



**Universidade Federal de Ouro Preto - UFOP**  
**Escola de Minas**  
**Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais**  
**Campus Morro do Cruzeiro**  
**Ouro Preto – Minas Gerais – Brasil**



**MONOGRAFIA DE GRADUAÇÃO**  
**EM ENGENHARIA METALÚRGICA**

**“EFEITO DE TRATAMENTOS TÉRMICOS DO TIPO *STEP***  
***QUENCHING* NA MICROESTRUTURA E MICRODUREZA DE UM**  
**AÇO TRIP 780”**

**Pablo Henrique Kelly Campos**

**Ouro Preto, julho de 2019**

**Pablo Henrique Kelly Campos**

**“Efeito de Tratamentos Térmicos do Tipo *Step Quenching* na Microestrutura e  
Microdureza de um Aço TRIP 780”**

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia Metalúrgica da Escola de Minas da Universidade Federal de Ouro Preto como parte dos requisitos para a obtenção do Grau de Engenheiro Metalúrgico.

**Orientador: Prof. Dr. Geraldo Lúcio de Faria**

**Coorientador: Prof. MSc. Charles Henrique Xavier Morais Magalhães**

**Ouro Preto, julho de 2019.**

SISBIN - SISTEMA DE BIBLIOTECAS E INFORMAÇÃO

C198e Campos, Pablo Henrique Kelly . Campos, Pablo Henrique Kelly.  
Efeito de Tratamentos Térmicos do Tipo Step Quenching na Microestrutura e  
Microdureza de um Aço TRIP 780. [manuscrito] / Pablo Henrique Kelly Campos.  
Pablo Henrique Kelly Campos. - 2020.  
36 f.: il.: color., gráf., tab..

Orientador: Prof. Dr. Geraldo Lúcio De Faria.  
Coorientador: Prof. Me. Charles Henrique Xavier Morais Magalhães.  
Monografia (Bacharelado). Universidade Federal de Ouro Preto. Escola de  
Minas.

1. Tratamento térmico. 2. Aço TRIP 780. 3. Transformação de fases. I. Campos,  
Pablo Henrique Kelly . II. Campos, Pablo Henrique Kelly, III. De Faria, Geraldo  
Lúcio. IV. Magalhães, Charles Henrique Xavier Morais . V. Universidade Federal de  
Ouro Preto. VI. Título.

CDU 669

Bibliotecário(a) Responsável: Maristela Sanches Lima Mesquita - CRB:1716




MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
Universidade Federal de Ouro Preto  
Escola de Minas  
Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais




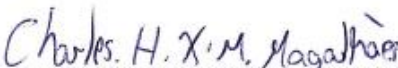
## ATA DE DEFESA DE MONOGRAFIA

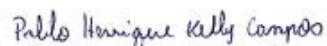
Aos 12 dias do mês de julho de 2019, às 10:30horas, no Laboratório de Tratamentos Térmicos e Microscopia Óptica (LTM), no prédio dos Laboratórios do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Campus, foi realizada a defesa de monografia pelo aluno **Pablo Henrique Kelly Campos** sendo a comissão examinadora constituída pelo Professor Geraldo Lúcio de Faria (Orientador), UFOP, pelo Professor Leonardo Barbosa Godefroid, UFOP e pelo Engenheiro Charles Henrique Xavier Morais Magalhães, UFOP. O aluno apresentou a monografia intitulada **“Efeito de Tratamentos Térmicos do Tipo *Step Quenching* na Microestrutura e Microdureza de um Aço TRIP 780”**. A comissão deliberou, por unanimidade, pela aprovação da monografia, concedendo ao aluno um prazo de 15 dias para incorporar, no texto final, as alterações sugeridas. Na forma regulamentar, lavrou-se a presente ata que vai devidamente assinada pelos membros da comissão e pelo aluno.

Ouro Preto, 12 de julho de 2019.

  
Prof. Dr. Geraldo Lúcio de Faria  
Orientador – Presidente

  
Prof. Dr. Leonardo Barbosa Godefroid  
Membro

  
Engenheiro MSc. Charles Henrique Xavier Morais Magalhães  
Membro

  
Pablo Henrique Kelly Campos  
Aluno

## RESUMO

A indústria automobilística possui grande interesse no desenvolvimento de ligas metálicas com boa relação de resistência mecânica a tração e ductilidade, para fabricação de veículos com chapas de menor espessura e conseqüente redução de peso, sempre considerando a segurança dos seus ocupantes. Sendo assim, ao longo dos anos, aumentou-se a necessidade de ligas metálicas com propriedades que forneçam desempenho satisfatório para essas aplicações, com isso, há a necessidade de desenvolvimento de novos processos para obtenção dessas propriedades. O tratamento térmico do tipo *Step Quenching* (SQ) surge como possibilidade que visa a obtenção de uma microestrutura complexa e refinada que seja capaz de promover alta resistência mecânica e boa tenacidade. No presente estudo, o aço TRIP 780, que possui teores de silício e de manganês relativamente elevados, facilitando o controle das transformações difusionais, foi avaliado para verificar a possibilidade de aplicação do tratamento térmico do tipo *Step Quenching* visando a obtenção de microestruturas ferrita-martensita. O diagrama de transformação de fases sob resfriamento contínuo (TRC), deste aço, foi obtido por meio da técnica de dilatometria para se conhecer as fases presentes e caracterizar a cinética das transformações. Com o conhecimento adquirido nessa etapa, rotas de SQ foram propostas. Após a execução das rotas de SQ propostas, avaliações microestruturais foram feitas utilizando-se o recurso de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura para analisar as fases presentes. A cinética, relativamente lenta, de decomposição da austenita em ferrita em altas temperaturas pôde ser observada para o aço em questão. Observou-se que a formação significativa de ferrita acontece, de forma viável, apenas para um grau mínimo de superresfriamento, sendo esse a força motriz para a transformação. A evolução temporal da fração de fase ferrítica e do fator de amaciamento foram ajustados utilizando-se o modelo de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) para a temperatura de transformação de 700°C e parâmetros cinéticos foram experimentalmente determinados para o aço TRIP 780.

Palavras chave: *Step Quenching*, Aço TRIP 780, Transformação de Fases.

## ABSTRACT

The automobile industry has great interest in the development of metal alloys with good mechanical yield strength and ductility, for the manufacture of vehicles with thinner sheet and consequent reduction of weight, always considering the safety of its occupants. Thus, over the years, the need for metallic alloys with properties that provide satisfactory performance for these applications has increased, with that, it is necessary to develop new processes to obtain these properties. The heat treatment of the Step Quenching (SQ) type emerges as a possibility that aims at obtaining a complex and refined microstructure that is capable of promoting high mechanical strength and good toughness. In the present study, the TRIP 780 steel, which has relatively high silicon and manganese contents, facilitating the control of the diffusion transformations, was evaluated the possibility of applying the Step Quenching type thermal treatment in order to obtain microstructures ferrite-martensite. The continuous cooling transformation (TRC) diagram of this steel was obtained through the dilatometry technique to know the phases present and to characterize the kinetics of the transformations. With the knowledge acquired in this stage, SQ routes were proposed. After the execution of the proposed SQ routes, microstructural evaluations were made using the optical microscopy and scanning electron microscope to analyze the present phases. The relatively slow kinetic decomposition of austenite into ferrite at high temperatures could be observed for the steel in question. It was observed that the significant formation of ferrite happens, in a viable way, only for a minimum degree of supercooling, being the driving force for the transformation. The time evolution of the ferritic phase fraction and the softening factor were adjusted using the Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) model for the transformation temperature of 700°C and kinetic parameters were experimentally determined for TRIP 780 steel.

Keywords: Step Quenching, TRIP 780 Steel, Phase Transformation.

## SUMÁRIO

|  |    |
|--|----|
| 1 INTRODUÇÃO .....   | 7  |
| 2 MATERIAIS E MÉTODOS .....  | 12 |
| 2.1 Materiais .....  | 12 |
| 2.2 Procedimentos Experimentais.....   | 12 |
| 2.2.1 Análise química por espectrometria de emissão óptica.....                  | 12 |
| 2.2.2 Caracterização microestrutural .....                                       | 13 |
| 2.2.3 Ensaio de dureza.....  | 13 |
| 2.2.4 Determinação do diagrama TRC .....   | 13 |
| 2.2.5 Rotas de Step Quenching.....   | 15 |
| 2.2.6 Determinação das frações volumétricas de ferrita para estudo cinético..... | 17 |
| 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO .....   | 18 |
| 3.1 Caracterização do Estado de Entrega.....                                     | 18 |
| 3.1.1 Caracterização química.....  | 18 |
| 3.1.2 Caracterização microestrutural .....                                       | 18 |
| 3.1.3 Microdureza Vickers .....  | 20 |
| 3.2 Determinação do Diagrama TRC.....  | 20 |
| 3.2.1 Resultados de Dilatometria.....  | 20 |
| 3.2.2 Diagrama TRC.....  | 23 |
| 3.2.3 Microdureza.....   | 24 |
| 3.3 Step Quenching.....  | 25 |
| 3.3.1 Sequência de ensaios 1 .....   | 25 |
| 3.3.2 Sequência de ensaios 2 .....   | 26 |
| 3.3.3 Sequência de ensaios 3 .....   | 27 |
| 3.3.4 Sequência de ensaios 4 .....   | 28 |
| 3.4 Microdurezas das amostras submetidas a SQ .....                              | 30 |
| 3.5 Fração de fase ferrítica.....  | 31 |
| 3.5.1 Modelo de JMAK .....   | 32 |
| 4 CONCLUSÕES .....   | 34 |
| REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS   |    |

## 1 INTRODUÇÃO

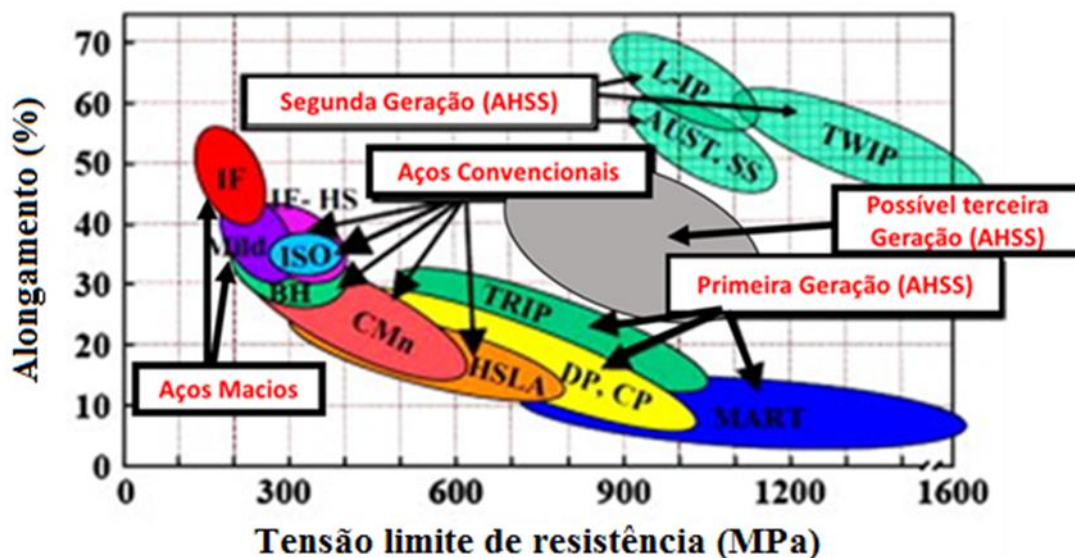
Os aços avançados de aplicação automobilística vêm sendo desenvolvidos ao longo dos anos visando a melhoria de resistência mecânica com boa tenacidade, aumentando a segurança de seus usuários. Com o aumento da resistência mecânica, é possível diminuir as espessuras das chapas mantendo a resistência dos componentes, isso promove uma redução do peso destes veículos, diminuindo o consumo de combustíveis e a poluição ambiental gerada pela emissão de gases poluentes (AYDIN *et al.*, 2013).

