

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

**Dissertação de Mestrado**

“Influência das temperaturas de recozimento contínuo na microestrutura  
e nas propriedades mecânicas de aço bifásico  
galvanizado da classe de resistência de 980 MPa”

Autor: Edney Amaral Moraes  
Orientador: Prof. Dagoberto Brandão Santos

Dezembro de 2014

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

Edney Amaral Moraes

INFLUÊNCIA DAS TEMPERATURAS DE RECOZIMENTO CONTÍNUO NA  
MICROESTRUTURA E NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇO BIFÁSICO  
GALVANIZADO DA CLASSE DE RESISTÊNCIA DE 980 MPa

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em  
Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais

Área de concentração: Metalurgia Física  
Orientador: Prof. Dagoberto Brandão Santos

Belo Horizonte  
Escola de Engenharia da UFMG  
Dezembro de 2014

À minha família

**AGRADECIMENTOS:**

Agradeço a todos que contribuíram na elaboração deste trabalho e, em particular:

Ao professor Dagoberto Brandão Santos, pela orientação;

À Usiminas, pela oportunidade de realização deste trabalho;

À Roberta de Oliveira Rocha, pelas sugestões e orientações;

Ao Ivan de Castro, Fernando de Souza Costa e demais colegas do Centro de Tecnologia da Usiminas, pelo apoio, sugestões, e experimentos de caracterizações e simulações;

Aos colegas do Controle Integrado, pelo apoio;

## SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	vii
LISTA DE TABELAS.....	ix
LISTA DE NOTAÇÕES.....	x
RESUMO.....	xi
ABSTRACT.....	xii
1. INTRODUÇÃO.....	01
2. OBJETIVOS.....	03
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	04
3.1. Definição e principais características de aços bifásicos.....	04
3.2. Propriedades mecânicas em aços bifásicos.....	08
3.2.1. Expoente de encruamento.....	10
3.2.2. Limite de escoamento e limite de resistência.....	11
3.2.3. Ductilidade.....	14
3.3. Composição química de aços bifásicos.....	16
3.4. Recozimento contínuo de aços bifásicos.....	26
3.4.1. Recristalização da ferrita.....	27
3.4.2. Formação da austenita.....	31
3.4.3. Transformação da austenita.....	35
3.4.3.1. Propriedade mecânica em função da fração volumétrica e temperabilidade da austenita e da microestrutura final.....	36

3.4.3.2. Formação da nova ferrita.....	41
4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	44
4.1. Material.....	44
4.2. Simulação de recozimento intercrítico.....	45
4.3. Caracterização microestrutural.....	52
4.4. Avaliação das propriedades mecânicas.....	52
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	54
5.1. Material como laminado a quente e a frio.....	54
5.2. Evolução microestrutural durante recozimento contínuo.....	57
5.2.1. Região de aquecimento.....	57
5.2.2. Região de encharque.....	63
5.2.3. Região de resfriamento lento.....	65
5.3. Microestrutura após ciclo térmico completo.....	69
5.4. Relação da microestrutura com as propriedades mecânicas.....	75
6. CONCLUSÕES.....	89
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	91
8. REFERÊNCIAS.....	92

## LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 – Curva tensão de engenharia em função da deformação de engenharia para um aço alta resistência baixa liga (HSLA) e outro <i>dual phase</i> (DP), (WorldAutoSteel, 2009).....	04
Figura 3.2 – Alongamento em função do limite de resistência de diferentes classes de aços (WorldAutoSteel, 2009).....	06
Figura 3.3 – Representação esquemática da estrutura de carroceria veicular ilustrando a utilização de aço de alta resistência mecânica (WorldAutoSteel, 2011).....	06
Figura 3.4 – Curva tensão-deformação para aço bifásico separando por seus três estágios (Hüper <i>et al.</i> , 1999).....	09
Figura 3.5 – Valores típicos de expoente de encruamento para aços bifásicos e outros de alta resistência (Llewellyn e Hillis, 1996).....	11
Figura 3.6 – Relação entre LE, LR e Alongamento e volume percentual de martensita (Cho <i>et al.</i> , 2011).....	12
Figura 3.7 – Variação do limite de escoamento em função do teor de martensita (Speich, 1981).....	14
Figura 3.8 – Efeito da fração volumétrica da martensita no LE e LR para um aço bifásico (Movahed <i>et al.</i> , 2009).....	15
Figura 3.9 – Variação do alongamento total em função do limite de resistência e percentual de segunda fase (martensita/ bainita - MLB) (Cho <i>et al.</i> , 2011).....	16
Figura 3.10 – Efeito de alguns elementos de liga sobre transformações que ocorrem durante o recozimento intercrítico de aços multifásicos (Bleck, 2002).....	17
Figura 3.11 – Efeito de elementos de liga no limite de resistência (LR) de aços bifásicos revestidos (Iwana <i>et al.</i> , 2004).....	18
Figura 3.12 – Efeito da adição de B e Mo na microestrutura de aço bifásico (Iwana <i>et al.</i> , 2004).....	19
Figura 3.13 – Curva tensão-deformação para o aço com e sem adição de Mo (Han <i>et al.</i> , 2011).....	20
Figura 3.14 – Propriedades mecânicas para os aços com e sem adição de Mo (Han <i>et al.</i> , 2011).....	21
Figura 3.15 – Micrografia via TEM mostrando finos precipitados de NbC (Cho <i>et al.</i> , 2011).....	22
Figura 3.16 – Diagrama Fe-C mostrando variação do teor de carbono para alta e baixa temperatura intercrítica de recozimento (Llewellyn e Hillis, 1996).....	24
Figura 3.17 – Influência dos elementos Cr e Mn no diagrama Fe-C (Pichler, 1999).....	24
Figura 3.18 – Influência dos teores de (a) Cr e (b) Mn nas transformações de perlita e ferrita, diagrama CCT, C=0,65% (Pichler, 1999).....	25
Figura 3.19 – Influência do teor de C nas transformações de perlita e bainita, diagrama CCT, Mn=1,5% e Cr=0,75% (Pichler, 1999).....	25
Figura 3.20 – Efeito do Si na fração da martensita e nos valores de LE, LR e LE/LR de um aço C-Mn (Hironaka, citado por Drummond, 2012).....	26
Figura 3.21 – Variação do percentual em volume da martensita com a temperatura de recristalização para as amostras resfriadas em água e ao ar (Drummond, 2012).....	27
Figura 3.22 - Esquema do ciclo de recozimento contínuo empregado tipicamente na fabricação de aços bifásicos (Costa, 2012).....	28

Figura 3.23 – Cinética de recristalização da ferrita para dadas temperaturas (a) e comportamento de recristalização da ferrita para dadas taxas de aquecimento (b) (Huang <i>et al.</i> , 2004).....	29
Figura 3.24 – Fração recristalizada de ferrita em função da temperatura e taxa de aquecimento (Rocha, 2004).....	30
Figura 3.25 – Evolução de dureza para amostras temperadas a partir de diferentes temperaturas e duas microestruturas iniciais (Melo <i>et al.</i> , 2008).....	31
Figura 3.26 – Microestrutura da amostra temperada a partir de 680°C. Ataque Nital (Melo <i>et al.</i> , 2008).....	32
Figura 3.27 – Evolução da fração de austenita em função do tempo para duas microestruturas iniciais e diferentes temperaturas de encharque (Melo <i>et al.</i> , 2008).....	34
Figura 3.28 – Microestruturas obtidas para várias temperaturas intercríticas. (a) 720°C, (b) 780°C, (c) 840°C (Kuang <i>et al.</i> , 2009).....	35
Figura 3.29 - Representação esquemática da morfologia da austenita obtida para duas taxas de aquecimento, 10K/s e 50K/s (Mohanty <i>et al.</i> , 2011).....	37
Figura 3.30 – Limite de resistência (a) e limite de escoamento (b) em função da temperatura de encharque (Mohanty <i>et al.</i> , 2011).....	39
Figura 3.31 – Micrografia via MEV mostrando a presença de carbonetos não dissolvidos na temperatura de 740°C (a) e já dissolvidos na temperatura de 770°C (b), $\alpha$ =ferrita, $\alpha'$ =martensita (Garcia <i>et al.</i> , 2011).....	40
Figura 3.32 – Fração volumétrica de austenita em função da temperatura intercrítica para três composições químicas de aços bifásicos, curva 1 representa estimativa de <i>equilibrium</i> e curva 2 estimativa para o <i>paraequilibrium</i> da austenita (Priestner e Ajmal, 1987).....	41
Figura 3.33 – Influência da temperatura de têmpera e taxa de resfriamento nos valores de LE e LR (Pichler <i>et al.</i> , 1999) .....	42
Figura 4.1 – Esquema do fluxo de produção de aço com os locais de amostragem para as caracterizações e simulações.....	45
Figura 4.2 – Região de retirada das amostras na condição de laminado a frio (amostras BFH) utilizadas na simulação via Gleeble.....	46
Figura 4.3 – Esquema do ciclo de recozimento completo para produção de revestimento Zn-Fe (GA) utilizados na simulação via Gleeble.....	46
Figura 4.4 – Esquema de simulação dos ciclos completos variando a temperatura de encharque em 720°C, 750°C, 780°C, 810°C e 840°C.....	47
Figura 4.5 – Esquema de simulação dos ciclos completos variando a temperatura de fim de resfriamento lento em 730°C, 700°C, 670°C, 640°C e 610°C.....	48
Figura 4.6 – Esquema das simulações realizadas de interrupção do ciclo durante a etapa de aquecimento a partir das temperaturas de 500°C, 600°C, 620°C, 640°C, 660°C, 680°C e 700°C.....	49
Figura 4.7 – Esquema das simulações realizadas de interrupção do ciclo durante a etapa de encharque para as temperaturas de 750°C, 780°C e 810°C.....	50
Figura 4.8 – Esquema das simulações realizadas de interrupção do ciclo durante a etapa de resfriamento lento com as temperaturas iguais a 730°C, 700°C, 670°C, 640°C e 610°C e a temperatura de encharque igual a 780°C.....	50
Figura 4.9 - Esquema de ensaios realizados no dilatômetro com o objetivo de levantar as temperaturas $A_{c1}$ e $A_{c3}$ .....	51
Figura 4.10 – Formato do CP utilizado no ensaio de tração após simulação na Gleeble (ASTM A370 – 12a, 2012).....	52

Figura 5.1 – Aspecto microestrutural após laminação a quente. MO. Nital 4%.....	54
Figura 5.2 – Aspecto microestrutural após laminação a quente. MEV. Nital 4%.....	55
Figura 5.3 – Aspecto microestrutural após laminação a frio. MO. Nital 4%.....	55
Figura 5.4 – Aspecto microestrutural após laminação a frio. MO. Metabissulfito.....	56
Figura 5.5 – Aspecto microestrutural após laminação a frio. MEV. Nital 4%.....	56
Figura 5.6 – Evolução microestrutural na região de aquecimento após resfriamento brusco a partir da temperatura de (a) 500°C, (b) 600°C, (c) 620°C, (d) 640°C, (e) 660°C, (f) 680°C, (g) 700°C e (h) 720°C. MEV. Nital 4%.....	59
Figura 5.7 – Ampliação da condição mostrada na figura 5.6(h). T=720°C. MEV. Nital 4%.....	63
Figura 5.8 – Aspecto microestrutural na região de encharque. Sendo: (a) início do encharque a 750°C, (b) fim do encharque a 750°C, (c) início do encharque a 780°C, (d) fim do encharque a 780°C, (e) início do encharque a 810°C, (f) fim do encharque a 810°C. MEV. Nital 4%.....	64
Figura 5.9 – Aspecto microestrutural congelando a condição após o resfriamento lento e com a temperatura de encharque de 780°C. Sendo a temperatura final de resfriamento lento igual a: (a) 610°C, (b) 640°C, (c) 670°C, (d) 700°C e (e) 730°C. MEV. Nital 4%.....	66
Figura 5.10 – Aspecto microestrutural congelando a condição após o resfriamento lento e com a temperatura de encharque de 810°C. Sendo a temperatura final de resfriamento lento igual a: (a) 610°C, (b) 640°C, (c) 670°C, (d) 700°C e (e) 730°C. MEV. Nital 4%.....	68
Figura 5.11 – Aspecto microestrutural após ciclo de recozimento contínuo completo variando a temperatura de encharque em (a) 720°C, (b) 750°C, (c) 780°C, (d) 810°C e (e) 840°C. MO. Nital 4%.....	70
Figura 5.12 – Aspecto microestrutural após ciclo de recozimento contínuo completo variando a temperatura de encharque em (a) 720°C, (b) 750°C, (c) 780°C, (d) 810°C e (e) 840°C. MEV. Nital 4%.....	71
Figura 5.13 – Efeito da temperatura de encharque na fração de ferrita e segunda fase..	72
Figura 5.14 – Aspecto microestrutural após ciclo de recozimento contínuo completo variando a temperatura de fim de resfriamento lento em (a) 610°C, (b) 640°C, (c) 670°C, (d) 700°C e (e) 730°C. MO. Nital 4%.....	73
Figura 5.15 – Aspecto microestrutural após ciclo de recozimento contínuo completo variando a temperatura de fim de resfriamento lento em (a) 610°C, (b) 640°C, (c) 670°C, (d) 700°C e (e) 730°C. MEV. Nital 4%.....	74
Figura 5.16 – Efeito da temperatura de fim de resfriamento lento na fração de ferrita e segunda fase.....	75
Figura 5.17 – Variação do limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR) e relação elástica (LE/LR) com a temperatura de encharque.....	77
Figura 5.18 – Variação do alongamento e do expoente de encruamento em função da temperatura de encharque.....	78
Figura 5.19 – Variação do limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR) e relação elástica (LE/LR) com a temperatura de fim de resfriamento lento.....	79
Figura 5.20 – Variação do alongamento e do expoente de encruamento com a temperatura de fim de resfriamento lento.....	80
Figura 5.21 – Reapresentação das figuras 5.8(d), 5.15(c) e 5.12(c), sendo: (a) final do encharque com TE=780°C, (b) final do resfriamento lento com TE=780°C e	

TRL=670°C e (c) após ciclo completo com TE=780°C e TRL=670°C. MEV. Nital 4%.....	81
Figura 5.22 – Aspecto microestrutural mostrando precipitados associados ao boro nos contornos de grãos austeníticos. (a) Maitrepierre <i>et al.</i> (1975) e (b) Asahi (2002).....	83
Figura 5.23 – Variação dimensional do corpo de prova em ensaio dilatométrico, as setas indicam as temperaturas de início e fim da formação da austenita.....	83
Figura 5.24 – Variação dimensional do corpo de prova durante resfriamento simulando o ciclo completo, após encharque a (a) 780°C, (b) 810°C e (c) 840°C.....	86
Figura 5.25 – Diagrama de transformação em resfriamento contínuo a partir da temperatura de encharque intercrítico de 780°C.....	87
Figura 5.26 – Diagrama de transformação em resfriamento contínuo a partir da temperatura de encharque intercrítico de 810°C.....	88

**LISTA DE TABELAS**

Tabela III.1 – Microestruturas e propriedades mecânicas para cada tipo de aço bifásico da classe de 980 MPa de resistência.....	08
Tabela IV.1 – Composição química do aço (% em peso).....	44
Tabela IV.2 – Parâmetros das simulações dos ciclos completos de recozimento intercrítico.....	47
Tabela V.1 – Valores de limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR) e relação elástica (LE/LR) obtidos na simulação do ciclo completo variando a temperatura de encharque (TE).....	76
Tabela V.2 – Valores de alongamento uniforme e total e expoente de encruamento (n) obtidos na simulação do ciclo completo variando a TE.....	77
Tabela V.3 – Valores de limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR) e relação elástica (LE/LR) obtidos na simulação do ciclo completo variando a temperatura de fim de resfriamento lento (TRL).....	79
Tabela V.4 – Valores de alongamento uniforme e total e expoente de encruamento (n) obtidos na simulação do ciclo completo variando a TRL.....	80
Tabela V.5 – Temperaturas $A_{c1}$ e $A_{c3}$ .....	84

## LISTA DE NOTAÇÕES

$\alpha$  = ferrita

M,  $\alpha'$  = martensita

$\gamma$  = austenita

B = bainita

RA = austenita retida

DP = *dual phase*, bifásico

$A_1$  = temperatura de transformação eutetóide ( $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ )

$Ac_1$  = temperatura de transformação eutetóide ( $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ ), no aquecimento

$A_3$  = temperatura de transformação austenítica ( $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma$ )

$Ac_3$  = temperatura de transformação austenítica ( $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma$ ), no aquecimento

T = temperatura

$T_{An}$  = temperatura de encharque

$T_Q$  = temperatura de têmpera

t = tempo

LE,  $R_{p0,2}$  = limite de escoamento

LR,  $R_m$  = limite de resistência

$A_{50}$  = alongamento

ARBL = alta resistência, baixa liga

HSLA = *high strength low alloy*, alta resistência, baixa liga

BH = *bake hardenable*, endurecível pela cura da pintura em estufa

MO = microscopia óptica

MEV = microscopia eletrônica de varredura

MET = microscopia eletrônica de transmissão

n = expoente de encruamento

R = coeficiente de anisotropia

$f_V$  = fração volumétrica

V = velocidade de processamento da tira

$LE_\alpha$  = limite de escoamento da ferrita

$f_{V\alpha}$  = fração volumétrica da ferrita

$LR_M$  = limite de resistência da martensita

$f_{VM}$  = fração volumétrica da martensita

TE = temperatura de encharque

TRL = temperatura de fim de resfriamento lento

## RESUMO

Aços bifásicos ou *dual phase* constituem uma família de aços de alta resistência caracterizados pela microestrutura composta por um segundo constituinte duro, geralmente martensita, dispersa na matriz ferrítica. Os aços bifásicos são fortemente dependentes da microestrutura para atender às necessidades na sua aplicação, e fundamentalmente as propriedades mecânicas requeridas. Além dos parâmetros associados à laminação a quente e laminação a frio, em conjunto com a composição química, o processo de recozimento contínuo intercrítico afeta diretamente a formação microestrutural e por consequência as propriedades mecânicas. Nesse trabalho foi avaliado, via simulador termomecânico Gleeble, o efeito da variação de dois parâmetros de recozimento intercrítico na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço bifásico da classe de 980 MPa (DP980), a saber: temperatura de encharque (TE) e temperatura de fim de resfriamento lento (TRL). Foram avaliadas cinco temperaturas de encharque, 720°C, 750°C, 780°C, 810°C, e 840°C, fixando a temperatura de fim de resfriamento lento em 670°C. Posteriormente, para a temperatura de encharque de 780°C foram testadas cinco temperaturas de fim de resfriamento lento, 610°C, 640°C, 670°C, 700°C e 730°C. Com o objetivo de avaliar a evolução da microestrutura durante as etapas de aquecimento, encharque e resfriamento lento foram realizados ensaios interrompidos, mediante o emprego de altas taxas de resfriamento dos corpos de prova. As temperaturas testadas na região de aquecimento foram de 500°C, 600°C, 620°C, 640°C, 660°C, 680°C e 700°C. Para as temperaturas de encharque de 750°C, 780°C e 810°C os ensaios foram interrompidos no início e no fim do encharque para avaliação microestrutural. Análises via microscopia óptica e eletrônica de varredura (MEV) revelaram que a primeira variação microestrutural na região de aquecimento foi a esferoidização de carbonetos e, posteriormente, a recristalização da ferrita, que se iniciou aproximadamente na temperatura de 660°C. Na temperatura de 720°C toda a ferrita já se encontrava recristalizada e os primeiros núcleos da austenita foram observados nos contornos de grãos ferríticos. Na região de encharque foi observado que quanto maior o tempo e a temperatura, maior a fração de austenita formada. Observou-se aumento do limite de escoamento e limite de resistência com o aumento da temperatura de encharque. O alongamento total, alongamento uniforme e expoente de encruamento apresentaram tendência de queda com o aumento da temperatura de

encharque. O aumento da resistência mecânica e redução da ductilidade foram devidos ao aumento da fração do segundo constituinte (considerando a soma de bainita, martensita e MA), variando de 14% a 54% para as temperaturas de encharque de 720°C e 840°C, respectivamente. As diferentes temperaturas de fim de resfriamento lento não apresentaram grande influência na microestrutura e nas propriedades mecânicas, fixando a TE em 780°C. A microestrutura obtida é composta basicamente por ferrita, bainita, martensita e constituinte MA, assim como nos demais testes. Em todas as temperaturas testadas de fim de resfriamento lento o limite de resistência ficou acima de 980 MPa e a fração volumétrica da segunda fase foi em média 44%.

## ABSTRACT

Dual phase steels constitutes a family of high strength steels characterized by comprising a hard second phase, generally martensite dispersed in a ferrite matrix. Dual phase steels are strongly dependent on the microstructure obtained to meet the needs in its application and ultimately the required mechanical properties. Besides the parameters associated with hot rolling and cold rolling, together with the chemical composition, the process of continuous intercritical annealing directly affects the microstructure formation and consequently the mechanical properties. In this study, was evaluated via Gleeble thermo-mechanical simulator, the effect of varying two parameters intercritical annealing on the microstructure and mechanical properties of a dual phase steel of 980 MPa class (DP980) as follows: soaking temperature and slow cooling temperature. Five soaking temperatures, 720°C, 750°C, 780°C, 810°C and 840°C were evaluated by setting the slow cooling temperature at 670°C. Subsequently, using soaking temperature of 780°C five slow cooling temperatures, 610°C, 640°C, 670°C, 700°C and 730°C were tested. Aiming to evaluate the microstructural evolution during the stages of heating, soaking and slow cooling, interrupted tests were performed by the use of high cooling rates of the specimens. The temperatures tested were in the region of heating 500°C, 600°C, 620°C, 640°C, 660°C, 680°C and 700°C. For soaking temperatures of 750°C, 780°C and 810°C, the tests were stopped at the beginning and at the end of the soaking for microstructural evaluation. Analyzes by optical and scanning electron microscopy (SEM) revealed that the first microstructural variation in the region of heating was the spheroidization of carbides and later recrystallization of ferrite, which began approximately at the temperature of 660°C. At the temperature of 720°C throughout the ferrite was already recrystallized and the first nucleus of the austenite were observed on the boundaries of ferritic grains. Was observed increase in yield strength and tensile strength with increasing soaking temperature. The total elongation, uniform elongation and strain hardening exponent tended to decrease with increasing soaking temperature. The increased mechanical resistance and reduced ductility were due to the increased fraction of the constituents of the second phase (bainite, martensite and MA), ranging from 14% to 54% for soaking temperatures of 720°C and 840°C, respectively. The various slow cooling temperatures showed no great influence on the microstructure and mechanical properties, fixing the soaking

temperature at 780°C. The microstructure obtained is basically composed of ferrite, bainite, martensite and MA constituent, as in other tests. At all slow cooling temperatures tested the tensile strength was over 980 MPa and the volume fraction of the second phase was 44% on average.

## 1. INTRODUÇÃO

Ao se discutir aços de alta resistência, ou mais especificamente aços avançados de alta resistência também conhecidos pela sigla AHSS - *Advanced High Strength Steels*, não há como deixar de descrever os desafios estabelecidos para indústria automobilística, que já a algum tempo estão sendo discutidos e apresentados em artigos, congressos, encontros, comitês, entre outros fóruns técnicos, relacionados à redução do peso do veículo e aumento da segurança dos passageiros.

Por um período, esses dois temas foram tratados como sendo incompatíveis, uma vez que a redução da espessura poderia reduzir a segurança veicular em um possível impacto, porém com advento de novas tecnologias de produção de aços, assim como o entendimento e utilização de elementos de ligas, está sendo possível reduzir a espessura dos componentes veiculares mantendo ou aumentando a segurança dos passageiros.

Atualmente a produção de aços AHSS laminados a frio está concentrada em linhas de recozimento contínuo, que possibilitam altas taxas de resfriamento e benefícios à qualidade do aço, tais como a condição superficial e homogeneidade de propriedades mecânicas. Além do processo de recozimento, algumas linhas modernas estão adaptadas para o processo contínuo de galvanização por imersão a quente, que favorece a proteção da chapa contra a corrosão atmosférica.

Dentre os aços AHSS destaca-se o bifásico ou *dual phase* (DP), constituído basicamente por uma matriz ferrítica e um segundo constituinte, geralmente a martensita. Bainita e austenita retida também podem ser encontradas em alguns casos. A ferrita favorece a ductilidade e a martensita é a principal responsável pela resistência. A combinação dessas propicia um aço com elevada resistência mecânica associada a uma ductilidade adequada. Ao variar a quantidade de martensita é possível obter diferentes classes de resistência de aços bifásicos. Atualmente há demanda por aços bifásicos das classes de limite de resistência de 450 MPa até 1200 MPa.

Para obter essas diferentes classes de resistência é necessário combinar as condições de processo, principalmente a taxa de resfriamento no recozimento contínuo após o recozimento intercrítico, com a utilização de elementos de liga que favorecem a temperabilidade da liga. Dentre esses se destacam o Mo, Cr, Nb e B. Os teores de C, Mn e Si também influenciam fortemente as propriedades mecânicas, destacando-se nos estudos de aços bifásicos, principalmente naqueles de menor nível de resistência.

Nesse trabalho objetivou-se estudar a influência de diferentes condições de processo do recozimento contínuo na microestrutura e propriedades mecânicas dos aços bifásicos galvanizados a quente da classe de 980 MPa de limite de resistência mínimo, por meio de simulações de recozimento contínuo e caracterização metalográfica e mecânica. As simulações foram feitas com base no processamento para obtenção do revestimento GA (*galvannealed*).

## 2. OBJETIVOS

Avaliar a influência da temperatura intercrítica e temperatura de início de resfriamento rápido do recozimento contínuo na microestrutura e propriedades mecânicas em tração de aço bifásico laminado a frio e revestido por imersão a quente da classe de 980 MPa de limite de resistência. O presente estudo visou os seguintes objetivos específicos:

- Estudar a evolução microestrutural na região de aquecimento, encharque e fim de resfriamento lento;
- Avaliar a influência da temperatura de encharque e temperatura de fim de resfriamento lento nos valores de limite de escoamento, limite de resistência, expoente de encruamento, alongamento total e alongamento uniforme;
- Avaliar a influência da temperatura de encharque e temperatura de fim de resfriamento lento na microestrutura final.

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1. Definição e principais características de aços bifásicos

Os aços bifásicos ou *dual phase* (DP) são caracterizados por apresentarem elevada resistência mecânica associada a uma ductilidade adequada devido à microestrutura típica composta por ilhas de um segundo constituinte duro dispersas em matriz ferrítica. O segundo constituinte é normalmente a martensita, mas outros produtos formados em baixas temperaturas de transformação e austenita retida podem também estar presentes. Apresentam também elevado valor de expoente de encruamento, ausência de patamar de escoamento e significativo ganho de resistência após o processo de cura da pintura, efeito *bake hardenability* (BH) (Llewellyn e Hillis, 1996).

A figura 3.1 mostra duas curvas obtidas no ensaio de tração comparando dois graus de aços, um de alta resistência e baixa liga (HSLA) e outro bifásico (DP), é possível visualizar algumas das características citadas acima como, por exemplo, o aço DP não apresenta patamar definido de escoamento.

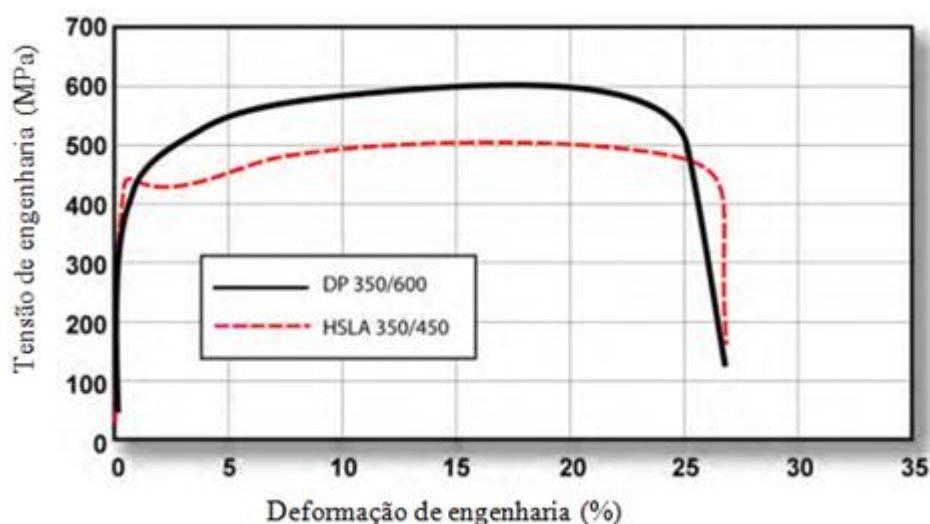


Figura 3.1 – Curva tensão de engenharia em função da deformação de engenharia para um aço alta resistência baixa liga (HSLA) e outro *dual phase* (DP), (WorldAutoSteel, 2009).

Conforme Llewellyn e Hillis (1996), a microestrutura bifásica é obtida resfriando o aço a partir de uma região intercrítica composta por duas fases (austenita e ferrita). A taxa de resfriamento deve ser suficientemente alta para promover a transformação da austenita em martensita. Além das condições de processo, a composição química influencia fortemente as propriedades mecânicas dos aços bifásicos.

Devido às características únicas dos aços bifásicos, a sua utilização pela indústria automobilística vem aumentando significativamente. A redução do peso dos veículos e a consequente redução do consumo de combustível têm impulsionado o desenvolvimento de aços que combinem elevada resistência mecânica e alta ductilidade (Wang *et al.*, 2013), (Liu *et al.*, 2012), (Mohanty *et al.*, 2011).

As regulamentações que estabelecem condições mais severas para a segurança veicular em testes de impacto (*crash test*) são também responsáveis por aumentar a demanda de aços de alta resistência mecânica (Fujita *et al.*, 2007).

A figura 3.2 mostra a variação do alongamento total em função do limite de resistência para diversas classes de aços. Observa-se que os aços bifásicos abrangem uma região significativa, com o alongamento total variando de 8% a 30% e limite de resistência de 450 MPa a 1000 MPa.

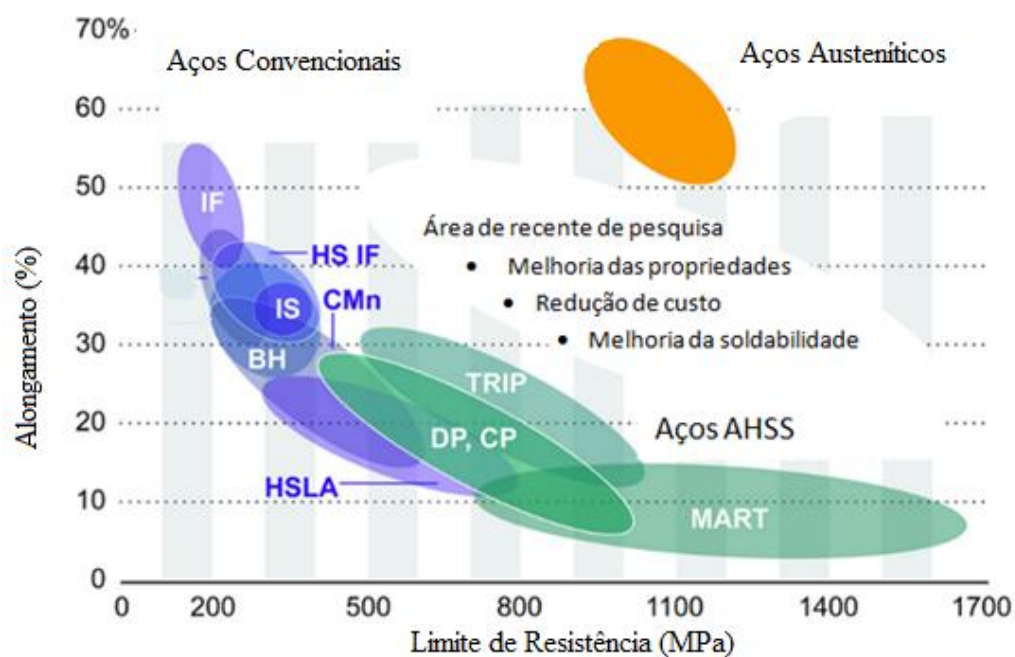


Figura 3.2 – Alongamento em função do limite de resistência de diferentes classes de aços (WorldAutoSteel, 2009)

Os aços bifásicos são normalmente utilizados pela indústria automobilística em peças de reforço, como por exemplo, estrutura de para-choque, travessas e colunas. A figura 3.3 mostra um esquema com alguns exemplos de peças que utilizam aços AHSS.

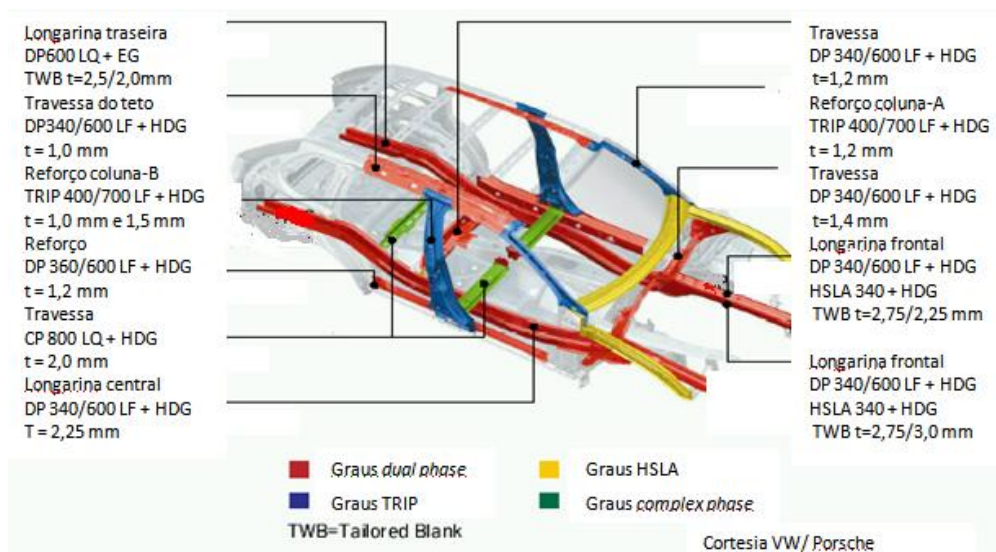


Figura 3.3 – Representação esquemática da estrutura de carroceria veicular ilustrando a utilização de aço de alta resistência mecânica (WorldAutoSteel, 2011).

As aplicações de aços de alta resistência podem ser limitadas devido à baixa conformabilidade apresentada, principalmente para os graus de mais alta resistência mecânica. Essa limitação, no entanto, vem sendo superada com o estudo de novas composições químicas e condições de processamento que favoreçam uma microestrutura adequada que melhore a capacidade de conformação.

Além da elevada resistência mecânica e da capacidade de conformação os aços bifásicos devem apresentar outras propriedades dependendo da aplicação, como, por exemplo, a capacidade de expansão de furo e capacidade de dobramento sem ocorrência de trinca (Fujita *et al.*, 2007).

Conforme Fujita e co-autores (2007), para que um aço AHSS apresente excelente capacidade de expansão de furo é necessária uma microestrutura homogênea, formada, por exemplo, de apenas bainita. No entanto, se o objetivo for obter um aço com boa capacidade de expansão de furo associada a um alongamento adequado é necessário reduzir a diferença de dureza entre cada constituinte presente, introduzindo assim uma microestrutura mista formada por ferrita, bainita e martensita.

Tabela III.1 – Microestrutura e propriedades mecânicas para cada tipo de aço bifásico da classe de 980 MPa de resistência (Fujita *et al.*, 2007).

Tipo/ aplicação	Microestrutura	LE (MPa)	LR (MPa)	Alongamento (%)	Expansão de furo (%)
Expansão de furo	Bainita	843	1011	10	92
Expansão de furo e alongamento	Ferrita, bainita, martensita	737	1012	13	55
Alongamento	Ferrita, martensita	624	1008	17	43

Hasegawa *et al.* (2004) estudaram a influência da microestrutura do aço bifásico de 980 MPa de limite de resistência e concluíram que um dos fatores mais importante na capacidade de expansão de furo é a diferença de dureza entre a martensita e ferrita. A fração volumétrica dos constituintes também influencia. Durante a expansão de furo, o aço no qual a microtrinca propagou na interface das fases foi o que apresentou menor resultado de expansão de furo, enquanto a propagação se deu intragranularmente na ferrita ou na martensita o aço apresentou maiores resultados de expansão de furo.

