

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

Dissertação de Mestrado

Efeito dos parâmetros de recozimento contínuo na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço revestido por imersão a quente da classe de resistência de 800 MPa

Autor: Gislân William Guimarães
Orientador: Prof. Paulo Roberto Cetlin

Dezembro/2014

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

Gislan William Guimarães

**EFEITO DOS PARÂMETROS DE RECOZIMENTO CONTÍNUO NA
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO REVESTIDO
POR IMERSÃO A QUENTE DA CLASSE DE RESISTÊNCIA DE 800 MPA**

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

Área de Concentração: Metalurgia Física
Orientador: Prof. Paulo Roberto Cetlin

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG
2014

Aos meus pais, Walter e Maria Aparecida, pelo incentivo e carinho;
À minha querida esposa Carine pelo amor e compreensão;
A todos os meus professores pelo apoio e dedicação;
Aos meus amigos.

AGRADECIMENTOS:

À Usiminas pelo incentivo e oportunidade de execução deste trabalho;

Ao professor Paulo Roberto Cetlin pela orientação;

À Roberta de Oliveira Rocha, Gláucio Bórtoli da Cruz Rabelo, Edney Amaral Moraes, Luiz Claudio de Oliveira Meyer, Jetson Lemos Ferreira, Aldo Henrique de Almeida Barbosa, José Januario Zacarias, Kleiner Tanner Nunes Silva pelas sugestões e orientações;

A todos que contribuíram na elaboração deste trabalho.

SUMÁRIO

| | |
|---|------|
| LISTA DE FIGURAS | vi |
| LISTA DE TABELAS | xii |
| LISTA DE NOTAÇÕES | xiii |
| RESUMO | xv |
| ABSTRACT | xvi |
| 1. INTRODUÇÃO | 17 |
| 2. OBJETIVOS | 19 |
| 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA | 20 |
| 3.1 Características dos Aços Bifásicos | 20 |
| 3.2 Influência da Composição Química nos Aços Bifásicos | 21 |
| 3.3 Influência do Recozimento Intercrítico e Galvanização | 31 |
| 3.3.1 Recristalização da Ferrita e Formação da Austenita | 34 |
| 3.3.2 Formação da Ferrita Epitaxial..... | 39 |
| 3.3.3 Temperabilidade da Austenita e Microestrutura Final | 41 |
| 3.4 Propriedades Mecânicas dos Aços Bifásicos | 42 |
| 3.5 Princípios da Conformação Mecânica..... | 50 |
| 4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL | 54 |
| 4.1 Simulação de Recozimento Intercrítico | 55 |
| 4.2 Determinação das Propriedades Mecânicas em Tração | 58 |
| 4.3 Determinação da Capacidade de Expansão de Furo | 59 |
| 4.4 Caracterização Microestrutural | 59 |
| 5. RESULTADOS E DISCUSSÕES..... | 60 |
| 5.1 Caracterização Microestrutural | 60 |
| 5.2 Resultados de Propriedades Mecânicas em Tração | 68 |
| 5.3 Resultados de Expansão Cônica de Furo | 81 |
| 6. CONCLUSÕES | 88 |
| 7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS | 90 |
| 8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS..... | 91 |

LISTA DE FIGURAS

| | | |
|-------------|---|----|
| Figura 1.1 | Limite de resistência versus alongamento de diferentes aços ⁽³⁾ | 18 |
| Figura 3.1 | Curvas tensão-deformação de aços <i>Dual Phase</i> , HSLA e aço baixo carbono ⁽⁹⁾ | 20 |
| Figura 3.2 | Representação esquemática da estrutura de carroceria veicular ilustrando a utilização de aço de alta resistência mecânica ⁽¹³⁾ | 21 |
| Figura 3.3 | Efeito de alguns elementos de liga sobre transformações que ocorrem durante o recozimento contínuo de aços multiconstituídos ⁽¹⁷⁾ | 22 |
| Figura 3.4 | Diagrama Fe-C com diferentes condições de temperaturas intercríticas ⁽¹⁴⁾ | 22 |
| Figura 3.5 | Variação da dureza da martensita em função do teor de carbono ⁽¹⁰⁾ | 23 |
| Figura 3.6 | Influência da adição de Mn no diagrama de fase Fe-C ⁽¹⁸⁾ | 23 |
| Figura 3.7 | Efeito da temperatura de recozimento e teores de C, Mn e Si nas propriedades mecânicas de um aço <i>Dual Phase</i> ⁽¹⁴⁾ | 24 |
| Figura 3.8 | Influência do cromo (0%, 0.5% e 1.0%) no diagrama de fase Fe-C ⁽¹⁹⁾ | 25 |
| Figura 3.9 | Mapas de microestrutura em função da taxa de resfriamento, após aquecimento a 900°C por 15 minutos e microestrutura obtida após resfriamento com taxa de 30°C/s. Aços C-Mn-Si (a) e C-Mn-Si-Cr (b) ⁽²³⁾ | 26 |
| Figura 3.10 | Efeito da taxa de resfriamento e do teor de Cr nas propriedades mecânicas de um aço <i>Dual Phase</i> com 1,2%Mn ⁽¹⁴⁾ | 26 |
| Figura 3.11 | Efeito do teor de molibdênio nas propriedades mecânicas em tração de um aço <i>Dual Phase</i> com 0,08%C-2,00%Mn ⁽²⁴⁾ | 27 |
| Figura 3.12 | Efeito do boro em solução sólida nas propriedades de um aço <i>Dual Phase</i> recozido continuamente a 775°C por 90 s e resfriado a uma taxa de 10°C/s (%C = 0,05 e %Mn = 1,45) ⁽³⁰⁾ | 28 |
| Figura 3.13 | Mecanismos de endurecimento em aços HSLA ⁽³³⁾ | 29 |
| Figura 3.14 | Efeito de elementos de liga na resistência do aço <i>Dual Phase</i> ⁽³⁴⁾ | 30 |
| Figura 3.15 | Desenho esquemático da linha de galvanização por imersão a quente ⁽³⁵⁾ .. | 31 |

| | |
|---|----|
| Figura 3.16 Desenho esquemático de um ciclo de recozimento de aço galvanizado por imersão a quente..... | 32 |
| Figura 3.17 Desenho esquemático de um ciclo de recozimento de aços bifásicos..... | 33 |
| Figura 3.18 Fração de austenita durante o encharque no recozimento intercrítico ⁽³⁸⁾ | 34 |
| Figura 3.19 Fração volumétrica de ferrita recristalizada em função da temperatura e tempo de aquecimento de um aço DP450 (0,06%C-0,20%Si-1,3%Mn) ⁽³⁹⁾ .. | 34 |
| Figura 3.20 Representação esquemática dos mecanismos de formação de austenita para as taxas de aquecimento de 10 e 50 K/s ⁽⁴¹⁾ | 36 |
| Figura 3.21 Diagrama de formação da austenita em aço com 0,12%C-1,5%Mn ⁽⁴³⁾ | 37 |
| Figura 3.22 Efeito da microestrutura de laminado a quente, redução a frio e temperatura de recozimento nas propriedades mecânicas de um aço com 0,7%C-1,0%Si-1,54%Mn ⁽⁴⁴⁾ | 38 |
| Figura 3.23 Efeito do tempo de recozimento a 800°C e microestrutura de laminado a quente nas propriedades mecânicas de um aço com 0,7%C-1,0%Si-1,54%Mn ⁽¹⁴⁾ | 38 |
| Figura 3.24 Microestrutura de um aço <i>Dual Phase</i> (0,065%C, 1,5%Mn, 0,3%Cr) ⁽¹²⁾ | 39 |
| Figura 3.25 Fração volumétrica de fases em aço 0,09%C-1,3%Si-2,0%Mn a partir de diferentes temperaturas de recozimento intercrítico ⁽⁴⁶⁾ | 40 |
| Figura 3.26 Curvas TTT de aço 0,09%C-1,3%Si-2,0%Mn. C _γ é o teor de carbono da austenita intercrítica. Bs e Ms indicam o início das transformações bainíticas e martensíticas, respectivamente ⁽⁴⁶⁾ | 40 |
| Figura 3.27 Diagrama esquemático do enriquecimento de carbono na austenita durante o resfriamento a partir do recozimento intercrítico ⁽¹⁹⁾ | 41 |
| Figura 3.28 Sumário esquemático das transformações de aços bifásicos durante o resfriamento contínuo até à temperatura ambiente (TRC) ⁽⁴⁸⁾ | 41 |
| Figura 3.29 Efeito da taxa de resfriamento nas propriedades mecânicas de um aço <i>Dual Phase</i> (0,07%C, 0,25%Si, 1,65%Mn) ⁽⁴⁹⁾ | 42 |
| Figura 3.30 Curvas de tensão-deformação de três aços DP com diferentes frações volumétricas de martensita (MVF = 10%, 20% e 30% e taxa de resfriamento 10 K/s) ⁽⁵⁰⁾ | 42 |

| | | |
|-------------|---|----|
| Figura 3.31 | Valores típicos de coeficiente de anisotropia (r) de diversas classes de aço de alta resistência ⁽¹⁴⁾ | 44 |
| Figura 3.32 | Valores típicos de expoente de encruamento (n) de diversas classes de aço de alta resistência ⁽¹⁴⁾ | 44 |
| Figura 3.33 | Representação esquemática do ensaio para determinação do efeito <i>bake hardening</i> (BH) ⁽⁵⁵⁾ | 46 |
| Figura 3.34 | Limite de resistência versus capacidade de expansão de furo ⁽⁵⁸⁾ | 47 |
| Figura 3.35 | Relação entre o gradiente de dureza entre a ferrita e a martensita e o limite de expansão de furo ⁽⁵⁹⁾ | 47 |
| Figura 3.36 | Relação entre o alongamento e a capacidade de expansão de furo em aços de alta resistência ⁽⁶¹⁾ | 48 |
| Figura 3.37 | Relação entre o alongamento e a capacidade de expansão de furo em aços de alta resistência ⁽⁶¹⁾ | 48 |
| Figura 3.38 | Correlação entre a percentual de expansão de furo e a fração volumétrica da ferrita epitaxial ⁽⁴⁶⁾ | 49 |
| Figura 3.39 | Correlação entre a percentual de expansão de furo e a ductilidade pós alongamento uniforme ⁽⁴⁶⁾ | 49 |
| Figura 3.40 | Tensões e deformações (ϵ) em função do modo de deformação ⁽³⁵⁾ | 50 |
| Figura 3.41 | Esquema de operações de estiramento, embutimento e flangeamento (ou expansão de furo) antes e durante a deformação ⁽⁴⁾ | 51 |
| Figura 3.42 | Aspecto da qualidade superficial das bordas de corte de um furo puncionado (a) e de outro furo usinado ⁽⁴⁶⁾ | 52 |
| Figura 4.1 | Fluxo esquemático da produção do aço avaliado e o ponto de amostragem para as simulações e caracterizações no Centro de Tecnologia da USIMINAS..... | 54 |
| Figura 4.2 | Condição de amostragem do laminado a frio não recozido..... | 55 |
| Figura 4.3 | Representação esquemática dos ciclos térmicos simulados via HDPS..... | 56 |
| Figura 4.4 | Simulador HDPS (<i>Hot Dip Process Simulator</i>) do fabricante Iwatani, modelo EU AV. (a) Vista geral. (b) Detalhe das câmaras superior e inferior ⁽⁶³⁾ | 57 |

| | | |
|-------------|--|----|
| Figura 4.5 | Dilatômetro modelo DIL 805 A/D do Centro de Tecnologia USIMINAS..... | 58 |
| Figura 4.6 | Corpo de prova para o ensaio de tração à temperatura ambiente..... | 58 |
| Figura 5.1 | Microestrutura da amostra de aço laminado a frio não recozido antes das simulações do recozimento intercrítico no HDPS..... | 60 |
| Figura 5.2 | Curva de variação dimensional do corpo de prova e suas derivadas (dilatação versus tempo e dilatação versus temperatura) obtidas via dilatometria..... | 60 |
| Figura 5.3 | Microestruturas obtidas após têmpera com água ao final dos encharques dos ciclos térmicos via ensaios dilatométricos..... | 61 |
| Figura 5.4 | Aspecto microestrutural, via MEV, das amostras submetidas ao encharque de 780°C e isotérmica de 610°C no resfriamento rápido..... | 62 |
| Figura 5.5 | Aspecto microestrutural, via MEV, das amostras submetidas ao encharque de 780°C e isotérmica de 560°C no resfriamento rápido..... | 62 |
| Figura 5.6 | Aspecto microestrutural, via MEV, das amostras submetidas ao encharque de 780°C e isotérmica de 510°C no resfriamento rápido..... | 63 |
| Figura 5.7 | Representação gráfica das frações volumétricas dos constituintes microestruturais das amostras simuladas no HDPS..... | 63 |
| Figura 5.8 | Aspecto microestrutural, via MEV, das amostras submetidas ao encharque de 740°C e isotérmica de 610°C no resfriamento rápido..... | 64 |
| Figura 5.9 | Aspecto microestrutural, via MEV, das amostras submetidas ao encharque de 740°C e isotérmica de 560°C no resfriamento rápido..... | 65 |
| Figura 5.10 | Aspecto microestrutural, via MEV, das amostras submetidas ao encharque de 740°C e isotérmica de 510°C no resfriamento rápido..... | 65 |
| Figura 5.11 | Curvas de transformações alotrópicas no resfriamento após encharque na temperatura de 740°C, via ensaios dilatométricos..... | 66 |
| Figura 5.12 | Curvas de transformações alotrópicas no resfriamento após encharque na temperatura de 780°C, via ensaios dilatométricos..... | 67 |
| Figura 5.13 | Resultados de limite de escoamento em função dos ciclos térmicos simulados no equipamento HDPS..... | 69 |

| | | |
|-------------|---|----|
| Figura 5.14 | Relação entre os valores obtidos de limite de escoamento em função dos ciclos térmicos simulados no equipamento HDPS..... | 69 |
| Figura 5.15 | Influência do segundo constituinte sob os valores de limite de escoamento obtidos a partir das simulações via HDPS..... | 70 |
| Figura 5.16 | Resultados de limite de resistência em função dos ciclos térmicos simulados no equipamento HDPS..... | 72 |
| Figura 5.17 | Valores de relação elástica (LE/LR) em função dos ciclos térmicos simulados no equipamento HDPS..... | 72 |
| Figura 5.18 | Influência do segundo constituinte sob os valores de limite de resistência obtidos a partir das simulações via HDPS..... | 74 |
| Figura 5.19 | Resultados do alongamento uniforme e valores médios do expoente de encruamento (n) em função dos ciclos térmicos simulados no equipamento HDPS..... | 74 |
| Figura 5.20 | Resultados do alongamento total em função dos ciclos térmicos simulados no equipamento HDPS..... | 75 |
| Figura 5.21 | Curva de engenharia obtida a partir das temperaturas de encharque 740°C e 780°C e temperatura isotérmica de 610°C no resfriamento rápido..... | 78 |
| Figura 5.22 | Curva de engenharia obtida a partir das temperaturas de encharque 740°C e 780°C e temperatura isotérmica de 560°C no resfriamento rápido..... | 78 |
| Figura 5.23 | Curva de engenharia obtida a partir das temperaturas de encharque 740°C e 780°C e temperatura isotérmica de 510°C no resfriamento rápido..... | 79 |
| Figura 5.24 | Resultados do efeito <i>bake hardening</i> (BH) em função dos ciclos térmicos simulados no equipamento HDPS..... | 80 |
| Figura 5.25 | Aspecto de um dos corpos de prova do ensaio de expansão de furo (a, b, c e d) de cada ciclo térmico simulado no HDPS..... | 82 |
| Figura 5.26 | Resultados dos valores médios da expansão cônica de furo (ECF) dos corpos de prova puncionados versus as frações volumétricas de constituintes encontradas a partir de cada simulação via HDPS..... | 83 |

| | |
|---|----|
| Figura 5.27 Correlação entre os resultados de expansão cônica de furo puncionado e de alongamento uniforme e total..... | 85 |
| Figura 5.28 Correlação entre os resultados de expansão cônica de furo usinado e de alongamento uniforme e total..... | 86 |
| Figura 5.29 Resultados dos valores médios da expansão cônica dos furos usinados em relação aos puncionados..... | 87 |

LISTA DE TABELAS

| | | |
|--------------|--|----|
| Tabela III.1 | Influência dos elementos químicos na microestrutura de aços bifásicos..... | 30 |
| Tabela III.2 | Concepção do aço, microestruturas e propriedades de diferentes aços bifásicos da classe de resistência 980 MPa ⁽⁶¹⁾ | 48 |
| Tabela III.3 | Tensões (σ) e deformações (ϵ) em função do modo de deformação ⁽³⁵⁾ | 51 |
| Tabela IV.1 | Especificação de composição química do aço <i>Dual Phase</i> galvanizado por imersão a quente da classe de resistência de 800 MPa..... | 54 |
| Tabela IV.2 | Parâmetros de recozimento intercrítico para simulações no HDPS..... | 56 |
| Tabela IV.3 | Dimensões do corpo de prova para o ensaio de tração (mm)..... | 58 |
| Tabela V.1 | Frações volumétricas dos constituintes microestruturais das amostras simuladas no HDPS..... | 64 |
| Tabela V.2 | Resultados de propriedades mecânicas a partir das simulações no HDPS..... | 68 |
| Tabela V.3 | ANOVA (análise de variância) das médias amostrais do limite de escoamento oriundas das diferentes temperaturas isotérmicas (610°C, 560°C e 510°C) experimentadas no resfriamento rápido após encharque a 740°C..... | 71 |
| Tabela V.4 | ANOVA (análise de variância) das médias amostrais do limite de resistência oriundas das diferentes temperaturas isotérmicas (610°C, 560°C e 510°C) experimentadas no resfriamento rápido após encharque a 740°C..... | 73 |
| Tabela V.5 | ANOVA (análise de variância) das médias amostrais do expoente de encruamento alcançadas nos ciclos térmicos simulados..... | 77 |
| Tabela V.6 | ANOVA (análise de variância) das médias amostrais do efeito BH nos ciclos térmicos simulados..... | 80 |
| Tabela V.7 | Resultados dos ensaios de expansão de furo das amostras de aço DP800 simuladas no HDPS..... | 81 |
| Tabela V.8 | ANOVA (análise de variância) das médias amostrais da expansão cônica de furos puncionados, oriundas das simulações dos diferentes ciclos térmicos..... | 86 |

LISTA DE NOTAÇÕES

α = ferrita

M, α' = martensita

γ = austenita

B = bainita

RA = austenita retida

Fe₃C = cementita

MA = martensita-austenita

DP = *dual phase*, bifásico

HDPS = *Hot Dip Process Simulator*, simulador de galvanização por imersão a quente

A₁ = temperatura de transformação eutetóide ($\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$)

Ac₁ = temperatura de transformação eutetóide ($\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$), no aquecimento

A₃ = temperatura de transformação austenítica ($\gamma \rightarrow \alpha + \gamma$)

Ac₃ = temperatura de transformação austenítica ($\gamma \rightarrow \alpha + \gamma$), no aquecimento

Ac₀ = temperatura de fim da dissolução da perlita

T = temperatura

t = tempo

TMT = temperatura de máxima taxa de transformação α/γ

TTT = tempo-temperatura-transformação

TRC = transformação em resfriamento contínuo

CCT = *continuous cooling transformation*

C _{γ} = teor de carbono da austenita intercrítica

Bs = início da transformação bainítica

Ms = início da transformação martensítica

TS = *tensile strenght*, limite de resistência

YS = *yield strength*, limite de escoamento

El = *elongation*, alongamento

LE, R_e = limite de escoamento

LR, R_m = limite de resistência

LE/LR = razão elástica

A₅₀ = alongamento

n = coeficiente de encruamento

r = coeficiente de anisotropia

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

ε_r = deformação radial

ε_c = deformação circunferencial

ε_e = deformação na espessura

λ = capacidade de expansão de furo

MVF = martensite volume fraction, fração volumétrica da martensita

σ_i = resistência de cada constituinte presente no aço

V_i = fração volumétrica de cada constituinte presente no aço

σ = tensão de escoamento (equação de Hall-Petch)

σ_0 = tensão para movimentação das discordâncias (equação de Hall-Petch)

k = constante do material (equação de Hall-Petch)

d = diâmetro médio dos grãos (equação de Hall-Petch)

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

MO = microscopia ótica

MEV = microscopia de varredura

λ (%) = percentual de expansão de furo

ECF = expansão cônica de furo

MA1 = *micro-alloyed DP steels #1*, aço bifásico microligado n.º 1

MA2 = *micro-alloyed DP steels #2*, aço bifásico microligado n.º 2

MA3 = *micro-alloyed DP steels #3*, aço bifásico microligado n.º 3

MA4 = *micro-alloyed DP steels #4*, aço bifásico microligado n.º 4

MA5 = *micro-alloyed DP steels #5*, aço bifásico microligado n.º 5

CAS-OB = estação para ajuste da composição química e da temperatura no refino secundário do aço

ST = *soaking temperature*, temperatura de encharque

IRR = isotérmicas no resfriamento rápido

RESUMO

Aços bifásicos são caracterizados por uma microestrutura constituída de ilhas de martensita dispersas em uma matriz ferrítica, podendo apresentar pequenas quantidades de outros constituintes. A elevada resistência mecânica, baixa razão elástica, elevada taxa de encruamento e bons níveis de alongamento uniforme e total os habilitam à confecção de peças estruturais mais leves. Neste trabalho objetivou-se avaliar em escala piloto, a partir de amostras de aço laminado a frio não recozidas, o efeito de diferentes ciclos térmicos na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço *Dual Phase* revestidos por imersão a quente, da classe de resistência de 800 MPa, considerando duas temperaturas de encharque no recozimento intercrítico (740°C e 780°C) e três temperaturas isotérmicas no resfriamento rápido (610°C, 560°C e 510°C), com auxílio do equipamento HDPS (*Hot Dip Process Simulator*), para investigar quais parâmetros de processo terão maior probabilidade de êxito em escala industrial, mediante os ensaios de tração à temperatura ambiente, determinação do efeito *bake hardening* (BH_{2%}) e expansão de furo. Foi realizada a caracterização dos constituintes microestruturais e a determinação das suas frações volumétricas via microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV), assim como a avaliação de suas influências nas características mecânicas obtidas. A caracterização microestrutural e os ensaios dilatométricos evidenciaram que a temperatura de encharque de 740°C não foi suficiente para dissolução completa dos carbonetos, limitando-se à recristalização total da ferrita e à nucleação de pequenas frações de austenita no recozimento intercrítico, o que resultou em pequenas frações de segundo constituinte em todas as microestruturas avaliadas. Como consequência, o limite de resistência mínimo de 800 MPa não foi alcançado. Além disso, os resultados de ductilidade, tenacidade, efeito *bake hardening* e expansão de furo se mostraram aquém dos obtidos nas simulações com encharque a 780°C. Por sua vez, as simulações com temperatura de encharque de 780°C e temperaturas isotérmicas de 510°C e 560°C no resfriamento rápido apresentaram resultados satisfatórios, atendendo o limite de resistência mínimo, com boa tenacidade e capacidade de expansão de furo ligeiramente superior à obtida nas simulações com encharque a 740°C, influenciados pelas maiores frações de segundo constituinte, especialmente pela presença do constituinte MA (martensita-austenita).

