

CARACTERIZAÇÃO DAS TRANSFORMAÇÕES DE FASES SOB RESFRIAMENTO CONTÍNUO DE UM AÇO DO TIPO TRIP780*

Charles Henrique Xavier Morais Magalhães¹

Gabriel Marques Magalhães Mourão²

Pablo Henrique Kelly Campos²

Geraldo Lúcio de Faria³

Resumo

Os aços TRIP são conhecidos como sendo parte da primeira geração de AHSS, logo, são ligas de grande importância para a indústria automotiva. Para que tais ligas possam ser submetidas a tratamentos térmicos que adequem a microestrutura de acordo com as propriedades mecânicas desejadas, é essencial se conhecer as temperaturas críticas de transformação de fase principalmente em um resfriamento contínuo. Nesse contexto, este trabalho propôs a execução de ciclos térmicos de austenitização seguidos de resfriamento contínuo sob diferentes taxas, simulados em um dilatômetro de têmpera de modo a se obter as curvas de transformação sob resfriamento contínuo (diagrama TRC) para um aço do tipo TRIP780. Com o auxílio de MO e MEV, as microestruturas foram analisadas e a microdureza Vickers de cada microestrutura resultante foi medida, apresentando uma tendência de aumento logarítmica com a taxa de resfriamento. O diagrama TRC mostrou que as temperaturas críticas de início transformação dos constituintes difusionais diminuem à medida que se aumenta o grau de superresfriamento da austenita. Nesse mesmo sentido, a microdureza apresentou valores cada vez maiores devido à maior fração de bainita e, principalmente, martensita. Por fim, taxas de resfriamento mais baixas conduziram a uma menor temperatura de início de formação de martensita.

Palavras-chave: Aço TRIP780; Diagrama TRC; Taxa de Resfriamento; Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS).

CHARACTERIZATION OF PHASE TRANSFORMATIONS UNDER CONTINUOUS COOLING OF A TRIP 780 STEEL

Abstract

TRIP steels are known to be part of the first generation of AHSS, so they are important alloys for the automotive industry. For such alloys to be subjected to heat treatments that adjust the microstructure according to the desired mechanical properties, it is essential to know the critical phase transformation temperatures mainly in a continuous cooling. In this context, this work proposed the execution of thermal austenitization cycles followed by continuous cooling under different rates simulated in a quenching dilatometer in order to obtain the transformation curves under continuous cooling (CCT diagram) for a TRIP780 steel. Applying OM and SEM, the microstructures were analyzed and the Vickers microhardness of each resulting microstructure was measured, presenting a tendency of logarithmic increase with the cooling rate. The CCT diagram showed that the critical transformation start temperatures of the diffusional constituents decrease as the degree of austenite super-cooling increases. In this same sense, the microhardness presented higher values due to the higher fraction of bainite and, mainly, martensite. Finally, lower cooling rates led to a lower martensite formation start temperature.

Keywords: TRIP780 Steel; CCT Diagram; Cooling Rate; Advanced High Strength Steels (AHSS).

¹ Engenheiro Metalúrgico. Msc. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (DEMET), EM, UFOP, MG, Brasil; charlesmagalhaesop@gmail.com

² Graduando em Engenharia Metalúrgica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (DEMET), EM, UFOP, MG, Brasil; gabriel.mmmourao@gmail.com; pablohkc@gmail.com.

³ Físico. Dr. Professor. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (DEMET), EM, UFOP, MG, Brasil; geraldofaria@demet.em.ufop.br.

1 INTRODUÇÃO

A indústria siderúrgica apresenta várias soluções para a indústria automotiva tendo em vista que o aço é um dos materiais mais importantes que têm a característica de se adaptar às novas exigências econômicas, ambientais e de segurança [1]. As tendências atuais conduzem ao uso de maiores quantidades de aços avançados de alta resistência (AHSS) para que essas exigências sejam cumpridas [2]. Em resumo, os aços aplicados nos projetos automotivos devem aumentar a resistência aos impactos e, concomitantemente, diminuir o peso do veículo visando menores consumo de combustível e emissão de gases, sem prejuízos à segurança dos passageiros [2-5].

Os aços de plasticidade induzida por transformação (TRIP) e os dual phase (DP) são atualmente muito utilizados pela indústria automotiva na construção de automóveis e são considerados como aços da primeira geração dos AHSS, uma vez que combinam alta resistência mecânica e ductilidade adequada a muitos componentes estruturais de automóveis [2]. Deve-se lembrar também dos aços de plasticidade induzida por maclação (TWIP, considerados de segunda geração) como aços de elevada tenacidade e possíveis candidatos a aplicações automotivas. Porém, devido ao alto teor de manganês (em torno de 20% em massa), são aços de alto custo e de difícil processamento [3]. Logo, os aços TRIP e DP continuam sendo atrativos em termos de propriedades mecânicas e custo de produção/aplicação.

É importante ressaltar que muitos trabalhos vêm sendo realizados com o intuito de desenvolver uma terceira geração de AHSS, superior em termos de propriedades mecânicas à primeira geração, como por exemplo aços submetidos a tratamentos térmicos de têmpera e partição (Q&P). Esses aços possuem composições químicas semelhantes aos aços TRIP porém limite de resistência e ductilidade superiores, sendo assim economicamente viáveis para aplicações automotivas[3-6].