### 3.2. Propriedades mecânicas em aços bifásicos

A deformação em aços bifásicos pode ser descrita em vários estágios, conforme Koo e Tomas citado em Llewellyn e Hillis (1996), a transformação de austenita em martensita, após o aquecimento em temperatura intercrítica, gera expansão de volume com produção de deslocações móveis na interface ferrita/martensita. Em baixos níveis de deformações, a deformação plástica local ocorre devido à abundância de deslocações móveis nessas interfaces, resultando em escoamento contínuo, concentrando a deformação exclusivamente nos grãos ferríticos. O comportamento de escoamento contínuo é observado em aços bifásicos com frações de martensita maiores que 4%. Depois desta fase inicial, as deslocações são impedidas por partículas de martensita

quando o processo de multiplicação começar a ocorrer, resultando num rápido aumento na densidade de deslocções. Como resultado, o tamanho efetivo das ilhas de martensita irá aumentar e um acúmulo de tensão irá ocorrer em torno destas áreas, daí o elevado expoente de encruamento inicial nestes aços. O próximo estágio de deformação ocorre com deslocções móveis cortando as ilhas de martensita semi-coerentes, via sistemas de escorregamento comuns, quando a tensão aplicada for suficiente. O estágio final é caracterizado pelo decréscimo na taxa de encruamento antes da formação de vazios na interface ferrita/martensita, e a fratura na martensita ocorre nas regiões de maiores concentração de cargas.

Conforme Hüper *et al.* (1999) a curva tensão deformação pode ser dividida em três estágios. Estágio I: as duas fases deformam elasticamente. Estágio II: a fase macia deforma plasticamente enquanto a fase dura deforma elasticamente. Estágio III: as duas fases deformam plasticamente. Observam-se na figura 3.4 os três estágios na curva tensão-deformação.

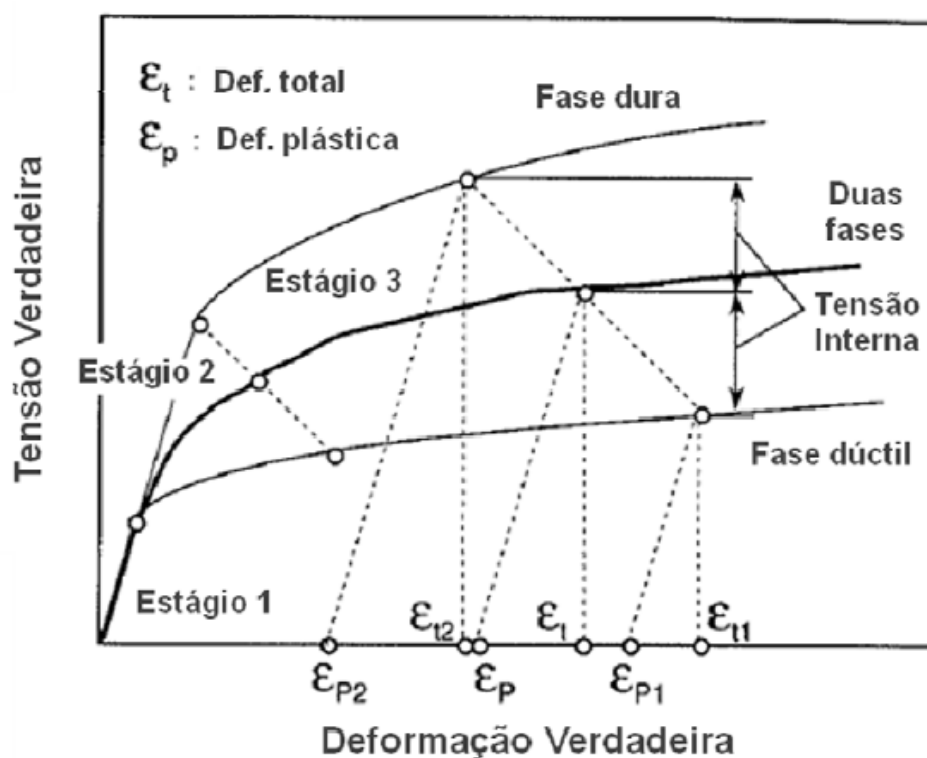


Figura 3.4 – Curva tensão-deformação para aço bifásico separando por seus três estágios (Hüper *et al.*, 1999).

### 3.2.1. Expoente de encruamento

O expoente de encruamento ou “n” mede a capacidade de endurecimento por deformação de um material. Quanto maior o valor de n maior é o endurecimento.

A principal diferença entre aços bifásicos e aços microligados (ARBL) está no elevado valor n dos primeiros. Um alto valor do expoente de encruamento influencia na conformabilidade de peças, aumentando a resistência local à estrição durante conformação, isso favorece a utilização de aços bifásicos em peças mais complexas da indústria automobilística. Com essas peças de mais alta resistência ocorre o aumento da absorção de energia e resistência à fadiga (Krupitzer, 2004).

O processo de encruamento em aços que apresentam ferrita e martensita é complexo, mas pode ser dividido em três etapas. Na primeira etapa (0,1% a 0,5% de deformação) o rápido encruamento é devido à eliminação da tensão residual na ferrita e um rápido retorno de tensões devido à incompatibilidade plástica dessa fase com a martensita. Na segunda etapa (0,5% a 4,0% de deformação) o encruamento na ferrita é reduzido quando o escoamento dessa fase é dificultado pela dura partícula de martensita. Na terceira etapa (4,0% a 18,0% de deformação) a deformação na ferrita é governada pela recuperação dinâmica e escorregamento transversal pelo eventual escoamento da fase martensítica (Speich, 1981).

Conforme a figura 3.5 observa-se o valor do expoente de encruamento em função do limite de resistência para diversas classes de aços de alta resistência mecânica. Nota-se que os aços bifásicos apresentam maiores valores de n para uma ampla faixa de limite de resistência.

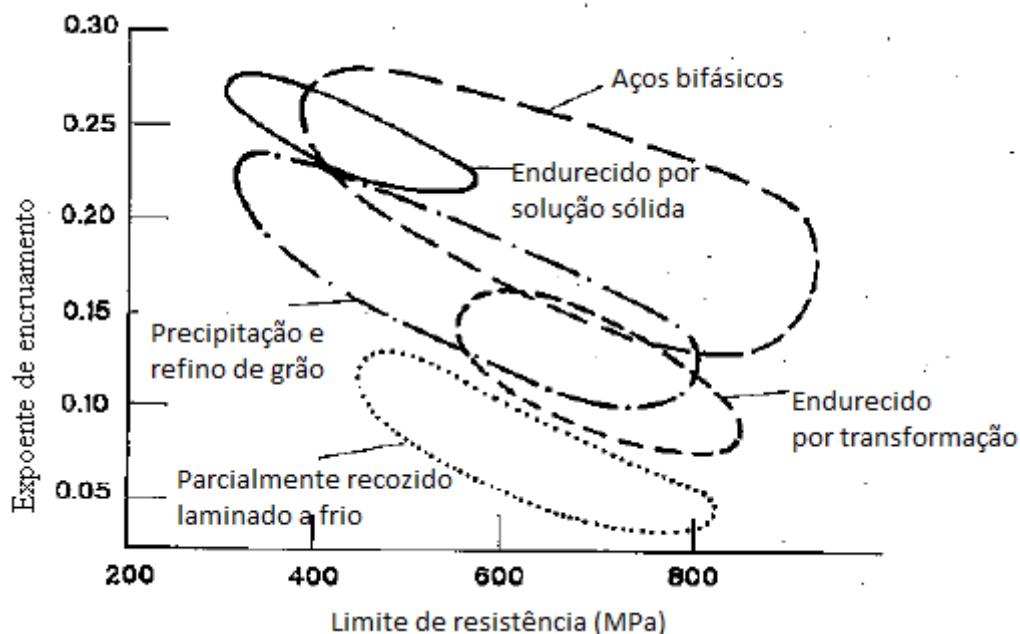


Figura 3.5 – Valores típicos do expoente de encruamento para aços bifásicos e outros de alta resistência (Llewellyn e Hillis, 1996).

### 3.2.2. Limite de escoamento e limite de resistência

Os aços bifásicos apresentam como característica baixa relação elástica, medida pelo quociente entre limite de escoamento e limite de resistência. A baixa relação elástica é uma das características dos aços bifásicos, que o torna ideal para aplicações que exigem elevada resistência mecânica e boa conformabilidade. O material possui uma menor resistência na etapa de conformação da peça e resultará em uma peça com resistência muito superior à resistência do material inicial.

Observam-se na literatura vários trabalhos que avaliam a influência do teor de ferrita e de martensita nos valores de limite de escoamento e resistência em aços bifásicos. Alguns autores citados por Speich (1981) sugerem uma relação linear, a chamada regra da mistura:

$$LE = LE_{\alpha}fV_{\alpha} + LE_MfV_M \quad (3.1)$$

$$LR = LR_{\alpha}fV_{\alpha} + LR_MfV_M \quad (3.2)$$

onde  $LE_{\alpha}$  e  $LR_{\alpha}$  são o limite de escoamento e limite de resistência da ferrita, respectivamente,  $LE_M$  e  $LR_M$  são o limite de escoamento e limite de resistência da martensita, respectivamente,  $fv_{\alpha}$  e  $fv_M$  são a fração volumétrica da ferrita e martensita, respectivamente.

Cho *et al.* (2011) identificaram em seu trabalho sobre aços bifásicos ligados ao Nb, inclusive da classe de 980 MPa de resistência, a relação retilínea entre tensão e o teor de martensita. A figura 3.6 mostra essa relação, onde se observa o acréscimo do LE e do LR e a redução do alongamento em função do aumento percentual da martensita. Outros autores identificaram que essa regra é obedecida apenas para uma faixa de fração volumétrica de martensita, conforme figura 3.7. Nessa figura 3.7 as linhas pontilhadas representam a regra da mistura e as linhas contínuas representam uma relação mais complexa que leva em consideração a proporção entre o limite de escoamento da martensita com o limite de escoamento da ferrita.

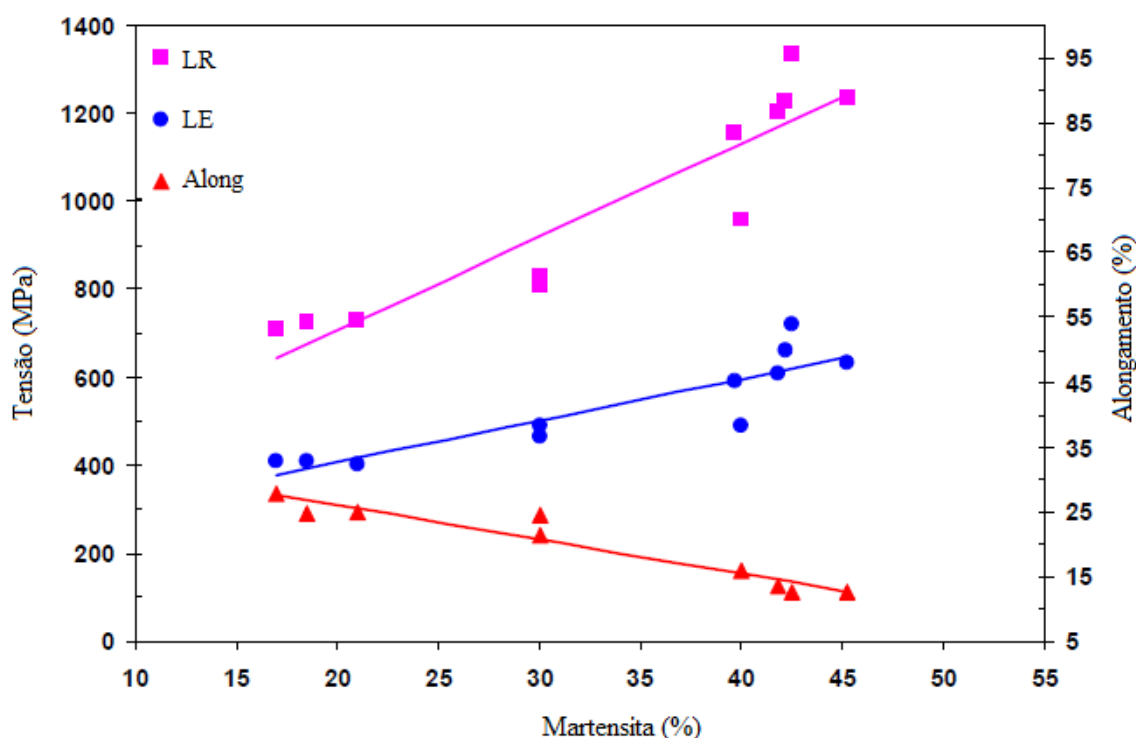


Figura 3.6 – Relação entre LE, LR e Alongamento e volume percentual de martensita (Cho *et al.*, 2011).

O menor efeito da martensita no limite de escoamento do que no limite de resistência pode ser consequência do comportamento inicial do escoamento, relacionado à eliminação das tensões residuais sobre as partículas de martensita. Assim, em baixas deformações plásticas características do limite de escoamento a tensão na fase martensítica atinge apenas 1/3 do limite de escoamento dessa fase, resultando na equação 3.3:

$$LE_M = LE^\circ_\alpha + (1/3 LE^\circ_M - LE^\circ_\alpha)fv_M \quad (3.3)$$

onde  $LE_M$  é a tensão nominal da martensita correspondente ao limite de escoamento,  $LE^\circ_\alpha$  é o limite de escoamento com 100% de ferrita,  $LE^\circ_M$  é o limite de escoamento com 100% de martensita e  $fv_M$  é a fração volumétrica da martensita.

Para maiores deformações plásticas correspondentes ao limite de resistência tensões residuais foram eliminadas e tensões no interior da fase martensítica aumentaram, então contribuem para o aumento geral da tensão. Contudo, mesmo assim as deformações na fase martensítica permanecem pequenas, com isso utiliza-se o limite de escoamento e não o limite de resistência da martensita na equação 3.4:

$$LR_M = LR^\circ_\alpha + (LE^\circ_M - LR^\circ_\alpha)fv_M \quad (3.4)$$

onde  $LR_M$  é a tensão nominal da martensita correspondente ao limite de resistência,  $LE^\circ_M$  é o limite de escoamento com 100% de martensita,  $LR^\circ_\alpha$  é o limite de resistência com 100% de ferrita e  $fv_M$  é a fração volumétrica da martensita.

As equações 3.3 e 3.4 são regras da mistura modificadas verificadas na literatura (Speich, 1981) para a aproximação da relação linear do limite de escoamento e limite de resistência em função da fração volumétrica da martensita.

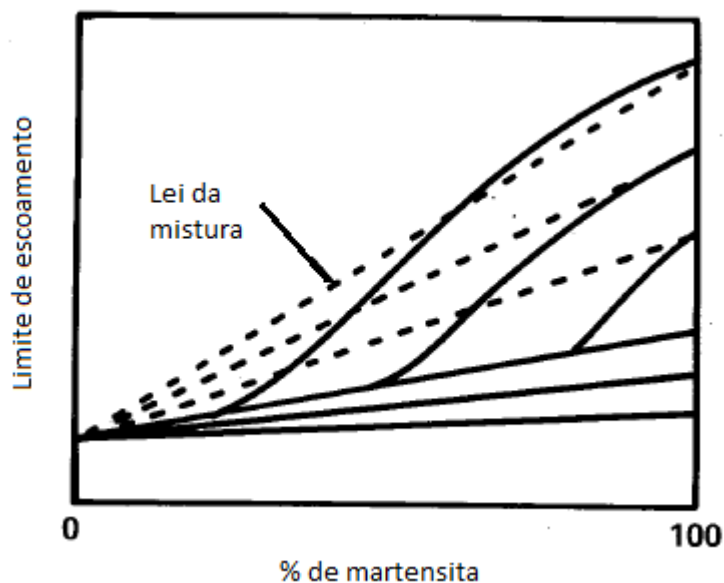


Figura 3.7 – Variação do limite de escoamento em função do teor de martensita (Speich, 1981).

O aumento mais pronunciado do limite de escoamento ou do limite de resistência com percentuais mais elevados de martensita, maiores que 50%, pode ser relacionado com a alteração da fase matriz do aço que passa a ser a martensita. Essa fase pode suportar maiores carregamentos com pouca ou nenhuma deformação na fase ferrítica (Speich, 1981).

No trabalho de avaliação da influência da temperatura de encharque nas propriedades mecânicas de um aço bifásico desenvolvido por Movahed *et al.* (2009) foi verificado que o LE aumenta linearmente com o aumento da fração de martensita, mas o LR apresenta um máximo para fração de 50% de martensita, conforme pode ser observado na figura 3.8.

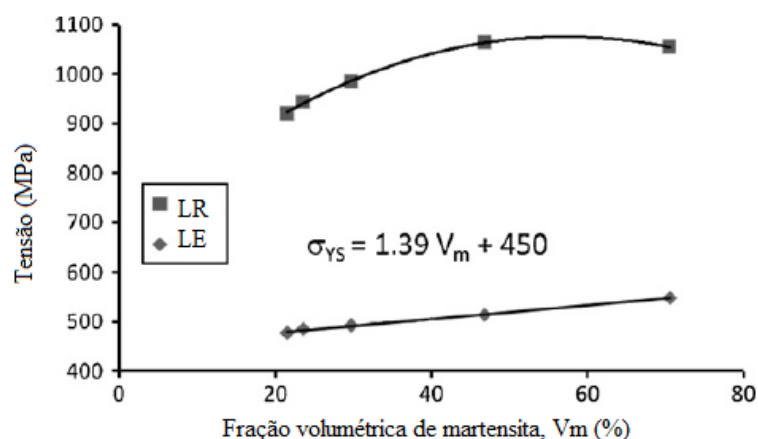


Figura 3.8 – Efeito da fração volumétrica da martensita no LE e LR para um aço bifásico (Movahed *et al.*, 2009)

### 3.2.3. Ductilidade

A fração volumétrica, o teor de carbono, a plasticidade e a distribuição da martensita além da presença de ligas, teor de carbono e da fração volumétrica da ferrita são alguns fatores que influenciam o valor de alongamento, tornando-se difícil o seu entendimento em aços com microestrutura bifásica. A quantidade de ferrita epitaxial (nova ferrita) e quantidade de austenita retida também influenciam o alongamento.

Vários autores avaliaram essas influências no alongamento em aços bifásicos (Koo e Thomas, 1979; Iwana *et al.*, 2004; Yakubovsky *et al.*, 2004; Cho *et al.*, 2011). De forma geral observa-se que alongamento uniforme decresce com o aumento da martensita e aumenta levemente com a redução do teor de carbono da martensita. A figura 3.9 ilustra a variação do alongamento total em função da fração de martensita e bainita inferior (MLB) avaliada por Cho *et al.* (2011).

Abaixando o teor de carbono da ferrita favorece o aumento da ductilidade, assim com o aumento da fração de ferrita epitaxial. Nesse último caso um dos motivos apontados na literatura foi a ausência de precipitação de NbCN na nova ferrita, uma vez que na ferrita “velha” esse precipitado já estava presente (Speich, 1981).

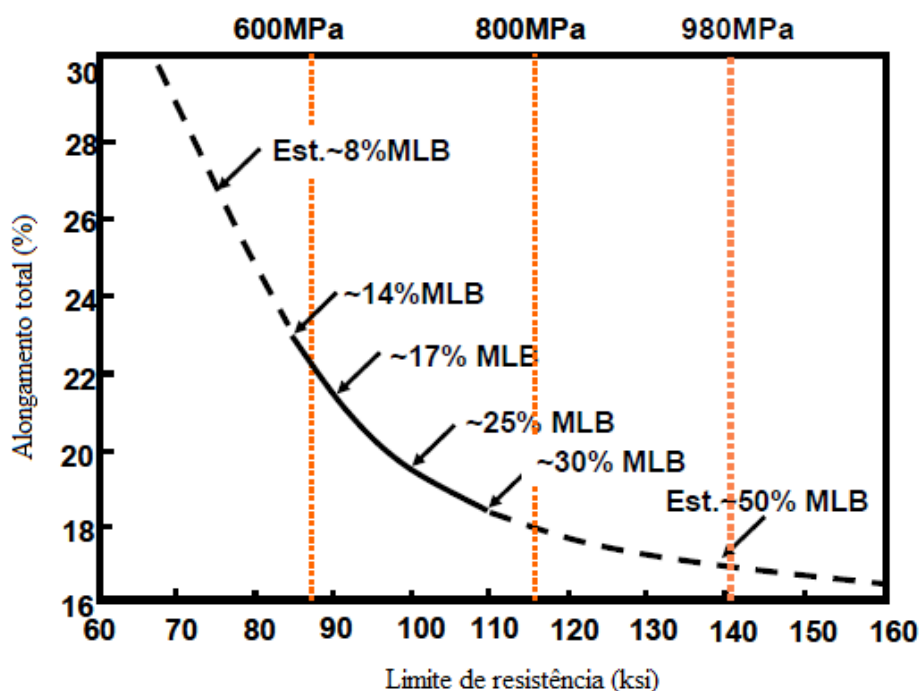


Figura 3.9 – Variação do alongamento total em função do limite de resistência e percentual de segunda fase (martensita/ bainita - MLB) (Cho *et al.*, 2011).

Um refino das partículas de constituinte MA (martensita-austenita) favorece o aumento do alongamento uniforme contribuindo assim para melhorar conformabilidade. O aumento da quantidade de martensita aumenta a resistência mecânica do material, com isso o perfil microestrutural requerido para alta resistência e boa conformabilidade é constituído de grande quantidade de pequenas partículas de martensita.

Conforme Lanzillotto e Pickering (1982) para o refino de partículas de martensita é necessária alta taxa de nucleação e baixa taxa de crescimento de austenita durante o recozimento na temperatura intercrítica. Para a máxima nucleação da austenita é necessária uma estrutura inicial, antes do recozimento, mais refinada possível. O rígido controle da temperatura de recozimento também é essencial para proporcionar volume e tamanho adequado de martensita. Ao aumentar a temperatura aumenta-se o volume de austenita que por sua vez pode aumentar a quantidade de segundo constituinte dependendo da taxa de resfriamento e da temperabilidade da austenita, porém altas temperaturas favorecem o aumento médio do grão austenítico.

### 3.3. Composição química de aços bifásicos

A microestrutura e as propriedades mecânicas dos aços bifásicos laminados a frio são fortemente afetadas pelas condições de processo, mas a composição química é que determina a fração volumétrica e a temperabilidade da austenita na temperatura intercrítica (Rocha, 2004).

De forma geral o efeito de alguns elementos de liga geralmente utilizados em aços de alta resistência é mostrado na figura 3.10 (Bleck, 2002). Os elementos C e Mn são estabilizadores da austenita e com isso retardam a formação da ferrita e também da bainita. Outros elementos como, por exemplo, o Cr e Mo apresentam efeito similar, ou seja, deslocam a curva de transformação em ferrita e perlita para a direita do diagrama.

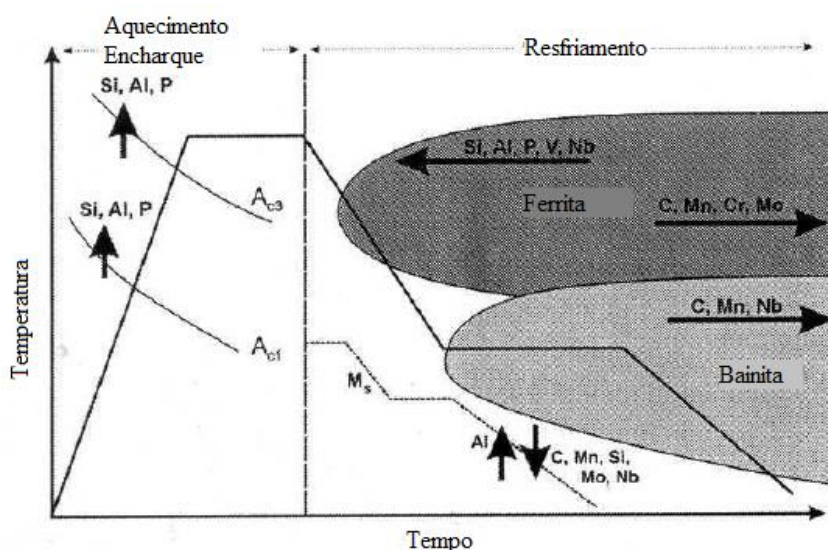


Figura 3.10 – Efeito de alguns elementos de liga sobre transformações que ocorrem durante o recozimento intercrítico de aços multifásicos (Bleck, 2002).

Em linhas contínuas de recozimento e galvanização, que apresentam baixas taxas de resfriamento após o encharque, é necessário desenvolver projetos de aços bifásicos com adição de grande quantidade de elementos de liga. Esses elementos compensam a baixa taxa de resfriamento com o aumento da temperabilidade da liga, favorecendo a

formação de constituintes de segunda fase e/ou propiciando o endurecimento por solução sólida.

No trabalho desenvolvido por Iwana e colaboradores (Iwana *et al.*, 2004) foi avaliado a adição de diferentes teores de elementos de liga, por exemplo, Mn, B, e Mo, em aços bifásicos revestidos por imersão a quente (GA), da classe 780 MPa e 980 MPa de resistência. A figura 3.11 sumariza os resultados encontrados. Para cada adição de 0,1% de Mn aumentou o LR em 30 MPa, adição de 0,001% de B aumentou o LR em 82 MPa e a adição de 0,1% de Mo aumentou o LR em 67 MPa. Conforme os autores a adição de B e Mo aumentou consideravelmente a fração volumétrica de martensita obtida no aço final confirmando o aumento da temperabilidade. A adição desses elementos também refinou a microestrutura constituída basicamente de ferrita e martensita, conforme se observa na figura 3.12.

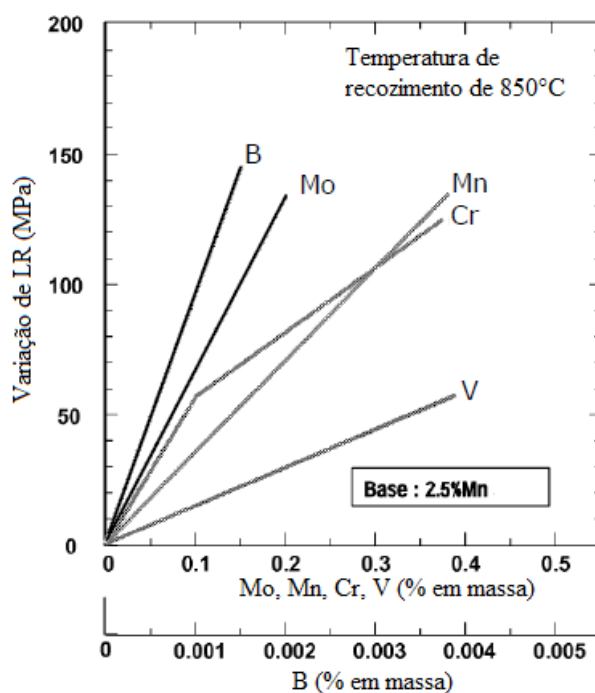


Figura 3.11 – Efeito de elementos de liga no limite de resistência (LR) de aços bifásicos revestidos (Iwana *et al.*, 2004).

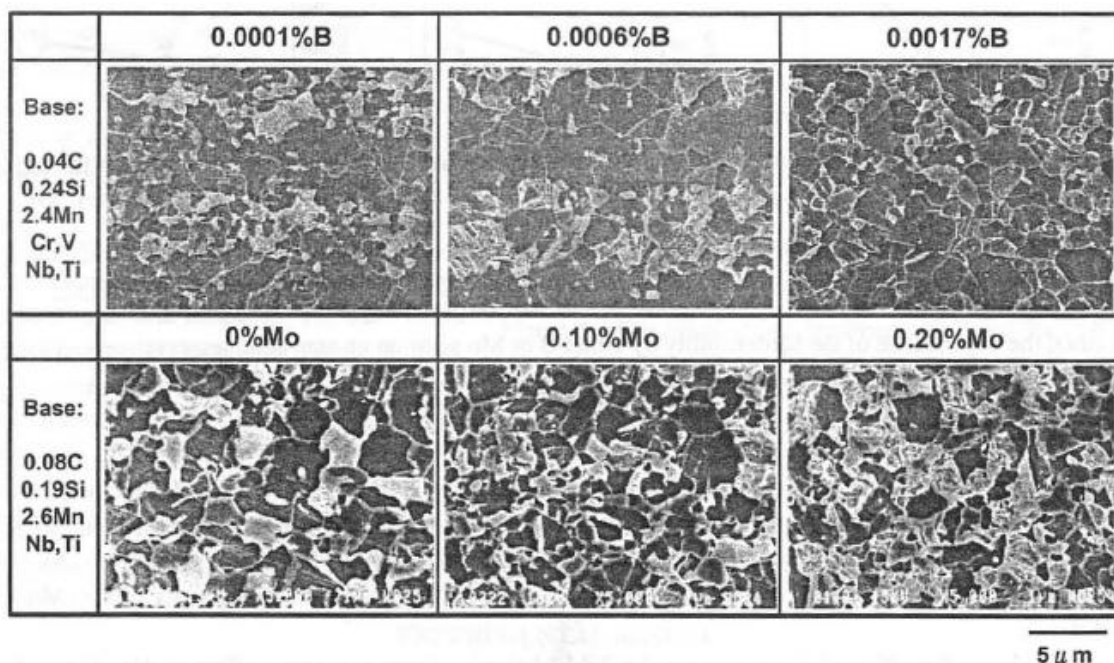


Figura 3.12 – Efeito da adição de B e Mo na microestrutura de aço bifásico (Iwana *et al.*, 2004).

Han *et al.* (2011) estudaram duas ligas de aço bifásico de 1000 MPa de resistência, uma com os teores de C=0,17%, Si=0,60%, Cr=0,55%, Mn<2,0% e sem adição de Mo, a outra liga com teores de C=0,19%, Si=0,54%, Cr=0,57%, Mn<2,0% e com adição de Mo. A figura 3.13 ilustra o gráfico de tensão-deformação para as duas ligas na condição de laminado a quente e na condição laminado a frio e recozido. A liga com adição de Mo apresentou limite de escoamento 95 MPa acima da liga sem Mo e limite de resistência 153 MPa superior. Avaliando a microestrutura da condição laminado a quente, os autores observaram a presença de ferrita e perlita na liga sem Mo e ferrita, perlita e martensita na liga com Mo.

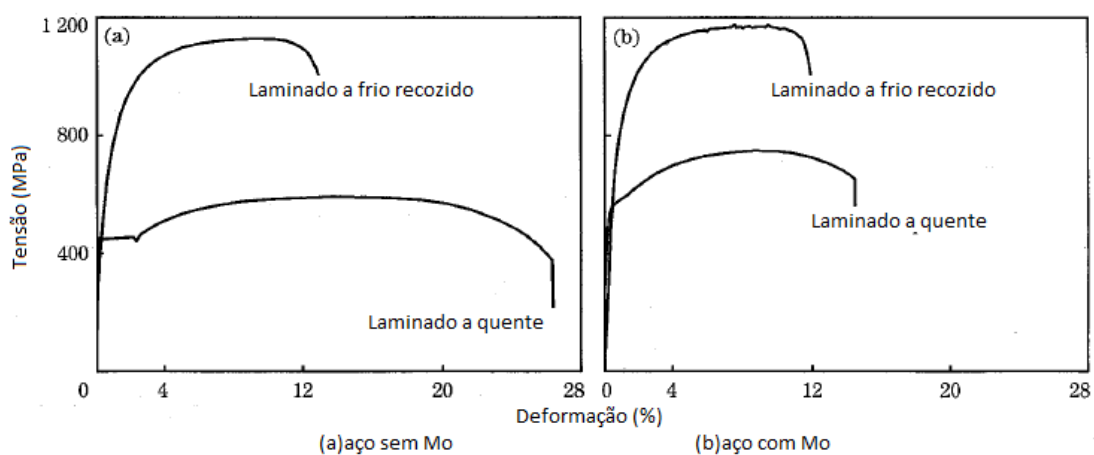


Figura 3.13 – Curva tensão-deformação para o aço com e sem adição de Mo (Han *et al.*, 2011).

Já na condição de laminado a frio e recozido a diferença mais significativa foi no limite de escoamento. Na figura 3.14 é possível verificar os resultados obtidos por Han *et al.* (2011) para o limite de escoamento ( $R_{p0,2}$ ) e de resistência ( $R_m$ ), valor  $n$ , relação elástica ( $R_{p0,2}/R_m$ ) e alongamento ( $A_{50}$ ).

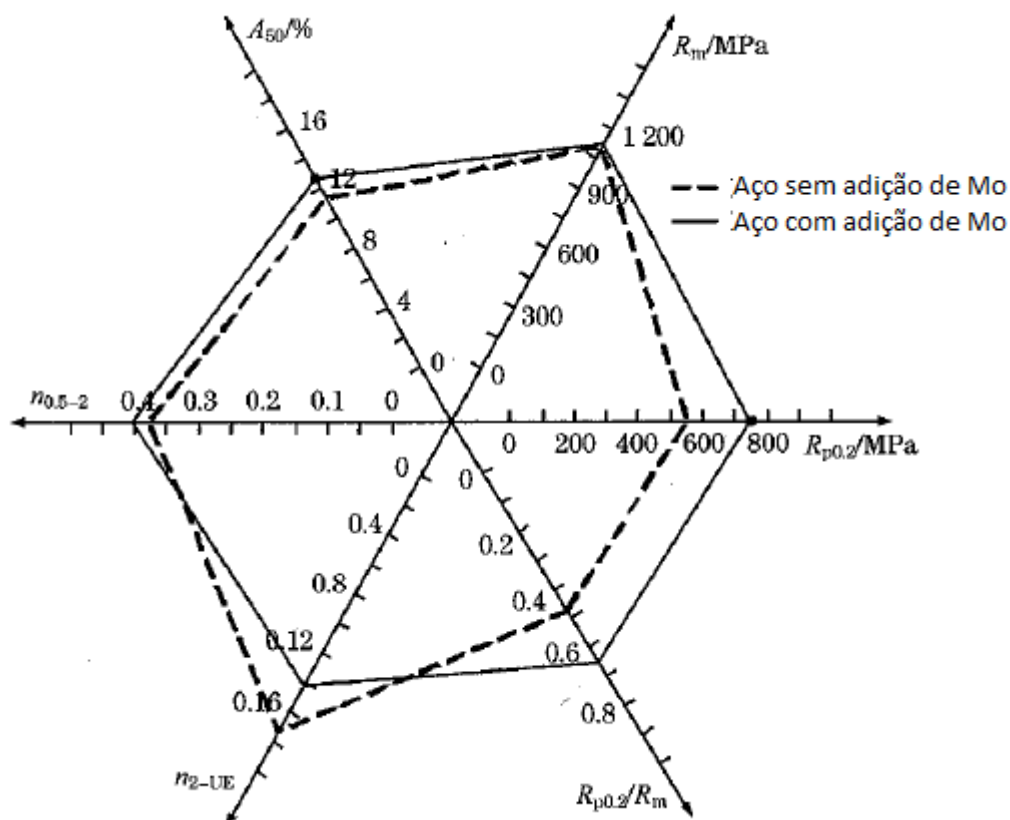


Figura 3.14 – Propriedades mecânicas para os aços com e sem adição de Mo (Han *et al.*, 2011)

A solubilidade do Mo na ferrita é quatro vezes maior que na austenita, com isso grande parte do Mo irá dissolver na ferrita e não precipitar durante o resfriamento rápido do recozimento contínuo. O Mo endurece a ferrita por solução sólida e com isso aumenta o limite de escoamento do aço. O aumento do limite de escoamento também foi favorecido pela alteração da morfologia da martensita, a liga com Mo apresentou maior conexão entre as ilhas de martensita. O limite de resistência não foi afetado significativamente devido aos valores próximos de fração volumétrica de martensita encontrada nas duas ligas, 64% para a liga sem Mo e 69% para a liga com Mo (Han *et al.*, 2011).

Kang *et al.* (2011) avaliaram o efeito do Mo na textura e na microestrutura em aços bifásicos. Em seu estudo a adição de 0,30% de Mo foi responsável por retardar o crescimento da fase austenítica e barrar o movimento do contorno interfásico,

resultando no refino da estrutura ferrítica. A adição de Mo também favoreceu uma melhor textura do aço se comparado ao aço sem adição de Mo. Na literatura (Kang *et al.*, 2011) observa-se que os elementos intersticiais, como por exemplo o C, degrada a textura devido ao aumento da deformação heterogênea, ao adicionar o Mo favorece a limpeza da matriz ferrítica com a formação de precipitados.

O efeito do Nb na microestrutura e nas propriedades mecânicas em aços bifásicos, inclusive da classe de 980 MPa de resistência, foi avaliado por Cho *et al.* (2011). Avaliando duas composições químicas similares com adições de C=0,06%, Mn=1,50%, Si=0,40%, Cr+Mo=0,48%, os autores observaram que para a liga com teor de Nb de 0,02% houve total dissolução dos precipitados de NbC após simulação de recozimento intercrítico, já com adição de Nb de 0,04% foi observado a presença de precipitados de NbC de aproximadamente 5 nm mesmo após a simulação do recozimento intercrítico. A figura 3.15 mostra esses finos precipitados via microscopia eletrônica de transmissão (MET).