ABSTRACT

Dual phase steels are characterized by a microstructure of martensite islands dispersed in a ferrite matrix; lower amounts of other constituents can be present. Their high tensile strength, low tensile ratio, high work hardening rate and high total and uniform elongation, enables the manufacture of lighter structural parts. In this work, the objective was to evaluate the effect of different thermal cycles on the microstructures and mechanical properties of a hot dip galvanized Dual Phase steel, class 800 MPa, from full hard samples of cold rolled manufactured in a pilot plant, considering two soaking temperatures in the intercritical annealing (740°C and 780°C) and three isothermal temperatures in the rapid cooling (610°C, 560°C and 510°C). A HDPS (Hot Dip Process Simulator) was utilized in order to investigate which process parameters have a higher probability of success in industrial scale, which was evaluated through tensile testing, bake hardening (BH_{2%}) and hole expansion. The characterization of the microstructural constituents and determination of their volume fractions was performed via optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM), as well as evaluation of their influence on the obtained mechanical characteristics. Microstructural characterization and dilatometric testing showed that the soaking temperature of 740°C was not sufficient for the complete dissolution of carbides, leading only to the full recrystallization of ferrite and nucleation of low fractions of austenite in the intercritical annealing, resulting in low fractions of constituents of the second constituent in all assessed microstructures. Thus, the minimum tensile strength of 800 MPa was not reached. Furthermore, the results of ductility, toughness, bake hardening and hole expansion fell short from those obtained by soaking at 780°C. In turn, the simulations with soaking temperature of 780°C and isothermal temperature of 510°C and 560°C in the rapid cooling showed satisfactory results, reaching the required minimum tensile strength, with good toughness and hole expansion slightly higher than that obtained in the simulations with soaking at 740°C, which was influenced by the higher fractions of constituents of the second constituent, in particular by the presence of the MA constituent (martensite-austenite).

1. INTRODUÇÃO

Nos últimos anos foi alcançado significativo progresso na diversificação das aplicações de aços avançados de alta resistência, basicamente norteadas pela indústria automobilística, consolidando-os mundialmente como principal alternativa na redução do peso veicular, aliado ao aumento da durabilidade e segurança das carrocerias de automóveis. Dentro deste contexto, se fizeram presentes novas exigências de mercado e regulamentações governamentais preocupadas com os correntes danos humanos ligados a esse tipo de transporte, o crescente consumo e a elevação dos preços de combustíveis fósseis e seus consequentes danos ambientais pela emissão de poluentes^(1, 2 e 3).

Recentemente, o Governo Federal do Brasil ciente que o setor automobilístico nacional se destaca como grande fomentador de pesquisas científicas e disseminador de novas tecnologias, representando mais de 22% do PIB industrial e mais de 5% do PIB do país, apresentou em outubro de 2012 as regras do novo regime automotivo, o Inovar Auto, que vigorará entre 2013 e 2017. Seu objetivo junto ao setor será a construção de veículos mais modernos e eficientes quanto à emissão de carbono. As empresas que se habilitarem ao programa poderão se beneficiar com a isenção de impostos. A meta estipulada pelo governo aos fabricantes para 2017 é obter um consumo médio de 17,26 km/l de gasolina (atualmente, média de 14 km/l). No caso do álcool (etanol), a meta será obter em 2016 um consumo de 11,96 km/l (atualmente, média de 9,7 km/l). Maiores benefícios fiscais poderão ser conquistados pelos fabricantes se superarem a meta de investimentos em inovação, engenharia de produção e componentes industriais neste período⁽⁴⁾.

Diante deste cenário, a comercialização das várias classes de aços avançados de alta resistência se tornou um diferencial competitivo para as siderúrgicas, por enobrecer seus portfólios de produtos e elencá-las como empresas de classe mundial, tendo em vista que o Brasil é atualmente o quinto maior fabricante de automóveis no mundo. Diante disso é notável o crescente número de trabalhos técnicos apresentados em congressos e outros fóruns, os quais discutem e formulam diversas alternativas de fabricação e de atendimento às diferentes aplicações automotivas^(1, 2 e 3). A figura 1.1 ilustra os avanços alcançados no desenvolvimento dos aços avançados de alta resistência (AHSS).

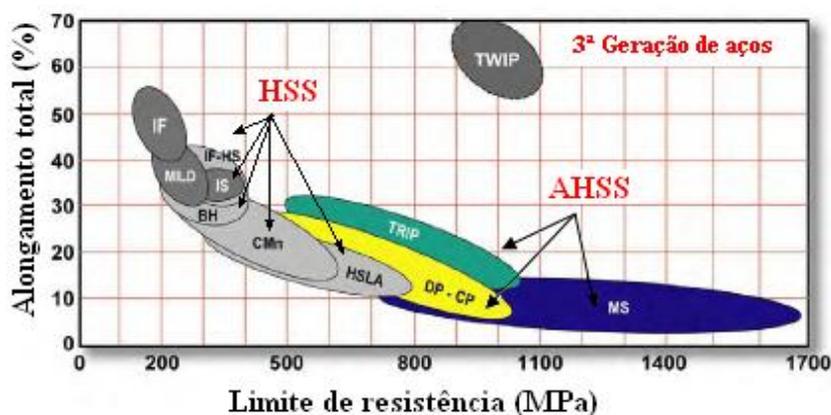


Figura 1.1 - Limite de resistência versus alongamento de diferentes aços⁽⁵⁾.

Uma solução atraente provida pelo setor siderúrgico à cadeia automotiva, com significativas melhorias no desempenho estrutural de seus componentes, a partir da elevação da resistência mecânica, redução de massa, sem detrimento das características de conformação, foi a utilização do mecanismo de endurecimento por transformação de fase, a qual deu origem aos aços DP (*Dual Phase*), TRIP (*Transformation Induced Plasticity*), CP (*Complex Phase*) e martensíticos. Adicionalmente, estes aços podem ser galvanizados, visando promover a proteção contra a corrosão atmosférica e assim agregando valor ao produto.

Contudo, para a fabricação destes aços com alto nível de qualidade é necessário compreender o comportamento das transformações de fases, com ênfase na especificação de composição química e nos tratamentos térmicos, especialmente nas taxas de resfriamento aplicadas, visando à obtenção de constituintes microestruturais adequadas à aplicação do produto final.

2. OBJETIVOS

Avaliar em escala piloto o efeito de diferentes ciclos térmicos na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço *Dual Phase* revestidos por imersão a quente da classe de resistência de 800 MPa, com auxílio do equipamento HDPS (*Hot Dip Process Simulator*), para investigar quais parâmetros de processo terão maior probabilidade de êxito em escala industrial, baseados nos ensaios de tração à temperatura ambiente, determinação do efeito *bake hardening* (BH_{2%}), expansão de furo, caracterização microestrutural e determinação das suas frações volumétricas dos constituintes via microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV).

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Características dos Aços Bifásicos

Os aços bifásicos são caracterizados por uma microestrutura constituída de ilhas de martensita (M) dispersas em uma matriz ferrítica (α). Pequenas quantidades de outros constituintes, tais como bainita (B), perlita e/ou austenita retida (RA), também podem estar presentes, cujas proporções após o resfriamento dependerão da composição química da austenita (γ) e da taxa de resfriamento empregada. Apresentam escoamento contínuo (ausência de patamar definido, conforme a figura 3.1), baixa razão elástica, elevada taxa de encruamento e níveis de alongamento uniforme e total favoráveis a um bom desempenho em operações de conformação^(6, 7 e 8).

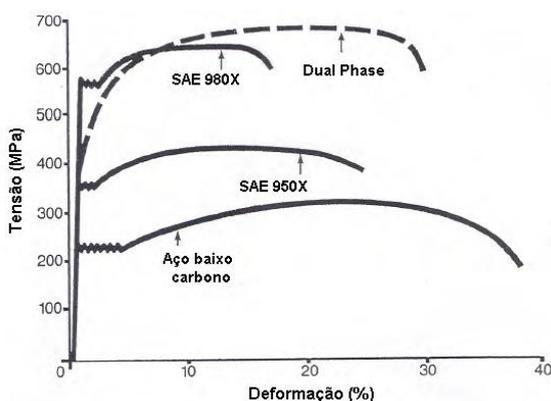


Figura 3.1 - Curvas tensão-deformação de aços *Dual Phase*, HSLA e aço baixo carbono⁽⁹⁾.

A ausência de patamar de escoamento explica-se pela grande quantidade de discordâncias móveis produzidas na interface ferrita/martensita, oriundas da expansão volumétrica durante a transformação martensítica sob elevadas taxas de resfriamento. Os baixos valores de razão elástica, em geral, anunciam uma maior capacidade de encruamento do material e uma maior ductilidade, com considerável incremento de resistência por deformação plástica (*work hardening* - WH) e após a cura da pintura (*bake hardening* - BH)^(7, 8 e 10).

Em suma, os aços DP possuem elevada capacidade de absorção de energia diante de impactos com baixo risco de ruptura, em função da sua tenacidade, o que os habilita à confecção de peças estruturais mais leves, como rodas, longarinas, travessas,

colunas, etc., como mostrado na figura 3.2. Além disso, a microestrutura destes aços favorece a resistência à fadiga, isso porque as partículas de martensita retardam a propagação de trincas^(11 e 12).

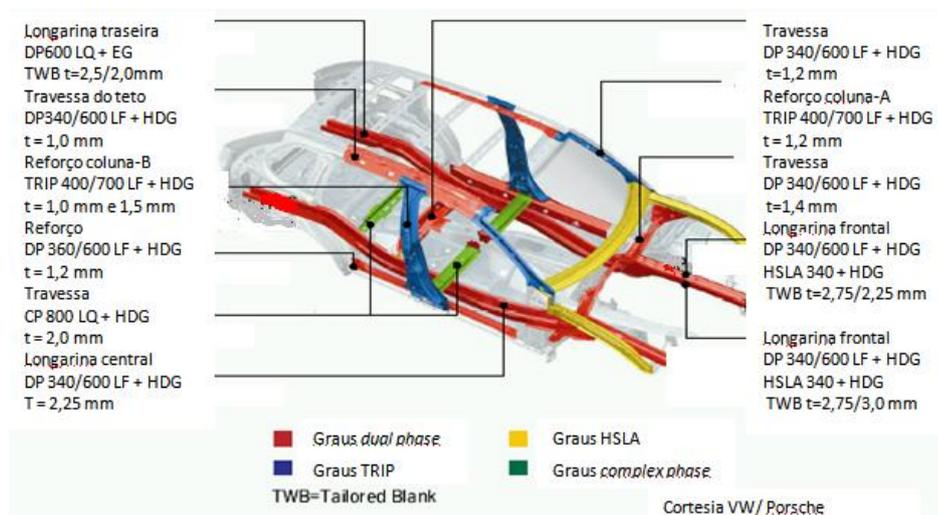


Figura 3.2 - Representação esquemática da estrutura de carroceria veicular ilustrando a utilização de aço de alta resistência mecânica⁽¹³⁾.

3.2 Influência da Composição Química nos Aços Bifásicos

A microestrutura e as propriedades mecânicas dos aços bifásicos laminados a frio são fortemente afetadas pelas condições de processo, mas é a composição química que determina a fração volumétrica e a temperabilidade da austenita no recozimento intercrítico^(6, 14 e 15).

Embora o carbono e manganês sejam os principais elementos controladores da temperabilidade de aços bifásicos, os quais estabilizam o campo austenítico, outros elementos como silício, alumínio, cromo, molibdênio, boro, titânio, nióbio, etc., podem ser utilizados para adequar a temperabilidade destes aços às peculiaridades operacionais das linhas de recozimento contínuo e de galvanização. Industrialmente, linhas de galvanização por imersão a quente apresentam limitadas taxas de resfriamento, o que requer o emprego de elementos de liga que proporcionem adequada formação de segundo constituinte, aliada ao endurecimento por solução sólida e precipitação⁽¹⁶⁾. Os elementos de liga afetam diretamente as transformações de fase no decorrer do ciclo térmico e, por consequência, a microestrutura e as propriedades mecânicas do produto final, conforme apresentado na figura 3.3.

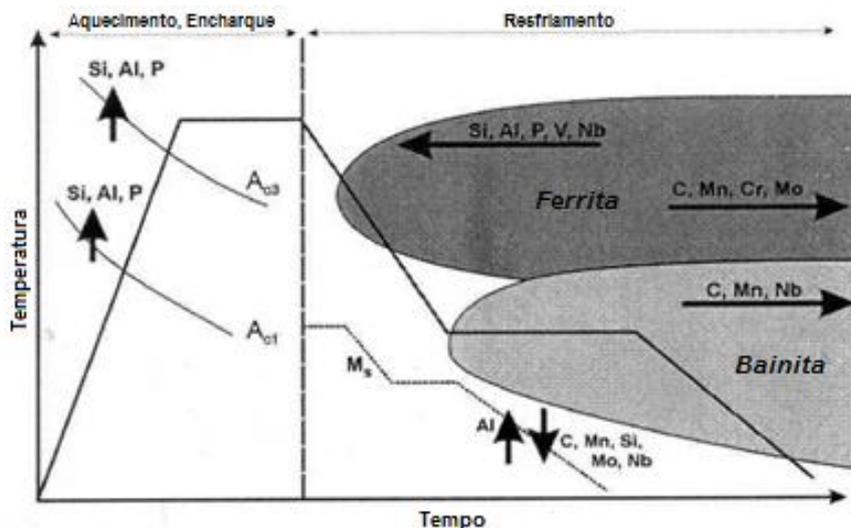


Figura 3.3 - Efeito de alguns elementos de liga sobre transformações que ocorrem durante o recozimento contínuo de aços multiconstituídos⁽¹⁷⁾.

O carbono é o principal agente que controla a dureza e morfologia da martensita (M). Nos aços bifásicos, o teor de carbono da fase austenítica não é controlado apenas pelo teor de carbono do aço base, mas também pela temperatura do recozimento intercrítico. De acordo com a solubilidade do carbono no campo intercrítico, a temperabilidade do aço varia com a temperatura, conforme as figuras 3.4 e 3.5. Altas temperaturas de recozimento aumentam a fração de austenita, porém, essa conterá baixo teor de carbono, o que pode comprometer a sua temperabilidade^(7 e 14).

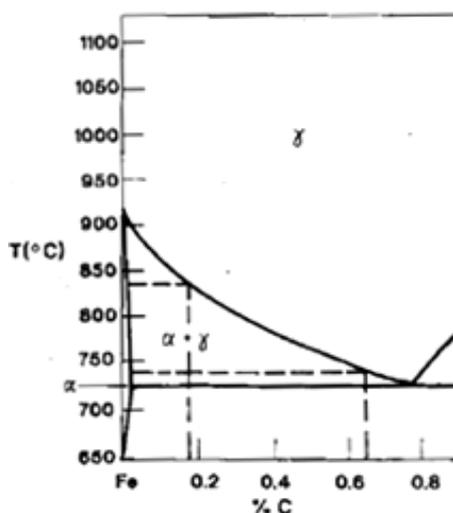


Figura 3.4 - Diagrama Fe-C com diferentes condições de temperaturas intercríticas⁽¹⁴⁾.

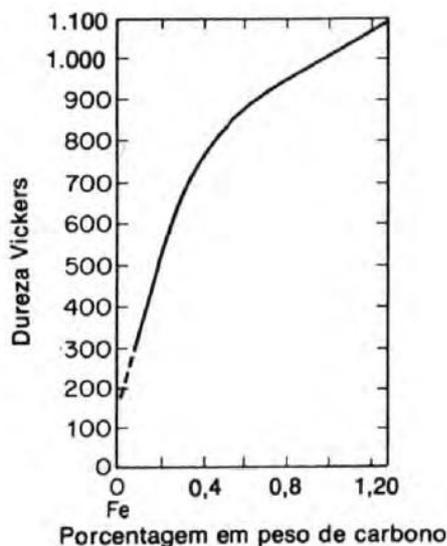


Figura 3.5 - Variação da dureza da martensita em função do teor de carbono⁽¹⁰⁾.

Outro importante efeito do carbono nos aços bifásicos é que pequenas quantidades de carbono em solução sólida na ferrita remanescente da laminação a quente promovem o efeito *bake hardening* (BH); este fenômeno eleva a resistência à indentação do aço após a conformação e cura da pintura automotiva^(7 e 14).

O manganês aumenta a solubilidade do carbono na austenita, o que propicia melhores condições para o enriquecimento desta fase em carbono, assim favorecendo a temperabilidade, conforme mostrado na figura 3.6. Além disso, o manganês é economicamente vantajoso na fabricação de aços bifásicos. Cabe destacar que o manganês, assim como o carbono, atrasa a formação da bainita e perlita^(18 e 19).

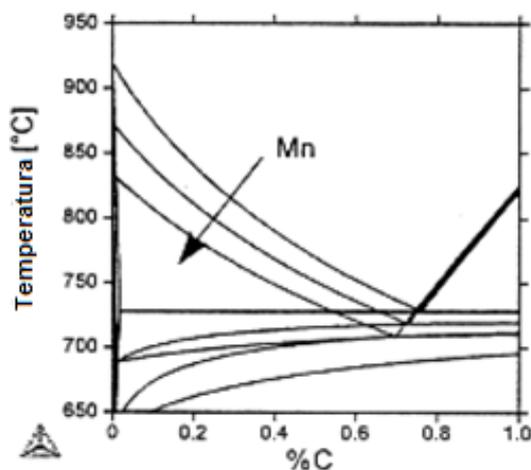


Figura 3.6 - Influência da adição de Mn no diagrama de fase Fe-C⁽¹⁸⁾.

Embora não apresente grande efeito sobre a temperabilidade, o silício é frequentemente incorporado aos aços bifásicos para promover o endurecimento por solução sólida, conforme a figura 3.7. Também estimula a formação da chamada nova ferrita ou ferrita epitaxial, que ocorre durante o resfriamento lento após o encharque, trazendo efeitos benéficos para resistência mecânica, uma vez que aumenta a difusividade do carbono e inibe a formação de cementita e bainita na interface ferrita/martensita; além disso, causa um aumento na ductilidade, por favorecer a obtenção de maiores frações relativas de ferrita^(20 e 21).

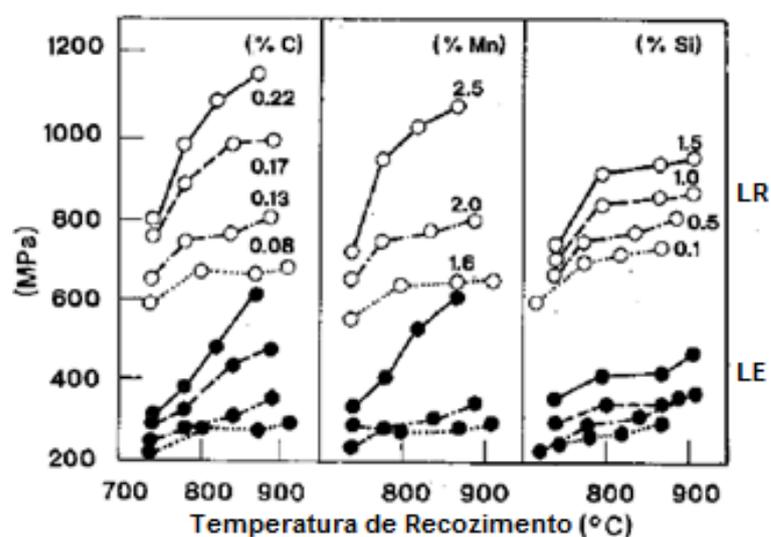


Figura 3.7 - Efeito da temperatura de recozimento e teores de C, Mn e Si nas propriedades mecânicas de um aço *Dual Phase*⁽¹⁴⁾.

