

ESTUDO COMPARATIVO DA TRANSFORMAÇÃO AUSTENITA-FERRITA EM DOIS AÇOS IF COM DIFERENTES COMPOSIÇÕES QUÍMICAS

Ana Luiza Soares Cezário¹
Geraldo Lúcio de Faria¹

Resumo

Os aços IF são livres de elementos intersticiais na matriz ferrítica. Esses elementos são controlados no processo de refino na aciaria a partir da aplicação de técnicas de degaseificação a vácuo e adição de elementos estabilizantes. Durante a fabricação e em algumas aplicações específicas dos aços IF, como por exemplo em soldagem onde a transformação de fase $\gamma \rightarrow \alpha$ e o efeito dos elementos de liga na sua cinética têm forte influência na microestrutura final. Neste contexto, este trabalho caracterizou microestruturalmente e comparou as cinéticas de transformação de fases de dois tipos de aços IF com composições químicas diferentes, sendo um deles estabilizado ao Ti (IF-Ti) e outro estabilizado ao Ti e ao Nb (IF-TiNb) com adição de Mn. Concluiu-se que o aço IF-TiNb no estado de entrega possui uma microestrutura mais refinada devido à presença do Nb e seu papel de refinador de grão na laminação controlada do aço. Verificou-se que as temperaturas críticas Ar3 e Ar1 do aço IF-TiNb são menores do que as temperaturas medidas para o aço IF-Ti. Atribui-se este efeito à diferença no teor de Mn entre os aços estudados, que parece potencializar o refino de grão na etapa final de resfriamento da chapa de aço laminada.

Palavras-chave: Aços IF; Cinética de transformação de fase; Composição química.

COMPARATIVE STUDY ABOUT AUSTENITE-FERRITA TRANSFORMATION IN TWO IF STEELS WITH DIFFERENT CHEMICAL COMPOSITIONS

Abstract

The IF steels are free of interstitial elements in the ferritic matrix. These elements are controlled in the refining process in the steel plant through the application of vacuum degassing techniques and the addition of stabilizing elements. During the manufacture and in some specific applications of the IF steels, as for example in welding where the phase transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ and the effect of the alloying elements on their kinetics have strong influence on the final microstructure. In this context, this work characterized microstructurally and compared the phase transformation kinetics of two types of IF steels with different chemical compositions, one being stabilized to Ti (IF-Ti) and the other stabilized to Ti and Nb (IF-TiNb) with addition of Mn. It was concluded that the IF-TiNb steel in the delivery state has a more refined microstructure due to the presence of Nb and its role as a grain refiner in the controlled rolling of the steel. It was found that the critical temperatures Ar3 and Ar1 of the IF-TiNb steel are lower than the measured temperatures for the IF-Ti steel. This effect is attributed to the difference in Mn content between the studied steels, which seems to potentiate the grain refining in the final stage of cooling of the rolled steel sheet.

Keywords: IF steels; Kinetics of phase transformation; Chemical composition.

I INTRODUÇÃO

Os aços IF (*interstitial free*) se diferenciam dos aços convencionais pelo baixo nível de elementos intersticiais como o C e o N. A quantidade desses elementos em solução sólida é controlada durante o processo de refino do aço na

aciaria, a partir da aplicação de técnicas de degaseificação a vácuo, juntamente com a adição de elementos estabilizantes, como Ti e Nb, capazes de formar carbonetos, nitretos e carbonitretos [1-3].

¹Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais – DEMET, Universidade Federal de Ouro Preto – UFOP, Ouro Preto, MG, Brasil.
E-mail: analuzasc@yahoo.com



Em geral, o Ti quando adicionado na matriz ferrítica do aço IF captura o N e o C podendo formar precipitados do tipo: TiN, TiS, $Ti_4C_2S_2$ e TiC. Enquanto os aços IF estabilizados por Ti e Nb podem formar precipitados do tipo $(Nb,Ti)_4C_2S_2$, TiC e NbC e TiN [4]. Uma vez formados estes carbonetos, nitretos e carbonitretos, sua dissolução só voltará a acontecer caso os aços sejam aquecidos em temperaturas relativamente elevadas, onde a solubilidade destes elementos será significativa na austenita. Segundo a literatura, esta solubilidade passa a ser significativa para aços com 0,01% de Nb, acima de 1000 °C. Para concentrações da ordem de 0,05% de Nb, acima de 1150 °C. Para adições de Ti superiores a 0,04%, a temperatura a partir da qual a dissolução dos nitretos acontece é superior a 1300 °C [4-7].

Atualmente, o mercado mais relevante de aplicações para aços IF é o setor automobilístico que faz uso de processos de conformação mecânica a frio de chapas de aço IF para a fabricação de componentes dos automóveis, requisitando ductilidade destes materiais, podendo, posteriormente submetê-los a procedimentos de soldagem, onde a austenitização e a transformação austenita (γ) \rightarrow ferrita (α) definirá a microestrutura final de zonas termicamente afetadas [6,7].

Durante o processo de fabricação, e em algumas aplicações específicas como soldagem, os aços IF, em algum momento serão austenitizados e, durante o resfriamento, experimentarão a transformação de fase $\gamma \rightarrow \alpha$ que, em função da composição química dos aços, do tamanho de grão das fases, das partições químicas de elementos nas fases, entre outros aspectos, terá um impacto significativo na microestrutura da zona termicamente afetada (ZTA) e no desempenho metalúrgico do produto. Em relação à composição química, foco deste trabalho, sabe-se que o Nb, quando em solução sólida, atrasa a decomposição austenítica, diminuindo a temperatura de início de formação de ferrita [8-10]. A adição de Ti favorece a precipitação de partículas mais grosseiras como TiC e $Ti_4C_2S_2$ no processo de fabricação, ainda no campo austenítico, que por sua vez afetam menos a temperatura de início de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ [9-11]. O Mn é um elemento γ -gêneo e, portanto, diminui a temperatura Ar3 retardando o início da decomposição austenítica [12].

Neste contexto, este trabalho propõe-se a comparar e quantificar a cinética de transformação de fase de dois tipos de aços IF com composições químicas diferentes e aplicáveis na indústria automobilística quando submetidos a uma única condição de austenitização. Os dados gerados neste estudo permitem melhor compreender a formação da microestrutura nestes aços quando austenitizados na ausência de deformação e resfriados com diferentes velocidades, como acontece, por exemplo em um processo de tratamento térmico, ou soldagem de componentes.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 Materiais

Os materiais utilizados foram dois aços IF com composições químicas diferentes. Os aços foram denominados aço IF-Ti e aço IF-TiNb, sendo o primeiro estabilizado ao Ti e o segundo estabilizado com Ti e Nb, com adição de Mn.