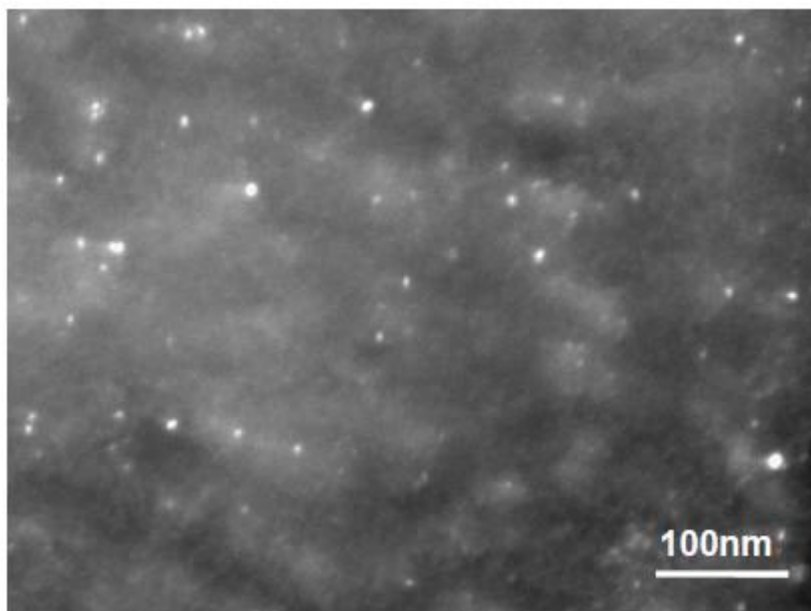


Figura 3.15 – Micrografia via MET mostrando finos precipitados de NbC (Cho *et al.*, 2011).

A adição de teores de Nb de 0,02% e de 0,04% também foi avaliada para outra composição química (C=0,15%, Mn=1,76%, Si=0,42, Cr+Mo=0,83%) que visava o aço bifásico da classe de 980 MPa de resistência. Após simulações do recozimento intercrítico foi medido em ensaio de tração LE=590 MPa e LR=1154 MPa para a liga com Nb=0,04% e LE=489 MPa e LR=960 MPa para adição de Nb de 0,02% (Cho *et al.*, 2011)

Com seus resultados Cho *et al.* (2011) confirmaram os efeitos do Nb já relatados na literatura e sumarizados a seguir: 1) a formação de finos precipitados de NbC na laminação a quente promove o refinamento da estrutura bandada, 2) a presença de finos precipitados de NbC atrasa a recristalização da ferrita durante o recozimento intercrítico, 3) os precipitados não dissolvidos de NbC controla o tamanho do grão da ferrita recristalizada, 4) os grãos austeníticos são refinados na região intercrítica, 5) a temperatura de início da transformação martensítica é reduzida devido refino do grão austenítico, 6) a estabilidade da austenita retida é aumentada.

O carbono é o elemento mais importante do ponto de vista de temperabilidade, controlando a dureza e morfologia da martensita. Em aços bifásicos o teor de carbono da fase austenítica é controlado pelo teor de carbono do metal base e também pela temperatura intercrítica de recozimento. Conforme se observa pelo diagrama Fe-C, figura 3.16, em baixas temperaturas, onde a fração volumétrica de austenita é baixa, o seu teor de carbono é alto aumentando a temperabilidade (Llewellyn e Hillis, 1996). Fato similar ao verificado em outro trabalho no qual o aumento da temperabilidade da austenita formada em baixas temperaturas de recozimento intercrítico foi atribuído ao seu elevado valor da concentração de carbono (Lawson *et al.*, 1981).

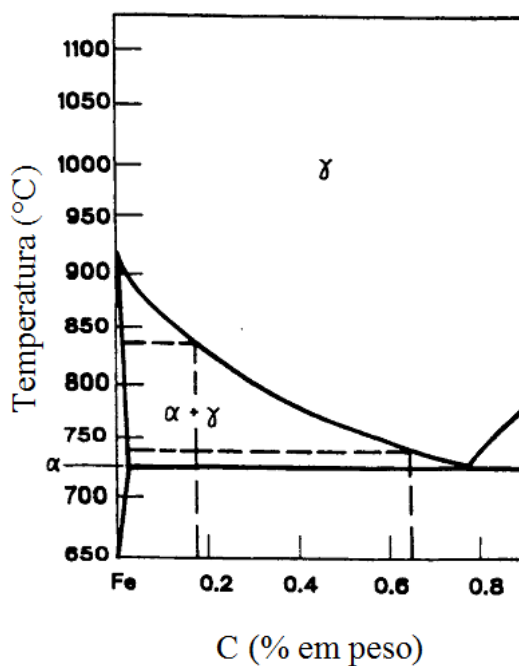


Figura 3.16 – Diagrama Fe-C mostrando variação do teor de carbono para alta e baixa temperatura intercrítica de recozimento (Llewellyn e Hillis, 1996).

A figura 3.17 mostra a influência de adições de Cr e Mn na posição das curvas  $A_1$  e  $A_3$  no diagrama Fe-C. Observa-se que com o aumento da adição de Cr de 0,0%, 0,5% e 1,0% reduz o campo austenítico, aumenta temperatura  $A_1$  e reduz o teor de C do ponto eutetóide, já com aumento da adição de Mn de 0,0%, 1,0% e 1,5% aumenta-se o campo austenítico, abaixa a temperatura  $A_1$  e reduz o teor de C do ponto eutetóide.

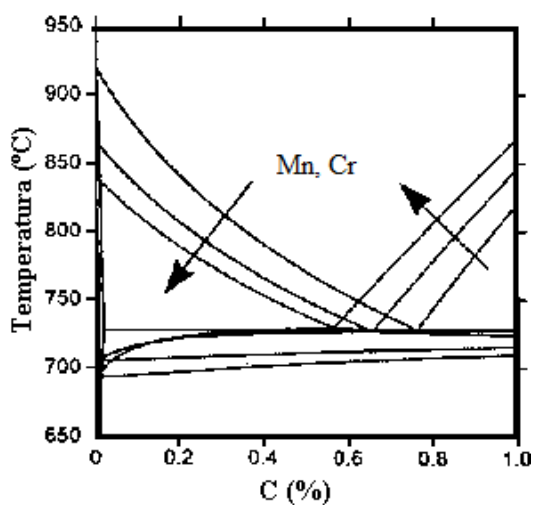


Figura 3.17 – Influência dos elementos Cr e Mn no diagrama Fe-C (Pichler, 1999).

Adições dos dois elementos retardam a transformação bainítica e perlítica, o Cr tem mais efeito no atraso na transformação da perlita, figura 3.18.(a), e o Mn tem mais efeito no atraso da transformação bainítica, figura 3.18 (b). Aumento do teor de C também retarda a transformação bainítica, figura 3.19 (Pichler, 1999).

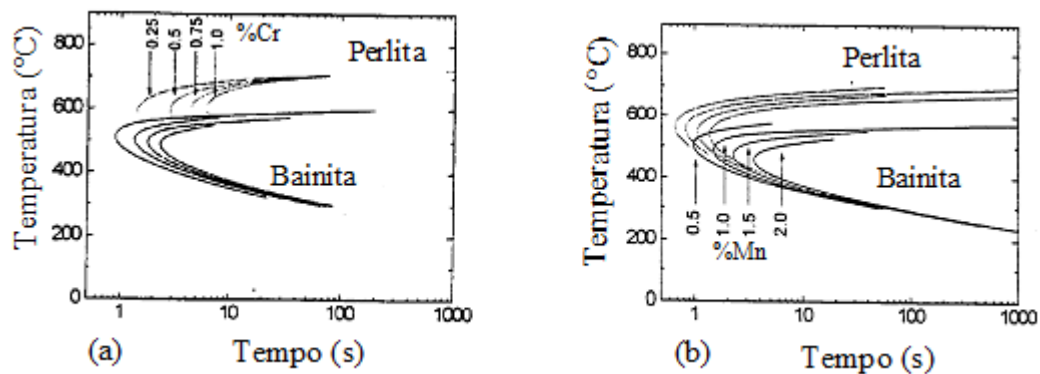


Figura 3.18 – Influência dos teores de (a) Cr e (b) Mn nas transformações de perlita e ferrita, diagrama CCT, C=0,65% (Pichler, 1999).

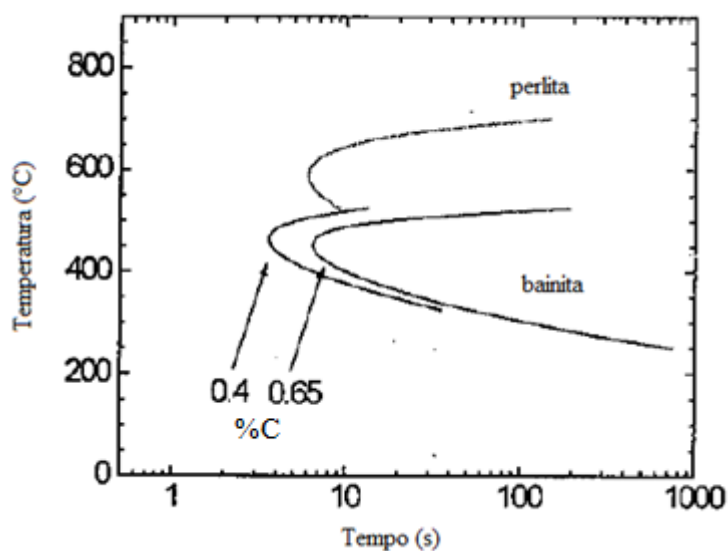


Figura 3.19 – Influência do teor de C nas transformações de perlita e bainita, diagrama CCT, Mn=1,5% e Cr=0,75% (Pichler, 1999).

Efeito da adição de silício foi descrito na revisão de aços bifásicos feito por Llewellyn e Hillis (1996), é geralmente utilizado como endurecedor por solução sólida. Aumenta a atividade do carbono e inibe a precipitação da cementita.

Hironaka, citado por Drummond (2012), descreve que o Si (0,01% a 1,60%) favorece a formação da martensita em aços baixo carbono. A figura 3.20 mostra o aumento da fração de martensita em função do teor de Si. Observa-se também o efeito do Si nos valores de limite de escoamento, limite de resistência e relação elástica. O aumento mais pronunciado do LR é em função da elevação da fração de martensita, o LE também é elevado por isso e também devido ao endurecimento por solução sólida do Si na ferrita.

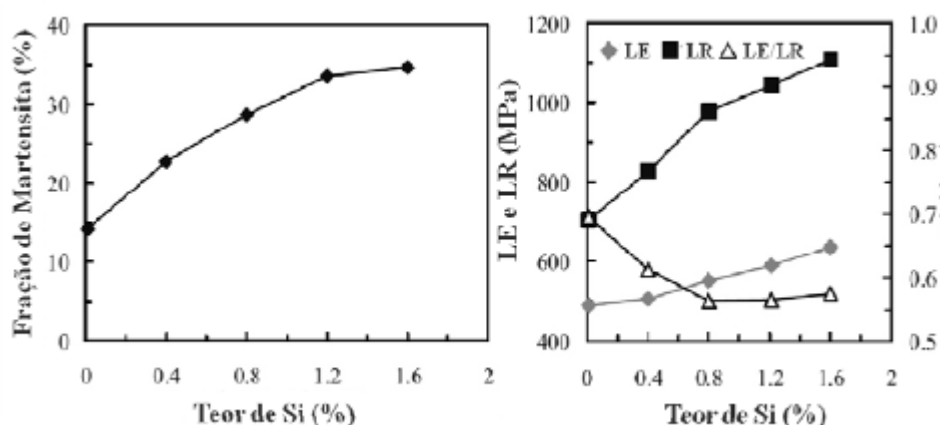


Figura 3.20 – Efeito do Si na fração da martensita e nos valores de LE, LR e LE/LR de um aço C-Mn (Hironaka, citado por Drummond, 2012).

Em seu trabalho, Drummond (2012) avaliou o efeito do Si em um aço bifásico da classe de 980 MPa de resistência. Seus resultados corroboram os dados anteriores. Conforme figura 3.21 maiores frações de martensita são observadas para o aço com Si.

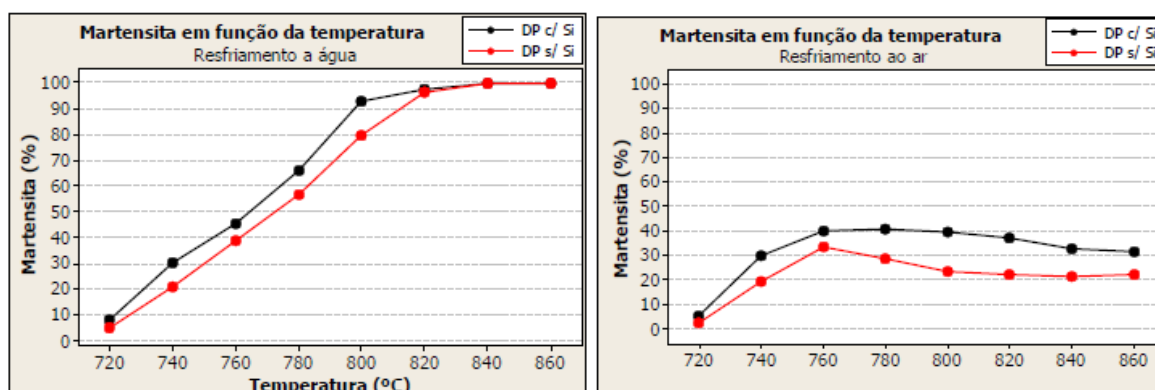


Figura 3.21 – Variação do percentual em volume da martensita com a temperatura de recristalização para as amostras resfriadas em água e ao ar (Drumond, 2012).

A cinética de austenitização foi responsável pela maior fração volumétrica de martensita. O aço com Si apresentou maior taxa de nucleação da austenita, se comparado ao aço sem Si, uma vez que esta nucleou nas áreas ricas em carbono e também nos contornos dos grãos recristalizados. A maior taxa de nucleação gerou uma maior densidade de núcleos de austenita no aço que ficou em maior volume e mais homogênea, se comparada ao aço sem Si, o que favoreceu a maior formação da martensita durante resfriamento (Drumond, 2012).

Observa-se na literatura (Hwang *et al.*, 2011; Shen e Priestner, 1990) que desde pequenas adições de boro (5 a 30 ppm) são suficientes para aumentar a temperabilidade do aço bifásico. Segregação de B nos contornos de grãos austeníticos diminui a nucleação da ferrita proeutetóide a partir da redução da energia de interface entre os grãos adjacentes de austenita. No entanto B em excesso pode favorecer a formação de borocarbonetos que reduzem a temperabilidade da liga.

Em aços com adições de B geralmente utiliza-se também adições de Ti para formação de TiN preferencialmente a BN, o B deve estar em solução sólida para favorecer a temperabilidade (Shen e Priestner, 1990).

### 3.4. Recozimento contínuo de aços bifásicos

De forma geral a formação de aços com estrutura bifásica a partir do processo de recozimento contínuo à temperatura intercrítica envolve as seguintes transformações: recristalização da ferrita, dissolução da perlita, formação da austenita durante etapas de aquecimento e encharque e sua decomposição durante resfriamento.

A figura 3.22 ilustra um esquema de ciclo de recozimento contínuo geralmente empregado para produção de aços bifásicos. A tira é aquecida até temperatura de encharque intercrítica, mantida por um curto período de tempo para formar uma mistura de ferrita e austenita, seguida por duas etapas de resfriamento com taxas diferentes: a primeira é o resfriamento lento e a segunda o resfriamento rápido (têmpera). Dependendo do forno, tem-se uma etapa de superenvelhecimento e após segue o resfriamento final.

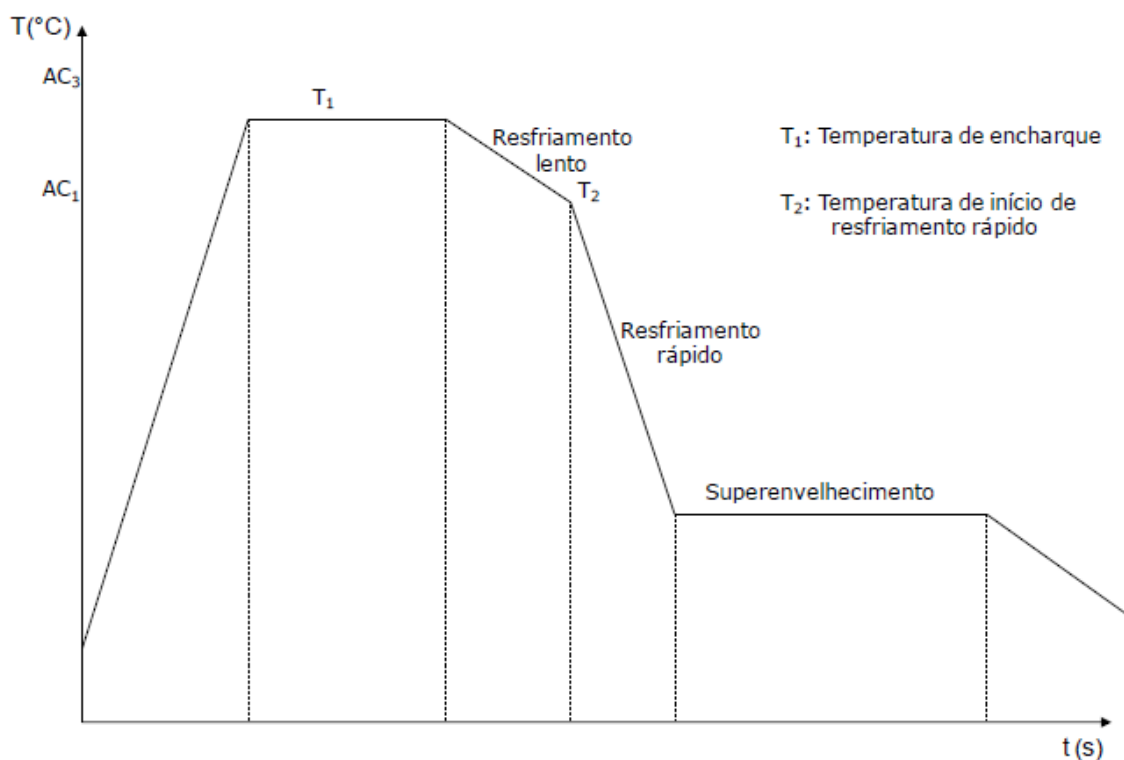


Figura 3.22 - Esquema do ciclo de recozimento contínuo empregado tipicamente na fabricação de aços bifásicos (Costa, 2012).

### 3.4.1. Recristalização da ferrita

Durante a etapa de aquecimento do recozimento contínuo ocorre simultaneamente a nucleação e crescimento dos grãos recristalizados da ferrita e a transformação de ferrita em austenita. A recristalização da ferrita deformada e esferoidização da cementita na perlita deformada influenciam fortemente a formação e distribuição da austenita durante recozimento intercrítico (Yang *et al.*, 1985).

A evolução da recristalização da ferrita durante aquecimento até a temperatura de encharque depende da taxa de aquecimento empregada. A influência da taxa de aquecimento em condição não isotérmica na fração recristalizada de ferrita, assim como a cinética de recristalização em condição isotérmica, foi avaliada por Huang *et al.* (2004) para um aço bifásico de composição química composta por C=0,06%, Mn=1,86%, Mo=0,155%, Si=0,077%, Ti=0,011%. A figura 3.23 (a) e 3.23 (b) mostram os resultados obtidos. Observa-se que aumentando a taxa de aquecimento ocorre um atraso na recristalização da ferrita.

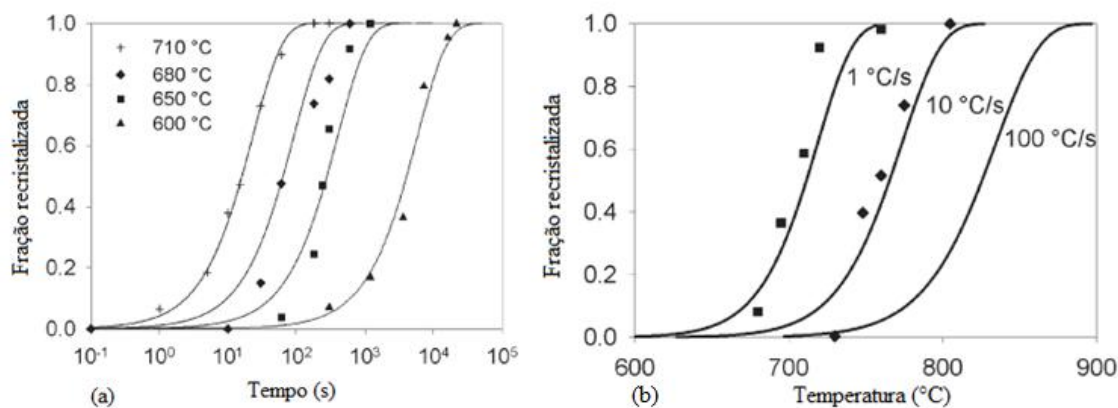


Figura 3.23 – (a) Cinética de recristalização da ferrita para dadas temperaturas e (b) comportamento de recristalização da ferrita para dadas taxas de aquecimento (Huang *et al.*, 2004).

No trabalho de Rocha (2004) à medida que a taxa média de aquecimento aumentou, o final da recristalização ocorreu em temperaturas mais elevadas. Segundo a autora isso

ocorre porque a recristalização depende da difusão, apesar de ser um processo termicamente ativado. A figura 3.24 mostra a evolução da fração recristalizada de ferrita para três taxas de aquecimento diferentes.

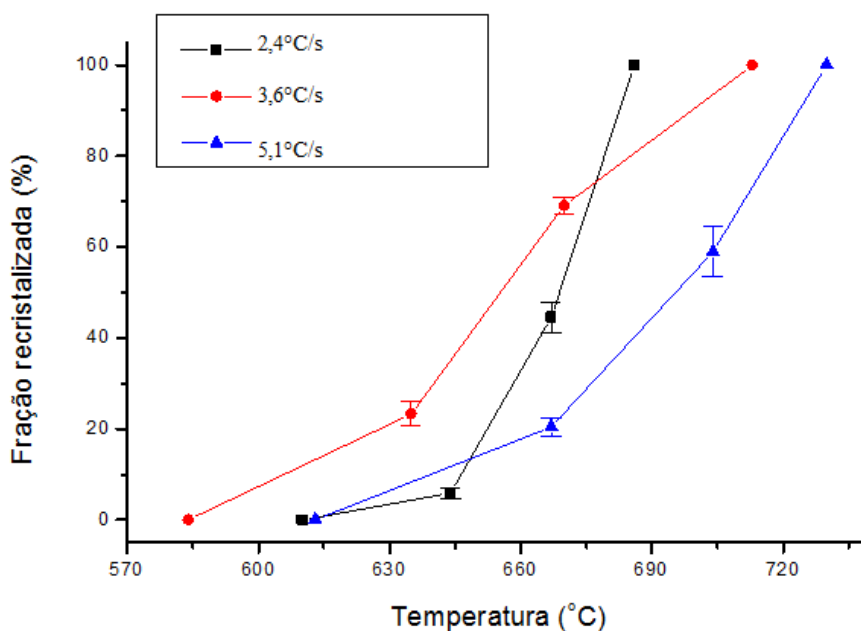


Figura 3.24 – Fração recristalizada de ferrita em função da temperatura e taxa de aquecimento (Rocha, 2004).

Considerando baixas taxas de aquecimento, por exemplo,  $5^{\circ}\text{C/s}$ , pode-se considerar um significativo intervalo de tempo e temperatura para a recristalização da ferrita evoluir antes da formação dos primeiros núcleos de austenita. Em altas taxas de aquecimento, por exemplo,  $50^{\circ}\text{C/s}$ , pode haver sobreposição entre recristalização da ferrita e formação da austenita. Isso não favorece a recristalização, uma vez que a formação da austenita nas interfaces entre ferrita recristalizada e não recristalizada e nos contornos de subgrãos pode exercer um bloqueio (Costa, 2012).

Melo *et al.* (2008) avaliaram em seu trabalho a evolução microestrutural nas etapas iniciais do recozimento de um aço bifásico de  $\text{C}=0,15\%$ ,  $\text{Mn}=2,14\%$  e  $\text{Si}=0,49\%$ . A figura 3.25 mostra a evolução da dureza para duas microestruturas iniciais obtidas na laminação a quente, uma composta por bainita e outra por perlita e ferrita.

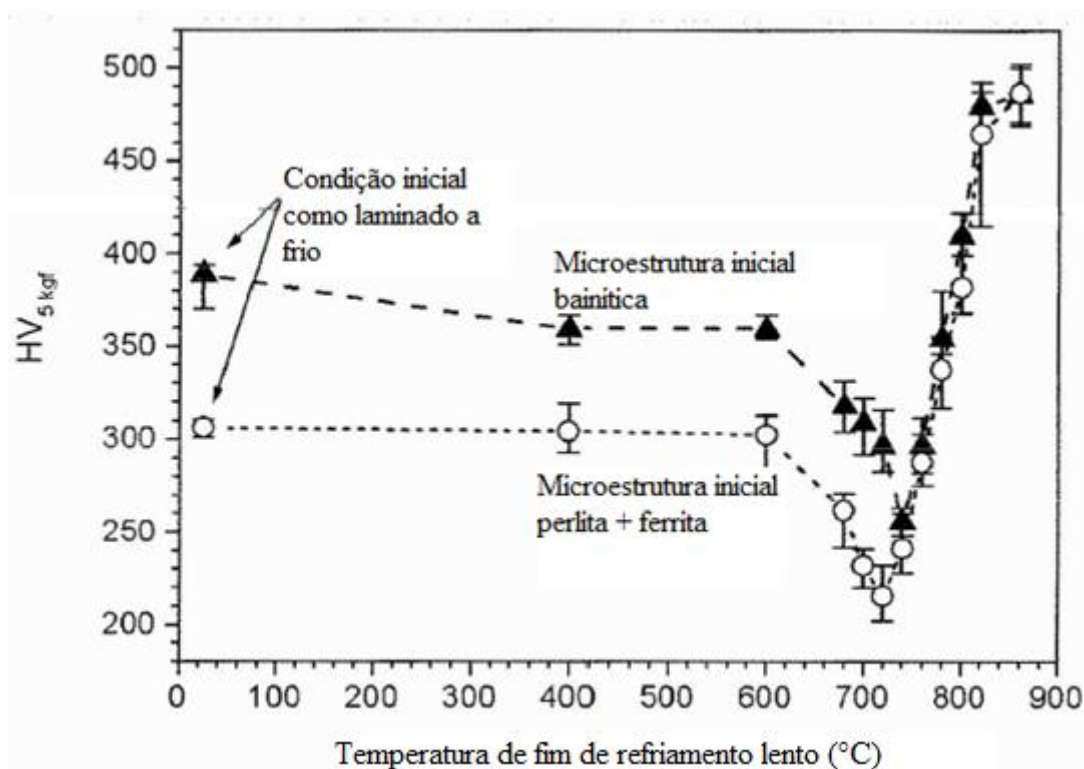


Figura 3.25 – Evolução de dureza para amostras temperadas a partir de em diferentes temperaturas e duas microestruturas iniciais (Melo *et al.*, 2008).

Observa-se um amaciamento da estrutura entre 600°C e 720°C, que foi associado à recristalização da ferrita a partir de análise da microestrutura. Conforme figura 3.26 observam-se grãos já recristalizados na temperatura de 680°C para a microestrutura inicial de perlita e ferrita. Já a partir 720°C a dureza aumenta consideravelmente com o aumento da temperatura devido a maior formação de austenita que ao ser temperada transformou-se em martensita.

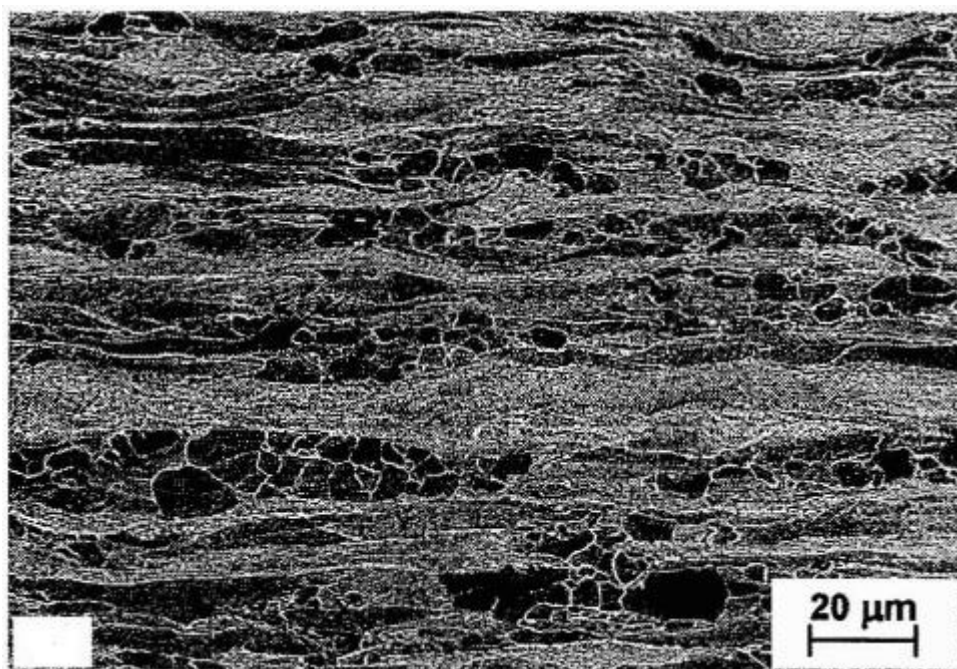


Figura 3.26 – Microestrutura da amostra temperada a partir de 680°C. Ataque nital (Melo *et al.*, 2008).

### 3.4.2. Formação da austenita

A evolução da condição da austenita durante o recozimento tem efeito direto na microestrutura final e por sua vez nas propriedades mecânicas obtidas no aço (Mohanty *et al.*, 2011). Isso porque a estrutura e as propriedades mecânicas são dependentes da fração volumétrica, morfologia e distribuição dos constituintes microestruturais que são influenciados pela quantidade, morfologia e distribuição da austenita formada durante o recozimento intercrítico.

No trabalho realizado por Speich (1981) investigando um aço bifásico com 1,5% de Mn e C variando entre 0,06% e 0,20% foram propostas três etapas para a formação da austenita durante recozimento intercrítico: (1) nucleação da austenita na perlita ou nos contornos das partículas de cementita, seguido pelo rápido crescimento da austenita até a dissolução da perlita; (2) crescimento lento da austenita para o interior da ferrita. Etapa controlada pela difusão do carbono na austenita em altas temperaturas (850°C) e

pela difusão do manganês na ferrita em baixas temperaturas (750°C); (3) o equilíbrio final entre ferrita e austenita é muito lento, controlado pela difusão do Mn na austenita.

No recozimento contínuo, onde se obtém tempos curtos de processamento, alguns autores assumem que apenas o carbono é redistribuído entre as fases, isso devido ao Mn ser substitucional e sua difusão ser muito mais lenta que o intersticial carbono. Essa situação conhecida como *paraequilibrium* leva em consideração a condição de equilíbrio os elementos intersticiais que apresentam alta difusividade. Contudo, o autor (Speich, 1981) descreve uma situação intermediária na qual o enriquecimento da austenita ocorre em uma região próxima à interface austenita/ferrita.

A microestrutura inicial pode influenciar a cinética de formação da austenita. Melo *et al.* (2008) avaliaram duas microestruturas iniciais deformadas a frio, uma composta por bainita e outra por ferrita e perlita. Na estrutura bainítica os carbonetos são mais finos e dispersos e dissolvem mais rapidamente, favorecendo uma maior taxa de nucleação e crescimento da austenita, se comparado com a estrutura inicial composta por perlita e ferrita. A figura 3.27 mostra a fração de austenita obtida em função do tempo e temperatura de encharque ( $T_{An}$ ) e de fim de resfriamento lento ( $T_Q$ ) durante recozimento, para todas as temperaturas a estrutura inicial bainítica apresentou maior fração de austenita se comparada a estrutura inicial composta por ferrita e perlita. Observa-se também que quanto maior a temperatura de encharque maior a fração de austenita.

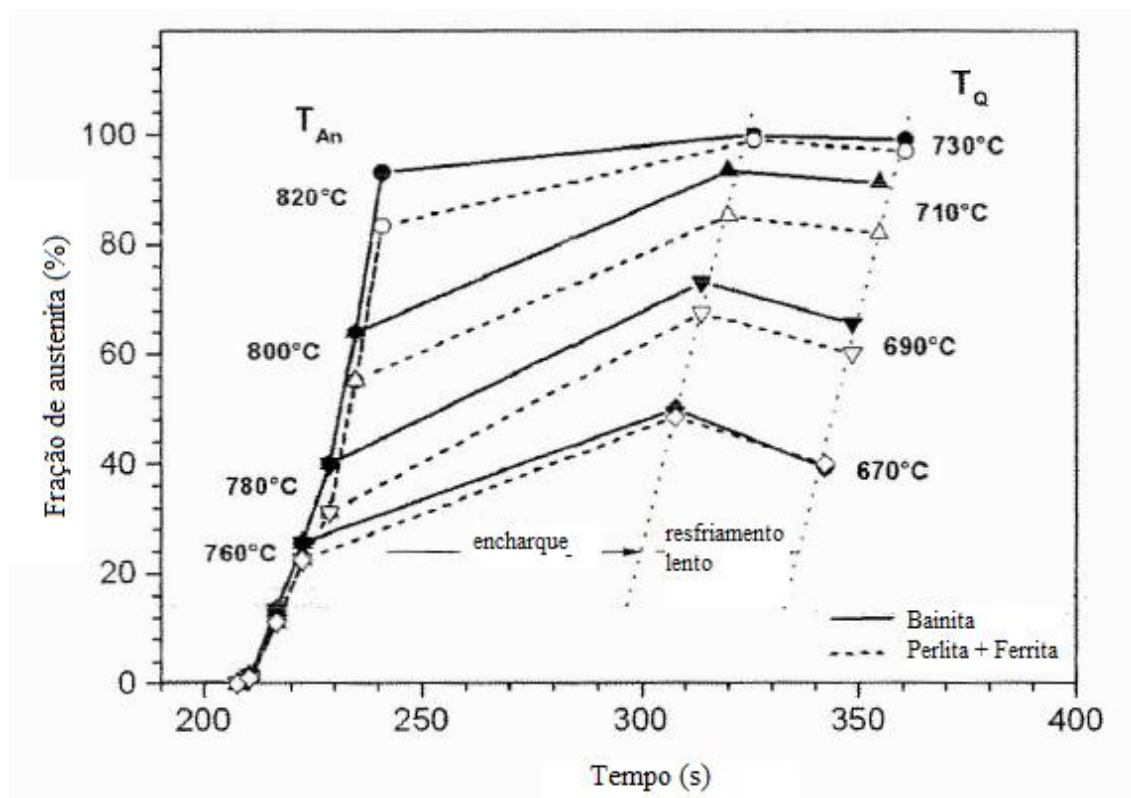


Figura 3.27 – Evolução da fração de austenita em função do tempo para duas microestruturas iniciais e diferentes temperaturas de encharque (Melo *et al.*, 2008).

O aumento da fração de austenita com o aumento da temperatura de encharque também foi verificado no trabalho de Movamed *et al.* (2009). Para um aço bifásico de C=0,11% e Mn=0,53% foram testadas três temperaturas de encharque 760°C, 800°C e 820°C.

A figura 3.28 mostra as microestruturas obtidas em três diferentes temperaturas de encharque de um aço bifásico evidenciado o aumento da fração de martensita (fase cinza escuro) com o aumento da T (Kuang *et al.*, 2009).