O alumínio suprime a formação de carbonetos, assim como o silício. Entretanto, o silício confere maior endurecimento por solução sólida da ferrita⁽²²⁾.

O cromo promove a elevação da temperatura de transformação eutetóide no aquecimento, reduzindo a solubilidade do carbono na ferrita, conforme a figura 3.8. Possui a capacidade de estabilizar os carbonetos na austenita, assim promovendo a formação de bainita diante de baixas taxas de resfriamento. Em altas temperaturas de recozimento intercrítico favorece a formação de austenita mais estável, embora de menor temperabilidade, o que pode resultar em um aumento da fração de bainita em detrimento da martensita⁽²³⁾.

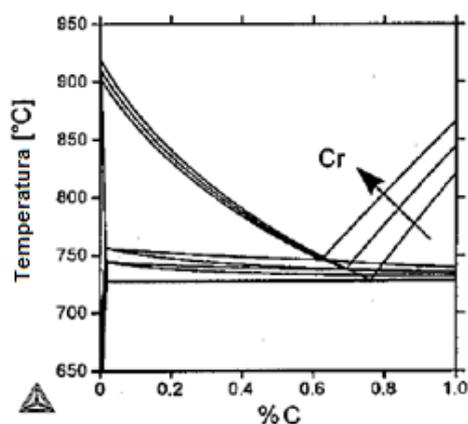
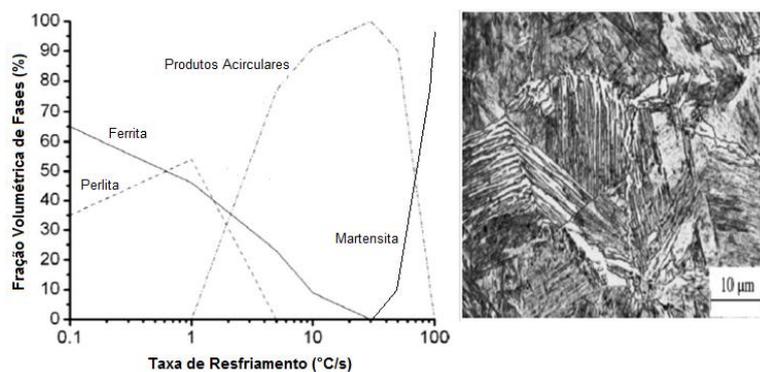


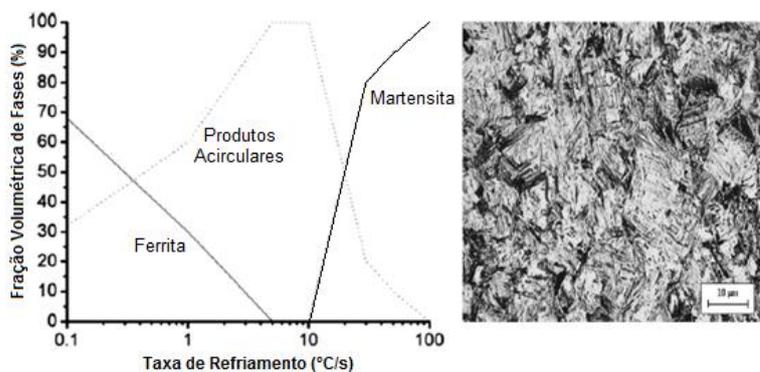
Figura 3.8 - Influência do cromo (0%, 0.5% e 1.0%) no diagrama de fase Fe-C⁽¹⁹⁾.

O efeito da adição de cromo na evolução da microestrutura de um aço bifásico foi investigado por Murugaiyan e co-autores⁽²³⁾. Esses autores trabalharam com duas ligas com composições químicas semelhantes, à base de C-Mn-Si. Uma delas com 0,057% de cromo e a outra com 0,210%, as quais foram primeiramente avaliadas na condição de laminado a quente. Observou-se que na liga com maior teor de cromo, o segundo constituinte foi formado por perlita e bainita, enquanto que na liga com menor teor deste elemento, a microestrutura era constituída de ferrita e perlita. Posteriormente, os autores avaliaram o comportamento dos materiais através de curvas CCT, com as amostras sendo aquecidas a 900°C por 15 minutos e, em seguida, resfriadas com taxas de 0,1; 1; 5; 10; 30; 50 e 100°C/s. Os principais efeitos verificados pela adição de 0,210% de cromo na evolução da microestrutura do aço foram: (1) a formação de perlita foi totalmente evitada, mesmo quando o resfriamento foi realizado com 0,1°C/s; (2) a formação de bainita ocorreu em todas as taxas de resfriamento empregadas, exceção feita à taxa de 100°C/s, na qual se verificou a formação de uma microestrutura totalmente martensítica; (3) a presença de ferrita poligonal foi registrada somente para amostras resfriadas com taxas inferiores a 5°C/s; (4) ocorreu a formação de maiores frações volumétricas de martensita, em comparação à liga com baixo teor de cromo, com as mesmas taxas de resfriamento. As microestruturas finais de ambas as ligas investigadas, após resfriamento com 30°C/s, partindo de 900°C, podem ser observadas na figura 3.9.

Já a figura 3.10 apresenta o efeito de diferentes taxas de resfriamento e teores de Cr nas propriedades mecânicas de aços *Dual Phase* com 1,2%Mn. Os autores⁽¹⁴⁾ avaliaram a influência das frações volumétricas de bainita no comportamento do LE e LR e razão elástica.



(a) C-Mn-Si. Microestrutura após resfriamento a 30°C/s, a partir de 900°C.



(b) C-Mn-Si-Cr. Microestrutura após resfriamento a 30°C/s, a partir de 900°C.

Figura 3.9 - Mapas de microestrutura em função da taxa de resfriamento, após aquecimento a 900°C por 15 minutos e microestrutura obtida após resfriamento com taxa de 30°C/s. Aços C-Mn-Si (a) e C-Mn-Si-Cr (b)⁽²³⁾.

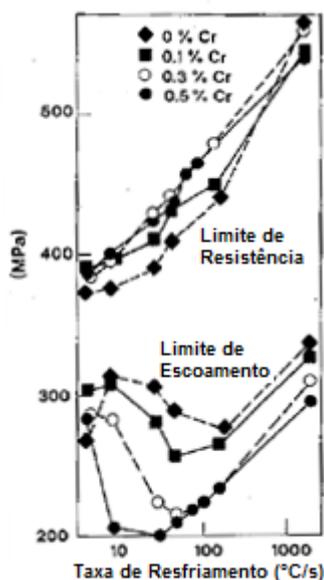


Figura 3.10 - Efeito da taxa de resfriamento e do teor de Cr nas propriedades mecânicas de um aço *Dual Phase* com 1,2%Mn⁽¹⁴⁾.

O molibdênio estabiliza a austenita, retardando a nucleação da ferrita e da perlita. No entanto, potencialmente pode promover a formação da bainita durante o resfriamento, visto que também desloca o campo de estabilidade deste constituinte para a esquerda no diagrama CCT.

O efeito da adição de molibdênio sobre as propriedades mecânicas em tração de um aço bifásico com composição química base de 0,08%C-2,00%Mn foi investigado por Kyono e co-autores^(24 e 25). Os resultados encontrados por estes autores estão sumarizados na figura 3.11. Conforme se observa nesta figura, a adição deste elemento propiciou ganhos em limite de resistência, porém com perdas no alongamento total, em função da formação de maiores fração de segundo constituinte com elevada dureza.

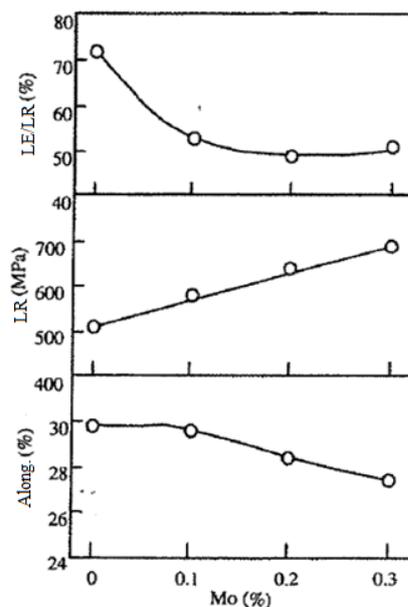


Figura 3.11 - Efeito do teor de molibdênio nas propriedades mecânicas em tração de um aço *Dual Phase* com 0,08%C-2,00%Mn⁽²⁴⁾.

O boro é um elemento com grande efeito na temperabilidade. Tem sido relatado na literatura^(14 e 26) que pequenas quantidades deste elemento, 0,0020% a 0,0030%, proporcionam um aumento de temperabilidade equivalente ao obtido com adições da ordem de 0,5% de elementos como manganês, cromo e molibdênio.

De acordo com diversos autores, o principal efeito do boro é aumentar a temperabilidade por retardar a nucleação da ferrita. Seu efeito nas propriedades

mecânicas é apresentado na figura 3.12. Para que o boro seja efetivo em relação à temperabilidade, é necessário que permaneça em solução sólida. Para isso, deve-se adicionar ao aço elementos com maior afinidade pelo nitrogênio e oxigênio (como por exemplo, Ti, Zr), uma vez que o boro apresenta forte atração por esses elementos. O boro segregado no contorno de grão da austenita reduz a energia de contorno, suprimindo a nucleação de ferrita nestes sítios. Essa nucleação é inibida ou pela presença de átomos de boro livre no contorno de grão da austenita ou por finos precipitados de borocarbonetos, do tipo $Fe_{23}(C, B)_6$. Caso se formem borocarbonetos grosseiros, anula-se seu efeito na temperabilidade.^(27, 28 e 29)

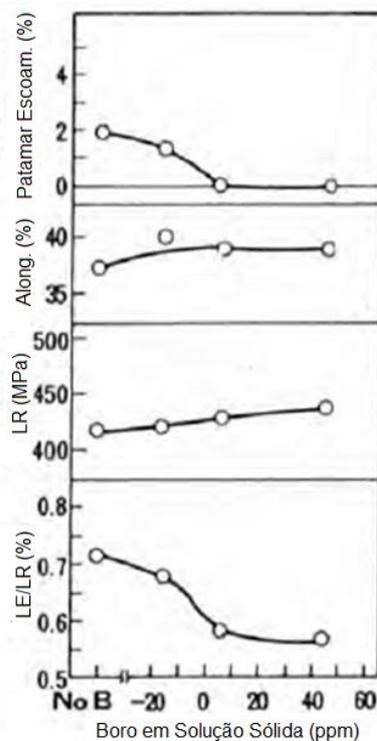


Figura 3.12 - Efeito do boro em solução sólida nas propriedades de um aço *Dual Phase* recozido continuamente a 775°C por 90 s e resfriado a uma taxa de 10°C/s (%C = 0,05 e %Mn = 1,45)⁽³⁰⁾.

Todavia, elementos como o manganês, cromo e molibdênio podem impactar o efeito de temperabilidade do boro, visto que são estabilizadores de borocarbonetos. Diante deste fato, será necessário um aumento da temperatura de recozimento intercrítico para dissolução dos mesmos, o que pode comprometer a temperabilidade. Em contrapartida, elementos que inibem a formação de carbonetos, como o silício e alumínio, repelem o boro, promovendo um aumento de temperabilidade^(29 e 30).

Outro elemento que promove o endurecimento por solução sólida é o nióbio. Sua maior influência é exercida durante a laminação a quente, na qual propicia a obtenção de uma microestrutura homogeneamente refinada, por retardar a recristalização da austenita, o que resulta em uma maior densidade de sítios para nucleação da ferrita e, conseqüentemente, menor tamanho de grão. O atraso no processo de recristalização da austenita ocorre devido à presença de nióbio em solução sólida e, principalmente, pela precipitação de partículas de Nb(C, N). Ao final desse processo têm-se precipitados de nióbio coerentes ou semi-coerentes na ferrita, finamente dispersos. Isto representa um incremento adicional em resistência mecânica^(31 e 32).

O titânio promove o endurecimento por precipitação; estequiometricamente estabiliza preferencialmente o nitrogênio, enxofre e carbono. Na figura 3.13 é mostrado o efeito das adições de nióbio e titânio no aumento de resistência de um aço HSLA. Nota-se que são necessários teores mais elevados de titânio em relação ao nióbio para que um mesmo nível de resistência seja obtido.

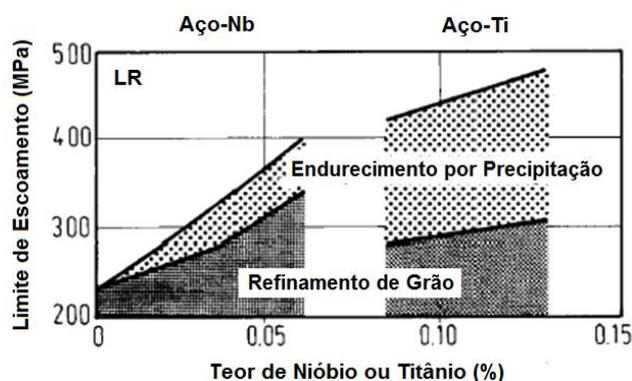


Figura 3.13 - Mecanismos de endurecimento em aços HSLA⁽³³⁾.

Em suma, várias especificações de composição química podem ser projetadas visando adequar a temperabilidade dos aços bifásicos em decorrência das limitações operacionais das linhas de recozimento contínuo com e sem o processo de galvanização por imersão a quente. Industrialmente é relevante conhecer a distribuição quantitativa dos diferentes constituintes dos aços bifásicos, os quais são determinantes para o êxito nas aplicações automotivas. Obviamente, cabe compreender o comportamento das transformações de fase com ênfase na composição química e nos tratamentos térmicos, em especial nas taxas de

resfriamento aplicadas. A tabela III.1 e figura 3.14 sintetizam a Influência dos elementos químicos na microestrutura de aços bifásicos.

Tabela III.1 - Influência dos elementos químicos na microestrutura de aços bifásicos.

| Elemento | Influência |
|------------|--|
| Carbono | - Poderoso agente de temperabilidade. - Determina a fração do segundo constituinte. - Determina a dureza da martensita. |
| Manganês | - Estabilizante da austenita e diminui a solubilidade do carbono na ferrita. - Retarda a formação de bainita e perlita. - Promove endurecimento por solução sólida. |
| Silício | - Não apresenta grande efeito sobre a temperabilidade. - Promove endurecimento por solução sólida na ferrita. - Inibe a formação de cementita e bainita na interface ferrita/martensita - Promove ductilidade, pois propicia a formação de ferrita epitaxial (ou nova ferrita). |
| Alumínio | - Promove endurecimento por solução sólida. - Inibe a formação de carbonetos. |
| Cromo | - Aumenta a temperatura de transformação eutetóide (alfagêneo), reduzindo a solubilidade do C na ferrita. - Possui a capacidade de estabilizar os carbonetos na austenita. - Potencialmente pode promover a formação da bainita. - Promove insignificante endurecimento por solução sólida. |
| Molibdênio | - Estabilizante da austenita, - Retarda a formação de ferrita e da perlita. - Potencialmente pode promover a formação da bainita. - Promove forte endurecimento por solução sólida. |
| Boro | - Aumenta fortemente a temperabilidade quando em solução sólida e/ou em finos precipitados. - Retarda a formação de ferrita. |
| Nióbio | - Promove endurecimento por precipitação e refino de grãos ferríticos. - Retardar a recristalização da austenita na laminação a quente. - Pode retardar a recristalização da ferrita no recozimento intercrítico. |
| Titânio | - Promove endurecimento por precipitação. - Promove endurecimento por precipitação e refino de grãos austeníticos. Seus precipitados não se dissolvem durante o aquecimento de placa para a laminação a quente. |

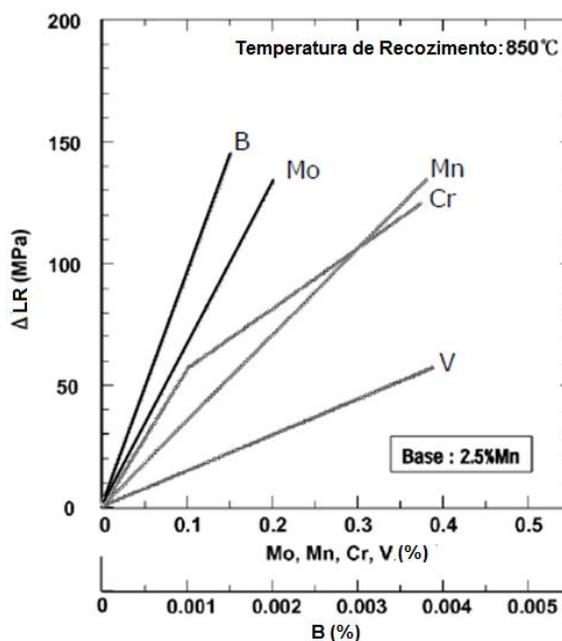


Figura 3.14 - Efeito de elementos de liga na resistência do aço *Dual Phase*⁽³⁴⁾.

3.3 Influência do Recozimento Intercrítico e Galvanização

O recozimento contínuo foi adotado comercialmente em larga escala no Japão em 1972, com grandes vantagens econômicas e metalúrgicas quando comparado à rota tradicional (recozimento em caixa), pois proporciona (1) melhoria de qualidade dos produtos (planicidade, uniformidade de propriedades mecânicas, limpidez superficial, etc.); (2) aumento da versatilidade de produtos, pois viabilizava a fabricação de uma maior variedade de aços; (3) menores custos de produção em função do menor *lead-time* produtivo e das menores perdas no processamento, aliados à otimização da mão de obra devido às operações combinadas de limpeza eletrolítica, recozimento e encruamento, conforme mostrado na figura 3.15. Diante desses ganhos, nos anos seguintes foi incorporado neste equipamento o processo de galvanização por imersão a quente, cujo objetivo é promover a proteção contra a corrosão atmosférica do aço através do seu recobrimento com uma camada de zinco, assim agregando valor ao produto. A excelente resistência à corrosão em diferentes ambientes, a facilidade de ligação metalúrgica ao aço e a capacidade de proteger galvanicamente o aço em pequenas descontinuidades do revestimento tornaram o zinco um dos mais importantes revestimentos utilizado pelas siderúrgicas. Com o desenvolvimento tecnológico dos processos de galvanização, houve melhora considerável na qualidade dos produtos revestidos, aumentando sua utilização em peças de geometrias complexas e/ou destinadas à aplicação em painéis expostos^(15, 35 36 e 37).

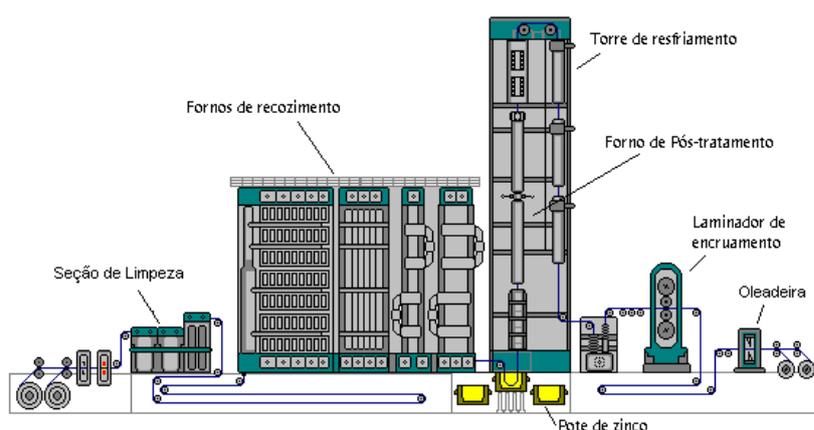


Figura 3.15 - Desenho esquemático da linha de galvanização por imersão a quente⁽³⁵⁾.

No entanto, a junção dos processos de recozimento contínuo e galvanização a quente resultou em algumas restrições operacionais à produção de aços bifásicos que podem afetar as características mecânicas do produto final, isso porque^(16 e 36):

- (1) Apresentam baixas taxas de resfriamento (5 a 40°C/s), em função do controle da temperatura do pote de zinco, o que requer o uso de elementos de liga para adequar a temperabilidade do aço. Por sua vez, estes elementos podem potencialmente comprometer a capacidade de galvanização devido o fenômeno de oxidação seletiva de elementos como o Si, Mn e Cr no aço durante o recozimento intercrítico, os quais possuem maior afinidade com o oxigênio em relação ao ferro. A partir de uma atmosfera $H_2 + N_2$ estes elementos segregam e seletivamente oxidam a superfície, assim degradando a molhabilidade do aço;
- (2) O processo de solidificação do revestimento, no qual a tira galvanizada é resfriada em uma torre com ar e névoa de água até atingir a temperatura de aproximadamente 320°C é incompatível com o processo de superenvelhecimento (overaging). Este processo tem por finalidade a precipitação do carbono na matriz ferrítica supersaturada, refletindo em ganhos na ductilidade do produto final. Dependendo da temperatura e do tempo de tratamento, pode-se reaver a martensita e/ou bainita; ou caso a austenita não tenha sido totalmente transformada na têmpera, formar bainita e/ou perlita.