De maneira geral, os aços TRIP podem ser obtidos, após a laminação a frio, por meio de um tratamento térmico realizado na sequência apresentada a seguir: austenitização intercrítica seguida de um tratamento isotérmico com decomposição parcial da austenita na região de transformação bainítica. Tanto durante a austenitização intercrítica quanto durante o tratamento isotérmico, ocorre a partição de carbono para a austenita e, conseqüentemente, enriquecimento em carbono dessa fase. Assim, após o resfriamento final, tem-se austenita retida à temperatura ambiente, bainita e ferrita, microestrutura que garante boa resistência mecânica aliada a boa ductilidade [3]. Para que essas transformações sejam possíveis, os aços TRIP possuem uma composição química típica com baixo teor de carbono (~0,2%) e adições de manganês (~1,5%) e silício (~1,5%) ou alumínio. A austenita retida é justamente a fase responsável pelo efeito TRIP durante uma deformação, permitindo um maior encruamento e plasticidade do aço. Obtém-se assim maiores limites de resistência e alongamento em um ensaio de tração à temperatura ambiente, o que se traduz em maior tenacidade [7].

Portanto, é de extrema importância se conhecer as temperaturas e os tempos de transformação de fases durante um resfriamento contínuo dos aços TRIP para que se possa obter as propriedades mecânicas desejadas aliadas a um baixo custo de produção. Nesse contexto, este trabalho estudou e caracterizou um aço TRIP780 por meio de simulações físicas aplicando-se ciclos térmicos de austenitização supercrítica seguidos de resfriamento contínuo sob diferentes taxas em um dilatômetro de têmpera. Com o tratamento de dados e auxílio de microscópio óptico

(MO) e microscópio eletrônico de varredura (MEV), as curvas de transformação foram determinadas e o diagrama TRC foi construído.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 Materiais

O material deste estudo consistiu em um aço do tipo TRIP780 cuja composição química está apresentada na Tabela 1. A Figura 1 apresenta micrografias da amostra como recebida, neste caso, laminada a quente até a espessura de 4mm. A microestrutura inicial se apresentou como sendo ferrita pró-eutetóide e perlita, uma vez que as amostras foram retiradas de uma chapa em uma condição de processamento intermediário, não apresentando uma microestrutura típica de um aço TRIP ao final do processamento.

Tabela 1. Composição química do aço TRIP780 (% em massa)

C	Mn	Si	P	S	Cr	Al	Cu
0,23	1,63	1,32	0,0257	0,0014	0,03	0,02	0,02

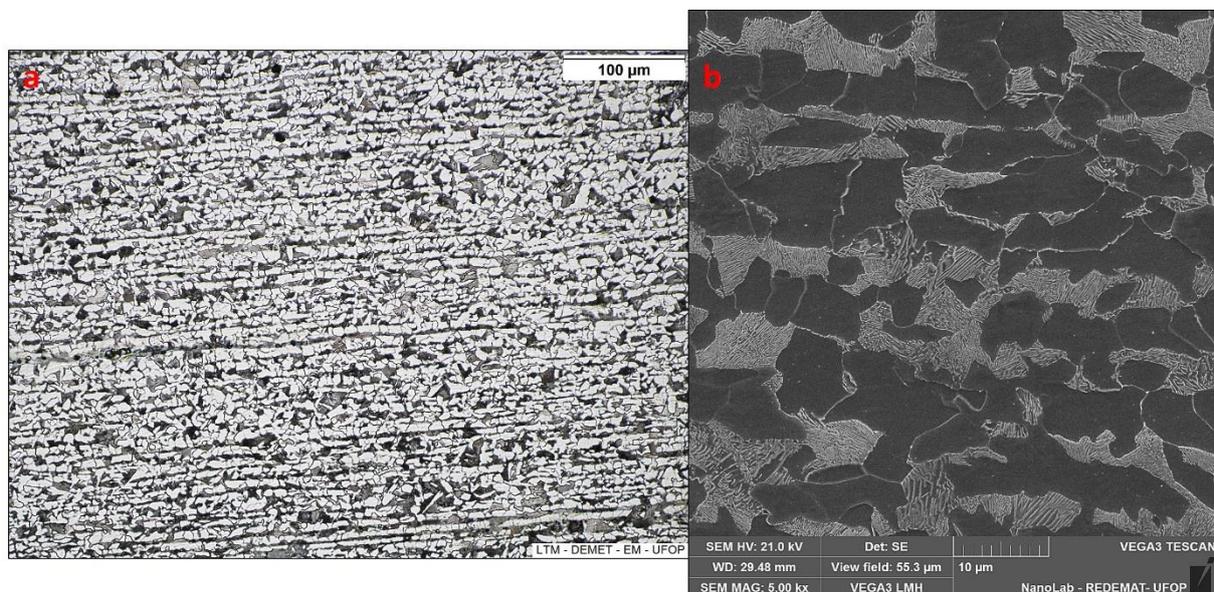


Figura 1. Micrografias do estado de entrega do aço TRIP780 observadas via: a) MO-200x e b) MEV-5000x. Ataque Nital 4%.

2.2 Procedimentos Experimentais

Para análise inicial da microestrutura apresentada na Figura 1, amostras foram retiradas no sentido de laminação da chapa (de modo que a superfície analisada fosse a seção transversal), embutidas e preparadas metalograficamente segundo a norma ASTM E3-01 para análise via MO LEICA DM2700M e MEV TESCAN VEGA3. As simulações físicas foram realizadas no dilatômetro de têmpera LINSEIS R.I.T.A. L78. Os corpos de prova (CP's) para os ensaios dilatométricos (cilindros maciços de 10mm de altura x 3mm de diâmetro) foram usinados a partir de amostras também retiradas no sentido de laminação da chapa de forma que, após os ensaios, foram cortados ao meio, embutidos e preparados metalograficamente segundo a norma ASTM E3-01 e suas seções transversais foram analisadas por meio de MO e MEV. Os ciclos térmicos aplicados aos CP's consistiram em um aquecimento a 3°C/s até