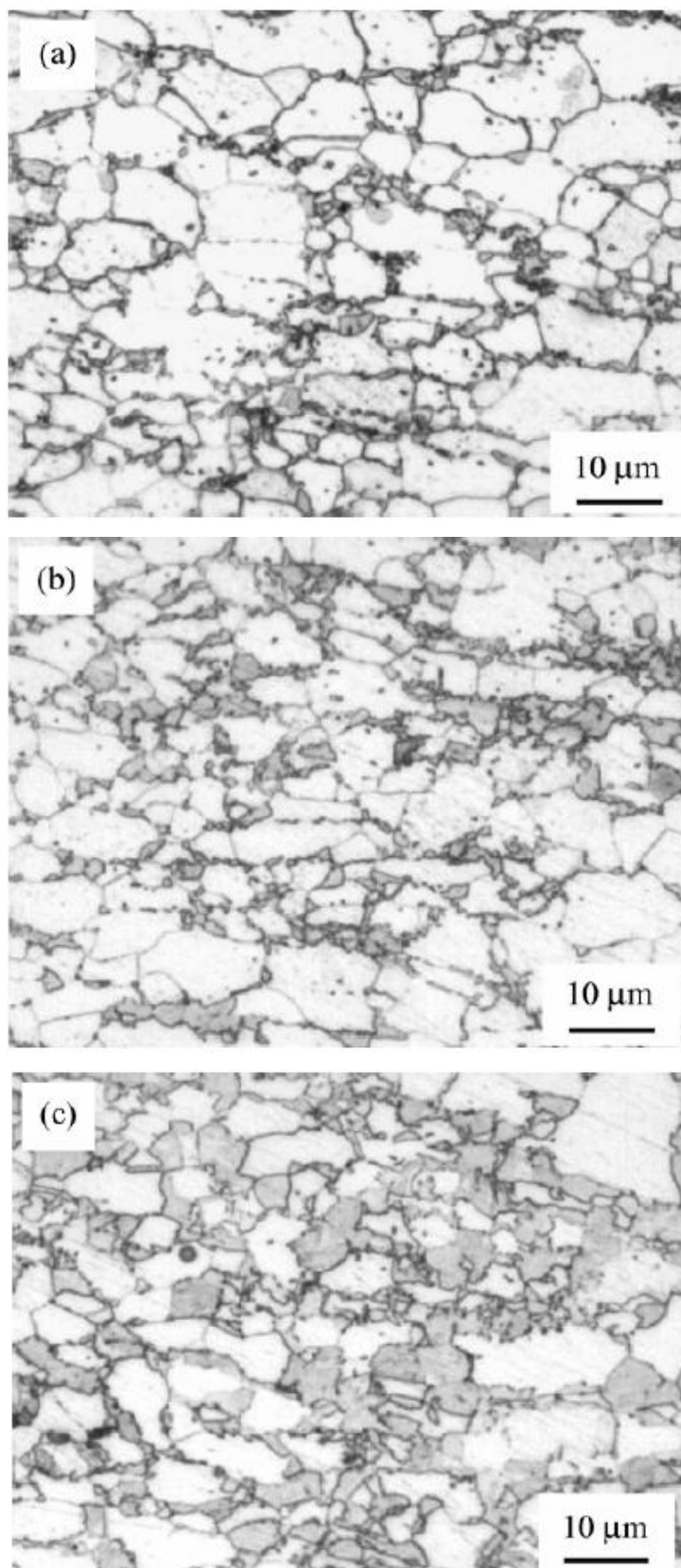


Figura 3.28 – Microestruturas obtidas para várias temperaturas intercríticas. (a) 720°C, (b) 780°C, (c) 840°C (Kuang *et al.*, 2009).

A morfologia da austenita também foi afetada, Melo *et al.* (2008) identificaram que para a microestrutura inicial composta por perlita e ferrita a austenita apresentou em forma de bandas na matriz ferrítica, já na outra situação, a estrutura inicial composta por bainita a austenita apresentou em forma de ilhas com distribuição mais homogênea.

Huang *et al.* (2004) observaram grandes diferenças na morfologia da austenita com emprego de diferentes taxas de aquecimento a partir da microestrutura inicial composta por ferrita e perlita alongadas devido laminação a frio. Para taxa de aquecimento de 100°C/s foram observadas grandes ilhas alongadas de austenita que apresentavam forma semelhante à distribuição da perlita do material laminado a quente. Já com baixa taxa de aquecimento (1°C/s) a austenita apresentou distribuição mais uniforme ao longo do contorno de grão ferrítico. Segundo os autores, essa diferença foi relacionada à competição entre os mecanismos de nucleação e crescimento da austenita e a recristalização da ferrita, essa interação afeta a cinética de formação da austenita assim como a sua distribuição e morfologia. Os autores verificaram também que para altas taxas de aquecimento poucas partículas de austenita se alojaram nos contornos de grãos ferríticos, isso devido ao fato desses contornos estarem em processo de recristalização e com isso se movendo. Por causa desse movimento não promovem locais estáveis para a nucleação da austenita.

Mohanty *et al.* (2011) avaliaram duas taxas de aquecimento para um aço bifásico de composição química composta por C=0,08%, Mn=1,9%, Mo+Cr+Si<0,6%, Nb=0,010%. A morfologia da austenita encontrada foi similar à encontrada por Huang *et al.* (2004). Do ponto de vista das propriedades mecânicas, foi verificado que o aumento da taxa aquecimento afetou negativamente a temperabilidade da austenita, o que deteriorou as propriedades de limite de escoamento e de limite de resistência. Com menor taxa, maior homogeneidade da austenita e maior tempo para difusão do carbono favorecendo a formação de microestrutura com presença de bainita, já com alta taxa de aquecimento haverá formação de grandes ilhas de austenita com distribuição pouco homogênea de carbono, na fração de teor mais baixo de carbono a preferência será por formar ferrita.

A figura 3.29 mostra a representação esquemática proposta por Mohanty *et al.* (2011) para detalhar a distribuição mais fina e homogênea da austenita quando se emprega taxa de aquecimento de 10 K/s e a distribuição mais bandeada para taxa de aquecimento de 50 K/s.

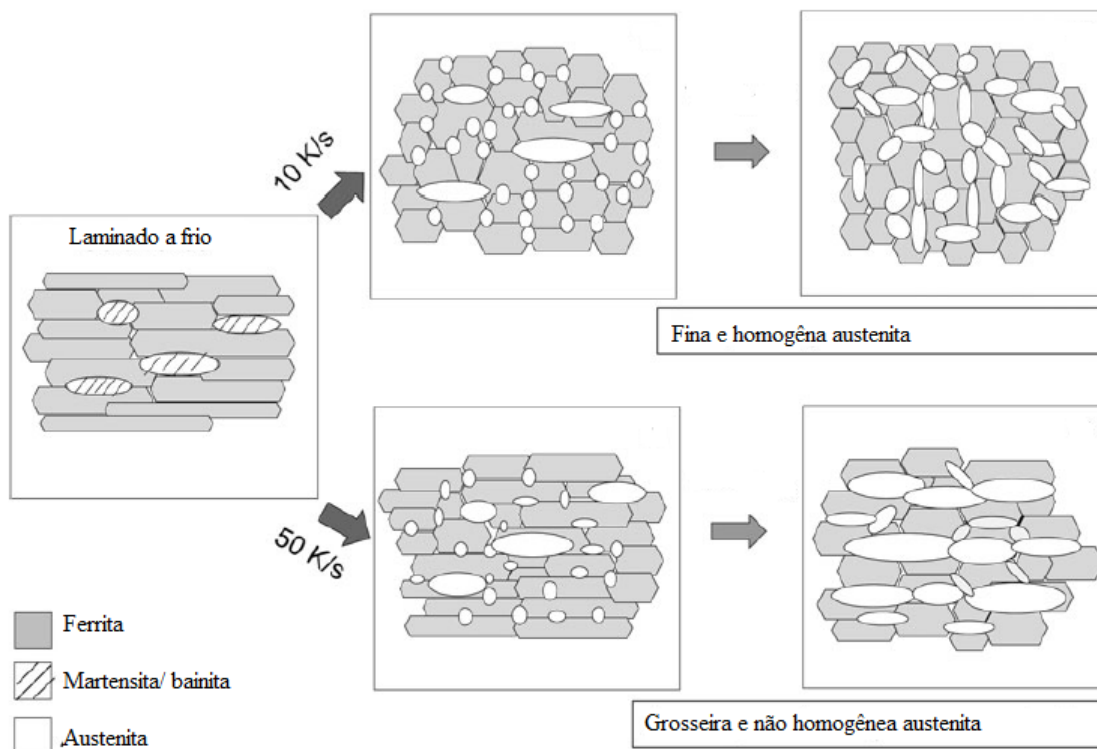


Figura 3.29 - Representação esquemática da morfologia da austenita obtida para duas taxas de aquecimento, 10K/s e 50K/s (Mohanty *et al.*, 2011).

O nível de redução a frio e a composição química podem afetar a recristalização da ferrita e a nucleação e crescimento da austenita. A redução a frio pode afetar a distribuição e morfologia das colônias de perlita, alterando assim a disponibilidade de carbono em determinadas regiões que afeta a recristalização da ferrita. Adição de elementos de liga como por exemplo Mo, Nb ou B pode promover a sobreposição dos fenômenos já que retardam a recristalização da ferrita (Huang *et al.*, 2004).

### 3.4.3. Transformação da austenita

Nos subitens anteriores, 3.5.1 e 3.5.2, foram apresentadas com maior ou menor enfoque as influências da composição química, microestrutura inicial, taxa de aquecimento e

temperatura de encharque nos mecanismos de recristalização da ferrita e nucleação e crescimento da austenita. Nesse momento serão descritas a transformação da austenita e a relação da microestrutura obtida com as propriedades mecânicas de aços bifásicos. Uma grande diversidade de morfologias e uma série de produtos de transformação podem ser obtidas a partir da austenita após o recozimento intercrítico, dependendo principalmente da temperatura, tempo e taxa de resfriamento (Speich, 1981).

A microestrutura de aços bifásicos ou *dual phase* é constituída basicamente por ferrita e martensita, com isso espera-se que a decomposição da austenita após o encharque em temperatura intercrítica resulte em martensita, porém frações de bainita e de austenita retida podem ser observadas. A proporção destes constituintes presentes após o resfriamento irá depender da composição química da austenita e da taxa de resfriamento (Pristner e Ajmal, 1987).

#### **3.4.3.1. Propriedade mecânica em função da fração volumétrica e temperabilidade da austenita e da microestrutura final**

Na literatura observa-se que quanto maior a temperatura de encharque maior a fração de austenita, porém quanto maior a quantidade de austenita menor será sua concentração de carbono e menor será sua temperabilidade (Speich, 1981; Lanzillotto and Pickering, 1982; Lawson *et al.* 1981; Rocha, 2004). A menor temperabilidade facilitará a formação de grande quantidade de nova ferrita ou bainita em substituição à martensita na estrutura final, isso favorecerá a redução da resistência do aço.

Contudo observa-se na revisão sobre aços bifásicos (Llewellyn e Hillis, 1996) e em trabalhos recentes (Rege *et al.*, 2002; Kuang *et al.*, 2009) que a resistência do aço aumentou com o aumento da temperatura de recozimento intercrítico. Apesar de o aumento da fração volumétrica de austenita provocar uma queda da dureza dos constituintes, esta é compensada pelo aumento da fração volumétrica do segundo constituinte.

No mesmo trabalho em que Mohanty e colaboradores (Mohanty *et al.*, 2011) avaliaram a taxa de aquecimento e já comentado anteriormente foi avaliado o limite de resistência e limite de escoamento em função da temperatura de encharque, a figura 3.30 mostra que ambos reduziram com o do aumento da temperatura. Conforme autores o motivo foi a redução da temperabilidade da austenita em função da redução do teor de carbono.

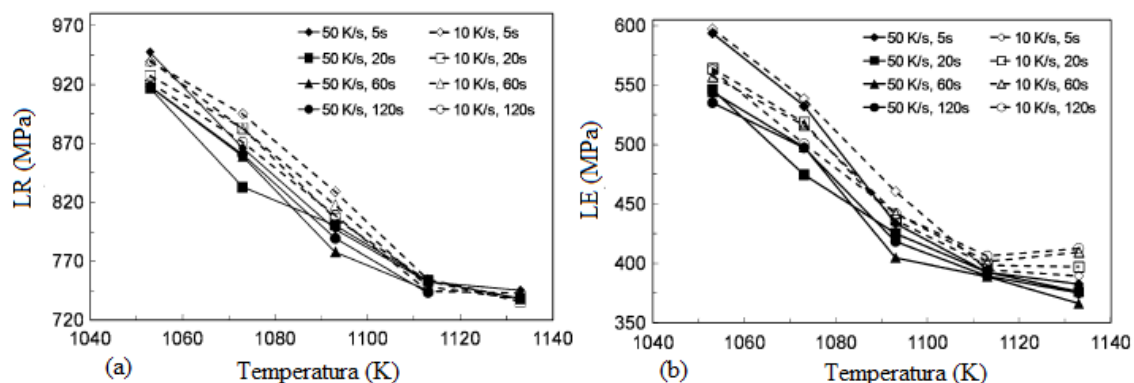


Figura 3.30 – Limite de resistência (a) e limite de escoamento (b) em função da temperatura de encharque (Mohanty *et al.*, 2011).

Rocha (2004) verificou que o limite de escoamento aumentou e o limite de resistência diminuiu com o aumento da temperatura de recozimento intercrítico. O alongamento total não apresentou alteração significativa. Conforme a autora, quanto maior a temperatura, maior a quantidade de austenita, conseqüentemente menor o teor de carbono da austenita. Com a menor temperabilidade verificou-se maior formação de bainita e menor formação de martensita, reduzindo-se assim o limite de resistência e aumentando o limite de escoamento.

Em um trabalho desenvolvido por Garcia *et al.* (2011a) foi avaliado a influência da temperatura de dissolução de carbonetos durante recozimento intercrítico na temperabilidade da austenita para aços bifásicos de 980 MPa de resistência. Utilizaram-se duas ligas, a considerada base continha C=0,15%, Mn=1,75%, Si=0,40%, Cr=0,50%, Mo=0,30%, Nb=0,025%, já a outra foi similar, mas com adição de 0,06% de vanádio. Foi observado que o aumento do teor de carbono devido à dissolução dos carbonetos aumentou a temperabilidade da austenita. Essa dissolução ocorreu na temperatura entre 770°C e 780°C favorecendo o aumento da dureza da martensita e conseqüentemente a

resistência do aço. Observa-se na figura 3.31 a presença dos carbonetos não dissolvidos na temperatura de 740°C e na temperatura de 770°C os carbonetos já estavam dissolvidos, o limite de resistência medido para a primeira condição não foi superior a 940 MPa e para a condição na qual os precipitados estavam dissolvidos o limite de resistência foi superior a 1200 MPa.

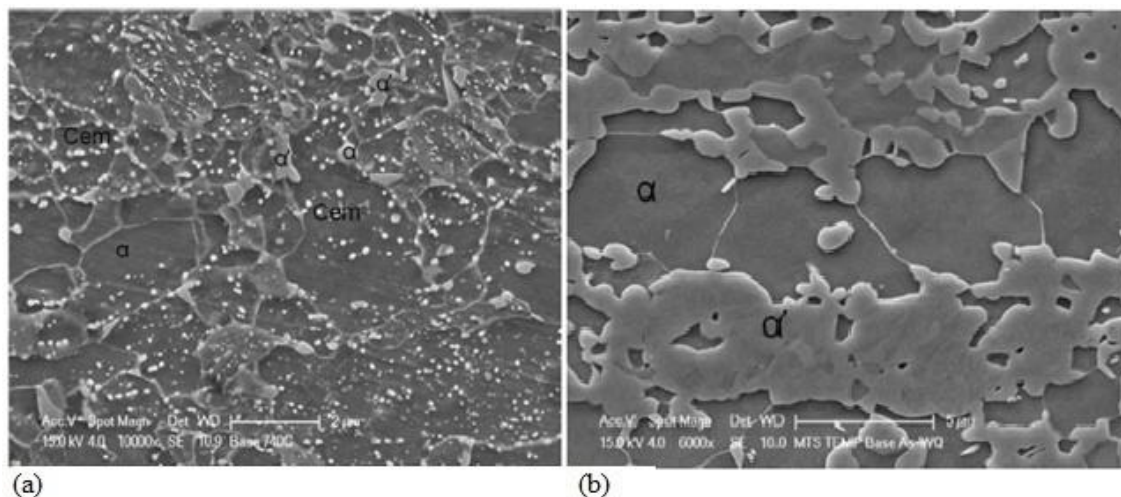


Figura 3.31 – Micrografia via MEV mostrando a presença de carbonetos não dissolvidos na temperatura de 740°C (a) e já dissolvidos na temperatura de 770°C (b),  $\alpha$  = ferrita,  $\alpha'$ =martensita (Garcia *et al.*, 2011).

Resultado muito similar foi encontrado em outro trabalho de Garcia *et al.* (2011b) no qual foram avaliadas quatro composições químicas de aços bifásicos contendo Mo, Nb, V e Cr. Foi observado que quanto maior a temperatura de encharque maior a resistência mecânica devido a dissolução dos precipitados. Na temperatura de 780°C os precipitados estavam dissolvidos e resultou em ganhos significativos para a resistência mecânica do aço.

Ao comparar a fração de austenita em função da temperatura de encharque para três composições químicas diferentes de aços bifásicos 0,11%C-0,35%Si-1,45%Mn, a partir da microestrutura inicial laminada a quente composta por perlita e ferrita, Pristner e Ajmal (1987), verificaram que adições de Nb (0,102% em peso) e Nb-V (0,046% e 0,092% em peso) removem respectivamente 0,013% e 0,027% de carbono da partição de equilíbrio ferrita/ austenita, se considerando estequiometricamente toda a formação

desses elementos em precipitados de NbC e VC. Pela literatura, a formação de carbonetos (NbV)C favorece teor similar de C na austenita se comparado com a formação de NbC. A figura 3.32 mostra que os aços ligados ao Nb e Nb-V apresentaram frações similares de austenita entre si e inferiores se comparados ao aço C-Mn. Para ambos os aços a fração de austenita aumentou com o aumento da temperatura intercrítica de recozimento.

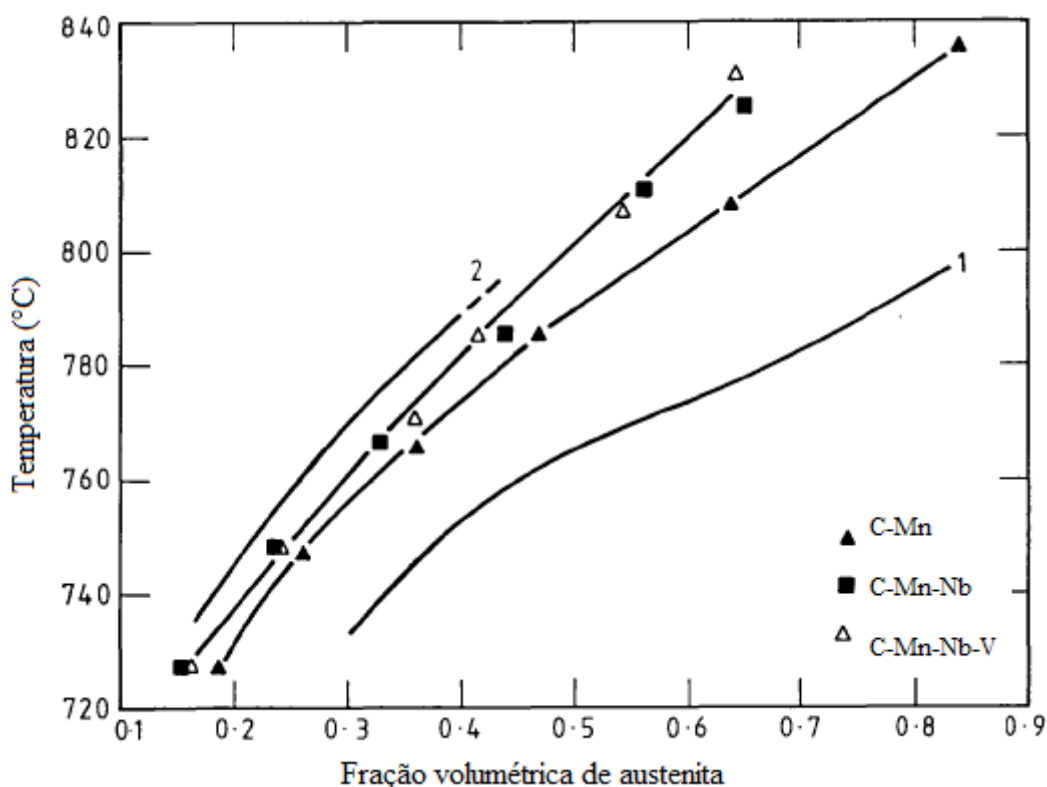


Figura 3.32 – Fração volumétrica de austenita em função da temperatura intercrítica para três composições químicas de aços bifásicos, curva 1 representa estimativa de *equilibrium* e curva 2 estimativa para o *paraequilibrium* da austenita (Priestner e Ajmal, 1987).

Para um aço 0,06%C-1,5%Mn mantido em baixa temperatura de recozimento por longo tempo (740°C por uma hora) e baixa taxa de resfriamento Speich (1981) observou um enriquecimento de Mn na interface austenita/ferrita que aumentou a temperabilidade dessa região e se transformou em martensita. Além do C e Mn, outros elementos afetam a temperabilidade e a fração da austenita como, por exemplo, o Nb, Mo, V, Cr e B.

Conforme a figura 3.22 as linhas de recozimento contínuo geralmente apresentam dois estágios de resfriamento. O primeiro é o resfriamento lento que apresenta taxas de resfriamento que varia entre  $3^{\circ}\text{C/s}$  e  $5^{\circ}\text{C/s}$  e tem por objetivo reduzir a fração de austenita e enriquecê-la de carbono aumentando a sua temperabilidade (Rocha, 2004). A temperatura obtida no fim desse estágio é conhecida como temperatura de fim de resfriamento lento. Variações na temperatura de fim de resfriamento lento e na taxa de resfriamento afetam a microestrutura final e com isso as propriedades mecânicas do aço Pichler *et al.* (1999).

Pichler *et al.* (1999) estudaram duas classes de aços bifásicos e verificaram que o aumento da temperatura de fim de resfriamento lento e o aumento da taxa de resfriamento favorecem o aumento do limite de resistência, redução do limite de escoamento e redução do expoente de encruamento para ambos os aços. A figura 3.33 mostra a evolução do limite de escoamento (LE) e limite de resistência (LR) em função da temperatura de fim de resfriamento lento (a) e taxa de resfriamento (b). Conforme os autores a diminuição da taxa de resfriamento reduziu a fração de martensita reduzindo assim o LE e LR.

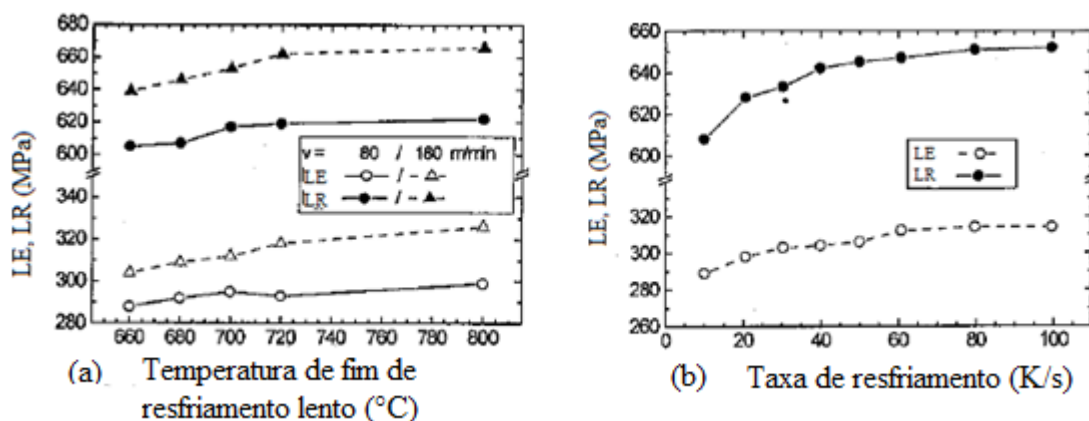


Figura 3.33 – Influência da temperatura de fim de resfriamento lento e taxa de resfriamento nos valores de LE e LR (Pichler *et al.*, 1999)

De forma geral, observa-se na literatura de aços bifásicos (Speich, 1981; Lawson *et al.* 1981; Yubovsky e Kapustin, 2006; Kuang *et al.*, 2009) resultados similares aos verificados por Pichler (1999), ou seja, o aumento da temperatura de fim de

resfriamento lento e o aumento da taxa de resfriamento aumentam a resistência do aço devido ao aumento da fração de constituintes de segunda fase.

#### **3.4.3.2 Formação da nova ferrita**

Durante o resfriamento pode ocorrer ainda a formação da nova ferrita ou ferrita epitaxial. O mecanismo proposto por Matlock *et al.* (1979), conforme verificado na literatura (Costa, 2012; Speich, 1981), é que a nova ferrita se forma a partir do crescimento da ferrita já existente por epitaxia, sem a etapa de nucleação.

Yakubovsky e Kapustin (2006) avaliaram o efeito da nova ferrita na ductilidade de um aço bifásico 0,10%C-Mn-Si. Para uma mesma fração e morfologia de martensita e mesmo limite de resistência a formação da nova ferrita não favoreceu a ductilidade. Conforme os autores a nova ferrita apresentou maior dureza, provavelmente devido ao teor mais elevado de carbono, e apresentou também estrutura mais refinada que ferrita antiga. Esses autores também avaliaram a influência da temperatura de encharque e temperatura de têmpera (temperatura de início de resfriamento rápido) e verificaram que quanto maior a temperatura de encharque e quanto maior a temperatura de têmpera maior o limite de resistência.

Contudo observa-se na literatura (Speich, 1981; Lawson, 1981) que a formação da nova ferrita favorece a ductilidade devido à inexistência de precipitados que estariam presentes na ferrita antiga.

Conforme Fonshtein e Efimova (2006), que observaram ganhos na ductilidade com a formação da nova ferrita, a contradição entre esses resultados da influência da nova ferrita nas propriedades poderia ser relacionada à microestrutura inicial do aço (que determina a morfologia de diferentes seções da austenita, com gradiente de composição química, afetando a localização e tamanho dos precipitados na nova ferrita) e a composição química (presença elementos de microligantes e estabilizadores da ferrita).

## 4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Nesse trabalho se planejou avaliar o efeito da variação de dois parâmetros de recozimento intercrítico sob a microestrutura e propriedades mecânicas de um aço DP980, a saber: temperatura de encharque (TE) e temperatura de fim de resfriamento lento (TRL). Foram avaliadas cinco temperaturas de encharque, 720°C, 750°C, 780°C, 810°C, e 840°C, fixando a temperatura de fim de resfriamento lento em 670°C. Posteriormente, para a temperatura de encharque de 780°C foram testadas cinco temperaturas de fim de resfriamento lento, 610°C, 640°C, 670°C, 700°C e 730°C. Os testes dos ciclos completos de recozimento foram conduzidos simulando uma velocidade de processamento da tira de 80 m/min. Os demais parâmetros foram mantidos e controlados.

### 4.1. Material

Neste estudo foram utilizadas amostras na condição de laminadas a frio para simulação de recozimento intercrítico em máquina Gleeble. A composição química é listada na tabela IV.1.

Tabela IV.1 – Composição química do aço (% em peso)

C	Si	Mn	Ti + Nb	Cr + Mo	B
0,06 a 0,15	0,10 a 0,50	1,50 a 2,50	≤0,050	≤0,70	0,0010 a 0,0050

As placas foram produzidas via lingotamento contínuo na espessura de 252 mm e enforadas a quente. A temperatura de encharque da placa foi de 1220°C e o tempo de enforamento de 200 min. A espessura final no processo de laminação a quente foi de 2,70 mm e a temperatura de bobinamento foi de 680°C. Após a laminação a quente em escala industrial foram retiradas amostras para caracterização das propriedades mecânicas e microestruturais, essas amostras foram denominadas “amostra BQ”. A redução a frio foi de 55,5% obtendo a espessura de laminado a frio de 1,20 mm. Após a laminação a frio em escala industrial foram retiradas amostras para simulação de recozimento intercrítico em máquina Gleeble e caracterização microestrutural, essas

amostras foram denominadas “amostra BFH”. A figura 4.1 ilustra o fluxo de produção e os locais de retirada de amostras BQ e amostras BFH.

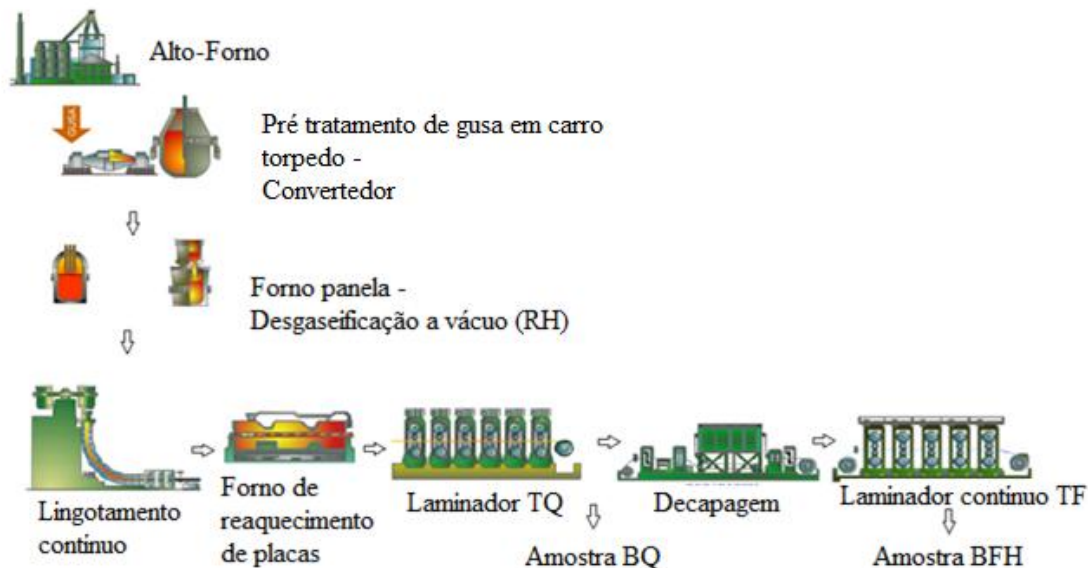


Figura 4.1 – Esquema do fluxo de produção de aço com os locais de amostragem para as caracterizações e simulações (Arquivo Usiminas).

#### 4.2. Simulação de recozimento intercrítico

A partir do processo industrial de laminação a frio foram retiradas amostras (BFH) de 500 mm de comprimento e largura de 1100 mm. A partir dessa amostra foram retiradas amostras de 150 mm x 50 mm afastadas da borda em 270 mm para a simulação do recozimento intercrítico via máquina Gleeble modelo 3500. A figura 4.2 mostra o esquema da região de amostragem. O aquecimento da amostra é realizado por efeito Joule em uma câmara com atmosfera inerte, o controle de temperatura é feito por meio de um termopar cromel-alumel. O resfriamento rápido é feito por bicos aspersores de água e gás.

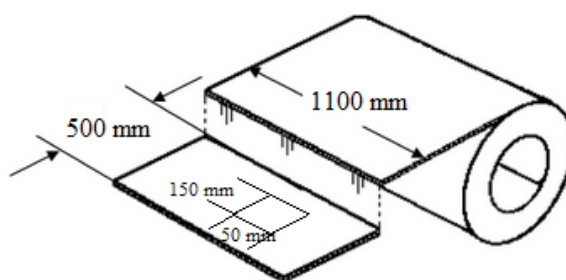


Figura 4.2 – Região de retirada das amostras na condição de laminado a frio (BFH) utilizadas na simulação via Gleeble.

A figura 4.3 mostra o esquema do ciclo completo de recozimento intercrítico que foi simulado via Gleeble. As simulações foram realizadas com base nas dimensões da linha de galvanização contínua nº 2 da Usiminas. Para esse equipamento definiu-se o tempo de permanência em cada etapa em função da velocidade e comprimento de cada região. Os tempos de permanência nas etapas de aquecimento ( $\Delta t_1$ ), encharque ( $\Delta t_2$ ) e resfriamento lento ( $\Delta t_3$ ) foram de 323 s, 108 s e 36 s, respectivamente.

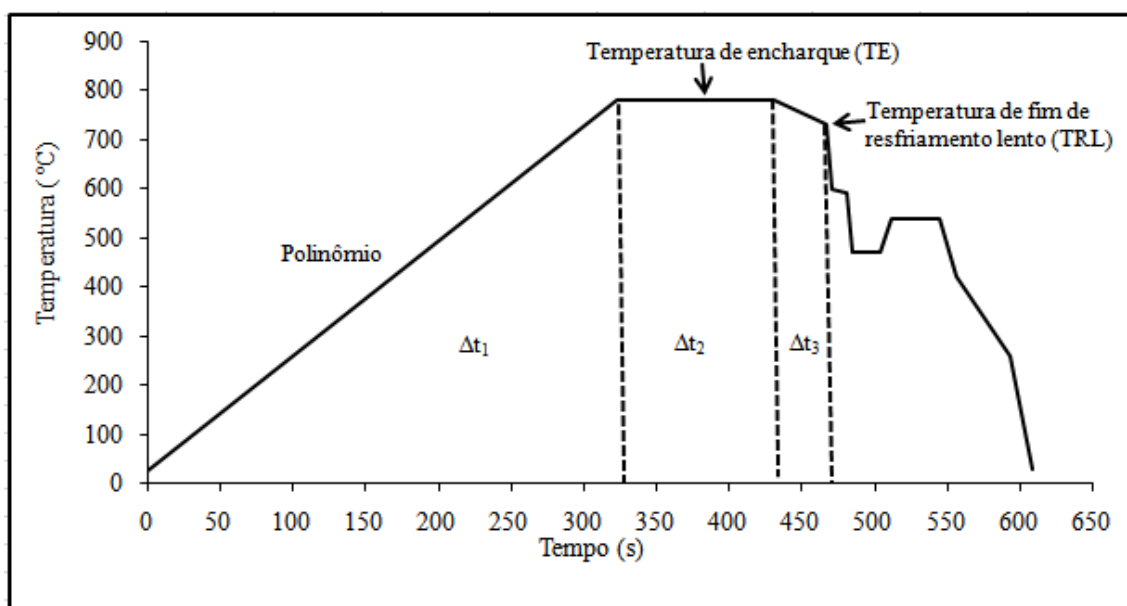


Figura 4.3 – Esquema do ciclo de recozimento completo para produção de revestimento Zn-Fe (GA) utilizados na simulação via Gleeble.

O aquecimento não ocorre a uma taxa constante. O perfil de aquecimento foi definido pelo seguinte polinômio que depende da temperatura de encharque e velocidade da linha:

$$T = -1E-07t^4 + 0,000t^3 - 0,045t^2 + 8,613t + 4,073 \quad (4.1)$$

$$T = -1E-07t^4 + 0,000t^3 - 0,047t^2 + 8,971t + 4,243 \quad (4.2)$$

$$T = -1E-07t^4 + 0,000t^3 - 0,049t^2 + 9,330t + 4,412 \quad (4.3)$$

$$T = -1E-07t^4 + 0,000t^3 - 0,051t^2 + 9,689t + 4,582 \quad (4.4)$$

$$T = -1E-07t^4 + 0,000t^3 - 0,052t^2 + 10,04t + 4,752 \quad (4.5)$$

onde T é a temperatura em °C e t é o tempo em segundo. A equação 4.1 é para a temperatura de encharque de 720°C, 4.2 para 750°C, 4.3 para 780°C, 4.4 para 810°C e 4.5 para 840°C.

As simulações na Gleeble dos ciclos completos de recozimento foram conduzidas com velocidade constante de 80 m/min. Foram avaliadas cinco temperaturas de encharque, 720°C, 750°C, 780°C, 810°C, e 840°C, mantendo constante a temperatura de fim de resfriamento lento (TRL) em 670°C, conforme figura 4.4. Posteriormente, para a temperatura de encharque de 780°C foram testadas cinco temperaturas de fim de resfriamento lento, 610°C, 640°C, 670°C, 700°C e 730°C, conforme figura 4.5. Os demais parâmetros foram mantidos e controlados.

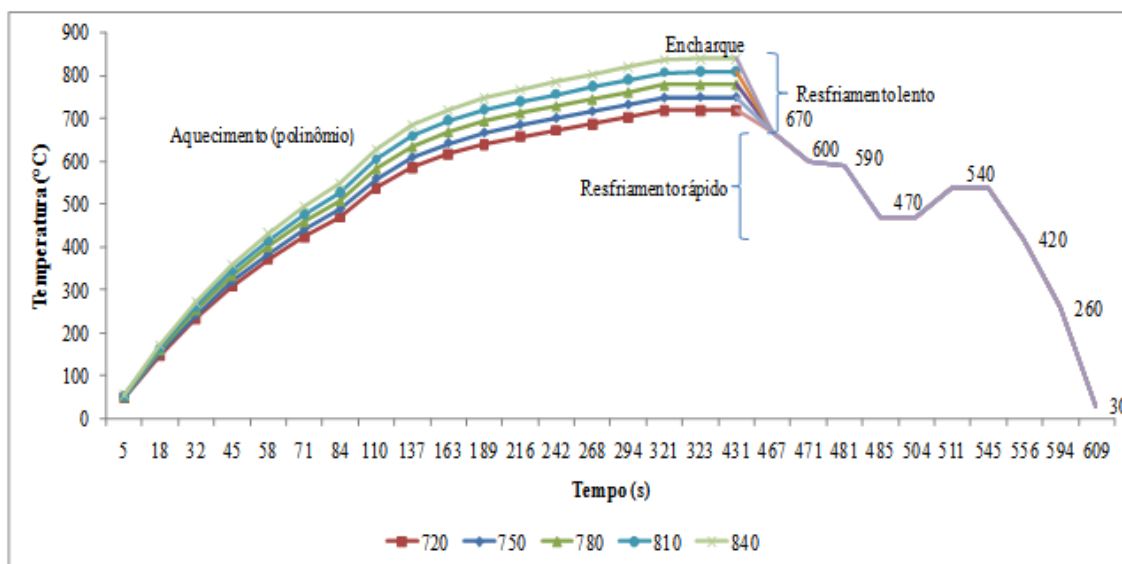


Figura 4.4 – Esquema de simulação dos ciclos completos variando a temperatura de encharque em 720°C, 750°C, 780°C, 810°C e 840°C.

