

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS  
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de  
Minas - Mestrado Profissional

Dissertação de Mestrado

Efeito das condições de resfriamento após a laminação a quente sobre a microestrutura e propriedades mecânicas de um aço bifásico da classe de resistência de 800 MPa

Autor: Kairo de Barros Guimarães  
Orientador: Prof. Dr. Dagoberto Brandão Santos

Julho/2019

Kairo de Barros Guimarães

Efeito das condições de resfriamento após a laminação a quente sobre a microestrutura e propriedades mecânicas de um aço bifásico da classe de resistência de 800 MPa

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas – Mestrado Profissional da Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial para obtenção do Grau de Mestre em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas.

Área de concentração: Metalurgia Física

Orientador: Prof. Dr. Dagoberto Brandão Santos

Belo Horizonte  
Universidade Federal de Minas Gerais  
Escola de Engenharia  
2019

G963e

Guimarães, Kairo de Barros.

Efeito das condições de resfriamento após a laminação a quente sobre a microestrutura e propriedades mecânicas de um aço bifásico da classe de resistência de 800 MPa [recurso eletrônico] / Kairo de Barros Guimarães. - 2019.

1 recurso online (xii, 63 f. : il., color.) : pdf.

Orientador: Dagoberto Brandão Santos.

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.

Bibliografia: f. 60-63.

Exigências do sistema: Adobe Acrobat Reader.

1. Engenharia Metalúrgica - Teses. 2. Laminação (Metalurgia) - Teses. 3. Metais--tempera - Teses. 4. Laminação (Metalurgia) - Teses. 5. Aço de alta resistência - Teses. I. Santos, Dagoberto Brandão. II. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. III. Título.

CDU: 669 (043)

**Aos meus pais e irmãos pelo apoio e carinho.**  
**À minha querida esposa pelo companheirismo.**  
**Aos meus filhos pela motivação.**  
**Aos familiares e amigos.**

## AGRADECIMENTOS

A Deus por me permitir realizar este estudo;

Ao Prof. Dagoberto Brandão Santos pela orientação;

Ao Dr. Túlio Magno Füzessy de Melo pela prontidão, ensinamentos, discussões técnicas e sugestões ao longo do desenvolvimento deste estudo;

A Usiminas, em especial os gestores Helber Luiz Oliveira Ribeiro, Gláucio Bórtoli da Cruz Rabelo e Ivan de Castro e colegas do Controle Integrado, que me apoiaram na realização deste trabalho;

Aos colegas do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento, em especial Gisele Assis Souza, pelo apoio na realização dos experimentos.

## SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS .....	vi
LISTA DE TABELAS .....	ix
LISTA DE NOTAÇÕES.....	x
1 INTRODUÇÃO .....	1
2 OBJETIVO.....	3
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
3.1 Aços para construção automotiva .....	4
3.2 Composição química dos aços bifásicos .....	4
3.3 Microestrutura e propriedades mecânicas dos aços bifásicos .....	8
3.4 Processamento dos aços bifásicos.....	10
3.5 Dilatometria .....	15
4 METODOLOGIA .....	17
4.1 Material utilizado .....	17
4.2 Preparação dos corpos de prova para ensaios dilatométricos.....	18
4.3 Ensaios no dilatômetro .....	19
4.4 Determinação das temperaturas críticas no aquecimento ( $Ac_1$ e $Ac_3$ ) .....	21
4.5 Avaliação do efeito da TI na quantidade e velocidade de formação da ferrita .....	21
4.6 Avaliação do efeito do tempo de permanência no patamar isotérmico.....	22
4.7 Avaliação do efeito da temperatura de bobinamento .....	24
4.8 Avaliação do efeito da microestrutura prévia sobre as transformações de fases no resfriamento .....	24
4.9 Diagramas TRC.....	26
4.10 Análise microestrutural .....	28
4.11 Ensaios de dureza.....	29
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	30
5.1 Temperaturas críticas no aquecimento ( $Ac_1$ e $Ac_3$ ).....	30
5.2 Efeito da temperatura intermediária.....	30
5.3 Efeito do tempo de permanência no patamar isotérmico .....	42
5.4 Efeito da temperatura de bobinamento.....	45
5.5 Efeito da microestrutura prévia sobre as transformações de fase no resfriamento .....	51
5.6 Diagramas TRC.....	54
6 CONCLUSÕES .....	57

7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	59
8	REFERÊNCIAS .....	60

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 - Representação esquemática da relação entre o limite de resistência e alongamento total por deformação para vários tipos de aços (WordAutoSteel, 2017 - adaptado) [3].	1
Figura 3.1 – Influência do nióbio na curva tensão deformação de um aço bifásico laminado a quente (adaptado) [16].	7
Figura 3.2 - Representação esquemática da microestrutura do aço bifásico (adaptado de [20]).	8
Figura 3.3 - Comparação das curvas tensão versus deformação de aços DP, ARBL e C-Mn (adaptado) [23].	9
Figura 3.4 - Fluxo de processo e localização dos pirômetros de medição da TA, TI e TB da laminação de trias a quente da planta de Ipatinga da Usiminas (Fonte: Usiminas, 2018 - adaptado).	13
Figura 3.5 - Representação esquemática da obtenção da microestrutura característica dos aços DP laminados a quente através do controle das condições de resfriamento do material [14].	14
Figura 3.6 - Curva dilatométrica de um aço baixo carbono (Fe-0,11C-0,50Mn) obtido pela taxa de aquecimento de $0,05\text{Ks}^{-1}$ (adaptado) [29].	15
Figura 3.7 - Exemplo de determinação das temperaturas $Ar_1$ e $Ar_3$ e fração transformada da austenita no resfriamento de uma curva dilatométrica [28].	16
Figura 4.1 – Representação esquemática da condição de amostragem na bobina laminada a quente.	17
Figura 4.2 – Microestrutura original do material em estudo. Ataque: nital 4%. MO, aumento original 1.000X.	18
Figura 4.3 – Representação esquemática da condição de retirada dos CPs para realização dos ensaios dilatométricos.	19
Figura 4.4 – Detalhe da câmara do dilatômetro BÄHR DIL 805 A/D [30].	20
Figura 4.5 - Representação esquemática do ciclo térmico usado como base para as simulações realizadas no dilatômetro.	21
Figura 4.6 – Representação esquemática dos ciclos térmicos realizados para avaliação do efeito da TI na quantidade e velocidade de formação da ferrita.	22
Figura 4.7 – Representação esquemática da avaliação do efeito do tp no patamar isotérmico...	23
Figura 4.8 – Representação esquemática dos ensaios para avaliação do efeito da alteração da TB.	24
Figura 4.9 – Representação esquemática das diferentes condições de encharque utilizadas para avaliação do efeito da microestrutura prévia.	26

Figura 4.10 – Representação esquemática dos ciclos térmicos realizados para o diagrama TRC na condição com 100% de austenita. ....	27
Figura 4.11 – Representação esquemática dos ciclos térmicos realizados para o diagrama TRC na condição com aproximadamente 50% de austenita. ....	28
Figura 4.12 – Representação esquemática da região do CP em que foi realizada análise microestrutural e dureza. ....	29
Figura 5.1 – Curva dilatométrica do ensaio realizado para determinação das temperaturas $Ac_1$ e $Ac_3$ . ....	30
Figura 5.2 – (a) Curva dilatométrica e (b) microestrutura final obtidas no ensaio para determinação do campo intercrítico Resfriamento a $100^\circ\text{C/s}$ a partir do encharque de 2 s a $830^\circ\text{C}$ . Ataque: nital 4%. MO, aumento original 1.000X. ....	31
Figura 5.3 – Fração de ferrita formada no resfriamento a $100^\circ\text{C/s}$ a partir do encharque de 2 s a $830^\circ\text{C}$ . ....	32
Figura 5.4 – Variação da dilatação do cp ao longo do tempo de permanência em cada um dos patamares isotérmicos nas TIs. ....	33
Figura 5.5 – Microestruturas típicas observadas nos cps resfriados rapidamente após 60 s em diferentes TIs. Ataque: nital 4%. MO, aumento original 1.000X. ....	35
Figura 5.6 – Quantidade de ferrita presente no início e no final do patamar isotérmico de 60 s para as TIs avaliadas. ....	36
Figura 5.7 – Fração transformada da austenita nos patamares isotérmicos das curvas dilatométricas: (a) completo, (b) detalhe dos 10 s iniciais. ....	38
Figura 5.8 – Curvas de dilatação do CP ao longo do tempo de permanência no patamar para algumas TIs. ....	39
Figura 5.9 – Curvas dilatométricas obtidas no resfriamento rápido ( $100^\circ\text{C/s}$ ) aplicado após o patamar isotérmico de 60 s nas TIs avaliadas. ....	41
Figura 5.10 – Microestruturas obtidas nos ensaios com variação do tempo de permanência no patamar isotérmico de $680^\circ\text{C}$ . Ataque: nital 4%. MO, aumento original 1.000X. ....	43
Figura 5.11 – Valores estimados e reais de fração volumétrica transformada de ferrita durante o tempo de permanência no patamar isotérmico. ....	44
Figura 5.12 – Curvas dilatométricas obtidas nos resfriamentos com diferentes TBs. ....	45
Figura 5.13 – Microestruturas típicas obtidas nos resfriamentos com diferentes TBs. Ataque: nital 4%. MO, aumento original 1.000X. ....	47
Figura 5.14 – Detalhe das microestruturas típicas obtidas nos resfriamentos com diferentes TBs. Ataque: nital 4%. MEV, aumento original 15.000X. ....	48

Figura 5.15 – Dureza média obtida nos CPs submetidos aos resfriamentos com diferentes TBs. .....	50
Figura 5.16 – Aspecto microestrutural para as diferentes condições de encharque seguido de resfriamento rápido. MO, aumento original 1.000X.....	52
Figura 5.17 – Aspecto microestrutural para as diferentes condições de encharque seguido de ciclos térmicos completos de resfriamento. Ataque: nital 4%. MO, aumento original 1.000X..	53
Figura 5.18 – Diagramas TRC para o aço avaliado com (a) 100% e (b) cerca de 50% de austenita. ....	55

**LISTA DE TABELAS**

Tabela IV.1 – Principais elementos da composição química do aço em estudo .....	17
Tabela V.1 – Quantidade de ferrita presente no início e no final do patamar isotérmico para as TIs avaliadas. ....	36
Tabela V.2 – Frações de fases e resultados de dureza dos ensaios realizados com variação da TI. ....	42
Tabela V.3 – Frações volumétricas de fases e resultados de dureza dos ensaios realizados com variação do tempo de permanência no patamar isotérmico de 680°C. ....	44
Tabela V.4 – Dureza medida nos CPs testados com diferentes TBs.....	49
Tabela V.5 – Percentual de fases e valores de dureza obtidos com a alteração das condições de encharque e condições de resfriamento.....	54

**LISTA DE NOTAÇÕES**

Ac <sub>1</sub>	Temperatura de início de transformação austenítica no aquecimento
Ac <sub>3</sub>	Temperatura final de transformação austenítica no aquecimento
ARBL	Alta resistência baixa liga
Ar <sub>1</sub>	Temperatura final de transformação da austenita no resfriamento
Ar <sub>3</sub>	Temperatura de início de transformação da austenita no resfriamento
BH	<i>Bake hardenability</i>
C-Mn	Carbono manganês
CCT	<i>Continuous cooling transformation</i>
CP	Corpo de prova
CP&D	Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas
DP	<i>Dual phase</i>
HSLA	<i>High Strength Low Alloy</i>
LQ	Laminação a Quente
LVDT	<i>Linear Variational Differential Transducer</i>
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
Mi	Temperatura de início de transformação martensítica
MO	Microscópio Óptico
TA	Temperatura de acabamento
TB	Temperatura de bobinamento
TI	Temperatura intermediária
TMCP	<i>Thermo-Mechanical Control Process</i>
TRC	Transformação em Resfriamento Contínuo
UFMG	Universidade Federal de Minas Gerais
tp	Tempo de permanência na temperatura intermediária
$\alpha$	Ferrita
$\gamma$	Austenita

## RESUMO

Os aços bifásicos apresentam uma excelente combinação entre alta resistência mecânica e boa ductilidade. Sua microestrutura é constituída basicamente de ilhas de martensita, de alta resistência, dispersas em uma matriz ferrítica, macia e dúctil. Em aços laminados a quente esta microestrutura é definida pelas condições de resfriamento após o último passe de laminação. Investigou-se o efeito das condições de resfriamento na microestrutura e dureza de um aço bifásico laminado a quente da classe de resistência de 800 MPa. A partir de amostras de uma bobina laminada a quente foram realizadas simulações das condições de resfriamento, utilizando um dilatômetro, com variações da temperatura intermediária de 620 a 740°C, tempo de permanência no patamar isotérmico entre 1 e 10 s e temperatura de bobinamento entre 50 a 400°C. Adicionalmente, foram elaborados dois diagramas TRC para avaliação do efeito do patamar isotérmico sobre as transformações de fases da austenita remanescente. Foi observado que a temperatura intermediária possui forte influência na velocidade das transformações de fases, assim como o tempo de permanência no patamar isotérmico influencia a quantidade de ferrita formada e, conseqüentemente, na microestrutura e na dureza finais do material. A temperatura de bobinamento não provocou alteração significativa na quantidade e na morfologia da ferrita, mas observou-se uma substituição gradual de martensita por bainita que, adicionalmente ao efeito do autorevenimento, contribuiu para a redução dos valores de dureza.

## ABSTRACT

Dual phase (DP) steels show an excellent combination between high mechanical strength and good ductility. Their microstructure consists basically of martensite islands, of high strength, dispersed in a soft and ductile ferritic matrix. In hot rolled steels this microstructure is defined by the cooling conditions after the last rolling pass. The effect of the cooling conditions on the microstructure and hardness of a dual phase hot-rolled steel 800 MPa strength was investigated. Simulations of the cooling conditions using a dilatometer were carried out from samples of a hot rolled coil with variations of the intermediate temperature from 620 to 740°C, reheating at isothermal holding time between 1 and 10 s and coiling temperature between 50 to 400°C. In addition, two CCT diagrams were developed to evaluate the effect of the isothermal holding time on the phase transformations of the remaining austenite. It was observed that the intermediate temperature has a strong influence on the kinetic of the phase transformation, as well as the isothermal holding time influences the amount of ferrite formed and, consequently, the final microstructure and hardness of the material. The coiling temperature did not cause significant changes in the amount and morphology of the ferrite, but a gradual replacement of martensite with bainite was observed, which, in addition to the self-tempering effect, contributed to the reduction of hardness values.

## 1 INTRODUÇÃO

A indústria automotiva tem concentrado esforços na busca por soluções mais avançadas que contribuam para a redução do consumo de combustível e da emissão de poluentes sem prejuízo para a segurança veicular. Nesse sentido, uma alternativa que tem se apresentado bastante efetiva é a redução do peso dos veículos através da utilização de aços de alta resistência para fabricação de peças com menor espessura. Contudo, o aumento da resistência do aço geralmente afeta a sua capacidade de conformação [1,2].

Entre os tipos de aços disponíveis, os aços bifásicos, conhecidos também como *Dual Phase* (DP), tem apresentado uma maior aplicação por apresentarem uma excelente combinação entre elevada resistência mecânica e boa ductilidade quando comparados aos aços carbono-manganês (C-Mn) ou microligados da mesma classe de resistência, conforme ilustrado na figura 1.1.

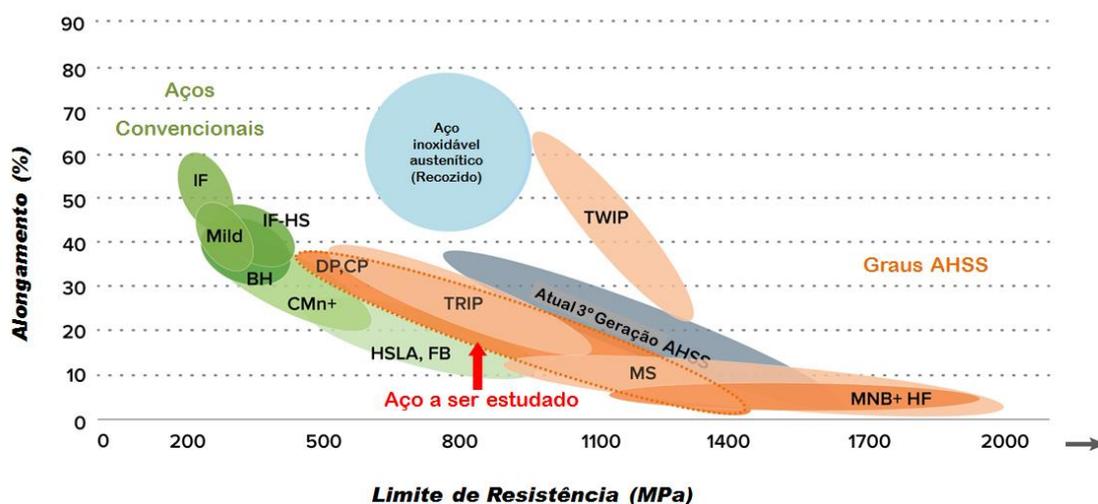


Figura 1.1 - Representação esquemática da relação entre o limite de resistência e alongamento total por deformação para vários tipos de aços (WordAutoSteel, 2017 - adaptado) [3].

Essa característica dos aços bifásicos tem estimulado sua aplicação na indústria automotiva por possibilitar a fabricação de peças com geometrias mais complexas, preservando a resistência mecânica das mesmas. Suas principais aplicações são na fabricação de disco de rodas automotivas, em peças estruturais e de segurança, tais como trilhos de bancos, lâminas de para-choques e componentes da suspensão.

A microestrutura dos aços bifásicos é constituída por uma matriz ferrítica, muito macia, que propicia um limite de escoamento baixo associado a um elevado alongamento uniforme, e ilhas de segunda fase, formadas principalmente por martensita, de elevada dureza, que asseguram a alta resistência mecânica ao material.

Os aços bifásicos podem ser produzidos tanto pelo processo de laminação a quente, quanto de laminação a frio seguida de recozimento [2]. Nesse trabalho, o aço estudado é o obtido na laminação a quente. As principais variáveis para obtenção da microestrutura são, após o último passe de laminação, a temperatura intermediária, o tempo de permanência no patamar isotérmico e a temperatura de bobinamento.

Nesse trabalho avaliou-se, através da técnica de dilatométrica, o efeito dessas variáveis na microestrutura e dureza de um aço bifásico da classe de resistência de 800 MPa, visando dar suporte para sua produção em escala industrial.

## **2 OBJETIVO**

Avaliar o efeito das condições de resfriamento após a laminação a quente sobre a microestrutura e a dureza de um aço bifásico da classe de resistência de 800 MPa.

### **3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

#### **3.1 Aços para construção automotiva**

Nas últimas décadas a indústria automotiva tem concentrado esforços em diversas áreas de atuação na busca por mudanças sustentáveis para a sociedade, demandando o desenvolvimento de novos materiais e processos que possibilitem economia de combustível, menor emissão de poluentes e aumento da segurança veicular. Isso tem estimulado o desenvolvimento de vários tipos de aços que não sejam apenas mais resistentes, mas que também apresentem melhores características de conformabilidade para a produção em massa de carrocerias e componentes dos veículos. A aplicação de materiais de alta resistência é uma estratégia frequentemente utilizada e tem apresentado bom desempenho por possibilitar a redução de peso dos automóveis [4,5].

Os aços bifásicos apresentam uma excelente combinação entre elevada resistência mecânica e boa ductilidade quando comparados aos aços carbono e manganês ou microligados da mesma classe de resistência mecânica. Sua microestrutura é constituída por uma matriz ferrítica, muito macia, que propicia um limite de escoamento mais baixo associado e um elevado alongamento uniforme, e ilhas de segunda fase, formadas principalmente por martensita, de elevada dureza, que asseguram a alta resistência mecânica ao material. Esta característica faz com que estes aços sejam especialmente indicados para a indústria automotiva, possibilitando a fabricação de componentes com geometrias mais complexas, mas conferindo a resistência mecânica aos mesmos. Peças estruturais, reforços de para-choques, painéis internos e externos das portas e rodas automotivas são exemplos de aplicação de aços bifásicos, em que se confere redução de peso através da redução de espessura do componente [6-8].

#### **3.2 Composição química dos aços bifásicos**

A composição química é um fator muito importante para a obtenção dos aços bifásicos. Geralmente são realizadas pequenas adições de elementos químicos que favorecem a nucleação e crescimento da ferrita, como por exemplo, o Si e P, assim como de outros

que estabilizam a austenita remanescente que se enriquece de carbono durante o processo de produção, aumentando sua temperabilidade. O C e Mn são elementos químicos que estabilizam a austenita [8,9].

O carbono assume uma posição de destaque por ser o elemento químico mais importante na promoção da temperabilidade da austenita. Além da sua forte influência sobre a morfologia, atua como o mais expressivo agente endurecedor da fase martensítica. Em aços DP laminados a quente, o controle do teor de carbono é fundamental na determinação da quantidade resultante de martensita na matriz de ferrita. Teores relativamente baixos de carbono no aço também contribuem para a melhoria das características de soldabilidade [10].