950°C, manutenção dessa temperatura por 3min e resfriamento contínuo até a temperatura ambiente sob diferentes taxas (1°C/s, 3°C/s, 5°C/s, 7°C/s, 10°C/s, 15°C/s, 20°C/s, 30°C/s, 50°C/s, 150°C/s). Os dados (tempo, temperatura e deformação linear do CP) das curvas obtidas pela aplicação dos ciclos térmicos foram analisados no software *Origin 9.0* e o diagrama TRC foi então determinado para o aço em questão. Por fim, a microdureza Vickers média de cada CP foi medida com o auxílio de um microdurômetro PANTEC utilizando carga de 300gf por 5s.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 2 apresenta as micrografias das amostras resfriadas entre 1°C/s e 7°C/s. Foi possível observar que apenas nas amostras resfriadas a 1°C/s e 3°C/s, o bandejamento da microestrutura foi mantido, indicando que existe segregação química na amostra, uma vez que o tratamento foi apenas térmico e não termomecânico (esse último justificaria um bandejamento). Como o Mn é um elemento gamagêneo e o Si alfa-gêneo, estes elementos tendem a segregar nas fases austenita e ferrita respectivamente [9]. Durante o aquecimento e encharque a 950°C não há tempo suficiente para que ocorra a difusão e homogeneização desses elementos substitucionais [10]. Assim, em um resfriamento lento existem regiões quimicamente favoráveis à formação de ferrita, o que leva ao bandejamento da microestrutura final.

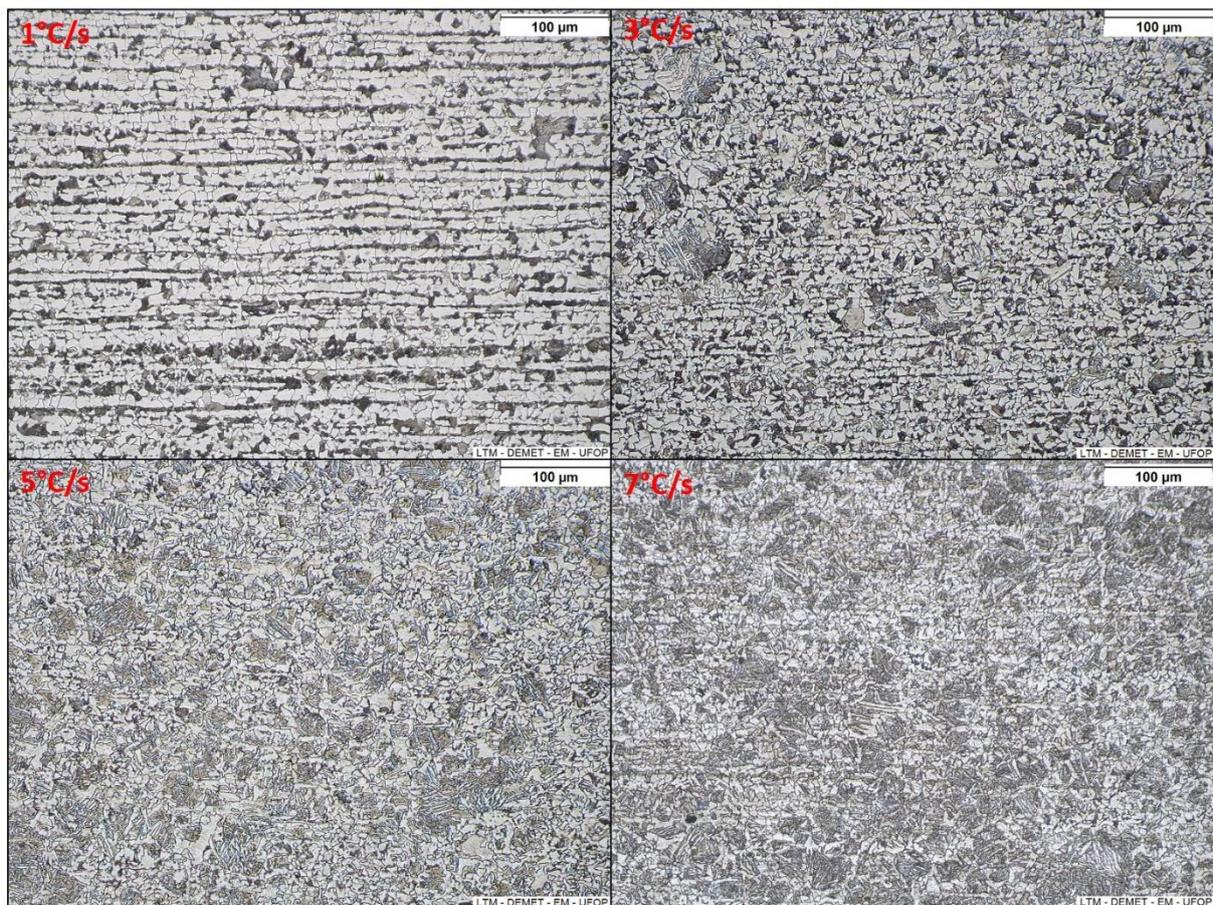


Figura 2. Micrografias das amostras resfriadas continuamente de 1°C/s a 7°C/s. MO-200x. Ataque Nital 4%.

Também se observou uma mudança na morfologia e no tipo dos constituintes formados com o aumento da taxa de resfriamento. Aumentando-se a taxa de resfriamento, conseqüentemente, há um aumento no grau de superresfriamento da austenita. Esse aumento diminui as temperaturas críticas de início de formação de constituintes difusionais [9]. Entre as taxas de 5°C/s e 7°C/s já não foi possível observar a presença de perlita na microestrutura, uma vez que o “alto” teor de Si na liga retarda a cinética de formação de cementita [1,7,8]. Ficou evidente a formação de, além da ferrita poligonal, ferrita alotriomorfa a partir dos contornos de grãos austeníticos. Esse tipo de ferrita, de nucleação heterogênea, tem sua formação favorecida com o aumento do grau de superresfriamento [10].