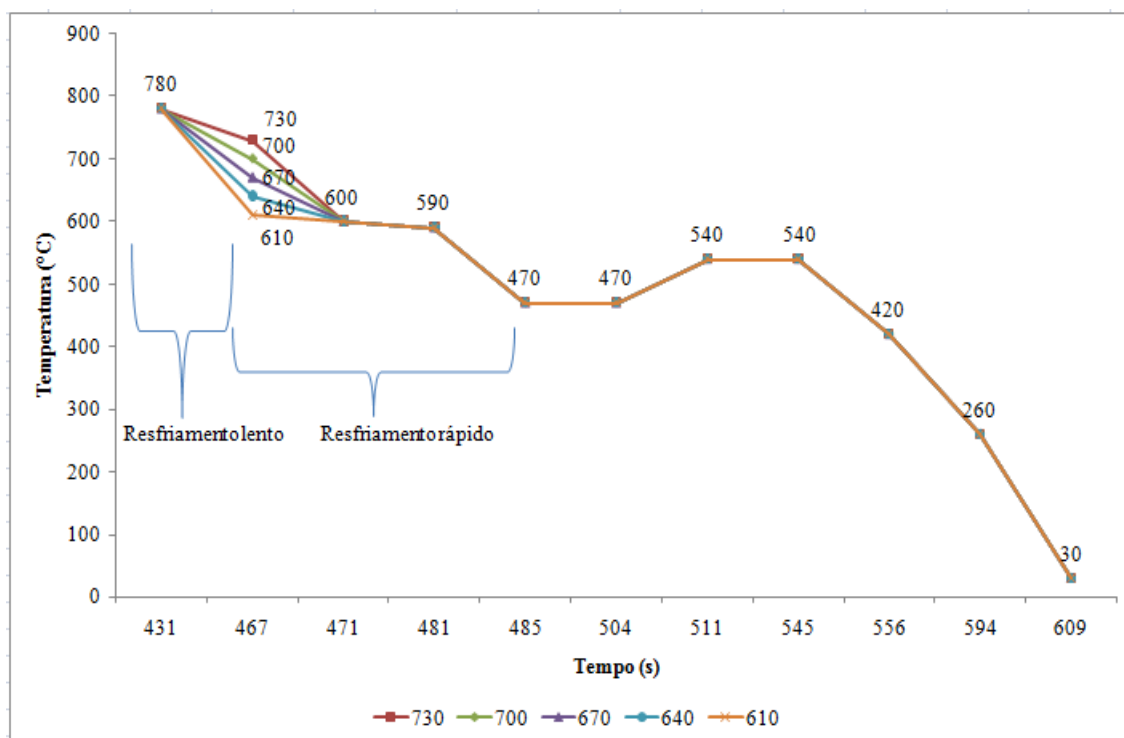


Figura 4.5 – Esquema de simulação dos ciclos completos variando a temperatura de fim de resfriamento lento em 730°C, 700°C, 670°C, 640°C e 610°C.

Com o objetivo de avaliar a evolução da microestrutura durante as etapas de aquecimento, encharque e resfriamento lento foram realizados na máquina Gleeble ensaios interrompidos, mediante o emprego de altas taxas de resfriamento dos corpos de prova, os pontos selecionados estão ilustrados na figura 4.6 e 4.7.

A figura 4.6 mostra as temperaturas selecionadas para a interrupção durante aquecimento a taxa conforme polinômio já descrito. As temperaturas testadas foram de 500°C, 600°C, 620°C, 640°C, 660°C, 680°C e 700°C.

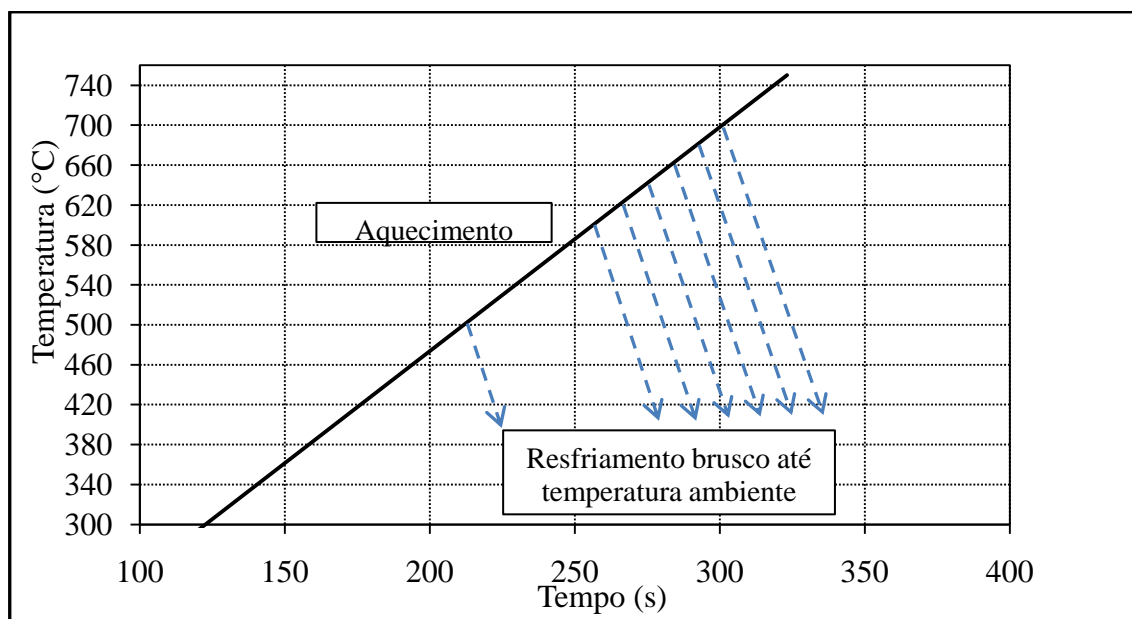


Figura 4.6 – Esquema das simulações realizadas de interrupção do ciclo durante a etapa de aquecimento a partir das temperaturas de 500°C, 600°C, 620°C, 640°C, 660°C, 680°C e 700°C.

A figura 4.7 mostra as condições avaliadas na interrupção do ciclo de recozimento durante a etapa de encharque. Para as temperaturas de encharque de 750°C, 780°C e 810°C os ensaios foram interrompidos no início e no fim do encharque para avaliação microestrutural. Para a temperatura de encharque de 780°C, figura 4.8, foram avaliadas as condições finais para cinco temperaturas de fim do resfriamento lento, 730°C, 700°C, 670°C, 640°C e 610°C. A avaliação mais completa para a temperatura de 780°C foi selecionada por ser a condição padrão de processamento industrial.

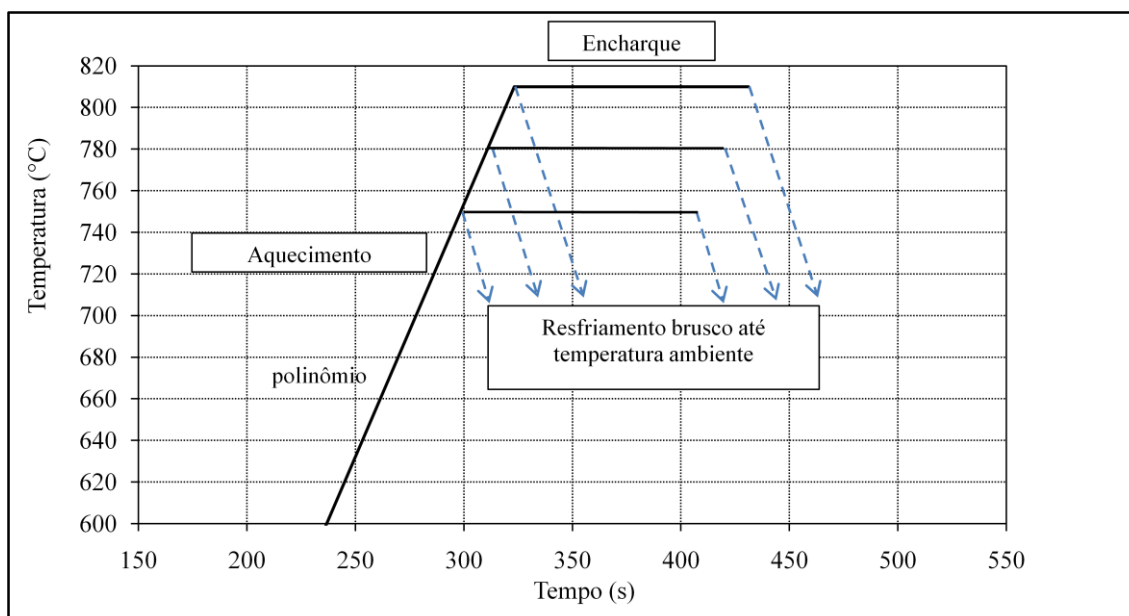


Figura 4.7 – Esquema das simulações realizadas de interrupção do ciclo durante a etapa de encharque para as temperaturas de 750°C, 780°C e 810°C.

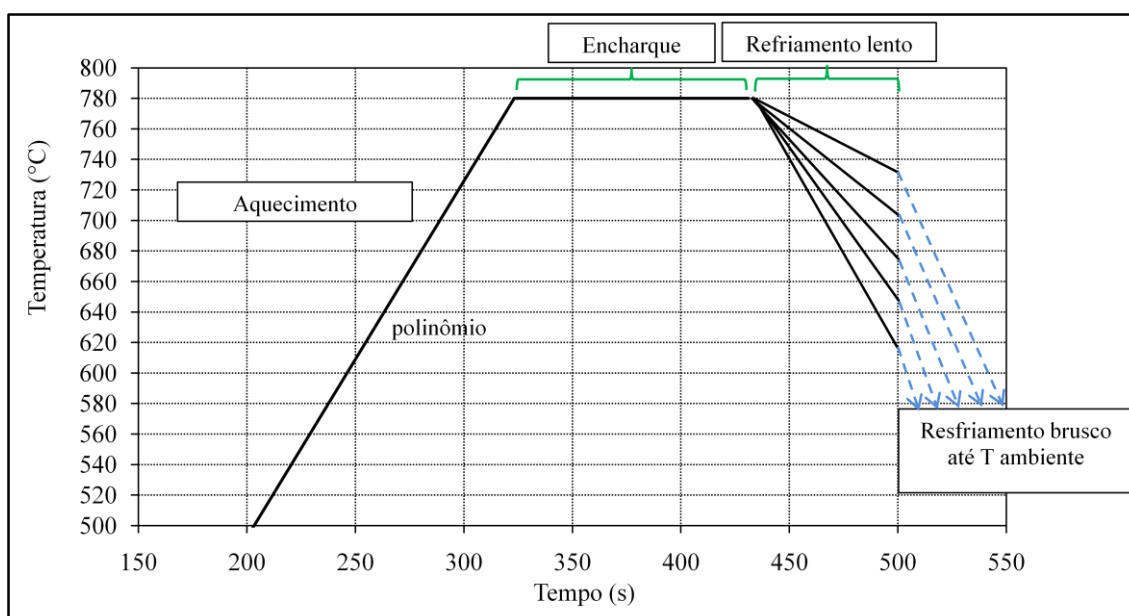


Figura 4.8 – Esquema das simulações realizadas de interrupção do ciclo durante a etapa de resfriamento lento com as temperaturas iguais a 730°C, 700°C, 670°C, 640°C e 610°C e a temperatura de encharque igual a 780°C.

Foram ainda realizados ensaios no dilatômetro com o objetivo de levantar as temperaturas  $Ac_1$  e  $Ac_3$ , de início e fim de formação da austenita, respectivamente. O esquema destes ensaios é mostrado na figura 4.9.

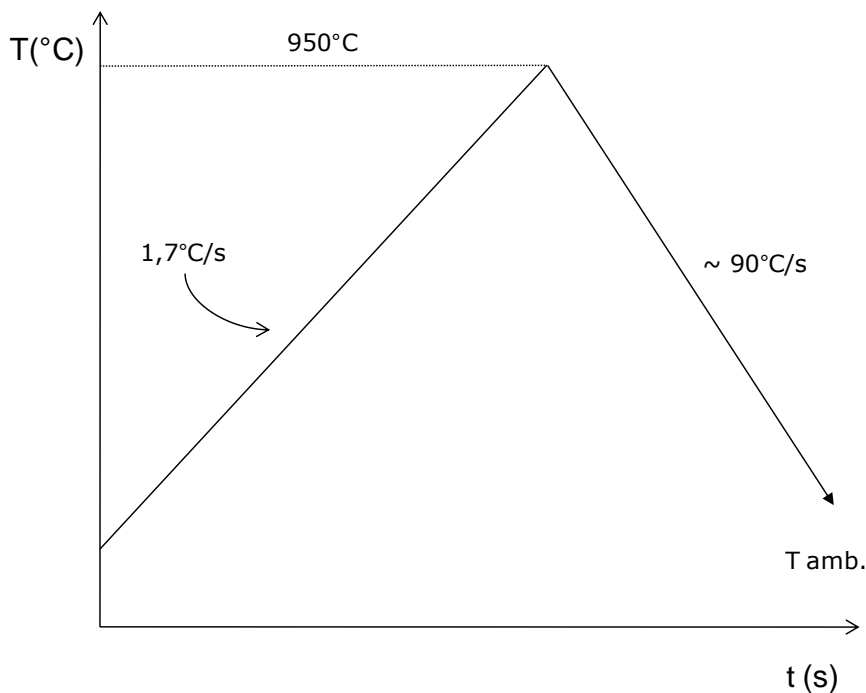


Figura 4.9 - Esquema de ensaios realizados no dilatômetro com o objetivo de levantar as temperaturas  $Ac_1$  e  $Ac_3$ .

Foram realizados também, ensaios dilatométricos simulando o ciclo completo de recozimento contínuo intercrítico, visando avaliar as temperaturas de transformação de fases. As temperaturas de encharque utilizadas nesses testes foram de  $810^\circ\text{C}$ ,  $780^\circ\text{C}$  e  $750^\circ\text{C}$ . Por fim, foram realizadas simulações com resfriamento contínuo a partir das temperaturas de encharque de  $810^\circ\text{C}$  e  $780^\circ\text{C}$ . Nesses testes foram empregadas várias taxas de resfriamento, com o objetivo de elaborar o diagrama de transformação por resfriamento contínuo.

Os corpos de prova para ensaio no dilatômetro são retangulares, com dimensões de  $10 \text{ mm} \times 4 \text{ mm}$ , e seu aquecimento é feito por indução eletromagnética, o que garante boa homogeneidade térmica, com possível exceção de suas bordas.

### 4.3. Caracterização microestrutural

A microestrutura das amostras foi caracterizada via microscopia óptica (MO) e eletrônica de varredura (MEV), após a aplicação do reativo nital 4%. As análises metalográficas foram realizadas em seção longitudinal, definida pelas direções de laminação e normal à superfície.

Com o objetivo de medir a fração volumétrica dos constituintes presentes foram gerados, para cada amostra, 20 campos de imagens via MEV com 8.000x de ampliação, sendo sobre elas justaposta uma malha retangular constituída de 165 nós. A opção pelo uso da contagem por pontos, ao invés de metodologias convencionais de análise de imagens associada à microscopia óptica, se justifica por sua elevada precisão, principalmente quando se considera o grau de refinamento e de homogeneidade da microestrutura das amostras.

### 4.4. Avaliação das propriedades mecânicas

Cada amostra utilizada na simulação do ciclo completo na Gleeble de 150 mm x 50 mm deu origem a três corpos de prova (CP) para os testes de tração preparados conforme norma ASTM A370, tamanho reduzido. O formato e as dimensões dos corpos de prova estão mostrados na figura 4.10 e na tabela IV.2. Foram medidos os valores de limite de escoamento, limite de resistência, alongamento total e uniforme e expoente de encruamento ( $n$ ). A velocidade do ensaio foi de 5 mm/min e a direção dos ensaios foi perpendicular ao sentido de laminação.

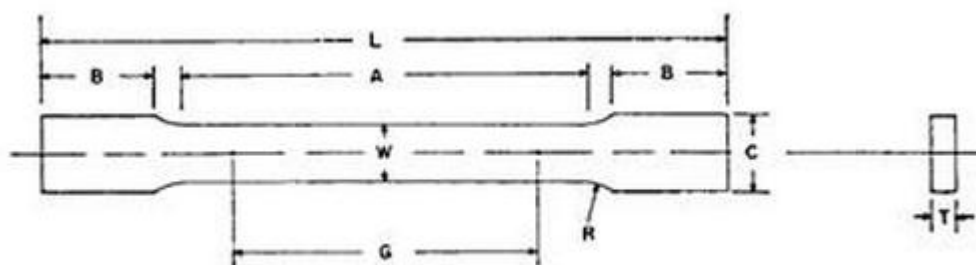


Figura 4.10 – Formato do CP utilizado no ensaio de tração após simulação na Gleeble (ASTM A370 – 12a, 2012).

Tabela IV.2 – Dimensões do CP utilizado no ensaio de tração após simulação na Gleeble.

Região	Medida (mm)
G – comprimento útil	25 +/- 0,08
W – largura útil	6,25 +/- 0,05
T – espessura	1,20 +/- 0,07
R – raio (mínimo)	6
L – comprimento total (mínimo)	100
A – comprimento seção reduzida (mínimo)	32
C – largura total (aproximado)	10

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1 Material como laminado a quente e a frio

A condição do material utilizado nesse trabalho após a laminação a quente é mostrada nas figuras 5.1 e 5.2, via microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV), respectivamente. As figuras 5.3, 5.4 e 5.5 mostram a condição após a laminação a frio, via MO com ataque de nital 4% e metabissulfito de sódio, e via MEV com ataque de nital 4%. Observa-se uma microestrutura refinada com presença de bainita e martensita, além da ferrita e perlita. Na figura 5.4, com ataque de metabissulfito, a martensita e constituinte MA aparecem em tom de branco, a bainita e perlita em tom de marrom e a ferrita na cor cinza claro. A presença de martensita após a laminação a quente indica alta temperabilidade da liga estudada, geralmente são observadas apenas ferrita e perlita.



Figura 5.1 – Aspecto microestrutural após laminação a quente. MO. Nital 4%.

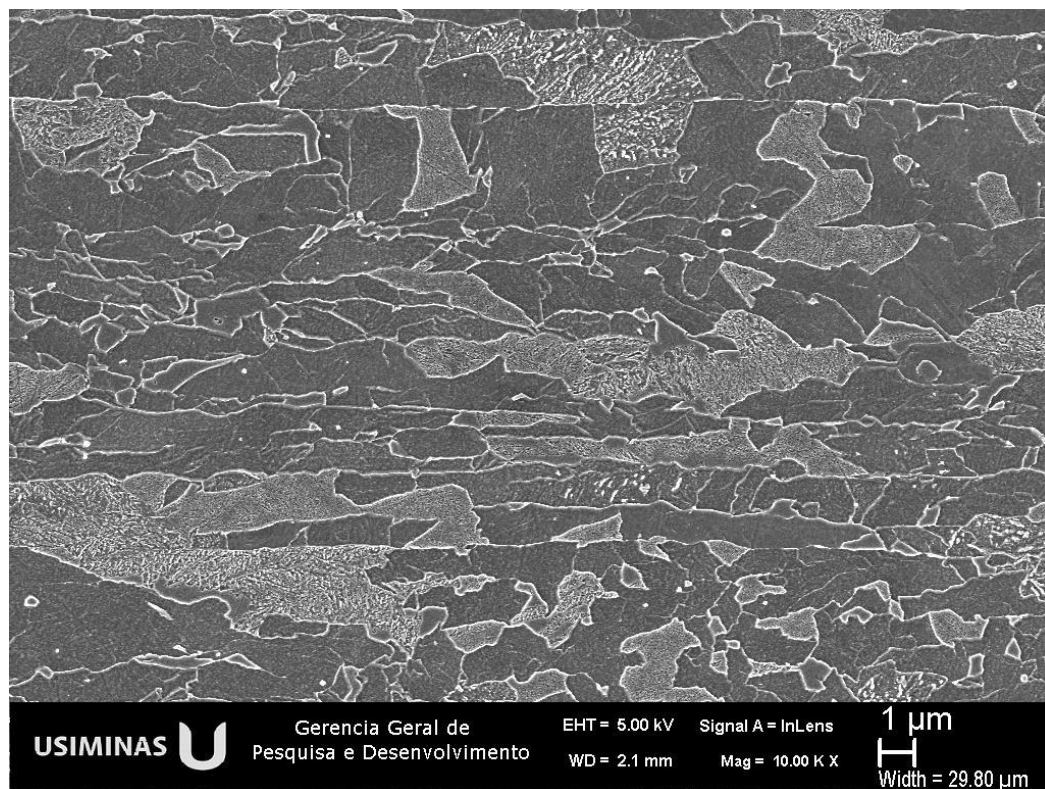


Figura 5.2 – Aspecto microestrutural após laminação a quente. MEV. Nital 4%.



Figura 5.3 – Aspecto microestrutural após laminação a frio. MO. Nital 4%.



Figura 5.4 – Aspecto microestrutural após laminação a frio. MO. Metabissulfito de sódio.

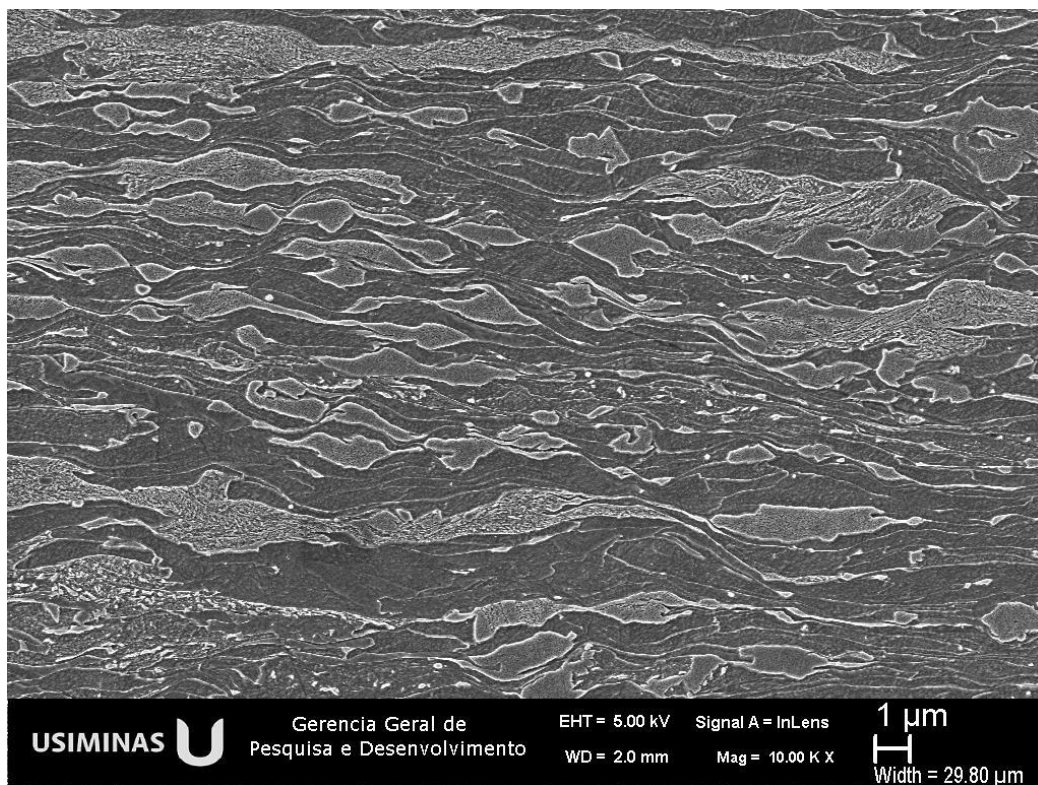


Figura 5.5 – Aspecto microestrutural após laminação a frio. MEV. Nital 4%.

## 5.2 Evolução microestrutural durante recozimento contínuo

Nesse trabalho foi avaliada a evolução microestrutural na região de aquecimento, início e fim de encharque e fim da região de resfriamento lento.

### 5.2.1 Região de aquecimento

Conforme discutido no item 4.2 o aquecimento não ocorre a uma taxa constante. O perfil de aquecimento foi definido por um polinômio que depende da temperatura de encharque e velocidade da linha.

A figura 5.6 mostra a evolução microestrutural na região de aquecimento após resfriamento brusco até a temperatura ambiente a partir da temperatura de (a) 500°C, (b) 600°C, (c) 620°C, (d) 640°C, (e) 660°C, (f) 680°C, (g) 700°C e (h) 720°C. Entre as temperaturas de 500°C e 640°C não foram observadas variações significativas da microestrutura para a condição avaliada, no entanto, para a  $T = 640^\circ\text{C}$  foi possível verificar com maior clareza algumas regiões com a presença de carbonetos esferoidizados. O processo de laminação a frio proporciona a fragmentação da cementita, aumentando sua área superficial, assim como gera subestruturas de deslocamentos, com isso a esferoidização da cementita é acelerada, começando antes mesmo do início da recristalização da ferrita (Yang *et al.*, 1985).

Na temperatura de 660°C, figura 5.6(e), as setas indicam algumas regiões com início da recristalização de grãos ferríticos. Para a temperatura de 680°C esses primeiros grãos apresentavam algum crescimento. Nas figuras 5.6(f) e 5.6(g), temperaturas de 680°C e 700°C, respectivamente, alguns grãos ferríticos recristalizados podem ser observados e, no interior desses, carbonetos esferoidizados, contudo a fração não recristalizada ainda é considerável. A recristalização é um processo termicamente ativado e depende do tempo. Observa-se na literatura a utilização da equação de Avrami para descrever a cinética da recristalização (Huang *et al.*, 2004; Costa, 2012).

$$X = 1 - \exp(-bt^k) \quad (5.1)$$

Onde X é a fração de ferrita recristalizada, k e b são parâmetros de ajuste da equação, e t é o tempo. O parâmetro b é o termo que representa a dependência térmica do processo:

$$b = b_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (5.2)$$

Onde o termo  $b_0$  é uma constante, Q é a energia de ativação associada ao processo de recristalização, R é a constante universal dos gases e T, a temperatura absoluta.

Na microestrutura obtida para temperatura de 720°C, figura 5.6(h) os grãos ferríticos se encontravam totalmente recristalizados e o início da nucleação da austenita foi observado nos contornos de grãos ferríticos. A figura 5.7 mostra essa mesma microestrutura com aumento original maior, evidenciando a nucleação da austenita nos contornos de grãos ferríticos, observa-se também grande fração de carbonetos esferoidizados não dissolvidos. A austenita formada nessa temperatura se transformou em segunda fase após o resfriamento brusco, essa segunda fase está mostrada com as setas na figura 5.6(h).

Rocha (2004) observou em seu trabalho, sobre aço bifásico da classe de limite de resistência de 600 MPa, que a formação da austenita só foi observada depois que toda a ferrita já tinha recristalizado. Fato semelhante foi observado por Garcia e DeArdo (1980). Diferentemente ao verificado nesses trabalhos citados anteriormente, Yang *et al.* (1985) observaram a nucleação da austenita durante a recristalização, de forma geral, a austenita formou inicialmente nos contornos de grãos da ferrita deformada e, após a recristalização da ferrita, associada a carbonetos esferoidizados na matriz ferrítica.

Huang *et al.* (2004) justificaram a diferença de cinética de formação da austenita com base na interação entre este processo e a recristalização da ferrita. Conforme os autores, com elevada taxa de aquecimento (100°C/s), os contornos de grãos ferríticos não ofereciam sítios adequados para a nucleação da austenita, já que no processo de recristalização da ferrita os contornos de grãos apresentaram certa mobilidade.

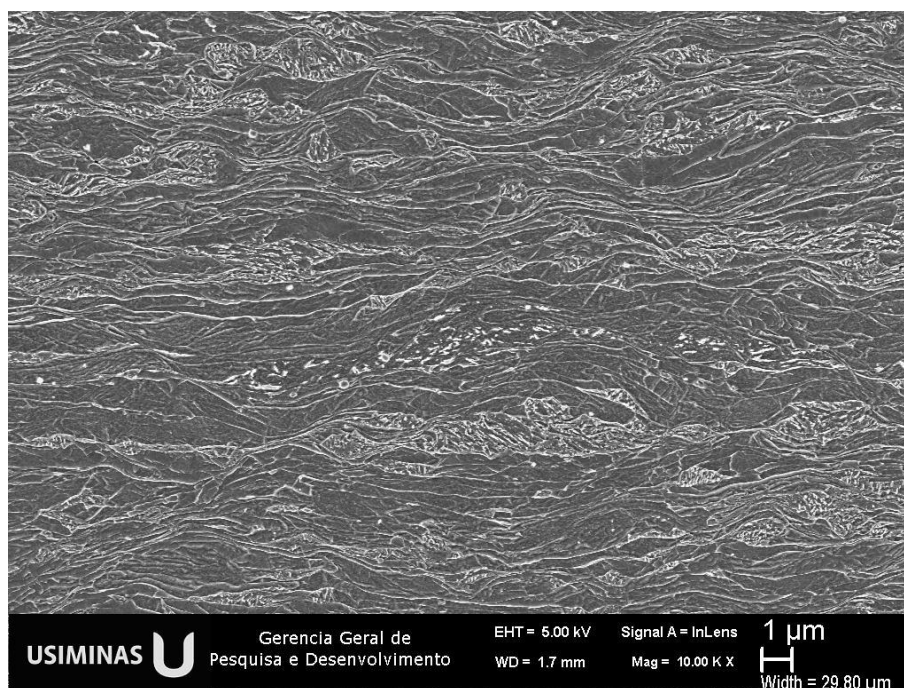
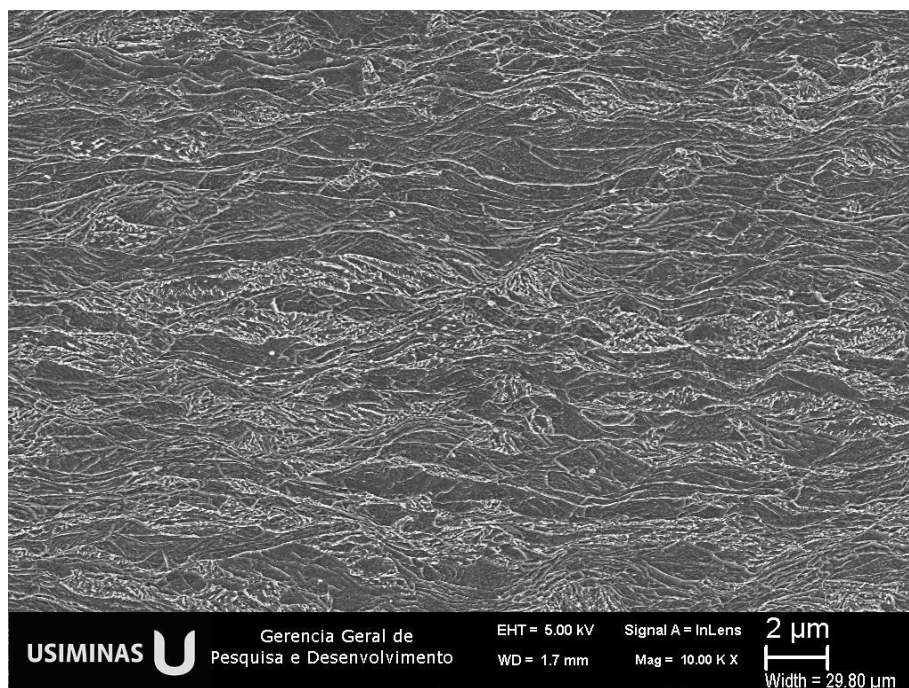
(a)  $T = 500^{\circ}\text{C}$ (b)  $T = 600^{\circ}\text{C}$ 

Figura 5.6 – Evolução microestrutural na região de aquecimento após resfriamento brusco a partir da temperatura de (a)  $500^{\circ}\text{C}$ , (b)  $600^{\circ}\text{C}$ , (c)  $620^{\circ}\text{C}$ , (d)  $640^{\circ}\text{C}$ , (e)  $660^{\circ}\text{C}$ , (f)  $680^{\circ}\text{C}$ , (g)  $700^{\circ}\text{C}$  e (h)  $720^{\circ}\text{C}$ . MEV. Nital 4%.

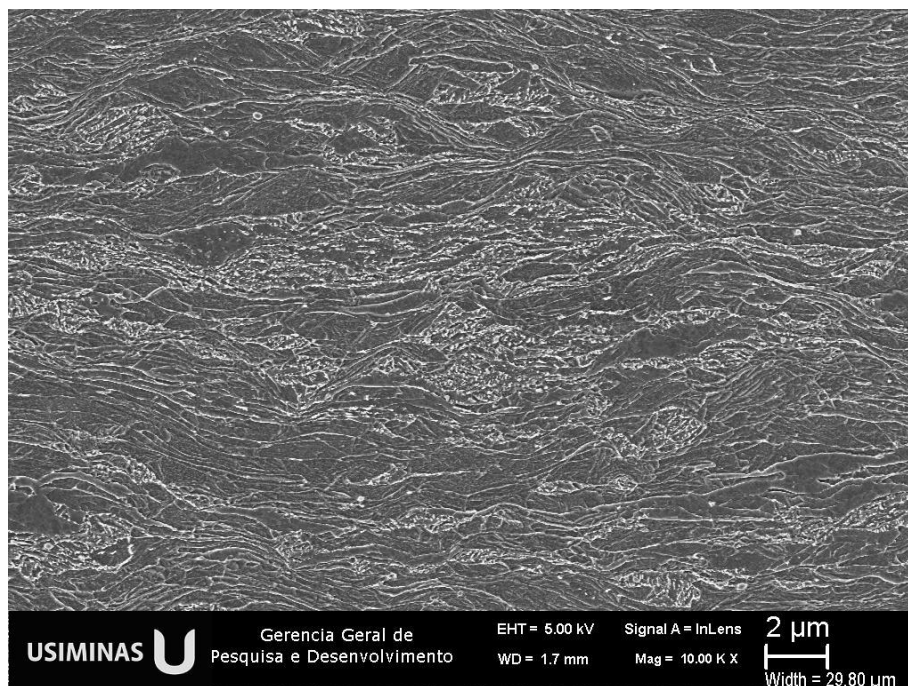
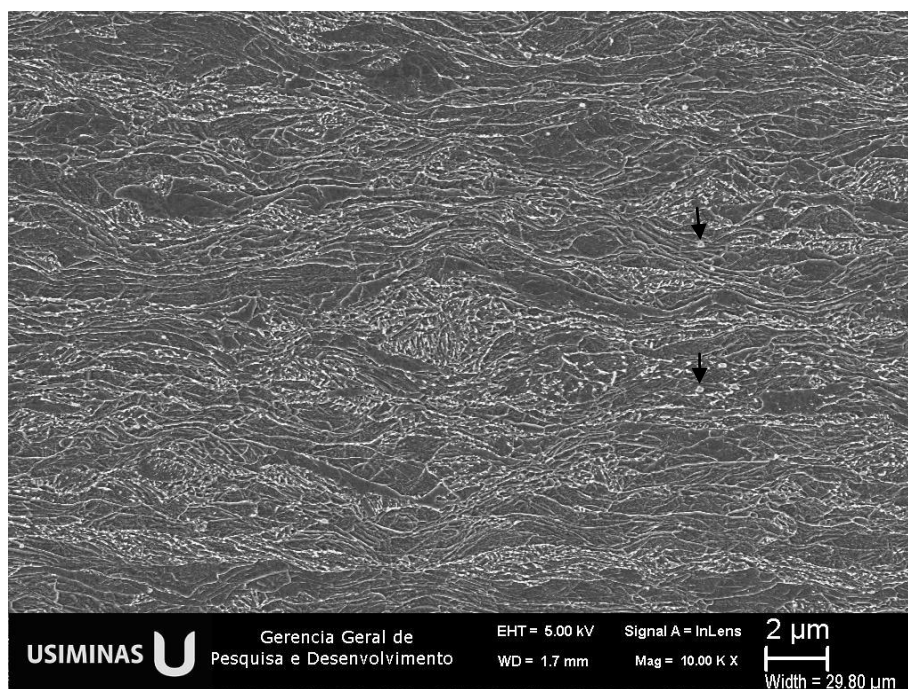
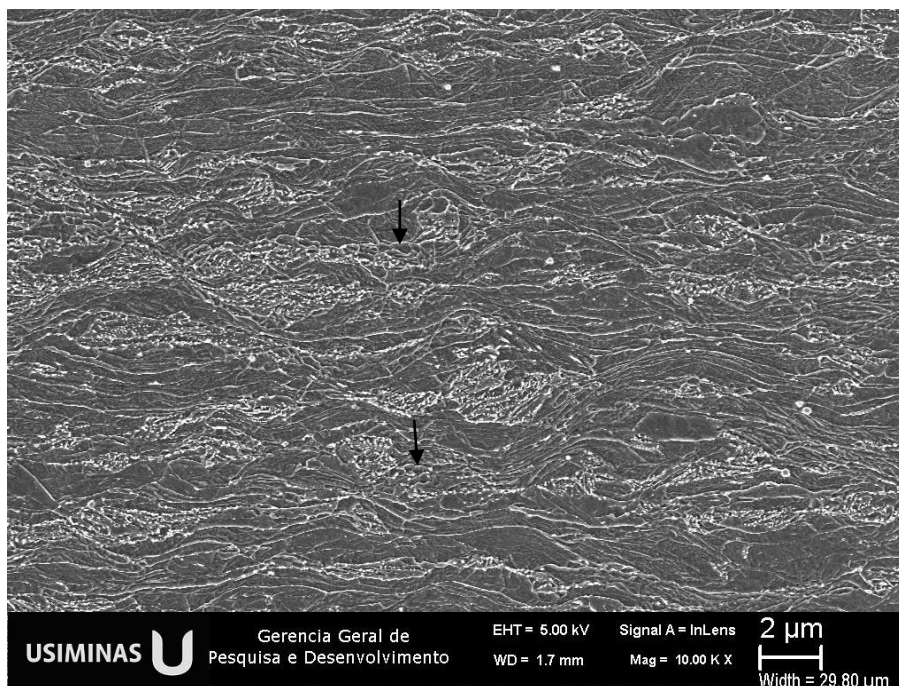
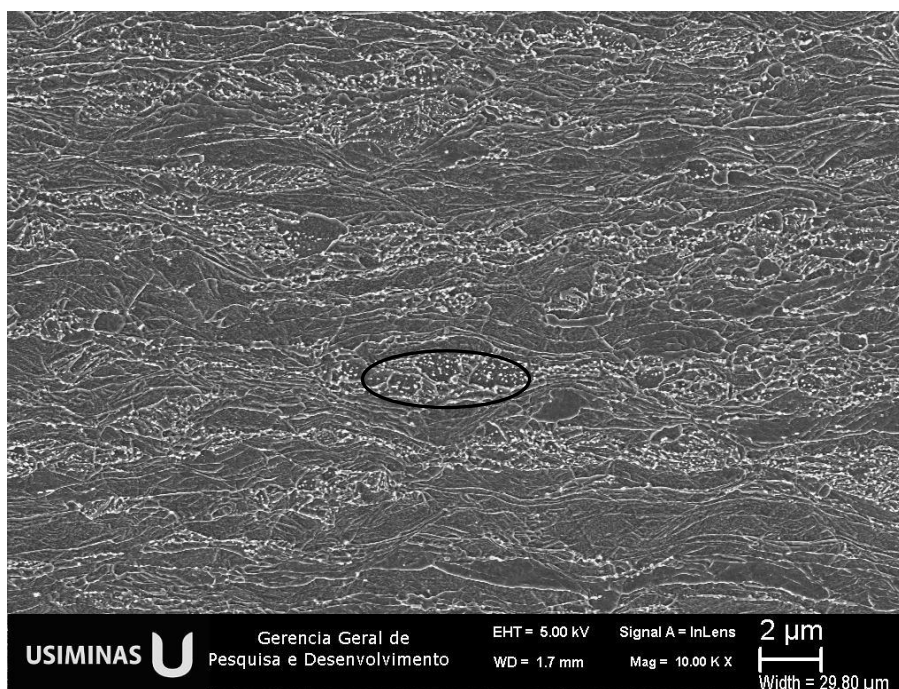
(c)  $T = 620^{\circ}\text{C}$ (d)  $T = 640^{\circ}\text{C}$ , as setas indicam carbonetos esferoidizados.