A figura 3.16 apresenta um desenho esquemático de um ciclo de recozimento em linha de galvanização por imersão a quente, na qual podem ser produzidos aços de revestimento GA (*Galvannealed* - liga Zn-Fe) e GI (*Galvanized* - Zn puro). Cabe destacar que os aços de revestimento GA são submetidos ao ciclo térmico de *Galvannealing*, o qual promove a difusão do ferro no revestimento galvânico⁽³⁵⁾.

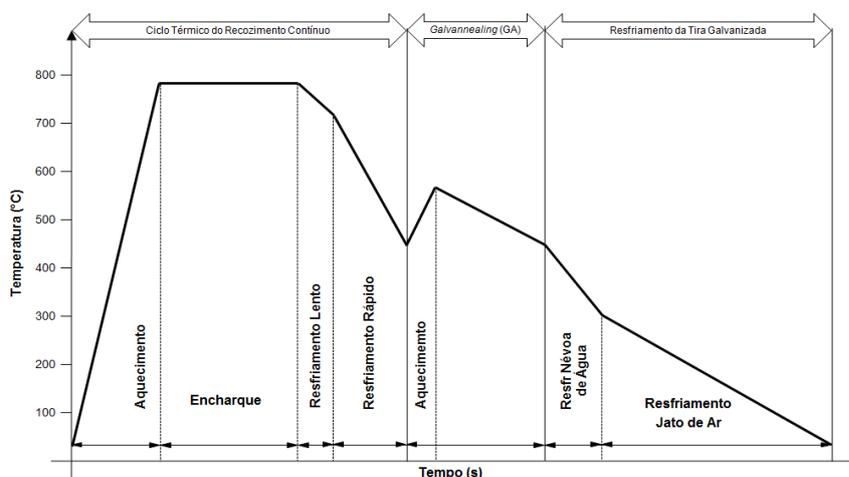


Figura 3.16 - Desenho esquemático de um ciclo de recozimento de aço galvanizado por imersão a quente.

Contudo, embora as limitações expostas sejam desafios, é notável o crescente número de estudos técnicos que discutem e propõem diversas alternativas de fabricação⁽¹⁶⁾.

Sumariamente, o recozimento de aços bifásicos é compreendido pelas seguintes etapas: recristalização da ferrita (α); dissolução de carbonetos e formação de austenita (γ) durante o aquecimento e encharque no campo intercrítico (Ac_1 a Ac_3). Subsequentemente ocorrem transformações microestruturais no resfriamento, as quais são regidas pela taxa de resfriamento, composição química da austenita (γ) e difusividade de elementos intersticiais e substitucionais, que, por sua vez, determinam a decomposição da austenita em ferrita epitaxial (ou nova ferrita) e em segundo constituinte, tais como martensita (M), bainita (B), perlita e/ou austenita retida (RA), assim como a morfologia e distribuição espacial destes constituintes^(7, 15 e 19), conforme ilustrado na figura 3.17.

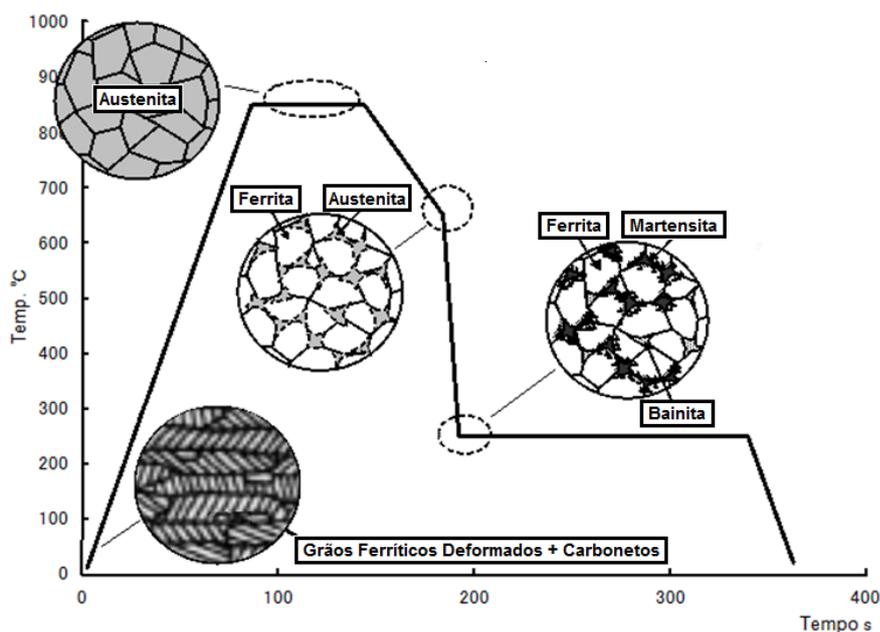


Figura 3.17 - Desenho esquemático de um ciclo de recozimento de aços bifásicos.

Cabe destacar que durante o recozimento intercrítico a fração de austenita é determinada principalmente pela temperatura de recozimento no encharque (dentro do campo intercrítico: Ac_1 a Ac_3) e, em menor escala, pelo tempo do ciclo térmico⁽³⁸⁾, conforme mostrado na figura 3.18.

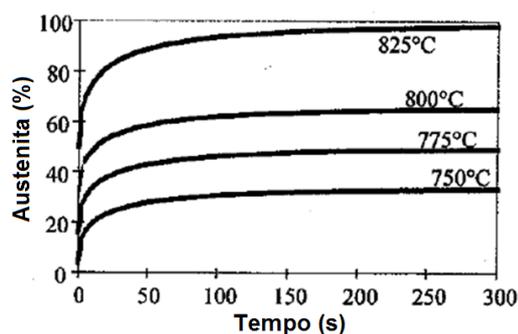


Figura 3.18 - Fração de austenita durante o encharque no recozimento intercrítico⁽³⁸⁾.

Ademais, a taxa de resfriamento é função da velocidade de processamento da tira no resfriamento rápido, um parâmetro de processo dependente da espessura da tira. Quanto menor a espessura, maior a velocidade, menor o tempo de permanência no resfriamento rápido e maior a taxa de resfriamento⁽³⁶⁾.

3.3.1 Recristalização da Ferrita e Formação da Austenita

Durante a primeira etapa do ciclo de recozimento, a temperatura da tira é elevada até atingir a temperatura de encharque. A principal alteração microestrutural nesta etapa é a recristalização da ferrita, além da formação de grãos de austenita localizados nos contornos de grão da ferrita ao se atingir a temperatura intercrítica. Essas transformações são acompanhadas pela dissolução dos carbonetos, quebrados pela prévia deformação a frio⁽³⁶⁾. De acordo com Meng e co-autores⁽³⁹⁾, a temperatura e o tempo de aquecimento afetam a fração volumétrica de ferrita recristalizada, conforme mostrado na figura 3.19.

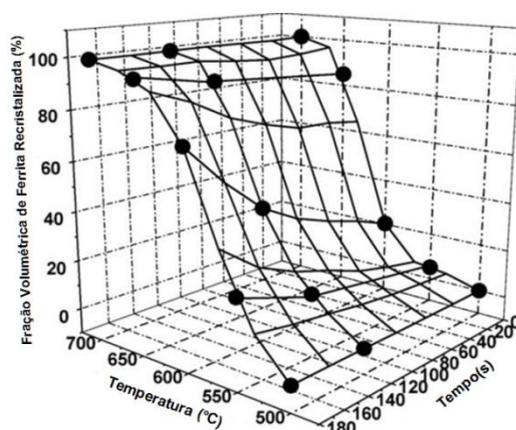


Figura 3.19 - Fração volumétrica de ferrita recristalizada em função da temperatura e tempo de aquecimento de um aço DP450 (0,06%C-0,20%Si-1,3%Mn)⁽³⁹⁾.

Hutchinson⁽⁴⁰⁾, que investigou o desenvolvimento da recristalização da ferrita no recozimento contínuo, propôs a seguinte equação para descrever a evolução da fração recristalizada:

$$f_R = 1 - \exp\left\{-\frac{K_a}{a^3} \left(\int_{T_0}^T \exp(-Q/RT) dT\right)^3\right\} \quad (3.1)$$

Sendo f_R a fração recristalizada, K_a uma constante independente da temperatura, a a taxa de aquecimento, Q a energia de ativação para o crescimento da ferrita, T_0 a temperatura em que se inicia a recristalização e T a temperatura na qual foi medida a fração recristalizada.

Huang⁽⁴¹⁾ e co-autores concluíram que a taxa de aquecimento e a microestrutura inicial do aço laminado a frio afetam a nucleação e crescimento de austenita. Eles também sugeriram que existe uma forte interação entre a recristalização de ferrita e a formação de austenita, o que poderia afetar a cinética de transformação austenítica, bem como a sua distribuição espacial e morfologia. Conforme investigações de Rocha⁽¹⁵⁾, Mohanty⁽⁴²⁾ e seus co-autores, a recristalização da ferrita e a nucleação da austenita podem ocorrer simultaneamente. O grau de sobreposição entre os dois processos depende da taxa de aquecimento utilizada para atingir a temperatura de recozimento intercrítico.

Ainda de acordo com Mohanty⁽⁴²⁾ e co-autores, a recristalização da ferrita é retardada quando o aço é aquecido a taxas elevadas (50 K/s) comparativamente a taxas mais baixas (10 K/s). Em regiões previamente ricas em carbono (martensita, bainita e/ou perlita) na microestrutura laminada a frio (composta por grãos deformados), a nucleação da austenita ocorre primeiramente, independentemente da taxa de aquecimento. A partir de menores taxas de aquecimento, o processo de recristalização começa mais cedo e, portanto, em uma mesma temperatura de recozimento, a microestrutura exibe uma maior fração de grãos de ferrita recristalizados em relação à microestrutura obtida a taxas de aquecimento mais elevadas. A presença de uma maior fração de ferrita recristalizada, aliada ao maior tempo disponível para a difusão do carbono, facilita a nucleação da austenita nos contornos da ferrita. Como resultado, a austenita nucleada em regiões ricas em carbono e nos contornos da ferrita cresce

simultaneamente, formando uma rede de ilhas finas de austenita ao longo dos contornos de grão. Esses fenômenos são mostrados na figura 3.20.

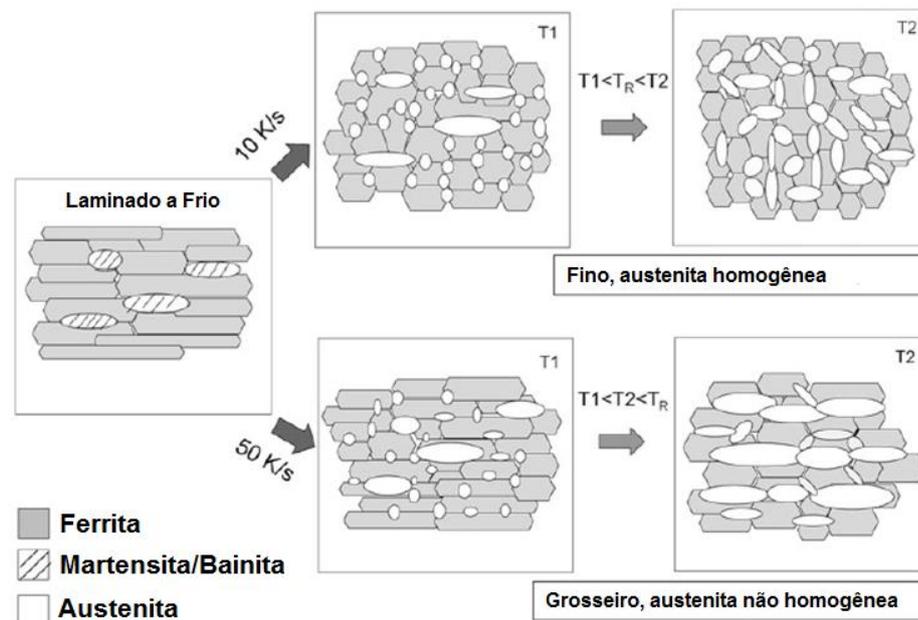


Figura 3.20 - Representação esquemática dos mecanismos de formação de austenita para as taxas de aquecimento de 10 e 50 K/s⁽⁴¹⁾.

De acordo com Speich^(7 e 43), Llewellyn⁽¹⁴⁾ e colaboradores, os quais investigaram a cinética de formação da austenita a partir de uma microestrutura ferrita/perlita em laminado a quente, primeiramente se observou durante o recozimento intercrítico a nucleação da austenita na interface ferrita/perlita, com o crescimento da austenita a partir da perlita, até a sua completa dissolução. Neste caso, a taxa de nucleação da austenita é primariamente controlada pela taxa de difusão do carbono nas adjacências das lamelas de cementita. Geralmente, devido as distâncias muito curtas envolvidas na difusão (espaçamento interlamelar da perlita), é esperado que esta taxa de crescimento da austenita seja extremamente rápida. Porém, essa também pode ser influenciada pela difusão de elementos substitucionais em baixas temperaturas. Um ligeiro aumento na temperatura pode provocar uma transição da difusão substitucional para a intersticial, acarretando um abrupto aumento na taxa de dissolução, de modo que a 780°C a taxa de dissolução da perlita pode ser três vezes maior do que a 730°C.

Ao final desta primeira etapa, a austenita enriquecida de carbono pode ter sido gerada fora do equilíbrio. Então, subseqüente crescimento desta austenita para o interior da ferrita ocorre para se alcançar um equilíbrio parcial com a redistribuição do carbono. Nessa segunda etapa, o lento crescimento da austenita pode ser controlado tanto pela difusão do carbono na austenita, quanto pela difusão de elementos substitucionais na ferrita (como por exemplo, manganês), dependendo de uma força motriz. Se não ocorre a redistribuição do manganês na ferrita, o fenômeno denominado de *paraequilibrium* é estabelecido e a taxa de crescimento da austenita é controlada pela difusão de carbono^(7, 14 e 43).

Na terceira e última etapa ocorre muito lentamente o equilíbrio final da ferrita e austenita alcançado pela difusão de manganês na austenita (a taxa de difusão do manganês na austenita é, em magnitude, três vezes mais lenta em relação a sua difusividade na ferrita). Todas as três etapas mencionadas são apresentadas na figura 3.21.

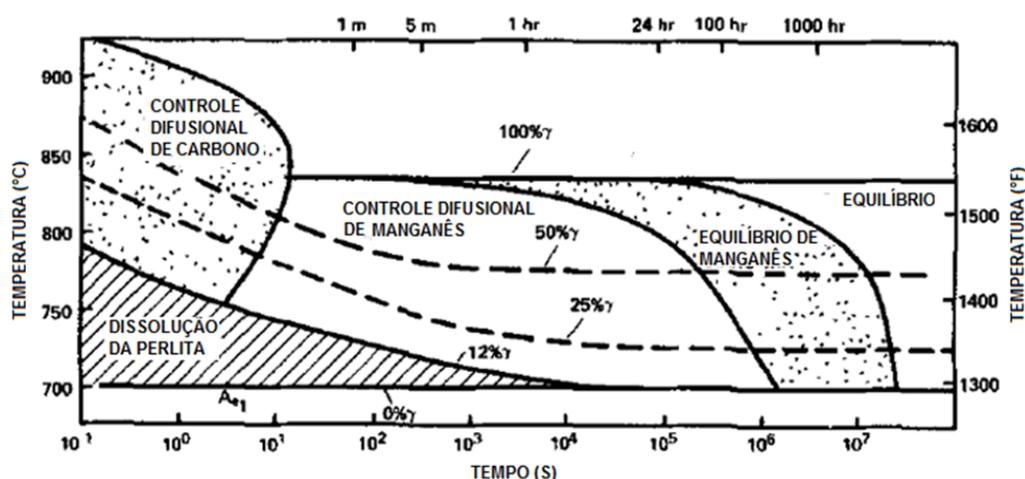


Figura 3.21 - Diagrama de formação da austenita em aço com 0,12%C-1,5%Mn⁽⁴³⁾.

Cabe destacar que a taxa de redução na laminação a frio, que antecede o recozimento intercrítico, tem significativa influência nas propriedades mecânicas de todo aço, visto que o grau de deformação a frio interfere na taxa de recristalização. Quanto maior a taxa de redução a frio, maior o refinamento da microestrutura e maior o número de sítios para a nucleação da austenita durante as etapas de aquecimento e encharque⁽¹⁰⁾. Beswick⁽⁴⁴⁾ relatou que a deformação a frio pode resultar numa aceleração da transformação da ferrita em austenita durante o recozimento, impactando nas propriedades mecânicas do produto final, conforme a figura 3.22.

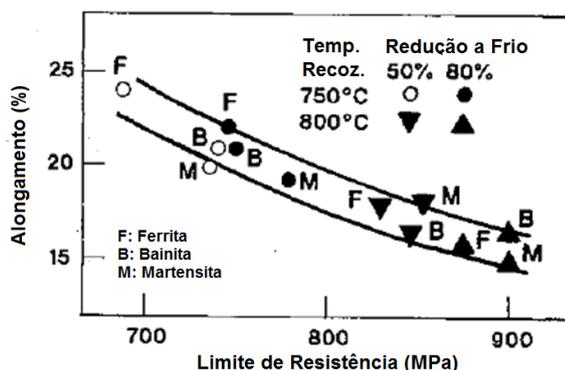


Figura 3.22 - Efeito da microestrutura de laminado a quente, redução a frio e temperatura de recozimento nas propriedades mecânicas de um aço com 0,7%C-1,0%Si-1,54%Mn⁽⁴⁴⁾.

Shirasawa e Thompson⁽¹⁴⁾ investigaram o efeito do tempo de recozimento a 800°C nas propriedades mecânicas de um aço bifásico de concepção C-Si-Mn, a partir de microestruturas ferrita/perlita e martensita obtidas em laminados a quente. Foi observado que, quanto maior o tempo de recozimento, maior é o limite de resistência obtido, havendo efeito mais pronunciado no material com microestrutura ferrita/perlita, conforme a figura 3.23. Conforme os autores, o tempo necessário para atingir o equilíbrio à temperatura intercrítica é influenciado pela estrutura do laminado a quente e este processo é facilitado por uma fina distribuição dos carbonetos antes do início da austenitização.

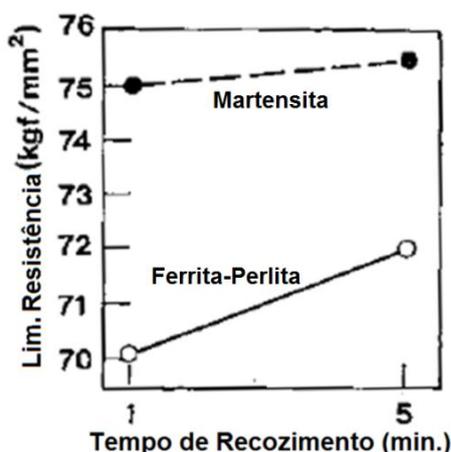


Figura 3.23 - Efeito do tempo de recozimento a 800°C e microestrutura de laminado a quente nas propriedades mecânicas de um aço com 0,7%C-1,0%Si-1,54%Mn⁽¹⁴⁾.

3.3.2 Formação da Ferrita Epitaxial

A quantidade de ferrita epitaxial (ou nova ferrita) formada a partir da decomposição da austenita durante o resfriamento, em especial, no intervalo entre as zonas de encharque no recozimento intercrítico e de resfriamento rápido, foi considerada por Yakubovsky e co-autores⁽⁴⁵⁾ como importante fator para promover a ductilidade do material, que associada a uma fração volumétrica de segundo constituinte adequada e dispersa na matriz ferrítica, confere ao aço uma excelente combinação de elevada resistência, alongamento e expoente de encruamento (n), características favoráveis à conformabilidade. Contudo, observaram que o alongamento uniforme diminuía diante de uma maior fração de martensita e aumentava ligeiramente com a redução do teor de carbono deste constituinte. Normalmente, a martensita com baixo teor de carbono é resultado de altas temperaturas de recozimento intercrítico, na qual a quantidade de austenita é elevada, mas não enriquecida em carbono devido a sua solubilidade, o que favorece a ductilidade do aço devido a menor dureza^(12, 14 e 45).

De acordo com Llewellyn⁽¹⁴⁾, Pichler e co-autores⁽¹⁹⁾, altas temperaturas de recozimento intercrítico por curto tempo têm mostrado que a ferrita epitaxial cresce a partir da decomposição da austenita e, quando aplicadas altas taxas de resfriamento observaram na microestrutura ilhas de martensita contornadas por ferrita epitaxial (figura 3.24). Não existe contorno entre as duas ferritas, mas a epitaxial está isenta de precipitados remanescentes da laminação a quente, o que lhe proporciona elevada ductilidade.