Assim como carbono, o manganês é considerado um dos principais elementos dos aços DP [8]. Esse elemento químico apresenta a melhor relação custo benefício na promoção do endurecimento por solução sólida da ferrita, sendo o mais utilizado no aumento da temperabilidade, devido ao seu baixo custo [11]. O manganês atrasa a formação de perlita ou bainita, favorecendo o enriquecimento de carbono na austenita, o que pode até contribuir para que a austenita permaneça retida.

O silício, o cromo e o molibdênio são fortes formadores de ferrita. Tendem a estabilizar as ilhas de austenita enriquecidas com carbono, inibindo nucleação da cementita e promovendo assim a formação de martensita. Pequenas adições desses elementos podem ser realizadas para obtenção de diferentes requisitos de resistência, considerando as particularidades das condições de processo [5,10].

O efeito do silício na capacidade de endurecimento pode ser considerado modesto em relação a outros elementos. Entretanto, ele frequentemente é adicionado em aços DP, agindo como endurecedor por solução sólida e promovendo a formação da matriz básica de ferrita poligonal. Em teores adequados, o Si favorece o aumento da ductilidade da ferrita, pelo aumento da atividade do carbono e inibição da precipitação de cementita na interface ferrita-martensita [8]. Em teores adequados, o Si proporciona que o carbono fique retido em solução sólida pela supressão da precipitação de cementita e de outros

carbonetos durante o resfriamento controlado. Entretanto, adições de Si elevam as preocupações com a qualidade superficial, devido à formação de uma carepa vermelha de difícil remoção da bobina laminada a quente [12]. Em diagramas TRC, verifica-se que o Si prolonga o tempo necessário para transformação da austenita remanescente, sendo o elemento mais efetivo para que ela permaneça retida na temperatura ambiente.

Os aços DP podem ter concepções distintas com relação à composição química, dependendo da aplicação do material [13]. Isso ficou evidente no trabalho realizado por SOUZA [14], que avaliou um aço DP laminado a quente, com alto teor de silício e classe de resistência de 650 MPa, destinado à fabricação de disco de rodas para veículos leves. Esse aço apresentava matriz ferrítica equiaxial e ilhas de martensita bem distribuídas, com ótimo desempenho em relação à fadiga e boa conformabilidade para o nível de resistência proposto. No entanto, a qualidade superficial não atendia aos requisitos do setor automotivo, devido à presença de carepa vermelha ou carepa siliciosa. Isso motivou o desenvolvimento de um aço com outra concepção de liga, utilizando baixos teores de silício. Entretanto, baixos teores de silício dificultam a formação de martensita durante o resfriamento da tira, sendo necessário elevar o teor de cromo e realizar adições de fósforo, garantindo a obtenção da microestrutura bifásica. Esse novo aço apresentou desempenho similar em relação à fadiga e superior com relação à qualidade superficial em comparação ao aço com elevado teor de silício.

O fósforo é eficaz no endurecimento por solução sólida e também é útil para aumentar a quantidade de carbono em solução sólida. O comportamento do fósforo no aço é semelhante ao do silício, no sentido de que ambos são formadores de ferrita e inibidores da precipitação de carbonetos [15].

No estudo realizado por HELLER [16] foi comparado o efeito da substituição do fósforo por nióbio no nível de resistência de um aço bifásico laminado a quente. O nióbio produz um refinamento de grão da ferrita, provocando claramente um aumento da resistência. Entretanto, como o fósforo não foi adicionado, a obtenção da microestrutura bifásica ficou desfavorecida em função da alteração dos campos de formação de perlita e bainita. Embora a microestrutura básica tenha sido formada

principalmente por ferrita-martensita, pequenas frações de bainita não puderam ser evitadas. Em comparação ao aço com fósforo, o aço com adição de nióbio apresentou claramente uma elevação do limite de escoamento, conforme indicado na figura 3.1.

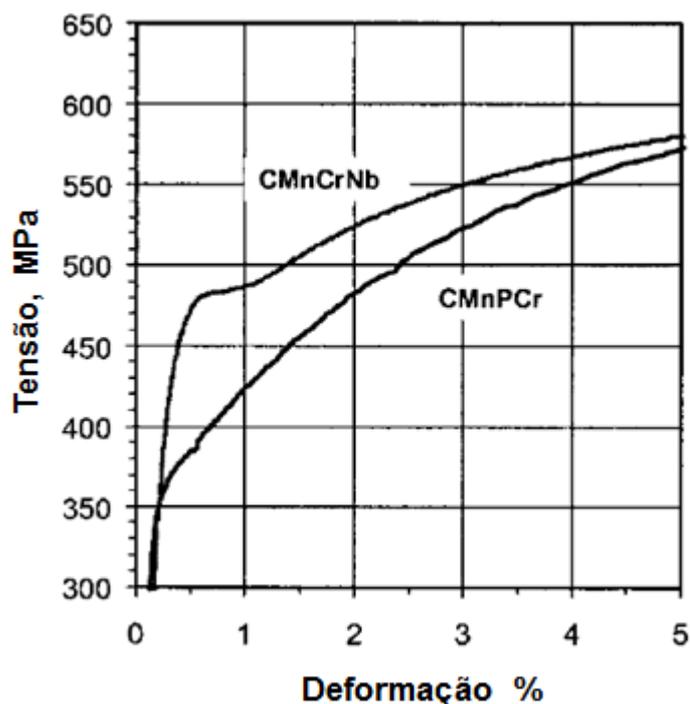


Figura 3.1 – Influência do nióbio na curva tensão deformação de um aço bifásico laminado a quente (adaptado) [16].

O cromo é outro elemento de liga que inibe a formação de cementita. Ele contribui para o aumento da resistência da liga e muda as regiões de formação da perlita e bainita no diagrama TRC, suprimindo sua formação no resfriamento [10].

O molibdênio também apresenta efeito de endurecimento por solução sólida. Depois do carbono e manganês, ele é o elemento de liga mais efetivo para favorecer a temperabilidade, seguido do cromo, níquel e silício, provocando alterações do diagrama TRC e atrasando as transformações perlítica e bainítica durante o resfriamento [10,11].

Elementos microligantes, como vanádio, nióbio e titânio podem ser adicionados em pequenas proporções para favorecerem o endurecimento por precipitação e ou controle do tamanho de grão, com conseqüente refinamento da microestrutura [2,11].

Contudo, conforme GOTO [17], silício, manganês, cobre, níquel, cromo e molibidênio são os elementos de liga chaves para obter a microestrutura dos aços DP. Entretanto, a influência quantitativa de cada elemento na formação das ilhas de martensita ainda não foi completamente compreendida.

### 3.3 Microestrutura e propriedades mecânicas dos aços bifásicos

Os aços *dual phase* ou bifásicos são caracterizados por uma microestrutura constituída basicamente de ilhas de segunda fase de elevada dureza, formadas principalmente por martensita, dispersas em uma matriz ferrítica, macia e dúctil. Outros constituintes como bainita, perlita e austenita retida podem estar presentes em pequenas proporções, dependendo da composição química e das condições de resfriamento aplicadas no processamento desses aços [18,19].

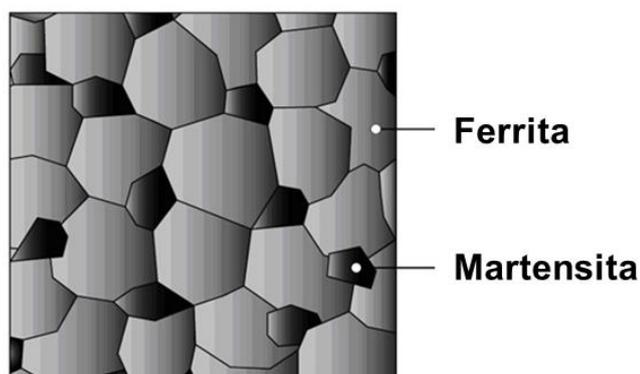


Figura 3.2 - Representação esquemática da microestrutura do aço bifásico (adaptado de [20]).

Aços DP oferecem uma combinação exclusiva de propriedades mecânicas. A matriz ferrítica propicia um limite de escoamento mais baixo associado a um elevado alongamento uniforme e total, melhorando a ductilidade do material, enquanto que as

ilhas de segunda fase asseguram a alta resistência mecânica ao material, essencialmente relacionada à dureza da martensita [21]. Por isso, os aços bifásicos são conhecidos por apresentarem baixa relação elástica (razão entre os limites de escoamento e resistência) e altos níveis de alongamento uniforme e total. Além disso, apresentam comportamento contínuo no escoamento (ausência de patamar definido), elevado valor de expoente de encruamento, principalmente nos estágios iniciais de deformação plástica, aumento de resistência após processo de cura da pintura (efeito bake hardenability – BH) e excelente resistência à fadiga [6,10,22]. Por outro lado, a baixa capacidade de estiramento de flange (expansão de furo) é vista como um problema para os aços DP.

A figura 3.1 ilustra a diferença de comportamento destes materiais pela curva tensão versus deformação de um ensaio de tração uniaxial, onde é possível observar a ausência de patamar definido e baixa relação elástica.

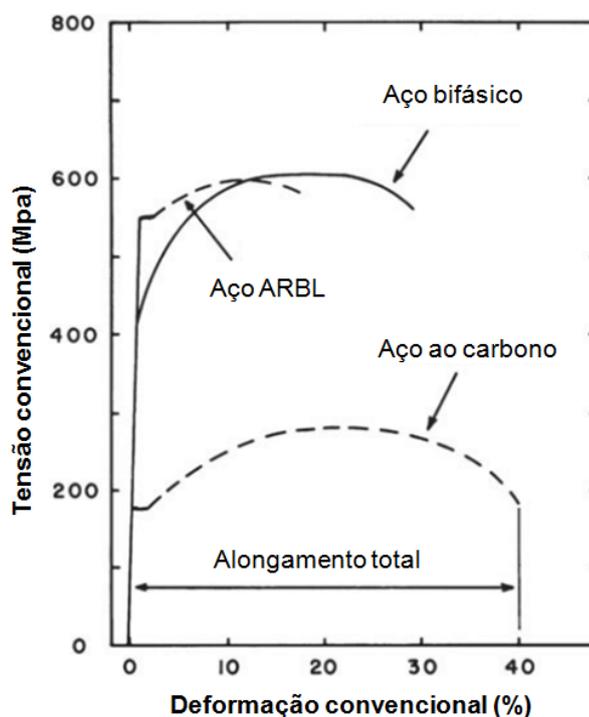


Figura 3.3 - Comparação das curvas tensão versus deformação de aços DP, ARBL e C-Mn (adaptado) [23].

A baixa relação elástica dos aços DP está relacionada com as deslocções móveis que são introduzidas na interface ferrita/martensita como consequência da expansão volumétrica da transformação da austenita em martensita. Devido à abundância de deslocções móveis nessas interfaces, o comportamento do escoamento se torna contínuo. Dessa maneira, o comportamento de endurecimento por deformação dos aços DP é relatado em função da densidade de deslocções móveis na fase ferrita [8,17].

A resistência à tração e a ductilidade dos aços DP dependem não apenas do tamanho de grão e das propriedades finais das fases constituintes, mas também da fração volumétrica, distribuição, morfologia e teor de carbono da martensita, assim como da precipitação de carbonetos na ferrita. É importante ressaltar que a combinação entre refinamento de grão e elevada fração volumétrica da martensita de alta resistência aumentam a resistência à tração dos aços DP, porém trazem redução de ductilidade [24].

A microestrutura e as propriedades mecânicas dos aços DP laminados a quente só podem ser obtidas pela combinação dos fatores como composição química e condições de processo que favoreçam a formação da ferrita e a transformação da austenita remanescente, enriquecida em carbono, em martensita, evitando a formação de perlita e bainita [12].

### **3.4 Processamento dos aços bifásicos**

Os aços DP podem ser produzidos por diferentes processos de fabricação. Os mais comumente encontrados são por meio de laminação a quente (LQ), onde as condições de resfriamento da tira são controladas diretamente na mesa de resfriamento, antes da realização de seu bobinamento, e também por laminação a frio seguida de recozimento, contínuo ou em caixa [9].

Os aços DP produzidos na LQ são atrativos do ponto de vista econômico por demandarem menor quantidade de elementos de liga e não necessitarem dos processos subsequentes à laminação a quente, estimulando sua aplicação em componentes mais espessos, quando comparados aos aços obtidos na laminação a frio. No aço DP

laminado a quente a microestrutura é regulada pela transformação da austenita durante o processo de resfriamento. Ou seja, utilizando diferentes condições de resfriamento, a transformação da austenita em ferrita, a precipitação na matriz ferrítica e a transformação da austenita em martensita podem ser realizadas diretamente na mesa de resfriamento após a laminação a quente, sem a necessidade de posterior tratamento térmico. A fase martensítica pode ser obtida na própria linha de LQ através de resfriamento rápido para abaixo da  $M_i$  antes do bobinamento. Dessa maneira, a microestrutura pode ser controlada para a melhoria das propriedades mecânicas com baixo custo e alta produtividade [25].

Para que o processo de laminação a quente seja realizado as placas são aquecidas em fornos de reaquecimento atingindo uma temperatura que proporcione a austenitização completa da microestrutura em toda a placa e a dissolução dos diversos compostos precipitados durante o processo de solidificação do aço, possibilitando, assim, sua deformação nos laminadores. Após o desenformamento, as placas são submetidas a jatos de água em alta pressão para remoção da carepa formada dentro dos fornos de reaquecimento e seguem para as operações de desbaste, onde serão realizados passes com reduções em laminadores reversíveis até atingirem a espessura desejada. Em seguida, o esboço segue para o laminador acabador, que é um trem de laminação contínuo, composto por uma sequência de cadeiras, que tem o objetivo de transformar o esboço na espessura final do produto. Após a laminação de acabamento, a tira passa por um processo de resfriamento por jatos d'água, visando a obtenção da microestrutura e conseqüentemente as propriedades mecânicas desejadas, até alcançar o mandril da bobinadeira. O processo é controlado, ajustando-se a quantidade de água lançada sobre a tira na mesa de resfriamento, considerando a temperatura de saída do laminador, a temperatura visada no bobinamento, a espessura, a largura e a velocidade da tira laminada [26].

Segundo MEIN [12], a produção do aço DP como laminado a quente compreende três estágios de resfriamento. Iniciando-se por um resfriamento para uma temperatura na qual o aço é mantido por alguns segundos, possibilitando a formação adequada de ferrita, com conseqüente enriquecimento de carbono na austenita. À medida que o

enriquecimento ocorre, a formação de bainita é suprimida para temperaturas mais baixas e a outras escalas de tempo. Dessa maneira, realizando um resfriamento rápido para abaixo da temperatura  $M_i$  a austenita transforma em martensita, produzindo a microestrutura ferrita-martensita. Considerando que é curto o tempo de permanência do material na mesa de resfriamento torna-se imprescindível que a transformação da ferrita ocorra a taxas mais altas possíveis, permitindo um crescimento máximo de ferrita poligonal e um enriquecimento máximo de carbono na austenita remanescente. Uma temperatura isotérmica muito alta resulta em uma menor fração volumétrica de ferrita, o que leva a um insuficiente enriquecimento de carbono, provocando formação de bainita como segunda fase. Por outro lado, o resfriamento abaixo do “nariz” da curva da ferrita resulta em alta taxa de formação de ferrita. Entretanto, a essas baixas temperaturas a formação de cementita poderá ocorrer em curto espaço de tempo. A formação de cementita resulta em uma redução do volume de martensita, considerando que os grãos de austenita já se transformaram durante a manutenção na temperatura isotérmica.

A figura 3.3 ilustra o fluxo de processo de laminação de tiras a quente da planta de Ipatinga da Usiminas, assim como possíveis etapas de acabamento que correspondem ao laminador de encruamento, processo de decapagem para remoção da carepa formada durante a laminação a quente e linha de corte transversal. Também é possível observar a localização dos pirômetros de medição da temperatura de acabamento (TA), temperatura intermediária (TI) e temperatura de bobinamento (TB).

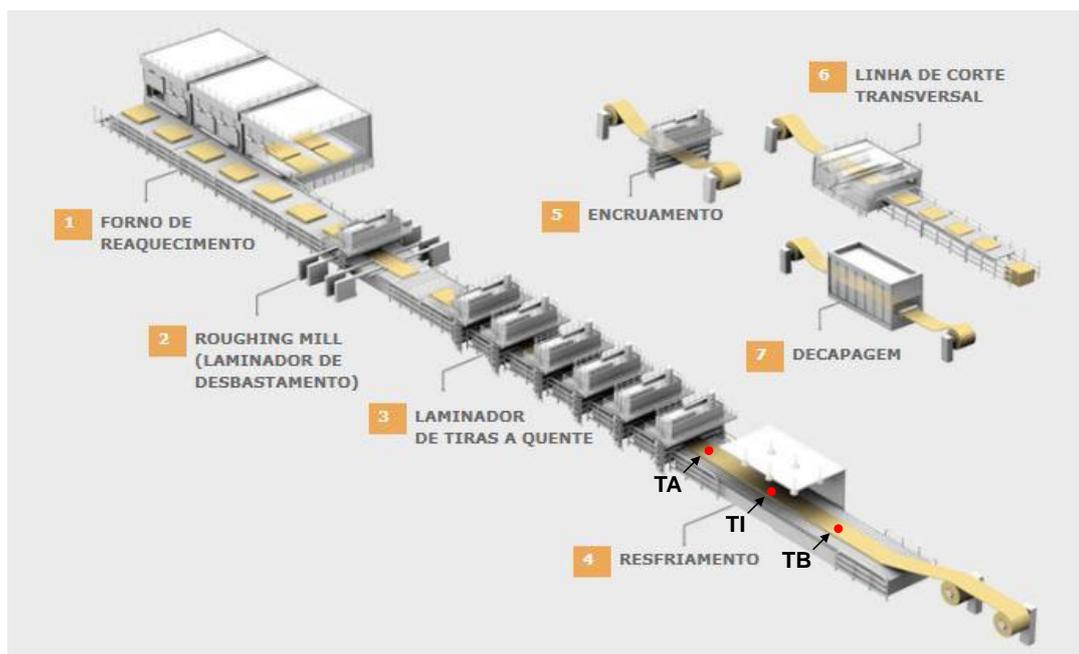


Figura 3.4 - Fluxo de processo e localização dos pirômetros de medição da TA, TI e TB da laminação de trias a quente da planta de Ipatinga da Usiminas (Fonte: Usiminas, 2018 - adaptado).

De acordo com SOUZA [14], os principais parâmetros controlados durante o processo termomecânico para produção do aço DP laminado a quente são: (i) temperatura de acabamento (TA), medida na saída do trem acabador, permitindo a obtenção do tamanho de grão austenítico adequado à transformação austenita ( $\gamma$ ) - ferrita ( $\alpha$ ); (ii) temperatura intermediária (TI), medida na mesa de resfriamento, na qual o material é rapidamente resfriado de TA para TI, alcançando o campo de transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$ ; (iii) temperatura de bobinamento (TB), medida na saída da mesa de resfriamento - após formação de toda a ferrita necessária, a austenita remanescente rica em carbono, é rapidamente resfriada para esta temperatura, abaixo da temperatura de início de formação da martensita; (iv) tempo de permanência à temperatura intermediária ( $t_p$ ), controlado indiretamente através dos parâmetros mencionados anteriormente e da velocidade da tira - esse tempo também possibilita a obtenção da fração volumétrica de segunda fase necessária ao bom desempenho do aço.

São as condições de resfriamento do material, após o último passe de laminação a quente, para uma determinada composição química, que possibilitam a obtenção da microestrutura característica dos aços *Dual Phase* [9,17]. Na representação esquemática

da figura 3.5 é possível observar o perfil térmico da tira que após o último passe de laminação (1º) está no campo da austenita. Em seguida, a tira recebe um resfriamento rápido entrando no campo da ferrita, na qual permanece por um determinado período de tempo para que ocorra a decomposição da austenita em ferrita (2º), finalizando com um resfriamento rápido (3º) aplicado com o intuito de entrar no campo da martensita para que a austenita remanescente que se enriqueceu de carbono seja transformada em martensita. Nesse contexto, o tempo de formação da ferrita é fundamental para a definição da proporção das fases [27].

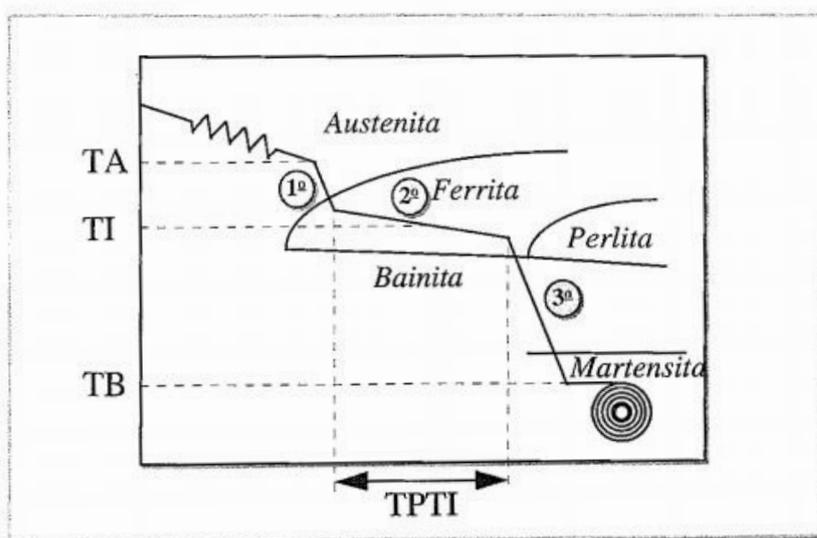


Figura 3.5 - Representação esquemática da obtenção da microestrutura característica dos aços DP laminados a quente através do controle das condições de resfriamento do material [14].