Os aços macios de elevada ductilidade e baixa resistência mecânica foram os primeiros a serem desenvolvidos, um exemplo são os aços livres de intersticiais (IF – *Interstitial Free*). Posteriormente surgiram os aços convencionais (HSS), com melhor resistência mecânica se comparados com os aços macios. Como bons exemplos de aços convencionais, pode-se citar os aços de alta resistência a baixa liga (HSLA).

Com o avanço tecnológico, surgiu a primeira geração de aços avançados de alta resistência (AHSS), com elevada resistência mecânica e boa ductilidade, bons exemplos são os aços TRIP – *Transformation Induced Plasticity*, DP – *Dual Phase* e CP – *Complex Phase*. Mais recentemente aparece a segunda geração dos aços AHSS, com alta resistência e alta ductilidade, como os aços de plasticidade induzida por maclação (TWIP – *Twinning Induced Plasticity*) (MATLOCK *et al.*, 2003; AYDIN *et al.*, 2013).

Na Figura 1.1, são mostradas diversas famílias de aços e suas relações de tensão versus deformação. Observa-se os aços macios, os aços HSS, a primeira e a segunda geração de aços AHSS. A segunda geração poderia ser a resolução de todos os problemas, devido a ótima combinação de tensão/deformação, no entanto, a elevada dificuldade e o alto custo de fabricação inviabilizam sua larga utilização. Existe um espaço ainda vazio entre a primeira e a segunda geração que poderia abrigar a terceira geração de aços AHSS. Os aços TRIP situam-se mais próximos desse espaço, podendo com a melhoria dos processos de fabricação ocuparem esta posição (MATLOCK, 2010; GRAJCAR *et al.*, 2012; AYDIN *et al.*, 2013).





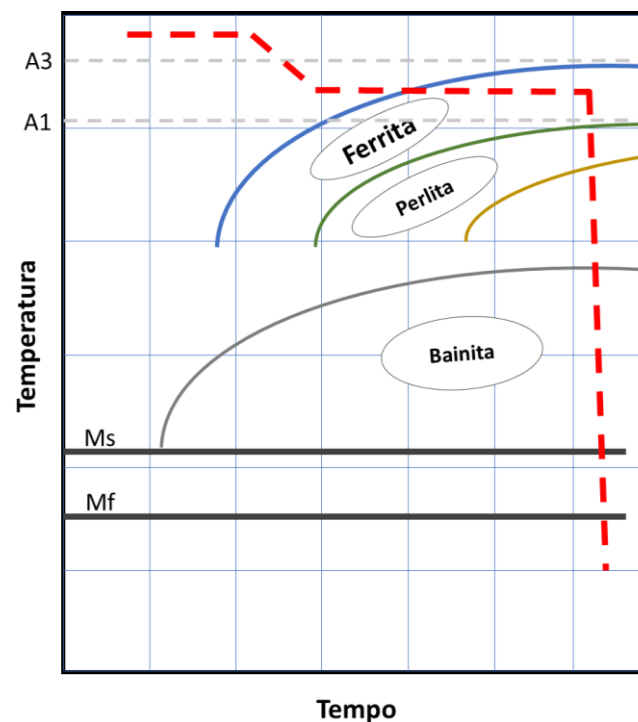
**Figura 1.1** – Desenvolvimento dos aços e suas relações de tensão versus alongamento (Adaptado de (HAGEN, 2005 apud AYDIN *et al.*, 2013; MATLOCK, 2010)).

A busca pela terceira geração de aços AHSS é muito desafiadora, devido aos altos níveis exigidos de resistência mecânica e ductilidade, no entanto, uma estrutura multifásica complexa capaz de conferir tais propriedades poderia ser obtida por meio do planejamento adequado e execução de tratamentos térmicos e/ou termomecânicos mais avançados. Neste contexto, há estudos de aplicações de tratamentos térmicos de Q&P (*Quenching and Partitioning*) e SQ (*Step Quenching*), com possibilidade de fornecer propriedades características de uma possível terceira geração de aços AHSS (MATLOCK *et al.*, 2003; GRAJCAR *et al.*, 2012; LIU *et al.*, 2016).

Os tratamentos térmicos do tipo Q&P e SQ foram projetados para se alcançar microestruturas multifásicas com propriedades mecânicas melhoradas, com a combinação de ferrita/perlita, bainita, austenita retida e/ou martensita. O Q&P ainda é restrito para aplicações industriais, estando em desenvolvimento com trabalhos publicados ainda a nível acadêmico. O SQ já é utilizado para alguns fins, como por exemplo, para obtenção de aços DP (LIU *et al.*, 2016).

O Q&P consiste em uma têmpera em temperaturas entre  $M_s$  e  $M_f$  e posterior aquecimento acima de  $M_s$  para estabilização da austenita e partição do carbono na martensita supersaturada, enquanto o SQ é baseado no resfriamento rápido da liga até uma temperatura entre  $A_{r3}$  e  $A_{r1}$ , sendo mantida em uma isoterma por um intervalo de tempo necessário para difusão atômica do carbono e transformação parcial de decomposição da austenita em ferrita, depois é realizado resfriamento rápido até temperaturas abaixo de  $M_f$  para que a austenita não

transformada durante a etapa isotérmica se transforme em martensita. A Figura 1.2 ilustra um ciclo térmico característico de *Step Quenching*.



**Figura 1.2** – Ciclo térmico característico de *Step Quenching*, representado pela linha vermelha tracejada, sobreposto em um diagrama TRC ilustrativo.

Aços DP (martensita-ferrita) têm despertado grande interesse da indústria automobilística nas últimas décadas devido à possibilidade de se obter chapas com melhores relações de resistência mecânica e ductilidade. Estes são facilmente conformáveis nos processos de fabricação e possuem boa resistência mecânica. Tais propriedades podem ser adquiridas por meio de tratamentos térmicos do tipo SQ (ASHRAFI *et al.*, 2017).

Shao *et al.* (2018) concluíram em seu trabalho que combinações favoráveis de propriedades mecânicas em um aço podem ser obtidas por meio de tratamentos térmicos avançados como o SQ. Liu *et al.* (2016) realizaram tratamentos térmicos do tipo SQ em um aço HSLA (0,14%C; 0,96%Mn; 1,14%Ni; 0,44%Si; 0,26%Cr; 0,3%Mo; 0,62%Cu; 0,02%Nb) e verificaram que as amostras submetidas ao SQ e revenimento possuem melhores combinações de resistência à tração e impacto, obtendo maior tenacidade quando comparadas com as amostras somente temperadas e revenidas. Tais propriedades se devem à presença de martensita com alta dureza e da ferrita macia.

Segundo Ashrafi *et al.* (2017) as propriedades mecânicas desses aços DP são dependentes de fatores como a fração volumétrica das fases, a morfologia das fases e o tamanho de grão ferrítico. Ashrafi *et al.* (2017), em seu trabalho, verificaram como diferentes temperaturas de *Step Quenching* e diferentes intervalos de tempo na transformação isotérmica influenciam na cinética de formação da ferrita, na morfologia das fases e no tamanho de grão ferrítico de um aço com composição típica de DP. Com esses dados, Ashrafi *et al.* (2017), obtiveram as equações que previam a fração de ferrita formada em função do tempo e da temperatura do *Step Quenching* e o tamanho do alotriomorfo ferrítico em função do tempo de *Step Quenching*. Aços com composições típicas de TRIP possuem silício e manganês relativamente elevados. Estes elementos de liga por sua vez interferem no controle da fração de ferrita durante o tratamento térmico do tipo *Step Quenching*. Esta característica pode favorecer a obtenção de aços DP que fariam parte da possível terceira geração de aços AHSS.

Os aços TRIP são caracterizados pela formação da martensita induzida por deformação, a partir da austenita retida. Este efeito é responsável pela combinação de boa resistência mecânica com boa tenacidade. Eles são constituídos por microestrutura complexa composta basicamente por ferrita, martensita, bainita e austenita retida, tais fases podem oferecer boas propriedades à liga tais como o aumento da resistência pela contribuição da martensita, o aumento da ductilidade pela contribuição da ferrita, o aumento da resistência mecânica sem perda de ductilidade pela contribuição da bainita e o aumento da tenacidade pela contribuição da austenita retida (AYDIN *et al.*, 2013).

O modelo de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) é amplamente utilizado para a análise de cinética de transformações de fases, neste contexto, esse modelo pode ser utilizado para prever a fração volumétrica de fase ferrítica dos aços submetidos as rotas de tratamentos térmicos do tipo *Step Quenching*. Modelar a cinética de formação da ferrita é fundamental para um planejamento eficiente de tratamentos térmicos do tipo *Step Quenching* (KOOI, 2006; ALEKSEECHKIN, 2011; ASHRAFI *et al.*, 2017).

O modelo de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) mostra que a fração de nova fase pode ser prevista de acordo com a Equação 1.1 (ASHRAFI *et al.*, 2017).

$$x = 1 - \exp(-kt^n) \quad (1.1)$$

Sendo:

- $x$  = fração de nova fase;
- $k$  = constante da cinética de transformação dependente da temperatura;
- $t$  = tempo;
- $n$  = expoente de Avrami.

A constante  $k$  pode ser calculada pela Equação 1.2 (ASHRAFI *et al.*, 2017).

$$k = k_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (1.2)$$

Sendo:

- $k_0$  = fator de frequência;
- $Q$  = energia de ativação;
- $R$  = constante universal dos gases;
- $T$  = temperatura.

Nesse contexto, este trabalho consistiu em avaliar o efeito de tratamentos térmicos do tipo SQ sobre a microestrutura e a microdureza do aço TRIP 780. A equação que prevê a fração de fase ferrítica formada e o fator de amaciamento, em função do tempo nos ensaios de SQ realizados à temperatura de 700°C pôde ser obtida pelo modelo proposto por Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov. Essas equações são importantes para ter a previsibilidade da cinética de transformações de fases e, assim, permitir o controle preciso da microestrutura do aço TRIP 780 quando submetido a tratamentos térmicos de SQ.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

### 2.1 Materiais

O material objeto de estudo desse trabalho foi doado pela Empresa Usiminas. Trata-se de um aço TRIP 780 de aplicação automotiva que atualmente é comercializado pela empresa. O aço foi amostrado em uma etapa intermediária do processo de laminação a quente como uma chapa com espessura de 4mm. Isso foi necessário devido a impossibilidade de confecções de corpos de prova de dilatométrica com o produto da etapa final, com espessuras que variam de 1mm a 1,8mm. A especificação química de aços do tipo TRIP 780 encontra-se na Tabela 2.1 e a especificação de propriedades mecânicas encontra-se na Tabela 2.2.

**Tabela 2.1** – Especificações química do aço TRIP 780 (Adaptado de (USIMINAS, 2015)).

| <b>Especificação Química (% em peso)</b> |           |           |            |            |
|--|-----------|-----------|------------|------------|
| C  | Mn        | Si        | P          | S          |
| 0,30 máx.                                | 2,50 máx. | 2,20 máx. | 0,090 máx. | 0,015 máx. |

**Tabela 2.2** – Especificação de propriedades mecânicas do aço TRIP 780 (Adaptado de (USIMINAS, 2015)).

| <b>Especificação de Propriedades Mecânicas</b> |                            |                             |                     |        |
|--|----------------------------|-----------------------------|---------------------|--------|
| Direção do Ensaio de Tração                    | Limite de Escoamento (MPa) | Limite de Resistência (MPa) | Alongamento         |        |
|  |                            |                             | L <sub>0</sub> (mm) | % mín. |
| Longitudinal                                   | 440 - 560                  | 780 mín.                    | 80                  | 20     |

### 2.2 Procedimentos Experimentais

#### 2.2.1 Análise química por espectrometria de emissão óptica

A análise química do aço foi realizada no Laboratório de Corrosão e Superfície da empresa Aperam South America (Timóteo, MG). A análise química foi realizada com o auxílio de três equipamentos: LECO–CS844 para determinação das concentrações de C e S por meio da técnica de absorção de infravermelho após fusão; LECO–TC436DR para determinação da

concentração de N por termocondutividade após fusão e Thermo ARL-4460 para determinação da concentração dos demais elementos por espectrometria de emissão óptica.