A partir da taxa de 3°C/s foi observado claramente (com auxílio do MEV, conforme mostra a Figura 5, e as curvas de dilatométrica) a formação de bainita, constituinte difusional formado a temperaturas mais “baixas” geralmente presente na microestrutura final de aços TRIP [1,2,7]. A partir da taxa de 5°C/s foi observada a formação de martensita, constituinte adifusional resultante da transformação da austenita sob taxas de resfriamento relativamente elevadas [1,9,10]. Esse fato comprovou a “alta” temperabilidade dos aços TRIP (principalmente devido ao alto teor de Mn, elemento gamagêneo, presente na liga) que, mesmo sob taxas de resfriamento relativamente baixas, apresenta a formação de martensita, evidenciando uma maior estabilidade da austenita no que diz respeito à decomposição em constituintes difusionais. É importante ressaltar que o Si também exerce um papel fundamental no atraso da cinética de formação desses constituintes difusionais. Portanto, levando em conta o baixo teor de carbono dos aços TRIP, pode-se dizer que sua temperabilidade é relativamente elevada quando comparada a aços carbono de baixa liga.

A Figura 3 apresenta as micrografias ópticas das amostras resfriadas continuamente de 10°C/s a 30°C/s. A evolução da microestrutura com o aumento do grau de superresfriamento foi observada conforme esperado: diminuição da fração de constituintes difusionais, formados em temperaturas cada vez mais baixas, e aumento da fração da fase martensítica. A ferrita se mostrou, com o aumento da taxa de resfriamento, como sendo do tipo alotriomorfa, indicando que o tempo em temperaturas elevadas não foi suficiente para a formação e crescimento de uma maior fração de ferrita poligonal.

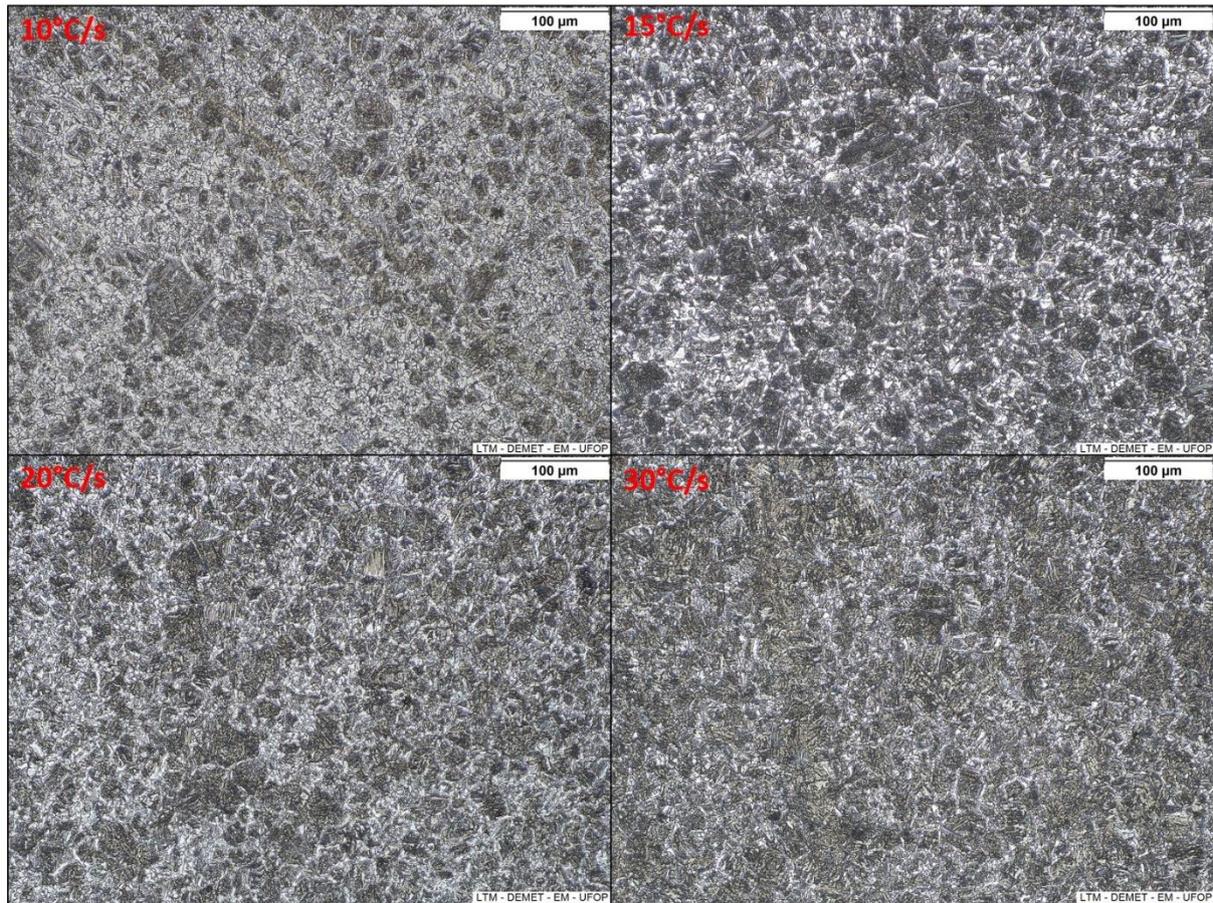


Figura 3. Micrografias das amostras resfriadas continuamente de 10°C/s a 30°C/s. MO-200x. Ataque Nital 4%.

A Figura 4 apresenta as micrografias ópticas das duas últimas amostras, resfriadas a 50°C/s e 150°C/s respectivamente. A microestrutura da amostra resfriada a 50°C/s se mostrou majoritariamente martensítica, mas ainda foi possível observar a presença de ferrita alotriomórfica via MO. Já a amostra resfriada sob a maior taxa de resfriamento se mostrou majoritariamente martensítica ao MO com pequena fração de ferrita melhor evidenciada em análises ao MEV (Figura 5), o que era esperado para esse tipo de aço [1,9].