Figura 5.6 – Continuação – Evolução microestrutural na região de aquecimento após resfriamento brusco a partir da temperatura de (a)  $500^{\circ}\text{C}$ , (b)  $600^{\circ}\text{C}$ , (c)  $620^{\circ}\text{C}$ , (d)  $640^{\circ}\text{C}$ , (e)  $660^{\circ}\text{C}$ , (f)  $680^{\circ}\text{C}$ , (g)  $700^{\circ}\text{C}$  e (h)  $720^{\circ}\text{C}$ . MEV. Nital 4%.

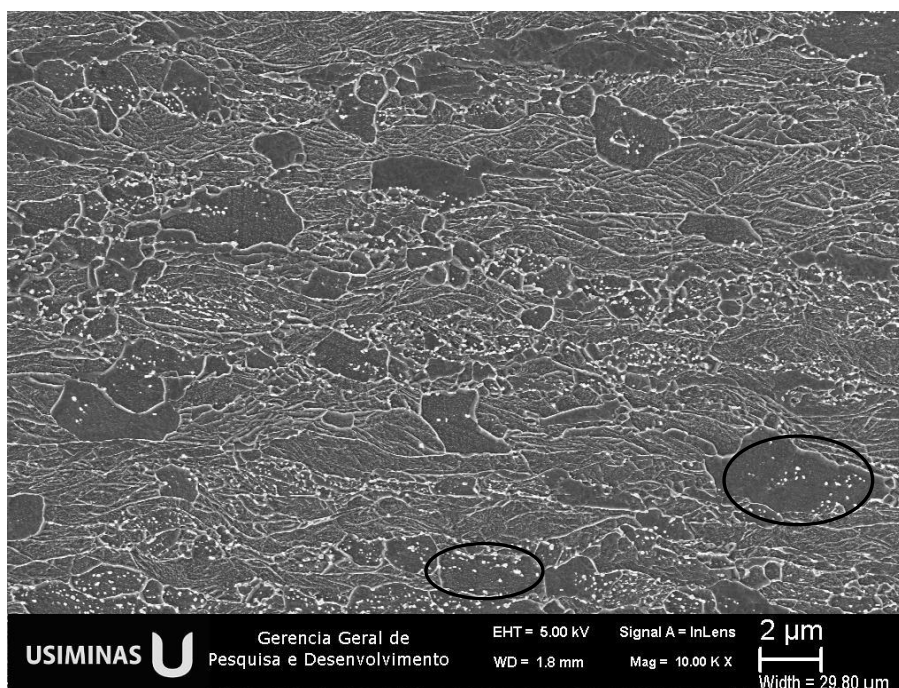


(e)  $T = 660^{\circ}\text{C}$ , as setas indicam regiões de início da recrystalização dos grãos ferríticos.

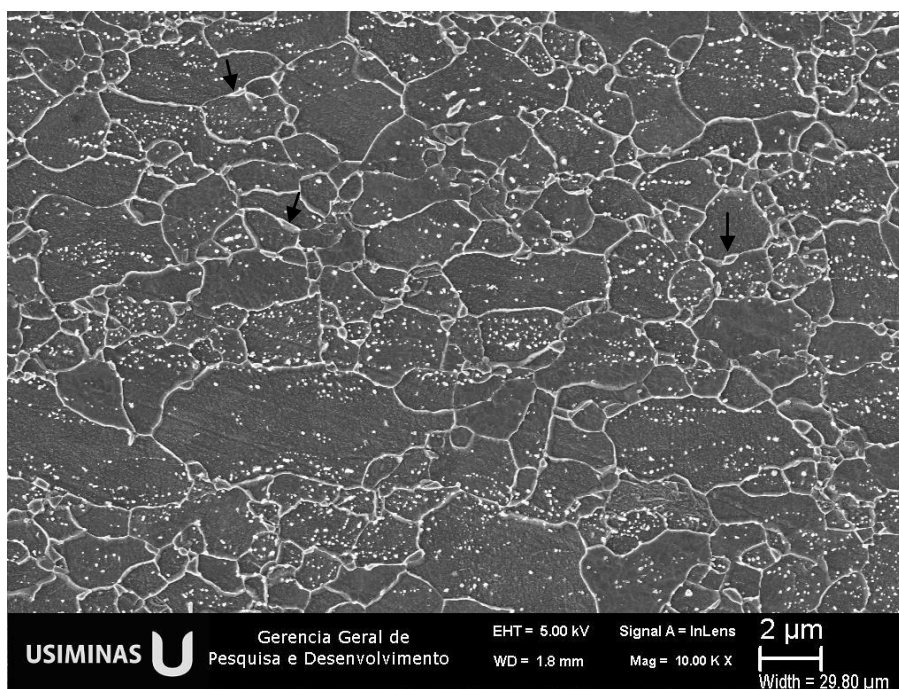


(f)  $T = 680^{\circ}\text{C}$ , a região marcada indica grãos ferríticos recrystalizados com presença de carbonetos esferoidizados no seu interior.

Figura 5.6 – Continuação – Evolução microestrutural na região de aquecimento após resfriamento brusco a partir da temperatura de (a)  $500^{\circ}\text{C}$ , (b)  $600^{\circ}\text{C}$ , (c)  $620^{\circ}\text{C}$ , (d)  $640^{\circ}\text{C}$ , (e)  $660^{\circ}\text{C}$ , (f)  $680^{\circ}\text{C}$ , (g)  $700^{\circ}\text{C}$  e (h)  $720^{\circ}\text{C}$ . MEV. Nital 4%.



(g)  $T = 700^{\circ}\text{C}$ , as regiões marcadas indicam grãos ferríticos recrystalizados com presença de carbonetos esferoidizados no seu interior.



(h)  $T = 720^{\circ}\text{C}$ , as setas indicam a segunda fase formada a partir da transformação dos primeiros grãos austeníticos nos contornos de grãos ferríticos recrystalizados.

Figura 5.6 – Continuação – Evolução microestrutural na região de aquecimento após resfriamento brusco a partir da temperatura de (a)  $500^{\circ}\text{C}$ , (b)  $600^{\circ}\text{C}$ , (c)  $620^{\circ}\text{C}$ , (d)  $640^{\circ}\text{C}$ , (e)  $660^{\circ}\text{C}$ , (f)  $680^{\circ}\text{C}$ , (g)  $700^{\circ}\text{C}$  e (h)  $720^{\circ}\text{C}$ . MEV. Nital 4%.

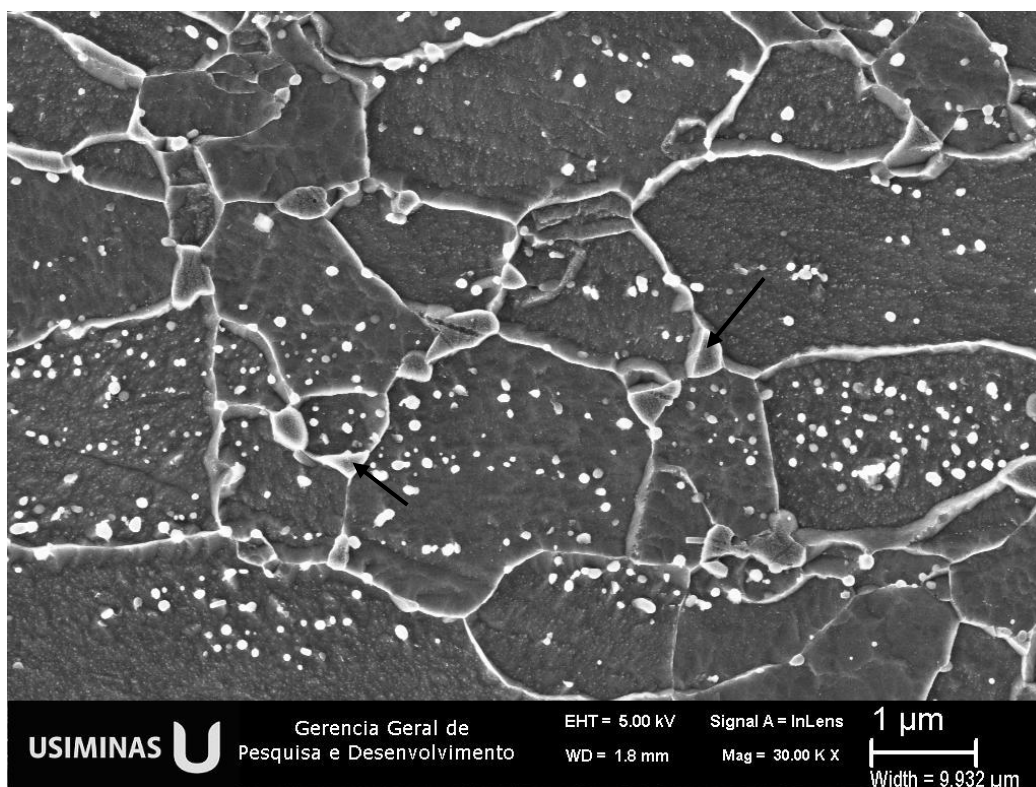


Figura 5.7 – Ampliação da condição mostrada na figura 5.6(h).  $T=720^{\circ}\text{C}$ . As setas indicam a segunda fase formada a partir da transformação dos primeiros grãos austeníticos nos contornos de grãos ferríticos recristalizados. MEV. Nital 4%.

### 5.2.2 Região de encharque

Visando avaliar a evolução microestrutural na região de encharque foram feitos congelamentos das condições de início e fim do encharque para as temperaturas de  $750^{\circ}\text{C}$ ,  $780^{\circ}\text{C}$  e  $810^{\circ}\text{C}$ , conforme figura 5.8.

As figuras 5.8(a) e 5.8(b) mostram a microestrutura congelada no início e no fim do encharque para a temperatura de patamar de  $750^{\circ}\text{C}$ . As figuras 5.8(c) e 5.7(d) mostram a mesma condição, porém para temperatura de encharque de  $780^{\circ}\text{C}$  e as figuras 5.8(e) e 5.8(f) a temperatura de encharque foi de  $810^{\circ}\text{C}$ .

No início do encharque para temperatura de  $750^{\circ}\text{C}$  observou-se a presença de carbonetos não dissolvidos no interior do grão ferrítico, conforme mostrado por setas na figura 5.8(a), no fim do encharque para essa temperatura grande parte dos carbonetos se

encontravam dissolvidos. Para as temperaturas de 780°C e 810°C a fração de carbonetos não dissolvidos foi significativamente menor se comparada à condição com temperatura de 750°C.

Ainda avaliando a figura 5.8, observa-se que quanto maior a temperatura de encharque e quanto maior o tempo nessa temperatura, comparando início e fim do encharque, maior a fração de austenita, que se transformou em segundo constituinte (bainita, martensita e constituinte MA) após resfriamento, região de cor cinza claro. Fato também observado nos trabalhos de Llewellyn e Hills, 1996, Rege *et al.*, 2002, Kuang *et al.*, 2009 e Movamed *et al.*, 2009.

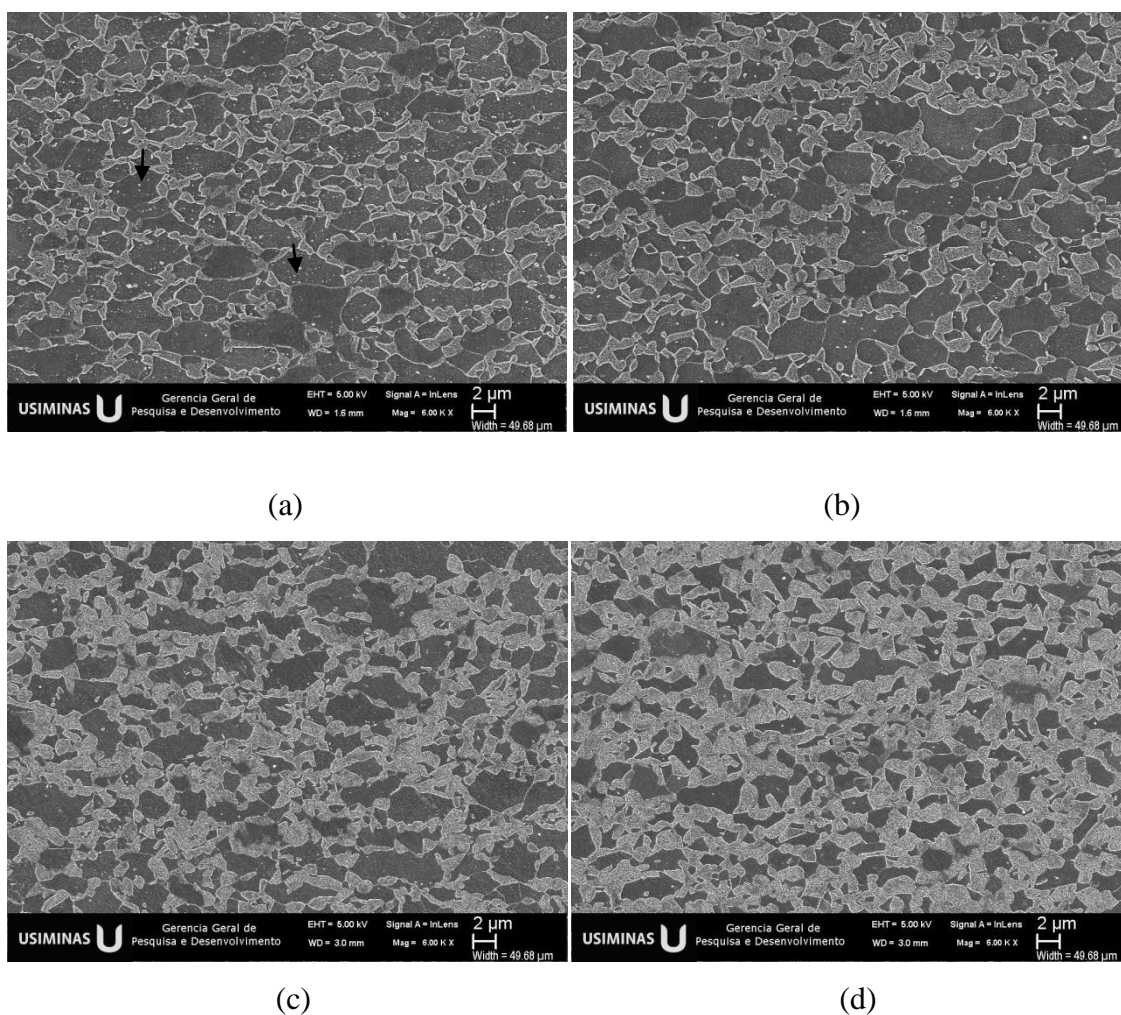
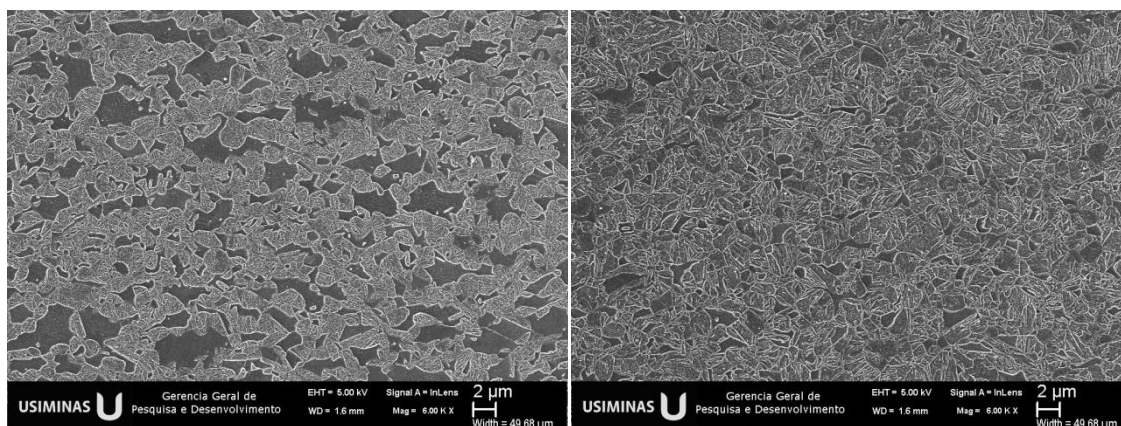


Figura 5.8 – Aspecto microestrutural na região de encharque. Sendo: (a) início do encharque a 750°C, (b) fim do encharque a 750°C, (c) início do encharque a 780°C, (d)

fim do encharque a 780°C, (e) início do encharque a 810°C, (f) fim do encharque a 810°C. MEV. Nital 4%.



(e)

(f)

Figura 5.8 – Continuação – Aspecto microestrutural na região de encharque. Sendo: (a) início do encharque a 750°C, (b) fim do encharque a 750°C, (c) início do encharque a 780°C, (d) fim do encharque a 780°C, (e) início do encharque a 810°C, (f) fim do encharque a 810°C. MEV. Nital 4%.

Após a nucleação da austenita nos contornos de grãos ferríticos totalmente recristalizados, conforme mostrado nas figuras 5.6(h) e 5.7, o seu crescimento inicial foi preferencialmente paralelo aos contornos de grãos ferríticos, conforme mostrado nas figuras 5.8(a) e 5.8(b). Posteriormente, com o aumento da fração de austenita, o seu crescimento foi na direção do interior do grão, visualizado melhor nas figuras 5.8(e) e 5.8(f). Fato também observado no trabalho de Garcia e DeArdo (1980), no qual avaliaram a formação da austenita em aços com 1,5% de Mn. Conforme os autores a taxa de crescimento da austenita nessas direções são explicados com base nos coeficientes de difusão: coeficiente de difusão relativo ao contorno de grão e coeficiente de difusão intragranular.

### 5.2.3 Região de resfriamento lento

A figura 5.9 mostra as microestruturas obtidas após a região de resfriamento lento do recozimento contínuo, com resfriamento brusco até a temperatura ambiente. A temperatura de encharque foi mantida em 780°C e as temperaturas de fim de resfriamento lento testadas foram de 730°C, 700°C, 670°C, 640°C e 610°C.

Nos trabalhos de Kuang *et al.* (2009) e Pichler *et al.* (1999) foram observados que em temperaturas de fim de resfriamento lento mais elevadas ocorre maior fração de segunda fase, aumentando com isso a resistência do aço.

Contudo, conforme figura 5.9, não foi possível verificar influência da temperatura de fim de resfriamento lento na fração de segundo constituinte no presente estudo. A confirmação dessa falta de influência e a discussão para o fato será apresentado posteriormente, ao discutir os resultados de propriedades mecânicas do ciclo completo variando a temperatura de fim de resfriamento lento (item 5.4).

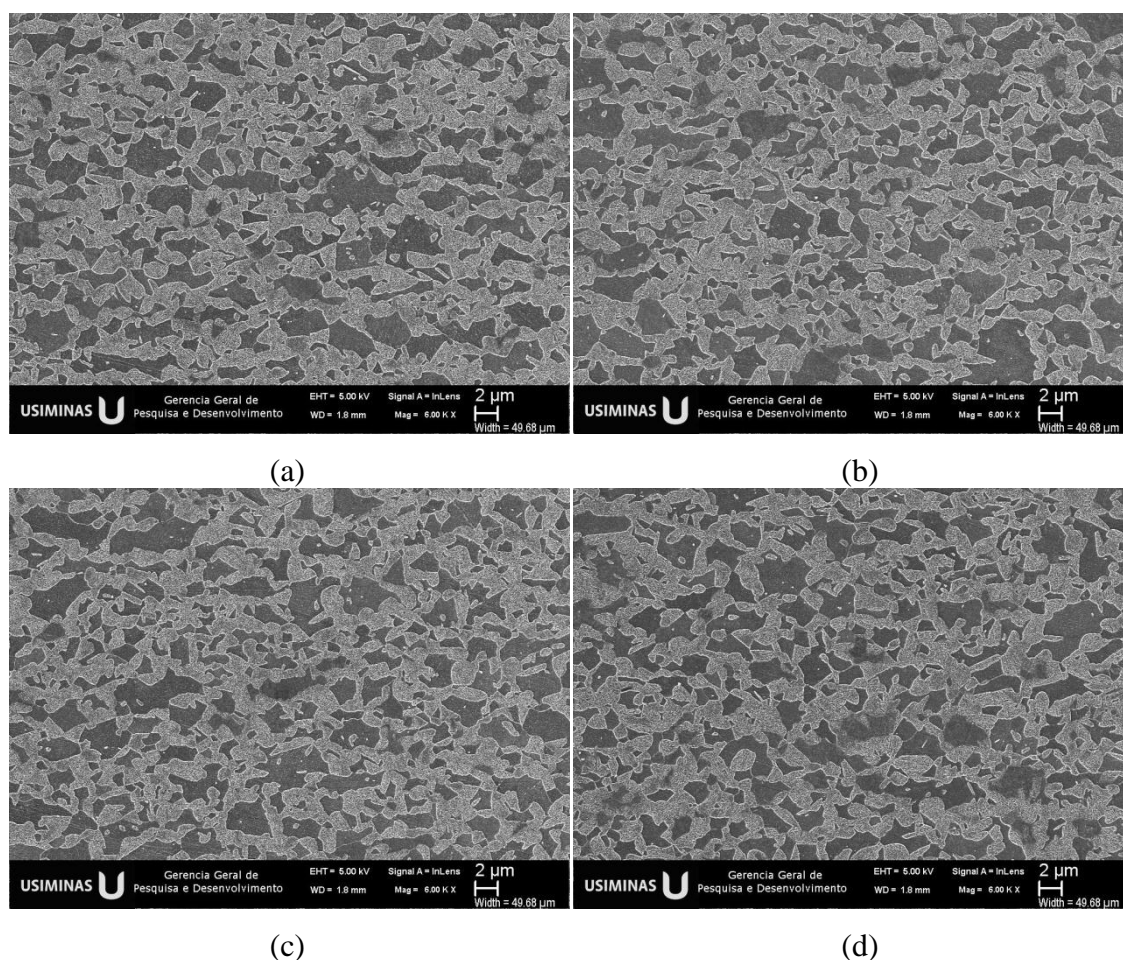
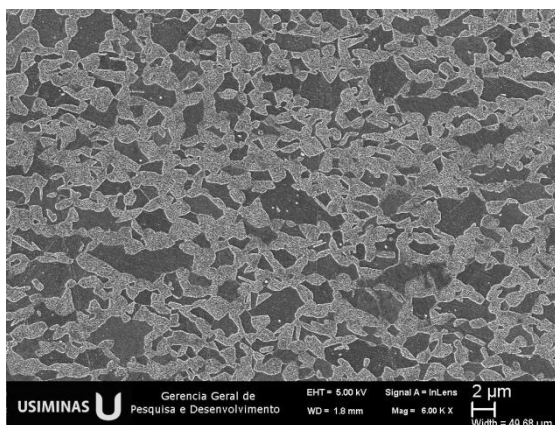


Figura 5.9 – Aspecto microestrutural congelando a condição após o resfriamento lento e com a temperatura de encharque de 780°C. Sendo a temperatura final de resfriamento lento igual a: (a) 610°C, (b) 640°C, (c) 670°C, (d) 700°C e (e) 730°C. MEV. Nital 4%.



(e)

Figura 5.9 – Continuação – Aspecto microestrutural congelando a condição após o resfriamento lento e com a temperatura de encharque de 780°C. Sendo a temperatura final de resfriamento lento igual a: (a) 610°C, (b) 640°C, (c) 670°C, (d) 700°C e (e) 730°C. MEV. Nital 4%.

Para validar os resultados anteriores trabalhando com temperatura de encharque de 780°C, os testes foram repetidos com temperatura de encharque de 810°C, ou seja, possibilitando avaliar a influência da temperatura de fim de resfriamento lento com maior fração de austenita presente após o encharque.

A figura 5.10 mostra as microestruturas congeladas após resfriamento lento realizado nas temperaturas de 730°C, 700°C, 670°C, 640°C e 610°C, temperatura de encharque de 810°C. Os resultados obtidos nessa condição foram similares aos obtidos na temperatura de encharque de 780°C, não foi possível verificar influência da temperatura de fim de resfriamento lento na microestrutura congelada após essa região. Para a temperatura de encharque de 810°C foi possível verificar maior fração de segundo constituinte se comparado à temperatura de 780°C.

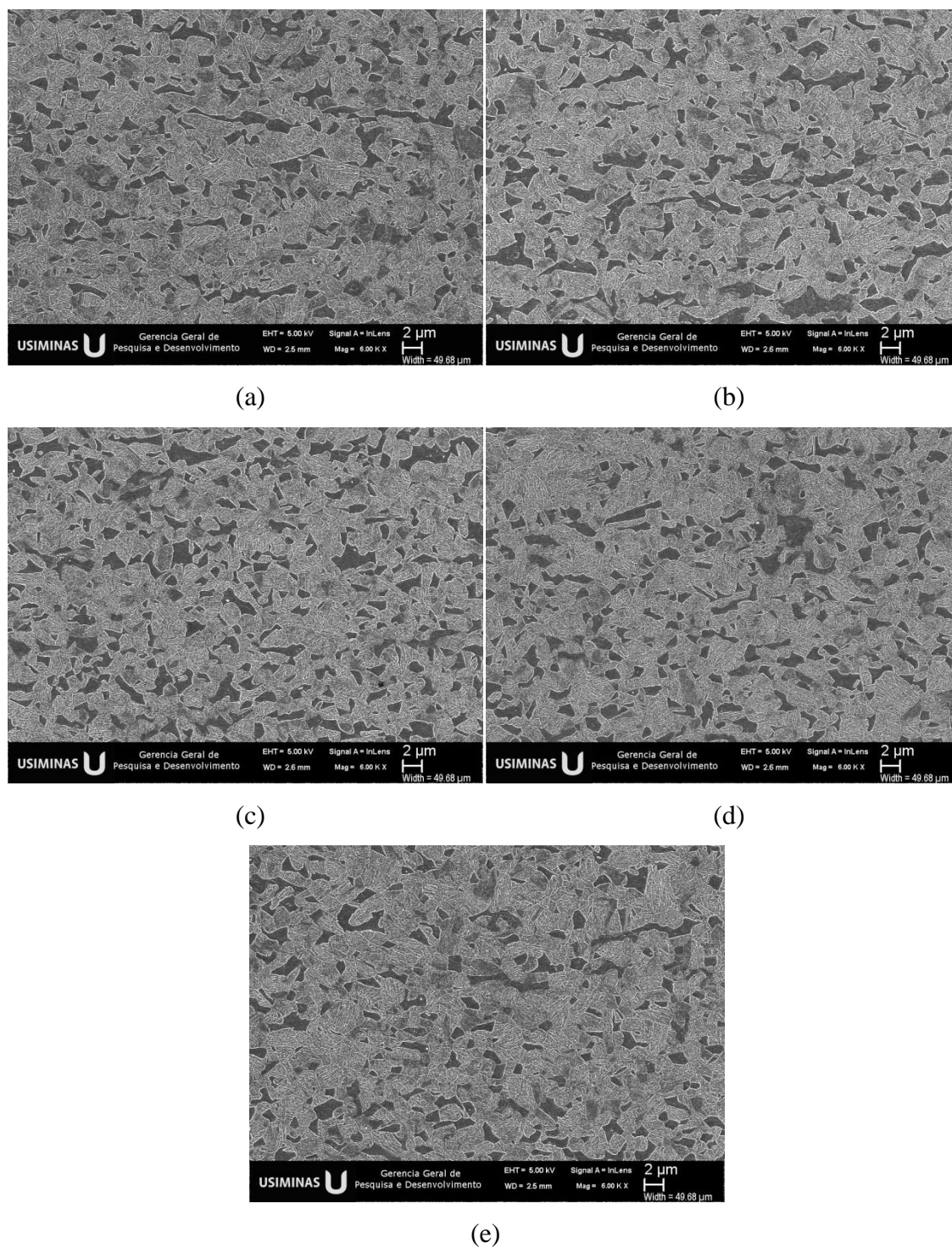


Figura 5.10 – Aspecto microestrutural congelando a condição após o resfriamento lento e com a temperatura de encharque de 810°C. Sendo a temperatura final de resfriamento lento igual a: (a) 610°C, (b) 640°C, (c) 670°C, (d) 700°C e (e) 730°C. MEV. Nital 4%.

### 5.3 Microestruturas após ciclo térmico completo

Os ciclos completos foram simulados conforme esquema das figuras 4.4 e 4.5, variando a temperatura de encharque em 720°C, 750°C, 780°C, 810°C e 840°C, demais condições foram mantidas constantes e a temperatura de fim de resfriamento lento foi de 670°C. Foram simulados também ciclos completos testando cinco temperaturas de fim de resfriamento lento (730°C, 700°C, 670°C, 640°C e 610°C), nessa situação com temperatura de encharque de 780°C.

As figuras 5.11 e 5.12 mostram as microestruturas obtidas via microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV), respectivamente, variando a temperatura de encharque.

Na figura 5.12(a), temperatura de encharque de 720°C, observa-se a presença de carbonetos não dissolvidos, para a temperatura de 750°C grande parte se encontra dissolvida, e a partir de 780°C, figura 5.12(c), não se observa a presença de carbonetos não dissolvidos na condição avaliada.

Conforme já mencionado anteriormente, o aumento da temperatura de encharque promoveu o aumento da fração de austenita, aumentando assim a formação de segundo constituinte (bainita, martensita e constituinte MA) em detrimento à ferrita.

A figura 5.13 mostra o aumento da fração de segundo constituinte com o aumento da temperatura de encharque. Nota-se que fração de segunda fase variou de aproximadamente 14%, para TE de 720°C, para quase 54%, para a TE de 840°C.

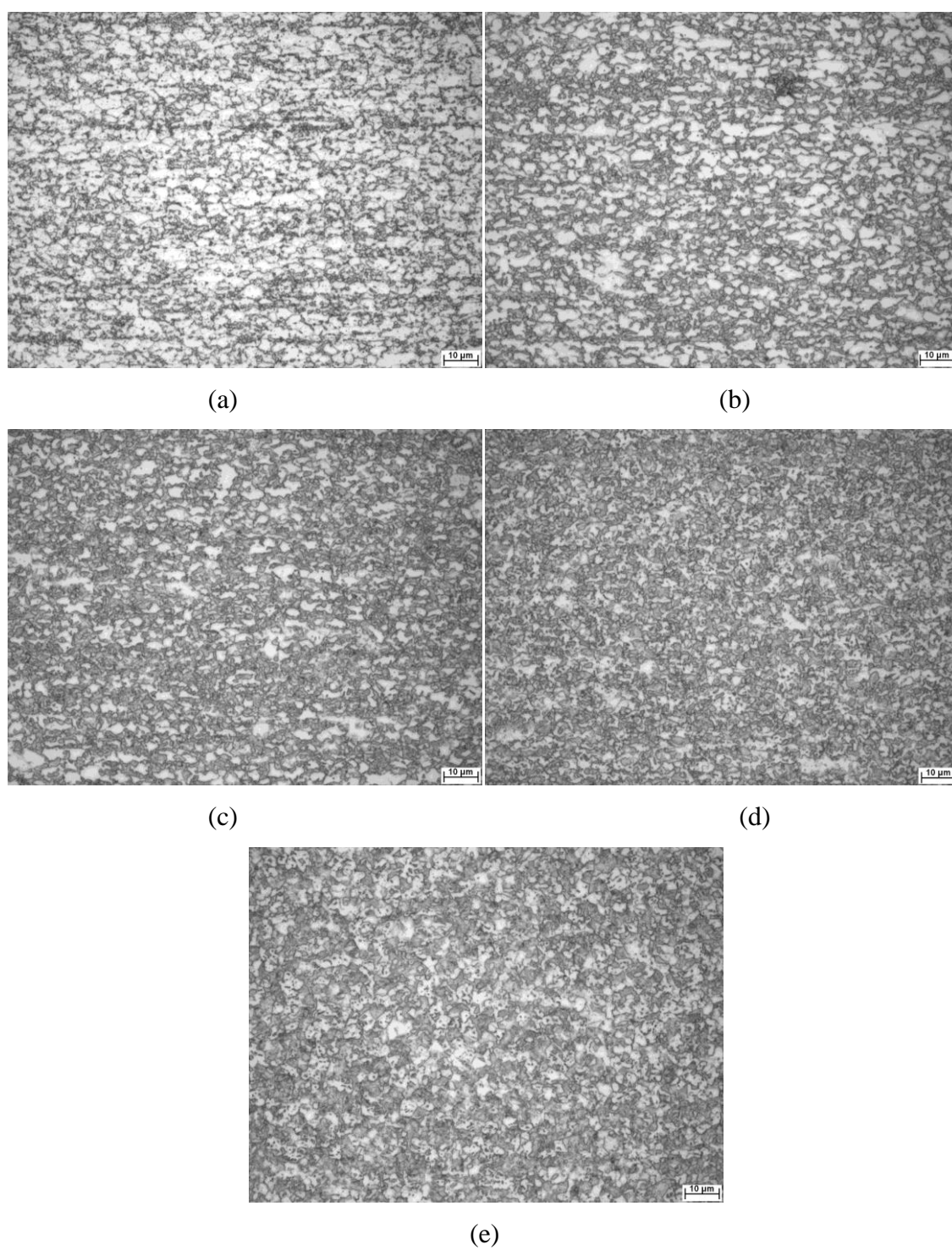


Figura 5.11 – Aspecto microestrutural após ciclo de recozimento contínuo completo variando a temperatura de encharque em (a) 720°C, (b) 750°C, (c) 780°C, (d) 810°C e (e) 840°C. MO. Nital 4%.