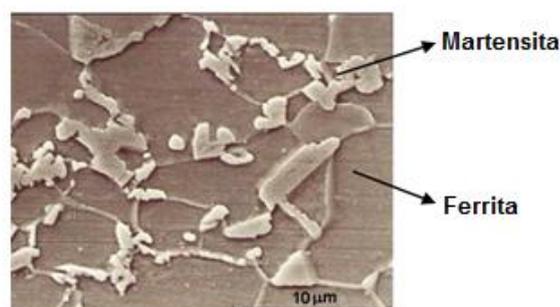


Figura 3.24 - Microestrutura de um aço *Dual Phase* (0,065%C, 1,5%Mn, 0,3%Cr)⁽¹²⁾.

Todavia, Pichler⁽¹⁹⁾ destaca que a redução na velocidade de uma linha de recozimento contínuo reflete-se em menores taxas de resfriamento, o que se traduz em maior tempo para nucleação de ferrita. Taxas de resfriamento muito baixas resultam

potencialmente em pequenas frações de martensita no produto final, comprometendo a resistência do aço. No caso de taxas de resfriamento insuficientes, pode-se formar perlita, o que contribuirá para uma drástica redução da resistência e capacidade de encruamento.

De acordo com Mohanty⁽⁴¹⁾, Lee e co-autores⁽⁴⁶⁾, altas taxas de aquecimento aliadas a altas temperaturas de recozimento intercrítico proporcionam maior fração de austenita de baixo teor de carbono, que durante o resfriamento podem formar uma maior fração de ferrita epitaxial (nova ferrita) e/ou bainita, conforme mostrado nas figuras 3.25 e 3.26, reduzindo a resistência do aço.

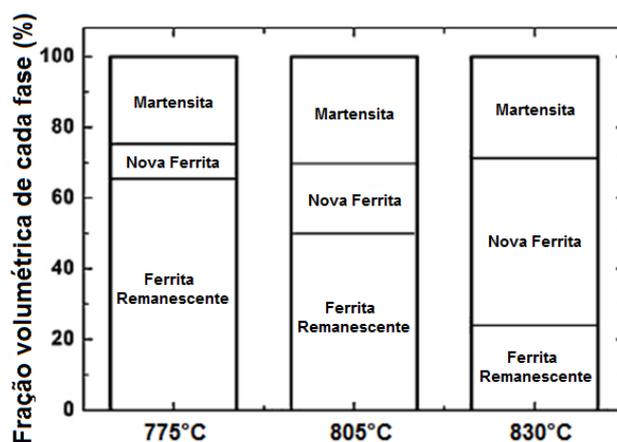


Figura 3.25 - Fração volumétrica de fases em aço 0,09%C-1,3%Si-2,0%Mn a partir de diferentes temperaturas de recozimento intercrítico⁽⁴⁶⁾.

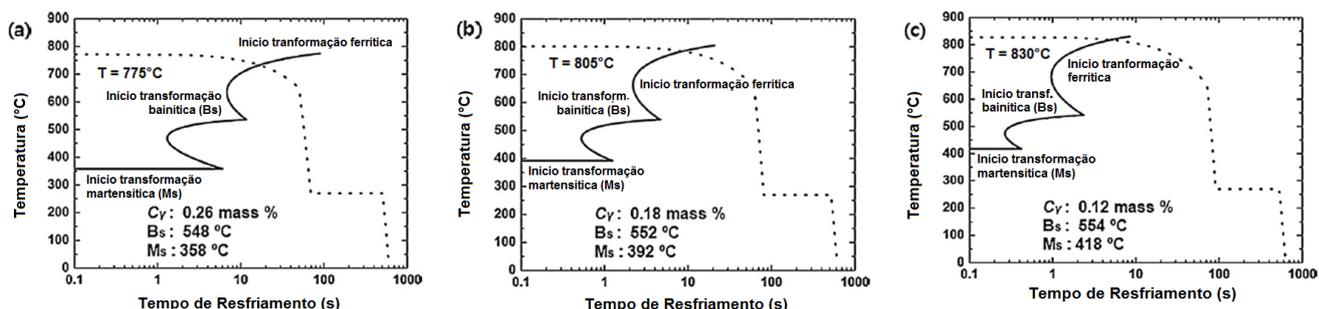


Figura 3.26 - Curvas TTT de aço 0,09%C-1,3%Si-2,0%Mn. C_{γ} é o teor de carbono da austenita intercrítica. B_s e M_s indicam o início das transformações bainíticas e martensíticas, respectivamente⁽⁴⁶⁾.

3.3.3 Temperabilidade da Austenita e Microestrutura Final

A temperabilidade da austenita e microestrutura final dos aços bifásicos são fortemente impactadas pela estratégia de resfriamento, a qual industrialmente é composta por duas etapas. Primeiramente, o resfriamento lento tem por objetivo diminuir a fração de austenita e enriquecê-la ao máximo de carbono, conforme mostrado nas figuras 3.27, o que eleva a fração de ferrita, a partir de taxas variando entre 3 a 5°C/s. Posteriormente, no resfriamento rápido se alcançam taxas de resfriamento de têmpera (10 a 40°C/s), as quais terão significativo efeito na microestrutura e nas propriedades mecânicas, em geral, resultando na elevação do limite de resistência. Para altas taxas de resfriamento, não há tempo suficiente para que o carbono dissolvido precipite na austenita, resultando em uma transformação adifusional (mesma composição química da matriz austenítica) originando a martensita. Contudo, outros constituintes, como bainita e perlita, podem ser formados a partir de taxas de resfriamento menores, em detrimento da resistência mecânica, conforme ilustrado nas figuras 3.28 e 3.29^(7, 14, 15, 19, 47 e 48).

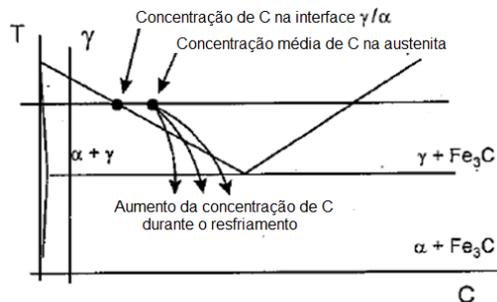


Figura 3.27 - Diagrama esquemático do enriquecimento de carbono na austenita durante o resfriamento a partir do recozimento intercrítico⁽¹⁹⁾.

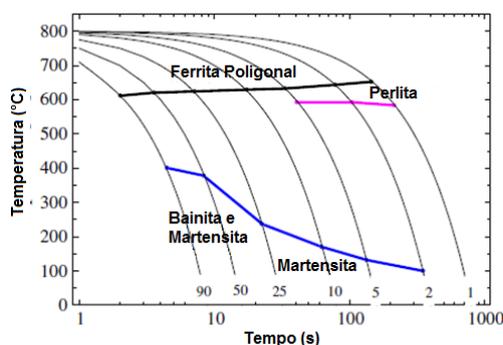


Figura 3.28 - Sumário esquemático das transformações de aços bifásicos durante o resfriamento contínuo até à temperatura ambiente (TRC)⁽⁴⁸⁾.

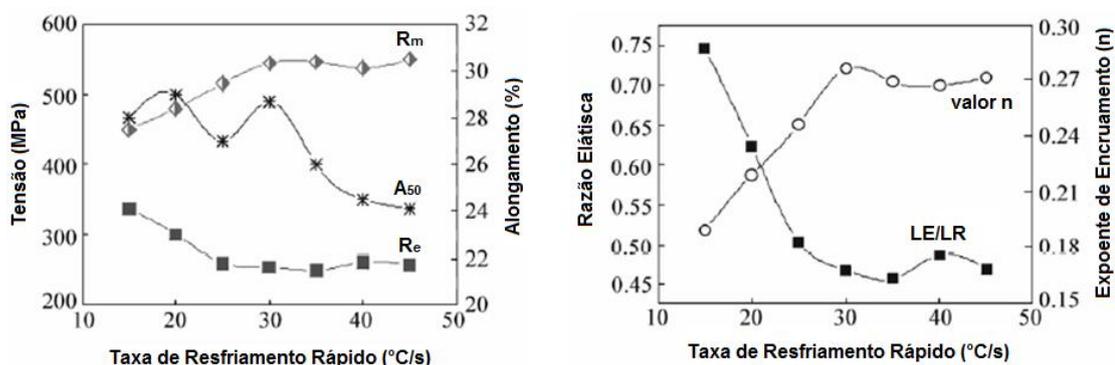


Figura 3.29 - Efeito da taxa de resfriamento nas propriedades mecânicas de um aço *Dual Phase* (0,07%C, 0,25%Si, 1,65%Mn)⁽⁴⁹⁾.

3.4 Propriedades Mecânicas dos Aços Bifásicos

A resistência dos aços bifásicos é ajustada, principalmente, pela fração volumétrica do segundo constituinte (martensita e/ou bainita) e pela quantidade de carbono nele contido^(7, 8 e 43), conforme ilustrado na figura 3.30. Isso confere a esses aços uma ampla faixa de propriedades mecânicas, possibilitando o emprego em diferentes aplicações.

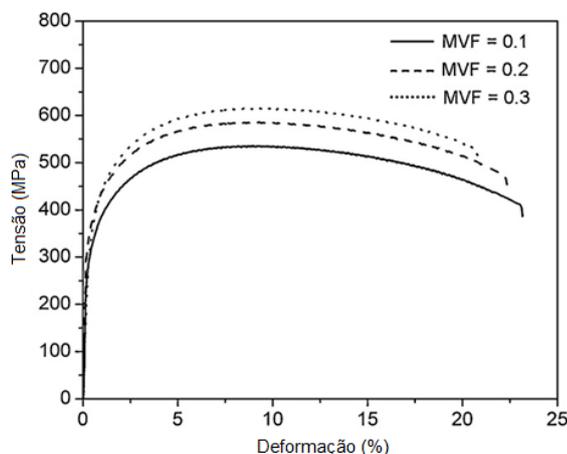


Figura 3.30 - Curvas de tensão-deformação de três aços DP com diferentes frações volumétricas de martensita (MVF = 10%, 20% e 30% e taxa de resfriamento 10 K/s)⁽⁵⁰⁾.

Diante disso, a resistência final pode ser estimada em função da fração volumétrica (V_i) e da resistência (σ_i) de cada constituinte presente no aço:

$$\sigma_{Total} = \sigma_i \times V_i = \sigma_{\alpha} \times V_{\alpha} + \sigma_{\alpha'} \times V_{\alpha'} \quad (3.2)$$

A alta resistência mecânica da martensita é devido à distorção do reticulado do ferro, causada pelos átomos de carbono aprisionados nos sítios intersticiais octaédricos no reticulado tetragonal de corpo centrado (endurecimento por solução sólida), que faz com que o movimento das discordâncias seja muito difícil. Assim, a martensita tem elevada dureza, mas também é frágil e sua estrutura é altamente instável^(27 e 47).

A ausência de patamar de escoamento explica-se pela grande quantidade de discordâncias móveis produzidas na interface ferrita/martensita, oriundas da expansão volumétrica durante a transformação martensítica sob elevadas taxas de resfriamento⁽¹⁴⁾.

A elevada ductilidade dos aços bifásicos tem sido atribuída à grande quantidade de ferrita na microestrutura, ao baixo teor de carbono contido nesta fase e à quantidade de austenita retida, dentre outros^(7, 14 e 36). Do contrário, maiores valores desta propriedade podem ser obtidos através de menores tamanhos de grão e/ou pela presença de precipitados na ferrita. O efeito pelo endurecimento por refino de grão pode ser estimado pela equação de Hall-Petch:

$$\sigma = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (3.3)$$

Sendo σ a tensão de escoamento, σ_0 a tensão necessária para a movimentação das discordâncias, k uma constante do material e d o diâmetro médio dos grãos.

Apesar da elevada ductilidade, os aços bifásicos apresentam baixo coeficiente de anisotropia normal (r), o que os torna inadequados para aplicações com predomínio de embutimento, conforme mostrado na figura 3.31. Contudo, sua capacidade de conformação é caracterizada por bons níveis de alongamento uniforme e total e expoente de encruamento (n), conforme a figura 3.32. Essa característica é essencial para um bom desempenho em operações que envolvem estiramento^(7, 14 e 36).

O expoente de encruamento (n) determina a capacidade do material em distribuir tensões durante sua deformação. Um material que apresenta valor n elevado pode ser bastante encruado durante a conformação antes da estrição, e no caso dos aços bifásicos, potencialmente resultará em incrementos de resistência por deformação plástica (*work hardening* - WH)^(4 e 35).

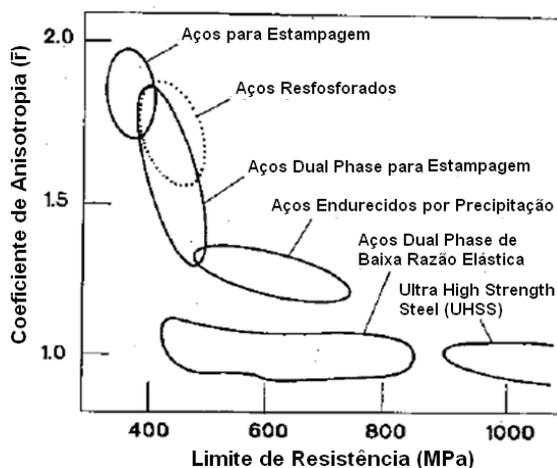


Figura 3.31 - Valores típicos de coeficiente de anisotropia (r) de diversas classes de aço de alta resistência⁽¹⁴⁾.

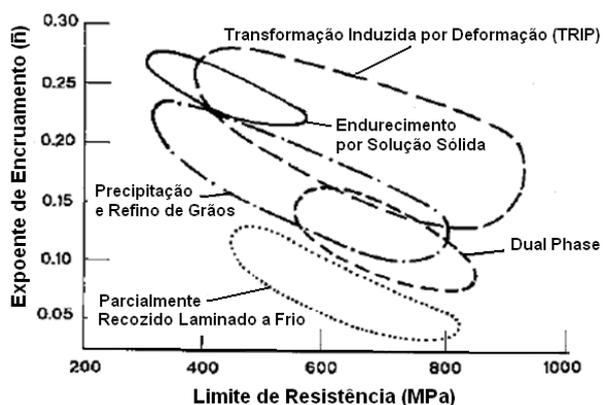


Figura 3.32 - Valores típicos de expoente de encruamento (n) de diversas classes de aço de alta resistência⁽¹⁴⁾.

Vários investigadores indicaram que o comportamento do encruamento em aços bifásicos é complexo, sendo composto por três fases diferentes^(43 e 51):

- Fase I: consiste de deformação homogênea da matriz ferrítica pelo deslizamento de discordâncias móveis presentes perto das regiões martensíticas.
- Fase II: diminuição do encruamento em função da ferrita deformada, com a possibilidade de transformação da austenita retida (RA) em martensita. O encruamento na ferrita é reduzido quando o escoamento desta fase é

dificultado pela duras partículas de martensita, promovendo tensões devido à incompatibilidade plástica entre essas duas fases.

- Fase III: consiste em deformação da ferrita com escorregamento cruzado e recuperação dinâmica (rearranjo e aniquilação de discordâncias durante a deformação), juntamente com eventuais deformações na martensita.

Outra importante característica mecânica dos aços bifásicos é o efeito *bake hardening* (BH). A literatura^(52, 53, 54, 55 e 56) apresenta quatro distintas fases relacionadas à susceptibilidade ao envelhecimento dos aços bifásicos, todas dependentes dos processos de conformação e de cura da pintura automotiva, conforme esquematizado na figura 3.33, cujo resultado esperado é o aumento da rigidez da peça estampada:

- Fase I: ocorre o efeito Snoek, promovendo o rearranjo de átomos intersticiais sob a ação de uma tensão externa aplicada ao material. Adicionalmente, essa deformação mecânica eleva a densidade de discordâncias móveis no aço, sobretudo, na interface ferrita/martensita.
- Fase II: formação de atmosferas de Cottrell na região das discordâncias móveis presente na ferrita. O ancoramento das discordâncias pelos átomos intersticiais de carbono em solução sólida ocorre através de fenômeno difusional, o qual é ativado pela cura da pintura automotiva (em geral, 170°C por 20 minutos). Paralelamente, também ocorre o alívio de tensões residuais na ferrita.
- Fase III: formação de clusters ou precipitação de carbonetos de baixa temperatura na ferrita. As regiões vizinhas às ilhas de martensita são sítios preferenciais para formação de carbonetos devido a presença de maiores teores de carbono em solução sólida. Este processo se inicia com a formação de aglomerados de carbono como precursores da formação dos carbonetos, considerando que a temperatura e o tempo de cura da pintura automotiva são suficientes para difusão do carbono.

- Fase IV: revenimento da martensita, controlado pela segregação do carbono para as discordâncias móveis, decomposição da martensita em carbonetos e alívio de tensões residuais.

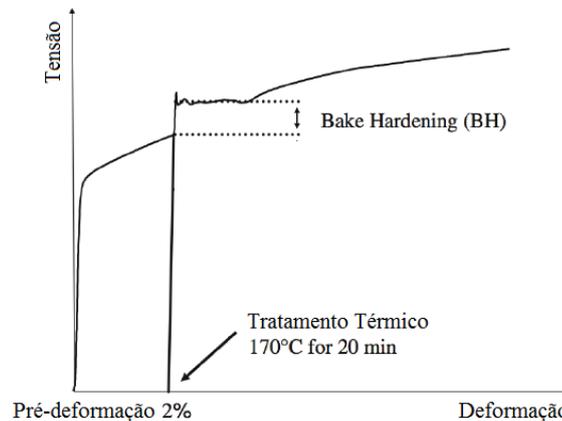


Figura 3.33 - Representação esquemática do ensaio para determinação do efeito *bake hardening* (BH)⁽⁵⁵⁾.

Em suma, o mecanismo de envelhecimento dos aços bifásicos é um processo de interação entre as discordâncias móveis e os átomos intersticiais de carbono em solução sólida. Ao final deste processo todos os fenômenos citados acima propiciarão a elevação do limite de escoamento da peça estampada, o que refletirá no enrijecimento da mesma, assim conferindo-lhe resistência à indentação.

Além das características mecânicas já apresentadas, em geral, as aplicações de peças estruturais automotivas demandam outros requisitos importantes, a saber: a capacidade de flangeamento (ou expansão de furo) e de dobramento sem ocorrência de trinca. No entanto, para obtenção dessas características mecânicas é necessário um adequado controle da microestrutura final do produto.

De acordo com Lee, Cho e Chin⁽⁵⁷⁾, o desempenho de materiais em processos de estiramento de flange pode estar associado à capacidade de distribuição de deformação, normalmente expressa pelo expoente de encruamento (n). Foi verificado que materiais que apresentam elevado grau de encruamento sob baixas deformações, como os aços TRIP e o *Dual Phase*, tendem a apresentar menor resistência à fratura em solicitações de estiramento de flange, conforme mostrado na figura 3.34.

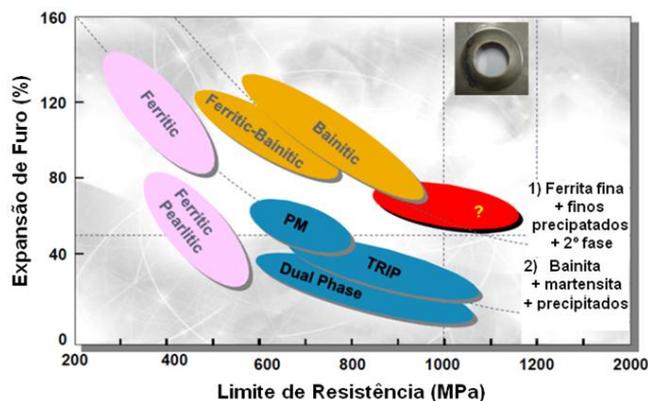


Figura 3.34 - Limite de resistência versus capacidade de expansão de furo⁽⁵⁸⁾.

Hasegawa⁽⁵⁹⁾, Sudo e Kokubo⁽⁶⁰⁾ verificaram que a capacidade de expansão de furo diminuía à medida que aumentava a diferença de resistência mecânica entre a matriz e o segundo constituinte na microestrutura, conforme mostrado na figura 3.35. Eles também observaram que aços bifásicos que continham bainita, além de martensita, tenderam a apresentar melhor desempenho em operações de expansão de furo. Tal comportamento foi atribuído à menor diferença de dureza entre a bainita e a martensita, sendo por isso, necessária maior deformação mecânica para a nucleação de cavidades em microestruturas ferrita/martensita/bainita do que em microestruturas ferrita/martensita.

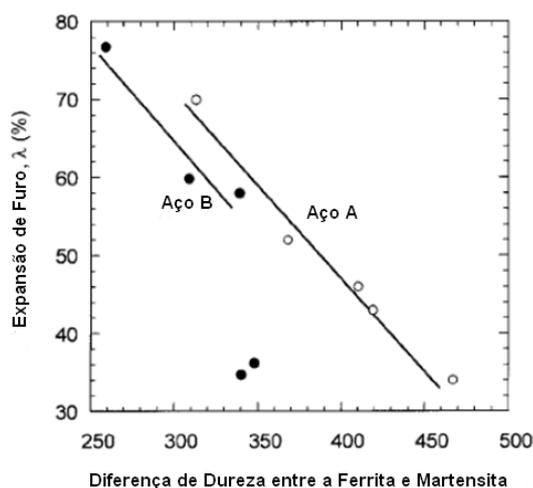


Figura 3.35 - Relação entre o gradiente de dureza entre a ferrita e a martensita e o limite de expansão de furo⁽⁵⁹⁾.