### 3.5 Dilatometria

A dilatometria é uma das mais poderosas técnicas para estudo das transformações de fases em aços por permitir o monitoramento em tempo real da evolução dessas, em termos de mudanças dimensionais que ocorrem nas amostras pela aplicação de um ciclo térmico [28].

Os dilatômetros mais modernos são equipamentos totalmente controlados por computador. As variações dimensionais das amostras aquecidas por indução são transmitidas a um transdutor LVDT (*Linear Variational Differential Transducer*) através de hastes refratárias de sílica ou alumina em contato com a amostra. Os ensaios são realizados em uma câmara que permite a realização de testes sob vácuo ou em uma atmosfera inerte, para minimizar a oxidação e/ou descarbonetação da amostra durante aquecimento a alta temperatura [29].

Devido à diferença volumétrica das fases, as temperaturas de início e fim de transformação são detectadas através dos desvios de linearidade observados nas curvas registradas durante o aquecimento ou resfriamento. Na figura 3.5, por exemplo, é possível observar as temperaturas  $Ac_1$  e  $Ac_3$  determinadas pelos desvios de linearidade durante o aquecimento da amostra.

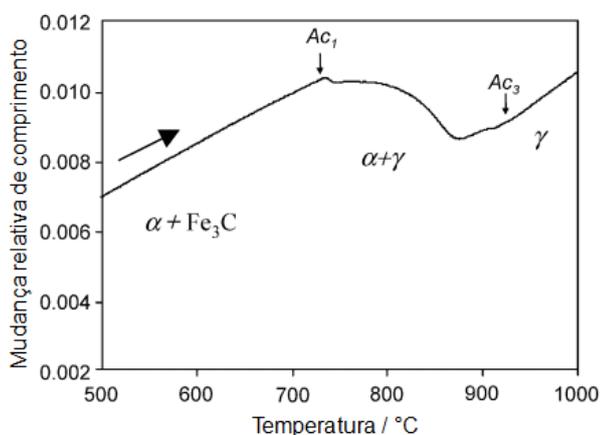


Figura 3.6 - Curva dilatométrica de um aço baixo carbono (Fe-0,11C-0,50Mn) obtido pela taxa de aquecimento de  $0,05Ks^{-1}$  (adaptado) [29].

Outra avaliação que é possível realizar a partir das curvas dilatométricas é a determinação da fração transformada, utilizando-se a regra da alavanca. Para isso, uma linha vertical pode ser projetada sobre a região de ausência de linearidade, interceptando as retas projetadas sobre as regiões lineares, conforme indicado pela distância “D” na figura 3.7. Como exemplo, a fração transformada da austenita no resfriamento será determinada pela distância entre a temperatura observada e a linha projetada sobre a região da austenita que corresponde à distância “C” da figura 3.7.

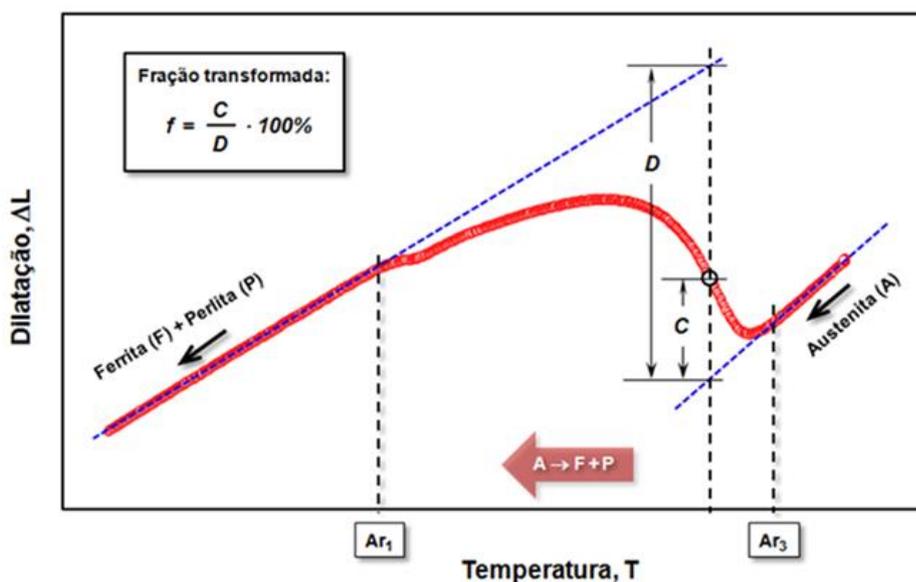


Figura 3.7 - Exemplo de determinação das temperaturas Ar<sub>1</sub> e Ar<sub>3</sub> e fração transformada da austenita no resfriamento de uma curva dilatométrica [28].

## 4 METODOLOGIA

### 4.1 Material utilizado

O material utilizado neste estudo trata-se de um aço DP800 laminado a quente, da concepção que combina adições de P e Cr. A faixa de composição química de seus principais elementos é apresentada na tabela IV.1.

Tabela IV.1 – Principais elementos da composição química do aço em estudo

Elemento químico	C	Si	Mn	P	Al	Cr
% em massa	0,07 a 0,14	≤ 0,15	1,25 a 1,65	0,030 a 0,075	0,005 a 0,080	0,40 a 0,80

A partir de uma bobina laminada a quente, produzida industrialmente na planta de Ipatinga da Usiminas, foram retiradas amostras, conforme representado na figura 4.1, para realização dos experimentos, utilizando a técnica de dilatometria. Na produção dessa bobina foi visada a espessura de 2,30 mm, assim como algumas faixas de controle para as condições de resfriamento do aço laminado, tais como: temperatura de acabamento (TA) de 790°C a 870°C, temperatura intermediária (TI) de 660°C a 740°C, tempo de manutenção na temperatura intermediária (tp) de 3 s a 13 s e temperatura de bobinamento (TB) de 50°C a 300°C, que são as variáveis de interesse nesse estudo.

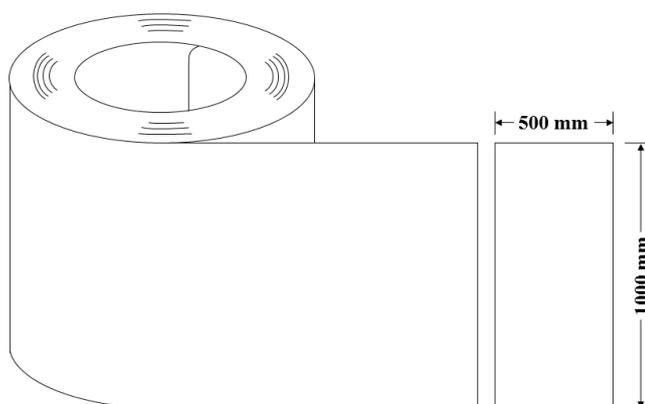


Figura 4.1 – Representação esquemática da condição de amostragem na bobina laminada a quente.

Na figura 4.2 é apresentada a microestrutura original do material em estudo, na qual é possível observar as ilhas de segunda fase, com proporção na ordem de 60% do volume, distribuídas ao longo da matriz ferrítica de grãos aproximadamente poligonais. A segunda fase é formada predominantemente por martensita, embora também tenham sido identificadas algumas regiões com aspecto de bainita, principalmente no interior das ilhas de maior tamanho.

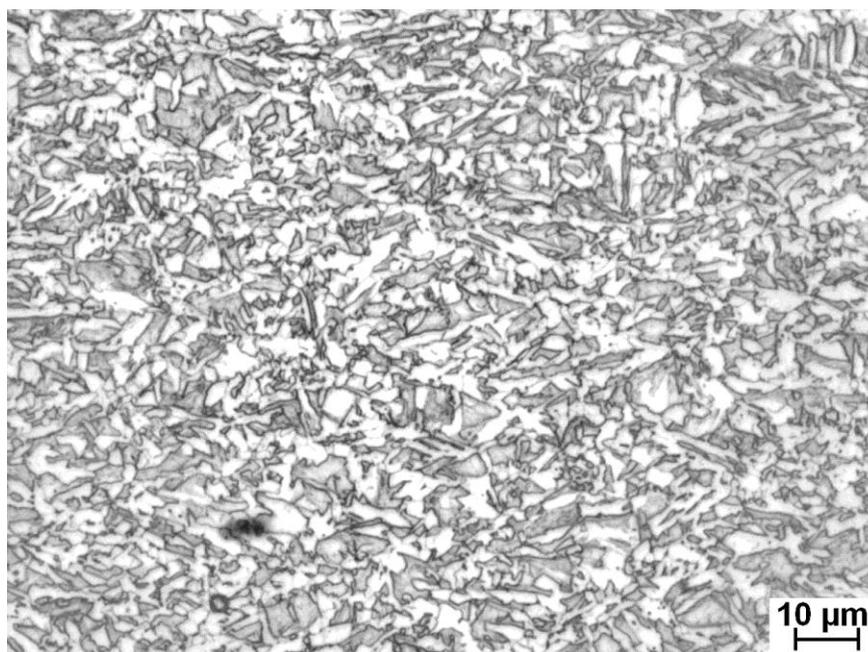


Figura 4.2 – Microestrutura original do material em estudo. Ataque: nital 4%. MO, aumento original 1.000X.

No ensaio de dureza realizado na amostra original foram verificados valores em torno de 246 HV<sub>5Kgf</sub>.

#### 4.2 Preparação dos corpos de prova para ensaios dilatométricos

Para realização dos ensaios dilatométricos foram utilizados corpos de prova (CPs) planos, com 10 mm de comprimento, 4 mm de largura e espessura original da amostra do material. Estes corpos de prova foram retirados na região do meio da largura da bobina, com comprimento paralelo à direção de laminação, conforme indicado na figura 4.3.

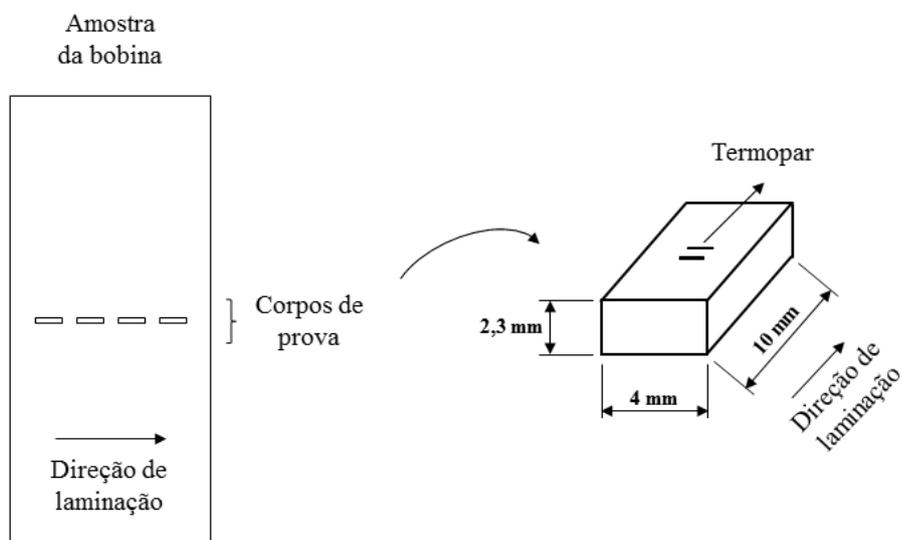


Figura 4.3 – Representação esquemática da condição de retirada dos CPs para realização dos ensaios dilatométricos.

### 4.3 Ensaios no dilatômetro

Para avaliação do efeito das condições de resfriamento, após a laminação a quente, sobre a microestrutura e a dureza do material foram realizadas simulações utilizando o dilatômetro BÄHR DIL 805 A/D (Figura 4.4) do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento (CP&D) da Usiminas.

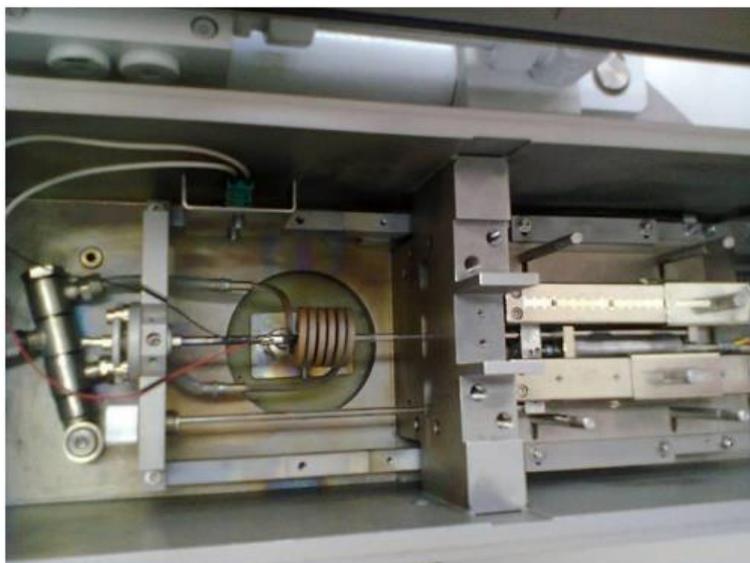


Figura 4.4 – Detalhe da câmara do dilatômetro BÄHR DIL 805 A/D [30].

Os corpos de prova utilizados nos ensaios dilatométricos são envolvidos por uma bobina, alimentada por uma fonte de alta frequência, que está contida dentro de uma câmara de vácuo, conforme pode ser observado na figura 4.4. Dessa maneira foi possível realizar aquecimento por indução e resfriamento com jatos de gás nitrogênio (N), controlados de forma precisa através de um termopar Pt/Pt-Rh, soldado por percussão na superfície do corpo de prova, na metade do seu comprimento, conforme indicado na figura 4.3. As variações volumétricas do corpo de prova foram monitoradas por hastes de quartzo que estão ligadas a um transdutor LVDT [31].

Para realização dos ensaios dilatométricos foi utilizado como base o ciclo térmico apresentado na figura 4.5.

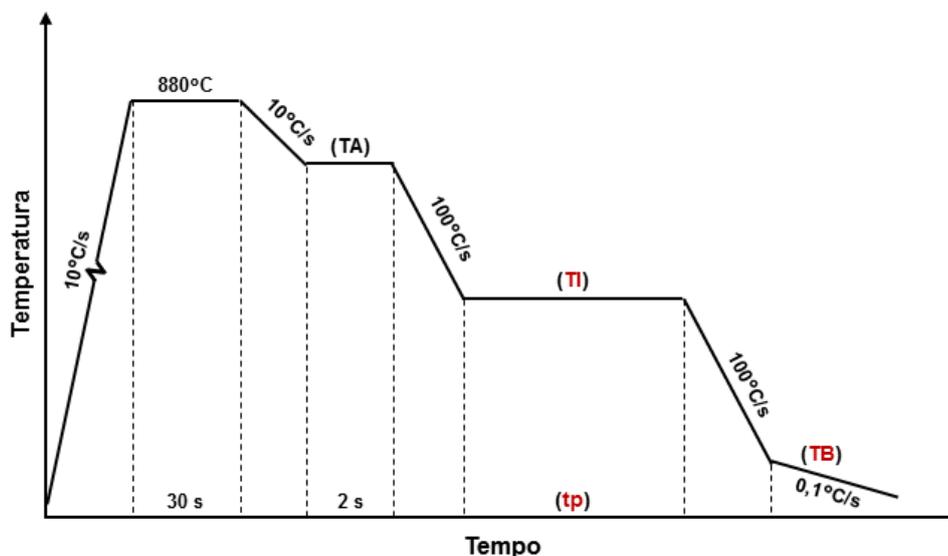


Figura 4.5 - Representação esquemática do ciclo térmico usado como base para as simulações realizadas no dilatômetro.

#### 4.4 Determinação das temperaturas críticas no aquecimento ( $Ac_1$ e $Ac_3$ )

Para iniciar as simulações no dilatômetro foi preciso certificar que o aquecimento inicial do corpo de prova possibilitou sua completa austenitização. Para isso, um corpo de prova foi aquecido, sob vácuo, a uma taxa de  $10^\circ\text{C/s}$ , a partir da temperatura ambiente, até a temperatura de  $1000^\circ\text{C}$ , possibilitando a determinação das temperaturas de início e fim de formação da austenita ( $Ac_1$  e  $Ac_3$ ) pela avaliação das curvas dilatométricas.

#### 4.5 Avaliação do efeito da TI na quantidade e velocidade de formação da ferrita

Para avaliar o efeito da TI na quantidade e velocidade de formação da ferrita foi realizada uma série de ensaios. No primeiro, o corpo de prova foi resfriado a uma taxa de  $10^\circ\text{C/s}$ , após encharque a  $880^\circ\text{C}$  por 30 s, até atingir a temperatura de  $830^\circ\text{C}$  na qual foi mantido por 2 s, seguido de resfriamento rápido ( $100^\circ\text{C/s}$ ) até a temperatura ambiente. O objetivo deste ensaio foi determinar o campo intercrítico para a taxa de resfriamento de  $100^\circ\text{C/s}$  a partir da temperatura de  $830^\circ\text{C}$ , que representa a condição da temperatura do último passe de laminação (temperatura de acabamento), influenciando na determinação das temperaturas dos próximos ensaios.

Em seguida, foi realizada uma sequência de ensaios variando-se apenas a temperatura intermediária. Nesses ensaios, após encharque e resfriamento até a temperatura de acabamento ( $830^{\circ}\text{C}$ , 2 s), cada corpo de prova foi resfriado a uma taxa de  $100^{\circ}\text{C/s}$  até atingir a temperatura intermediária de  $740^{\circ}\text{C}$ ,  $720^{\circ}\text{C}$ ,  $700^{\circ}\text{C}$ ,  $680^{\circ}\text{C}$ ,  $660^{\circ}\text{C}$ ,  $640^{\circ}\text{C}$  ou  $620^{\circ}\text{C}$ , sendo mantido nesta temperatura por 60 s, seguido de resfriamento rápido, também a uma taxa de  $100^{\circ}\text{C/s}$ , até atingir a temperatura ambiente, conforme representado na figura 4.6.

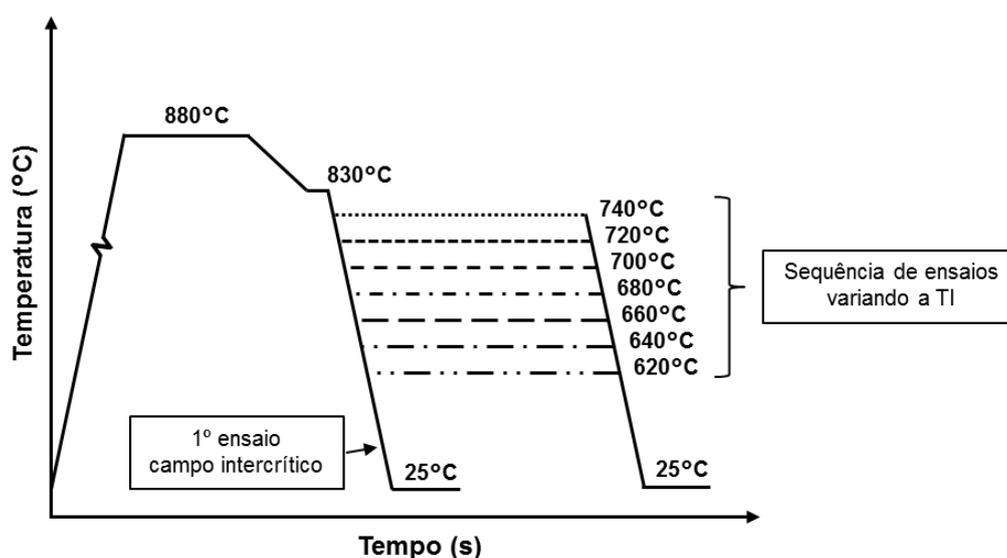


Figura 4.6 – Representação esquemática dos ciclos térmicos realizados para avaliação do efeito da TI na quantidade e velocidade de formação da ferrita.

Além das curvas dilatométricas geradas nesses ensaios, as microestruturas formadas e valores de dureza foram avaliados conforme itens 4.10 e 4.11, apresentados adiante.

#### 4.6 Avaliação do efeito do tempo de permanência no patamar isotérmico

Para avaliação do efeito do tp foram realizadas simulações alterando-se o tempo de permanência dos corpos de prova em 1 s, 2 s, 3 s, 5 s e 10 s na temperatura de  $680^{\circ}\text{C}$ . Da mesma maneira que na avaliação anterior, após o cumprimento do tempo de manutenção na temperatura intermediária os corpos de prova foram submetidos ao resfriamento rápido (taxa de  $100^{\circ}\text{C/s}$ ) até a temperatura ambiente, conforme representado na figura 4.7.