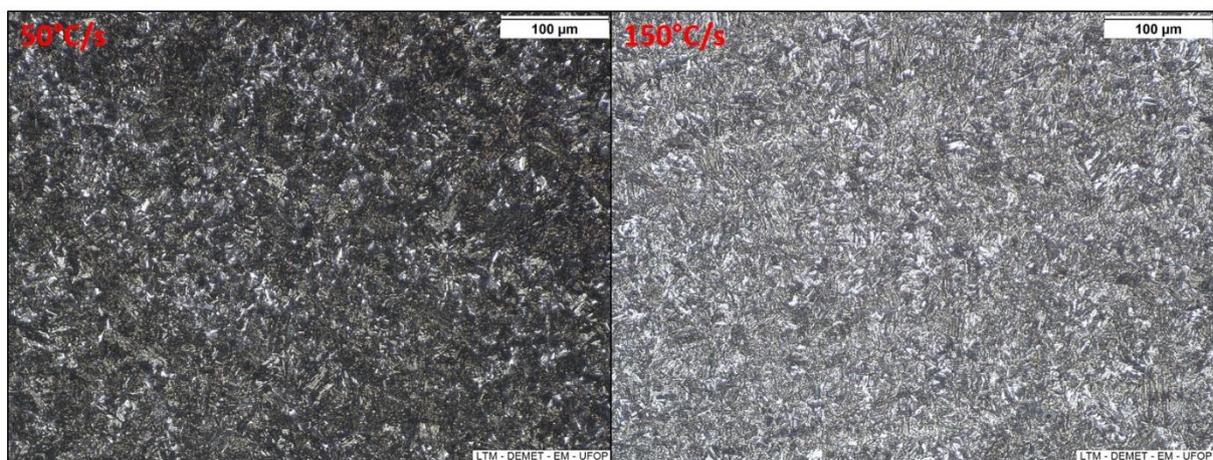


Figura 4. Micrografias das amostras resfriadas continuamente de 50°C/s a 150°C/s. MO-200x. Ataque Nital 4%.

Para que se pudesse confirmar a presença de cada constituinte observado via MO, as amostras foram analisadas com o auxílio de um MEV. A Figura 5 mostra as micrografias eletrônicas das dez amostras submetidas às diferentes taxas de resfriamento. Conforme destacado em cada micrografia da Figura 5, observou-se os constituintes já discutidos acima neste trabalho.

A formação de bainita é clara desde a amostra submetida ao resfriamento de 3°C/s até a amostra resfriada a 50°C/s, bem como também a formação de ferrita pró-eutetóide, evoluindo de ferrita poligonal a ferrita alotriomórfica. A partir da taxa de 5°C/s foi observada a formação de martensita, aumentando sua fração até se obter aproximadamente 100% a 150°C/s. Mesmo para um alto grau de superresfriamento (taxa de 150°C/s) ainda foi possível observar ferrita via MEV, mostrando que, mesmo que a taxa de resfriamento seja relativamente alta, a rápida cinética de formação de ferrita em temperaturas mais baixas (~650°C) conduz ao surgimento de alguns cristais isolados de ferrita na microestrutura de aços com a composição típica de aços TRIP ou DP [11]. Essa última observação é de grande relevância para aplicação de tratamentos térmicos do tipo *Step Quenching* em aços DP. Esse tipo de ferrita formada sob taxas de resfriamento muito elevadas pode ser classificada como ferrita bainítica [1], uma vez que ocorre a precipitação de finos carbonetos no interior da ferrita, fato que só pode ser comprovado com o auxílio da técnica de microscopia eletrônica de transmissão.

A microdureza Vickers média de cada amostra foi medida (10 indentações aleatórias em cada amostra) e os resultados são apresentados na Figura 6. A mudança na forma e no tipo de constituinte levou à mudança significativa da microdureza Vickers. Aumentando-se a taxa de resfriamento, a dureza aumentou de forma significativa. Conforme se diminui a fração de ferrita e se aumenta as frações de bainita e martensita era esperado esse aumento na dureza [1]. A partir dos resultados de microdureza, foi então realizada uma regressão não-linear com os valores de microdureza Vickers em função da taxa de resfriamento. Os dados foram ajustados segundo a Equação 1, onde HV e TR representam, respectivamente, a microdureza Vickers e a taxa de resfriamento.

$$HV = (60 \pm 4) * \ln TR + (201 \pm 10) \quad (1)$$

A partir de 50°C/s a microdureza foi de, aproximadamente, 500HV. Esse valor é típico de microestruturas majoritariamente martensíticas em aços baixo carbono [8], o que é condizente com as microestruturas observadas ao MEV para as duas maiores taxas de resfriamento. Essa tendência de aumento logarítmica da microdureza Vickers com o aumento da taxa de resfriamento é uma importante ferramenta para se prever o valor da dureza da microestrutura formada sob taxas de resfriamento não aplicadas neste trabalho, respeitando é claro as condições de austenitização empregadas nesse estudo.

Durante o resfriamento contínuo após a completa austenitização da liga, tem-se uma relação linear entre dilatação do CP e a temperatura. A cada início de decomposição da austenita em algum constituinte, difusional ou adifusional, observa-se uma expansão do corpo de prova cilíndrico. Nesse ponto (início da expansão) admite-se o início da respectiva transformação, por exemplo, $\gamma \rightarrow \alpha$. Desde o início do resfriamento até se atingir tal temperatura, determina-se então o tempo até o início de transformação. Quando a relação entre dilatação e temperatura volta a ser linear, pode-se determinar também o fim da transformação [12]. A Figura 7 ilustra uma curva de resfriamento (deformação linear x temperatura) e sua respectiva derivada

mostrando os pontos onde se iniciam as transformações de fase devido às mudanças de comportamento da relação citada acima. Logo, a partir da análise das microestruturas obtidas e da devida manipulação das curvas dilatométricas resultantes dos ciclos térmicos, determinou-se as temperaturas críticas de transformação e seus respectivos tempos para cada taxa de resfriamento empregada. Assim sendo, obteve-se o digrama TRC (sem deformação simultânea) para o aço em questão, o qual é apresentado na Figura 8.

