

EFEITO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA SOBRE A CINÉTICA DE TRANSFORMAÇÃO DE FASES DE AÇOS BAIXO CARBONO MICROLIGADOS LAMINADOS PELO PROCESSO STECKEL *

Rogério Antão Cardoso¹

Geraldo Lúcio de Faria²

João Junio Pereira Lino³

Resumo

Ao final do processamento termomecânico nos laminadores do tipo Steckel, a tira laminada, já com sua espessura final, é submetida ao resfriamento controlado que geralmente é feito por uma cadeia regulável de aspersores de água. Este resfriamento promove as transformações de fases desejadas para que a microestrutura final do produto laminado confira a ele propriedades mecânicas adequadas para desempenhar com qualidade as funções de aplicação. Neste contexto, o conhecimento dos efeitos da composição química do aço sobre a cinética de transformação de fases possibilitará a adequação de parâmetros operacionais do laminador e do sistema de resfriamento. Reconhecendo a importância deste aspecto, este trabalho estudou a influência da composição química sobre a cinética de transformação de fases dos aços LNE 380 e API X65. Os dois aços foram submetidos a ensaios dilatométricos, metalográficos e de dureza. Ao final do estudo, concluiu-se que, comparados aos efeitos do Nb e Ti, o teor de Mn parece ser o fator com maior influência sobre as temperaturas de início e final tanto de austenitização como de decomposição da austenita durante o resfriamento contínuo. O aumento controlado no teor de Mn possivelmente potencializa o refinamento da microestrutura na etapa de resfriamento.

Palavras-chave: LNE 380; API X65; Cinética de transformação de fases; Resfriamento contínuo.

EFFECT OF CHEMICAL COMPOSITION ON PHASE TRANSFORMATION KINETICS OF LOW CARBON MICROALLOYED STEELS ROLLED BY STECKEL PROCESS

Abstract

The cooling stage of hot rolled sheets in Steckel process is done by the appliance of water sprinklers. During this controlled cooling, phase transformations occurs and the final microstructure is defined, adjusting the steel mechanical properties for the desired application. In this context, the knowledge about the effect of steel chemical composition on its kinetics of phase transformation is an important tool to adequate the operational parameters of rolling equipment and of its cooling system. This work studied the influence of chemical composition on kinetics of phase transformations of LNE 380 and API X65 steels. Both steels were submitted to dilatometric, metallographic and hardness tests. It was possible to conclude that the Mn content has the strongest influence on critical temperatures (under heating and under cooling conditions). The increase of the Mn content may potentiates the structure grain refinement during the sheet controlled cooling.

Keywords: LNE 380; API X65; Kinetics of phase transformations; Continuous cooling.

¹ Graduando em Engenharia Metalúrgica, Estudante, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de materiais, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, Minas Gerais, Brasil.

² Físico, Dr., Professor, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, Minas Gerais, Brasil.

³ Engenheiro Mecânico, Mestre em Engenharia de Materiais, Assessor Técnico, Laminação de Tiras a Quente, Gerdau e UFOP, Ouro Branco, Minas Gerais, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

Os laminadores reversíveis do tipo Steckel representam soluções econômicas para a produção de produtos laminados a quente. Trata-se de um laminador que tem apenas uma cadeia de laminação posicionada entre dois fornos em caixa, providos de um tambor rotativo para bobinar a tira durante o processo de laminação de acabamento, de forma que a perda de calor seja minimizada pelo acondicionamento das tiras nestes fornos [1-3].

Após a laminação de acabamento, segue-se a etapa de resfriamento do produto laminado. Rizzo (2011) afirma que o resfriamento realizado de forma controlada tem por objetivo alterar as propriedades mecânicas dos aços laminados, promovendo, normalmente, um aumento de sua resistência mecânica, que pode ser expressa através do incremento de propriedades tais como: limite de escoamento, limite de resistência e dureza. Lino (2017) explica que em linhas de laminação de tiras a quente, a taxa de resfriamento é consequência da velocidade na qual o material passa pelo sistema de resfriamento, da vazão da água aplicada, do sequenciamento em que os chuveiros são aplicados, da temperatura de entrada e da temperatura de saída do sistema de resfriamento [1,2 e 4-7].

O conhecimento das microestruturas obtidas após a submissão do material a diferentes taxas de resfriamento se torna uma ferramenta muito útil na adequação de parâmetros operacionais durante a laminação termomecânica controlada. Neste contexto, ensaios dilatométricos e estudos experimentais da cinética de transformação de fases fornecem importantes informações sobre o comportamento dos aços durante o resfriamento aplicado de forma contínua. Os dados de um Diagrama de Transformação sob Resfriamento Contínuo (TRC ou CCT – *Continuous Cooling Transformation*) permitem prever a microestrutura gerada após o resfriamento sob determinadas taxas e, assim, definir a melhor estratégia de resfriamento acelerado no processo industrial. Para a determinação destes diagramas, a técnica de dilatometria analisa, em tempo real, a evolução das transformações por meio do monitoramento de mudanças dimensionais da amostra durante a aplicação de ciclos térmicos. A curva de variação de comprimento em função da temperatura gerada pelo software do dilatômetro permite a identificação das temperaturas de início e fim de transformação para uma determinada taxa de aquecimento ou resfriamento [2,4 e 6-9].

Em seus estudos, Santos (2007) cita que a equação de Avrami tem sido frequentemente utilizada para se modelar a cinética de transformações de fases. Segundo o autor, isso se deve à sua relativa simplicidade e pela sua adequação ao descrever a transformação não somente para a ferrita, mas também para a perlita e bainita. Atualmente, a referida equação é apresentada na literatura como pertencente ao modelo de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK). Originalmente, esse modelo foi proposto para descrever a cinética de transformação de fases no estado sólido em condições isotérmicas. Entretanto, para se adaptar à grande maioria dos processos metalúrgicos, esse modelo pode ser adaptado para descrever transformações que ocorrem sob resfriamentos contínuos [2,4,9-12,23 e 25].

Além da taxa de resfriamento e do tamanho de grão austenítico, a composição química tem forte influência sobre as temperaturas e cinética de transformação dos aços. Entre os elementos de solução sólida intersticiais, o carbono (C) é o elemento mais importante para a transformação da austenita e seu efeito pode ser interpretado a partir do diagrama de equilíbrio de fases Fe-C. Em

geral, o aumento do teor de carbono diminui as temperaturas de transformação, alterando os produtos formados. Porém, seu efeito precisa ser estudado relativamente à presença de outros elementos químicos. Entre os elementos de solução sólida substitucionais, o manganês (Mn) tem grande destaque. Este endurece o aço por solução sólida e diminui a temperatura de início de decomposição da austenita para a ferrita, ampliando a faixa de temperatura disponível para a laminação e, com isso, aumentando a temperabilidade e conferindo ao aço maior resistência mecânica. Similar ao carbono, no estudo do manganês deve ser considerada a interação com outros elementos [2,4,6 e 13-16].