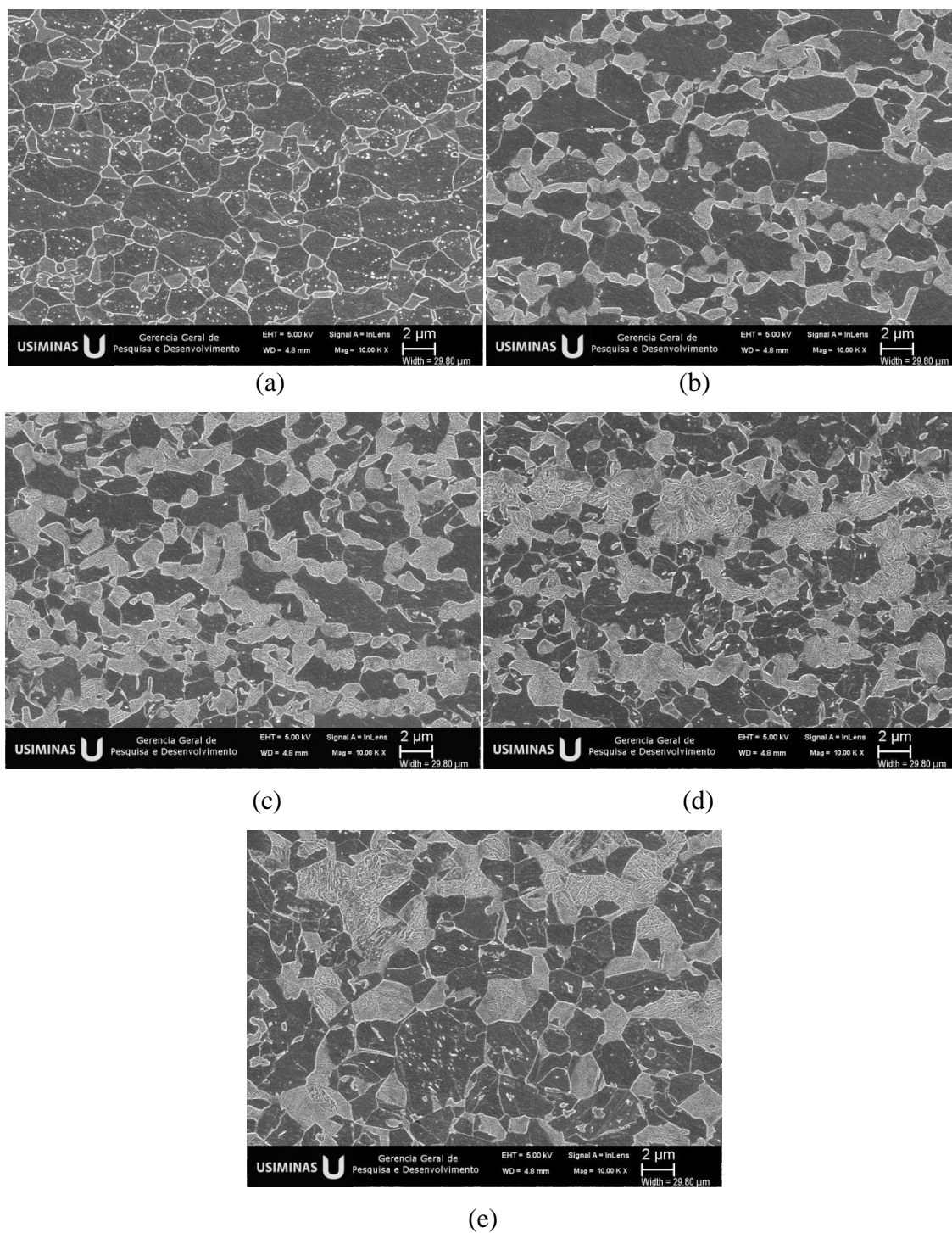


Figura 5.12 – Aspecto microestrutural após ciclo de recozimento contínuo completo variando a temperatura de encharque em (a) 720°C, (b) 750°C, (c) 780°C, (d) 810°C e (e) 840°C. MEV. Nital 4%.

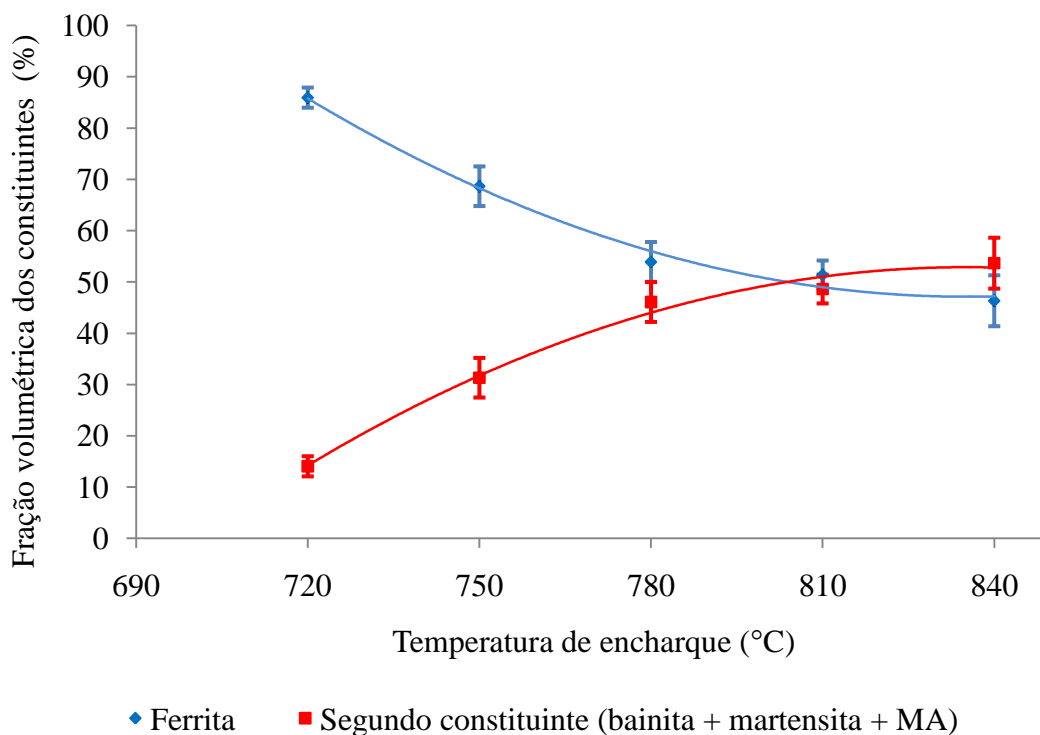


Figura 5.13 – Efeito da temperatura de encharque na fração de ferrita e segundo constituinte.

As figuras 5.14 e 5.15 mostram as microestruturas via microscopia óptica e via MEV, respectivamente, obtidas variando a temperatura de fim de resfriamento lento. Lembrando que nesse caso a TE foi mantida constante em 780°C. Foi observada pouca alteração da fração de ferrita e segundo constituinte com a variação da temperatura de fim de resfriamento lento, na figura 5.16 observa-se a fração de fase obtida em função em cada condição. A fração de segunda fase obtida nesse teste variou de 45%, na TRL de 610°C, para aproximadamente 43%, na TRL de 730°C, confirmando a pouca influência desse parâmetro na microestrutura final.

Fato similar foi identificado nesse trabalho e apresentado na seção 5.2.3, quando se avaliou a microestrutura congelada após cinco temperaturas de fim de resfriamento lento, as microestruturas nesses testes também não apresentaram variação significativa na condição avaliada. Na seção 5.4 os motivos para essa falta de influência serão discutidos.

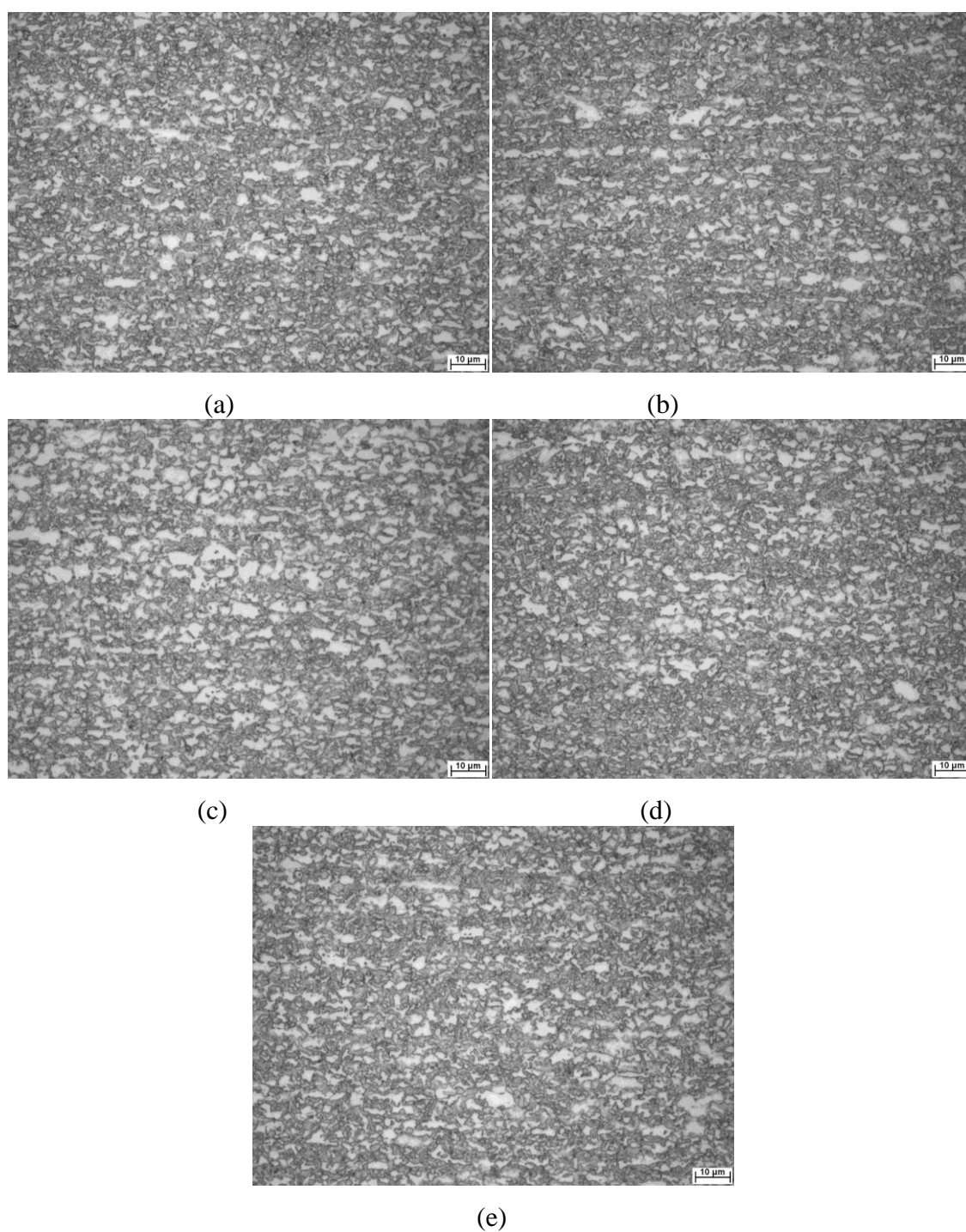


Figura 5.14 – Aspecto microestrutural após ciclo de recozimento contínuo completo variando a temperatura de fim de resfriamento lento em (a) 610°C, (b) 640°C, (c) 670°C, (d) 700°C e (e) 730°C. MO. Nital 4%.

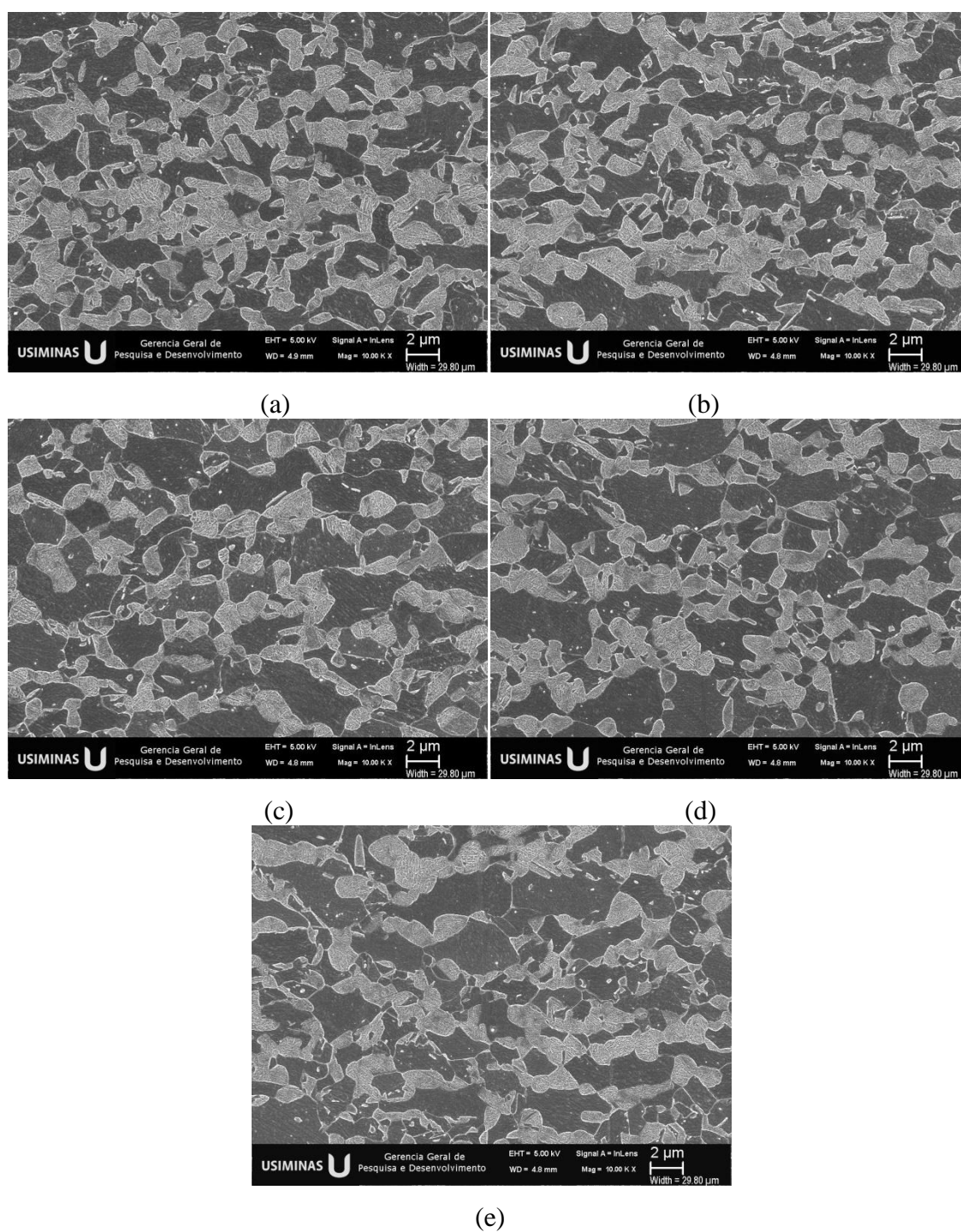


Figura 5.15 – Aspecto microestrutural após ciclo de recozimento contínuo completo variando a temperatura de fim de resfriamento lento em (a) 610°C, (b) 640°C, (c) 670°C, (d) 700°C e (e) 730°C. MEV. Nital 4%.

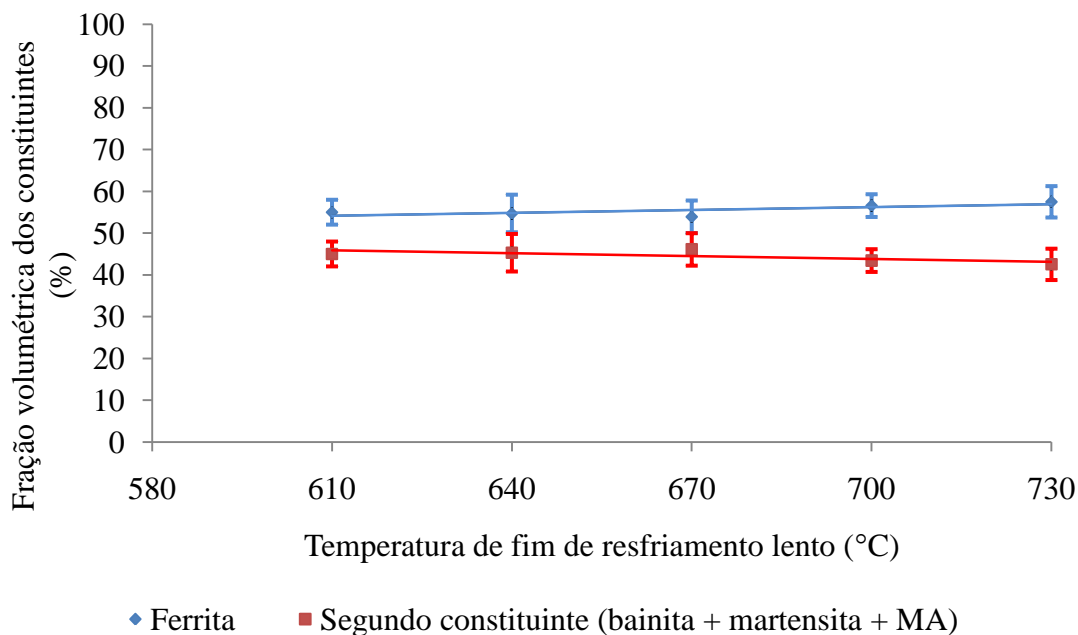


Figura 5.16 – Efeito da temperatura de fim de resfriamento lento na fração de ferrita e segundo constituinte.

#### 5.4 Relação da microestrutura com as propriedades mecânicas

A partir das simulações do ciclo completo observou-se o aumento dos valores de limite de escoamento (LE) e limite de resistência (LR) com o aumento da temperatura de encharque (TE).

A tabela V.1 e figura 5.17 mostram os valores médios ( $\bar{X}$ ) e desvios padrões ( $S$ ) para o LE e o LR em cada TE testada. O LE variou de aproximadamente 450 MPa para 854 MPa e o LR de 719 MPa para 1132 MPa, para as temperaturas de encharque de 720°C e 840°C, respectivamente.

O aumento da TE promoveu o aumento da fração de austenita aumentando assim a formação de segundo constituinte, conforme figura 5.13. Com isso tem-se o aumento do LE e LR, resultados similares foram observados por Llewellyn e Hills, 1996, Pichler, 1999, e em trabalhos mais recentes de Rege *et al.*, 2002 e Kuang *et al.*, 2009. O aumento mais pronunciado do LR entre as temperaturas de 720°C e 750°C pode ser

associado à maior fração de carbono na austenita devido à dissolução de carbonetos, promovendo endurecimento do segundo constituinte. Analisando as figuras 5.12(a) e 5.12(b) percebe-se a menor fração de carbonetos esferoidizados na TE de 750°C, se comparado com a TE de 720°C. Essa dissolução favorece o aumento do teor de carbono na austenita, aumentando com isto a dureza da martensita transformada após resfriamento, resultando em aumento da resistência mecânica, fato também observado por Garcia e colaboradores, (Garcia *et al.*, 2011a; Garcia *et al.*, 2011b).

Observa-se tendência de redução do alongamento total e alongamento uniforme com o aumento da temperatura de encharque, conforme tabela V.2 e figura 5.18. No trabalho de Cho *et al.*, 2011, o alongamento total também reduziu com aumento da fração de martensita e bainita. Conforme os autores a redução da ductilidade foi associada à maior fração de bainita e martensita em detrimento da fase mais dúctil, a ferrita. O expoente de encruamento seguiu a mesma tendência de queda com o aumento da TE.

Tabela V.1 – Valores de limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR) e relação elástica (LE/LR) obtidos na simulação do ciclo completo variando a temperatura de encharque (TE).

TE (°C)	LE (MPa)		LR (MPa)		LE/LR
	X	S	X	S	
720	446	5	719	18	0,62
750	616	26	1010	25	0,61
780	716	9	1072	4	0,67
810	750	15	1092	2	0,69
840	854	33	1132	27	0,75

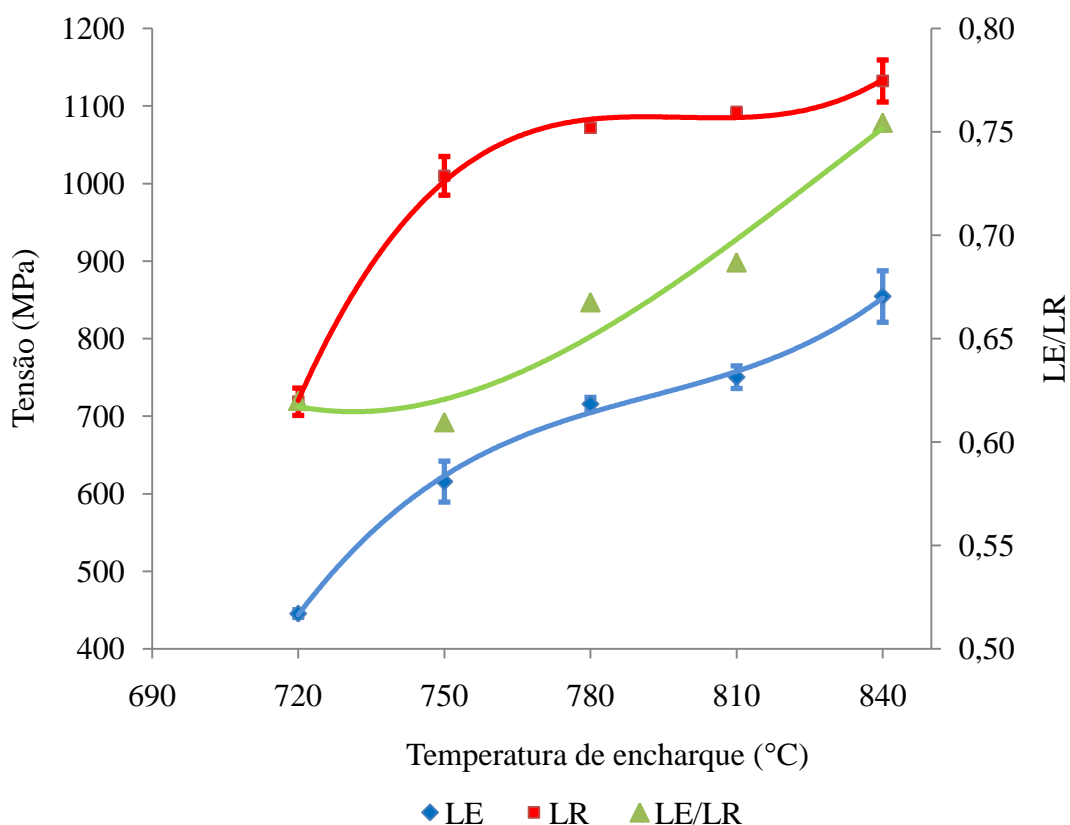


Figura 5.17 – Variação do limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR) e relação elástica (LE/LR) com a temperatura de encharque.

Tabela V.2 – Valores de alongamento uniforme e total e expoente de encruamento (n) obtidos na simulação do ciclo completo variando a TE.

TE (°C)	Alongamento uniforme (%)		Alongamento total (%)		Expoente de encruamento (n)	
	X	S	X	S	X	S
720	7,2	1,2	10,3	2,5	0,252	0,027
750	7,3	0,6	9,6	1,1	0,159	0,008
780	5,6	0,6	9,0	1,1	0,108	0,007
810	5,7	0,4	9,3	0,5	0,098	0,003
840	4,2	0,3	7,1	0,7	0,080	0,026

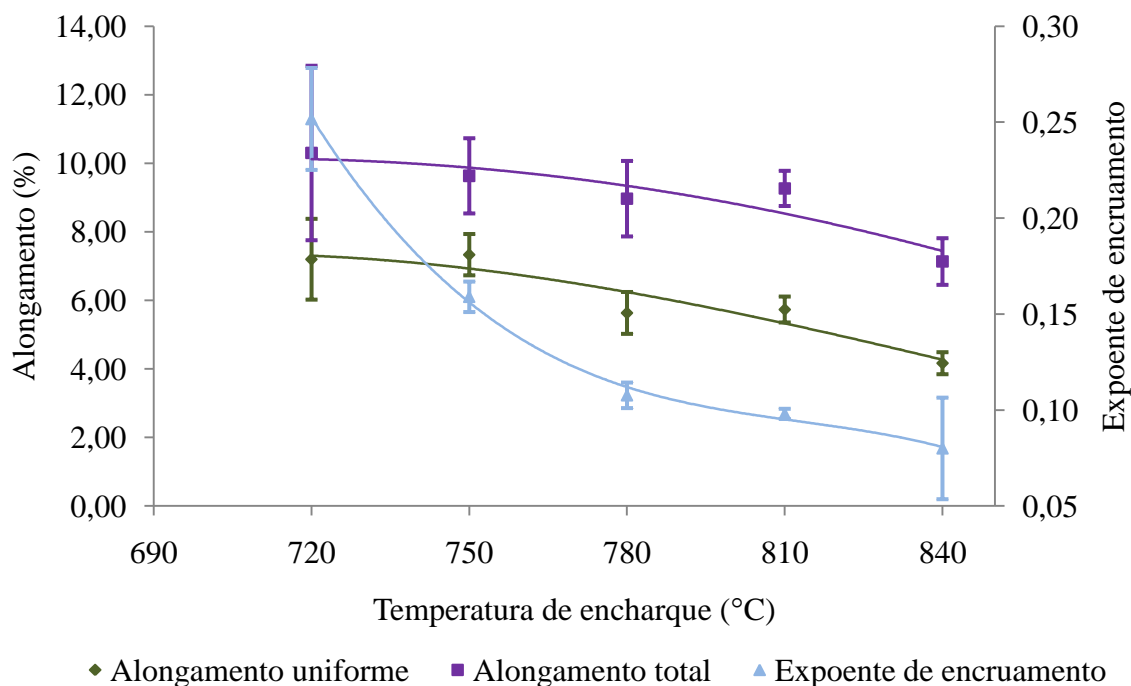


Figura 5.18 – Variação do alongamento e do expoente de encruamento em função da temperatura de encharque.

Não foi observada tendência na variação dos valores de LE e LR em função da temperatura de fim de resfriamento lento (TRL), mantendo constante a temperatura de encharque em 780°C. Para o alongamento total e alongamento uniforme foi observada leve tendência de queda com o aumento da TRL. A figura 5.19 e tabela V.3 mostram os valores de LE, LR e relação elástica (LE/LR) em função da TRL. O LE apresentou valores em torno de 730 MPa e o LR de 1090 MPa. A tabela V.4 e figura 5.20 mostram os valores de alongamento e expoente de encruamento para mesma condição. Essa pouca variação das propriedades mecânicas pode ser associada com as microestruturas obtidas que não apresentaram alterações significativas das frações das fases presentes, figura 5.15.

Tabela V.3 – Valores de limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR) e relação elástica (LE/LR) obtidos na simulação do ciclo completo variando a temperatura de fim de resfriamento lento (TRL).

TRL (°C)	LE (MPa)		LR (MPa)		LE/LR
	X	S	X	S	
610	742	28	1105	13	0,67
640	754	13	1097	6	0,69
670	716	9	1072	4	0,67
700	725	6	1071	6	0,68
730	731	16	1093	8	0,67

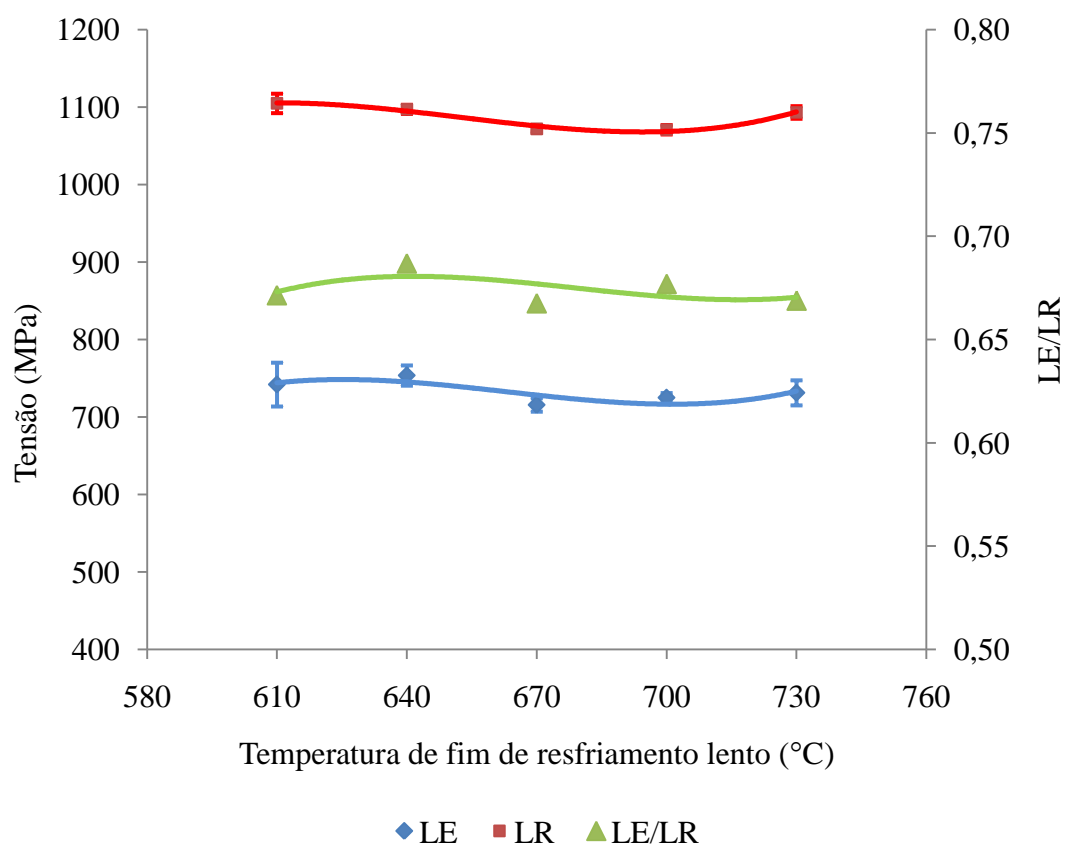


Figura 5.19 – Variação do limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR) e relação elástica (LE/LR) com a temperatura de fim de resfriamento lento.

Tabela V.4 – Valores de alongamento uniforme e total e expoente de encruamento (n) obtidos na simulação do ciclo completo variando a TRL.

TRL (°C)	Alongamento uniforme (%)		Alongamento total (%)		Expoente de encruamento (n)	
	X	S	X	S	X	S
610	7,9	0,4	11,4	0,7	0,109	0,004
640	6,0	0,4	8,5	1,4	0,101	0,004
670	5,6	0,6	9,0	1,1	0,108	0,007
700	5,8	0,2	8,7	1,4	0,104	0,002
730	6,0	0,6	7,6	1,3	0,109	0,004

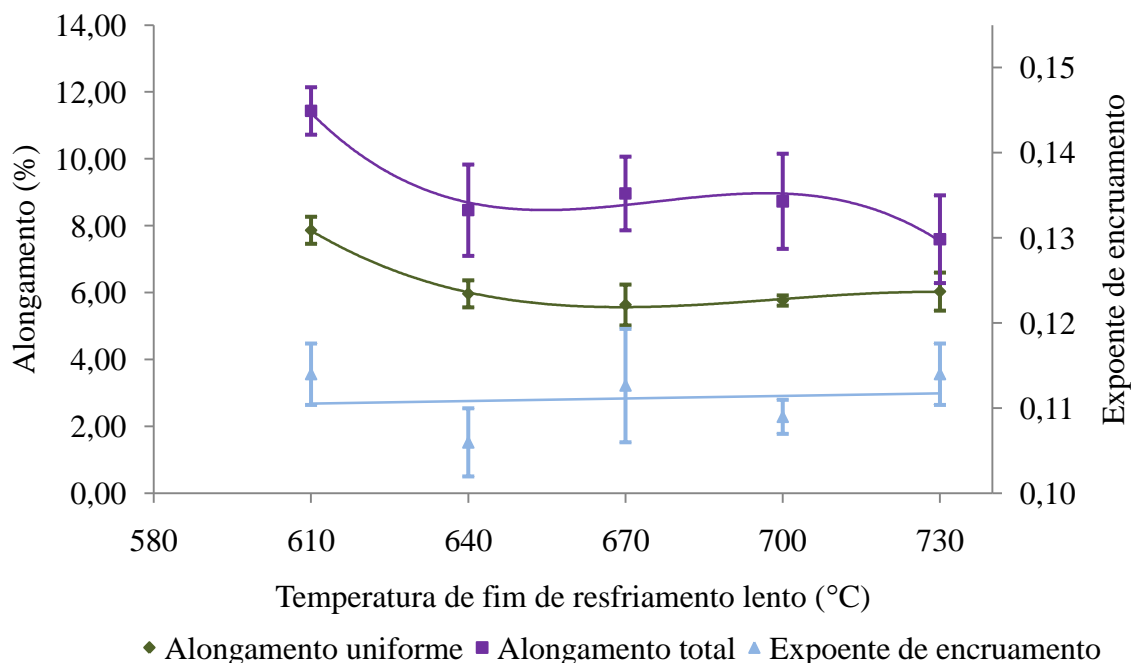


Figura 5.20 – Variação do alongamento e do expoente de encruamento com a temperatura de fim de resfriamento lento.

Comparando as microestruturas obtidas no final do encharque a 780°C (Fig. 5.8(d)), com as obtidas no final do resfriamento lento com temperatura de 670°C e TE de 780°C (Fig. 5.15(c)) e as obtidas após ciclo completo com TE de 780°C e TRL de 670°C (Fig. 5.12(c)), observa-se pouca diferença, analisando de forma qualitativa, nas proporções e distribuições das fases presentes, exceto para a microestrutura após ciclo completo, na qual se observa sutilmente maior fração de ferrita, que pode ser associada à formação de

nova ferrita. Podemos inferir que no aço estudado nesse trabalho houve pouca formação de nova ferrita, e essa se formou após a etapa de resfriamento lento, com isso houve pouca variação do teor de carbono na austenita não transformada na etapa de resfriamento lento, justificando assim a pouca variação das propriedades mecânicas em função da temperatura de fim de resfriamento lento.

Nesse trabalho, serão apresentados ainda, os resultados dos ensaios dilatométricos, com o objetivo de avaliar as temperaturas nas quais as transformações de fases ocorrem.

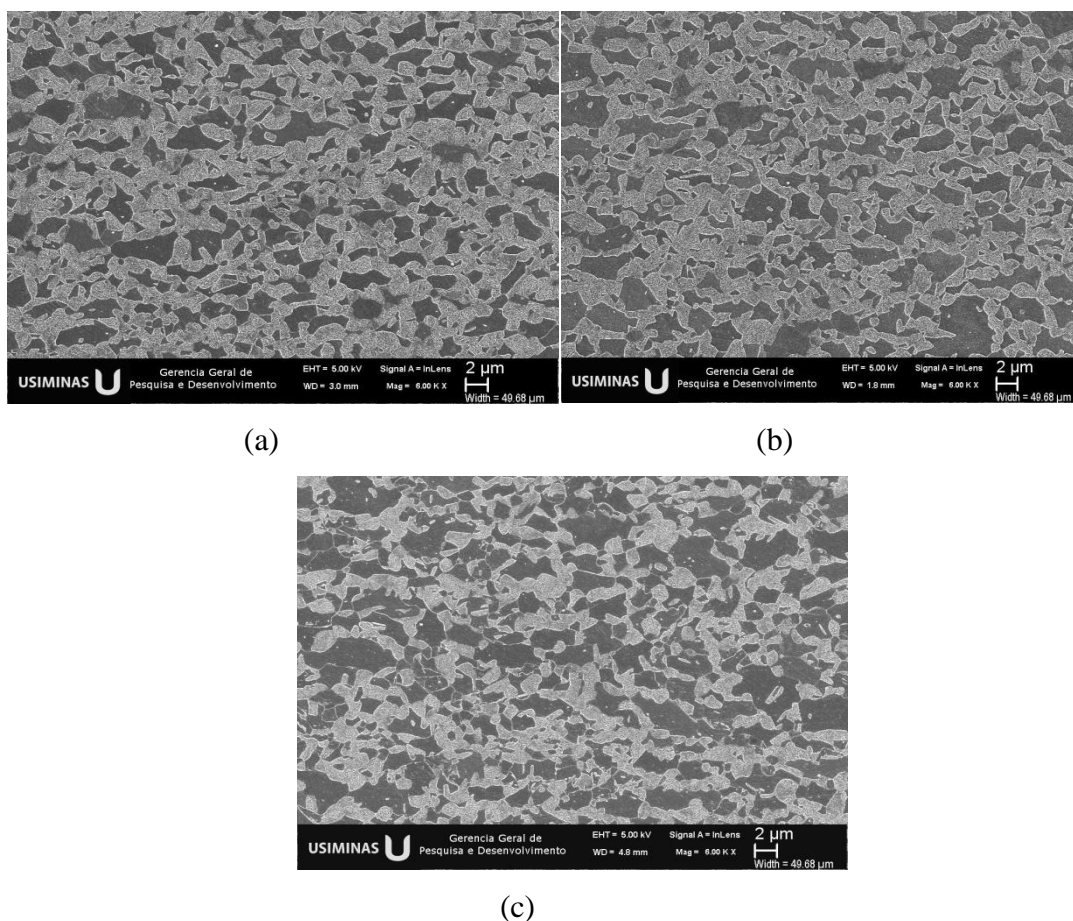


Figura 5.21 – Reapresentação das figuras 5.8(d), 5.15(c) e 5.12(c), sendo: (a) final do encharque com  $TE=780^{\circ}C$ , (b) final do resfriamento lento com  $TE=780^{\circ}C$  e  $TRL=670^{\circ}C$  e (c) após ciclo completo com  $TE=780^{\circ}C$  e  $TRL=670^{\circ}C$ . MEV. Nital 4%.