Conforme discutido anteriormente, o aumento do grau de superresfriamento da austenita implica em temperaturas de início de transformações de constituintes difusionais cada vez mais baixas, uma vez que os fenômenos que envolvem difusão são, em geral, dificultados em baixas temperaturas [9]. Entre 5°C/s e 7°C/s já se pode dizer que foi suprimida a formação de perlita e também, a partir de 50°C/s, o mesmo pode-se dizer para a bainita. A temperatura de início de formação de martensita (Ms) é praticamente constante para taxas a partir de 15°C/s, porém foi menor para taxas de resfriamento mais baixas. Esse fato pode ser explicado pela partição de carbono para a fase austenítica devido à formação de ferrita e/ou bainita nas taxas mais lentas, uma vez que existe diferença de potencial químico de carbono entre as fases e tempo para que ocorra a difusão [10]. Logo, a austenita não transformada é enriquecida pelo carbono rejeitado da ferrita, ocorrendo o mesmo durante a transformação austenita/bainita [2,7,8].

Após o fim das transformações difusionais tem-se uma fração considerável de austenita com maior teor de carbono do que o teor inicial da liga [5]. Na continuação do resfriamento, como o carbono é um elemento gamagêneo, a austenita restante se transformará em martensita a uma temperatura mais baixa [1,10], podendo ficar estável até, por exemplo, à temperatura ambiente (austenita retida). É justamente esse fenômeno de partição do carbono que torna possível a produção de aços TRIP, os quais possuem em sua microestrutura, ferrita, bainita e austenita retida (metaestável) à temperatura ambiente em seu estado final para aplicação automotiva, garantindo elevada tenacidade devido à ocorrência do efeito TRIP durante uma deformação [7]. O fenômeno de partição do carbono tem sido amplamente estudado nos últimos anos, propondo-se tratamentos térmicos inovadores para a produção de AHSS de terceira geração com tenacidade superior aos aços TRIP, por exemplo o tratamento térmico de têmpera e partição (Q&P) aplicados a aços com composições típicas de aços TRIP [3,4,5,6,13].