Os elementos microligantes nióbio (Nb), titânio (Ti) e vanádio (V) são fundamentais para a obtenção das propriedades mecânicas dos aços de alta resistência mecânica. O titânio está majoritariamente sob a forma de nitretos em altas temperaturas podendo, assim, controlar o crescimento de grão austenítico durante a laminação. Em relação ao nióbio, sua presença na forma de átomos de soluto fixa os contornos de grãos austeníticos e o crescimento destes pode ser inibido devido a um efeito de arraste de solutos. O nióbio, como soluto na matriz, tem efeito de destaque no comportamento da recuperação estática e na recristalização, sendo que este efeito é especialmente importante em altas temperaturas após a precipitação deste elemento. O vanádio exerce efeito de arraste de soluto, diminuindo a velocidade de formação da ferrita. Porém, seu efeito é significativamente menor do que o do nióbio [2,4-7 e 17-21].

Neste contexto, o presente trabalho se propõe a investigar o efeito da composição química sobre a cinética de transformação de fases dos aços LNE 380 (baixo C, baixo Mn, alto Nb) e API X65 (baixo C, alto Mn, intermediário Nb). Estudos de transformação de fases por meio da aplicação de ensaios de dilatométrica foram conduzidos.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 Materiais

Os materiais utilizados neste trabalho foram dois aços com baixos teores de carbono e diferentes teores de Mn, Ti e Nb, identificados como Aço A e Aço B. A Tabela 1 apresenta a composição química dos referidos aços, tendo sido a análise feita pela técnica de espectrometria de emissão óptica. O aço A atende à especificação de aços estruturais da norma NBR 6656 LNE 380, utilizados principalmente no setor automotivo, na confecção de rodas, longarinas, travessas e suportes. Este aço, especialmente, se enquadra dentro de um novo conceito de aços baixo C, baixo Mn e alto Nb para aplicações estruturais de alta responsabilidade. O aço B possui composição química que atende à norma API 5L X65 que especifica requisitos para a fabricação de tubos com e sem costura para aplicação em sistemas de condução de óleo e gás natural. Trata-se de um aço C-Mn, microligado ao Nb com adição significativa de Mn.

Tabela 1. Composição química dos aços estudados (% em peso).

	C	Mn	Nb	Ti	V	P	S	Cr	Si	Ni
Aço A	0,043	0,26	0,089	0,012	---	0,009	0,001	0,49	0,19	0,15
Aço B	0,08	1,25	0,041	0,001	0,003	0,01	0,006	0,01	0,256	0,01

2.2 Procedimentos Experimentais

2.2.1 Ensaios de Dilatometria

As amostras para os ensaios de dilatometria foram usinadas na forma de cilindros maciços com 3mm de diâmetro e 10mm de comprimento. Estas amostras foram preparadas na oficina mecânica do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (DEMET) da Universidade Federal de Ouro Preto (UFOP). Os ensaios de dilatometria foram realizados em um dilatômetro da marca LINSEIS, modelo R.I.T.A. L78 do Laboratório de Tratamentos Térmicos e Microscopia Óptica (LTM) do DEMET/UFOP.

Para a realização dos ensaios, as amostras foram aquecidas e austenitizadas a uma taxa constante de 5°C/s até 1000°C e foram mantidas nesta temperatura por 3 minutos. Nove ensaios, que se diferem pela taxa de resfriamento, foram realizados em uma amostra de cada aço. Por meio destes ensaios, foi possível determinar as temperaturas de início e final de austenitização (Ac_1 e Ac_3) de cada aço a partir da média aritmética dos resultados obtidos.

Após a austenitização, para o estudo das cinéticas de decomposição da austenita e avaliação microestrutural, as amostras foram resfriadas, até a temperatura ambiente, sob fluxo contínuo de gás Hélio em taxas de resfriamento de 1°C/s, 3°C/s, 5°C/s, 10°C/s, 20°C/s, 50°C/s, 100°C/s e 200°C/s. Para cada taxa, as temperaturas de início e término de decomposição da austenita durante o resfriamento contínuo (Ar_3 e Ar_1) foram determinadas, possibilitando a determinação experimental dos diagramas TRC dos aços estudados.

A partir dos dados dilatométricos, a cinética de decomposição da austenita em ferrita e agregados eutetóides foi avaliada para os aços A e B. Os resultados obtidos foram comparados visando analisar a influência das diferenças nos teores de Mn, Nb e Ti na referida transformação. Também foi possível avaliar o efeito da taxa de resfriamento sobre as temperaturas Ar_3 e Ar_1 .

O modelo de JMAK adaptado para transformações sob resfriamento contínuo foi utilizado para descrever e modelar a cinética de decomposição da austenita dos aços estudados por meio da Equação 1. Neste modelo, k é um parâmetro cinético diretamente relacionado à velocidade de transformação, porém, esta adaptação não permite o cálculo direto da energia de ativação da transformação. O parâmetro n é denominado expoente de Avrami e está relacionado com o mecanismo de nucleação das novas fases formadas [4,9,11,12,22,23,25].

$$f(t) = 1 - \exp(-k \cdot t^n) \quad (1)$$

2.2.2 Caracterização Microestrutural

Os dois aços foram caracterizados no estado de entrega. Quatro amostras dos aços A e B, ensaiadas por dilatometria, foram metalograficamente preparadas para análises microestruturais e para ensaios de microdureza Vickers visando a confirmação dos produtos das transformações. A Tabela 2 mostra a identificação de cada amostra e relaciona as taxas de resfriamento aplicadas em cada uma delas.

Tabela 2. Identificação das amostras de cada aço ensaiadas por dilatométria e caracterizadas microestruturalmente.

Aço A: NBR 6656 LNE 380		Aço B: API 5L X65	
Amostra	Taxa de Resfriamento (°C/s)	Amostra	Taxa de Resfriamento (°C/s)
a	1	e	1
b	10	f	10
c	50	g	50
d	100	h	100

Ao fim de cada ensaio, cada amostra foi cortada e dividida ao meio. Em seguida, foi feito o embutimento a frio e a preparação metalográfica usual. Após o polimento, as amostras foram avaliadas em um microscópio óptico LEICA modelo DM 2700M do LTM/UFOP. Realizou-se um ataque químico com o reativo Nital 2% para revelar a microestrutura.