### **2.2.2 Caracterização microestrutural**

As amostras do aço TRIP 780 foram retiradas nos sentidos longitudinal e transversal ao de laminação da chapa, para avaliar a possível anisotropia que o material possa ter adquirido ao longo do seu tratamento termomecânico. As amostras foram submetidas a preparação metalográfica seguindo padrões recomendados pela norma ASTM E3 (2007). Ataques químicos foram realizados com os reativos Nital 4% e com um reativo com 1g de metabissulfito de sódio e 100ml de água destilada, para avaliação dos constituintes formados.

Na preparação metalográfica, as amostras foram submetidas a corte refrigerado, desbaste em desbastadora elétrica com lixa de cinta 80 mesh e lixamento à úmido em sequências de lixas 120, 240, 320, 400, 600, 800 e 1200 mesh. Após o lixamento, as amostras foram polidas em politrizes elétricas com suspensão aquosa de alumina de 1 micrômetro, pasta de diamante de 1 micrômetro e pasta de diamante de 0,25 micrômetros.

A aquisição das imagens foi realizada no microscópio óptico Leica DM2700M, localizado no Laboratório de Tratamentos Térmicos e Microscopia Óptica (LTM) do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFOP e também no microscópio eletrônico de varredura (MEV), localizado no Laboratório de Microscopia Eletrônica do DEMET-REDEMAT-Escola de Minas-UFOP (Nanolab).

### **2.2.3 Ensaio de dureza**

Os ensaios de dureza de todas as amostras foram realizados em escala Vickers no microdurômetro da marca Pantec, modelo HXD 1000TM pertencente ao LTM DEMET-UFOP. A carga aplicada foi de 300gf durante 5 segundos.

### **2.2.4 Determinação do diagrama TRC**

Após a caracterização do estado de entrega, amostras foram usinadas com geometria cilíndrica de aproximadamente 3mm de diâmetro e 10mm de comprimento para os ensaios de dilatométrica.

O objetivo destes ensaios foi determinar experimentalmente o diagrama de transformações de fases sob resfriamento contínuo (TRC) do aço TRIP 780. Os ensaios foram realizados no dilatômetro do LTM da marca LINSEIS, modelo R.I.T.A. L78. Termopares do tipo K foram soldados para medição da temperatura e um dispositivo eletrônico LVDT do equipamento mediu a variação do comprimento da amostra durante os ensaios.

Nos ensaios de dilatométrica para determinação do diagrama TRC, foram propostos 10 ciclos térmicos. As 10 amostras foram aquecidas até 950°C com uma taxa de aquecimento de 3°C/s e mantidas nesta temperatura por 3 minutos para o encharque e completa austenitização. Posteriormente, cada amostra foi resfriada com taxas variando de 1°C/s até 150°C/s, como mostra a Tabela 2.3.

**Tabela 2.3** – Taxas de resfriamento utilizadas nos ensaios de dilatométrica para determinação do diagrama TRC do aço TRIP 780.

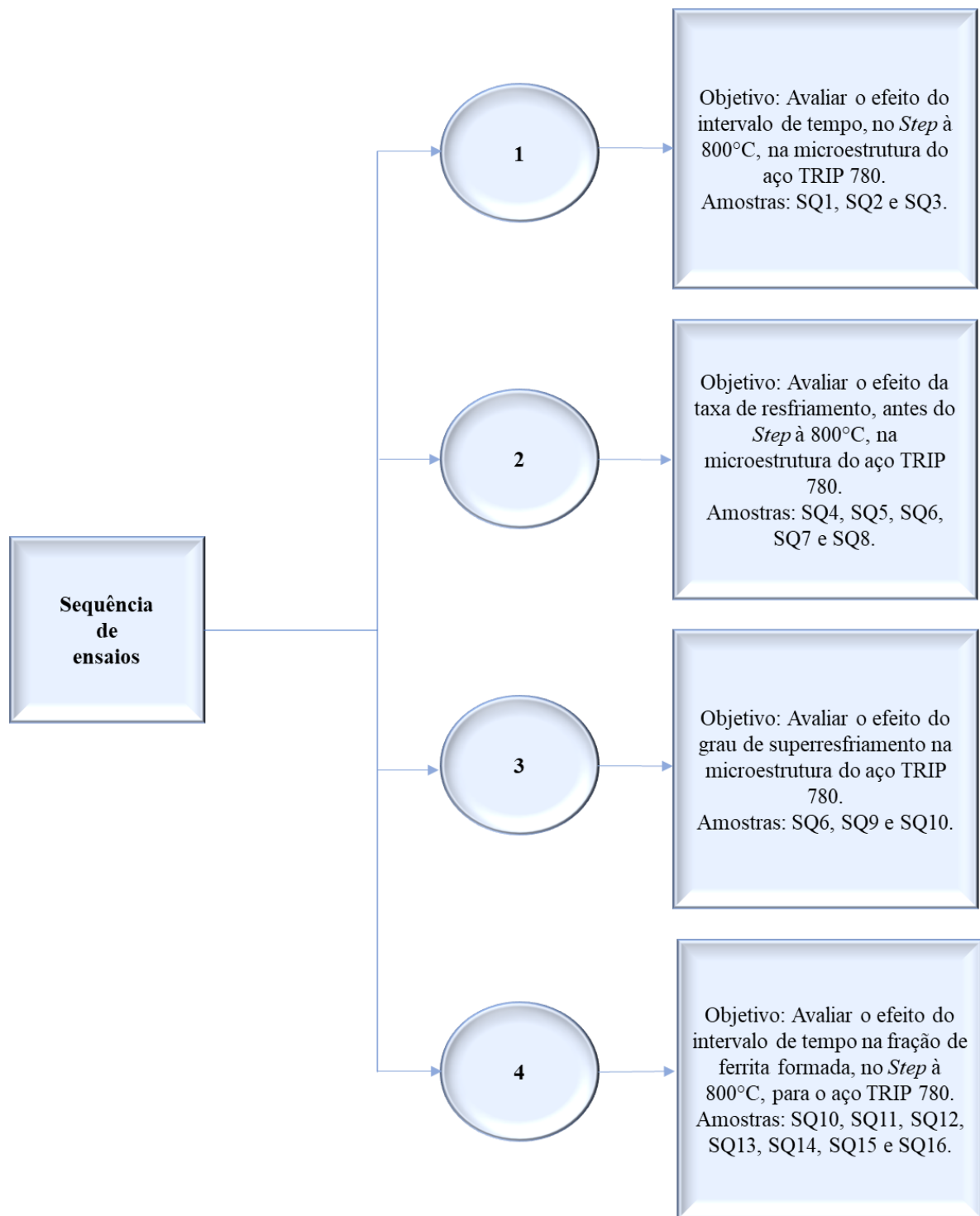
| Amostra (código)             | TRC1 | TRC2 | TRC3 | TRC4 | TRC5 | TRC6 | TRC7 | TRC8 | TRC9 | TRC10 |
|------------------------------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|-------|
| Taxas de resfriamento (°C/s) | 1    | 3    | 5    | 7    | 10   | 15   | 20   | 30   | 50   | 150   |

Após os ensaios de dilatométrica, as curvas obtidas foram interpretadas para se obter as temperaturas  $\alpha_i$  (início de formação de ferrita),  $P_i$  (início de formação de perlita),  $B_i$  (início de formação de bainita),  $B_f$  (fim de formação de bainita),  $M_s$  (início de formação de martensita) e  $M_f$  (fim de formação de martensita). A interpretação das curvas e a análise dos resultados foram feitas com o auxílio do software Origin Pro 9.0. Os tempos e temperaturas de transformação foram verificadas por meio da aplicação da técnica do desvio mínimo sobre a curva gerada pelo dilatômetro e as derivadas destas curvas também foram traçadas e interpretadas para minimização dos erros. As análises microestruturais foram utilizadas com o objetivo de confirmar os constituintes formados e todos os corpos de prova ensaiados por dilatométrica foram caracterizados. As caracterizações microestruturais das amostras de dilatométrica foram realizadas com os mesmos procedimentos das amostras do estado de entrega (item 2.2.2).

### **2.2.5 Rotas de *Step Quenching***

Com base no diagrama TRC determinado experimentalmente, foram propostas 16 rotas de tratamentos térmicos do tipo *Step Quenching* (SQ). As seqüências de ensaios foram definidas de acordo com os objetivos estabelecidos (Figura 2.5). Todas as amostras de SQ (Tabela 2.4) foram aquecidas até a temperatura de 950°C e mantidas por 3 minutos para garantir o encharque e a completa austenitização. Após a etapa de *Step*, as amostras foram resfriadas a 200°C/s até a temperatura ambiente. Os ensaios foram realizados no mesmo dilatômetro (LINSEIS, R.I.T.A. L78) e as caracterizações microestruturais das amostras de SQ foram realizadas com os mesmos procedimentos das amostras do estado de entrega (item 2.2.2).





**Figura 2.5** – Fluxograma da seqüência de ensaios de *Step Quenching* das amostras do aço TRIP 780.

**Tabela 2.4** - Rotas de tratamentos térmicos do tipo *Step Quenching* realizadas nas amostras do aço TRIP 780.

| <b>Ensaio</b> | <b>Temperatura de Step (°C)</b> | <b>Taxa antes do Step (°C)</b> | <b>Tempo de Step (s)</b> |
|---------------|---------------------------------|--------------------------------|--------------------------|
| SQ1           | 800                             | 200°/s                         | 8                        |
| SQ2           | 800                             | 200°/s                         | 15                       |
| SQ3           | 800                             | 200°/s                         | 60                       |
| SQ4           | 800                             | 50°/s                          | 600                      |
| SQ5           | 800                             | 25°/s                          | 600                      |
| SQ6           | 800                             | 15°/s                          | 600                      |
| SQ7           | 800                             | 7°/s                           | 600                      |
| SQ8           | 800                             | 3°/s                           | 600                      |
| SQ9           | 750                             | 15°/s                          | 600                      |
| SQ10          | 700                             | 15°/s                          | 600                      |
| SQ11          | 700                             | 15°/s                          | 60                       |
| SQ12          | 700                             | 15°/s                          | 1200                     |
| SQ13          | 700                             | 15°/s                          | 30                       |
| SQ14          | 700                             | 15°/s                          | 15                       |
| SQ15          | 700                             | 15°/s                          | 5                        |
| SQ16          | 700                             | 15°/s                          | 10                       |

### **2.2.6 Determinação das frações volumétricas de ferrita para estudo cinético**

Com o objetivo de avaliar o efeito do intervalo de tempo na fração de fase ferrítica na temperatura de *Step* de 700°C, as amostras (SQ10 a SQ16) passaram novamente por preparação metalográfica e foram atacadas com o reativo Picral 5% (5g de ácido pícrico e 100ml de álcool etílico) por 2 minutos. O uso do reativo Picral 5% foi necessário para facilitar a identificação da ferrita pelo software do microscópio. Foram usadas 13 imagens com aumento de 200x para cada amostra e as frações de fases foram calculadas pelo método das áreas de metalografia quantitativa no próprio software do microscópio óptico Leica DM2700M. Os dados experimentais obtidos foram tratados com o auxílio do software Origin Pro 9.0 e o ajuste com o modelo de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) foi realizado.