2.2 Procedimentos Experimentais

2.2.1 Análise química e caracterização microestrutural do estado de entrega

A caracterização química foi realizada com o auxílio da técnica de Espectrometria de Emissão Óptica no equipamento Foundry-Master Xpert do fabricante Oxford Instruments, onde se determinou a porcentagem em massa dos principais elementos químicos constituintes das amostras.

As amostras foram microestruturalmente caracterizadas em seu estado de entrega a partir dos procedimentos padrão de preparação metalográfica de corte, embutimento, lixamento, polimento e ataque com reativo químico Nital 2% para revelação da microestrutura. Posteriormente, as amostras dos aços IF em seu estado de entrega foram analisadas com o auxílio do microscópio óptico Leica modelo DM2700 M, onde obteve-se imagens para posterior medição do tamanho de grão ferrítico por meio da aplicação do conceito de diâmetro equivalente médio estabelecido na norma ASTM E1382 [13]. Em seguida, as amostras foram submetidas a ensaios de microdureza Vickers, segundo a norma ASTM E384, em um microdurômetro digital do fabricante Pantec utilizando-se uma carga de 50gf e o tempo de aplicação de 10s.

2.2.2 Ensaios dilatométricos

Corpos de provas cilíndricos dos dois aços foram confeccionados com dimensões padronizadas de 10mm de comprimento e 3mm de diâmetro. Os ensaios dilatométricos foram realizados em um dilatômetro LINSEIS R.I.T.A. L78 do Laboratório de Tratamentos Térmicos e Microscopia Óptica (LTM) do DEMET/UFOP. A temperatura de austenitização dos dois aços foi de 1100 °C. Os ciclos térmicos aplicados são apresentados na Figura 1, na qual se pode perceber a taxa de aquecimento (5 °C/s), o tempo de austenitização (180s) e as diferentes taxas de resfriamento contínuo aplicadas para os dois aços.

A partir de uma análise prévia dos resultados obtidos nos ensaios dilatométricos, algumas amostras dos aços IF, submetidas a taxas de resfriamento específicas, foram preparadas para análise microestrutural, conforme procedimento padrão de preparação metalográfica. Além disso, as amostras provenientes dos ensaios dilatométricos foram submetidas a ensaios de microdureza Vickers nas mesmas condições utilizadas para as amostras no estado de entrega.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Análise Química

A Tabela I apresenta a composição química dos aços estudados. Ressalta-se a maior quantidade do elemento estabilizante Ti no aço IF-Ti e as concentrações de Ti e Nb no aço IF-TiNb. Nota-se também, a diferença no teor de Mn dos aços. O aço IF-TiNb possui 0,67%Mn, enquanto que o aço IF-Ti apresenta 0,10%Mn.

3.2 Caracterização Microestrutural do Estado de Entrega

A Figura 2 apresenta as microestruturas dos aços IF estudados. Observa-se que ambos os aços são constituídos por uma matriz ferrítica, o que é esperado em função de suas composições químicas e processamento termomecânico experimentado durante a fabricação. Deve-se destacar a diferença no tamanho médio dos grãos ferríticos, sendo que o aço IF-TiNb possui tamanho médio de grão de 6,0 μ m e

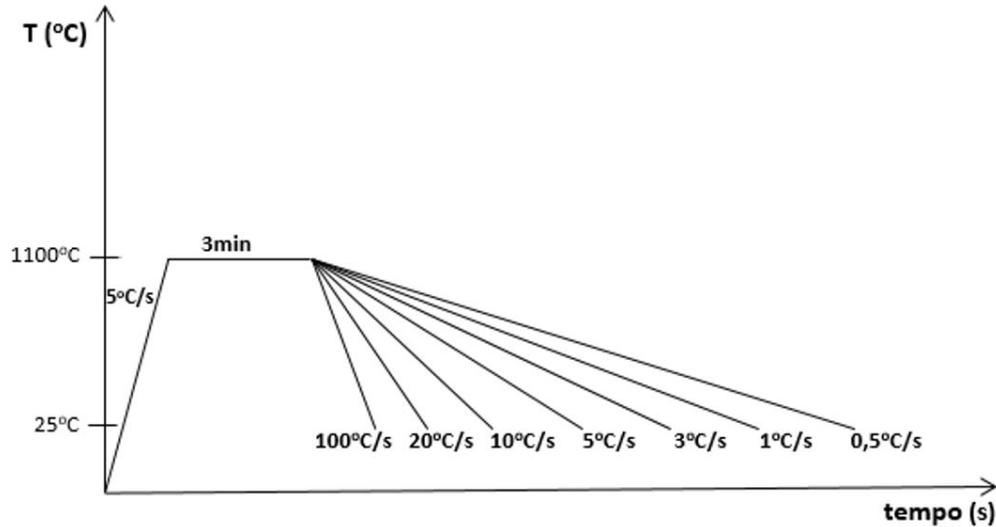


Figura 1. Figura esquemática ilustrando os ciclos térmicos utilizados nos ensaios de dilatométrica para os aços IF-Ti e IF-TiNb.

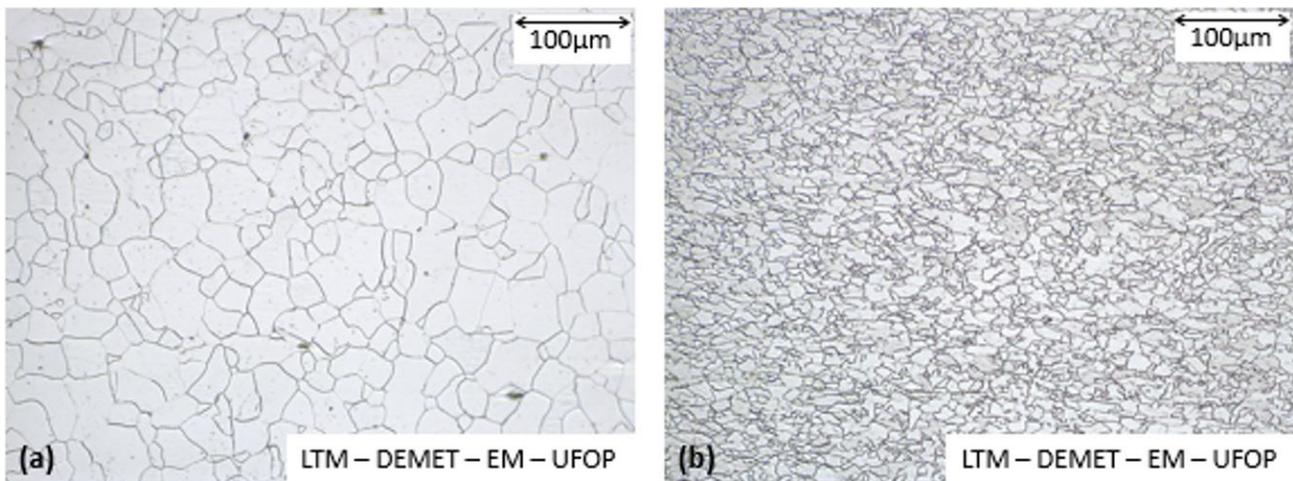


Figura 2. Microestruturas do estado de entrega – MO – Nital 2% – 200x: (a) IF-Ti; (b) IF-TiNb.