2.2.3 Ensaio de Microdureza

Realizada a caracterização microestrutural, foram feitas análises da microdureza Vickers por meio de 30 indentações em regiões aleatórias próximas à região central das quatro amostras. Para todos os ensaios, a carga aplicada foi de 200gf durante 5 segundos. O equipamento utilizado neste ensaio foi um microdurômetro da marca Pantec, modelo HXD 1000TM pertencente ao LTM.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Caracterização do Estado de Entrega

A Figura 1 apresenta as microestruturas dos aços A e B, respectivamente, em seu estado de entrega. Pode-se observar que o aço A é majoritariamente constituído por grãos equiaxiais de ferrita e por pequena fração de perlita, o que está em acordo com a composição química de um aço baixo carbono microligado resfriado lentamente no processo de fabricação. O aço B também é majoritariamente constituído por ferrita e pequena fração de agregados eutetóides. Este aço apresenta indícios de ter sido submetido a um processo de laminação controlada com resfriamento acelerado, pois possui microestrutura muito refinada e com leves indícios de alinhamento de grãos ferríticos na região central da chapa. Estas características estão de acordo com a composição química e com a rota de fabricação usual empregada em aços da classe API.

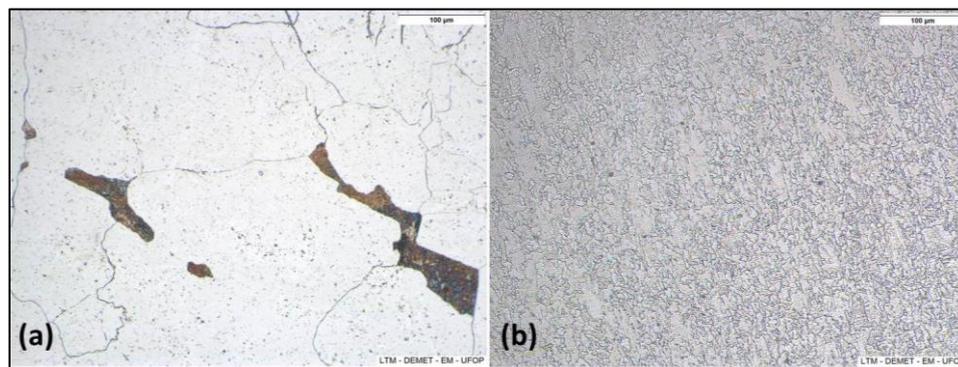


Figura 1. Microestruturas do estado de entrega com aumento de 200X - (a) aço A; (b) aço B.

3.2 Determinação Experimental dos Diagramas TRC

A Figura 2 apresenta, a título de exemplificação, as curvas dilatométricas dos aços A e B com o registro das deformações ($\Delta L/L_0 = \varepsilon$) versus temperatura durante o resfriamento contínuo à taxa de 50°C/s. Sobreposta a esta curva, tem-se registrada a derivada da deformação em relação à temperatura ($d\varepsilon/dT$). Curvas com as mesmas informações foram obtidas para cada condição de aquecimento e de resfriamento citado em 2.2.1. Especificamente na Figura 2, a temperatura Ar_3 é admitida como a que está próxima de onde a derivada começa a se desviar da linearidade à direita. A temperatura Ar_1 é determinada em um ponto nas proximidades de onde a derivada volta a ser linear à esquerda [8,24].

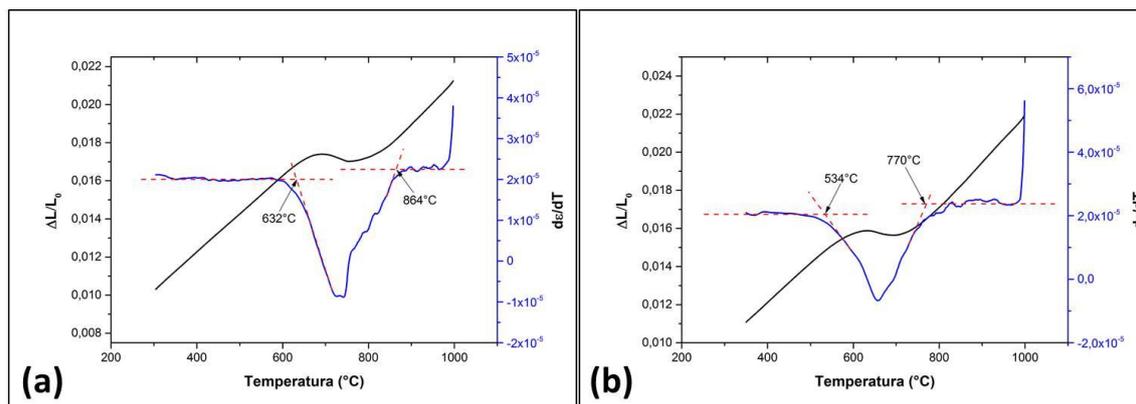


Figura 2. Registro dilatométrico da deformação durante o resfriamento contínuo a 50°C/s e derivada da deformação em relação à temperatura - (a) aço A; (b) aço B.

Utilizou-se o mesmo método das derivadas para se encontrar as temperaturas Ac_1 e Ac_3 nos nove ensaios dilatométricos citados em 2.2.1. De posse desses dados, a Figura 3 apresenta os valores médios e os desvios médios das temperaturas críticas Ac_1 e Ac_3 . Observa-se que, como se tratam de aços baixo carbono, as temperaturas de início e fim de austenitização são relativamente elevadas, de forma que o início e o final da austenitização do aço A são as maiores.

O aço B possui maiores teores de C e Mn quando comparados ao aço A. Estes elementos quando presentes nos aços tendem a aumentar o campo de estabilidade da austenita, abaixando assim as temperaturas de início e fim de austenitização, justificando os resultados obtidos. A solubilidade do Nb e do Ti, nas faixas de temperatura de austenitização dos dois aços, é baixa estando, portanto, a maior fração deles na forma de carbonetos e nitretos. Desta forma, comparado aos efeitos do Mn em solução sólida sobre as temperaturas Ac_1 e Ac_3 , os efeitos do Nb e do Ti parecem ser pequenos [4,7,13,15,16,18-20,26].

Após a determinação das temperaturas Ar_3 e Ar_1 para cada taxa de resfriamento, foi possível determinar experimentalmente os diagramas TRC dos aços estudados. A Figura 4 apresenta uma comparação entre os diagramas TRC dos aços A e B. Os números abaixo de cada curva de resfriamento representam as taxas de resfriamento utilizadas (em °C/s).