De acordo com Fujita e co-autores⁽⁶¹⁾ para melhorar a capacidade de expansão de furo se faz necessária uma microestrutura homogênea (bainítica) ou que apresente menor

diferença de dureza entre os constituintes presentes no aço (microestrutura mista formada por ferrita, bainita e martensita), associada a um alongamento adequado, conforme ilustrado nas figuras 3.36 e 3.37. Os resultados obtidos nos experimentos realizados por Fujita são apresentados na tabela III.2.

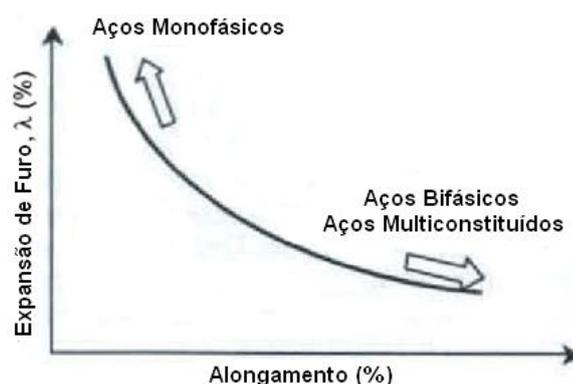


Figura 3.36 - Relação entre o alongamento e a capacidade de expansão de furo em aços de alta resistência⁽⁶¹⁾.

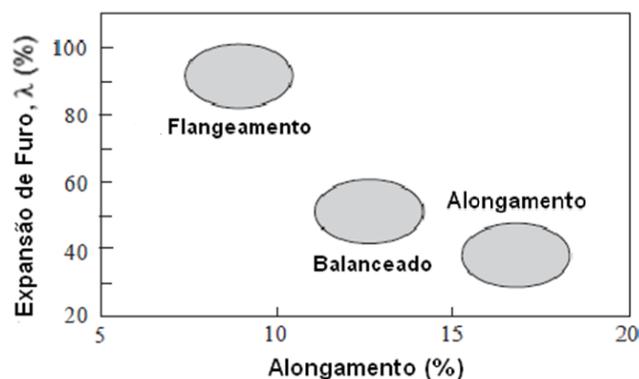


Figura 3.37 - Relação entre o alongamento e a capacidade de expansão de furo em aços de alta resistência⁽⁶¹⁾.

Tabela III.2 - Concepção do aço, microestruturas e propriedades de diferentes aços da classe de limite de resistência 980 MPa⁽⁶¹⁾.

| Tipo | Concepção do Aço | Microestrutura | LE (MPa) | LR (MPa) | Alongamento (%) | Expansão de furo (%) |
|--|------------------|------------------------------|----------|----------|-----------------|----------------------|
| Expansão de furo (λ) | C-Si-Mn | Bainita | 843 | 1011 | 10 | 92 |
| Expansão de furo (λ) e alongamento | | Ferrita, bainita, martensita | 737 | 1012 | 13 | 55 |
| Alongamento | | Ferrita, martensita | 624 | 1008 | 17 | 43 |

No entanto, de maneira controversa às afirmações dos demais autores, um estudo de Lee e co-autores⁽⁴⁶⁾, no qual se investigou o efeito de elementos microligantes na flangeabilidade de um aço *Dual Phase*, a partir da simulação de diferentes ciclos de recozimento intercrítico, relata que a capacidade de expansão de furo pode ser proporcional à ductilidade quando observadas maiores frações de ferrita epitaxial (nova ferrita) na microestrutura, concomitantemente com a presença de martensita finamente dispersa na matriz ferrítica. De acordo com os autores, quanto maior for a ductilidade pós alongamento uniforme, melhor será a flangeabilidade devido o atraso da fratura nas regiões das bordas (pescoço) do flange, conforme mostrado nas figuras 3.38 e 3.39, sendo esta característica mecânica atribuída à quantidade de ferrita epitaxial. Com relação às frações de martensita, por se apresentarem finamente dispersa na matriz ferrítica, não há conectividade entre as suas ilhas na microestrutura, assim atrasando a propagação das micro-trincas durante a conformação do flange.

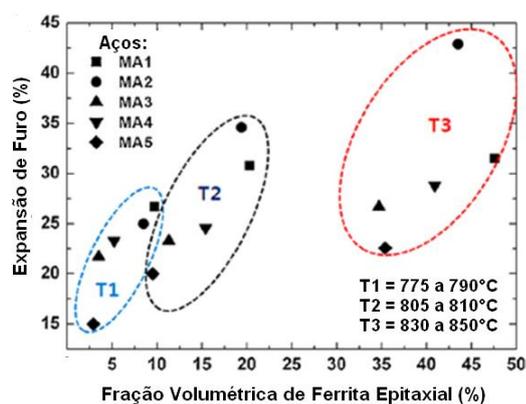


Figura 3.38 - Correlação entre a percentual de expansão de furo e a fração volumétrica da ferrita epitaxial⁽⁴⁶⁾.

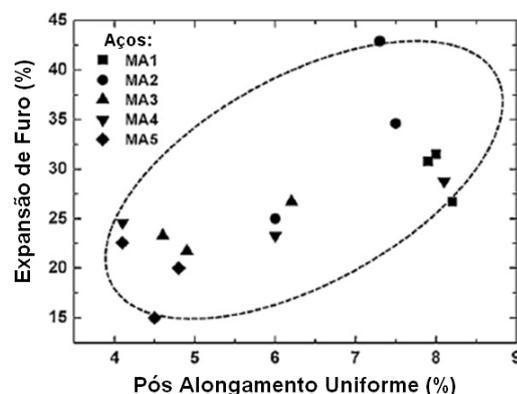


Figura 3.39 - Correlação entre a percentual de expansão de furo e a ductilidade pós alongamento uniforme⁽⁴⁶⁾.

3.5 Princípios da Conformação Mecânica

A conformação por prensagem industrial objetiva a produção em larga escala de peças de maior ou menor complexidade, onde os modos de deformação são diferentes em cada região da peça, basicamente em função da sua geometria, das características mecânicas da matéria-prima e do tipo de ferramental utilizado. Contudo, outros parâmetros são controlados e diretamente afetam o desempenho deste processo^(4 e 35), a saber:

- 1) Pressão do anti-rugas (ou prensa-chapas);
- 2) Condições de lubrificação;
- 3) Velocidade de conformação;
- 4) Relação entre o tamanho do esboço e o tamanho do punção;
- 5) Efeito de entalhes, etc.

O que determina a capacidade de conformação da peça é a ocorrência de ruptura^(4 e 35), ou seja, as reduções localizadas de espessuras até a estrição. Mas, para uma melhor compreensão dos modos de deformação, pode-se analisar a conformação de um copo mediante um punção cilíndrico, conforme a figura 3.40 a seguir:

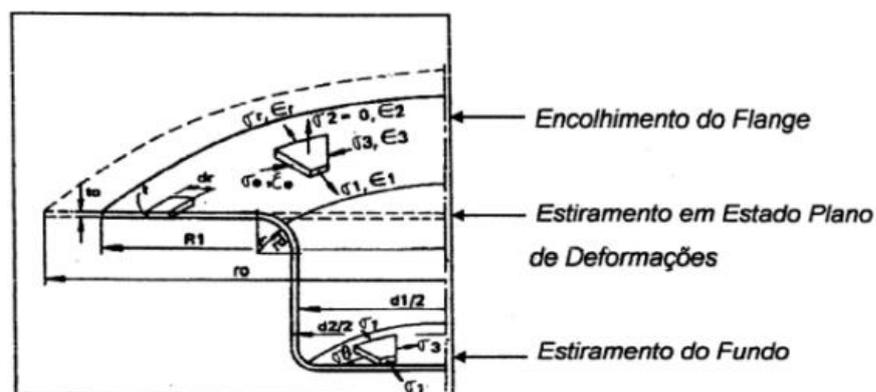


Figura 3.40 - Tensões e deformações (ϵ) em função do modo de deformação⁽³⁵⁾.

A tabela III.3 mostra as tensões (σ) e deformações (ϵ) em função do modo de deformação:

Tabela III.3 - Tensões (σ) e deformações (ϵ) em função do modo de deformação⁽³⁵⁾.

| Modo de Deformação | Tensão Radial | Tensão Circunferencial | Deformação Radial | Deformação Circunferencial | Deformação na Espessura |
|--|---------------|------------------------|-------------------|----------------------------|---|
| Encolhimento do Flange | Tração | Compressão | $\epsilon_r > 0$ | $\epsilon_c < 0$ | $\epsilon_e = (\epsilon_r + \epsilon_c)$ |
| Estiramento no Estado Plano de Deformações | Tração | Nula | $\epsilon_r > 0$ | $\epsilon_c = 0$ | $\epsilon_e \cong -\epsilon_r$ |
| Estiramento No Fundo | Tração | Tração | $\epsilon_r > 0$ | $\epsilon_c > 0$ | $\epsilon_e = -(\epsilon_r + \epsilon_c)$ $\epsilon_e < 0$ |

Os diferentes modos de deformação podem ser classificados da seguinte maneira⁽³⁵⁾:

- I) Estampagem Profunda: encolhimento do flange + estiramento em estado plano de deformações;
- II) Estiramento Puro: apenas estiramento do fundo;
- III) Modo combinado: encolhimento do flange + estiramento em estado plano de deformações + estiramento do fundo;
- IV) Flangeamento: estiramento em estado plano de deformações + expansão de furo.
- V) Dobramento: estiramento em estado plano de deformações.

Esquemáticamente, as operações de conformação são apresentadas na figura 3.41:

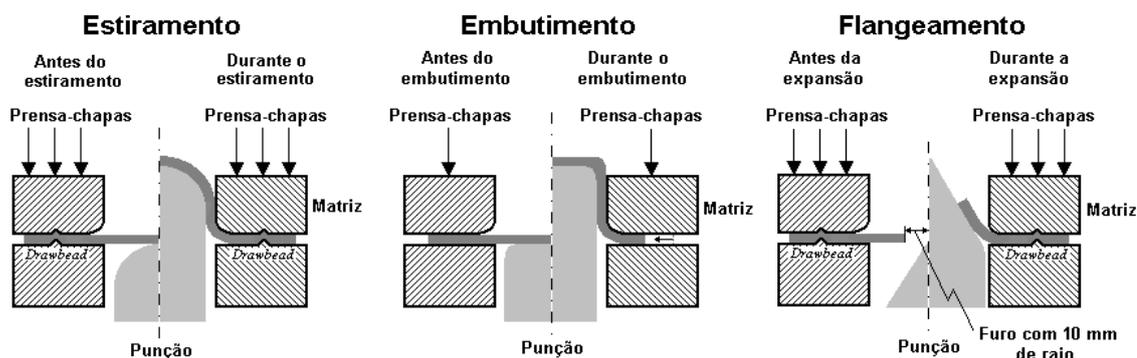


Figura 3.41 - Esquema de operações de estiramento, embutimento e flangeamento (ou expansão de furo) antes e durante a deformação⁽⁴⁾.

Ainda com respeito à conformação por flangeamento (ou expansão de furo), no estiramento de flange ocorre uma constrição (pressão circular) no furo da peça para

que ocorra o dobramento do material. Na expansão do furo o flange da peça deve aumentar de modo a acomodar as deformações geradas durante esta operação. A capacidade de expansão de furo pode ser mensurado pela equação:

$$\lambda (\%) = \frac{|d_o - d_f|}{d_o} \times 100 \quad (3.4)$$

Sendo d_f o diâmetro máximo do furo até o momento em que se inicia uma trinca no flange e d_o o diâmetro original do corpo de prova.

A capacidade de expansão de furo é influenciada por inúmeros fatores, dentre os quais cabe destacar a qualidade da borda de corte, inclusões alongadas e propriedades mecânicas em tração. A qualidade da borda de corte e as inclusões alongadas afetam a ductilidade local, e como todo o perímetro da borda do furo é igualmente solicitado durante a operação de expansão de furo, regiões de baixa ductilidade tornam-se concentradoras de tensões, uma vez que limitam a capacidade de expansão, promovendo a nucleação de trincas. A figura 3.42 ilustra a qualidade superficial do corte nas bordas de um furo puncionado (a) e de outro furo usinado (b). Observou-se que a superfície da borda do furo puncionado é irregular, encruada e repleta de micro-cavidades, características que inibem a capacidade de expansão do furo por favorecem o surgimento de trincas nas bordas do flange. Em contraste com isso, a capacidade de expansão é aumentada quando a superfície da borda do furo é usinada (retificada). Além disso, a capacidade de expansão de furo relaciona-se diretamente com as propriedades mecânicas, especialmente, alongamento e coeficiente de encruamento, e inversamente com a dureza e com os limites de escoamento e de resistência⁽⁶²⁾.

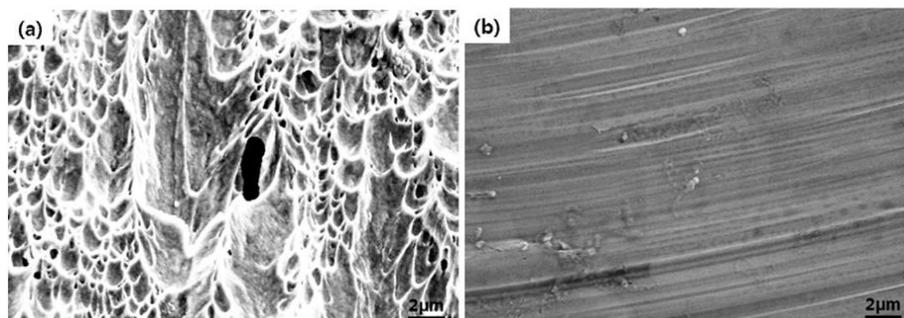


Figura 3.42 - Aspecto da qualidade superficial das bordas de corte de um furo puncionado (a) e de outro furo usinado⁽⁴⁶⁾.

Todavia, a conformabilidade dos aços pode ser simulada através de ensaios que reproduzem separadamente os modos de deformação com predominância de estiramento, embutimento, flangeamento e dobramento. Ensaio laboratoriais não representam plenamente as condições de prensagem industrial devido à sua inerente complexidade, mas são válidos para avaliar previamente o comportamento mecânico e tribológico dos aços sob conformação^(4 e 35).

4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Foram coletadas amostras a partir de bobina laminada a frio não recozida, oriundas da composição química apresentadas na tabela IV.1. A produção do aço avaliado se deu através de duplo refino na aciaria (CAS-OB + desgaseificador à vácuo) e lingotamento de placa na espessura de 252 mm, com subsequente enforamento na laminação de tiras a quente. A temperatura visada de encharque da placa foi 1200°C com tempo de permanência de 200 minutos. As temperaturas de acabamento e bobinamento visadas foram 900°C e 600°C, respectivamente, para a espessura de laminado a quente igual a 3,80 mm. A redução a frio foi de 55% para obtenção de laminado na espessura 1,50 mm e coleta de amostras na dimensão de 500 mm de comprimento x largura do semi-acabado (ver figuras 4.1 e 4.2).

Tabela IV.1 - Especificação de composição química do aço *Dual Phase* galvanizado por imersão a quente da classe de resistência de 800 MPa.

| Especificações de Composição Química | | | | |
|--------------------------------------|--------|-----------|-----------|----------|
| %C | %Mn | %Cr + %Mo | %Ti + %Nb | %B |
| ≤ 0,15 | ≤ 2,50 | ≤ 0,45 | ≤ 0,05 | ≤ 0,0040 |

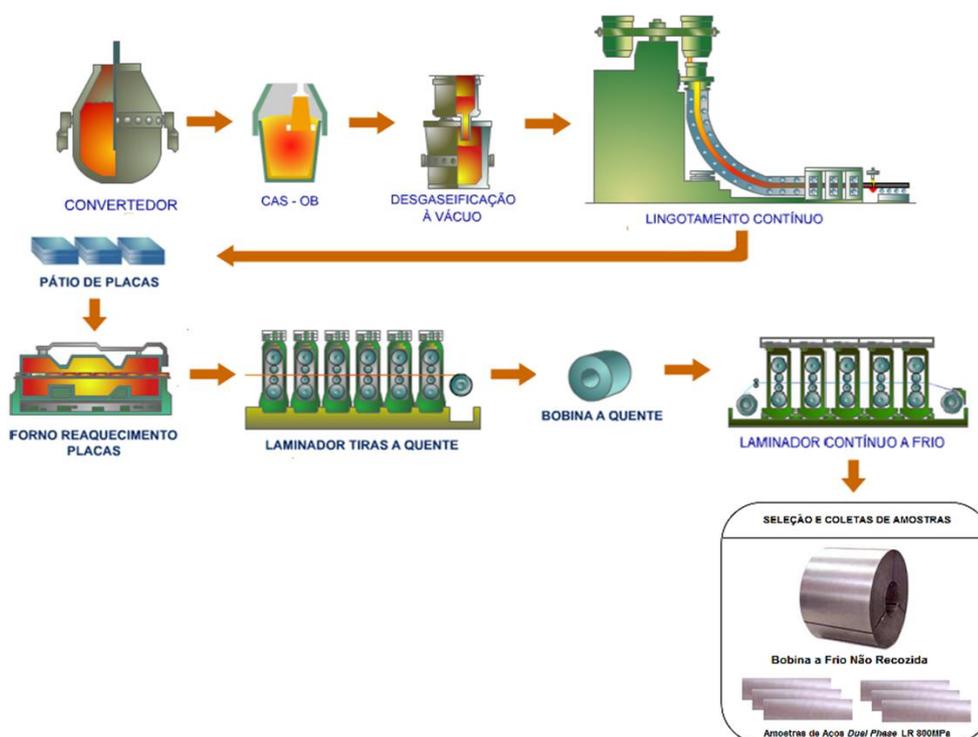


Figura 4.1 - Fluxo esquemático da produção do aço avaliado e o ponto de amostragem para as simulações e caracterizações no Centro de Tecnologia da USIMINAS.

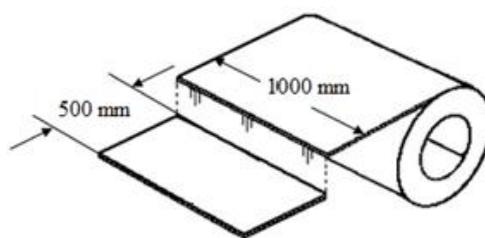


Figura 4.2 - Condição de amostragem do laminado a frio não recozido.

As amostras foram submetidas a diferentes ciclos térmicos similarmente empregados no processamento de aços de revestimento GI (*Galvanized – Zn puro*) em linha de galvanização por imersão a quente. Para execução dos experimentos foi utilizado o equipamento denominado HDPS (*Hot Dip Process Simulator*) do Centro de Tecnologia da USIMINAS. Optou-se pelas simulações neste equipamento em função da área útil de seus corpos de prova (aproximadamente 220 x 140 mm), a qual viabilizou a realização dos ensaios de tração à temperatura ambiente, determinação do efeito *bake hardening* (BH_{2%}) e expansão cônica de furo (flangeamento).

4.1 Simulação de Recozimento Intercrítico

Nas simulações foram experimentadas duas temperaturas de encharque (*Soaking Temperature*: ST 740°C e 780°C) e três temperaturas isotérmicas no resfriamento rápido (IRR: 610°C, 560°C e 510°C), assim totalizando a simulação de seis ciclos térmicos distintos. A taxa de aquecimento foi linear e o ponto de orvalho -50°C.

Os ciclos térmicos experimentados neste trabalho foram baseados nas especificações técnicas da nova linha de galvanização (CGL#2) da USIMINAS. Cabe ressaltar que neste estudo as amostras não foram revestidas durante as simulações de recozimento contínuo de aços de revestimento GI (*Galvanized – Zn puro*) no HDPS, pois não se pretendia avaliar a influência do revestimento nos resultados de expansão cônica de furo (flangeamento).

Os parâmetros de recozimento intercrítico deste trabalho são apresentado na tabela IV.2 e a representação esquemática dos ciclos térmicos simulados via HDPS é mostrada na figura 4.3.