Tabela I. Composição química dos aços IF-Ti e IF-TiNb estudados neste trabalho (%massa)

Aço	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti	Mo
IF-Ti	0,004	0,028	0,10	0,013	0,010	0,03	0,0030	0,0577	0,0132
IF-TiNb	0,004	0,014	0,67	0,028	0,011	0,02	0,0187	0,0172	0,0107

a aço IF-Ti de $21,0\mu\text{m}$. Os aços IF-TiNb apresentam grãos menores e mais irregulares do que os aços microligados somente com Ti, que por sua vez apresentam uma estrutura ferrítica equiaxial bem definida. Isto se deve, principalmente, ao efeito do ancoramento dos contornos de grãos ocasionado pelos átomos de Nb dissolvidos em solução sólida (aumento da temperatura de não recristalização durante a laminação controlada) e pela precipitação de NbC nos contornos de grãos durante a transformação, resultando em uma estrutura mais refinada, com uma maior densidade de contornos de grãos [8,9].

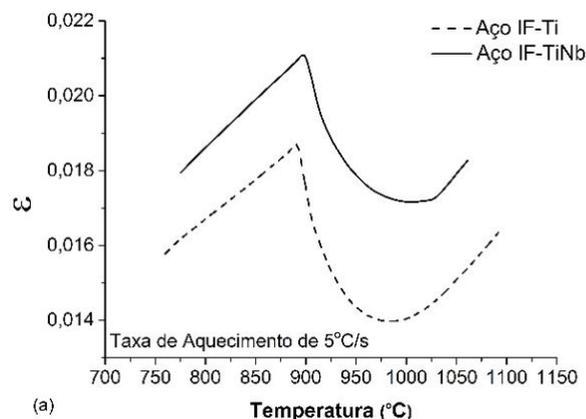
Além disso, os precipitados formados durante o processamento do aço IF-Ti, onde o C pode ser estabilizado pela formação de carbonetos (TiC) e/ou de carbossulfetos ($\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$), são mais grosseiros do que o precipitado NbC formado nos aços IF-TiNb. Com isso, os finos precipitados formados nos aços IF-TiNb distribuídos ao longo da microestrutura do material funcionam como barreiras mais efetivas à migração dos contornos de alto ângulo durante as etapas de recristalização e crescimento de grão durante o recozimento no processo de fabricação [10].

A microestrutura mais refinada do aço IF-TiNb se reflete diretamente nos resultados dos ensaios de microdureza Vickers, onde os valores médios foram de 125HV para o IF-TiNb, enquanto que para o aço IF-Ti foi de 95HV.

3.3 Ensaios Dilatométricos

3.3.1 Aquecimento contínuo

A Figura 3a apresenta um exemplo das curvas dilatométricas de aquecimento a uma taxa de 5°C/s para os aços IF-Ti e IF-TiNb. A Figura 3b apresenta as temperaturas críticas de início e fim da transformação $\alpha \rightarrow \gamma$ para os aços IF-Ti e IF-TiNb. A determinação das temperaturas críticas foi realizada aplicando-se o método das derivadas [14].



Nota-se que as médias das temperaturas críticas Ac1 e Ac3 para o aço IF-TiNb (888°C e 1027°C) são ligeiramente menores em relação às do aço IF-Ti (892°C e 1028°C). Isto pode ser explicado pelo fato da nucleação da γ a partir da α ocorrer preferencialmente nos contornos de grãos ferríticos, dessa forma, uma estrutura inicialmente mais refinada terá uma maior densidade de contornos de grãos e conseqüentemente a nucleação heterogênea será favorecida, resultando em uma menor temperatura de início de transformação $\alpha \rightarrow \gamma$ [15].

Considerando que a taxa de aquecimento foi constante, além de identificar as diferenças nas temperaturas críticas, foi possível medir o tempo total de transformação, sendo 27,2s para o aço IF-Ti e 27,8s para o aço IF-TiNb. Percebe-se que apesar da transformação começar antecipadamente no aço IF-TiNb, em função do favorecimento da etapa de nucleação, o efeito da adição do Nb, como descrito na literatura, parece dificultar os processos difusionais, prejudicando a etapa de crescimento da austenita, justificando assim o maior tempo de austenitização [10].

3.3.2 Resfriamento contínuo

A Figura 4a apresenta um exemplo das curvas dilatométricas de resfriamento contínuo a $0,5^\circ\text{C/s}$ dos aços IF-Ti e IF-TiNb, entretanto, ressalta-se que para cada taxa de resfriamento estudada, obteve-se uma curva dilatométrica específica. A Figura 4b apresenta as temperaturas críticas de início e fim da decomposição da austenita em função das diferentes taxas de resfriamento. Semelhante ao aquecimento, as temperaturas críticas de início e fim de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ foram determinadas aplicando-se o método das derivadas [14]. Durante o resfriamento, grãos de α nucleiam-se preferencialmente nos contornos de grãos da γ à temperatura Ar3 e então crescem continuamente, consumindo toda a austenita [3]. Observa-se que com o aumento da taxa de resfriamento, as transformações vão começar e terminar em

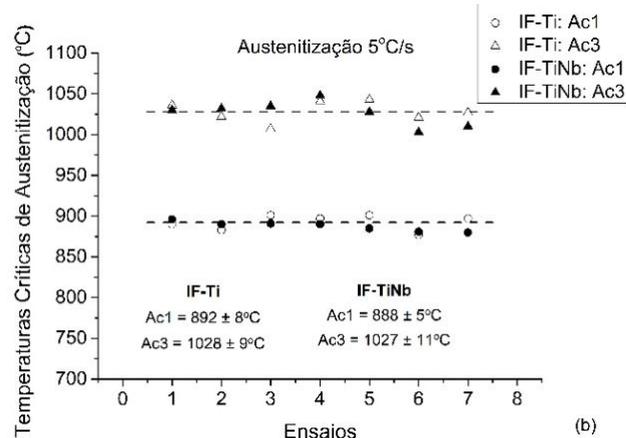


Figura 3. (a) Curvas dilatométricas de aquecimento contínuo a 5°C/s dos aços IF-Ti e IF-TiNb; (b) Temperaturas críticas Ac1 e Ac3 dos aços IF-Ti e IF-TiNb.