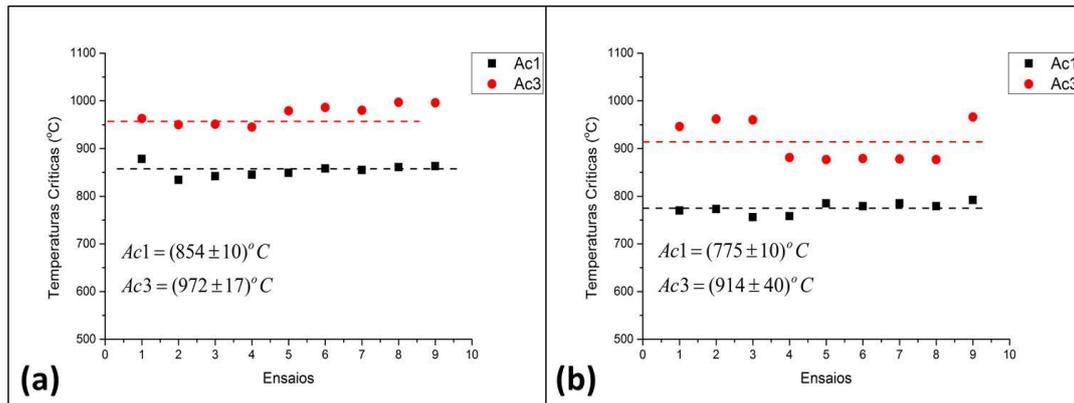


Figura 3. Temperaturas críticas de austenitização em cada ensaio com os valores médios e desvios médios - (a) aço A; (b) aço B.

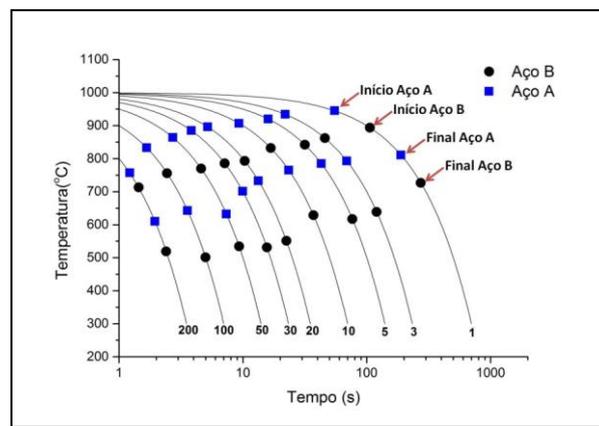


Figura 4. Comparativo dos diagramas TRC dos aços A e B.

Pode-se observar claramente que para os dois aços, quanto maior a velocidade de resfriamento, menores foram as temperaturas de início e final de transformação. Com o aumento da velocidade de resfriamento e o abaixamento das temperaturas de transformação, há um aumento do grau de superresfriamento e uma consequência imediata disto é a diminuição do raio crítico de nucleação dos novos constituintes. Como resultado, mesmo que a temperatura diminua, a fração de átomos com energia térmica alta o suficiente para permitir que eles superem a barreira de ativação será maior do que a fração esperada em condições de equilíbrio, favorecendo a velocidade de transformação. Entretanto, na sequência do resfriamento, à medida que se atinge temperaturas de transformação muito baixas, a energia disponível para o crescimento das fases produto diminui e há um decréscimo na velocidade de transformação. Assim sendo, espera-se que quanto maior a taxa de resfriamento, mais refinada será a microestrutura dos aços em estudo [25].

Nota-se ainda que o diagrama TRC do aço B está deslocado para baixo em relação ao do aço A, ou seja, as temperaturas de início e final de decomposição da austenita são menores. Mais uma vez, deve-se destacar que os elementos Nb, C e Mn retardam a decomposição da austenita [4,5,13-16]. Neste contexto, é notável que o aço A possui menores teores de C e Mn e maior teor de Nb em relação ao Aço B, e mesmo assim, suas temperaturas críticas de decomposição da austenita ainda são superiores do que as verificadas no aço B. Isto, mais uma vez, corrobora para a hipótese de que a maior parte do Nb presente nos aços durante o resfriamento está na forma de carbonetos, não influenciando fortemente a cinética

de decomposição da austenita. O teor de Mn parece ser o fator com maior influência sobre a decomposição da austenita durante o resfriamento contínuo.

Esta informação é de grande relevância, uma vez que em um processo de laminação de aço microligado, o aumento controlado da concentração de Mn pode diminuir as temperaturas de início e fim de decomposição da austenita e, desta forma, potencializar o refino da microestrutura na etapa de resfriamento acelerado para uma mesma velocidade de resfriamento imposta à chapa laminada.

3.3 Caracterização Microestrutural e Microdureza

A Figura 5 apresenta um comparativo dos valores de microdureza Vickers dos dois aços quando submetidos às velocidades de resfriamento de 1°C/s, 10°C/s, 50°C/s e 100°C/s. Na referida figura são apresentados também os valores de microdurezas no estado de entrega. Para o aço A, esse valor é de 131HV e para o aço B, 188HV. Observa-se que as microdurezas alcançadas no aço B (maior concentração de Mn), no geral, são maiores em relação ao aço A (maior concentração de Nb). Deve-se destacar ainda que o potencial de endurecimento em relação ao estado de entrega é maior para o aço A, ou seja, supondo que o estado de entrega seja a condição original de laminação do material, caso a etapa de resfriamento seja devidamente ajustada, pode-se obter um significativo aumento da resistência mecânica.

A Figura 6 apresenta as microestruturas das amostras de dilatométrica dos dois aços que foram submetidos às taxas de resfriamento de 1°C/s, 10°C/s, 50°C/s e 100°C/s. As microestruturas foram adquiridas no microscópio óptico e o aumento utilizado para a comparação foi de 500X.

Observa-se que, como mencionado, com o aumento da taxa de resfriamento houve um refino das microestruturas dos dois aços. Este refino é ainda mais evidente para o aço B. Estas observações confirmam as hipóteses discutidas anteriormente. Nota-se ainda que para as velocidades de resfriamento de 5°C/s e 10°C/s as microestruturas dos dois aços são constituídas por ferrita e perlita, sendo a maior fração de perlita verificada no aço B que possui maior teor de C. Para velocidades superiores a 10°C/s a morfologia da ferrita passa a ser majoritariamente acicular ou em ripas para os dois aços. Com o aumento da velocidade de resfriamento, a formação dos carbonetos de ferro dá origem a outros agregados eutetóides como a perlita degenerada e pequena fração de bainita.