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### 3.1 Caracterização do Estado de Entrega

##### 3.1.1 Caracterização química

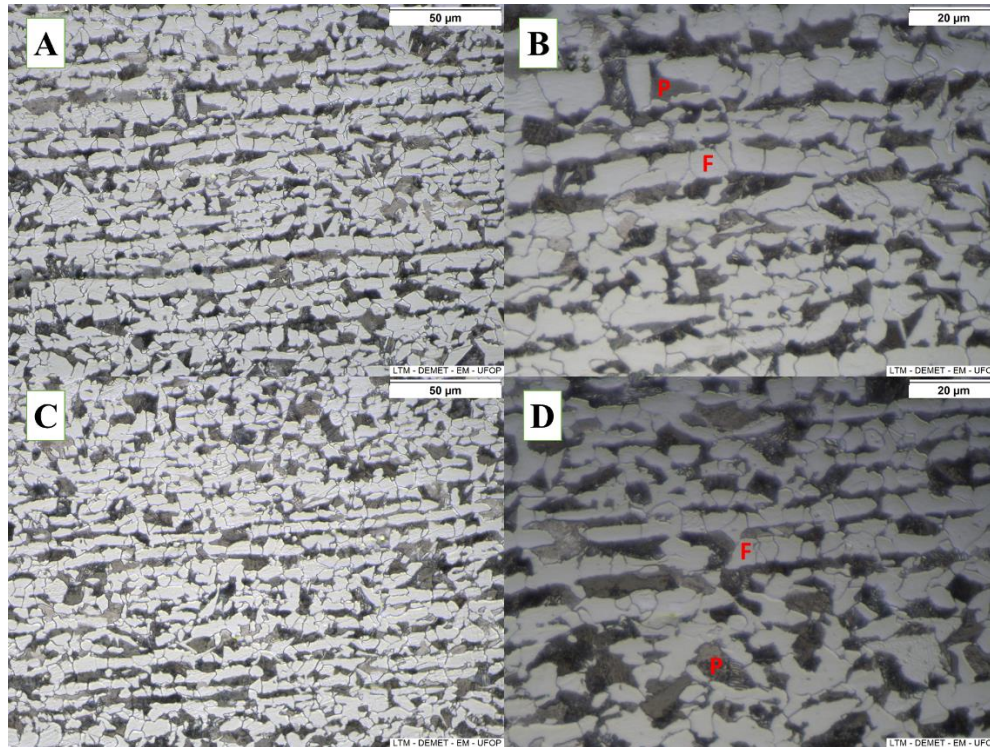
Na análise química do aço TRIP 780 (Tabela 3.1), pode-se perceber um alto teor de silício (1,320%) e de manganês (1,631%), com teores de carbono de 0,226%, fósforo de 0,026% e enxofre de 0,001%. Tal composição química atende às especificações químicas do aço TRIP 780 da empresa USIMINAS, que tem valores máximos de manganês de 2,50%, silício de 2,20%, carbono de 0,30%, fósforo de 0,090% e enxofre de 0,015%, como já apresentado na Tabela 2.1. Os teores elevados de silício e manganês em um aço TRIP são importantes pois dificultam as transformações de fases por difusão e favorecem a presença de austenita retida na microestrutura final.

**Tabela 3.1** – Análise química do aço TRIP 780.

| Elemento          | B      | S      | Nb     | Ti     | V      | Ni     | Mo     | Al     | P      | Cr     | C      | Si     | Mn     |
|-------------------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|
| Valor (% em peso) | 0,0002 | 0,0014 | 0,0020 | 0,0034 | 0,0043 | 0,0111 | 0,0170 | 0,0217 | 0,0257 | 0,0335 | 0,2259 | 1,3197 | 1,6306 |

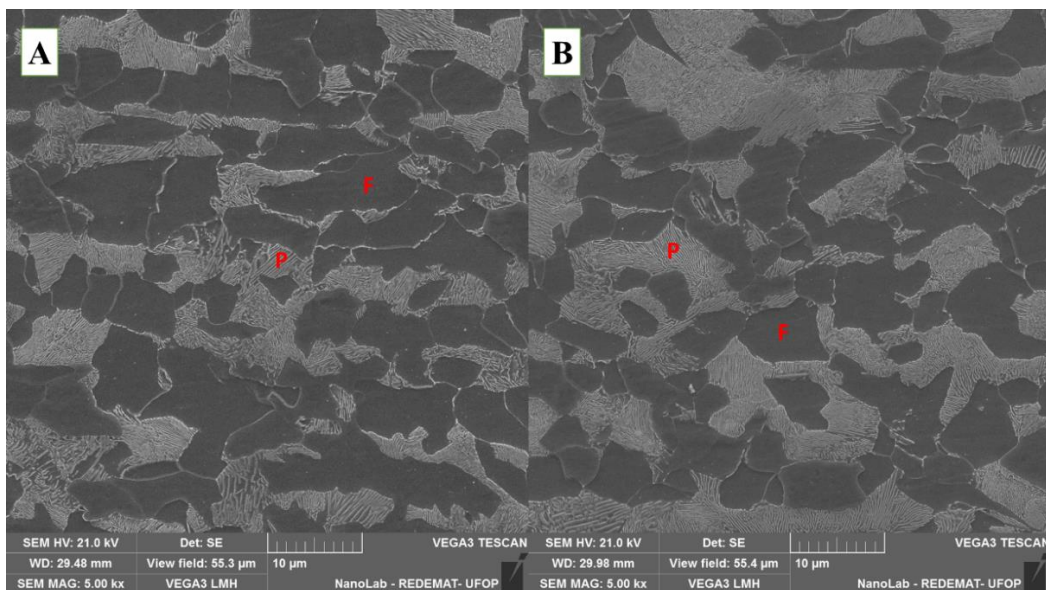
##### 3.1.2 Caracterização microestrutural

A microestrutura do estado de entrega do aço TRIP 780 (Figura 3.1) foi composta basicamente por ferrita e colônias de perlita. Tipicamente, a microestrutura do produto final de um aço TRIP é constituída por ferrita, austenita retida, martensita e/ou bainita. Nesse caso, como a amostragem foi realizada em etapa intermediária do processo de laminação a quente, com chapa de espessura de 4mm, não se observa uma microestrutura típica de um aço TRIP. Nesse trabalho, a microestrutura do estado de entrega não foi importante, visto que foram realizados outros tratamentos térmicos do tipo *Step Quenching*, sendo de grande relevância, apenas, a composição química do aço TRIP 780.



**Figura 3.1** – Microestrutura do aço TRIP 780 em seu estado de entrega, obtidas no Microscópio óptico, A) aumento de 500x, sentido transversal de laminação; B) aumento de 1000x, sentido transversal de laminação; C) aumento de 500x, sentido longitudinal de laminação; D) aumento de 1000x, sentido longitudinal de laminação. F: ferrita e P: perlita. Ataque: Nital 4%.

Nas imagens de microscopia eletrônica de varredura (Figura 3.2), pode-se observar um bandejamento, isso deve-se ao processo de laminação a quente.



**Figura 3.2** – Microestrutura do aço TRIP 780 em seu estado de entrega, obtidas no MEV, A) sentido transversal; B) sentido longitudinal. F: ferrita; P: perlita. Aumento: 5000x. Ataque: Nital 4%.

### 3.1.3 Microdureza Vickers

Nos ensaios de microdureza Vickers (Tabela 3.2), os resultados foram típicos de um aço com microestrutura ferrita-perlita, e não houve variação considerável entre os sentidos transversal e longitudinal de laminação (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006).

**Tabela 3.2** – Resultados dos ensaios de microdureza Vickers obtidos para o estado de entrega do aço TRIP 780.

| <b>Ensaio de microdureza Vickers (HV) obtidos para o estado de entrega</b> |             |                |                    |
|--|-------------|----------------|--------------------|
| Longitudinal   | Transversal | Carga aplicada | Tempo de aplicação |
| 229 ± 4  | 233 ± 5     | 300gf          | 5 segundos         |

Pelas imagens de microscopia (MO e MEV) e pelos resultados de microdureza Vickers, não foi possível identificar anisotropia aparente no aço TRIP 780 em seu estado de entrega.

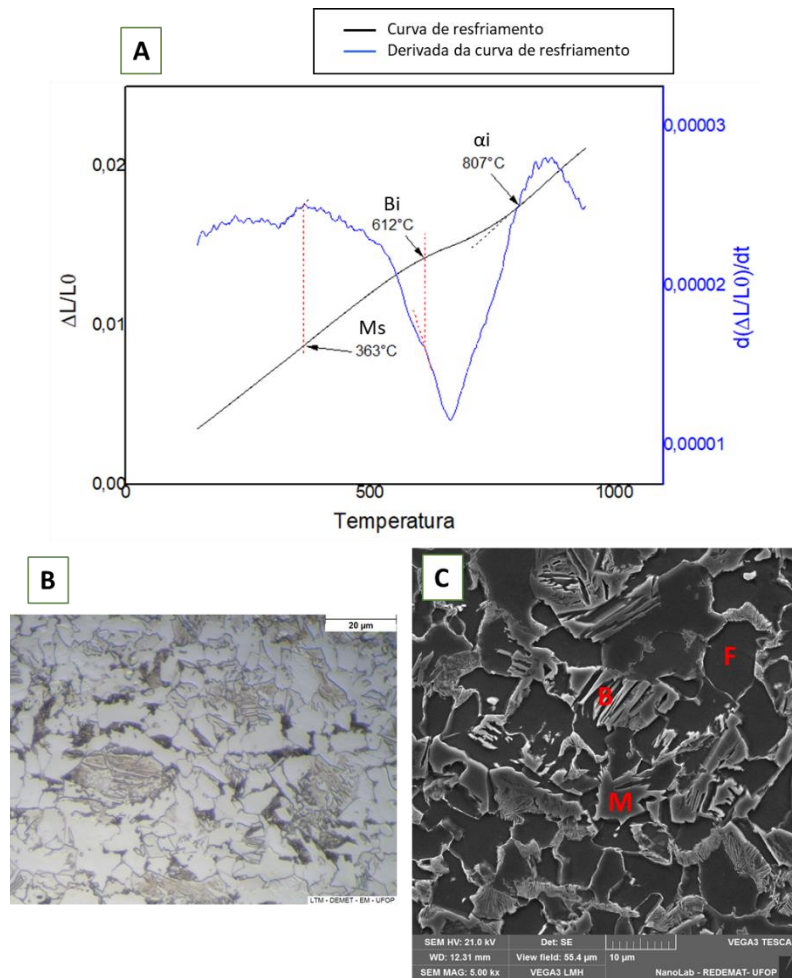
### 3.2 Determinação do Diagrama TRC

O diagrama TRC foi determinado por meio da utilização da técnica do desvio mínimo concomitante com o método da primeira derivada, objetivando a minimização dos erros de interpretação. A confirmação das fases e constituintes presentes foi realizada através de análise microestrutural (MO e MEV) dos corpos de provas submetidos aos ensaios.

#### 3.2.1 Resultados de Dilatometria

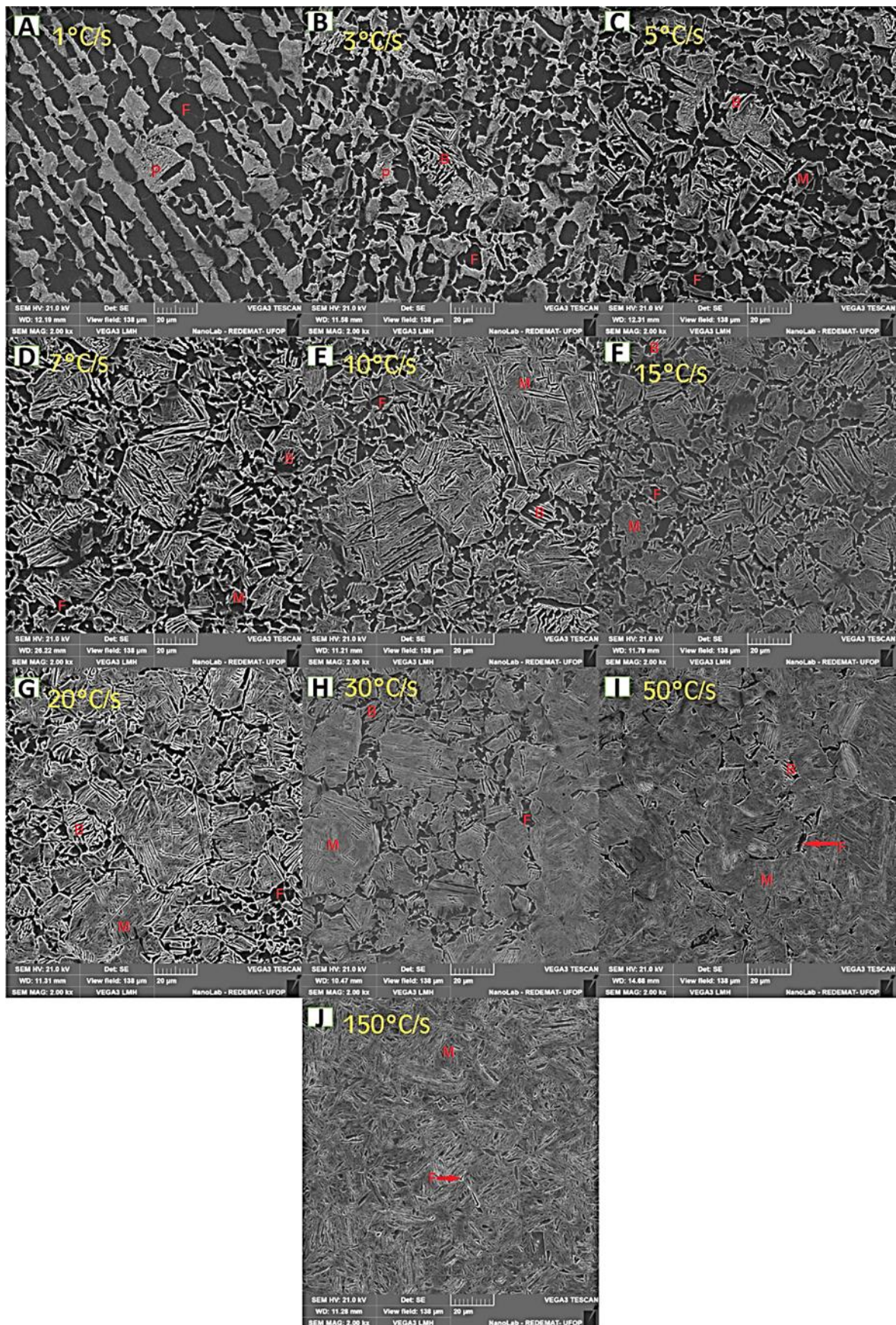
Para exemplificação, é apresentado a seguir, o resultado do ensaio de dilatometria para a amostra submetida a taxa de resfriamento de 5°C/s e as imagens de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura da referida amostra (Figura 3.3). A temperatura de austenitização de 950°C foi fixada para todas as amostras e as taxas de resfriamento foram variadas entre 1°C/s a 150°C/s.