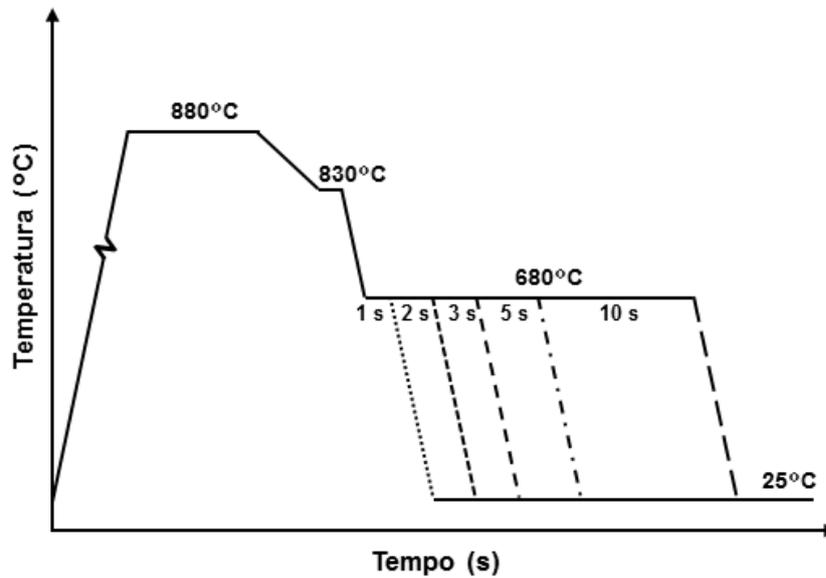


Figura 4.7 – Representação esquemática da avaliação do efeito do  $t_p$  no patamar isotérmico.

Esta etapa do estudo teve como objetivo analisar a microestrutura e comparar suas frações volumétricas de fases com a estimativa feita através da curva dilatométrica, obtida no ensaio do item 4.5, no qual o tempo de permanência na temperatura intermediária de 680°C foi 60 s.

#### 4.7 Avaliação do efeito da temperatura de bobinamento

O efeito da temperatura de bobinamento foi investigado pela interrupção do resfriamento dos corpos de prova, após manutenção de 10 s na temperatura intermediária (680°C), nas temperaturas de 50°C, 100°C, 150°C, 200°C, 250°C, 300°C, 350°C e 400°C. Para todas as condições foi aplicada uma taxa de resfriamento de 100°C/s entre a TI e TB e de 0,1°C/s entre TB e a temperatura ambiente, esta última simulando a condição de resfriamento lento da tira bobinada. As condições empregadas nessa avaliação estão ilustradas na figura 4.8.

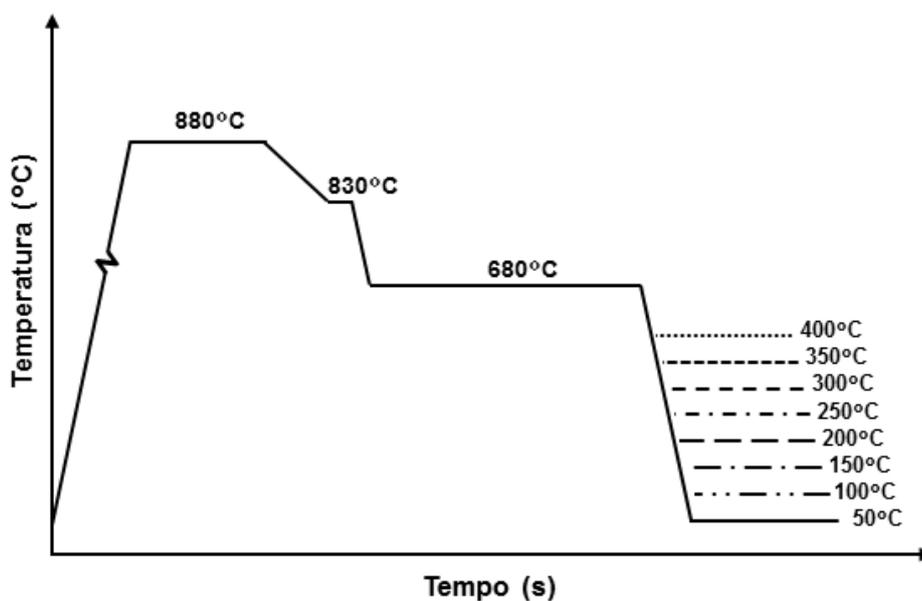


Figura 4.8 – Representação esquemática dos ensaios para avaliação do efeito da alteração da TB.

#### 4.8 Avaliação do efeito da microestrutura prévia sobre as transformações de fases no resfriamento

Em escala industrial, a condição da austenita no último passe de laminação, anterior ao resfriamento da tira, é afetada pela temperatura de acabamento, resultando em alterações significativas na microestrutura e nas propriedades finais do produto. De modo geral, para temperaturas de acabamento mais baixas, a quantidade de deformação

acumulada na austenita aumenta, favorecendo a formação de ferrita no resfriamento. Dessa forma, a fração e o tamanho de grão da ferrita são alterados, impactando a quantidade da segunda fase na microestrutura final e sua dureza. Por outro lado, TAs mais altas resultam em maior tamanho de grão e menor fração da ferrita, o que também afeta a microestrutura e a dureza finais.

Contudo, devido às dimensões dos corpos de prova utilizados, não é possível aplicar deformações durante a execução dos ensaios dilatométricos, impossibilitando representar a condição da austenita que é obtida no processo industrial apenas pela variação da temperatura de acabamento. Ou seja, uma eventual alteração da temperatura de acabamento nos ciclos térmicos desse estudo não provocaria alteração significativa na condição prévia da austenita e, portanto, no comportamento do material ao longo do perfil de resfriamento simulado. Dessa maneira, para contornar essa limitação, visualizou-se a possibilidade de alterar as condições de encharque como uma alternativa para modificar a condição da austenita prévia e avaliar seu efeito sobre as transformações de fases no resfriamento. Para isso, considerando que nos ensaios anteriormente descritos foram utilizadas como condições de encharque a temperatura de 880°C e o tempo de 30 s, objetivou-se um tamanho de grão austenítico menor através da redução da temperatura e tempo de encharque para 860°C e 10 s, respectivamente, e um tamanho de grão austenítico maior, aumentando a temperatura para 900°C e o tempo para 60 s. Em seguida, os corpos de prova foram submetidos ao resfriamento rápido (taxa de 100°C/s) até a temperatura ambiente (25°C) para congelamento da microestrutura, conforme apresentado na figura 4.9.

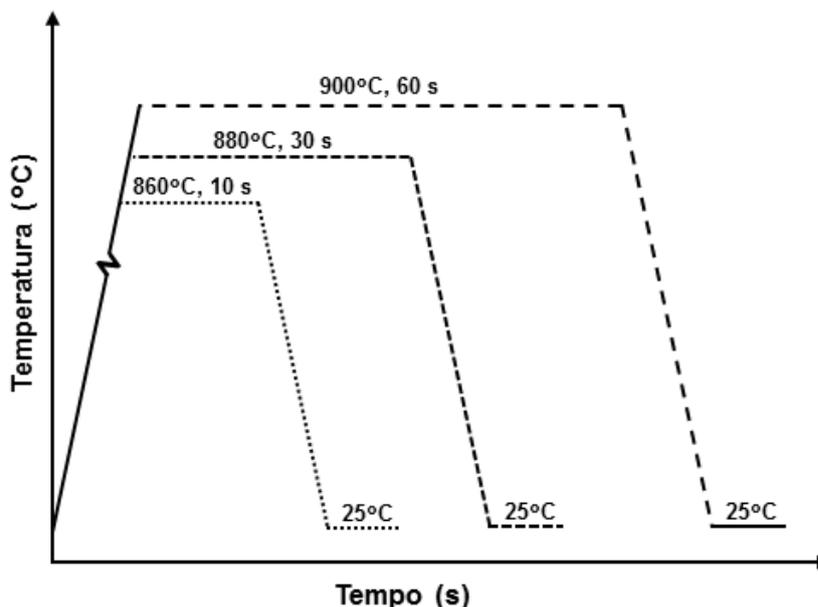


Figura 4.9 – Representação esquemática das diferentes condições de encharque utilizadas para avaliação do efeito da microestrutura prévia.

Adicionalmente, foram realizadas avaliações sobre os ciclos térmicos completos de resfriamento, que consistiram em realizar após estas condições de encharque, resfriamento a uma taxa de  $10^{\circ}\text{C/s}$  até atingir a temperatura de acabamento de  $830^{\circ}\text{C}$  na qual foi mantida por 2 s, resfriamento a uma taxa de  $100^{\circ}\text{C/s}$  até atingir a temperatura intermediária de  $680^{\circ}\text{C}$ , sendo mantida por 10 s e resfriamento também à taxa de  $100^{\circ}\text{C/s}$  até atingir a temperatura ambiente ( $25^{\circ}\text{C}$ ).

#### 4.9 Diagramas TRC

Para avaliar o efeito do patamar isotérmico sobre as transformações de fases da austenita remanescente, que enriqueceu de carbono durante a transformação da austenita em ferrita, foram elaborados dois diagramas TRC (Transformação em Resfriamento Contínuo) [32]. Para isso, foram utilizados CPs na condição com 100% de austenita com o objetivo de identificar os campos de formação de ferrita, perlita e bainita, indicando as taxas de resfriamento que garantem a mudança de fases ideal ao patamar intermediário. Também foi avaliado o material na condição com aproximadamente 50% de austenita, que deve apresentar aproximadamente o dobro de carbono em comparação à austenita inicial, com o objetivo de mostrar os campos de decomposição da austenita

remanescente, indicando as taxas de resfriamento que garantem a formação da microestrutura bifásica desejada no produto final [33].

O ciclo térmico usado no primeiro diagrama TRC consistiu na realização de aquecimento dos corpos de prova a uma taxa de  $10^{\circ}\text{C/s}$  até a temperatura de  $880^{\circ}\text{C}$ , na qual foi mantido por 30 s para completa austenitização e homogeneização da temperatura. Em seguida, os corpos de prova foram resfriados por uma taxa de  $10^{\circ}\text{C/s}$  até a temperatura de  $830^{\circ}\text{C}$ , na qual foram mantidos por 2 s, seguido de diferentes taxas de resfriamento até a temperatura ambiente ( $25^{\circ}\text{C}$ ). As taxas de resfriamento aplicadas foram:  $1^{\circ}\text{C/s}$ ,  $5^{\circ}\text{C/s}$ ,  $10^{\circ}\text{C/s}$ ,  $20^{\circ}\text{C/s}$ ,  $50^{\circ}\text{C/s}$  e  $100^{\circ}\text{C/s}$ , conforme representação esquemática da figura 4.10.

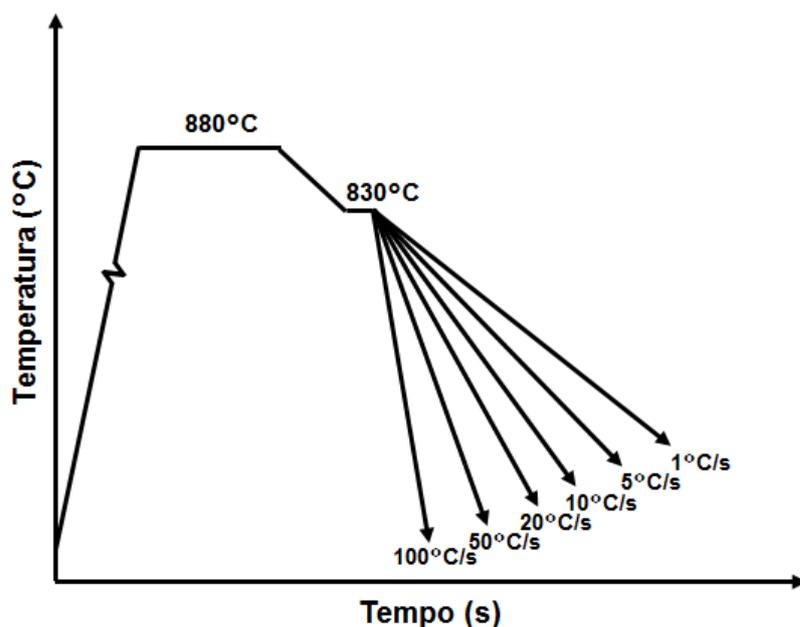


Figura 4.10 – Representação esquemática dos ciclos térmicos realizados para o diagrama TRC na condição com 100% de austenita.

No segundo diagrama TRC foram aplicadas as mesmas condições de aquecimento, encharque, e resfriamento, até a temperatura de acabamento ( $830^{\circ}\text{C}$ , 2 s) do primeiro diagrama TRC. Porém, o resfriamento com taxa de  $100^{\circ}\text{C/s}$  foi interrompido na temperatura intermediária de  $680^{\circ}\text{C}$ , mantida por 10 s para transformação da austenita em ferrita e enriquecimento de carbono da austenita remanescente. Após o tempo da permanência no patamar isotérmico, foram aplicadas as mesmas taxas de resfriamento,

1°C/s, 5°C/s, 10°C/s, 20°C/s, 50°C/s e 100°C/s até atingir a temperatura ambiente (25°C), conforme indicado na figura 4.11.

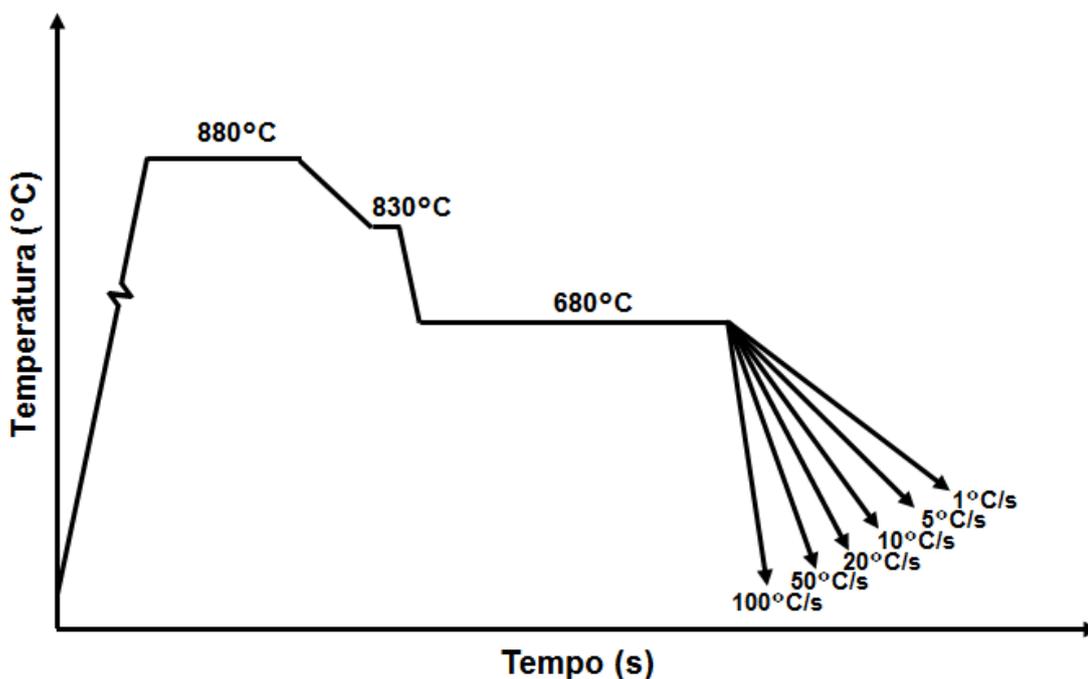


Figura 4.11 – Representação esquemática dos ciclos térmicos realizados para o diagrama TRC na condição com aproximadamente 50% de austenita.

Na sequência foram avaliadas as curvas dilatométricas para identificação das temperaturas de início e fim das transformações de fases no resfriamento, assim como a microestrutura e dureza de todos os corpos de prova.

Estas informações foram agrupadas em gráficos de temperatura em função do tempo, nos quais são apresentadas as posições dos campos dos produtos da transformação de fases da austenita no resfriamento de acordo as taxas de resfriamento aplicadas.

#### 4.10 Análise microestrutural

A microestrutura dos corpos de prova foi caracterizada via microscopia óptica (MO), usando microscópio Zeiss Axio Image M1M, e microscopia eletrônica de varredura (MEV), em microscópio Zeiss Gemini Ultra 55 Plus. A avaliação foi realizada no meio da largura do CP, em seção longitudinal à direção de laminação, conforme indicado na figura 4.12. Para isso, os corpos de prova foram preparados (embutimento a quente com

baquelite, seguido de lixamento e polimento) e atacados com reativo nital 4%, para revelação da microestrutura. Para revelação dos contornos de grão da austenita prévia foi realizado ataque utilizando uma solução com 5 g de ácido pícrico em 500 ml de água destilada e 10 ml de detergente neutro. Também foram determinadas as frações volumétricas de ferrita e segunda fase por meio de metalografia quantitativa, utilizando-se um analisador de imagens QUANTIMET com o Software Axiovision versão 4.8, associado à microscopia óptica.

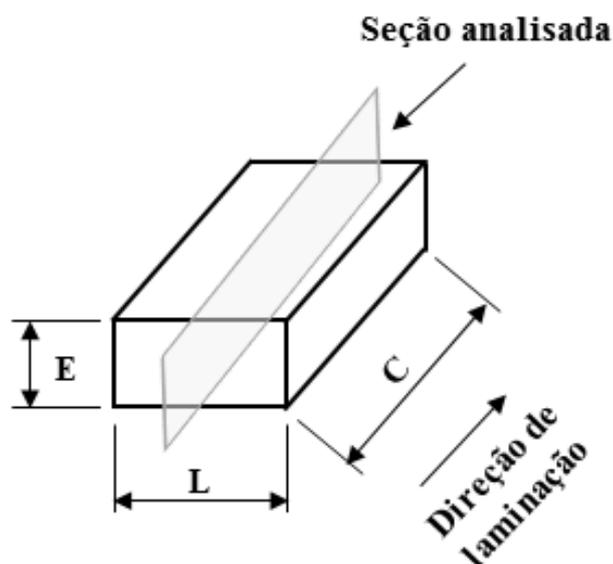


Figura 4.12 – Representação esquemática da região do CP em que foi realizada análise microestrutural e dureza.

#### 4.11 Ensaio de dureza

Os testes de dureza foram realizados em escala Vickers com carga de 5 kgf (HV5), em 5 posições ao longo do meio da largura do CP, em seção longitudinal à direção de laminação, utilizando os mesmos embutimentos da análise microestrutural. Os ensaios foram realizados no equipamento Vickers Hardness Tester da Future - Tech, modelo FV-100.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1 Temperaturas críticas no aquecimento ( $Ac_1$ e $Ac_3$ )

De acordo com a curva dilatométrica (Figura 5.1) deste ensaio, as temperaturas de início e fim de formação da austenita foram determinadas como  $Ac_1 = 730^\circ\text{C}$  e  $Ac_3 = 850^\circ\text{C}$ , respectivamente.

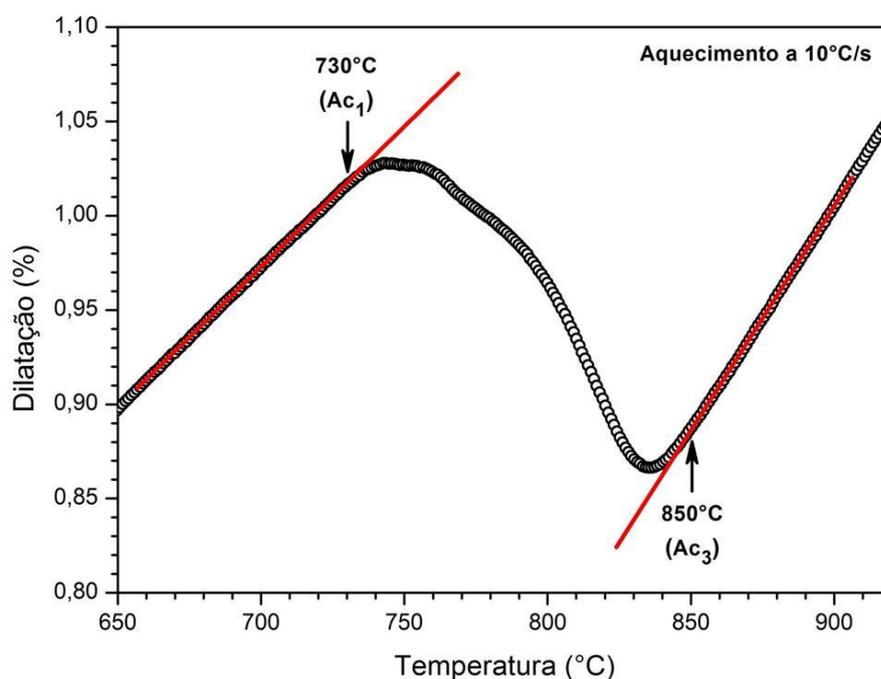


Figura 5.1 – Curva dilatométrica do ensaio realizado para determinação das temperaturas  $Ac_1$  e  $Ac_3$ .

Esses resultados foram utilizados como referência na definição da temperatura de encharque ( $880^\circ\text{C}$ ) utilizada nas simulações de resfriamento, suficiente para garantir a austenitização completa do material sem afetar significativamente o tamanho de grão da austenita.