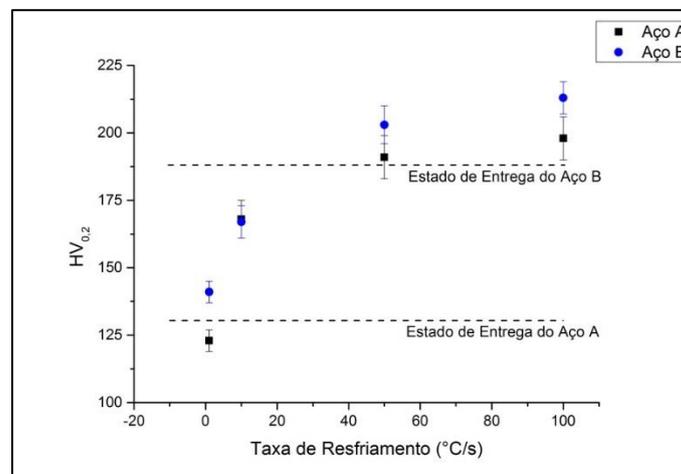


Figura 5. Gráfico comparativo das microdurezas dos aços A e B.

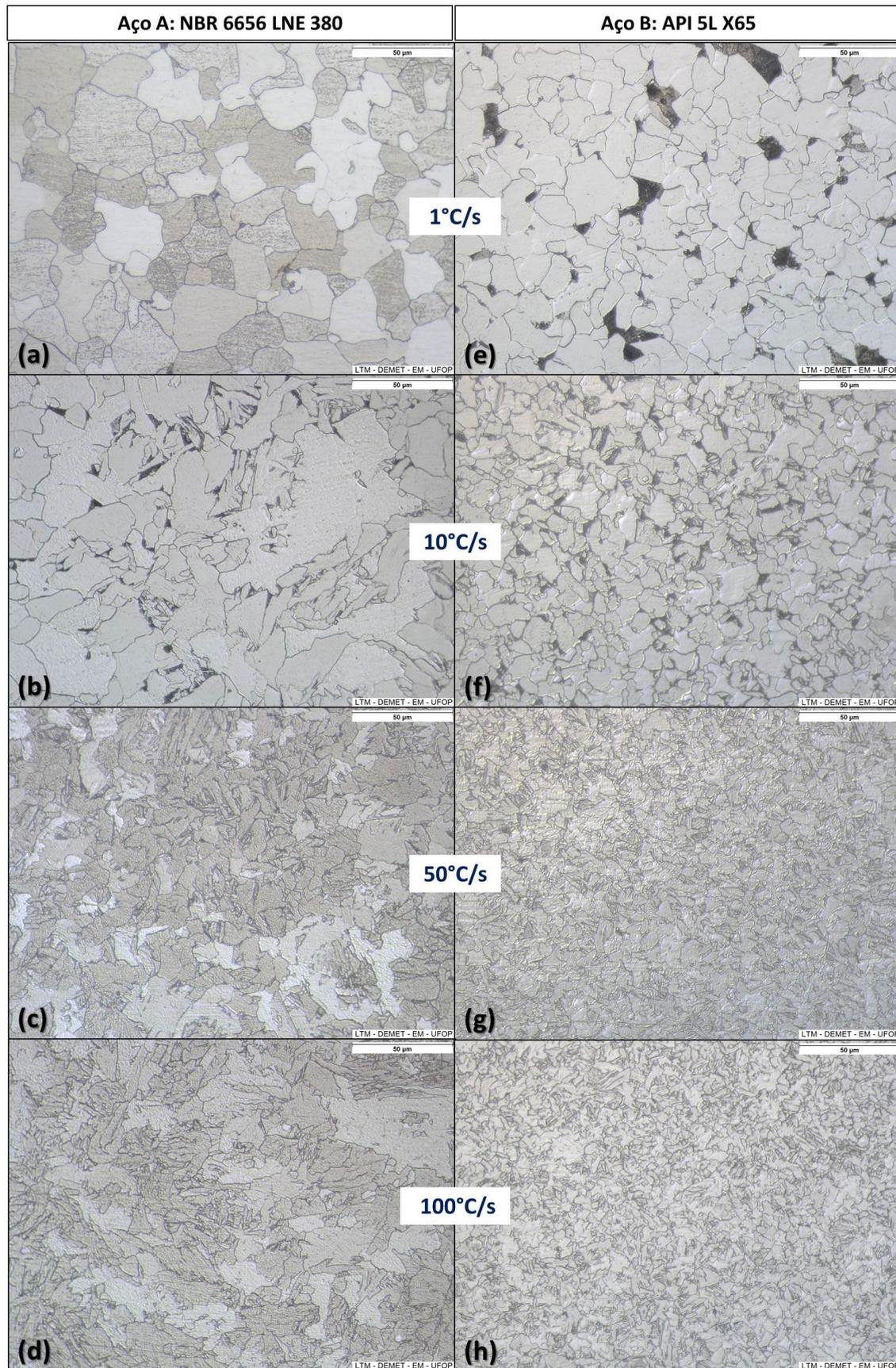


Figura 6. Microestruturas dos corpos de prova submetidos às taxas de resfriamento de 1°C/s, 10°C/s, 50°C/s e 100°C/s. MO-500X. (a), (b), (c) e (d) aço A; (e), (f), (g) e (h) aço B.

3.3 Cinética de Transformação de Fases

A fração total de ferrita e agregados eutetóides (F.A.E) presentes em cada temperatura, no intervalo entre o início e final da decomposição da austenita, foi calculada por meio da aplicação da regra da alavanca [4]. Para isso, prolongaram-se os dois segmentos lineares da curva dilatométrica e, com o auxílio de uma isoterma, determinou-se os pontos de deformação (ε) mínima (mín.), medido (med.) e máxima (máx) que estão indicados na Figura 7 (a). Nesta figura é apresentado o esquema para da utilização da regra da alavanca e cálculo da F.A.E em uma região ampliada da curva referente ao resfriamento de 100°C/s do aço A. O valor de F.A.E foi calculado utilizando-se a Equação 2.

$$F.A.E = \frac{\varepsilon_{med} - \varepsilon_{mín}}{\varepsilon_{máx} - \varepsilon_{mín}} \quad (2)$$