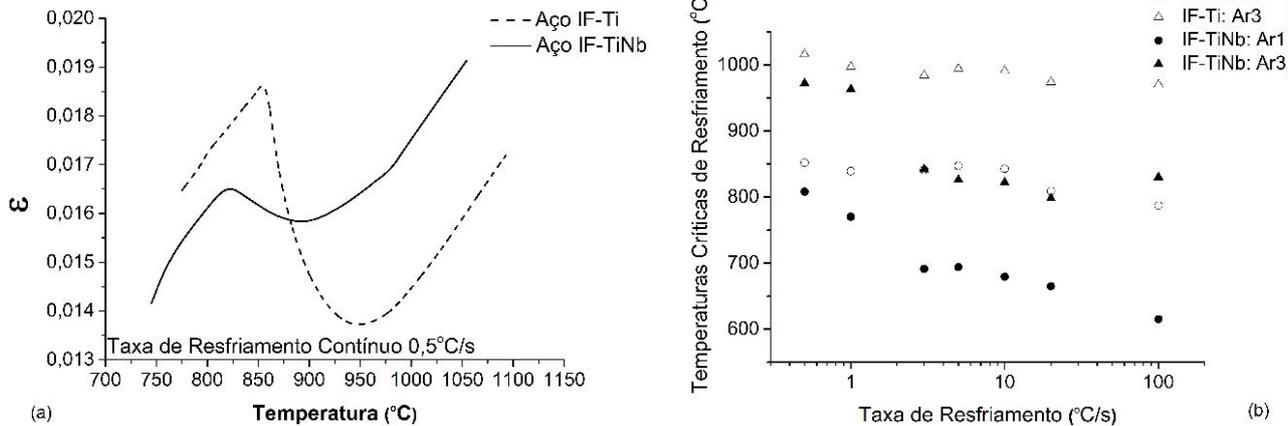


Figura 4. (a) Curva dilatométrica de resfriamento contínuo a 0,5 °C/s dos aços IF-Ti e IF-TiNb; (b) Temperaturas críticas de transformação durante resfriamento em função da taxa de resfriamento.

temperaturas mais baixas, resultando em um maior grau de super-resfriamento. Além disso, nota-se que o aço IF-TiNb é mais sensível ao efeito da taxa de resfriamento, visto que suas temperaturas críticas, Ar3 e Ar1, são menores do que as temperaturas críticas obtidas para o aço IF-Ti. Segundo a literatura, para a concentração de Nb presente no aço IF-TiNb, na temperatura de austenitização avaliada neste trabalho, haverá parcial dissolução de NbC na austenita. O Nb em solução sólida, apesar de ser α -gêneo, a sua reprecipitação dificulta o processo difusional, dificultando a decomposição da austenita [8,9,16]. O maior teor de Mn neste aço também é uma importante contribuição para este abaixamento das temperaturas críticas. O Mn é um elemento γ -gêneo e, portanto, retarda a decomposição da γ .

Com a diminuição da temperatura de início de transformação, espera-se que o raio crítico de nucleação de α diminua, promovendo assim um maior número de núcleos da nova fase aptos ao crescimento. Neste contexto, espera-se que os grãos ferríticos do aço IF-TiNb sejam menores quando comparados com os aços IF-Ti para as diferentes taxas de resfriamento estudadas [9].

3.3.3 Comparativo entre as cinéticas de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ dos aços IF durante resfriamento contínuo

A cinética de transformação de fases em processos isotérmicos é descrita pelo modelo clássico de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK). A Equação 1 representa o modelo JMAK.

$$y = 1 - \exp(-kt^n) \quad (1)$$

onde, y é a fração transformada para um dado instante de tempo t , n é o expoente de Avrami e k depende da temperatura e é dado pela equação de Arrhenius [17-19]. Recentemente, diversos autores têm proposto adaptações de

diversos modelos para caracterizar a cinética em processos não isotérmicos com certa previsibilidade.

Para cada taxa de resfriamento estudada, considerou-se a fração de austenita em função da temperatura, que foi calculada por meio da aplicação do método da variação específica de volume (regra da alavanca) [20]. Após ajuste não linear dos pontos experimentais, buscando-se uma função que relacionasse de forma direta T e y , encontrou-se a Equação 2, denominada função de Gauss Amplificada. Ao se analisar a Equação 2, ela se assemelha a Equação de Koistinen e Marburger desenvolvida para descrever a cinética de transformação martensítica em aços carbono, porém adaptada, haja visto que na equação original para transformação martensítica o valor de n sempre é, segundo os autores, igual a 1 [21].

$$y = 1 - \exp\left(-k(T - T_0)^n\right) \quad (2)$$

Na Equação 2, y é a fração transformada, k , T_0 , n são constantes. Como a taxa de resfriamento é constante, pode-se chegar à Equação 3.

$$T = T_y + (-taxa * t) \quad (3)$$

onde, T_y é a temperatura de austenitização (1100 °C), $taxa$ é a taxa de resfriamento e t é o tempo (s). Substituindo a Equação 3 em 2 tem-se a Equação 4 que descreveu bem a evolução da fração de austenita decomposta em função da temperatura para o resfriamento contínuo dos aços estudados.

$$y = 1 - \exp\left(-k(1100 + (-taxa * t) - T_0)^n\right) \quad (4)$$

Com isso foi possível realizar a simulação da cinética considerando as constantes encontradas para cada taxa de resfriamento estudada. Observou-se que, tanto a simulação da cinética considerando o modelo JMAK quanto o proposto pelo ajuste no gráfico fração da austenita em função da

temperatura, tiveram resultados muito semelhantes devido aos bons ajustes promovidos por ambas as equações. As Figuras 5a e c apresentam a cinética de decomposição da austenita durante o resfriamento contínuo para os aços IF-Ti e IF-TiNb, respectivamente. Enquanto que as Figuras 5b e d apresenta a velocidade de transformação em função da temperatura, ou seja, indiretamente em função do grau de super-resfriamento, uma vez que quanto menor a temperatura de transformação, maior o grau de super-resfriamento.

A transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ é um processo termicamente ativado. A teoria clássica do complexo ativado sugere que as energias livres da fase reagente e da fase produto estão nas duas posições mínimas de energia livre, separadas por uma energia máxima no estado metaestável (complexo de ativação). A taxa de transformação ou a cinética da reação nesses casos depende de dois fatores: (i) a magnitude da barreira de energia de ativação, sendo a maior taxa para uma barreira de ativação menor e (ii) o número de átomos no sistema reagente com energia térmica suficientemente alta para superar a barreira de ativação [22].

No caso de aços microligados, como os aços IF, é importante identificar a influência dos elementos dissolvidos e das impurezas no grau de super-resfriamento produzido durante a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$. A causa deste super-resfriamento reside na rejeição de soluto pela fase α , enriquecendo conseqüentemente a fase γ junto à interface durante a transformação. Nota-se que quanto mais baixa a temperatura de transformação, como no caso do aço IF-TiNb, maior será o grau de super-resfriamento e, portanto, menor o raio crítico de nucleação, o que favorece um refino da estrutura ferrítica.

Para taxas de resfriamento fora das condições de equilíbrio, o relaxamento dos estados de energia de valores elevados para baixos é incapaz de manter o ritmo de decréscimo com a velocidade de redução da temperatura. 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. Esta diferença entre a fração real de átomos e a fração de equilíbrio aumentará com a taxa de resfriamento crescente. Esta diferença é equivalente

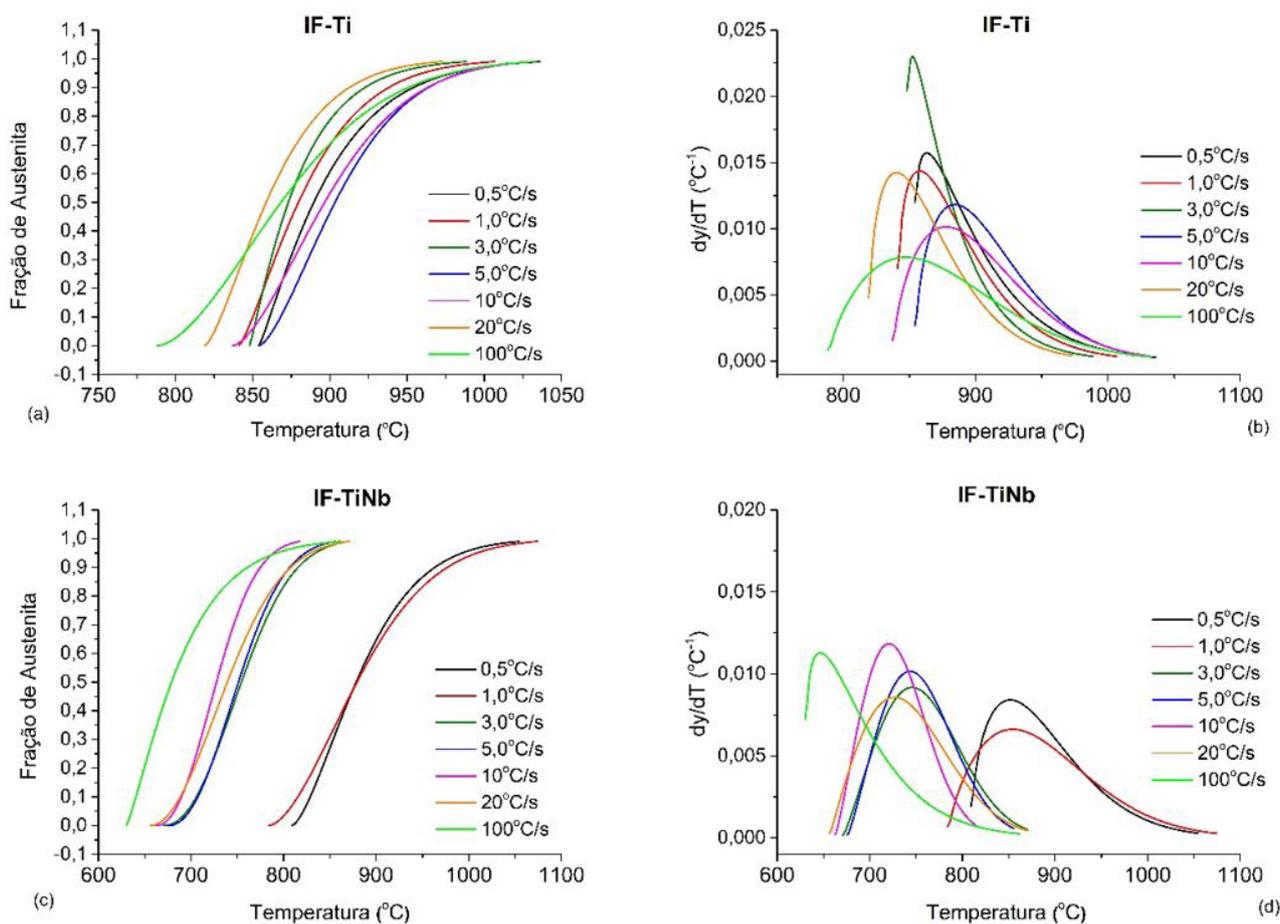


Figura 5. (a) e (c) Fração de austenita em função da temperatura para o aço IF-Ti e IF-TiNb, respectivamente; (b) e (d) Velocidade de decomposição da austenita em função da temperatura para o aço IF-Ti e IF-TiNb, respectivamente.

a uma redução efetiva na energia de ativação aparente com a taxa de resfriamento. Entretanto, na sequência do resfriamento, à medida que se atinge temperaturas de transformação baixas, a energia disponível para o crescimento da fase produto diminui e há um decréscimo na velocidade de transformação. Estas observações explicam o perfil parabólico das curvas de velocidade de transformação versus temperatura (Figuras 5b e d), onde se nota inicialmente uma velocidade crescente que atinge um valor máximo e decresce até o final da transformação [22].

A Figura 6 apresenta as curvas da cinética de decomposição da austenita em função do tempo de transformação para cada condição de resfriamento para os aços (a) IF-Ti e (b) IF-TiNb. Observa-se, a partir das Figuras 5 e 6, que o aço IF-TiNb é relativamente mais sensível ao efeito da taxa de resfriamento do que o aço IF-Ti, pois com o aumento da taxa de resfriamento há menos tempo para os átomos se difundirem e a maior quantidade de Nb e Mn dissolvidos em solução sólida no aço IF-TiNb irá ter uma influência ainda maior no atraso da decomposição austenítica.