Tabela IV.2 - Parâmetros de recozimento intercrítico para simulações no HDPS.

| Ciclos de Recozimento Contínuo de Aços de Revestimento GI (<i>Galvanized – Zn puro</i>) | | | | | | | |
|---|--------------|--------------|------------------------------|------------------------------------|--------------|--------------|--------------|
| Temperatura de Encharque (ST) | 740°C | 780°C | Zonas de Resfriamento Rápido | Taxa de Resfriamento na Zona n.º 1 | 15°C/s | 25°C/s | 40°C/s |
| Taxa de Aquecimento | 2°C/s | 3°C/s | | Isotérmicas | 610°C | 560°C | 510°C |
| Temperatura Final de Resfriamento Lento | 670°C | | | Taxa de Resfriamento na Zona n.º 2 | 30°C/s | 20°C/s | 5°C/s |

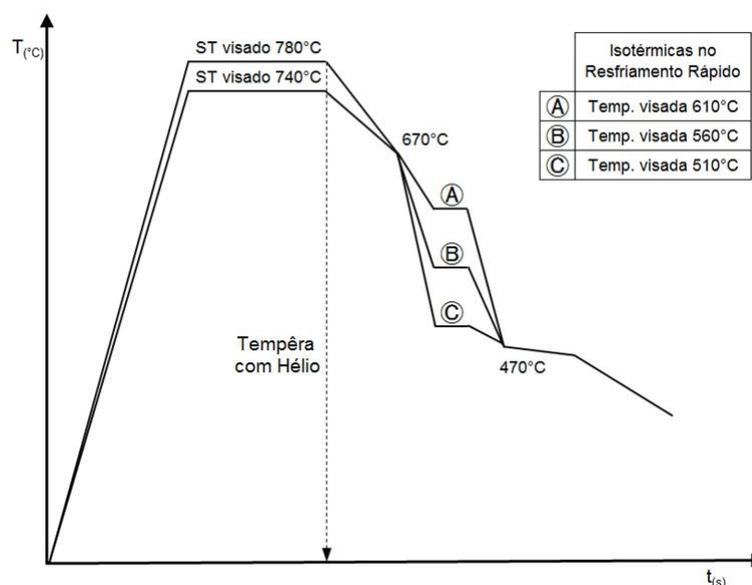
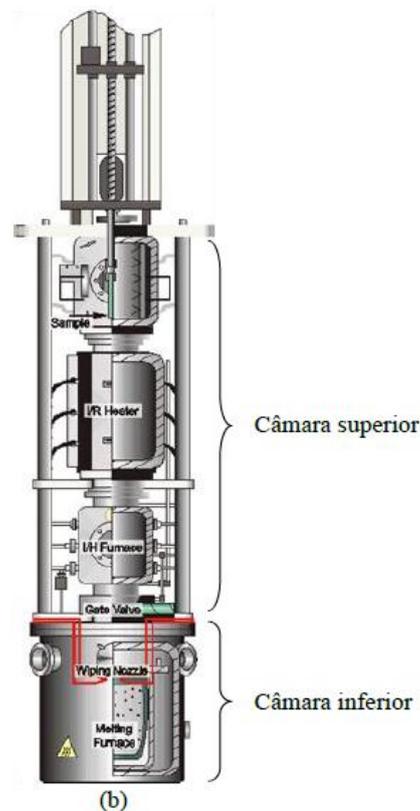


Figura 4.3 - Representação esquemática dos ciclos térmicos simulados via HDPS.

O equipamento HDPS (*Hot Dip Process Simulator*), do fabricante Iwatani e modelo EU AV, é capaz de simular em escala piloto todas as etapas de recozimento contínuo e galvanização de aços planos. Este equipamento possui duas câmaras, superior e inferior, separadas por um sistema de válvula gaveta com bomba de vácuo. Na câmara superior ficam os compartimentos de carregamento e de resfriamento dos corpos de prova, e os sistemas de aquecimento por radiação infravermelha e por indução. Na câmara inferior se dá o processo de galvanização, onde se situam o pote com zinco líquido, um sistema automático de remoção de dross na região de imersão de amostra e uma navalha de nitrogênio, conforme mostrado esquematicamente na figura 4.4.



(a)



(b)

Figura 4.4 - Simulador HDPS (*Hot Dip Process Simulator*) do fabricante Iwatani, modelo EU AV. (a) Vista geral. (b) Detalhe das câmaras superior e inferior⁽⁶³⁾.

Adicionalmente, foram realizados ensaios dilatométricos no Dilatômetro DIL 805A/D (figura 4.5) visando determinar as temperaturas de início (Ac_1) e final (Ac_3) de transformação austenítica, assim como a fração de austenita formada ao final das duas isotérmicas de encharque (ST 740°C e 780°C) no recozimento intercrítico, mediante o uso de têmpera com gás hélio (figura 4.3). Os corpos de prova utilizados eram planos, com dimensão 10 x 4 mm, e seu aquecimento foi feito por indução eletromagnética, visando garantir boa homogeneidade térmica.

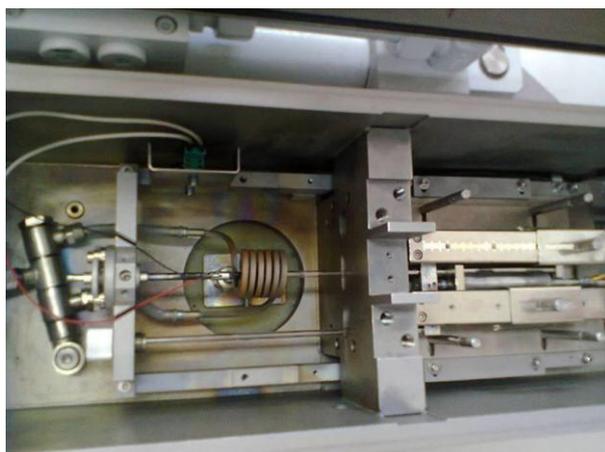


Figura 4.5 - Dilatômetro modelo DIL 805 A/D do Centro de Tecnologia USIMINAS.

4.2 Determinação das Propriedades Mecânicas em Tração

As amostras simuladas na dimensão 220 x 140 mm deram origem a três corpos de prova na direção longitudinal de laminação (0°), preparados de acordo a norma ASTM-A370⁽⁶⁴⁾, de tamanho reduzido (*sub-size*), conforme a figura 4.6 e tabela IV.3.

Os ensaios foram realizados em uma máquina Instron, modelo 5882, equipada com extensômetro de 25 mm de base de medida e pacote de programas para aquisição e tratamento de dados (*Blue Hill*) para medição do limite de escoamento, limite de resistência, alongamento uniforme e total e expoente de encruamento (n).

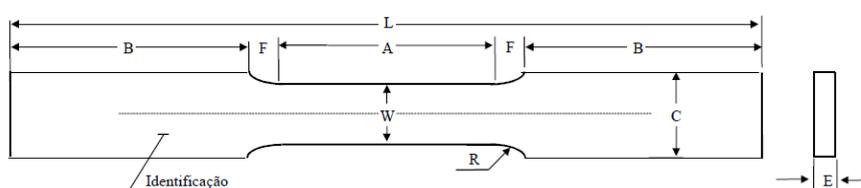


Figura 4.6 - Corpo de prova para o ensaio de tração à temperatura ambiente.

Tabela IV.3 - Dimensões do corpo de prova para o ensaio de tração (mm).

| A | B | C | F | L | R | W |
|-------|-------|-------|--------|--------|------|--------------------|
| 32 mm | 47 mm | 10 mm | 4.5 mm | 135 mm | 6 mm | 6.25 ± 0.05 mm |

Para determinação do efeito *bake hardening* ($BH_{2\%}$) foram confeccionados outros três corpos de prova na direção longitudinal (0°). Este ensaio mede a susceptibilidade ao envelhecimento do aço, mediante uma pré-deformação de engenharia de 2% e um

tratamento térmico de 170°C por 20 minutos, ambos simulando os processos de conformação da peça e cura da pintura automotiva, respectivamente. Os valores de $BH_{2\%}$ foram obtidos pela diferença entre o limite de escoamento obtido na pré-deformação e após o recarregamento da tração do corpo de prova tratado termicamente, conforme mostrado na figura 3.33.

4.3 Determinação da Capacidade de Expansão de Furo

Para realização dos ensaios de expansão cônica de furo (flangeamento) foram tratadas termicamente oito amostras por ciclo térmico no HDPS, sendo cinco destinadas ao ensaio na condição de furo puncionado e outras três para o furo usinado. Os ensaios de três corpos de prova com furo usinado objetivaram avaliar comparativamente o efeito deletério do processo de corte por puncionamento na conformação do flange.

Na execução do ensaio foi utilizada uma prensa universal Erichsen, modelo 145/60, com capacidade de força no punção e no prensa chapas de 60 tf. Os ensaios foram realizados segundo a norma ISO/TS 16630⁽⁶⁵⁾, a partir de corpos de prova com dimensão 140 x 140 mm e furo puncionado de 10 mm de diâmetro, com folga de corte de aproximadamente 12%. A força de prensa chapas utilizada foi de 50 tf e a velocidade do punção foi de 30 mm/minuto.

4.4 Caracterização Microestrutural

As caracterizações microestruturais das amostras simuladas com (a) ciclos térmicos completos no HDPS e (b) ciclos interrompidos no final das isotérmicas de encharque (ST: 740°C e 780°C) via dilatométrica, foram realizadas a partir de microscopia óptica (MO), modelo Zeiss Axio Image M1M, e microscopia eletrônica de varredura (MEV), modelo Zeiss Gemini Ultra 55 Plus. Para determinação da fração volumétrica de constituintes por metalografia quantitativa utilizou-se nital (4%) para classificação da microestrutura em ferrita e segundo constituinte (ferrita revela-se branca em contraste com o restante da microestrutura). Para classificação da martensita foi utilizado metabissulfito de sódio (2%) (martensita revela-se branca em contraste com o restante da microestrutura), também denominado Le Pera.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Caracterização Microestrutural

A microestrutura do aço na condição de laminado a frio não recozido se apresentou deformada, característico de material encruado, formada basicamente de 80% de ferrita, sendo o restante composto de martensita (M), bainita (B) e perlita esboroadada, conforme a figura 5.1.

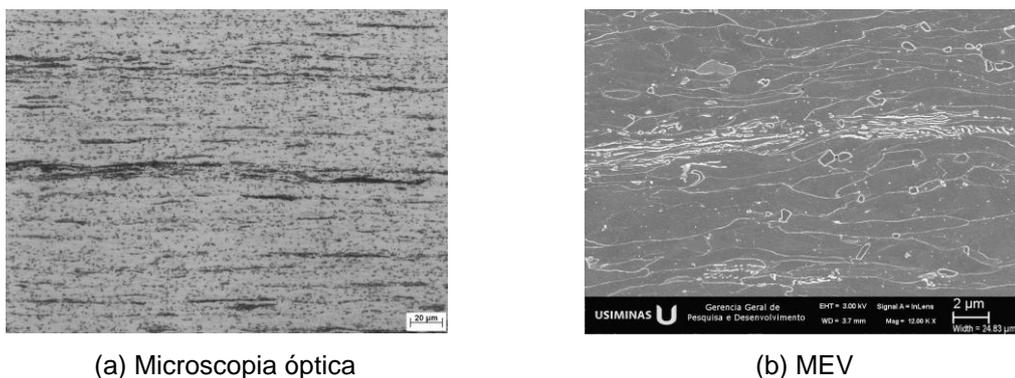


Figura 5.1 - Microestrutura da amostra de aço laminado a frio não recozido antes das simulações do recozimento intercrítico no HDPS.

Em relação aos resultados dos ensaios dilatométricos, as temperaturas de início (Ac_1 : 708°C) e final (Ac_3 : 869°C) da transformação austenítica foram determinadas mediante a análise das curvas de variação dimensional do corpo de prova (dilatação) e suas derivadas em relação ao tempo e a temperatura, conforme mostrado na figura 5.2. Além disso, determinou-se a temperatura de fim da dissolução da cementita na perlita (Ac_0 : 748°C) e a temperatura de máxima taxa de transformação α/γ (TMT: 832°C)⁽⁶⁶⁾.

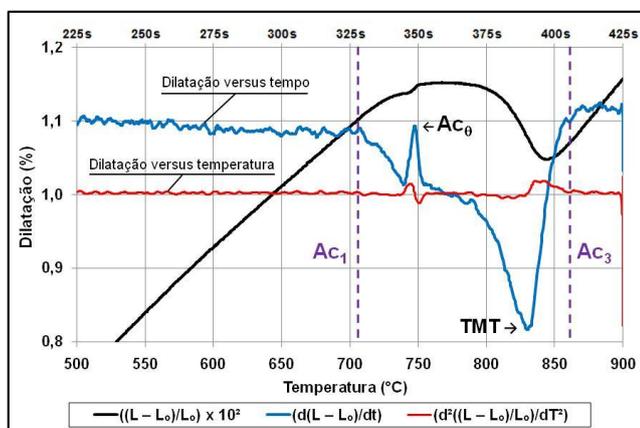


Figura 5.2 - Curva de variação dimensional do corpo de prova e suas derivadas (dilatação versus tempo e dilatação versus temperatura) obtidas via dilatometria.

Ainda de acordo com os resultados dos ensaios dilatométricos, as frações de martensita obtidas após têmpera ao final das isotérmicas de encharque a 740°C e 780°C foram em média 31,5% e 67,2%, respectivamente. Para determinação da fração estimada de martensita foram realizados ensaios metalográficos com ataque do reagente metabissulfito de sódio (2%), conforme a figura 5.3. Considerando que a austenita formada ao final do encharque foi transformada em martensita durante a têmpera, através de transformação adifusional, pode-se afirmar que essas frações volumétricas correspondem as quantidades de austenita formadas no recozimento intercrítico^(7, 14, 47 e 48).

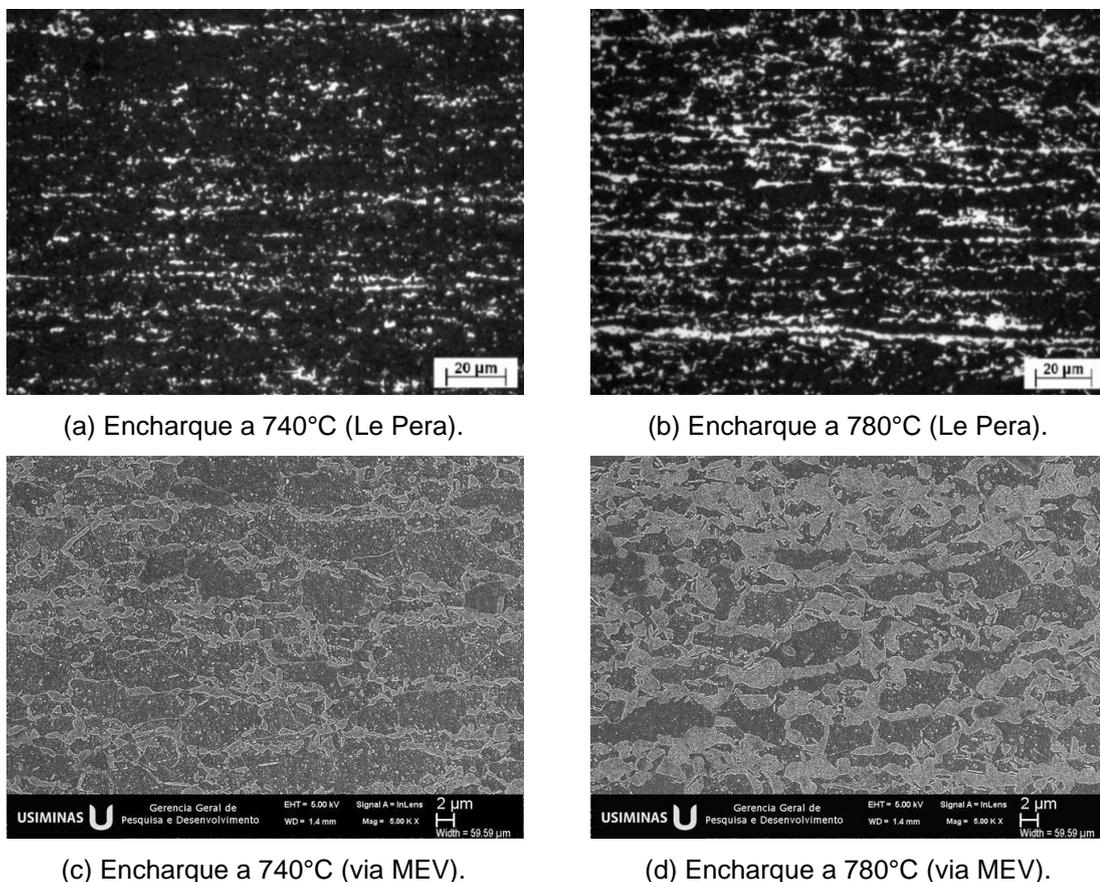


Figura 5.3 - Microestruturas obtidas após têmpera com água ao final dos encharques dos ciclos térmicos via ensaios dilatométricos.

Neste estudo se constatou que até aproximadamente a temperatura de 748°C (A_{c0}) a austenita se desenvolveu dentro da própria perlita e/ou regiões ricas em carbono, sendo a cinética deste processo controlada pela difusividade do carbono. Acima desta temperatura, tendo se dissolvidos todos os carbonetos, a nucleação da austenita se estendeu aos contornos de grãos da ferrita, o que pode ser comprovado pela

quantidade de segundo constituinte disperso na matriz ferrítica^(14, 41, 42 e 43), de acordo com a figura 5.3 (b) e (d) a partir das simulações com encharque a 780°C.

A análise da microestrutura de cada amostra simulada via HDPS, com o auxílio do MEV, mostrou que houve um aumento da fração de segundo constituinte com o aumento da temperatura de encharque. Destaca-se o aumento da fração de martensita quando experimentado o encharque na temperatura de 780°C, comparativamente à temperatura de 740°C. Esse fato está ligado à temperatura e ao tempo de encharque suficientes para dissolução completa dos carbonetos (Ac_0 : 748°C) e à maior fração de austenita nucleada ao final dessa etapa, de acordo com os resultados dos ensaios dilatométricos. Esses fatores influenciaram a temperabilidade da austenita, originando uma martensita com subestrutura interna, efeito atribuído ao baixo teor de carbono presente na mesma⁽⁶⁷⁾, apresentando-se entremeadada aos finos grãos ferríticos, conforme as figuras 5.4, 5.5 e 5.6.

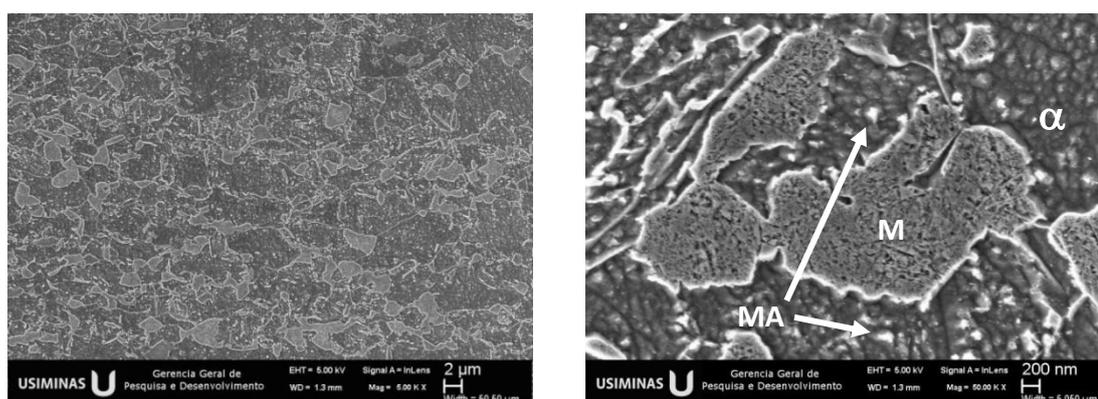


Figura 5.4 - Aspecto microestrutural, via MEV, das amostras submetidas ao encharque de 780°C e isotérmica de 610°C no resfriamento rápido.

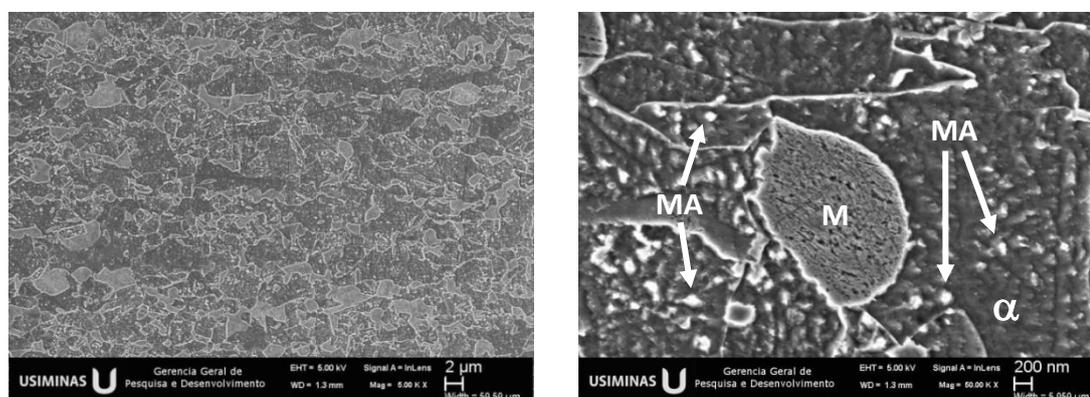


Figura 5.5 - Aspecto microestrutural, via MEV, das amostras submetidas ao encharque de 780°C e isotérmica de 560°C no resfriamento rápido.