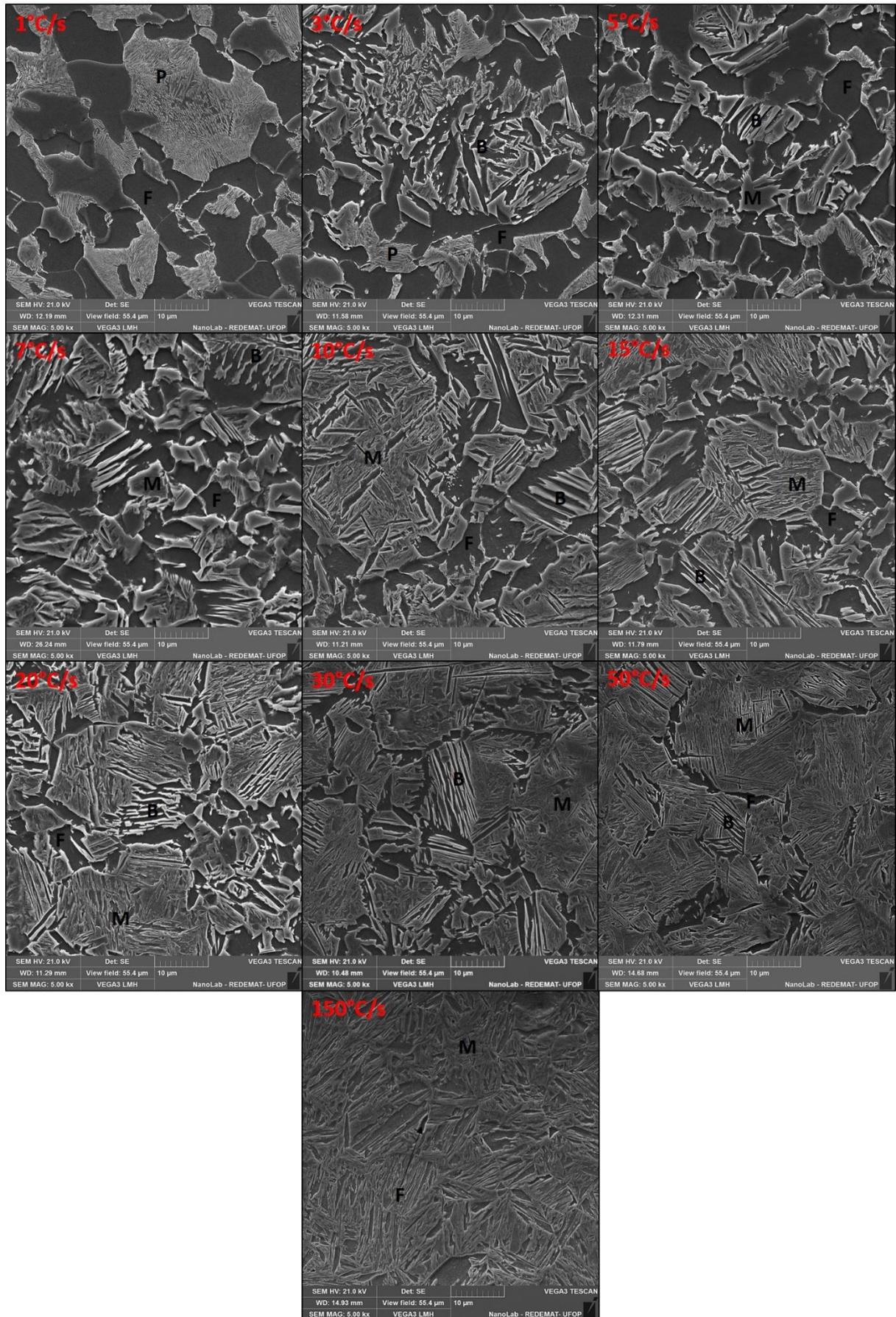


Figura 5. Micrografias das amostras resfriadas continuamente de 1°C/s a 150°C/s. F: Ferrita; P: Perlita; B: Bainita, M: Martensita. MEV-5000x. Ataque: Nital 4%.

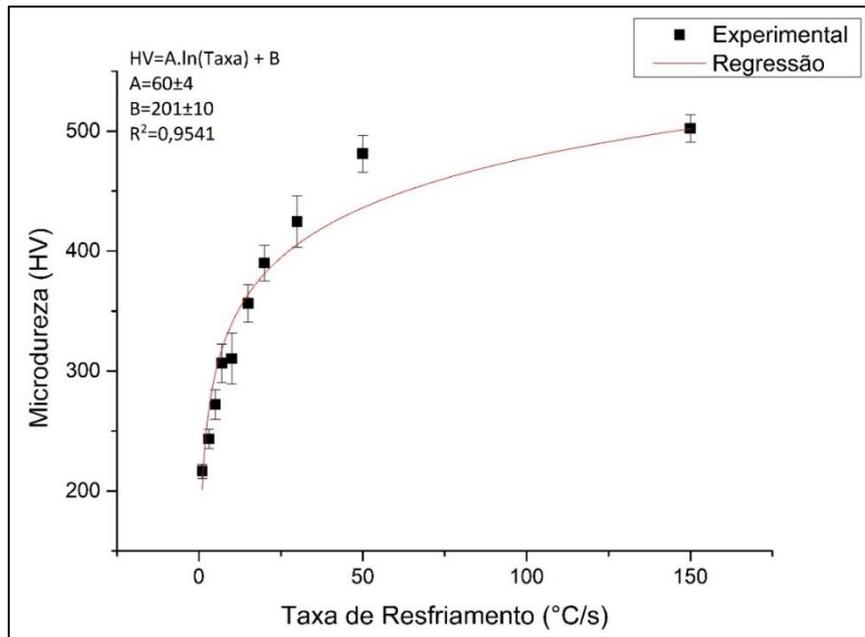


Figura 6. Variação da microdureza Vickers em função da taxa de resfriamento. Regressão não-linear.

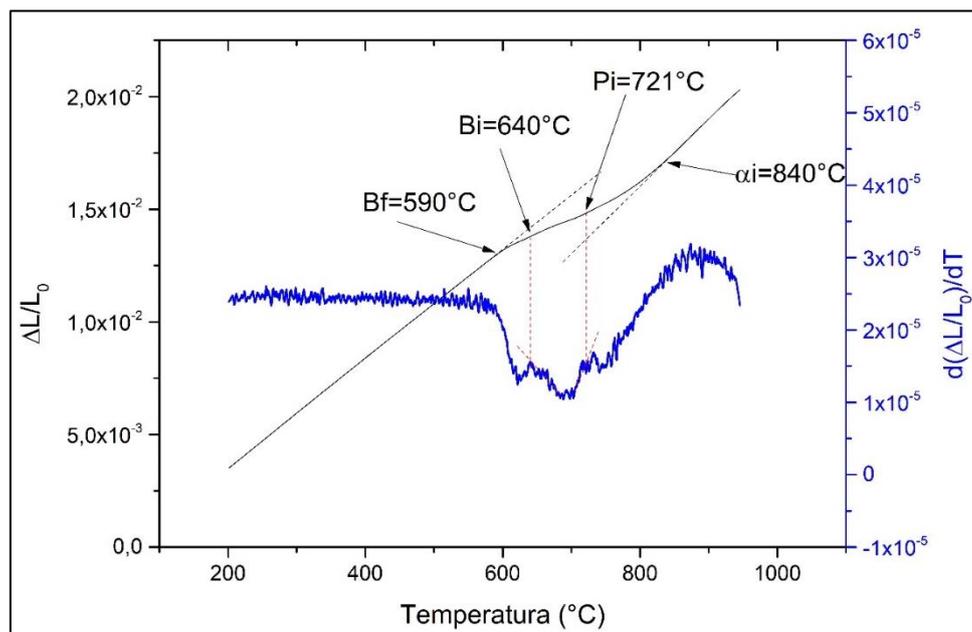


Figura 7: Curva de resfriamento do CP resfriado a 1°C/s. Em preto se tem a relação entre deformação linear e temperatura. Em azul se tem a derivada da curva citada. As temperaturas de início e final de transformações de fase são indicadas pelas setas.