3.3.4 Diagramas TRC

Por meio da análise das temperaturas críticas de transformação medidas nas curvas dilatométricas correspondentes às taxas de resfriamento estudadas, foi possível determinar os diagramas TRC dos aços IF-Ti e IF-TiNb. A Figura 7 apresenta um comparativo entre os diagramas obtidos para os dois aços. Nota-se que para taxas de resfriamento contínuas acima de 3 °C/s, a temperatura final de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ para o aço IF-Ti é próxima à temperatura de início de transformação para o aço IF-TiNb. Isto porque, conforme dito anteriormente, a maior concentração de Mn (γ -gêneo) no aço IF-TiNb contribuirá fortemente para o atraso do início de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, sendo este efeito mais pronunciado em taxas de resfriamento acima de 3 °C/s.

3.3.5 Caracterização microestrutural dos corpos de prova de dilatometria

A Figura 8 apresenta as microestruturas dos corpos de prova dos aços IF submetidos aos ensaios dilatométricos com taxa de resfriamento de 0,5 °C/s e 100 °C/s. Nota-se a obtenção de uma estrutura mais grosseira para o aço IF-Ti, tanto para a taxa de 0,5 °C/s quanto para 100 °C/s, cujo os tamanhos de grão ferríticos médio são 74,5 μm e 57,6 μm respectivamente. Enquanto que a microestrutura do aço IF-TiNb, também composta de ferrita, se apresenta mais refinada, com tamanho médio de grão de 43,8 μm para a condição de resfriamento de 0,5 °C/s. Em relação à condição de resfriamento de 100 °C/s para o aço IF-TiNb, observa-se uma brusca mudança de morfologia dos grãos ferríticos, o que impossibilitou a medição do seu tamanho de grão médio pelo método adotado neste estudo. Segundo a literatura, acompanhando esta mudança de morfologia para maior velocidade de resfriamento, alguns elementos teriam menos tempo para difusão e formação de compostos intergranulares e poderia haver a formação de carbonetos intragranulares na ferrita, o que seria descrito por alguns autores como uma espécie de transformação bainítica. Deve-se destacar que os precipitados não seriam visíveis por meio do emprego da técnica de microscopia óptica, mas o efeito termodinâmico de sua formação na estrutura induziria a formação de regiões com maior susceptibilidade ao ataque químico, gerando como contraste, regiões que se caracterizam por pontos escuros que seriam pites de corrosão concentrados [7-9].

A Figura 9 apresenta a média dos valores de microdureza Vickers obtidos para os corpos de prova provenientes dos ensaios dilatométricos. Nota-se que a microdureza aumenta à medida que a taxa de resfriamento aumenta. Além disso, pode-se observar que os valores de microdureza para o aço IF-TiNb em todas as condições de resfriamento são maiores em comparação com os do aço IF-Ti, isto porque a maior densidade de contornos de grãos na microestrutura do aço

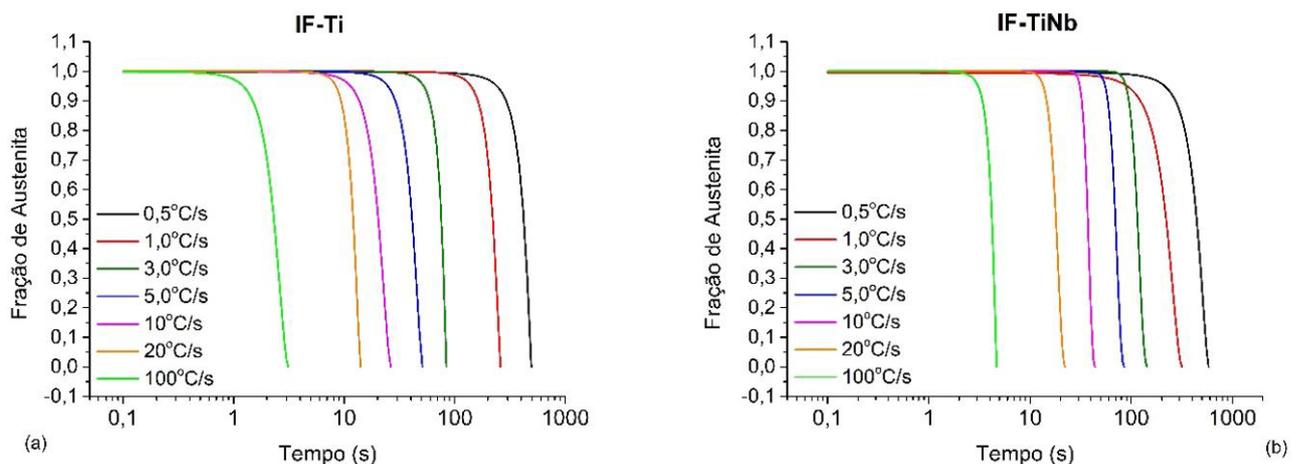


Figura 6. Cinética de decomposição da austenita em função do tempo (a) IF-Ti; (b) IF-TiNb.

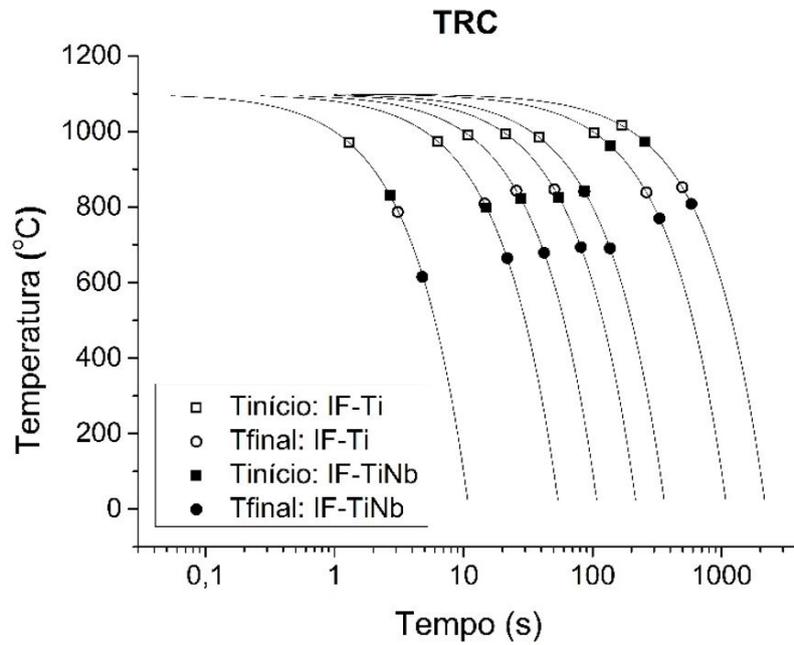


Figura 7. Comparativo dos Diagrama TRC dos aços IF-Ti e IF-TiNb.