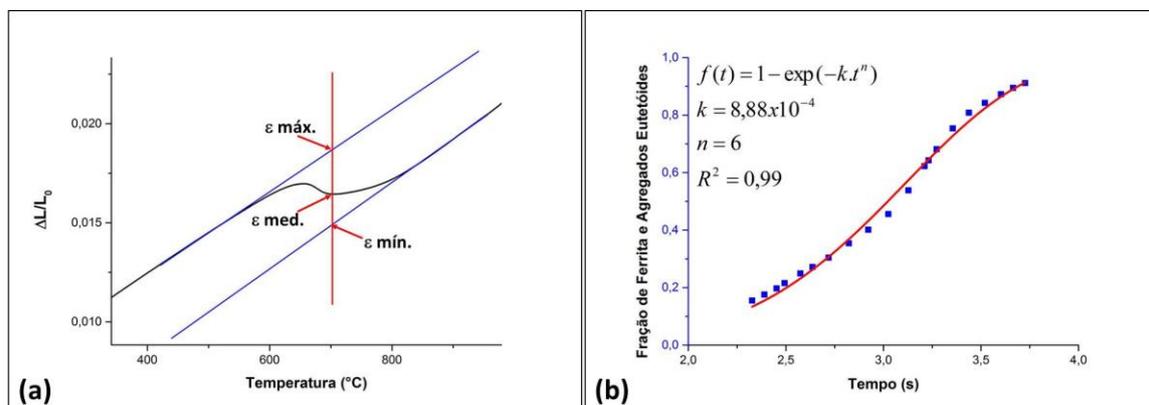


Figura 7. (a) Variação dimensional em função da temperatura do aço A resfriado à taxa de 100°C/s com os pontos de interesse para aplicação da regra da alavanca; (b) Ajuste dos pontos experimentais ao modelo de JMAK para descrever a cinética de decomposição da austenita à taxa de 100°C/s.

De posse dos dados experimentais obtidos para cada taxa de resfriamento, foi possível ajustar a equação do modelo JMAK para descrever a cinética de decomposição da austenita. O procedimento é ilustrado na Figura 7 (b). A Tabela 3 apresenta, para cada taxa de resfriamento, os parâmetros de ajuste k , n e a referência estatística de qualidade de ajuste R^2 .

Tabela 3. Parâmetros da equação do modelo JMAK após o ajuste aos dados medidos experimentalmente.

Taxas de Resf. (°C/s)	Aço A: NBR 6656 LNE 380			Aço B: API 5L X65		
	k	n	R ²	k	n	R ²
1	1,06E-08	3,65974	0,98199	1,64E-10	4,11663	0,98688
3	1,19E-08	4,50237	0,9847	1,88E-10	5,00113	0,99411
5	1,25E-08	5,07731	0,98468	6,96E-11	5,79374	0,99869
10	1,21E-07	5,35546	0,99127	1,33E-09	5,92486	0,99461
20	9,88E-06	4,73535	0,99681	2,73E-08	6,19179	0,99682
30	4,83E-05	4,6193	0,99704	7,02E-08	6,77701	0,99291
50	8,75E-05	5,3919	0,99909	3,52E-06	6,42157	0,99731
100	8,88E-04	6,021	0,99341	6,51E-05	7,19227	0,99739
200	3,61E-05	16,28934	0,98207	5,99E-04	10,29145	0,99115

Os valores de k encontrados para os dois aços cresceram com o aumento da taxa de resfriamento, indicando um aumento da velocidade média de transformação.

Os valores de n encontrados para os aços A e B ficaram, aproximadamente, entre 4 e 7. Deve-se destacar que para a taxa de resfriamento de 200°C/s, valores exageradamente grandes de n foram encontrados para os dois aços, podendo indicar mudanças na física da nucleação de algum constituinte nos aços, o que não foi investigado a fundo neste estudo.

A Figura 8 apresenta comparativos dos ajustes dos dados experimentais aos modelos JMAK para as velocidades de resfriamento estudadas. Pode-se observar que os modelos aplicados se ajustam bem aos pontos experimentais e poderiam, portanto, com boa precisão, ser utilizados para descrever as transformações de fases destes aços em processos industriais.

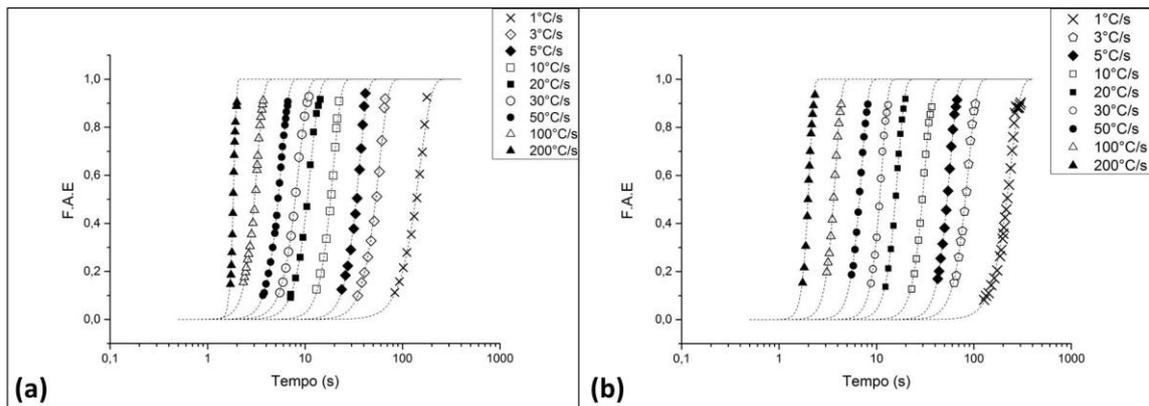


Figura 8. Ajustes do modelo de JMAK aos dados experimentais da cinética de transformação de fases - (a) Aço A; (b) Aço B.

A Figura 9 apresenta as velocidades instantâneas de transformação em função do tempo ($\frac{d(F.A.E)}{dt}$) para os dois aços. Nota-se que para todas as taxas de resfriamento empregadas, para os dois aços, estas curvas apresentam um comportamento de função de pico, ou seja, no início da transformação a velocidade aumenta continuamente até um valor máximo e, posteriormente, diminui até que a transformação termine. Este resultado, como já mencionado no tópico 3.2, pode ser explicado pela variação da quantidade de átomos com energia suficiente para vencer as barreiras energéticas dos processos difusionais de curto e longo alcance [25]. Para melhor visualização, os números acima de cada pico na figura representam os respectivos tempos para se alcançar o valor máximo de velocidade.