### 5.2 Efeito da temperatura intermediária

A curva dilatométrica e a microestrutura final obtidas no primeiro ensaio, realizado com objetivo de determinar o campo intercrítico para o resfriamento a  $100^\circ\text{C/s}$  a partir do

encharque de 2 s a 830°C, são apresentadas na figura 5.2. Três regiões distintas de transformação de fases, com temperaturas de início em torno de 660°C, 520°C e 420°C, são observadas na curva dilatométrica da figura 5.2 (a). Considerando os constituintes presentes na microestrutura da figura 5.2 (b), pode-se afirmar que essas regiões correspondem, respectivamente, à formação de ferrita, bainita e martensita.

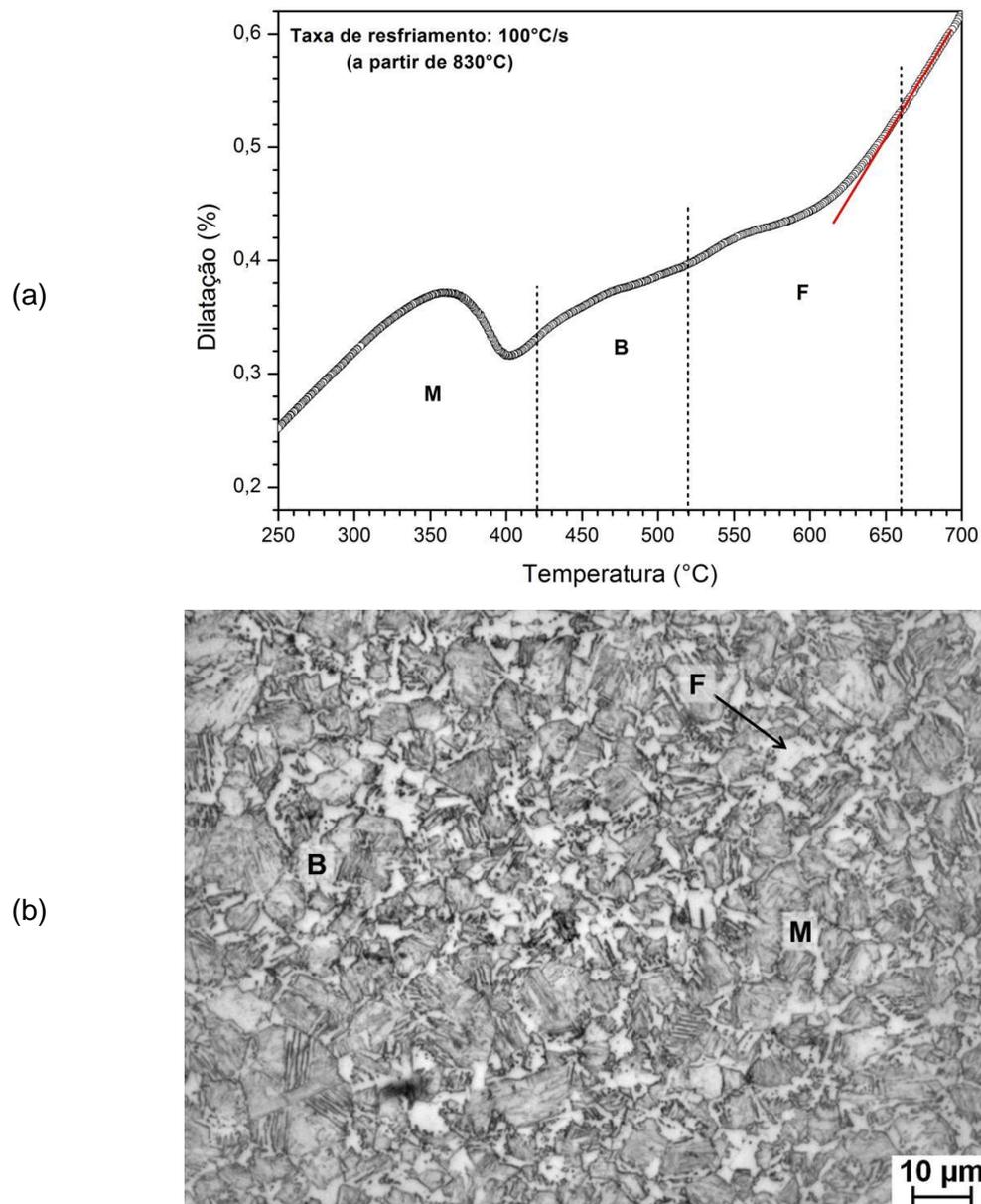


Figura 5.2 – (a) Curva dilatométrica e (b) microestrutura final obtidas no ensaio para determinação do campo intercrítico Resfriamento a 100°C/s a partir do encharque de 2 s a 830°C). Ataque: nital 4%. MO, aumento original 1.000X.

Após a determinação das temperaturas de início ( $Ar_3 = 660^\circ\text{C}$ ) e fim ( $Ar_1 = 520^\circ\text{C}$ ) de transformação austenítica, é possível observar que as temperaturas intermediárias de  $640^\circ\text{C}$  e  $620^\circ\text{C}$  encontram-se dentro do campo intercítico, indicando que a transformação austenítica teve início antes do início do patamar isotérmico para os ensaios referentes a essas temperaturas. Aplicando-se a regra da alavanca sobre a região de ferrita da curva dilatométrica da figura 5.2 (a) é possível realizar uma estimativa da evolução da fração transformada ao longo do resfriamento, conforme mostrado na figura 5.3 [28]. O valor máximo foi definido como 10%, considerando a fração volumétrica de ferrita medida por metalografia quantitativa na microestrutura final (Figura 5.2 b). Aplicando-se esse procedimento para as temperaturas intermediárias de  $640^\circ\text{C}$  e  $620^\circ\text{C}$  foram estimados os percentuais de 0,5% e 1,5%, respectivamente, como a quantidade de ferrita presente no início dos patamares isotérmicos, conforme também indicado na figura 5.3. Para os outros valores de TI ( $660^\circ\text{C}$  a  $740^\circ\text{C}$ ), que são iguais ou superiores à temperatura de início de formação de ferrita para a taxa de  $100^\circ\text{C/s}$  ( $Ar_3 = 660^\circ\text{C}$ ), ainda não havia nenhuma ferrita presente quando o resfriamento foi interrompido nessas temperaturas. Dessa maneira, a quantidade de ferrita presente no início desses patamares foi definida como igual a zero.

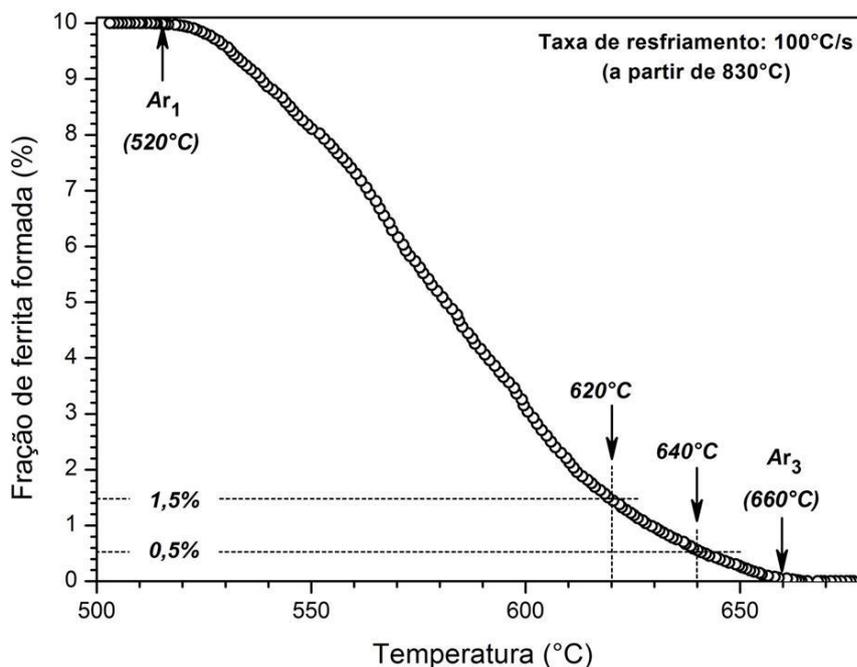


Figura 5.3 – Fração de ferrita formada no resfriamento a  $100^\circ\text{C/s}$  a partir do encharque de 2 s a  $830^\circ\text{C}$ .

A variação percentual do comprimento do CP ao longo do tempo para cada um dos ensaios realizados, variando-se apenas a temperatura intermediária, é apresentada na figura 5.4. Para todos os casos, observa-se uma dilatação do cp com o tempo de permanência no patamar. Como a temperatura foi mantida constante em cada patamar, essa dilatação só pode estar associada à formação de ferrita, que provoca um aumento no parâmetro da rede cristalina e, portanto, no volume do CP.

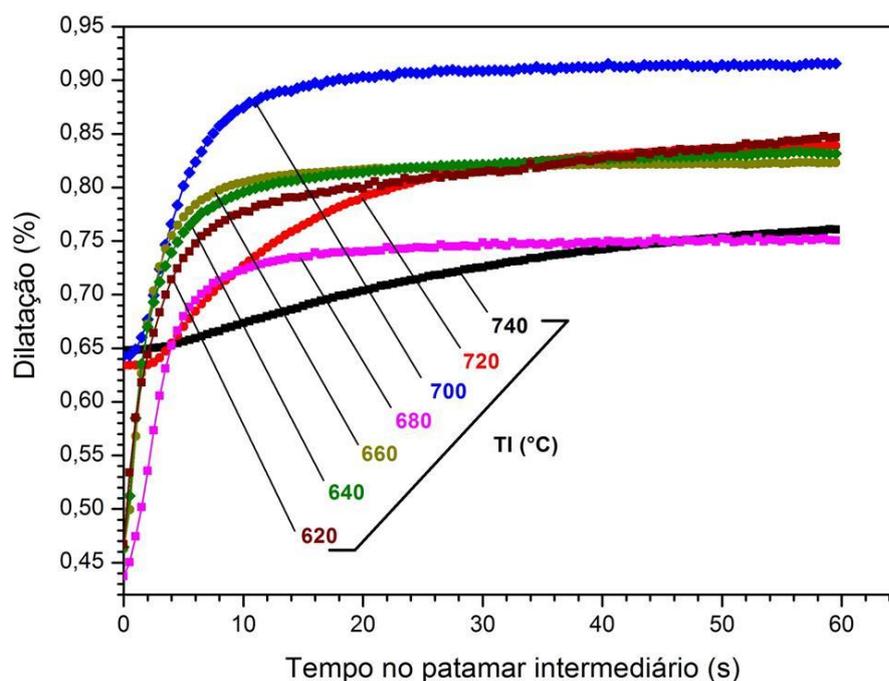


Figura 5.4 – Variação da dilatação do cp ao longo do tempo de permanência em cada um dos patamares isotérmicos nas TIs.

Ao realizar uma comparação das curvas dilatométricas mostradas na figura 5.4, fica difícil visualizar algum comportamento referente ao efeito da TI, devido à dilatação do CP, em relação ao seu comprimento inicial não ser a mesma para todos os ensaios. Essa análise fica mais fácil ao se considerar que o aumento do comprimento do CP ao longo do tempo no patamar está relacionado à transformação da austenita em ferrita, sendo, portanto, proporcional à fração de ferrita formada. A fração de ferrita presente no início dos patamares isotérmicos foi determinada anteriormente pela curva dilatométrica do ensaio com resfriamento contínuo a 100°C/s, conforme figura 5.3. Por outro lado, a fração de ferrita no final do patamar foi associada aos valores medidos por metalografia quantitativa na microestrutura final obtida em cada corpo de prova resfriado

rapidamente após os 60 s de permanência no patamar isotérmico, de forma a “congelar” a transformação de fases naquela condição.

Na figura 5.5 são apresentadas as microestruturas obtidas no final do patamar de 60 s para as temperaturas intermediárias avaliadas. Em todos os casos, a microestrutura é formada por ilhas de segunda fase em matriz ferrítica com grãos poligonais. À medida que a temperatura intermediária diminui observa-se um aumento da quantidade de ferrita e uma redução do tamanho, tanto dos grãos ferríticos, quanto das ilhas de segunda fase. Para as temperaturas intermediárias iguais ou superiores a 640°C, a segunda fase é predominantemente martensítica, sendo que apenas para a TI mais alta avaliada (740°C, Figura 5.5 a) observou-se a existência de algumas regiões com aspecto de bainita no interior das ilhas maiores. Por outro lado, a microestrutura do ensaio referente ao patamar de 620°C, além de ilhas de martensita também se observa a presença de uma quantidade significativa de perlita, figura 5.5 (g) [12].

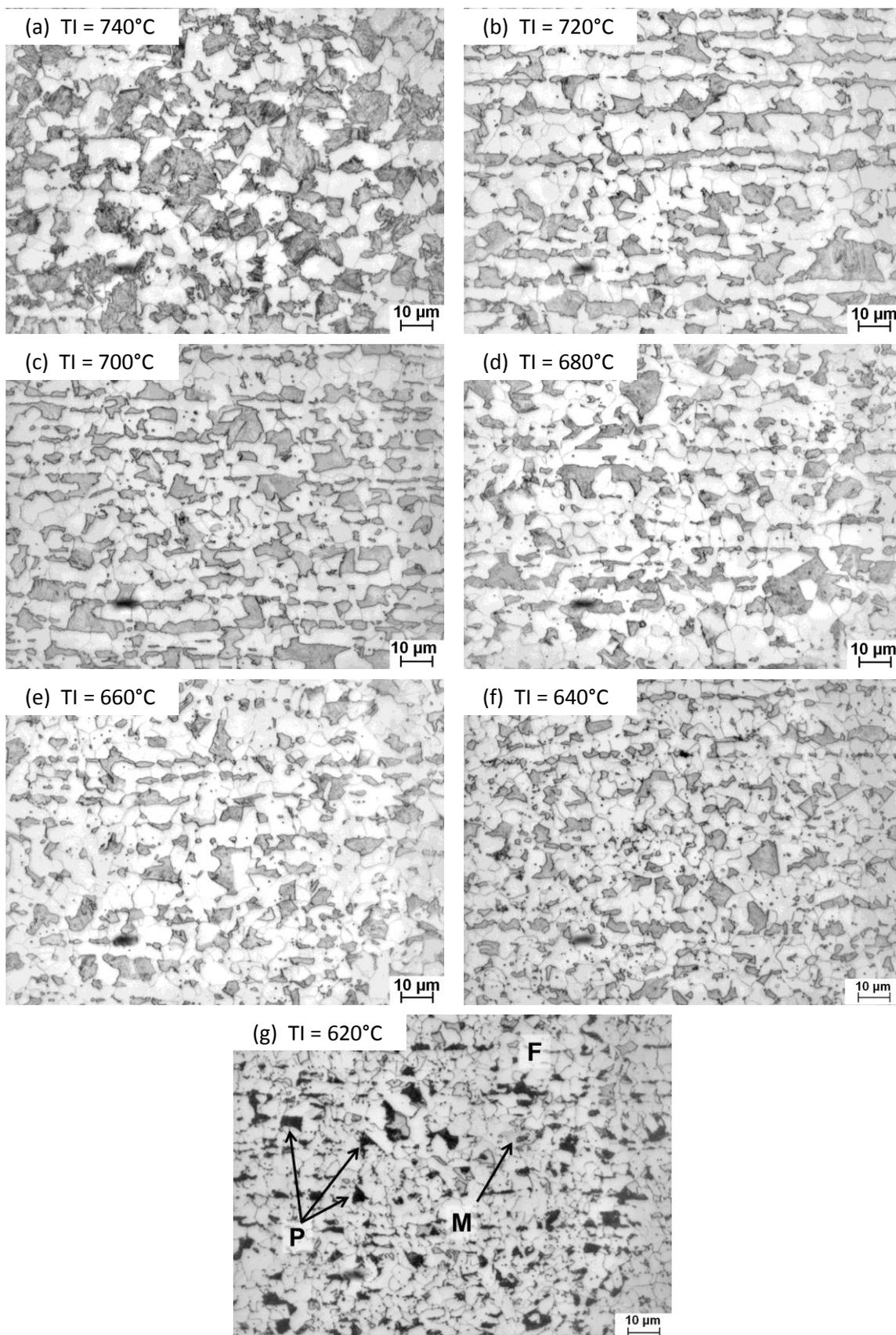


Figura 5.5 – Microestruturas típicas observadas nos cps resfriados rapidamente após 60 s em diferentes TIs. Ataque: nital 4%. MO, aumento original 1.000X.

Na tabela V.1 e na figura 5.6 é mostrada a quantidade de ferrita presente no final dos diversos patamares isotérmicos simulados, correspondente à fração volumétrica medida na microestrutura dos CPs resfriados rapidamente após 60 s de permanência. Também é apresentada a fração de ferrita no início de cada patamar, que foi determinada a partir da curva da figura 5.3. De acordo com esses dados, fica evidente o aumento das frações volumétricas de ferrita à medida que a temperatura intermediária diminui.

Tabela V.1 – Quantidade de ferrita presente no início e no final do patamar isotérmico para as TIs avaliadas.

TI (°C)		620	640	660	680	700	720	740
% de ferrita	Inicial (0 s)	1,5	0,5	0	0	0	0	0
	Final (60 s)	67,3	66,7	61,0	59,8	53,0	50,9	40,2

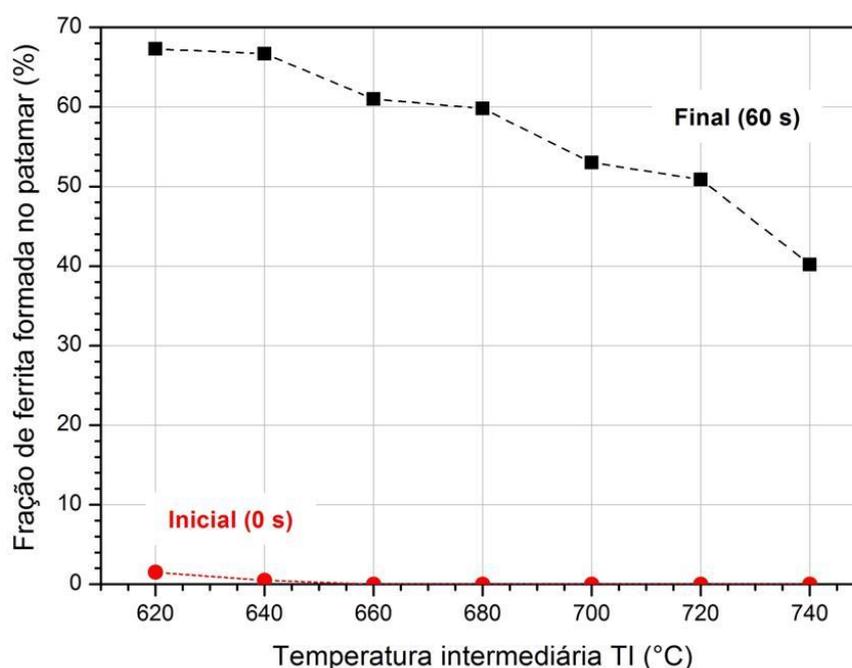
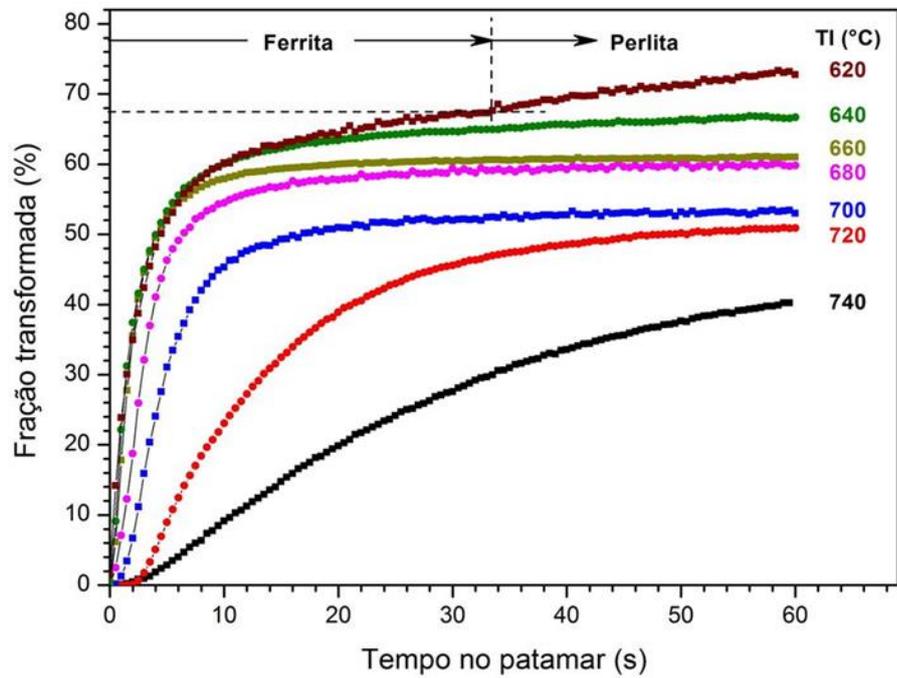


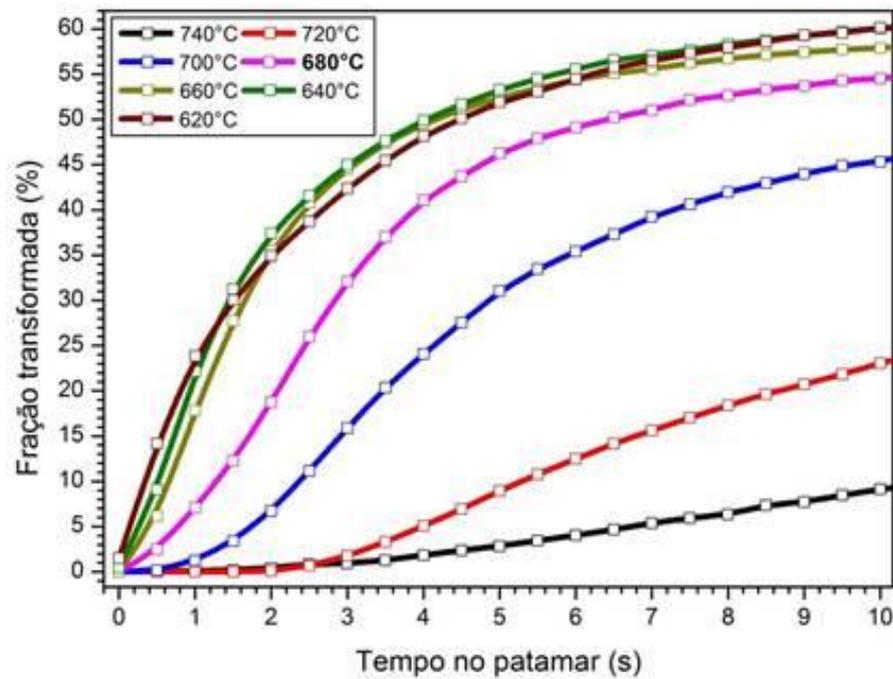
Figura 5.6 – Quantidade de ferrita presente no início e no final do patamar isotérmico de 60 s para as TIs avaliadas.