Para o resfriamento com taxa de 5°C/s (Figura 3.3-A), tem-se o início de formação de ferrita à 807°C, de bainita à 612°C e de martensita à 363°C. Nas imagens de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura (Figura 3.3-C) pode-se identificar a ferrita, a martensita e a bainita formadas.



**Figura 3.3** – Resfriamento à taxa de 5°C/s, A) Curva de resfriamento;  $\alpha_i$ : início de formação de ferrita; Bi: início de formação de bainita; Ms: início de formação de martensita. B) Imagem de microscopia óptica com aumento de 1000x; C) Imagem de microscopia eletrônica de varredura com aumento de 5000x; F: ferrita, M: martensita; B: bainita. Ataque: Nital 4%.

Pelas imagens de microscopia eletrônica de varredura (Figura 3.4) pode-se perceber a presença de ferrita e perlita na amostra resfriada a 1°C/s (Figura 3.4-A) e ferrita, perlita e bainita na amostra resfriada de 3°C/s (Figura 3.4-B). A formação de ferrita e bainita são claras entre as amostras resfriadas entre 3°C/s e 50°C/s. A martensita está presente nas amostras resfriadas entre 5°C/s até 150°C e, com o aumento do superresfriamento, sua fração também aumenta. Mesmo com a alta taxa de resfriamento de 150°C/s pode-se observar na imagem de MEV pequena fração da fase ferrítica (Figura 3.4-J). Isso é relevante para aplicação de tratamentos térmicos do tipo Step Quenching para formação de aços DP com ferrita-martensita (ASHRAFI *et al.*, 2017).



**Figura 3.4** – Micrografias dos corpos de provas de dilatométrica resfriadas continuamente de 1°C/s a 150°C/s. F: Ferrita; P: Perlita; B: Bainita; M: Martensita. MEV-2000x. Ataque: Nital 4%.

### 3.2.2 Diagrama TRC

Para a construção do diagrama TRC (Figura 3.5) os dados de dilatometria de todos os ensaios foram considerados. As temperaturas críticas e os intervalos de tempo de transformação de cada amostra (Equação 3.1) foram utilizados.

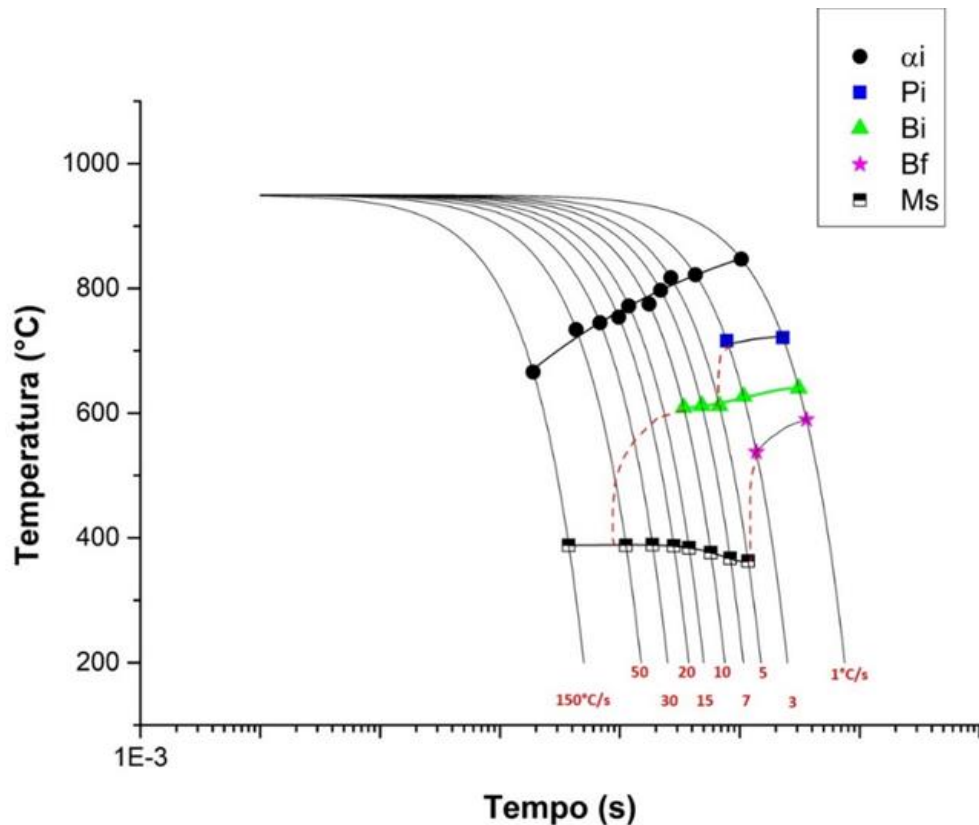
$$\Delta t = \frac{T - T_0}{\text{taxa}} \quad (3.1)$$

Sendo:

- $\Delta t$  – intervalo de tempo;
- $T$  – temperatura de início de transformação;
- $T_0$  – temperatura de austenitização (950°C);
- taxa – taxa de resfriamento.

As taxas são sempre negativas por representarem o resfriamento e as temperaturas de transformação  $\alpha_i$ ,  $P_i$ ,  $B_i$ ,  $B_f$ ,  $M_s$  e  $M_f$  são observadas na mudança de inclinação da curva para cada taxa de resfriamento associada. Sendo assim, foi possível a construção do diagrama TRC do aço TRIP 780 (Figura 3.6).





**Figura 3.5** – Diagrama TRC do aço TRIP 780 obtido a partir dos pontos experimentais.  $\alpha_i$ : início de formação de ferrita;  $P_i$ : início de formação de perlita;  $B_i$ : início de formação de bainita;  $B_f$ : fim de formação de bainita;  $M_s$ : início de formação de martensita.

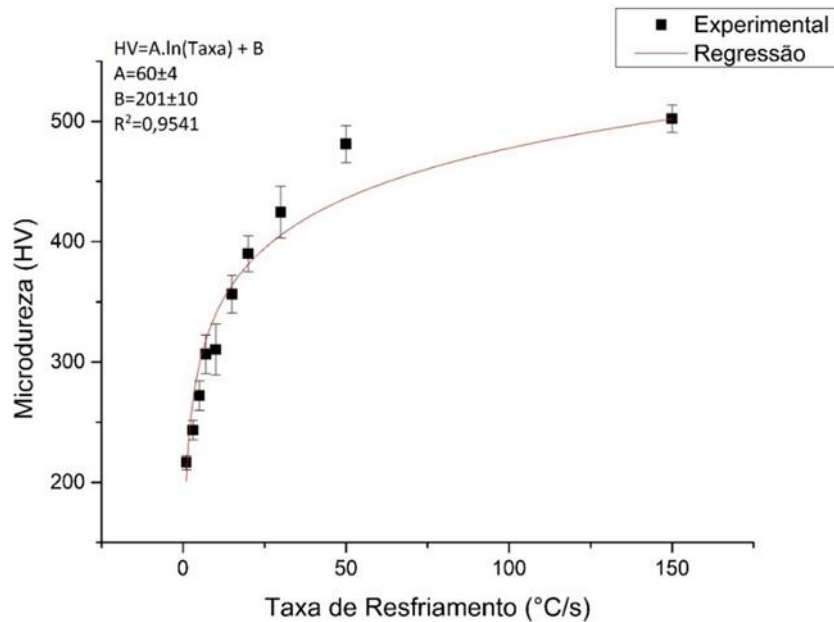
### 3.2.3 Microdureza

Foram realizados testes de microdureza Vickers (HV) em todas as amostras submetidas aos testes de dilatométrica para construção do diagrama TRC. Uma regressão não linear (Equação 3.2) foi obtida com os valores de microdureza versus a taxa de resfriamento (Figura 3.6). Percebe-se o aumento da microdureza com o aumento da taxa de resfriamento, isso deve-se a diminuição da fração de ferrita e ao aumento da fração de martensita e bainita (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006).

$$HV = (60 \pm 4) * \ln TR + (201 \pm 10) \quad (3.2)$$

Sendo:

- HV – microdureza Vickers;
- TR – taxa de resfriamento.



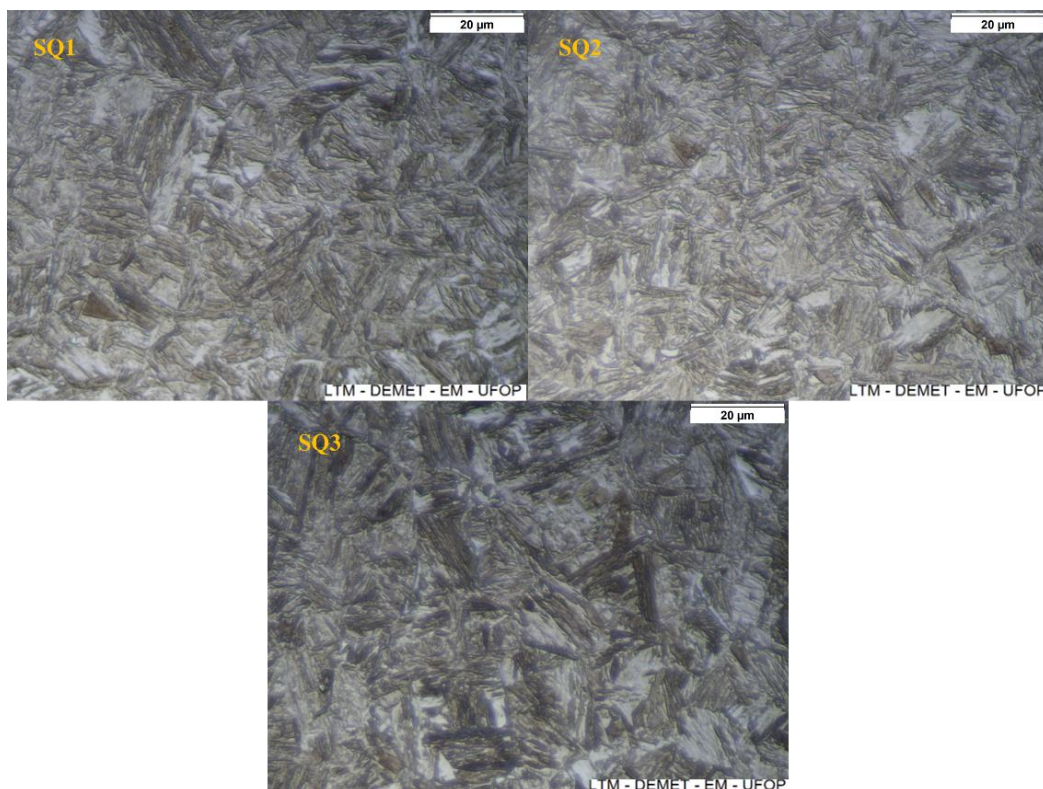
**Figura 3.6** – Variação da microdureza Vickers em função da taxa de resfriamento das amostras submetidas aos ensaios de dilatométrica para construção do diagrama TRC. Regressão não-linear.