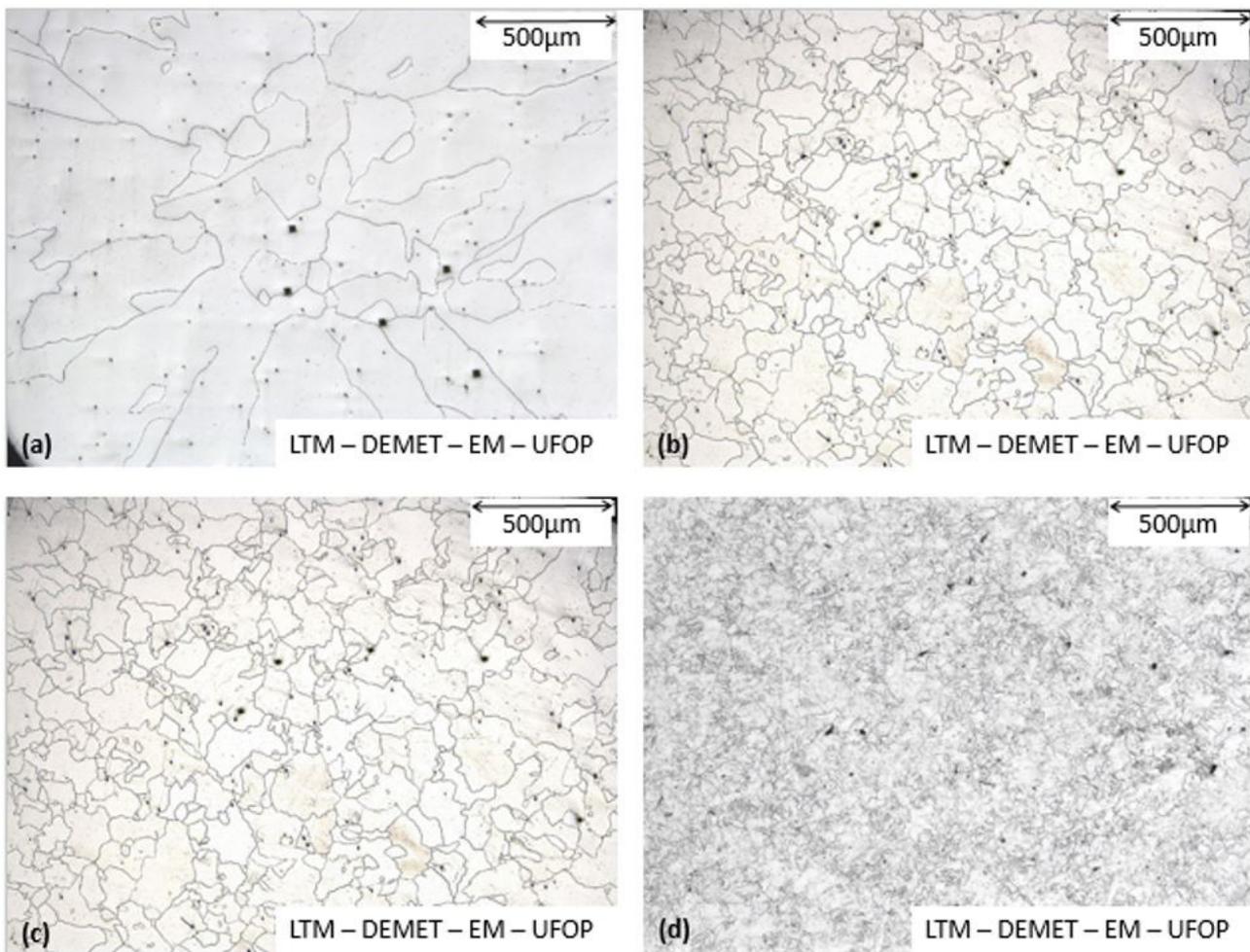


Figura 8. Microestrutura dos corpos de provas dilatométricos – MO – Nital 2% – 50x: (a) IF-Ti – taxa de resfriamento 0,5 °C/s; (b) IF-Ti – taxa de resfriamento 100 °C/s; (c) IF-TiNb – taxa de resfriamento 0,5 °C/s; (d) IF-TiNb – taxa de resfriamento 100 °C/s.

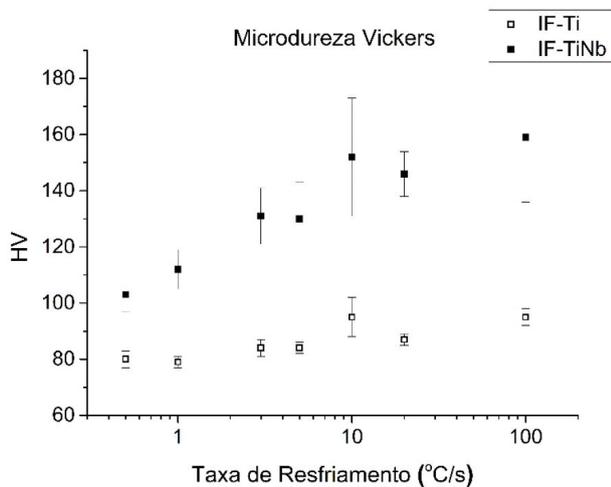


Figura 9. Microdureza das amostras dos aços IF-Ti e IF-TiNb submetidas aos ensaios dilatométricos em diferentes condições de resfriamento contínuo.

IF-TiNb e o efeito de endurecimento por solução sólida do Mn, faz com que sua resistência mecânica seja maior do que do aço IF-Ti, além da contribuição do endurecimento por precipitação das finas partículas de NbC formadas no aço IF-TiNb.

4 CONCLUSÕES

Os aços IF estudados apresentam diferenças significativas na quantidade dos elementos estabilizantes Ti e Nb e do elemento Mn. Ambos os aços no estado de

entrega são constituídos por uma matriz ferrítica, sendo que o aço IF-TiNb apresenta uma microestrutura mais refinada e com maior dureza.