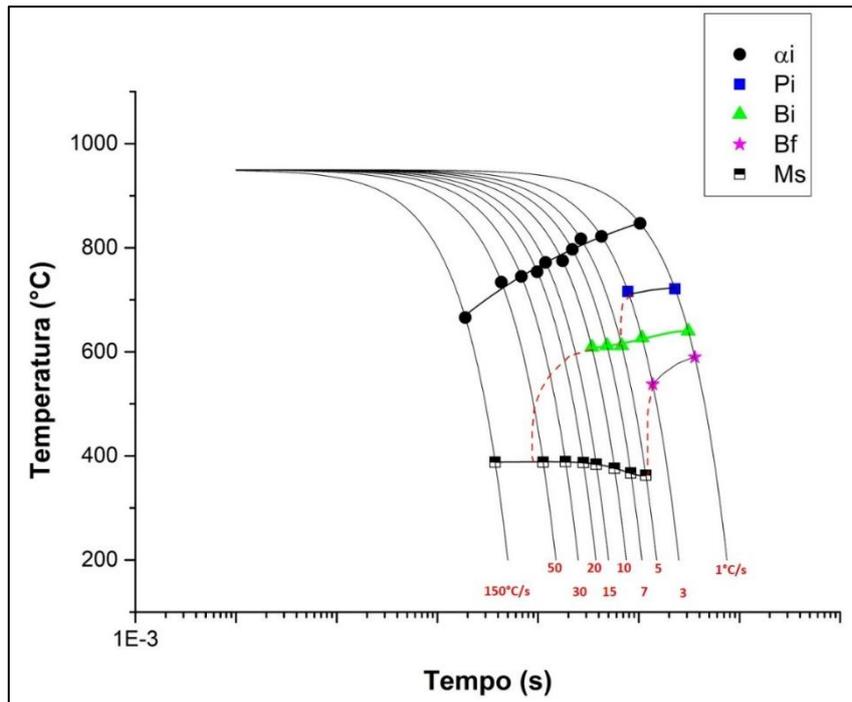


Figura 8. Diagrama TRC para o aço TRIP780 obtido a partir dos pontos experimentais. α_i : início de formação de ferrita; P_i : início de formação de perlita; B_i : início de formação de bainita; M_s : início de formação de martensita.

3 CONCLUSÃO

Durante o resfriamento contínuo do aço TRIP780 ocorreu a decomposição da austenita em constituintes como ferrita, perlita, bainita e martensita de acordo com a taxa de resfriamento aplicada. A ferrita foi formada em todas as taxas aplicadas. A perlita foi formada desde 1°C/s até a taxa de 5°C/s. Já a bainita foi observada desde 1°C/s até a taxa de 50°C/s. A partir de 5°C/s ocorreu a formação de martensita. Então, quanto maior a taxa de resfriamento, menor foi a quantidade de ferrita e perlita formada, aumentando a fração de bainita e martensita. Sob a taxa de resfriamento de 150°C/s foi observada uma microestrutura majoritariamente martensítica.

Quanto maior a taxa de resfriamento empregada, maior foi a microdureza da liga devido à maior fração de bainita e, posteriormente, martensita. Foi possível ajustar uma equação logarítmica que permite prever a evolução da microdureza Vickers como função da taxa de resfriamento a partir das condições de austenitização aplicadas neste estudo.

A temperatura de início de formação de martensita foi menor em taxas de resfriamento mais lentas, o que indicou a partição de carbono da ferrita e da bainita para a austenita ainda não transformada sob essas taxas de resfriamento, aumentando a estabilidade da austenita em temperaturas menores.

Agradecimentos

Os autores agradecem ao CNPq pelo apoio financeiro segundo o processo de número 142447/2018-8 e pela bolsa de Produtividade em Pesquisa.

REFERÊNCIAS

- 1 Bhadeshia HKDH, Honeycombe RWK. Steels: Microstructure and Properties. 3ª edição. Oxford: Elsevier, Butterworth–Heinemann; 2006.
- 2 De Cooman BC. Structure-properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*. 2004; 8:285-303.
- 3 Aydin H, Essadiqi E, Jung IH, Yue S. Development of 3rd generation AHSS with medium Mn content alloying compositions. *Materials Science and Engineering A*. 2013; 564:501-508.
- 4 De Moor E, Lacroix S, Clarke AJ, Penning J, Speer JG. Effect of Retained Austenite Stabilized via Quench and Partitioning on the Strain Hardening of Martensitic Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2008; 39A:2586-2595.
- 5 Calderón DI, Calvillo RP, Lara A, Aldareguia MJM, Petrov RH, Knijf D, Sabirov I. Effect of microstructure on fatigue behavior of advanced high strength steels produced by quenching and partitioning and the role of retained austenite. *Materials Science and Engineering A*. 2015; 641:215-224.
- 6 Speer J, Matlock DK, De Cooman BC, Schroth JG. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. *Acta Materialia*. 2003; 31:2611-2622.
- 7 Liu Q, Tang D, Jiang HT, Liu RD, Tang XY. Research and development of 780 MPa cold rolling TRIP-aided steel. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2009; 16(4):399-406.
- 8 Zhuang LI, Wu DI, Hui-Sheng LV, Shi-rong FANG. Continuous Cooling Transformation Behavior of C-Mn-Si TRIP Steel. *Proceedings of Sino-Swedish Structural Materials Symposium*. 2007; 277-281.
- 9 Novikov I. *Teoria Dos Tratamentos Térmicos Dos Metais*, Rio de Janeiro: UFRJ, 1994. 550p.
- 10 Porter DA, Easterling KE, Sherif MY. *Phase Transformation in Metals and Alloys*, Boca Raton: CRC Press, 2009. 520p.
- 11 Ashrafi H, Shamanian R, Emadi R, Saeidi N. Examination of phase transformation kinetics during step quenching of dual phase steels. *Materials Chemistry and Physics*. 2017; 187:203-217.
- 12 Cardoso RA, De Faria GL, Lino JJP. Efeito da Composição Química sobre a Cinética de Transformação de Fases de Aços Baixo Carbono Microligados Laminados pelo Processo Steckel. *54º Seminário de Laminação e Conformação*. 2017; 54(1):222-235.
- 13 Gouné M, Aoued S, Danoix F, Geandier G, Poulon-Quintin A, Hell JC, Soler M, Allain SYP. Alloying-element interactions with austenite/martensite interface during quenching and partitioning of a model Fe-C-Mn-Si alloy. *Scripta Materialia*. 2019; 162:181-184.