### 3.3 Step Quenching

#### 3.3.1 Sequência de ensaios 1

Na sequência de ensaios 1, três amostras de SQ (SQ1, SQ2 e SQ3) foram aquecidas à uma taxa de 3°C/s até a temperatura de austenitização (950°C) e mantidas nessa temperatura por 3 minutos para garantir o encharque e a completa austenitização. Após esse intervalo de tempo, as amostras foram resfriadas com taxa de resfriamento de 200°C/s até a temperatura de *Step* à 800°C. Cada amostra foi mantida nessa isoterma por intervalos de tempo distintos, que foram 8 segundos (SQ1), 15 segundos (SQ2) e 60 segundos (SQ3); sendo posteriormente resfriadas à taxa de 200°C/s até a temperatura ambiente.

Em todas as amostras da sequência de ensaios 1 (SQ1, SQ2 e SQ3) as imagens de microscopia óptica (Figura 3.7) mostram uma microestrutura composta basicamente por martensita. Era esperado um aumento de fração de ferrita com o aumento do intervalo de tempo no *Step* a 800°C, devido à alta energia para difusão do carbono, no entanto, não houve força motriz suficiente para nucleação e crescimento dos grãos de ferrita. Com isso, para elevadas temperaturas de *Step*, não há condições favoráveis para o tratamento térmico de *Step Quenching* no aço TRIP 780 estudado no presente trabalho.



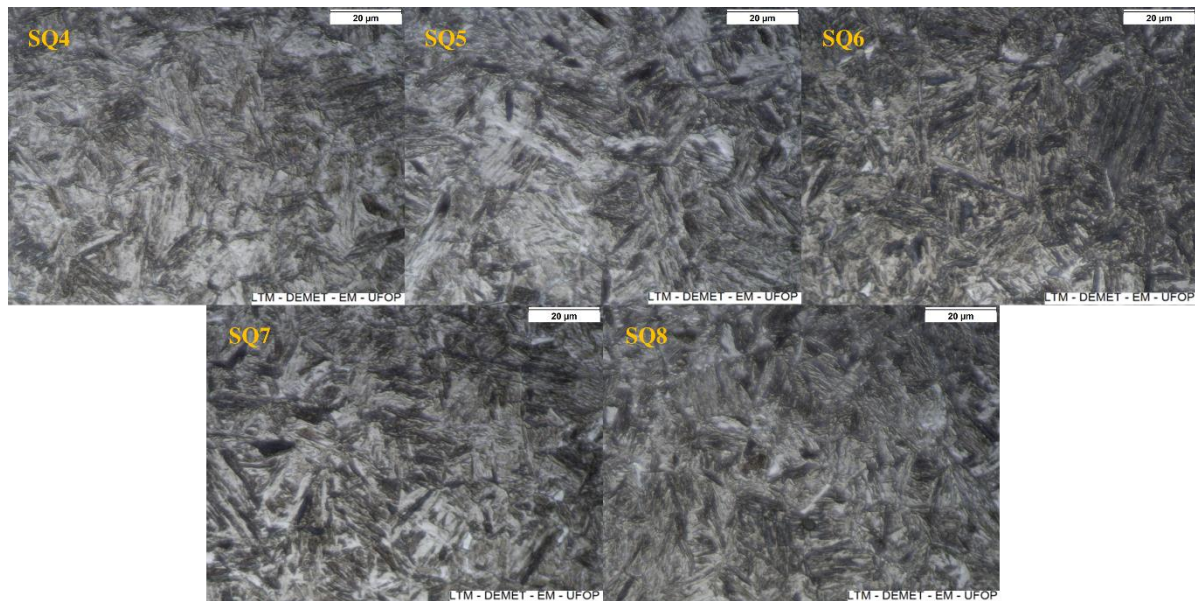
**Figura 3.7** – Microscopia óptica das amostras do aço TRIP 780 submetidas a sequência de ensaios 1. Tempos de *Step*: 8s (SQ1); 15s (SQ2); 60s (SQ3). MO-1000x. Ataque: Nital 4%.

### 3.3.2 Sequência de ensaios 2

Na sequência de ensaios 2, cinco amostras de SQ (SQ4, SQ5, SQ6, SQ7 e SQ8) foram aquecidas à uma taxa de 3°C/s até a temperatura de austenitização (950°C) e mantidas nessa temperatura por 3 minutos para garantir o encharque e a completa austenitização. Após esse intervalo de tempo, as amostras foram resfriadas com cinco taxas de resfriamento distintas, 50°C/s (SQ4), 25°C/s (SQ5), 15°C/s (SQ6), 7°C/s (SQ7) e 3°C/s (SQ8), até a temperatura de *Step* à 800°C. As amostras foram mantidas nessa temperatura durante 10 minutos, sendo posteriormente resfriadas à taxa de 200°C/s até a temperatura ambiente.

Em todas as amostras da sequência de ensaios 2 (SQ4, SQ5, SQ6, SQ7 e SQ8), as imagens de microscopia óptica (Figura 3.8) mostram uma microestrutura composta basicamente por martensita. Esperava-se um aumento da fração de ferrita com a diminuição da taxa de resfriamento sabendo que a sua cinética de formação é limitada pela difusão de átomos de soluto, no entanto, devido a cinética lenta de transformação deste aço a ferrita não foi formada em nenhuma das taxas. A cinética lenta de transformação se deve pelos mesmos motivos explicados anteriormente. Pode-se perceber que a taxa de resfriamento antes do *Step* não é um

parâmetro que controla a formação de ferrita para temperaturas de *Step* elevadas no aço TRIP 780.



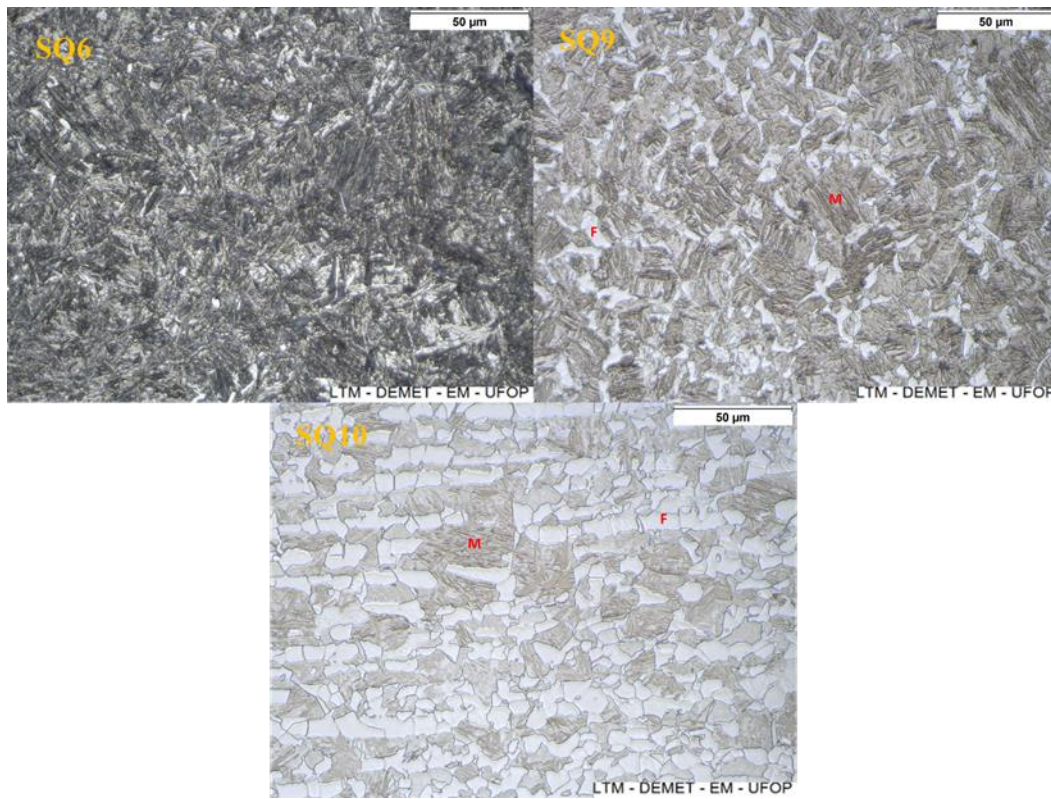
**Figura 3.8** – Microscopia óptica das amostras do aço TRIP 780 submetidas a seqüência de ensaios 2. Taxas de resfriamento antes do *Step*: 50°C/s (SQ4); 25°C/s (SQ5); 15°C/s (SQ6); 7°C/s (SQ7); 3°C/s (SQ8). MO-1000x. Ataque: Nital 4%.

### 3.3.3 Sequência de ensaios 3

Na seqüência de ensaios 3, três amostras de SQ (SQ6, SQ9 e SQ10) foram aquecidas à uma taxa de 3°C/s até a temperatura de austenitização (950°C) e mantidas nessa temperatura por 3 minutos para garantir o encharque e completa austenitização. Após esse intervalo de tempo as amostras foram resfriadas com taxas de resfriamento iguais (15°C/s) até atingirem a temperatura de *Step*. A temperatura de *Step* da amostra SQ6 foi de 800°C, da amostra SQ9 foi de 750°C e da amostra SQ10 foi de 700°C, as amostras foram mantidas na temperatura de *Step* durante 10 minutos, sendo posteriormente resfriadas à taxa de 200°C/s até a temperatura ambiente.

Na amostra SQ6 (Figura 3.9-A), com elevada temperatura de *Step* (800°C), não houve formação de ferrita. Nas amostras SQ9 e SQ10 (Figura 3.9) houve formação de ferrita e isso se deve ao aumento do superresfriamento em comparação com a amostra SQ6. Quando comparadas as amostras SQ6 e SQ10, houve uma mudança significativa na microestrutura com o aumento de 100°C de superresfriamento e quando comparadas as amostras SQ9 e SQ10, houve um perceptível aumento da fração de ferrita com o aumento de 50°C de

superresfriamento. Isso mostra que a fração de ferrita formada é sensível ao superresfriamento nos tratamentos térmicos de *Step Quenching* no aço TRIP 780.



**Figura 3.9** – Microscopia óptica das amostras do aço TRIP 780 submetidas a sequência de ensaios 3. Temperaturas de superresfriamento: 800°C (SQ6); 750°C (SQ9); 700°C (SQ10). F: ferrita; M: martensita. MO-500x. Ataque: Nital 4%.