Na figura 5.7 é mostrada a evolução da fração transformada de austenita ao longo do tempo de permanência nos patamares isotérmicos simulados, estimada a partir das curvas da figura 5.4 e das frações iniciais e finais de ferrita indicadas na figura 5.6. Verifica-se que a diminuição da TI provoca uma aceleração da decomposição da austenita, além de um aumento da fração de ferrita formada no final do patamar de 60 s,

conforme já identificado nas figuras 5.5 e 5.6. Para as temperaturas de 720°C e 740°C observa-se que a transformação da austenita é mais lenta em comparação às demais temperaturas, inclusive demorando alguns segundos para se iniciar, e que a fração de ferrita cresce continuamente durante o tempo de permanência de 60 s no patamar. Para temperaturas iguais ou menores que 700°C, essa fração atinge um valor aproximadamente constante para tempos cada vez menores à medida que se reduz a TI. Além disso, fica claro que para as TIs de 660°C, 640°C e 620°C a transformação começa imediatamente no início do patamar e segue com velocidade alta, similar para as três temperaturas durante cerca de 7 s, conforme pode ser visto no detalhe dos 10 s iniciais de cada patamar apresentado na figura 5.7 (b).



(a)



(b)

Figura 5.7 – Fração transformada da austenita nos patamares isotérmicos das curvas dilatométricas: (a) completo, (b) detalhe dos 10 s iniciais.

Na figura 5.7 (a) observa-se uma particularidade para o material submetido à temperatura intermediária de 620°C, cuja curva apresenta uma mudança de inclinação próxima ao meio do patamar isotérmico, não observada para as demais temperaturas. Através das próprias curvas de dilatação com o tempo, esse comportamento já podia ser observado, conforme exemplos apresentados na figura 5.8. Como mencionado anteriormente, a microestrutura obtida no final do patamar de 620°C (Figura 5.5 g) apresentava uma quantidade significativa de perlita. Dessa maneira, pode-se concluir que a aceleração na dilatação do CP no meio do patamar de 620°C está associada ao final de formação da ferrita e ao início da perlita. Ou seja, é razoável considerar que toda a ferrita presente na microestrutura da amostra temperada no final do patamar de 620°C foi formada até 33 s e que o avanço da dilatação do cp, a partir desse tempo, estava associado à formação de perlita. Isso foi considerado durante a estimativa da evolução da formação de ferrita ao longo do patamar de 620°C, tomando o valor de 67,3% de ferrita, medido na microestrutura, para o tempo de 33 s, como indicado na figura 5.7 (a). Para as demais temperaturas intermediárias desta figura, as frações de ferrita determinadas na microestrutura final, anteriormente apresentadas na tabela V.1 e na figura 5.6, foram consideradas como os valores formados no fim dos patamares de 60 s.

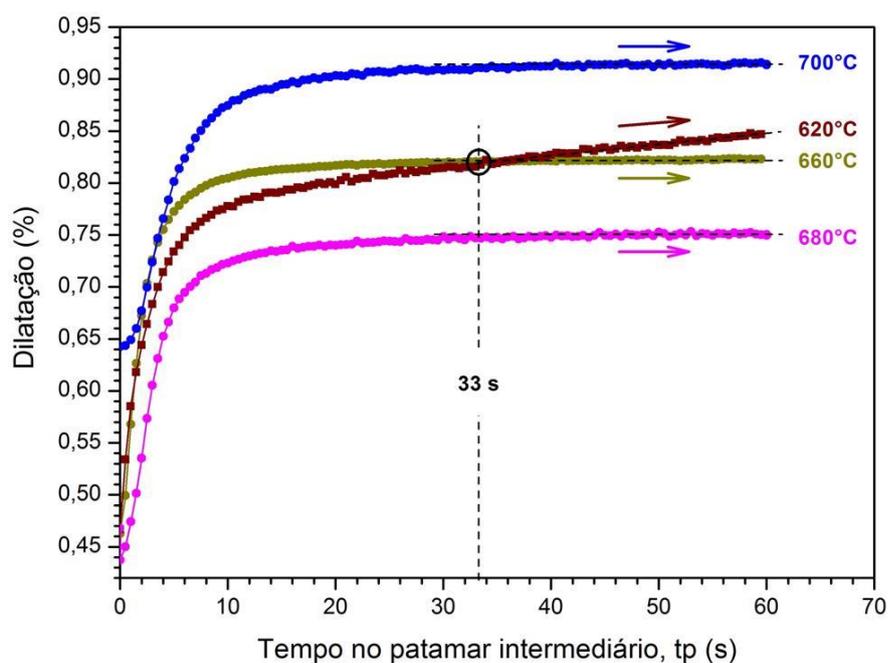


Figura 5.8 – Curvas de dilatação do CP ao longo do tempo de permanência no patamar para algumas TIs.

Na figura 5.9 são apresentadas as curvas dilatométricas obtidas no resfriamento rápido aplicado no final dos patamares isotérmicos. Observa-se que a transformação de fases iniciada no patamar continuou avançando no início do resfriamento, somente terminando entre 550°C e 600°C, dependendo do valor da TI. A partir dessa constatação pode-se assumir que a fração de ferrita formada somente durante o tempo de permanência no patamar isotérmico deve ter sido menor que aquela medida na microestrutura final, que também inclui a parcela formada no resfriamento rápido [34]. Contudo, como não foi possível determinar essa última parcela, considerou-se a quantidade de ferrita na microestrutura final como uma estimativa aproximada da fração formada apenas ao longo do patamar isotérmico. Outra consideração importante é que o erro envolvido nessa estimativa tende a diminuir à medida que se reduz o valor de TI, em função de sua maior proximidade em relação à temperatura final de formação de ferrita no resfriamento, conforme pode ser observado na própria figura 5.9. A particularidade da TI igual a 620°C reforça este raciocínio, considerando que esse erro foi inexistente, já que a formação de ferrita ficou restrita aos 33 s iniciais do patamar, a partir dos quais houve apenas formação de perlita no patamar isotérmico. Adicionalmente, pode-se considerar que este comportamento existe em escala industrial, ou seja, a formação de ferrita também deve continuar durante o resfriamento aplicado pelos bancos finais da mesa de resfriamento, após o patamar e antes do bobinamento. Dessa maneira, as frações de ferrita mostradas na tabela V.1 e na figura 5.6 podem ser tomadas como uma referência válida para a análise do efeito da TI sobre a formação da microestrutura do aço em estudo.

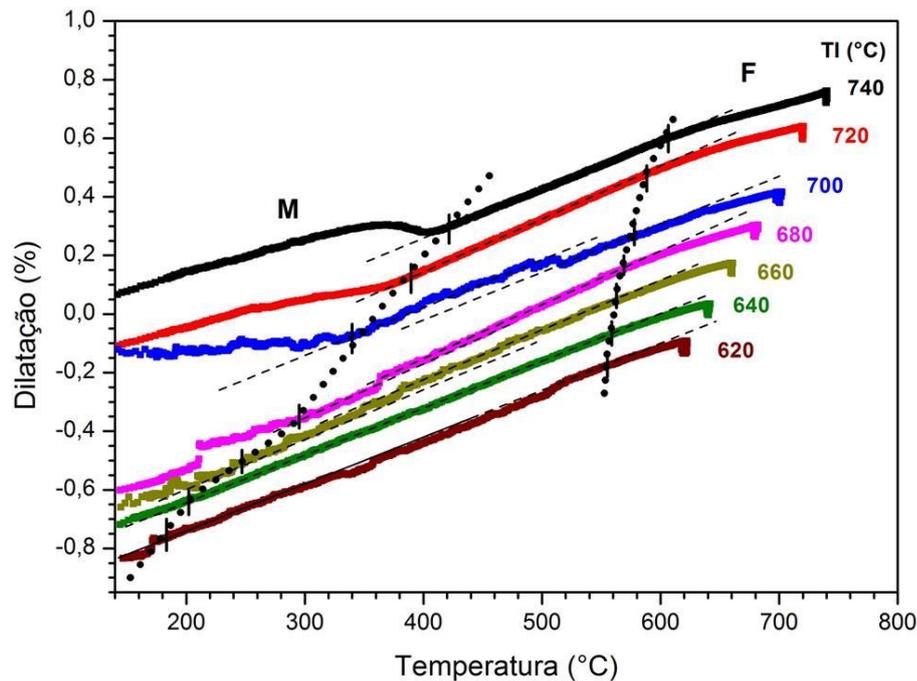


Figura 5.9 – Curvas dilatométricas obtidas no resfriamento rápido ( $100^{\circ}\text{C/s}$ ) aplicado após o patamar isotérmico de 60 s nas TIs avaliadas.

Outro aspecto interessante que pode ser observado nas curvas dilatométricas da figura 5.9 é a redução da temperatura de início de formação de martensita ( $M_i$ ) à medida que a TI diminui, o que está associado à quantidade de ferrita formada, tanto no patamar isotérmico, quanto no resfriamento rápido subsequente [12]. Quanto maior a fração de ferrita formada, menor é a quantidade de austenita remanescente e, portanto, maior o seu teor de C, já que a solubilidade desse elemento na ferrita é limitada. O aumento do teor de C na austenita, por sua vez, provocou uma queda da ordem de  $200^{\circ}\text{C}$  na temperatura  $M_i$  que passou de cerca de  $400^{\circ}\text{C}$  para menos de  $200^{\circ}\text{C}$ , respectivamente, entre a TI mais alta ( $740^{\circ}\text{C}$ ) e a mais baixa ( $620^{\circ}\text{C}$ ) avaliadas.

Os resultados de dureza apresentaram boa correlação com as frações de fases observadas nas microestruturas da figura 5.5, conforme mostrado na tabela V.2. Observa-se que quanto maior o percentual de segunda fase maior são os valores de dureza. Contudo, mesmo com uma pequena variação da fração de fases observadas para as TIs de  $620^{\circ}\text{C}$  e  $640^{\circ}\text{C}$ , observa-se uma maior redução no valor de dureza para a TI de  $620^{\circ}\text{C}$ . Esse resultado está alinhado com o que foi observado na microestrutura da

figura 5.5 (g) e nas transformações de fases observadas durante o tempo de permanência no patamar isotérmico (Figura 5.7 a), nas quais se constatou a formação de perlita.

Tabela V.2 – Frações de fases e resultados de dureza dos ensaios realizados com variação da TI.

Temperatura Intermediária (°C)	Ferrita (%)	Segunda fase (%)	Dureza (HV <sub>5kgf</sub> )
620	67,3	32,7	168
640	66,7	33,3	189
660	61,0	39,0	193
680	59,8	40,2	200
700	53,0	47,0	210
720	50,9	49,1	221
740	40,2	59,8	239

### 5.3 Efeito do tempo de permanência no patamar isotérmico

A figura 5.10 mostra as microestruturas obtidas nos ensaios com variação do tempo de permanência no patamar isotérmico à temperatura de 680°C. Observa-se que com o aumento do tempo a fração de ferrita também aumenta e as ilhas de segunda fase, formadas a partir da austenita remanescente, enriquecidas de carbono, apresentam-se mais isoladas e distribuídas ao longo da matriz ferrítica [12].

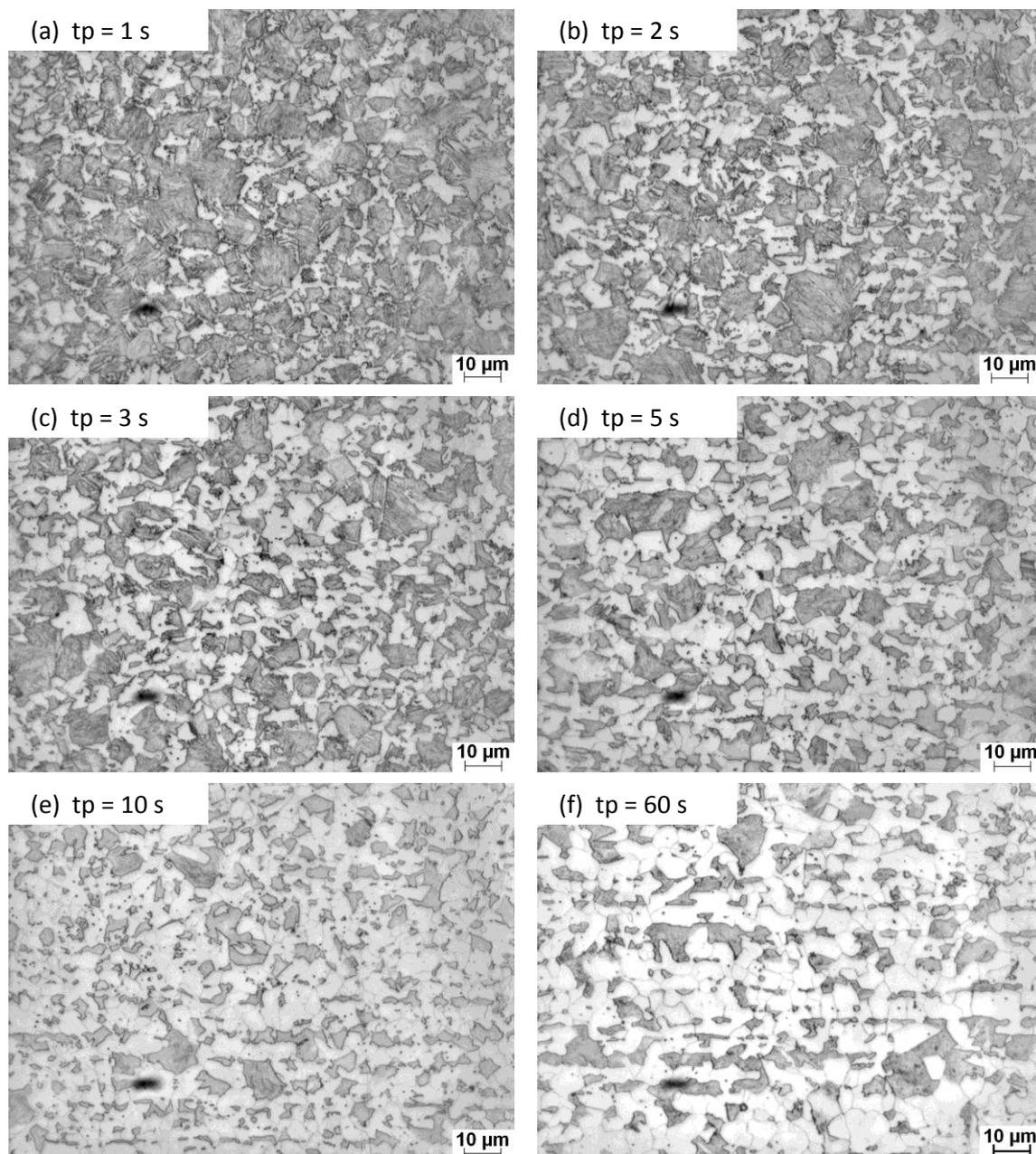


Figura 5.10 – Microestruturas obtidas nos ensaios com variação do tempo de permanência no patamar isotérmico de 680°C. Ataque: nital 4%. MO, aumento original 1.000X.

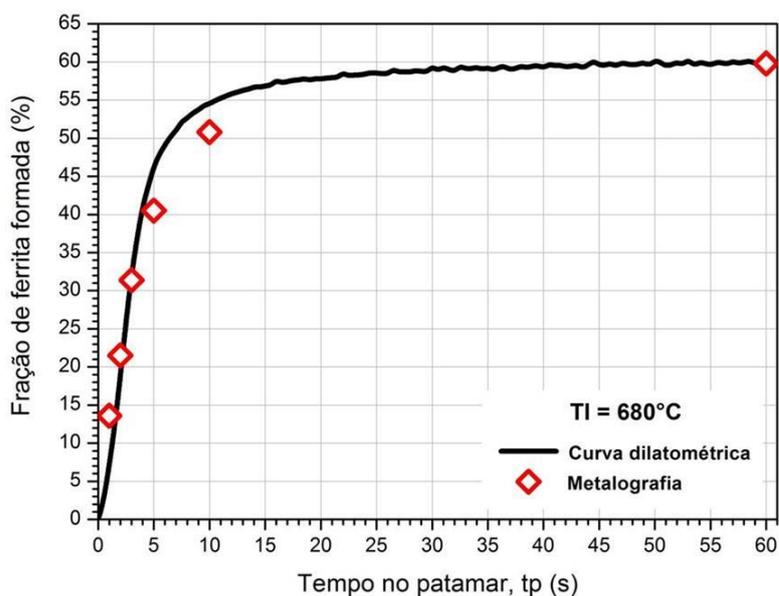
As frações volumétricas de fases e os resultados de dureza para os diferentes tempo de permanência a 680°C são apresentados na tabela V.3. Observa-se uma redução dos valores de dureza com o aumento da proporção de ferrita e a redução da quantidade de segunda fase. Isso sugere que o aumento da dureza da segunda fase, formada a partir de uma austenita remanescente cada vez mais rica carbono durante o tp, não foi suficiente

para compensar o aumento da fração volumétrica de ferrita mais macia, justificando este comportamento.

Tabela V.3 – Frações volumétricas de fases e resultados de dureza dos ensaios realizados com variação do tempo de permanência no patamar isotérmico de 680°C.

Tempo (s)	Ferrita (%)	Segunda fase (%)	Dureza (HV <sub>5kgf</sub> )
1	13,6	86,4	281
2	21,5	78,5	278
3	31,4	68,6	250
5	40,5	59,5	234
10	50,8	49,2	219
60	59,8	40,2	200

Outra observação importante é a comparação dos valores estimados de fração transformada de ferrita durante o tp, obtidos pela aplicação da regra da alavanca sobre a curva dilatométrica do ensaio em que o corpo de prova foi mantido na TI de 680°C por 60 s, com os valores mostrados na tabela V.3. Nota-se uma boa coesão entre os resultados, os valores reais, medidos na microestrutura ficando próximos aos valores estimados, conforme pode ser observado na figura 5.11.



tp (s)	0	1	2	3	5	10	60
% de ferrita	0	13,6	21,5	31,4	40,5	50,8	59,8

Figura 5.11 – Valores estimados e reais de fração volumétrica transformada de ferrita durante o tempo de permanência no patamar isotérmico.

#### 5.4 Efeito da temperatura de bobinamento

As curvas dilatométricas obtidas nos ensaios realizados com variação da TB são apresentadas na figura 5.12. Através da análise destas curvas é possível observar que a temperatura de fim de transformação da austenita em ferrita ( $Ar_1$ ) está em torno de  $540^\circ\text{C}$ . Logo abaixo dessa temperatura, as curvas de TB igual ou inferior a  $250^\circ\text{C}$  mostram um pequeno desvio, que continua até cerca de  $280^\circ\text{C}$ , onde ocorre um desvio mais acentuado, representando a temperatura de início de transformação da austenita em martensita ( $M_i$ ). Em todas as curvas, a redução brusca da taxa de resfriamento (de  $100^\circ\text{C/s}$  para  $0,1^\circ\text{C/s}$ ), no ponto correspondente à TB, foi acompanhada de uma dilatação significativa do CP, principalmente para as TBs mais altas ( $400^\circ\text{C}$ ,  $350^\circ\text{C}$  e  $300^\circ\text{C}$ ).