Buscando comprovar a representatividade dos parâmetros de ajuste do modelo JMAK obtidos neste estudo, a partir das curvas ajustadas e apresentadas na Figura 10, diagramas TRC dos aços A e B foram simulados, considerando o início da transformação como o instante em que F.A.E foi igual a 0,01 (1%) e o final como sendo 0,99 (99%). A Figura 10 apresenta o comparativo entre os diagramas experimentais e os calculados, onde os números abaixo de cada curva representam as taxas de resfriamento aplicadas (em °C/s). Pode-se afirmar que o modelo aplicado se mostrou eficiente para modelar a cinética de transformação.

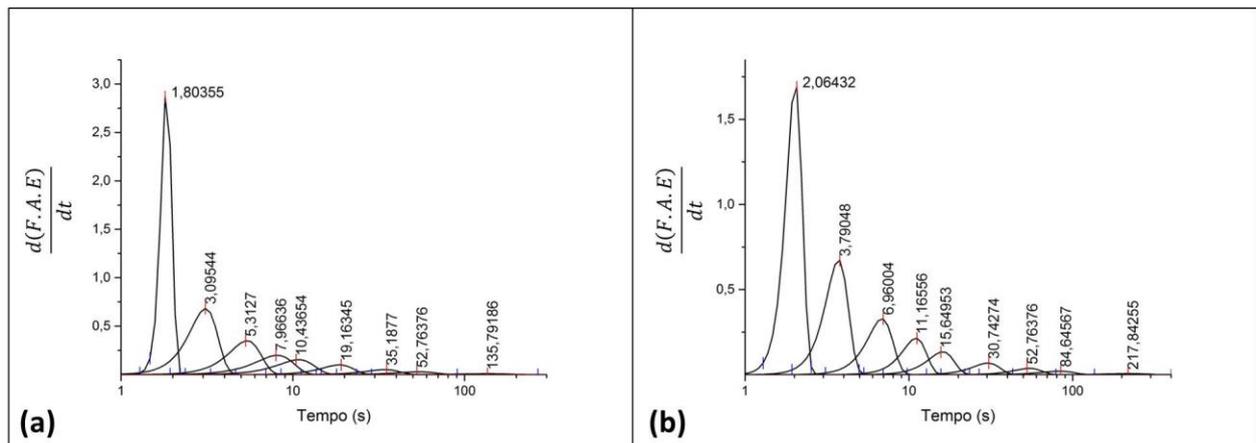


Figura 9. Gráficos das velocidades instantâneas em função do tempo - (a) Aço A; (b) Aço B.

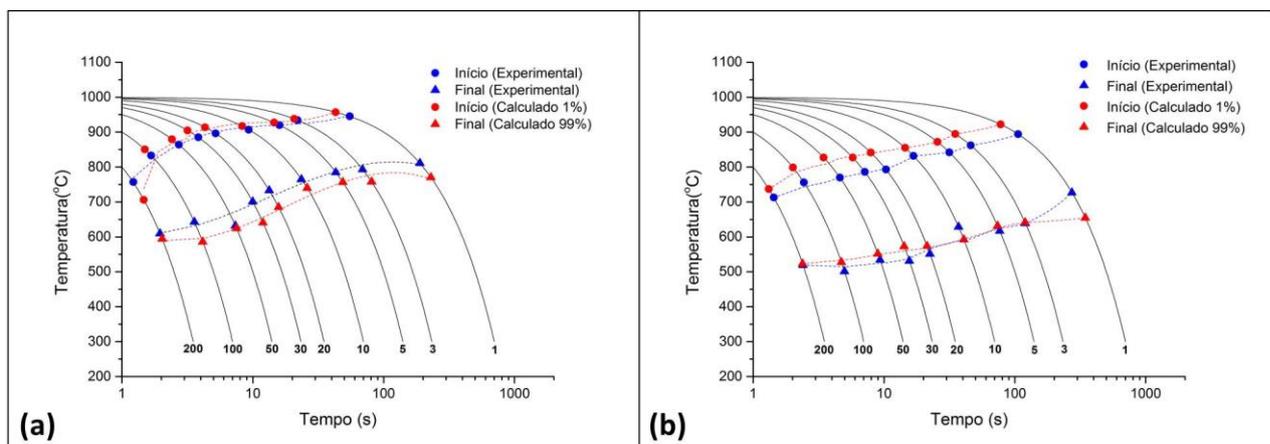


Figura 10. Comparativo entre os diagramas TRC experimentais e calculados por meio da aplicação do modelo de JMAK - (a) Aço A; (b) Aço B.

4 CONCLUSÃO

Como os dois aços estudados apresentam baixos teores de carbono, as temperaturas de início e fim de austenitização são relativamente elevadas. As temperaturas de início e o final de austenitização do aço LNE 380 (aço A) são as mais elevadas quando comparadas aos do aço API X65 (aço B). Comparado aos efeitos do Mn em solução sólida sobre as temperaturas A_{c1} e A_{c3} , os elementos Nb e Ti parecem ter pequena influência no evento.

Para os dois aços, quanto maior a velocidade de resfriamento, menores foram as temperaturas de início e final de transformação. O diagrama TRC do aço API X65 está deslocado para baixo em relação ao do aço LNE 380, ou seja, as temperaturas de início e final de decomposição da austenita são menores.

É notável que o aço LNE 380 possui menores teores de C e Mn e maior teor de Nb em relação ao Aço API X65 e suas temperaturas críticas de decomposição da austenita ainda são superiores do que as verificadas no aço API X65. Isto corrobora para a hipótese de que a maior parte do Nb presente nos aços durante o resfriamento está na forma de carbonetos, não influenciando fortemente a cinética de decomposição da austenita. O teor de Mn parece ser o fator com maior influência sobre a decomposição da austenita durante o resfriamento contínuo, potencializando o refinamento microestrutural.

Com o aumento da taxa de resfriamento houve um refino das microestruturas dos dois aços. Este refino é ainda mais evidente para o aço API X65. Nota-se ainda que para as velocidades de resfriamento de 5°C/s e 10°C/s as microestruturas dos dois aços são constituídas por ferrita e perlita, sendo a maior fração de perlita verificada no aço API X65 que possui maior teor de C. Para velocidades superiores a 10°C/s a morfologia da ferrita passa a ser majoritariamente acicular ou em ripas para os dois aços. Com o aumento da velocidade de resfriamento, acontece a formação de outros agregados eutetóides como a perlita degenerada e pequena fração de bainita. As microdurezas do aço API X65, para as condições analisadas, foram maiores do que as do aço LNE 380. Entretanto, este último apresentou maior potencial de endurecimento em relação ao seu estado de entrega.

