios para se utilizar esta nova classificação no sistema de controle automático do laminador, auxiliando os cálculos adaptivos de *setup*, e diminuindo as variações no topo de laminação.

REFERÊNCIAS

- 1 Usiminas. Catálogo de Produtos Tiras a Quente. 2018 [acesso em 21 mai. 2018]; 1-23. Disponível em: <http://www.usiminas.com/wp-content/uploads/2013/11/us-0073-15f-cat-tiras-a-quente.pdf>
- 2 Avelar Junior, AR. Desenvolvimento de Aço Laminado a Quente da Classe de 900 MPa de Limite de Escoamento para Aplicação em Implementos Rodoviários. Em: 55º Seminário de Laminação e Conformação de Metais, ABM WEEK, São Paulo, 2018.
- 3 Gladman, T. The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels. Cambridge: The Institute of Materials; 1997.
- 4 Stalheim, DG. Recrystallization Behaviors in the Production of Structural Steels, p.168-177. In: 52nd ABM Rolling Seminar, Rio de Janeiro, 2015.
- 5 Siciliano, F. Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Nb Microalloyed Steels. Thesis: McGill University Montreal, Canada 1999.
- 6 Resende, B.A. Desenvolvimento de Simulador Matemático para o Cálculo de Setup do Trem Acabador da Usiminas, p.1-10. Em: 53º Seminário de Laminação ABM, Rio de Janeiro, 2016.
- 7 Siciliano, F. Jonas, J. Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Microalloyed Nb, Multiply-Alloyed Cr-Mo, and Plain C-Mn Steels, Metallurgical and Materials Transactions A, 31A, p.511-529.