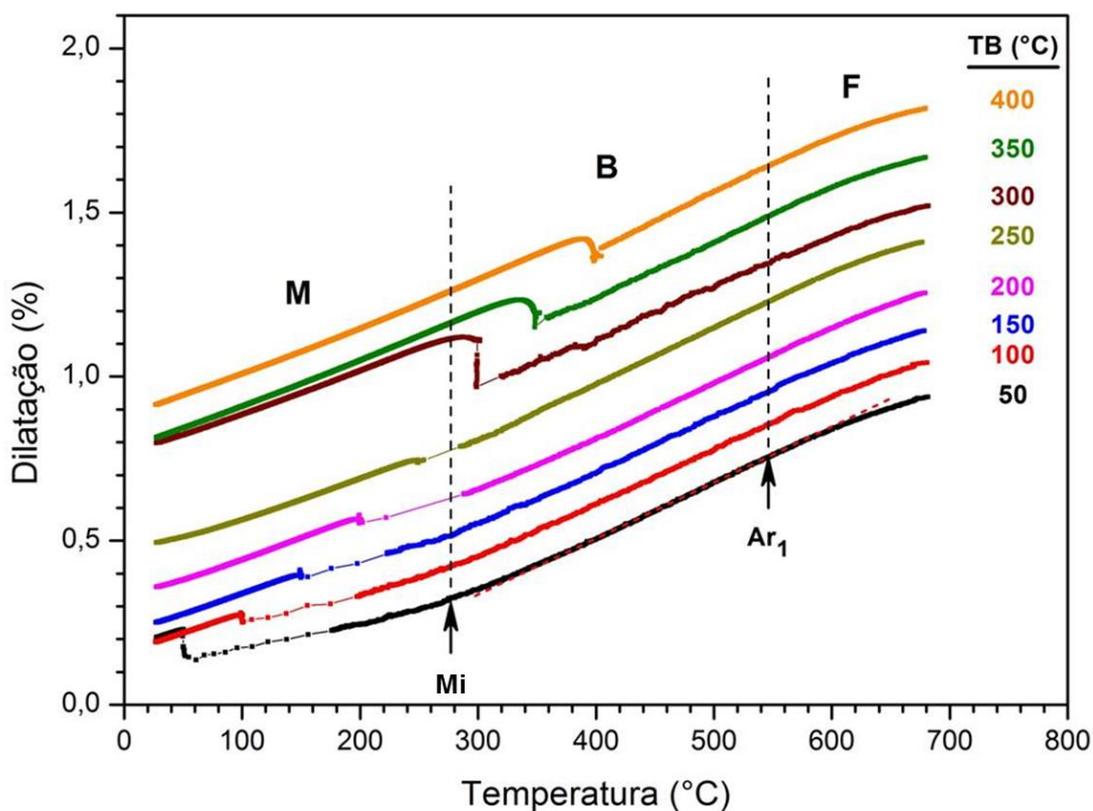


Figura 5.12 – Curvas dilatométricas obtidas nos resfriamentos com diferentes TBs.

As microestruturas obtidas nos ensaios com variação da temperatura de bobinamento são apresentadas nas figuras 5.13 e 5.14, observadas no microscópio óptico e no MEV, respectivamente. Em todos os casos, conforme esperado, não se observam alterações na quantidade e na morfologia da ferrita. Por outro lado, em relação à segunda fase, embora a quantidade permaneça constante, seu aspecto muda com a alteração da TB. Para temperaturas superiores a 250°C, observa-se uma substituição gradual da martensita por bainita, o que pode ser mais facilmente visualizado sob maior aumento, conforme mostrado na figura 5.14.

A fração volumétrica média de ferrita medida por metalografia quantitativa no microscópio óptico foi de 54%, variando entre 52% e 56%. Com base nas microestruturas mostradas na figura 5.13 é possível afirmar que a dilatação observada nas curvas da figura 5.12, entre as temperaturas de 540°C e 280°C, corresponde à região de formação de bainita, enquanto que a martensita foi formada abaixo de 280°C. Alinhado a isso, não foram identificadas regiões com aspecto característico de bainita para TBs iguais ou inferiores a 250°C, enquanto que para TBs mais altas observa-se uma clara presença desse constituinte. Contudo, para as TBs mais baixas é possível que a bainita tenha sido formada no interior das ilhas maiores de segunda fase, cujas bordas têm aspecto predominantemente martensítico.

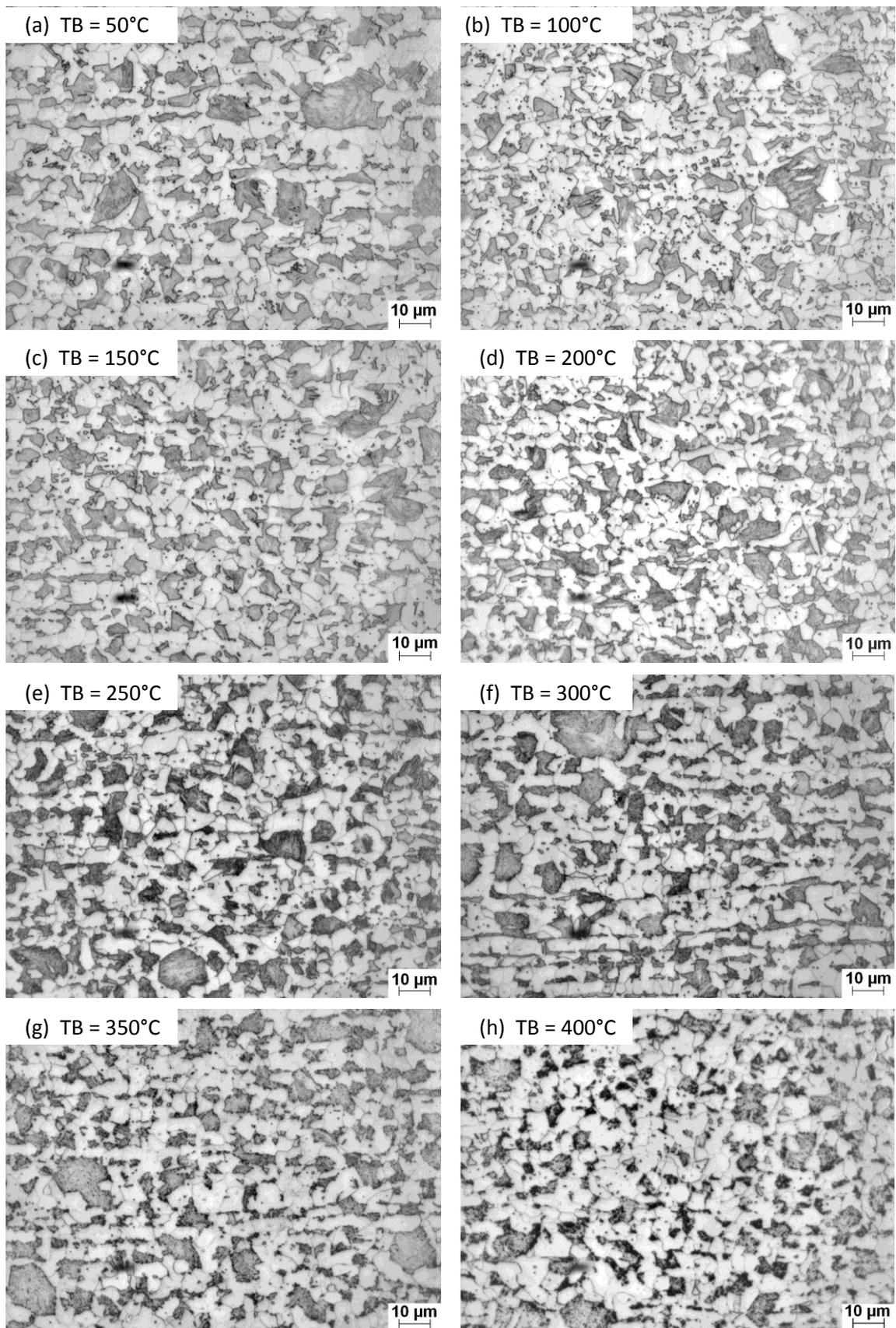


Figura 5.13 – Microestruturas típicas obtidas nos resfriamentos com diferentes TBs. Ataque: nital 4%. MO, aumento original 1.000X.

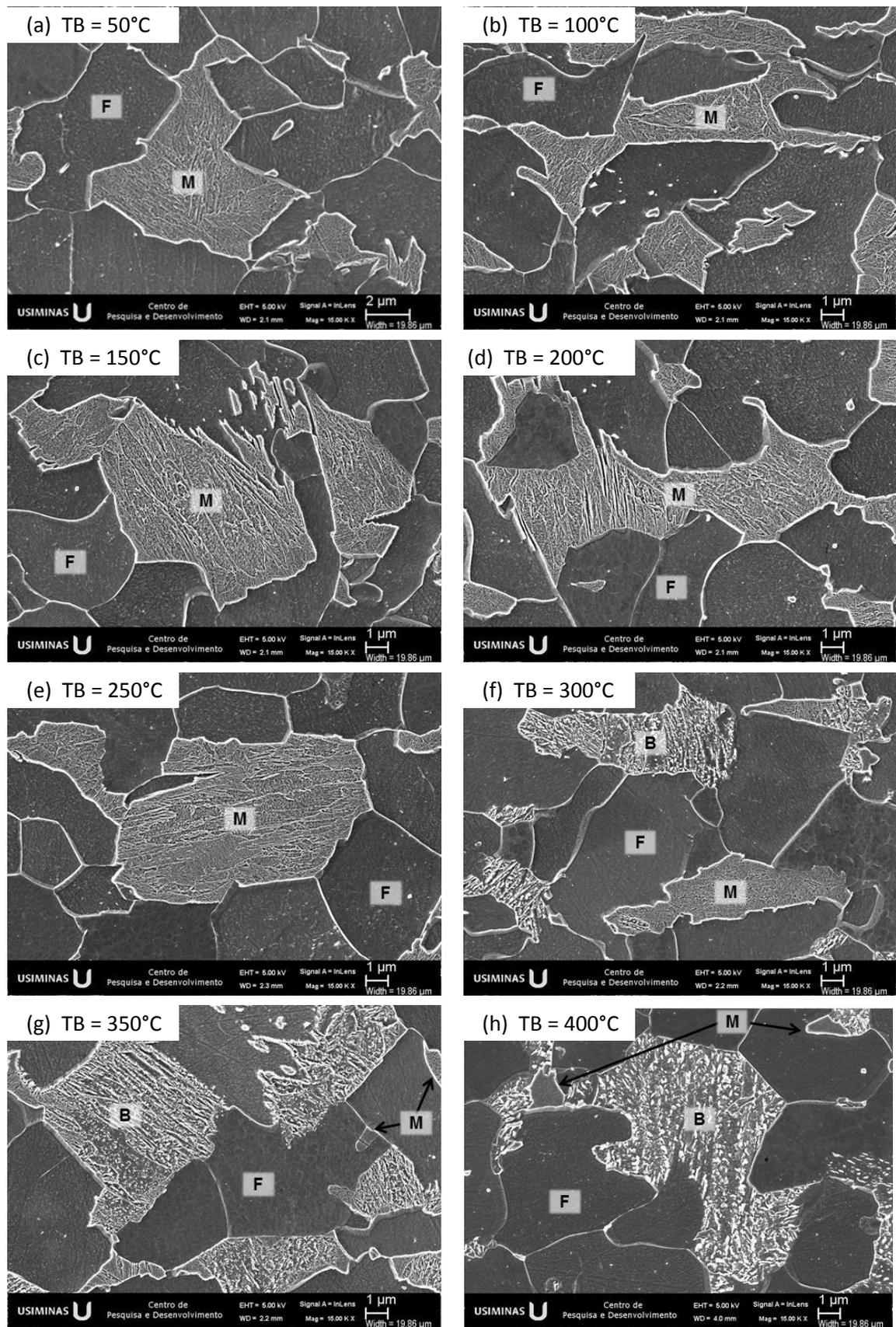


Figura 5.14 – Detalhe das microestruturas típicas obtidas nos resfriamentos com diferentes TBs. Ataque: nital 4%. MEV, aumento original 15.000X.

Os resultados de dureza apresentaram alinhamento com as alterações observadas nas curvas dilatométricas e microestruturas obtidas. De acordo com a tabela V.5 e figura 5.15, a dureza média apresenta uma tendência de queda contínua à medida que a TB aumenta, sendo essa queda mais lenta até TB igual a 250°C e mais acentuada para TBs acima desse valor. Nas micrografias do aço transformado abaixo de 300°C, observou-se predomínio da martensita nas ilhas de segunda fase, enquanto que para as temperaturas de bobinamento mais altas, inclusive para TB igual a 300°C, esse constituinte foi sendo gradativamente substituído pela bainita. Ressalta-se que quanto maior a TB dentro do campo martensítico, maior a possibilidade de auto-revenimento da martensita formada, cuja dureza tende a cair [35].

Tabela V.4 – Dureza medida nos CPs testados com diferentes TBs

TB (°C)		50	100	150	200	250	300	350	400
HV (5 kgf)	Média	217,6	210,4	215,4	208,0	211,7	198,3	190,7	181,7
	Desvio padrão	8,0	4,0	2,3	3,4	4,1	2,5	3,7	1,2

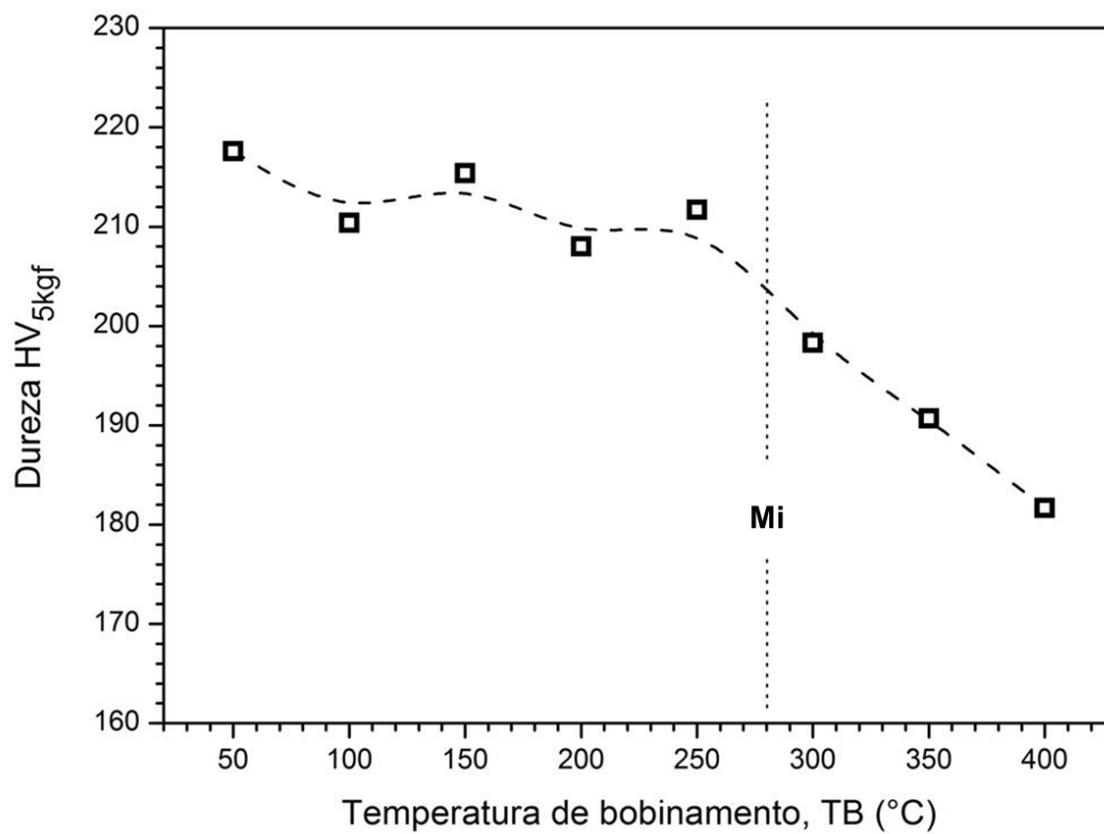


Figura 5.15 – Dureza média obtida nos CPs submetidos aos resfriamentos com diferentes TBs.

### **5.5 Efeito da microestrutura prévia sobre as transformações de fase no resfriamento**

Na figura 5.16 é apresentado o aspecto microestrutural dos ensaios com três combinações de temperatura e tempo de encharque, seguidos de resfriamento rápido. Com relação à microestrutura, revelada pelo ataque com reativo nital 4%, observa-se a presença de pouca ferrita e muita segunda fase, predominantemente formada por martensita, não sendo observada diferenças significativas entre as condições analisadas. Da mesma maneira se comportam os grãos da austenita prévia, revelados pelo ataque com ácido pícrico, para os quais também não se observou influência significativa das diferentes condições de encharque.

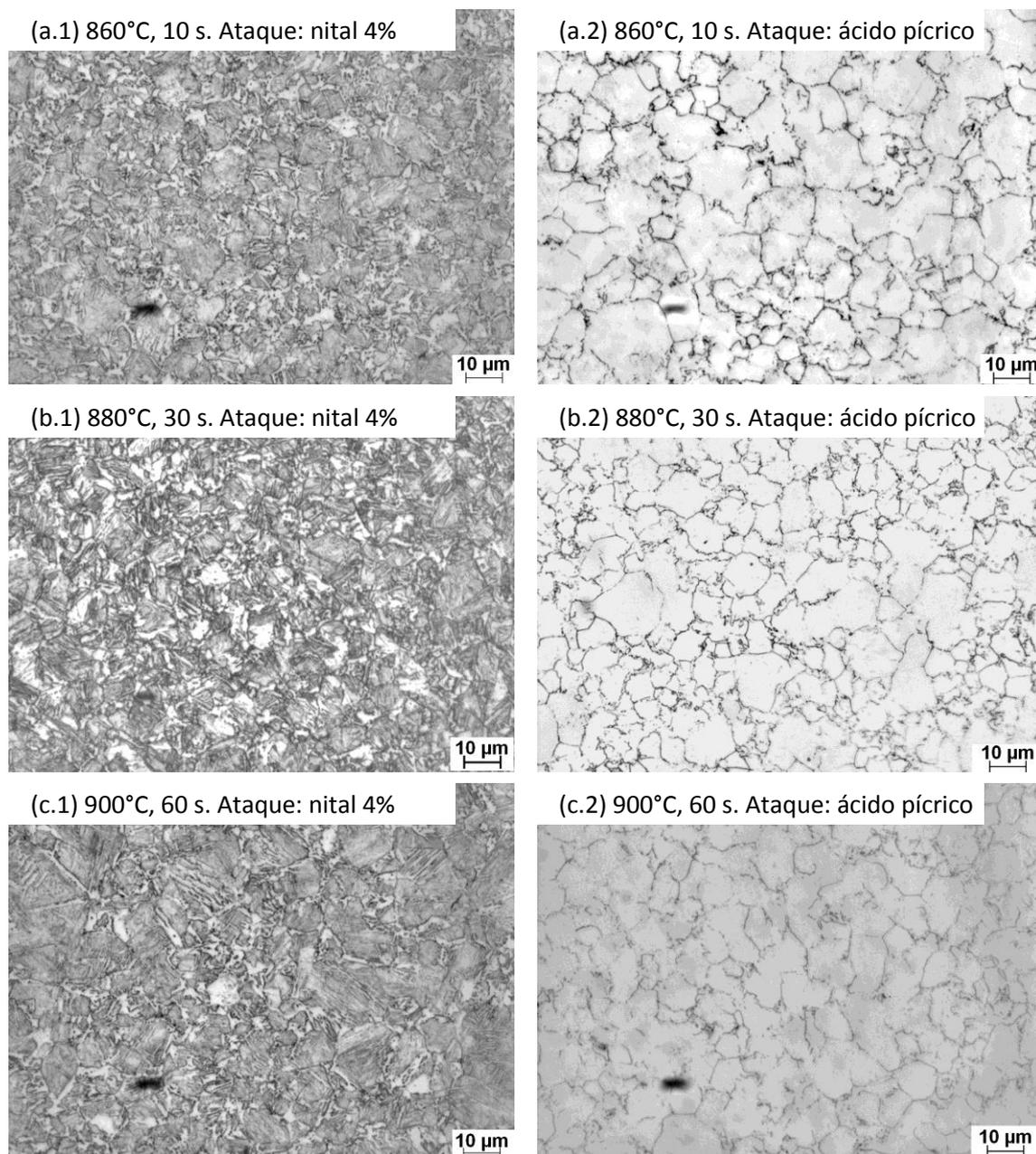


Figura 5.16 – Aspecto microestrutural para as diferentes condições de encharque seguido de resfriamento rápido. MO, aumento original 1.000X.