Quanto à cinética de austenitização, pode-se observar que as médias das temperaturas críticas durante o aquecimento contínuo para o aço IF-TiNb são ligeiramente menores em relação às do aço IF-Ti.

As temperaturas críticas medidas durante o resfriamento contínuo do aço IF-TiNb são menores do que as temperaturas obtidas para o aço IF-Ti em função da dissolução parcial de carbonetos de nióbio e do seu maior teor de Mn.

O aço IF-TiNb se mostrou ser mais sensível ao efeito da taxa de resfriamento. A maior concentração de Mn no aço IF-TiNb contribuiu para o atraso da decomposição austenítica, sendo este efeito mais pronunciado em taxas de resfriamento acima de 3 °C/s.

Quanto à caracterização microestrutural e de microdureza dos corpos de provas dilatométricos, observou-se que quanto maior a velocidade de resfriamento, menor o tamanho de grão ferrítico, sendo este efeito mais pronunciado no aço IF-TiNb. Os finos precipitados formados nos aços IF-TiNb, a maior densidade de contornos de grãos nesses aços e o efeito de endurecimento por solução sólida do Mn contribuíram para a obtenção de maiores valores de microdurezas Vickers após resfriamento contínuo.

Agradecimentos

À Capes, pelo financiamento da bolsa de mestrado.

REFERÊNCIAS

- 1 Bhadeshia HKDH. Phase transformations during spot welding of interstitial-free steel. In: Proceedings of the International Conference on Interstitial-free Steels; 2010; Jamshedpur, India. Cambridge: University of Cambridge; 2010. 11 p.
- 2 Beladi H, Rohrer GS. The distribution of grain boundary planes in interstitial free steel. *The Minerals, Metals & Materials*. 2013;44A:115-124.
- 3 Ghosh S, Singh AK, Mula S. Effect of critical temperatures on microstructures and mechanical properties of Nb-Ti stabilized IF steel processed by multiaxial forging. *Materials & Design*. 2016;100:47-57. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2016.03.107>.
- 4 Deardo AJ. Physical metallurgy of interstitial-free steels: precipitates and solutes. In: Proceedings of the IF Steel; 2000; Warrendale. Warrendale: International Steel Society; 2000. p. 125-136.
- 5 Fonseca FAV. Efeito do substrato dos aços IF nas propriedades do revestimento Galvannealed [dissertação]. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais; 2006.
- 6 Saray O, Purcek G, Karaman I, Neindorf T, Maier HJ. Equal-channel angular sheet extrusion of interstitial-free (IF) steel: microstructural evolution and mechanical properties. *Materials Science and Engineering A*. 2011;528(21):6573-6583. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2011.05.014>.
- 7 Tither G, Garcia CI, Hua M, Deardo AJ. Precipitation behavior and solute effects in interstitial-free steels sheets. In: Proceedings of the International Forum for Physical Metallurgy of IF Steels; 1994; Tokyo. Tokyo: ISI; 1994. p. 293-322.

- 8 Lips K, Yang X, Mols K. The Effect of coiling temperature and continuous annealing on the properties of bake hardenable IF Steels. *Steel Research*. 1996;67(9):357-363. <http://dx.doi.org/10.1002/srin.199605501>.
- 9 Mohrbacher H. Niobium based metallurgical concepts and strategies for the production of IF-HS and IF-BH steel grades. In: *Proceedings of the International Conference on Interstitial Free Steels: Manufacturing Applications*; 2010; Jamshedpur, India. Local: NiobelCon, Belgium; 2010. 12 p.
- 10 Dias FMS, Fonseca FAV, Hauegen CG, Lins JFC, Campos MF. Textura e comportamento mecânico de aços IF estabilizados ao Ti e Nb-Ti. *Tecnologica em Metalurgia, Materiais e Mineração*. 2012;9(4):294-301.
- 11 Bayraktar E, Chevalier JP, Kaplan D, Devillers L. Effect of alloying elements on the damage of interstitial free steels. in: *Proceedings of the SEM Annual Conference*; 2009; Albuquerque, New Mexico, USA. Albuquerque: Society for Experimental Mechanics; 2009.
- 12 Calcagnotto M, Ponge D, Raabe D. On the effect of manganese on grain size stability and hardenability in ultrafine-grained ferrite/martensite dual-phase steels. *Metallurgical and Materials Transactions*. 2012;43A(1):37-46. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-011-0828-3>.
- 13 American Society for Testing and Materials – ASTM. ASTM E1382-97: standard test methods for determining average grain size using semiautomatic and automatic image analysis. West Conshohocken: ASTM International; 2004.
- 14 Pawlowski B. Determination of critical points of hypoeutectoid steel. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2012;57(4):957-962. <http://dx.doi.org/10.2478/v10172-012-0106-4>.
- 15 Zhang G, Chae J, Kim K, Suh DW. Effects of Mn, Si and Cr addition on the dissolution and coarsening of pearlitic cementite during intercritical austenitization in Fe-1mass% alloy. *Materials Characterization*. 2013;81:56-67. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matchar.2013.04.007>.
- 16 Kim J, Jung JG, Kim DH, Lee YK. The kinetics of Nb(C, N) precipitation during the isothermal austenite to ferrite transformation in a low-carbon Nb-microalloyed steel. *Acta Materialia*. 2013;61(19):7437-7443. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2013.08.052>.
- 17 Johnson WA, Mehl RF. Reactions kinetics in processes of nucleation and growth. *Trans AIME*. 1939;135:416-442.
- 18 Avrami M. Kinetics of phase change I. General theory. *The Journal of Chemical Physics*. 1939;7(12):1103-1112. <http://dx.doi.org/10.1063/1.1750380>.
- 19 Kolmogorov A. A statistical theory for the recrystallization of metals. *Akademii Nauk SSSR Seriya Matematicheskaya*. 1937;1:355-359.
- 20 Suh DW, Oh CS, Han HN, Kim SJ. Dilatometric analysis of austenite decomposition considering the effect of non-isotropic volume change. *Acta Materialia*. 2007;55(8):2659-2669. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2006.12.007>.
- 21 Koistinen DP, Marburger RE. A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels. *Acta Metallurgica*. 1959;7(1):59-60. [http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160\(59\)90170-1](http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160(59)90170-1).
- 22 Singh SB, Krishnan K, Sahay SS. Modeling non-isothermal austenite to ferrite transformation in low carbon steels. *Materials Science and Engineering A*. 2007;445-446:310-315. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2006.09.044>.

Recebido em: 24 Out. 2017

Aceito em: 17 Abr. 2018