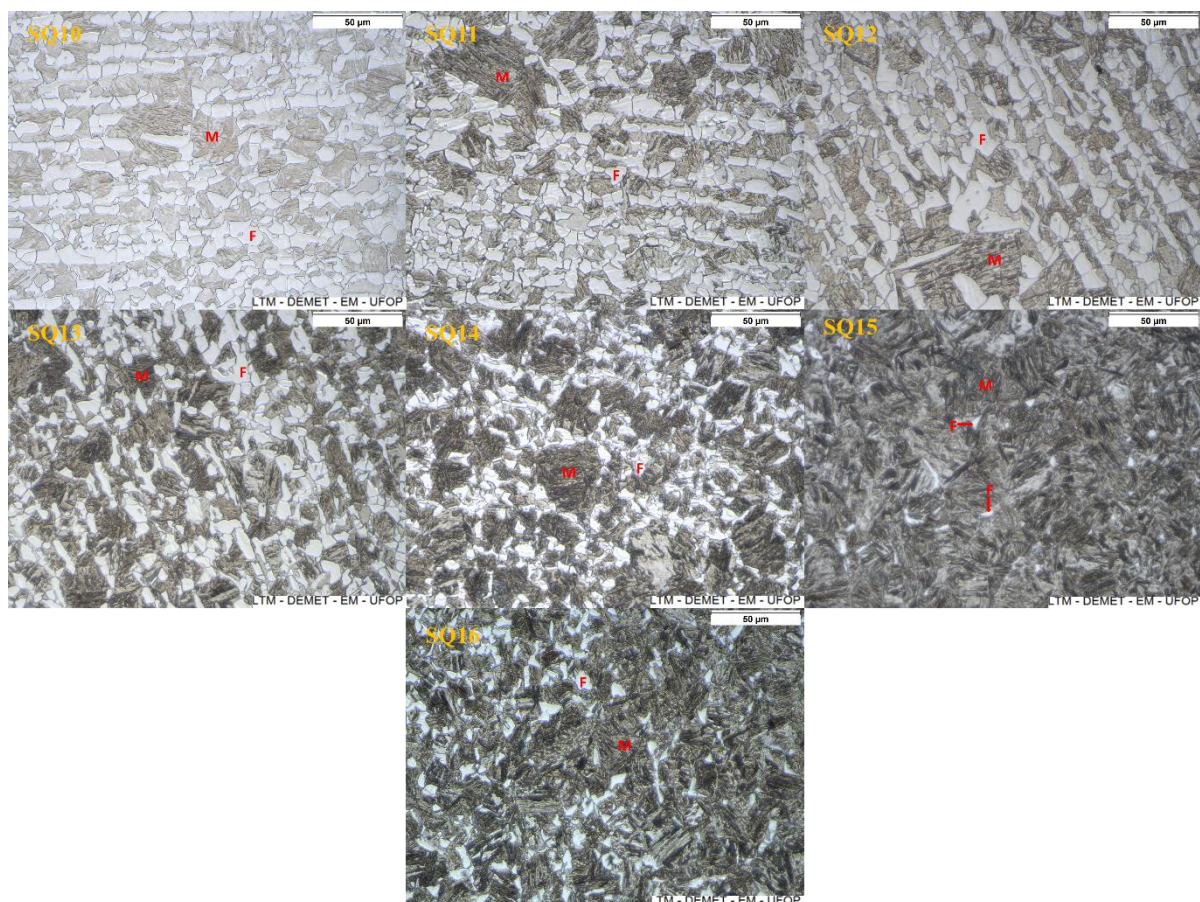
### 3.3.4 Sequência de ensaios 4

Na sequência de ensaios 4, sete amostras de SQ (SQ10, SQ11, SQ12, SQ13, SQ14, SQ15 e SQ16) foram aquecidas à uma taxa de 3°C/s até a temperatura de austenitização (950°C) e mantidas nessa temperatura por 3 minutos para garantir o encharque das amostras e completa austenitização. Após esse intervalo de tempo, as amostras foram resfriadas com taxas de resfriamento de 15°C/s até atingirem a temperatura de *Step* à 700°C. Cada amostra foi mantida nessa isoterma por intervalos de tempo distintos, que foram 600 segundos (SQ10), 60 segundos (SQ11), 1200 segundos (SQ12), 30 segundos (SQ13), 15 segundos (SQ14), 5 segundos (SQ15) e 10 segundos (SQ16); sendo posteriormente resfriadas à taxa de 200°C/s até a temperatura ambiente.

Na amostra SQ12, mantida no *Step* por um tempo longo (20 minutos), a imagem de microscopia óptica (Figura 3.10-SQ12) mostra uma microestrutura ferrita-martensita com

grande fração da fase ferrítica, o que era esperado. O tempo extremamente longo foi proposital, a intenção era aproximar da fração de ferrita formada próximo ao equilíbrio para o aço TRIP 780 na temperatura de *Step* de 700°C.

Nas imagens de microscopia óptica (Figura 3.10) pode-se perceber um aumento na fração de ferrita com o aumento do intervalo de tempo de *Step*, o que era esperado, devido o maior tempo para difusão do carbono na rede cristalina. Essa difusão cria pontos com diferentes concentrações de carbono onde há a nucleação e posterior crescimento da ferrita. Com a aferição quantitativa da fração de fase ferrítica é possível obter a equação proposta pelo modelo de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov, para o aço TRIP 780, que será apresentado no item 3.5 deste trabalho.



**Figura 3.10** – Microscopia óptica das amostras do aço TRIP 780 submetidas a sequência de ensaios 4. Tempos de *Step*: 600s (SQ10); 60s (SQ11); 1200s (SQ12); 30s (SQ13); 15s (SQ14); 5s (SQ15); 10s (SQ16); F:ferrita; M:martensita. MO-500x. Ataque Nital 4%.

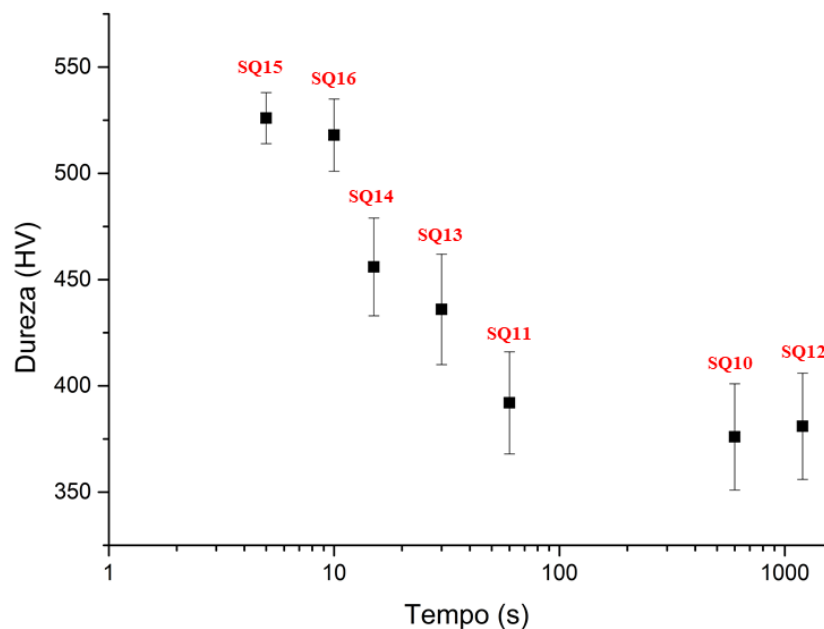
### 3.4 Microdurezas das amostras submetidas a SQ

As microdurezas Vickers das amostras SQ1 à SQ8 (Tabela 3.3) não tiveram alterações significativas, devido a formação apenas de martensita em suas microestruturas.

Nas amostras SQ10 à SQ16 houve uma diminuição da microdureza Vickers com o aumento do tempo de *Step* (Figura 3.11), o que era previsto, devido ao aumento da fração de ferrita com o aumento do intervalo de tempo no *Step* a 700°C no aço TRIP 780.

**Tabela 3.3** – Resultados dos ensaios de microdureza Vickers obtidos para o aço TRIP 780 nos ensaios de *Step Quenching* das amostras SQ1 à SQ8.

| Resultado dos ensaios de microdureza Vickers (HV) obtidos para as amostras de SQ1 à SQ8 |       |        |       |        |       |        |        |
|---|-------|--------|-------|--------|-------|--------|--------|
| SQ1   | SQ2   | SQ3    | SQ4   | SQ5    | SQ6   | SQ7    | SQ8    |
| 512±11  | 505±9 | 508±17 | 507±9 | 509±11 | 509±8 | 504±10 | 520±10 |

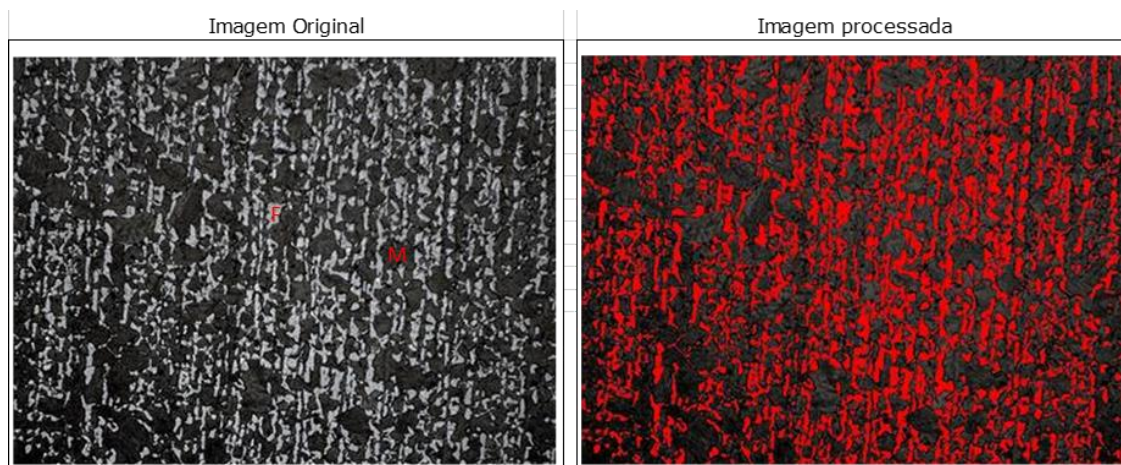


**Figura 3.11** – Variação da microdureza Vickers do aço TRIP 780 em função do tempo de *Step Quenching* das amostras SQ10 à SQ16.

### 3.5 Fração de fase ferrítica

A fração de fase ferrítica foi medida através do método das áreas de metalografia quantitativa, utilizando o software do microscópio óptico Leica DM2700M.

Para exemplificação, a Figura 3.12 mostra a imagem original e a imagem processada da amostra SQ13. Observa-se que a ferrita foi preenchida de vermelho na imagem processada. A área em vermelho é dividida pela área total para o cálculo da fração de ferrita. A fração em área pode ser considerada, aproximadamente, como a fração volumétrica.

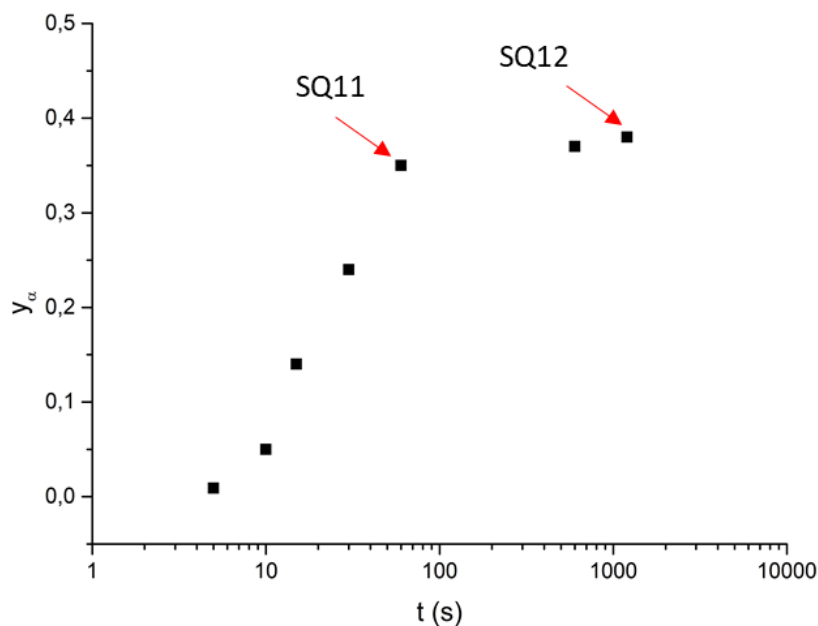


**Figura 3.12** – Comparação entre a imagem original e a imagem processada no software do microscópio Leica DM2700M; a área em vermelho representa a fração de ferrita. Aço TRIP 780. F: ferrita; M: martensita. MO-200x. Ataque: Picral 5%.

Após a medição da fração de ferrita nas amostras (SQ10 à SQ16) foi possível confirmar o aumento da fração de ferrita ( $y_\alpha$ ) com o aumento do tempo de *Step* à 700°C (Figura 3.12) para o aço TRIP 780.

No gráfico apresentado na Figura 3.13, nota-se que a fração de ferrita tende a ficar constante a partir da amostra SQ11. Com isso, pode-se considerar que a fração de ferrita na amostra SQ12 (1200 segundos de intervalo de *Step*) é a fração de ferrita máxima formada (fração de ferrita no equilíbrio) para estas condições de *Step Quenching*.