Em relação aos ensaios com aplicação dos ciclos térmicos completos de resfriamento é possível observar pela figura 5.17 que não houve alteração significativa entre as microestruturas em função das diferentes condições de encharque. Para todas as condições, as ilhas de segunda fase, predominantemente martensíticas e com formato

aproximadamente equiaxial, encontram-se bem distribuídas ao longo da matriz ferrítica

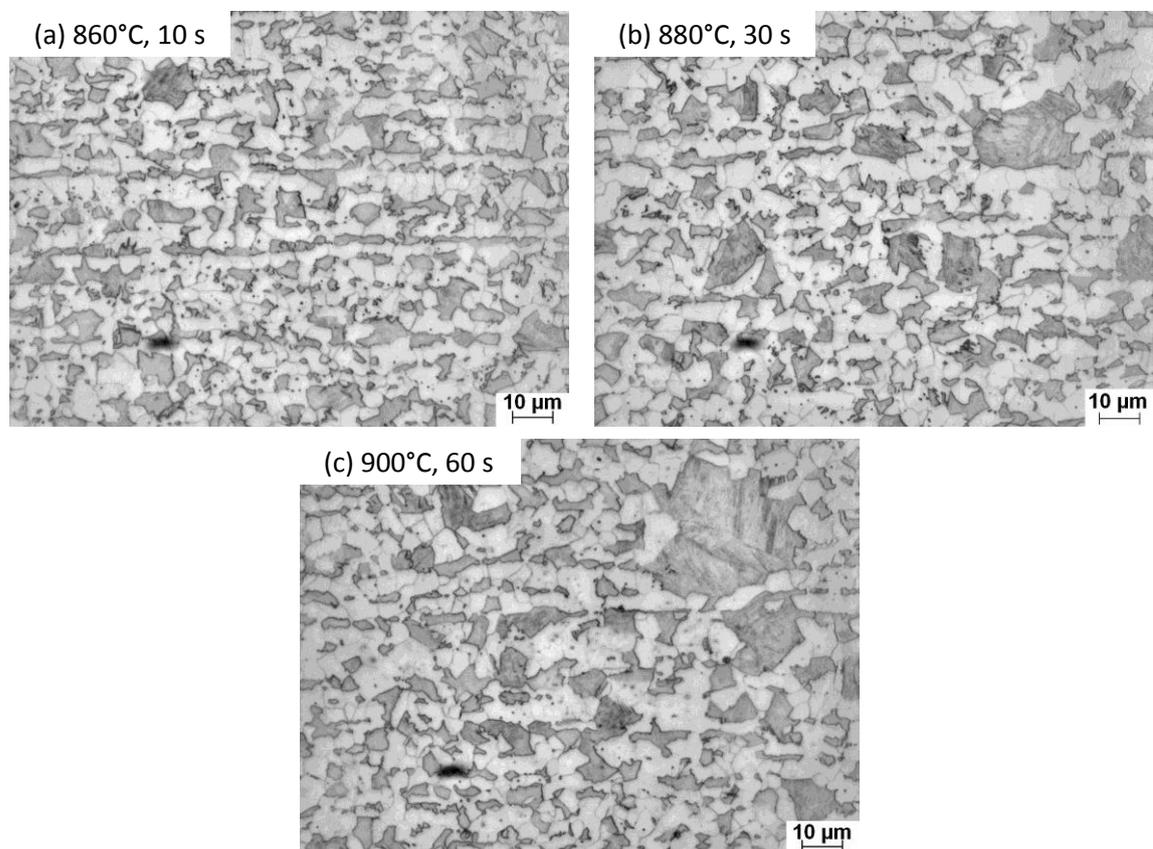


Figura 5.17 – Aspecto microestrutural para as diferentes condições de encharque seguido de ciclos térmicos completos de resfriamento. Ataque: nital 4%. MO, aumento original 1.000X.

Na tabela V.5 são apresentadas as frações volumétricas de ferrita e segunda fase, assim como os valores de dureza obtidos para as três combinações de temperatura e tempo de encharque com diferentes tipos de resfriamento. Tanto para a condição de resfriamento rápido, quanto para a aplicação de ciclos térmicos completos, a proporção das fases e os valores de dureza não apresentaram alteração significativa. Estes resultados corroboram as constatações realizadas sobre a microestrutura e reforçam o fato de que as variações realizadas nas condições de encharque tiveram pouco efeito tanto sobre a microestrutura prévia quanto sobre as transformações de fases no resfriamento [35].

Tabela V.5 – Percentual de fases e valores de dureza obtidos com a alteração das condições de encharque e condições de resfriamento

Encharque		Resfriamento	Ferrita (%)	Segunda fase (%)	Dureza (HV)
Temperatura (°C)	Tempo (s)				
860	10	Rápido	3,2	96,8	308
880	30		3,5	96,5	308
900	60		6,0	94,0	308
860	10	Ciclos térmicos completos	55,8	44,2	218
880	30		50,8	49,2	219
900	60		50,6	49,4	219

## 5.6 Diagramas TRC

O diagrama TRC do aço avaliado na condição totalmente austenítica, ou seja, com os resfriamentos aplicados logo após o encharque de 2 s a 880°C, é mostrado na figura 5.18 (a). Verifica-se a formação de ferrita, bainita e martensita para todos os resfriamentos com taxa entre 1°C/s e 100°C/s. Conforme mostrado na figura 5.18 (b), esses mesmos constituintes foram formados quando os resfriamentos foram aplicados após o patamar de 10 s a 680°C, ou seja, com cerca de 50% de austenita remanescente.

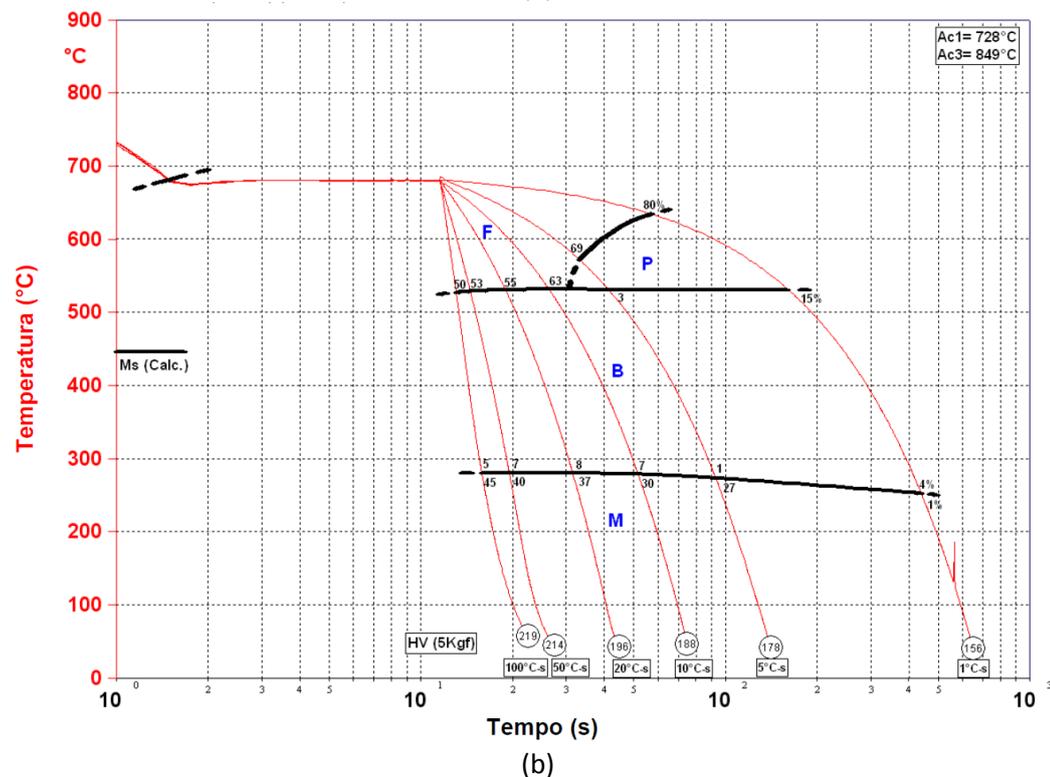
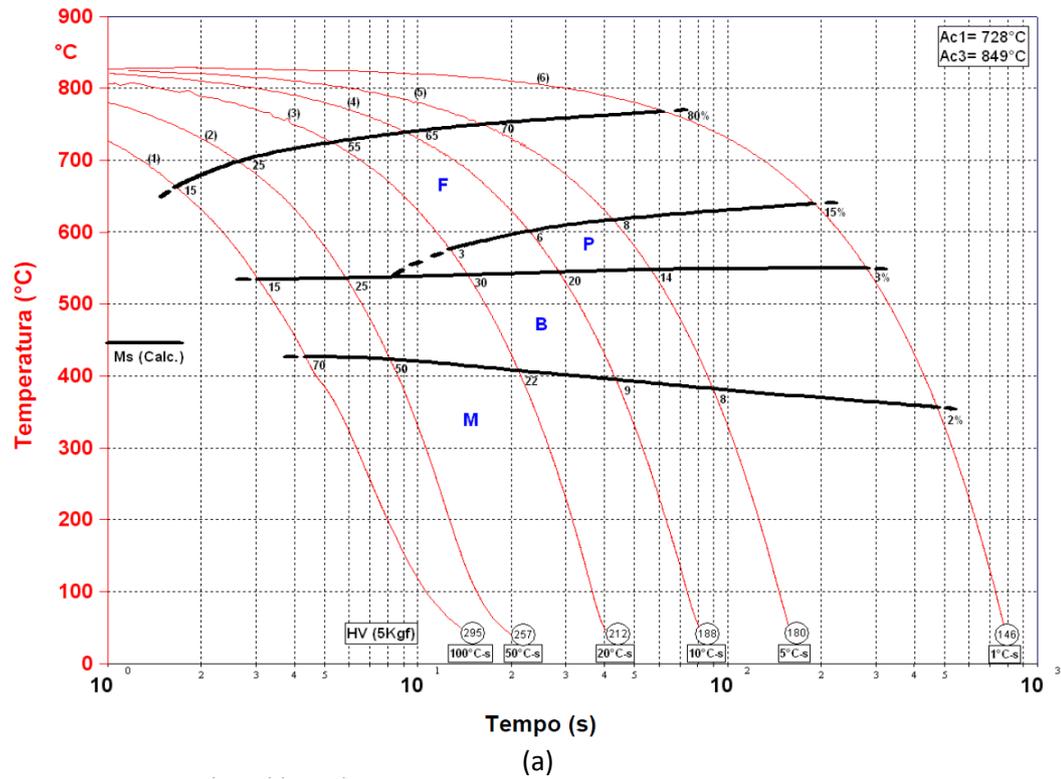


Figura 5.18 – Diagramas TRC para o aço avaliado com (a) 100% e (b) cerca de 50% de austenita.

A principal diferença entre os dois diagramas está no campo da martensita. A formação de cerca de 50% de ferrita durante o patamar isotérmico, com o consequente aumento

da quantidade de carbono na austenita remanescente, provocou uma redução de mais de  $100^{\circ}\text{C}$  na temperatura  $M_i$ . Além disso, verificou-se que o enriquecimento da austenita também provocou um atraso na formação de perlita que na figura 5.18 (a) foi observada para as taxas de resfriamento entre  $1^{\circ}\text{C/s}$  e  $20^{\circ}\text{C/s}$  e na figura 5.18 (b) apenas para  $1^{\circ}\text{C/s}$  e  $5^{\circ}\text{C/s}$ . Esses resultados confirmam o efeito importante do patamar intermediário sobre a obtenção da microestrutura bifásica visada para o aço avaliado logo após a laminação a quente e o bobinamento.

## 6 CONCLUSÕES

Os resultados obtidos no trabalho mostraram que a temperatura intermediária (TI) possui forte influência na velocidade das transformações de fases. Quanto mais baixa a TI, maior foi a velocidade de formação e a quantidade de ferrita, afetando a quantidade de austenita remanescente, que se enriqueceu de carbono durante o tempo de permanência no patamar isotérmico, e, conseqüentemente, a microestrutura e dureza do aço. Entretanto, para valores muito baixos de TI aumenta-se o risco de formação de perlita no patamar, conforme foi observado para a TI de 620°C.

O tempo de permanência no patamar isotérmico ( $t_p$ ) também possui forte influência na quantidade de ferrita formada e, conseqüentemente, na microestrutura e dureza do aço. A velocidade de formação da ferrita é significativamente maior nos momentos iniciais (1 – 5 s), quando se forma proporcionalmente a maior quantidade de ferrita, e diminuiu ao longo do patamar.

A variação da TB não apresentou alteração significativa na quantidade e na morfologia da ferrita. Por outro lado, para TBs acima de 250°C observou-se uma substituição gradual da martensita por bainita que, adicionalmente ao efeito do autorevenimento para TBs mais altas, contribuiu para a redução dos valores de dureza obtidos na microestrutura final.

Os resultados de dureza apresentaram correlação com as frações volumétricas de fases observadas nas microestruturas. Observou-se uma redução dos valores de dureza com o aumento da proporção de ferrita e redução da quantidade de segunda fase.

As diferentes condições de encharque analisadas não apresentaram efeito significativo sobre os grãos da austenita prévia e microestrutura do material, não sendo observadas alterações significativas na proporção de fases e valores de dureza, tanto para a condição de resfriamento rápido, quanto para a aplicação de ciclos térmicos completos.

A formação de cerca de 50% de ferrita durante o tempo de permanência de 10 s no patamar intermediário de 680°C, com o conseqüente enriquecimento de carbono na austenita remanescente, provocou uma redução de mais de 100°C na temperatura  $M_i$  e atrasou a formação de perlita, contribuindo para a formação da microestrutura bifásica visada para o aço avaliado.

## **7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

A seguir são apresentadas algumas sugestões para futuros estudos:

- Aplicar em escala industrial os conhecimentos adquiridos nesse estudo.
- Estudar o efeito do tempo de permanência no patamar isotérmico nas propriedades mecânicas em tração dos aços bifásicos laminados a quente.
- Estudar a influência, em escala industrial, da temperatura de acabamento na microestrutura e propriedades mecânicas do aço bifásico laminado a quente da classe de resistência de 800 MPa.

## 8 REFERÊNCIAS

- [1] DENG, Yonggang; DI, Hongshuang; MISRA, R. D. K. Microstructure–mechanical property relationship in hot-rolled high-Al-low-Si dual-phase steel. *Ironmaking & Steelmaking*, p. 1-7, 2017.
- [2] TASAN, Cemal Cem et al. An overview of dual-phase steels: advances in microstructure-oriented processing and micromechanically guided design. *Annual Review of Materials Research*, v. 45, p. 391-431, 2015.
- [3] KEELER, Stuart; KIMCHI, Menachem; MOONEY, Peter. *Advanced high-strength steels application guidelines v 6*. WorldAutoSteel, 2017.
- [4] TAUB, Alan I.; LUO, Alan A. Advanced lightweight materials and manufacturing processes for automotive applications. *MRS Bulletin*, v. 40, n. 12, p. 1045-1054, 2015.
- [5] BHADESHIA, Harry; HONEYCOMBE, Robert. *Steels: microstructure and properties*. Butterworth-Heinemann, 2017.
- [6] LI, Cheng-Ning et al. Precipitation behavior and mechanical properties of a hot rolled Ti-bearing dual phase steel. *Materials Science and Engineering: A*, v. 673, p. 213-221, 2016.
- [7] LI, Cheng-Ning et al. The impact of thermo-mechanical controlled processing on structure-property relationship and strain hardening behavior in dual-phase steels. *Materials Science and Engineering: A*, v. 662, p. 100-110, 2016.
- [8] LLEWELLYN, D. T.; HILLIS, D. J. Dual phase steels. *Ironmaking & Steelmaking*, v. 23, n. 6, p. 471-478, 1996.
- [9] M. Dzedzic, S. Turczyn, *Rolling of Advanced High Strength Steels for Automotive Industry*. In *METAL 2012: 21st International Conference on Metallurgy and Materials*. Ostrava: TANGER, 2012.
- [10] COLDREN, Arthur P.; TITHER, Geoffrey; DOANE, Douglas V. Dual-phase hot-rolled steel strip. U.S. Patent n. 4,072,543, 7 fev. 1978.
- [11] ROCHA, R. O. *Influência de Variáveis de Recozimento Contínuo na Morfologia dos Constituintes de Aços Bifásicos Laminados a Frio da Classe Limite de Resistência de 600 MPa*. Belo Horizonte: Tese de Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, 2004. 141 p.
- [12] MEIN, A. et al. The influence of aluminium on the ferrite formation and microstructural development in hot rolled dual-phase steel. *Materials Characterization*, v. 64, p. 69-78, 2012.

- [13] ALLAM, Tarek; BLECK, Wolfgang. Development of a New Concept for Hot-Rolled Weathering–DP Steel: Thermo-mechanical Simulation, Microstructure Adjustment, and Mechanical Properties. *steel research international*, v. 87, n. 1, p. 68-78, 2016.
- [14] SOUZA, M.V.G., MELO, T.M.F., ANDRADE, G.M., GRITTI, J.A., COSTA, J.A. Desenvolvimento de aço bifásico ferrita-martensita para aplicação em rodas. In: SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO, 34, 1997. São Paulo: ABM, 1997. p. 27-40.
- [15] CHEN, H. C.; ERA, H.; SHIMIZU, M. Effect of phosphorus on the formation of retained austenite and mechanical properties in Si-containing low-carbon steel sheet. *Metallurgical Transactions A*, v. 20, n. 3, p. 437-445, 1989.
- [16] HELLER, T.; NUSS, A. Effect of alloying elements on microstructure and mechanical properties of hot rolled multiphase steels. *Ironmaking & steelmaking*, v. 32, n. 4, p. 303-308, 2005.
- [17] GOTO, Sota; KAMI, Chikara; KAWAMURA, Shuji. Effect of alloying elements and hot-rolling conditions on microstructure of bainitic-ferrite/martensite dual phase steel with high toughness. *Materials Science and Engineering: A*, v. 648, p. 436-442, 2015.
- [18] MORAES, Edney Amaral. Influência das temperaturas de recozimento contínuo na microestrutura e nas propriedades mecânicas de aço bifásico galvanizado da classe de resistência de 980 MPa. 2015. Dissertação de Mestrado. Programa de Pós Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, 2015. 97p.
- [19] GUIMARÃES, Gislân William. Efeito dos parâmetros de recozimento contínuo na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço revestido por imersão a quente da classe de resistência de 800 MPa. Dissertação de Mestrado. Programa de Pós Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, 2014. 98p.
- [20] TAMARELLI, Carrie M. The evolving use of advanced high-strength steels for automotive applications. Southfield Michigan: [www. autosteel. org](http://www.autosteel.org) Steel Market Development Institute, 2011.
- [21] MOHRBACHER, Hardy. Advanced metallurgical concepts for DP steels with improved formability and damage resistance. In: Proceedings of the international symposium on new developments in advanced high-strength sheet steels, Vail, AIST. 2013.
- [22] SARWAR, M.; PRIESTNER, R. Influence of ferrite-martensite microstructural morphology on tensile properties of dual-phase steel. *Journal of Materials Science*, v. 31, n. 8, p. 2091-2095, 1996.
- [23] KRAUSS, George. *Steels: processing, structure, and performance*. Asm International, 2015.

- [24] SUN, Shoujin; PUGH, Martin. Properties of thermomechanically processed dual-phase steels containing fibrous martensite. *Materials Science and Engineering: A*, v. 335, n. 1-2, p. 298-308, 2002.
- [25] NING, Lin-xin et al. Effect of Laminar Cooling on Phase Transformation Evolution in Hot Rolling Process. *Journal of iron and steel research, International*, v. 17, n. 10, p. 28-32, 2010.
- [26] DE AVELAR JUNIOR, Ailton Ribeiro. Influência das condições de laminação a quente nas propriedades mecânicas de um aço ARBL da classe 700 MPa de limite de escoamento. Dissertação de Mestrado. Programa de Pós Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, 2013. 65p.
- [27] SCHEMMANN, Lars et al. Alloying effects on microstructure formation of dual phase steels. *Acta Materialia*, v. 95, p. 386-398, 2015.
- [28] BARBOSA, Jônatas Venancio. Estudo do amaciamento de um aço ultrabaixo carbono microligado ao titânio após deformação a quente e a morno. Belo Horizonte: Dissertação de Mestrado. Programa de Pós Graduação em Engenharia Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, 2019. 94p.
- [29] DE ANDRÉS, C. Garcia et al. Application of dilatometric analysis to the study of solid–solid phase transformations in steels. *Materials Characterization*, v. 48, n. 1, p. 101-111, 2002.
- [30] ARAUJO, Sílvio Dias. Avaliação da influência das condições de superenvelhecimento na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço bifásico produzido por recozimento contínuo. Belo Horizonte: Dissertação de Mestrado. Programa de Pós Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, 2013. 81p.
- [31] DENÚBILA, Danilo de C. Efeito da temperatura de bobinamento nas propriedades mecânicas e microestrutura de um aço multiconstituído da classe de 800 MPa de limite de resistência para aplicação em rodas automotivas. Belo Horizonte: Dissertação de Mestrado. Programa de Pós Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, 2015. 89p.
- [32] GORNI, Antonio Augusto. Efeito da temperatura de acabamento e velocidade de resfriamento sobre a microestrutura e propriedades mecânicas de um aço bifásico. Dissertação de Mestrado. Universidade de São Paulo, 1989. 184 p.
- [33] TAN, Wen et al. Effects of TMCP parameters on microstructure and mechanical properties of hot rolled economical dual phase steel in CSP. *Journal of Iron and Steel Research International*, v. 19, n. 6, p. 37-41, 2012.

- [34] DOS SANTOS, Antonio Adel. Modelamento da transformação de fases de aços de alta resistência microligados ao Nb durante resfriamento após laminação em tiras a quente, 2007. 293p.
- [35] GORNI, Antonio Augusto. Aços avançados de alta resistência: microestrutura e propriedades mecânicas. Corte e Conformação de Metais, v. 4, n. 44, p. 26-57, 2008.