Foi observado nos trabalhos de Kuang *et al.* (2009) e Pichler *et al.* (1999) que o aumento da TRL favoreceu o aumento da resistência mecânica dos aços bifásicos

estudados devido a formação de uma maior fração de segundo constituinte. Neste caso, a temperatura de fim de resfriamento lento controla a fração de austenita antes da etapa de resfriamento rápido, apesar de haver uma queda na dureza do segundo constituinte esta foi compensada pelo aumento da fração volumétrica deste.

Logo após a etapa de encharque, ao reduzir a temperatura com baixa taxa de resfriamento para valores próximos a  $Ac_1$ , ocorre a transformação de parte da austenita em nova ferrita. A difusão de carbono, que ocorre durante o resfriamento, se dá no sentido do avanço da reação, provocando enriquecimento de sua concentração na austenita não transformada e, com isso, favorecendo o aumento da dureza da martensita obtida. Essa maior dureza da martensita promove o aumento da resistência mecânica do aço.

A partir do mecanismo de formação da nova ferrita observado na literatura, Matlock *et al.* (1979), que se baseia no crescimento por epitaxia a partir da ferrita existente e das interfaces austenita/ferrita, a presença de boro em solução sólida no aço estudado pode ter estabelecido barreira nas interfaces austenita/ferrita reduzindo a reação de formação da ferrita epitaxial ou nova ferrita. Nos trabalhos de Maitrepierre *et al.* (1975) e Asahi *et al.* (2002) foram observados a presença de boro nos contornos de grãos austeníticos durante o resfriamento a partir da temperatura de austenitização completa. Conforme os autores, essa segregação de boro foi responsável pela inibição da nucleação da ferrita nos contornos de grãos. As figuras 5.22(a) e 5.22(b) mostram o aspecto microestrutural evidenciando a presença de borocarbonetos nos contornos de grãos austeníticos, nos trabalhos de Maitrepierre *et al.* (1975) e Asahi (2002), respectivamente.

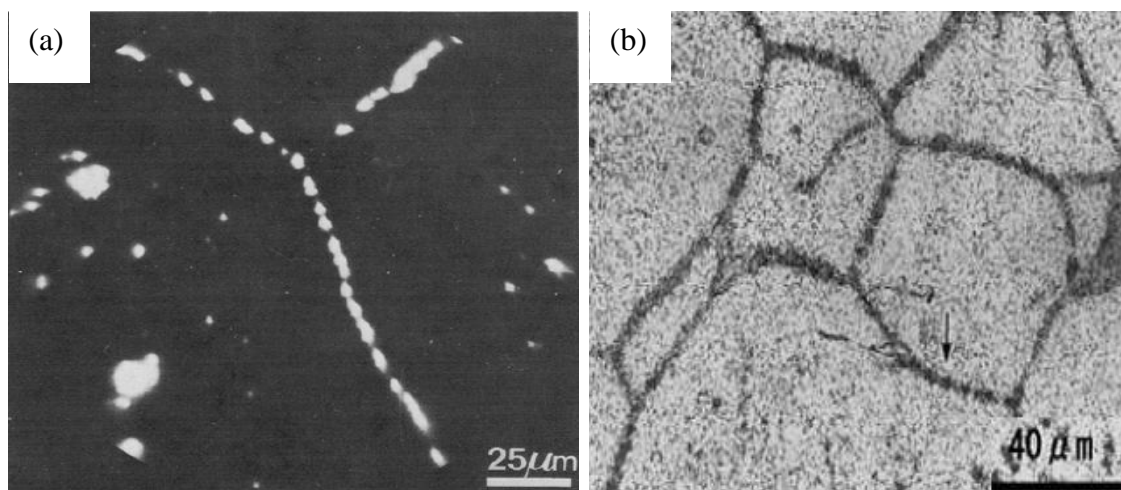


Figura 5.22 – Aspecto microestrutural mostrando precipitados associados ao boro nos contornos de grãos austeníticos. (a) Maitrepierre *et al.* (1975) e (b) Asahi (2002).

Nesse trabalho foram realizadas também simulações dilatométricas dos ciclos completos com temperaturas de encharque de 780°C, 810°C e 840°C, visando avaliar as temperaturas nas quais as principais transformações de fases ocorreram.

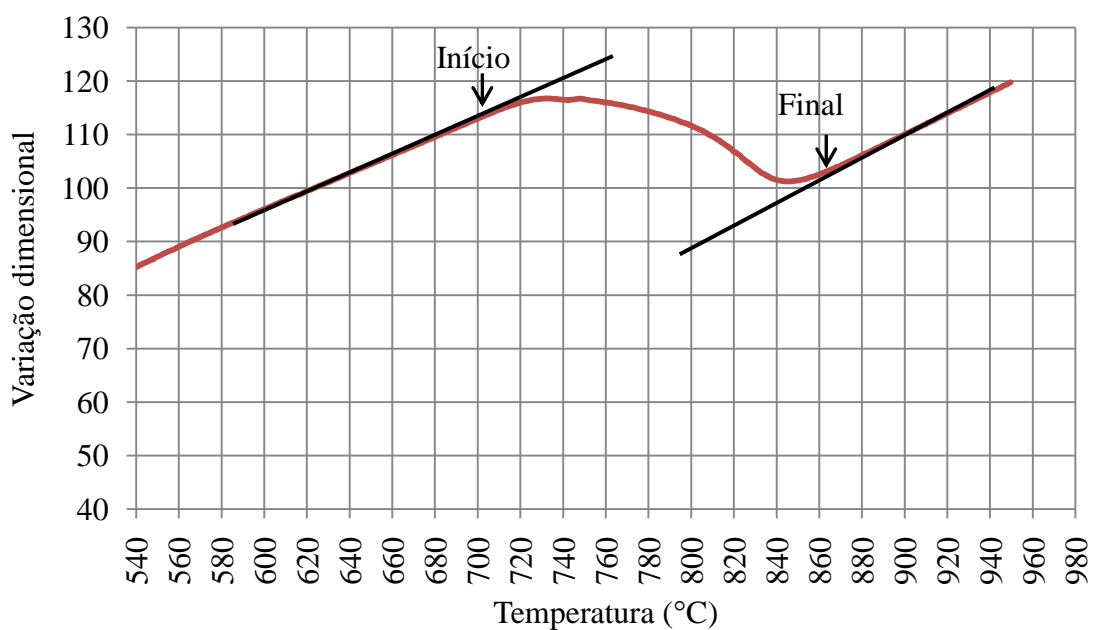


Figura 5.23 – Exemplo de variação dimensional do corpo de prova em ensaio dilatométrico, as setas indicam as temperaturas de início e fim da formação da austenita.

As linhas tangentes da figura 5.23 ilustram o modo pelo qual podem ser determinadas as temperaturas críticas de início e fim da formação da austenita, ou seja, as temperaturas

$Ac_1$  e  $Ac_3$ , respectivamente. No entanto, tais temperaturas foram determinadas automaticamente, no momento do ensaio no dilatômetro, visando maior precisão. Esses valores estão descritos na tabela V.5, que mostra também os valores obtidos a partir da derivada da variação dimensional em função da temperatura. A temperatura de início da formação da austenita próxima a  $711^\circ\text{C}$  está coerente com a avaliação microestrutural na região do aquecimento, seção 5.2 e figura 5.6(h), que mostrou os primeiros grãos austeníticos formados para a temperatura de  $720^\circ\text{C}$ , na temperatura de  $700^\circ\text{C}$ , figura 5.6(g), não foi possível identificar a formação da austenita.

Tabela V.5 – Temperaturas  $Ac_1$  e  $Ac_3$ .

Tangente		Derivada	
$Ac_1$	$Ac_3$	$Ac_1$	$Ac_3$
$711^\circ\text{C}$	$863^\circ\text{C}$	$701^\circ\text{C}$	$877^\circ\text{C}$

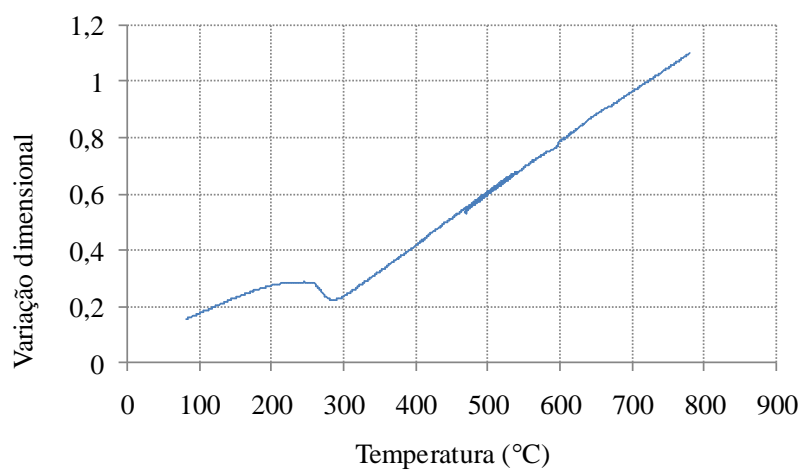
Nos ensaios dilatométricos, conforme figura 5.24, foram observadas as seguintes variações dimensionais:

- A partir do resfriamento com TE de  $780^\circ\text{C}$  foi observada uma pequena variação dimensional próxima à temperatura de  $470^\circ\text{C}$ , associada à transformação bainítica. Na temperatura entre  $300^\circ\text{C}$  e  $250^\circ\text{C}$  houve uma variação dimensional mais significativa associada à transformação martensítica;
- A partir do resfriamento com TE de  $810^\circ\text{C}$  houve maior variação dimensional na temperatura de  $470^\circ\text{C}$ , associada à transformação bainítica, e na temperatura entre  $300^\circ\text{C}$  e  $250^\circ\text{C}$  observou-se também uma variação dimensional mais significativa associada à transformação martensítica;
- A partir do resfriamento com TE de  $840^\circ\text{C}$  notou-se variação dimensional na temperatura de  $470^\circ\text{C}$ , similar à condição obtida com TE de  $810^\circ\text{C}$ , porém a variação associada à transformação martensítica foi observada em temperatura superior às demais temperaturas de encharque, nesse caso foi entre  $400^\circ\text{C}$  e  $300^\circ\text{C}$ .

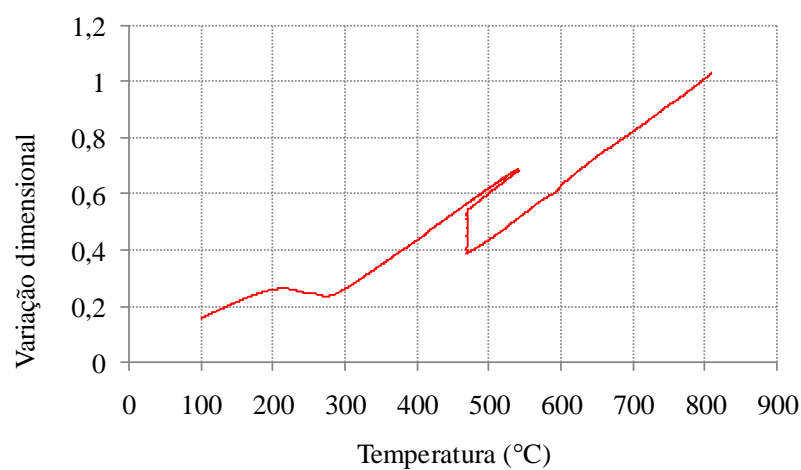
As transformações que ocorrem nas temperaturas entre 400°C e 500°C e, abaixo de 270°C, são a decomposição da austenita em bainita e martensita, respectivamente. Apesar de ter sido observada a formação de pequena fração nova ferrita, comparando as microestruturas da figura 5.21, essa transformação não ficou clara nos ensaios dilatométricos. No entanto, tal transformação pode ter ocorrido em temperaturas mais baixas, concomitantemente à outra transformação, ou em temperaturas mais elevadas, mas não perceptível nas condições avaliadas. Essa última condição seria justificável em função da baixa fração transformada.

As regiões de temperaturas nas quais as transformações ocorrem foram avaliadas a partir do resfriamento contínuo com várias taxas de resfriamento, originando o diagrama de transformação por resfriamento contínuo, esse diagrama também é conhecido como curva TRC – transformação em resfriamento contínuo (CCT - *continuous cooling transformation*). A figura 5.25 mostra as curvas do diagrama TRC a partir do resfriamento com temperatura de encharque de 780°C e a figura 5.26 para temperatura de encharque de 810°C.

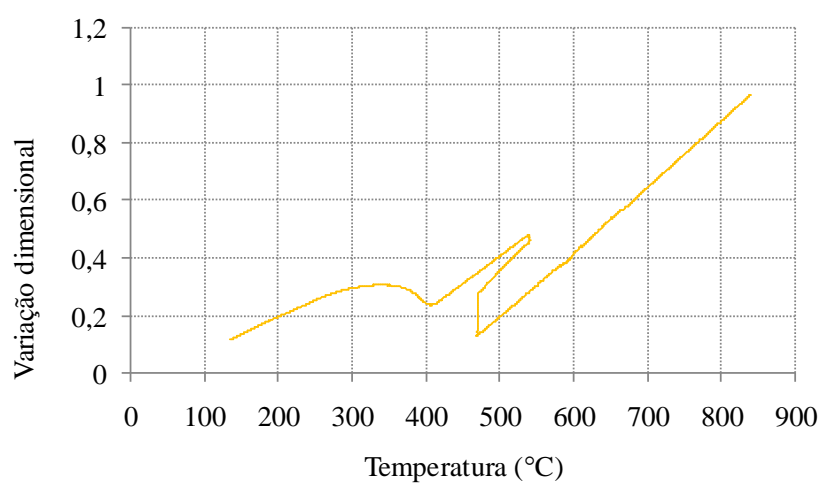
Avaliando as curvas TRC observa-se que o aumento da TE expande o campo de transformação bainítica e aumenta a temperatura de transformação martensítica (Ms), sendo próxima a 300°C para TE igual a 780°C e próxima a 400°C para TE de 810°C. Fato também observado na literatura por Mohanty *et al.*, 2011.



(a)



(b)



(c)

Figura 5.24 – Continuação – Variação dimensional do corpo de prova durante resfriamento simulando o ciclo completo, após encharque a (a) 780°C, (b) 810°C e (c) 840°C.

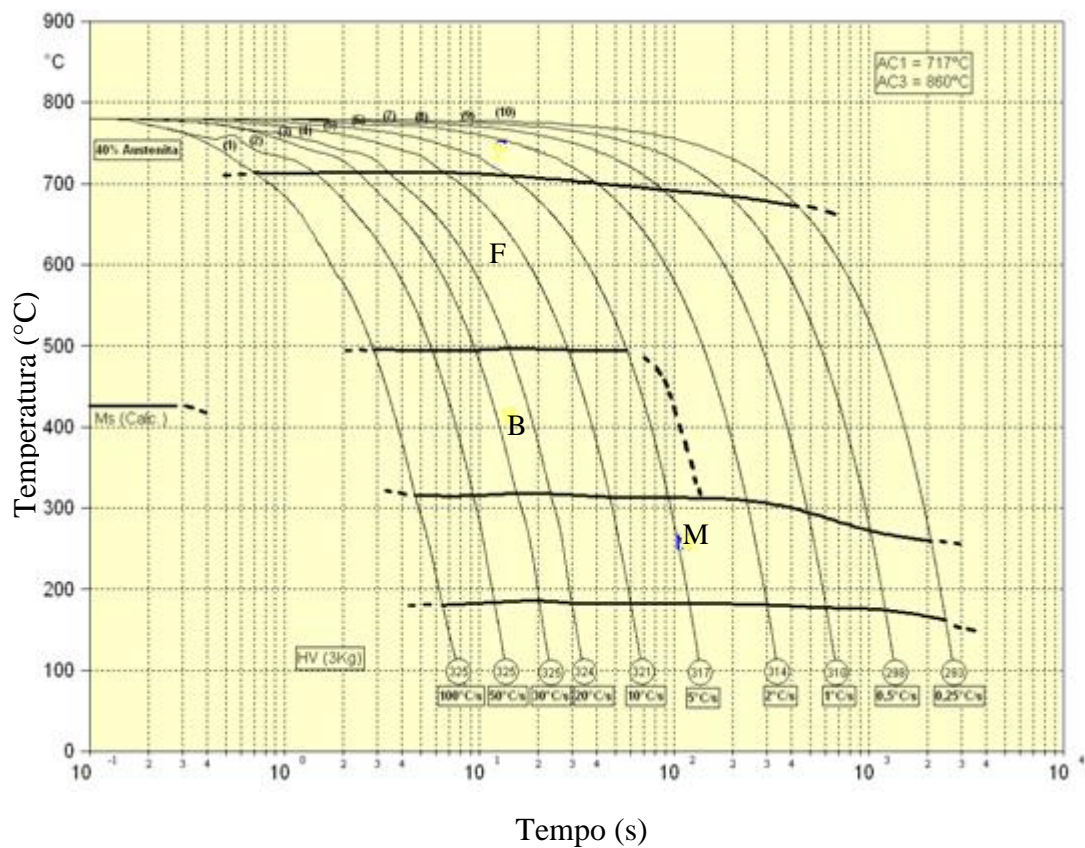


Figura 5.25 – Diagrama de transformação por resfriamento contínuo a partir da temperatura de encharque intercrítico de 780°C.

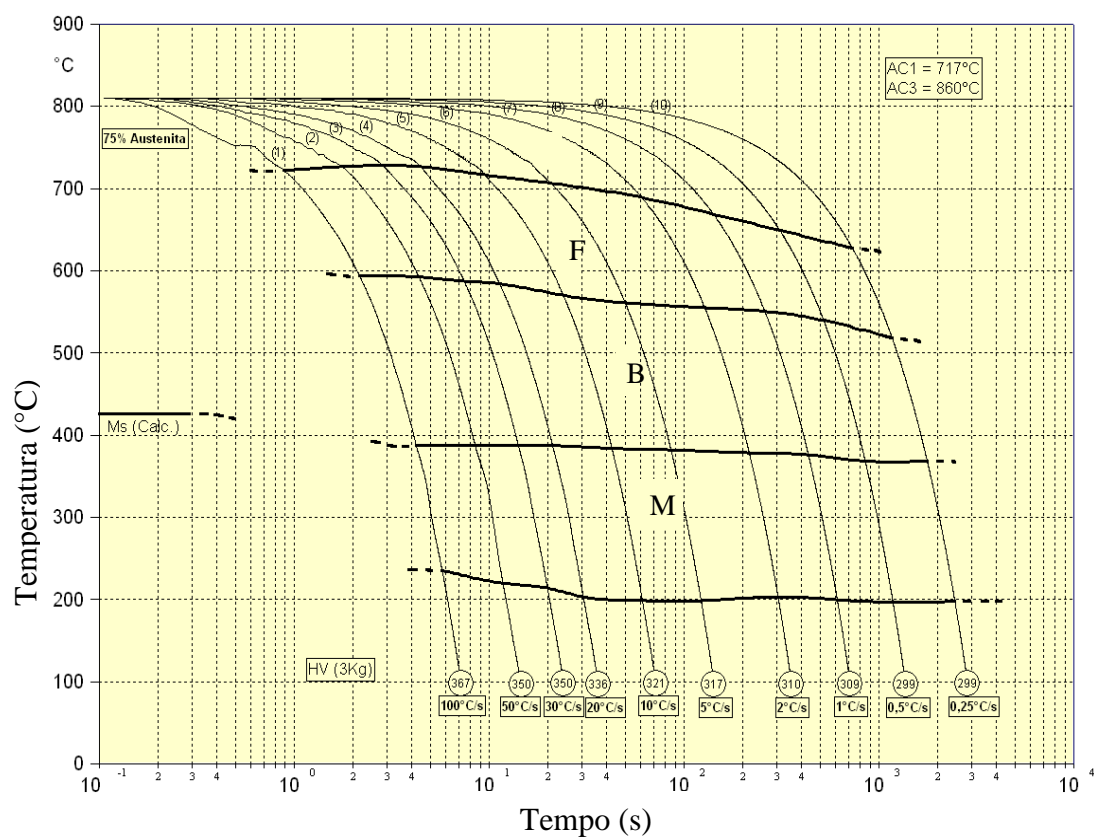


Figura 5.26 – Diagrama de transformação por resfriamento contínuo a partir da temperatura de encharque intercrítico de 810°C.

## 6. CONCLUSÕES

Durante simulação do ciclo de recozimento intercrítico observou-se que a primeira variação microestrutural na região de aquecimento foi a esferoidização de carbonetos e, posteriormente, a recristalização da ferrita, que se iniciou aproximadamente na temperatura de 660°C. Na temperatura de 720°C toda a ferrita já se encontrava recristalizada e os primeiros núcleos da austenita foram observados nos contornos de grãos ferríticos.

Ao comparar as microestruturas obtidas nas regiões de início e fim do encharque para as temperaturas de 750°C, 780°C e 810°C, observou-se que a fração de austenita aumentou com o tempo, ou seja, no final do encharque a fração de austenita foi maior que no início, para uma mesma temperatura. A fração de austenita também aumentou com a elevação da temperatura.

Os resultados via simulação na Gleeble mostraram que a temperatura de encharque (TE) do ciclo completo de recozimento na linha de galvanização por imersão a quente tem influência significativa na microestrutura e, por sua vez, nas propriedades mecânicas do aço bifásico da classe de 980 MPa (DP980).

Observou-se um aumento do limite de escoamento (LE) e limite de resistência (LR) com o aumento da TE. O LR apresentou valores superiores a 980 MPa para a TE maior e igual a 750°C. Já o alongamento total, alongamento uniforme e expoente de encruamento apresentaram tendência de queda com o aumento da TE. O aumento da resistência mecânica e redução da ductilidade foram devidos ao aumento da fração dos constituintes de segunda fase (bainita, martensita e MA), variando de 14% a 54% para as temperaturas de encharque de 720°C e 840°C, respectivamente.

As diferentes temperaturas de fim de resfriamento lento (TRL) não apresentaram grande influência na microestrutura e nas propriedades mecânicas, fixando a TE em 780°C. A presença de boro em solução sólida no aço estudado pode ter estabelecido barreira nas interfaces austenita/ferrita, reduzindo a reação de formação da ferrita epitaxial ou nova ferrita, contribuindo com isso para a pouca variação microestrutural quando se variou a

TRL. A microestrutura obtida é composta basicamente por ferrita, bainita, martensita e constituinte MA, similar à observada nos demais testes. Em todas as temperaturas testadas de fim de resfriamento lento o limite de resistência ficou acima de 980 MPa e a fração volumétrica do segundo constituinte foi em média 44%.

Nos ensaios dilatométricos foram observadas as seguintes variações:

- A partir do resfriamento com TE de 780°C foi observada uma pequena variação dimensional próxima à temperatura de 470°C, associada à transformação bainítica. Na temperatura entre 300°C e 250°C houve uma variação dimensional mais significativa associada à transformação martensítica;
- A partir do resfriamento com TE de 810°C houve maior variação dimensional na temperatura de 470°C, associada à transformação bainítica, e na temperatura entre 300°C e 250°C observou-se também uma variação dimensional mais significativa associada à transformação martensítica;
- A partir do resfriamento com TE de 840°C notou-se variação dimensional na temperatura de 470°C, similar à condição obtida com TE de 810°C, porém a variação associada à transformação martensítica foi observada em temperatura superior às demais temperaturas de encharque, nesse caso foi entre 400°C e 300°C;
- Não foi possível identificar a transformação da austenita em nova ferrita nas condições testadas no ensaio dilatométrico, porém, por análise qualitativa das microestruturas, foi possível inferir sua formação, mesmo que com baixa fração volumétrica.

## 7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar em escala piloto diferentes percentuais de deformação a frio e diferentes taxas de aquecimento, visando estudar a influência na recristalização da ferrita e formação da austenita;
- Estudar com mais profundidade a formação de nova ferrita para a liga avaliada, buscando identificar as temperaturas nas quais a decomposição da austenita em nova ferrita ocorre e qual a fração transformada;
- Avaliar em escala piloto as condições similares a esse trabalho, porém simulando o ciclo para obtenção do revestimento GI (*galvanized*);
- Testar a variação da temperatura de fim de resfriamento lento para várias temperaturas de encharque;
- Testar em escala industrial as condições estudadas, em especial a temperatura de encharque, visando validar as alterações de microestrutura e propriedades mecânicas obtidas na simulação.

## 8. REFERÊNCIAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, West Conshohocken. ASTM A370 – 12a; Standard Test Methods and Definitions for Mechanical of Steel Products, 2012. 48p.

ASAHI, H. Effects of Mo Addition and Austenitizing Temperature on Hardenability of Low Alloy B-added Steels. *ISIJ International*. v.42, p.1150-1155, 2002.

BLECK, W. Using the TRIP Effect - the Dawn of Promising Group of Cold Formable Steels. *International Conference on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys*, Ed. B. C. De Cooman, p.13-23, 2002.

CHO, K., GARCIA, C. I., SHU, H., CHEN, T. R., DEARDO, A. J. Development of the 590 – 780 – 980 Nb-Bearing Dual-Phase Steels for Production on Continuous Galvanizing Lines. In: WENG, Y., DONG, H., GAN, Y. *Advanced Steels*; the recent scenario in steel science and technology. Springer Berlin Heidelberg, 2011. p.313-323.

COSTA, F. S. *Influência de Parâmetros de Recozimento Contínuo Sobre a Evolução Microestrutural de um Aço Bifásico*. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais, 2012. 228p. (Tese, Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas).

DRUMOND, J. *Efeito do Silício e de Parâmetros de processo nas Microestruturas e Propriedades Mecânicas de um Aço Bifásico Laminado a Frio*. Florianópolis: Universidade Federal de Santa Catarina, 2012. 112p. (Dissertação, Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais).

ERDOGAN, M. Effect of Austenite Dispersion on Phase Transformation in Dual Phase Steel, *Scripta Materialia*, v.48, p.501-506, 2003.

FONSTEIN N.M., EFIMOVA T.M. Study of the Effect of New Ferrite on the Properties of Dual Phase Steels. *Metallurgist*, v.50, n.9-10, p.481-489, 2006.

FUJITA, N., NONAKA, T., TOMOKIYO, T., TANIGUCHI, H., GOTO, K., Development of Ultra-High Strength of 980 MPa, *SAE International*, p.51-55, 2007.

GARCIA, C. I., DEARDO, A. J. Formation of Austenite in 1,5 Pct Mn Steels. *Metallurgical Transactions A*, v.12A, p.521-530, Mar. 1981.

GARCIA, C. I., CHO, K., REDKIN, K., DEARDO, A. J., TAN, S., SOMANI, M., KARJALAINEN, L. P. Influence of Critical Carbide Dissolution Temperature During Intercritical Annealing on Hardenability of Austenite and Mechanical Properties of DP-980 Steels. *ISIJ International*, v.51, n.6, p.969-974, Mar. 2011a.

GARCIA, C. I., HUA, M., CHO, K., REDKIN, K., DEARDO, A. J. Metallurgy and Continuous Galvanizing Line Processing of High-Strength Dual-Phase Steels Microalloyed with Niobium and Vanadium. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON ZINC AND ALLOY COATED STEEL SHEET, 8, 2011b, Genova.

HAN, Q., KANG, Y., ZHAO, X., LÜ, C., GAO, L. Microstructure and Properties of Mo Microalloyed Cold Rolled DP1000 Steels, *Journal of Iron and Steel Research*, v.18, p.52-58, 2011.

HASEGAWA, K., KAWAMURA, K., URABE, T., HOSOYA, Y. Effect of Microstructure on Stretch-flange-formability of 980 MPa Grade Cold-rolled Ultra High Strength Steel Sheets, *ISIJ International*, v.44, n.3, p.603-609, 2004.

HIRONAKA S., TANAKA H., MATSUMOTO T. Effect of Si on Mechanical Property of Galvannealed Dual Phase Steel. THERMEC 2009, Materials Science Forum, vol. 638-642, p. 3260-3265, 2010 *apud* DRUMOND, J. *Efeito do Silício e de Parâmetros de processo nas Microestruturas e Propriedades Mecânicas de um Aço Bifásico Laminado a Frio*. Florianópolis: Universidade Federal de Santa Catarina, 2012. 112p. (Dissertação, Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais).

HUANG, J., POOLE, W. J., MILTZER, M. Austenite Formation During Intercritical Annealing. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.35A, p.3363-3375, Nov. 2004.

HÜPER, T., ENDO, S., ISHIKAWA, N., OSAWA, K. Effect of Volume Fraction of Constituent Phases Strain Relationship of Dual Phase Steels. *ISIJ International*, v.39, n.3, p.288-294, Nov. 1999.

HWANG, B., SUH, D.W., KIM, S.J. Austenitizing Temperature and Hardenability of Low-Carbon Boron Steels. *Scripta Materialia*, v.64, p.1118-1120, Mar. 2011.

IWANA, T., KITANO, F., NAGATAKI, Y., MATSUDA, H., TANAKA, Y., HOSOYA, Y. Development of Galvannealed Dual-Phase Ultra-High Strength Steel Sheets with Superior Formability and Spot-Weldability. In: GALVATECH'04 CONFERENCE PROCEEDINGS, 2004, p.539-545.

KANG, J., LEE, H., HAN, S. H. Effect of Al and Mo on the Textures and Microstructures of Dual Phase Steels, *Materials Science and Engineering A*, v.530, p.183-190, Oct. 2011.

KOO, J. Y., THOMAS, G. Proc. Conf. *Formable HSLA and Dual Phase Steels*, TMS-AIME, October, 1977, p. 40-57 *apud* LLEWELLYN, D. T., HILLIS, D. J. Dual Phase Steels - Review. *Ironmaking and Steelmaking*, v.23, n.6, p.471-478, 1996.

KOO, J. Y., THOMAS, G. Design of Duplex Low Carbon Steels for Improved Strength: Weight Applications, 16p, 1979.

KUANG S., KANG Y.L., YU H., LIU R.D. Effect of Continuous Annealing Parameters on the Mechanical Properties and Microstructures of Cold Rolled Dual Phase Steel. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, v.16, n.2, p.159-164, April 2009.

LANZILLOTTO C.A.N., PICKERING F.B. Structure-Property Relationships in Dual-Phase Steels. *Metal Science*, v.16, p.371-382, August 1982.

LAWSON, R. D., MATLOCK, D. K., KRAUSS, G. The Effect of Microstructure on the Deformation Behavior and Mechanical Properties of a Dual-Phase Steel, In: *FUNDAMENTALS OF DUAL PHASE STEELS*, 1981. The Metallurgical Society of AIME, p.347-382.

LLEWELLYN, D. T., HILLIS, D. J. Dual Phase Steels - Review. *Ironmaking and Steelmaking*, v.23, n.6, p.471-478, 1996.

MAITREPIERRE, P., THIVELLIER, D., TRICOT, R. Influence of Boron on the Decomposition of Austenite in Low Carbon Alloyed Steels. *Metallurgical Transactions A*, v.6A, p.287-301, Feb. 1975.

MATLOCK, D.K., KRAUSS, G., RAMOS, L. F., HUPPI, G. A. Correlation of Processing Variables with Deformation Behavior of Dual-Phase Steels. New York: TMS-AIME, New York, NY, p.62-90, 1979.

MELO, T. M. F., COSTA, F. S., CASTRO, I. Microstructure Formation at the Initial Steps of the Continuous Annealing of a Dual Phase Steel. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON NEW DEVELOPMENTS IN ADVANCED HIGH-STRENGTH SHEET STEELS, 2008. Orlando. Association for Iron & Steel Technology. p.115-124

MOHANTY, R. R., GIRINA, O. A., FONSTEIN, N. M. Effect of Heating Rate on the Austenite Formation in Low-Carbon High-Strength Steels Annealed in the Intercritical Region. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.42A, p.3680-3690, Dec. 2011.

MOVAHED, P., KOLAHGAR, S., MARASHI, S. P. H., POURANVARI, M., PARVIN, N. The Effect of Intercritical Heat Treatment Temperature on the Tensile Properties and Work Hardening of Ferrite-Martensite Dual Phase Steels Sheets. *Materials Science and Engineering A*, v. 518, p.1-6, 2009.

MURUGAIYAN, A., SAHA PODDER, A. S., PANDIT, A., CHANDRA, S., RAY, R. K., BHATTACHARJEE, D. Phase Transformations in Two C–Mn–Si–Cr Dual Phase Steels, *ISIJ International*, v.46, n.10, p.1489-1494, 2006.

PRIESTNER R., AJMAL M. Effect of Carbon Content and Microalloying on Martensitic Hardenability of Austenite of Dual-phase Steel. *Materials Science and Technology*, v.3, p.360-364, May 1987.

PICHLER, A., HRIBERNIG, G., TRAGL, E., ANGERER, R., RADLMAYR, K., SZINYUR, J., TRAIANT, S., WERNER, E., STIASZNY, P. Aspects of the Production of Dual Phase and Multiphase Steel Strips. In: MWSP CONFERENCE PROCEEDINGS, 41, v.XXXVII, 1999, p.37-60.

REGE, J. S., INAZUMI, T., NAGATAKI, Y., URABE, T., SMITH, G., ZUIDEMA, B., DENNER, S. Development of HDGI/HDGA Dual Phase Steel Family (DP500, DP600, DP800, DP1000) at National Steel Corporation. In: MWSP CONFERENCE PROCEEDINGS, 44, v.XL, 2002, p.391-404.

ROCHA, R. O. *Influência de Variáveis de Recozimento Contínuo na Morfologia dos Constituintes de Aços Bifásicos Laminados a Frio da Classe de Limite de Resistência de 600 MPa*. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais, 2004. 120p. (Tese, Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas).

SHEN, X. P., PRIESTNER, R. Effect of Boron on the Microstructure and Tensile Properties of Dual-Phase Steel. *Metallurgical Transactions A*, v.21A, p.2547-2553, Sept. 1990.

SPEICH, G.R. Physical Metallurgy of Dual-Phase Steels. In: FUNDAMENTALS OF DUAL PHASE STEELS, 1981. The Metallurgical Society of AIME, p.3-45.

WANG, W., WEI, X. The effect of Martensite Volume and Distribution on Shear Fracture Propagation of 600-1000 MPa Dual Phase Sheet Steels in the Process of Deep Drawing. *International Journal of Mechanical Sciences*, v.67, p.100-107, 2013.

YABUKOVSKY, O., KASPUTIN, M. Effect of New Ferrite on Strength-Ductility Balance of a High-Strength Water Quenched Dual Phase Sheet Steel, *Materials Science and Technology Steel*, p.267-275, 2006.

YAKUBOVSKY, O., FONSTEIN, N., CHENG, C., BHATTACHARYA, D. Effect of Alloying Elements on Mechanical Properties and Coatability of Multi Phase Steels with Ferrite-Bainite and Ferrite-Bainite plus Retained Austenite Microstructure. In: GALVATECH'04 CONFERENCE PROCEEDINGS, 2004, p.547-558.

YANG, D.Z., BROWN, E.L., MATLOCK, D.K., KRAUSS, G., Ferrite Recrystallization and Austenite Formation in Cold Rolled Intercritically Annealed Steel, *Metallurgical Transactions A*, v. 16A, p 1385–1392, 1985.

KRUPITZER, R. P. Designing and Manufacturing Vehicles with Advanced High-Strength Steels. In: GALVATECH'04 CONFERENCE PROCEEDINGS, 2004, p.31-50.

WORLDAUTOSTEEL. Advanced High Strength Steel (AHSS). Application Guidelines, v.4.1, 338p, Jun. 2009.

WORLDAUTOSTEEL. FSV - Future Steel Vehicle e a Nova Geração de Aços AHSS - Advanced High Strength Steel na Construção Automotiva. In: Seminário de Aciaria Internacional, n.42, Salvador, 33p, 2011.