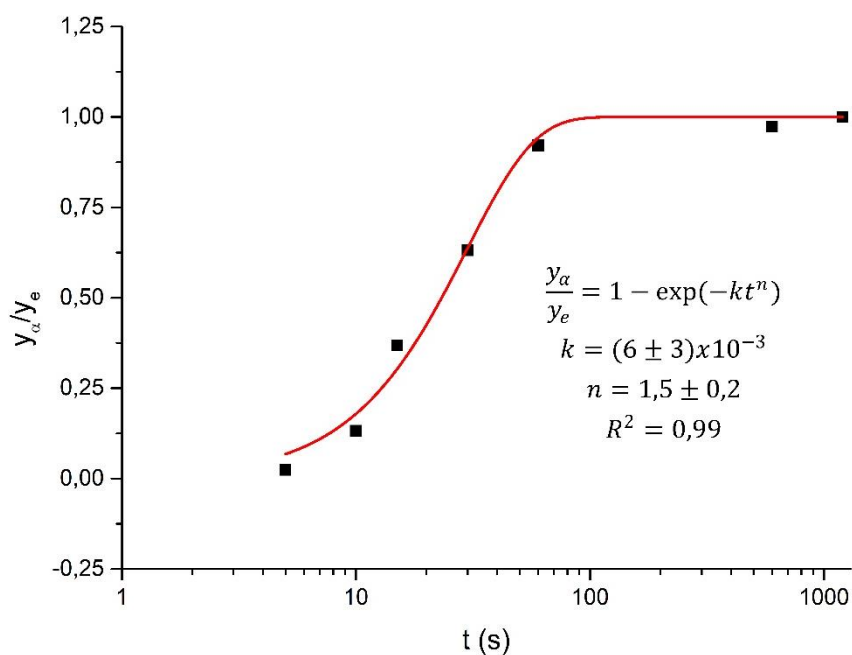
**Figura 3.13** – Fração de ferrita ( $y_{\alpha}$ ) em função do tempo de *Step*. Amostras: SQ10 à SQ16. SQ11: início da tendência de estabilização da fração de ferrita; SQ12: fração de ferrita no equilíbrio. Aço TRIP 780.

### 3.5.1 Modelo de JMAK

O modelo de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) prevê a formação de 100% da fase de interesse ( $y = 1$ ) para tempos que tendem ao infinito. No entanto, para o aço TRIP 780 no *Step* à 700°C, a formação máxima de ferrita atinge um valor constante a partir de um certo intervalo de tempo. Nesse caso, pode-se considerar que a fração de fase ferrítica ( $y_{\alpha}$ ), em um intervalo de tempo infinito, tende à fração máxima de ferrita ( $y_e$ ). Sendo assim, tem-se que para  $y_{\alpha}$  em intervalo de tempo tendendo ao infinito que,  $y_{\alpha}/y_e = 1$ . Com isso, pode-se validar a equação do modelo JMAK para o caso estudado (Equação 3.3) (ASHRAFI *et al.*, 2017).

$$\frac{y_{\alpha}}{y_e} = 1 - \exp(-kt^n) \quad (3.3)$$

Ajustando os dados experimentais com a equação do modelo de JMAK validada, tem-se que o expoente de Avrami ( $n$ ) é  $1,5 \pm 0,2$  e a constante da cinética de transformação dependente da temperatura ( $k$ ) é  $(6 \pm 3) \times 10^{-3}$ . O coeficiente de correlação dos pontos experimentais com a equação de JMAK foi de 0,99 ( $R^2 = 0,99$ ) (Figura 3.14).



**Figura 3.14** – Ajuste dos pontos experimentais de fração ferrítica com o modelo de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK), para os ensaios com *Step* à 700°C (SQ10 à SQ16). Aço TRIP 780.

O aumento da fração de ferrita resultou na diminuição da dureza do aço TRIP 780. Com a estabilização da fração de ferrita a dureza também se estabilizou, isso mostra que a dureza está totalmente relacionada com a fração de ferrita no *Step* à 700°C no aço TRIP 780. Sendo assim, pode-se prever o fator de amaciamento (FA) (Equação 3.4) utilizando o modelo de JMAK (ASHRAFI *et al.*, 2017).

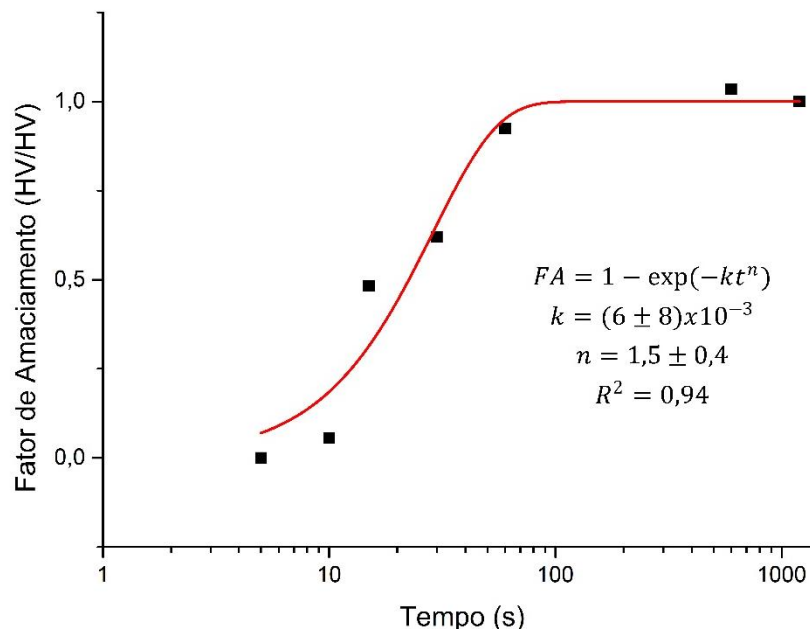
$$FA = \frac{HV_{\text{máx}} - HV_t}{HV_{\text{máx}} - HV_{\text{mín}}} \quad (3.4)$$

Sendo:

- FA – fator de amaciamento;
- $HV_{\text{máx}}$  – dureza máxima obtida nos ensaios, amostra temperada;
- $HV_{\text{mín}}$  – dureza mínima obtida nos ensaios, fração de ferrita estabilizada;
- $HV_t$  – dureza obtida no *Step Quenching* para um intervalo de tempo qualquer.

Ajustando os dados experimentais de dureza com a equação de JMAK, tem-se que o expoente de Avrami ( $n$ ) é  $1,5 \pm 0,4$  e a constante da cinética de transformação dependente da

temperatura ( $k$ ) é  $(6 \pm 8) \times 10^{-3}$ . O coeficiente de correlação dos pontos experimentais com a equação de JMAK foi de 0,94 ( $R^2 = 0,94$ ) (Figura 3.15).



**Figura 3.15** – Ajuste dos pontos experimentais de microdureza com modelo o de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK), para os ensaios com *Step* à 700°C (SQ10 à SQ16). Aço TRIP 780.

#### 4 CONCLUSÕES

Considerando as amostras SQ1 à SQ8 de *Step* à 800°C, não foi notado nenhuma diferença microestrutural com nenhuma formação de ferrita aparente. Isso se deve a força motriz insuficiente para nucleação e crescimento dos grãos de ferrita em temperaturas elevadas de *Step*. As presenças de Mn e Si relativamente elevados no aço TRIP 780, que dificultam a difusão do carbono na rede da austenita, também explica a não formação de ferrita em temperaturas elevadas de *Step*. Sendo assim, conclui-se que, para elevadas temperaturas de *Step*, não há condições favoráveis para o tratamento térmico de *Step Quenching* no aço TRIP 780.

O diagrama TRC mostrou que a formação de ferrita aconteceria nos ensaios com temperatura de *Step* de 800°C, no entanto, percebeu-se que mesmo com variações de intervalos tempos de *Step* e taxas distintas de resfriamento antes do *Step*, sua formação não foi percebida nas imagens de microscopia óptica. Com isso, outros testes com graus de superresfriamentos maiores foram necessários, sendo eles SQ9 a SQ16. Comparando a amostra SQ9, com *Step* a

750°C, e a amostra SQ10, com *Step* a 700°C, houve um aumento da fração de ferrita, o que era previsto, devido ao aumento do grau de superresfriamento.

Considerando as amostras SQ10 à SQ16, com o *Step* à 700°C. A fração de ferrita formada é dependente do tempo de *Step* seguindo o modelo de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov. O coeficiente de Avrami ( $n = 1,5 \pm 0,2$ ) e a constante da cinética de transformação dependente da temperatura ( $k = (6 \pm 3) \times 10^{-3}$ ) foram determinados com ótimo coeficiente de correlação ( $R^2 = 0,99$ ).

O fator de amaciamento (FA) também é dependente do tempo de *Step* seguindo o modelo de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov. O coeficiente de Avrami ( $n = 1,5 \pm 0,4$ ) e a constante da cinética de transformação dependente da temperatura ( $k = (6 \pm 8) \times 10^{-3}$ ) foram determinados com ótimo coeficiente de correlação ( $R^2 = 0,94$ ).

A evolução da fração de fase ferrítica e o fator de amaciamento, são importantes para se ter a previsibilidade da cinética de transformações de fases e, assim, permitir o controle preciso da microestrutura do aço TRIP 780 quando submetido a tratamentos térmicos de SQ. Sendo assim, é possível executar tratamentos térmicos de SQ no aço TRIP 780 em condições favoráveis, como: temperaturas de *Step* mais baixas, taxas de resfriamento antes do *Step* mais lentas e intervalos de tempo de *Step* suficientes para que haja a formação de ferrita.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALEKSECHKIN, V. Extension of the Kolmogorov–Johnson–Mehl–Avrami theory to growth laws of diffusion type. **Journal of Non-Crystalline Solids**, p. 3159 – 3167. 2011

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS – ASTM. **ASTM E3 – 11: standard guide for preparation of metallographic specimens**. West Conshohocken: ASTM, 2017. 12p.

ASHRAFI, H.; SHAMANIAN, M.; EMADI, R.; SAEIDI, N. Examination of phase transformation kinetics during step quenching of dual phase steels. **Materials Chemistry and Physics**. p. 203 – 217. 2017.

AYDIN, H.; ESSADIQI, E.; JUNG, I. H.; YUE, S. Development of 3rd generation AHSS with medium Mn content alloying compositions. **Materials Science & Engineering A**, p. 501–508. 2013.

BHADESHIA, H., HONEYCOMBE, R. **Steels: Microstructure and Properties**. 3ª edição. Oxford: Elsevier, Butterworth–Heinemann; 2006.

GRAJCAR, A.; KUZIAK, R.; ZALECK, W. Third generation of AHSS with increased fraction of retained austenite for the automotive industry. **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, p. 334 – 341. 2012.

HAGEN, I. V. In: PROCEEDING OF THE CONFERENCE ON STEELS IN CARS AND TRUCKS, 2005, Wiesbaden, Alemanha.

KOOI, B.J. Extension of the Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov theory incorporating anisotropic growth studied by Monte Carlo simulations. *Phys. Rev.*, p. 1 – 13. 2006.

LIU, Y.; SHI, L.; YU, L.; YAN, Z.; LI, H. Effect of step quenching microstructures and mechanical properties of HSLA steel. **Materials Science & Engineering**, p. 371-378. 2016.

MATLOCK, D. K.; BRÄUTIGAM, V. E.; SPEER, J. G. Application of the quenching and partitioning (Q&P) process to a medium-carbon, High-Si microalloyed bar steel. **Materials Science Forum**, p. 1089-1094. 2003.

MATLOCK, D. K. Advanced high strength sheet steels for automotive applications: microstructures, properties and formability. In: IX ENCONTRO DA SOCIEDADE BRASILEIRA DE PESQUISA EM MATERIAIS, 2010, Ouro Preto.

SHAO, Y.; LIU, C., YAN, Z., LI, H., LIU, Y. Formation mechanism and control methods of acicular ferrite in HSLA steels: A review. **Journal of materials Science & technology**, p. 737 - 744. 2018.

USIMINAS. **Laminados a Frio**. 2015. Disponível em: <<https://www.usiminas.com/wp-content/uploads/2013/11/us-0073-15b-laminados-a-frio.pdf>>. Acesso em: 16 junho. 2019.