O modelo de JMAK aplicado nesse estudo se ajusta bem aos pontos experimentais e pode, portanto, com boa precisão, ser utilizado para descrever as transformações de fases destes aços em processos industriais. Por meio da aplicação deste modelo no aço API X65, constatou-se que as suas velocidades médias de transformação são menores quando comparadas às do aço LNE 380.

Agradecimentos

Ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) pelo auxílio em forma de bolsa de iniciação científica edital PIBIC-PROPP-UFOP-2016.

REFERÊNCIAS

1. Rizzo, Ernandes Marcos da Silveira. Processos de laminação a quente de produtos planos de aço. Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração. São Paulo. 2011.
2. Lino J. J. P. Laminação Controlada de um Aço Microligado ao Nióbio Visando a Obtenção do Grau API X60 em Laminador Steckel. Dissertação de Mestrado. Rede Temática em Engenharia de Materiais. 2017.
3. Lino J. J. P., Souza A. L., Borges J., Frenn H., Pereira M., Schuwarten W. Os Benefícios da Utilização da Estratégia Tapering na Redução de Cargas nas Pontas da Tira. 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos. 2014.
4. dos Santos A. A. Modelamento da Transformação de Fases de Aços de Alta Resistência Microligados ao Nb durante Resfriamento após Laminação em Tiras a Quente. Tese de Doutorado. Universidade Federal de Minas Gerais. 2007.
5. 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. Universidade Federal de Minas Gerais. 2010.
6. Ogata P. H. Caracterização Microestrutural do Aço para Tubo API 5L-X65 em Diferentes Regiões da Chapa como Laminada e Após Austenitização e Resfriamento sob Diversas Taxas de Resfriamento. Dissertação de Mestrado. Escola Politécnica da Universidade Federal de São Paulo. 2009.
7. Ramirez M. F. G. Estudo da Transformação Durante o Resfriamento Contínuo e da Microestrutura do Aço Microligado X80 Utilizado na Construção de Tubos para Transporte de Gás Natural e Petróleo. Dissertação de Mestrado. Escola Politécnica da Universidade Federal de São Paulo. 2008.
8. B. J. Park, J. M. Choi, K. J. Lee. Analysis of Phase Transformations During Continuous Cooling by the First Derivative of Dilatation in Low Carbon Steels. Materials Characterization. 2012;64:8-14.
9. Tehler M. Modeling Phase Transformations and Volume Changes During Cooling of Case Hardening Steels. Department of Materials Science and Engineering Royal Institute of Technology, KTH. Sweden. 2009.

10. M. Gómez, S. F. Medina, G. Caruana. Modeling of Phase Transformation Kinetics by Correction of Dilatometry Results for a Ferritic Nb-microalloyed Steel. ISIJ International. 2003;43(8):1228-1237.
11. de Almeida G. M. R. Modelagem do Efeito da Taxa de Aquecimento na Cinética de Formação da Austenita em Aço Baixo Carbono. Dissertação de Mestrado. Rede Temática em Engenharia de Materiais, 2010.
12. C. Verdi, A. Visintin. A Mathematical Model of the Austenite-Pearlite Transformation in Plain Carbon Steel Based on the Scheil's Additivity Rule. Acta Metall. 1987;35(11):2711-2717.
13. L. Sanz, B. Pereda, B. Lopez. Effect of Thermomechanical Treatment and Coiling Temperature on the Strengthening Mechanisms of Low Carbon Steels Microalloyed with Nb. Materials Science & Engineering A. 2017;685:377-390.
14. Xiaolin Li, Fei Li, Yang Cui, Baoliang Xiao, Xuemin Wang. The Effect of Manganese Content on Mechanical Properties of High Titanium Microalloyed Steels. Materials Science & Engineering A. 2016;677:340-348.
15. Haase C., Kühbach M., Barrales-Mora L. A., Wong S. L. Roters F., Molodov D. A., Gottstein G. Recrystallization Behavior of a High-Manganese Steel: Experiments and Simulations. Acta Materialia. 2015;100:155-168.
16. J. Lis, A. Lis. Phase Transformations in Low-Carbon Manganese Steel 6Mn16. Metallurgy. 2009;48(1):33-37.
17. Okanu A. N. Influência do Titânio na Microestrutura e Propriedades Mecânicas de um Aço C-Mn Microligado com 0,08 a 0,16% de Titânio Produzido em Tiras Laminadas a Quente. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal de Minas Gerais. 1985.
18. Libardi R. Efeitos da Adição de Nióbio, Vanádio e Titânio na Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Aços Eutetóides Laminados a Quente. Tese de Doutorado. Universidade Estadual de Campinas Faculdade de Engenharia Mecânica Departamento de Engenharia de Materiais. 1998.
19. Xianglong L., Ping W., Ruijie Y., Shoutian Z., Shiping Z., Sen C., Xingzhong C., Xuemin W. Nb Segregation at Prior Austenite Grain Boundaries and Defects in High Strength Low Alloy Steel During Cooling. Materials and Design. 2017;115:165-169.
20. X. Q. Yuan, Z. Y. Liu, S. H. Jiao, L. Q. Ma, G. D. Wang. Dilatometric Study on the Start Temperature for γ to α Phase Transformation in C-Mn Steels Micro-Alloyed with Nb. P. O. Box, No. 105. Northeastern University. China.
21. K. R. Carpenter, C. R. Killmore. The Effect of Nb on the Continuous Cooling Transformation Curves of Ultra-Thin Strip CASTRIP® Steels. Metals. 2015;5:1857-1877.
22. Ji-Cheng Z., M. R. Notis. Continuous Cooling Transformation Kinetics Versus Isothermal Transformation Kinetics of Steels: A Phenomenological Rationalization of Experimental Observations. Materials Science and Engineering, R 15. 1995. pp. 135-208.
23. F. Liu, C. Yang, G. Yang, Y. Zhou. Additivity Rule, Isothermal and Non-isothermal Transformations on the Basis of an Analytical Transformation Model. Acta Materialia. 2007;55:5255-5267.
24. B. Pawlowski, P. Bala, R. Dziurka. Improper Interpretation of Dilatometric Data for Cooling Transformations in Steels. Archives of Metallurgy and Materials. 2014;59(3):1159-1161.
25. S. B. Singh, K. Krishnan, S. S. Sahay. Modeling Non-isothermal Austenite to Ferrite Transformation in Low Carbon Steels. Materials Science and Engineering A. 2007;445-446:310-315.
26. Homsher. C. N. Determination of Non Recrystallization Temperature (Tnr) in Multiple Microalloyed Steels. Colorado School of Mines, 2013.