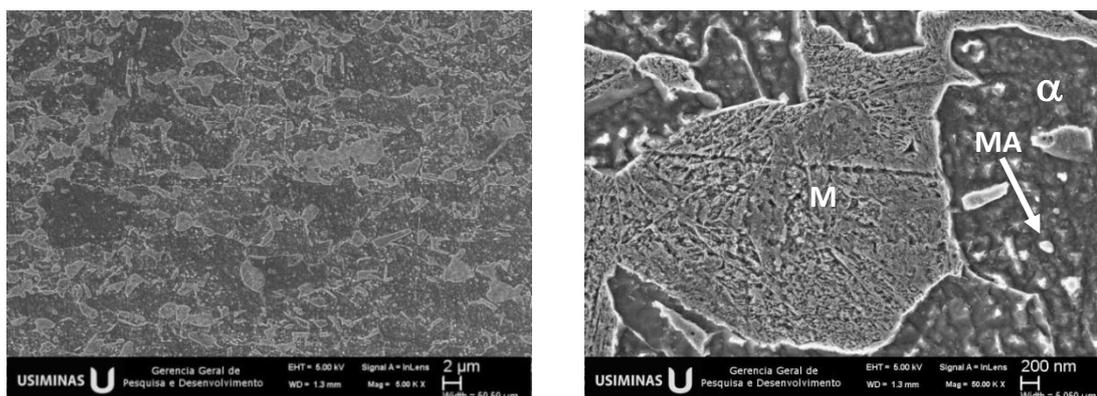


Figura 5.6 - Aspecto microestrutural, via MEV, das amostras submetidas ao encharque de 780°C e isotérmica de 510°C no resfriamento rápido.

Também se verificou uma tendência de crescimento da fração do segundo constituinte à medida que diminuiu a temperatura isotérmica durante o resfriamento rápido após o encharque de 780°C, conforme a figura 5.7 e tabela V.1. Além disso, se observou em todas as amostras a presença do constituinte martensita-austenita (MA). Isso se deve possivelmente a dois fatores: (1) formação de austenita no interior dos grãos de ferrita diante de elevada temperatura de encharque e (2) do teor de manganês reduzindo a atividade do carbono no interior da austenita, retardando as transformações martensítica e bainítica e promovendo a formação do constituinte MA^(15 e 68).

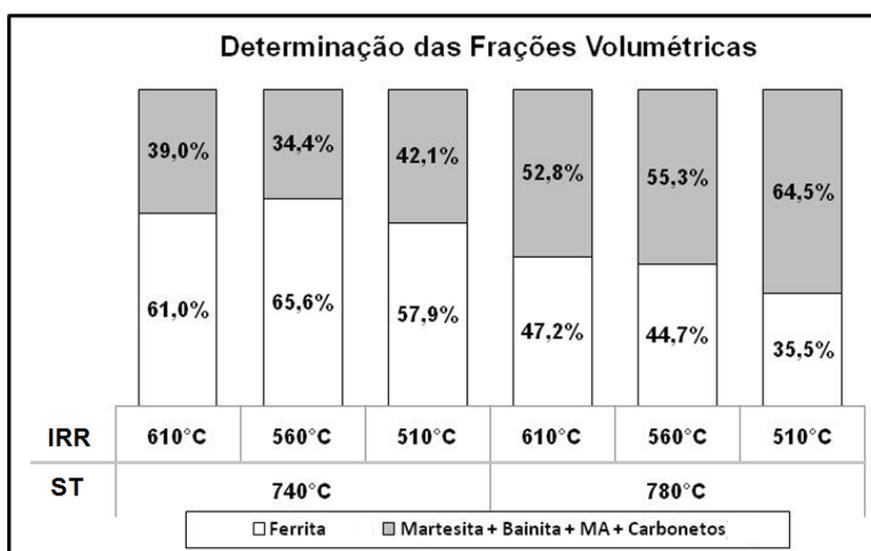


Figura 5.7 - Representação gráfica das frações volumétricas dos constituintes microestruturais das amostras simuladas no HDPS.

Tabela V.1 - Frações volumétricas dos constituintes microestruturais das amostras simuladas no HDPS.

| Encharque | Isotérmica no Resfriamento Rápido | Ferrita | | Martensita | | 2º Constituinte | |
|-----------|-----------------------------------|---------|--------|------------|--------|-----------------|--------|
| | | Média | Desvio | Média | Desvio | Média | Desvio |
| 740°C | 610°C | 61,0 | 1,3 | 8,5 | 0,6 | 39,0 | 1,0 |
| | 560°C | 65,6 | 1,8 | 7,7 | 1,0 | 34,4 | 1,4 |
| | 510°C | 57,9 | 1,4 | 5,9 | 1,2 | 42,1 | 1,3 |
| 780°C | 610°C | 47,2 | 1,7 | 13,7 | 1,2 | 52,8 | 1,7 |
| | 560°C | 44,7 | 1,9 | 14,0 | 0,6 | 55,3 | 1,8 |
| | 510°C | 35,5 | 1,8 | 14,2 | 0,7 | 64,5 | 1,7 |

Com respeito às microestruturas das amostras simuladas com encharque a 740°C, foram observadas elevadas frações de ferrita (aglomerados de grãos ferríticos), com o segundo constituinte menos disperso na matriz ferrítica, comparativamente às simulações com encharque a 780°C, e formado quase que somente por martensita (M), com baixas frações de bainita, conforme as figuras 5.8, 5.9 e 5.10. A maior quantidade de ferrita se justifica pelo fato da temperatura de encharque ser inferior à necessária para dissolução completa dos carbonetos (A_{C_0} : 748°C). Somou-se o fato da baixa fração de austenita nucleada ao final do encharque (31,5%) e a presença do silício, o qual inibe a formação de cementita e bainita na interface ferrita/martensita. Além disso, acredita-se que não houve temperatura e tempo suficientes para o teor de manganês atingir o equilíbrio na austenita, assim afetando a sua temperabilidade^(15 e 68). Com isso, os ciclos térmicos com encharque a 740°C limitaram-se à recristalização total da ferrita e à formação de menores frações de segundo constituinte.

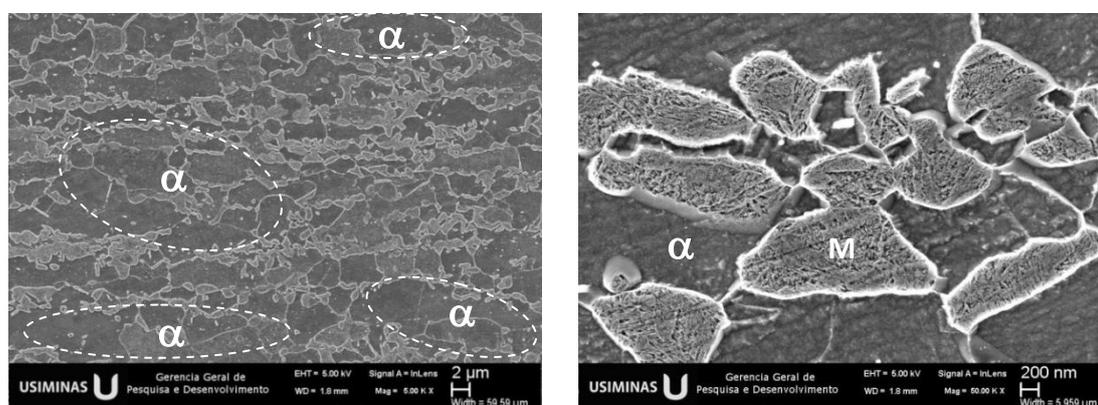


Figura 5.8 - Aspecto microestrutural, via MEV, das amostras submetidas ao encharque de 740°C e isotérmica de 610°C no resfriamento rápido.

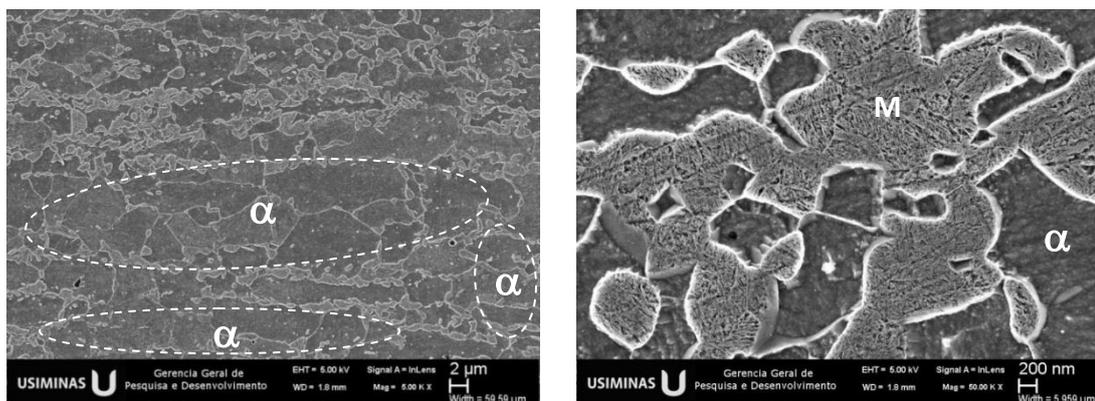


Figura 5.9 - Aspecto microestrutural, via MEV, das amostras submetidas ao encharque de 740°C e isotérmica de 560°C no resfriamento rápido.

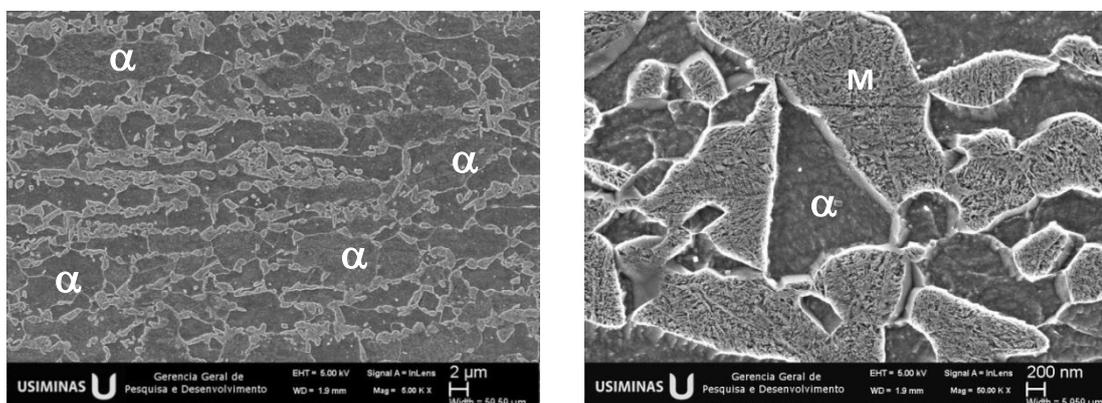


Figura 5.10 - Aspecto microestrutural, via MEV, das amostras submetidas ao encharque de 740°C e isotérmica de 510°C no resfriamento rápido.

Em suma, as microestruturas obtidas a partir do encharque a 740°C possuem aspecto tipicamente bifásico, havendo clara distinção entre os grãos ferríticos e as ilhas de martensita, diferentemente do que foi observado nas amostras simuladas com encharque a 780°C, as quais apresentaram microestruturas mais refinadas, maiores frações de segundo constituinte, com a presença do constituinte MA, dispersos na matriz ferrítica.

Outro método utilizado para melhor compreender as transformações ocorridas durante as etapas de resfriamento dos ciclos completos foi analisar os diagramas TRC (transformações por resfriamento contínuo) obtidos através dos ensaios dilatométricos, o que permitiu verificar a decomposição da austenita em outros constituintes de acordo com as diferentes taxas de resfriamentos experimentadas.

A partir dos diagramas foi verificado que nos ciclos com encharque a 740°C, independentemente da temperatura isotérmica experimentada no resfriamento rápido, ocorreram apenas pequenas instabilidades nas regiões correspondentes às mudanças nas taxas de resfriamento, sendo difícil determinar com clareza as transformações envolvidas, conforme mostrado na figura 5.11. Apesar disso, foi possível verificar que em todos os ciclos simulados a temperatura de início de formação da martensita (Ms) foi inferior a 180°C.

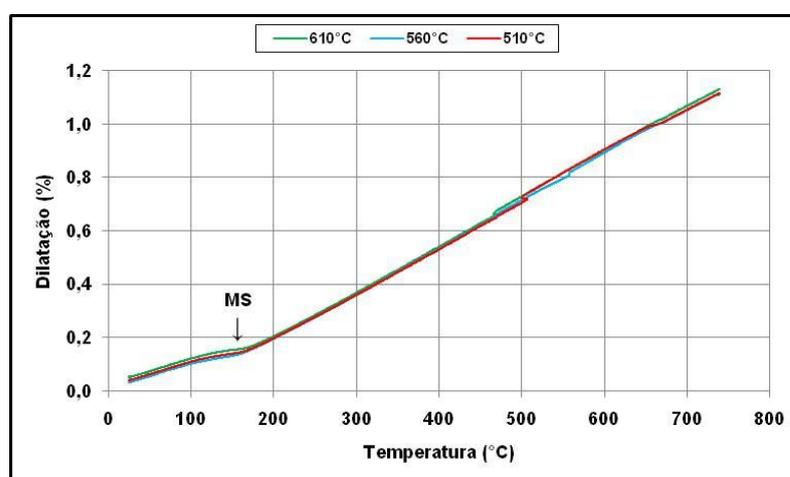


Figura 5.11 - Curvas de transformações alotrópicas no resfriamento após encharque na temperatura de 740°C, via ensaios dilatométricos.

Em relação às curvas de resfriamento após o encharque a 780°C, se observou com maior clareza o início da transformação bainítica nas simulações com as temperaturas isotérmicas de 560°C e 510°C durante o resfriamento rápido, sendo mais proeminente o início dessa transformação (dilatação do corpo de prova) na isotérmica de 510°C. Possivelmente, essa estratégia de resfriamento promoveu uma maior formação de bainita, comparativamente as isotérmicas a 610°C e 560°C, conforme os perfis das curvas mostrados na figura 5.12, o que justificaria a maior fração de segundo constituinte nessa simulação com encharque a 780°C, de acordo com a figura 5.7 e tabela V.1, anteriormente apresentados.

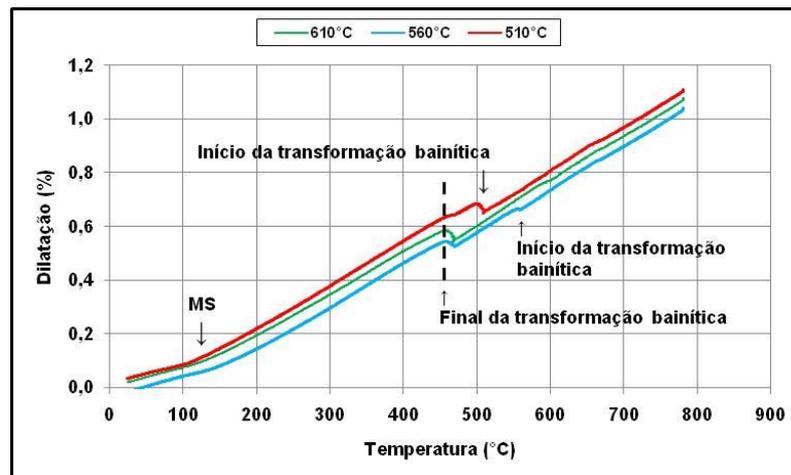


Figura 5.12 - Curvas de transformações alotrópicas no resfriamento após encharque na temperatura de 780°C, via ensaios dilatométricos.

Para todos os ciclos térmicos simulados, o final da transformação bainítica ocorreu em torno de 450°C, o que corresponde ao final da passagem da tira de aço pelo pote de zinco. De acordo com o estudo de Zhu⁽⁶⁹⁾ e co-autores, no qual se investigou a cinética de formação da martensita e bainita a partir de dois aços com teores de carbono distintos (0,155%C e 0,319%C), total e parcialmente austenitizados, empregando temperaturas isotérmicas de 550°C, 500°C e 430°C durante o resfriamento, concluiu-se que a nucleação da bainita é influenciada pelos gradientes de concentração de carbono e manganês nos contornos de grãos da austenita e nas interfaces α/γ . Durante o resfriamento, quando a transformação ferrítica (Ar_3) induz um aumento significativo na concentração de C e Mn nessas regiões, o efeito destes elementos retarda a transformação bainítica por superar a cinética de formação das ripas de bainita junto aos sítios de nucleação. Por outro lado, quando as concentrações de C e Mn não são suficientemente altas, a cinética de transformação bainítica será predominante.

Para todos os ciclos com encharque a 780°C a temperatura de início de formação da martensita (M_s) foi inferior a 150°C. Comparativamente às curvas dos ciclos térmicos com encharque a 740°C (figura 5.11), a temperatura de transformação martensítica foi ligeiramente inferior. Acredita-se que o fenômeno de enriquecimento da austenita em carbono, em virtude da formação da ferrita durante o resfriamento, aumenta a estabilidade da austenita, traduzindo em queda na temperatura M_s ^(7, 14 e 43).

5.2 Resultados de Propriedades Mecânicas em Tração

A seguir são apresentados os resultados obtidos e as análises do comportamento das propriedades mecânicas em função dos parâmetros de recozimento intercrítico em escala piloto com auxílio do equipamento HDPS. Foi observada dispersão nos resultados de algumas simulações, portanto, a avaliação nestes casos foi qualitativa, com foco na tendência do comportamento mecânico.

Tabela V.2 - Resultados de propriedades mecânicas a partir das simulações no HDPS.

| Temperatura de Encharque | Isotérmica no Resfriamento Rápido | Norma ASTM-A370 | Direção Longitudinal de Laminação (0°) | | | | | | | |
|--------------------------|-----------------------------------|----------------------|--|----------|-----------|------------------|------------------|------------|------------------------|----|
| | | | LE (MPa) | LR (MPa) | LE/LR (%) | Along. Unif. (%) | Along. Total (%) | n (4 a 6%) | BH _{2%} (MPa) | |
| 740°C | 610°C | Corpo de Prova n.º 1 | 409 | 750 | 0,55 | 10,1 | 11,5 | 0,134 | 23 | |
| | | Corpo de Prova n.º 2 | 428 | 794 | 0,54 | 8,9 | 9,4 | 0,135 | 20 | |
| | | Corpo de Prova n.º 3 | 427 | 778 | 0,55 | 10,1 | 11,5 | 0,132 | 23 | |
| | | Estatística | Média | 421 | 774 | 0,54 | 9,7 | 10,8 | 0,134 | 22 |
| | | | Desvio | 11 | 22 | 0,01 | 0,7 | 1,2 | 0,002 | 2 |
| | 560°C | Corpo de Prova n.º 1 | 438 | 796 | 0,55 | 9,4 | 10,3 | 0,112 | 15 | |
| | | Corpo de Prova n.º 2 | 428 | 788 | 0,54 | 9,4 | 10,3 | 0,116 | 15 | |
| | | Corpo de Prova n.º 3 | 432 | 782 | 0,55 | 9,2 | 9,9 | 0,101 | 27 | |
| | | Estatística | Média | 433 | 789 | 0,55 | 9,3 | 10,2 | 0,110 | 19 |
| | | | Desvio | 5 | 7 | 0,01 | 0,1 | 0,2 | 0,008 | 7 |
| | 510°C | Corpo de Prova n.º 1 | 434 | 799 | 0,54 | 9,9 | 11,2 | 0,131 | 24 | |
| | | Corpo de Prova n.º 2 | 447 | 793 | 0,56 | 9,9 | 11,2 | 0,127 | 24 | |
| | | Corpo de Prova n.º 3 | 431 | 784 | 0,55 | 9,3 | 11,0 | 0,120 | 16 | |
| | | Estatística | Média | 437 | 792 | 0,55 | 9,7 | 11,1 | 0,126 | 21 |
| | | | Desvio | 9 | 8 | 0,01 | 0,3 | 0,1 | 0,006 | 5 |
| 780°C | 610°C | Corpo de Prova n.º 1 | 487 | 802 | 0,61 | 11,9 | 20,0 | 0,136 | 42 | |
| | | Corpo de Prova n.º 2 | 473 | 793 | 0,60 | 11,6 | 18,7 | 0,132 | 46 | |
| | | Corpo de Prova n.º 3 | 483 | 795 | 0,61 | 11,0 | 17,8 | 0,131 | 31 | |
| | | Estatística | Média | 481 | 797 | 0,60 | 11,5 | 18,8 | 0,133 | 40 |
| | | | Desvio | 7 | 5 | 0,01 | 0,5 | 1,1 | 0,003 | 8 |
| | 560°C | Corpo de Prova n.º 1 | 498 | 816 | 0,61 | 12,1 | 19,7 | 0,132 | 39 | |
| | | Corpo de Prova n.º 2 | 501 | 822 | 0,61 | 12,1 | 20,0 | 0,142 | 46 | |
| | | Corpo de Prova n.º 3 | 494 | 813 | 0,61 | 12,0 | 19,9 | 0,152 | 41 | |
| | | Estatística | Média | 498 | 817 | 0,61 | 12,1 | 19,9 | 0,142 | 42 |
| | | | Desvio | 4 | 5 | 0,00 | 0,1 | 0,2 | 0,010 | 4 |
| | 510°C | Corpo de Prova n.º 1 | 514 | 841 | 0,61 | 10,6 | 17,2 | 0,108 | 36 | |
| | | Corpo de Prova n.º 2 | 519 | 840 | 0,62 | 11,6 | 19,4 | 0,115 | 34 | |
| | | Corpo de Prova n.º 3 | 525 | 852 | 0,62 | 11,1 | 17,0 | 0,113 | 39 | |
| | | Estatística | Média | 519 | 844 | 0,62 | 11,1 | 17,9 | 0,112 | 36 |
| | | | Desvio | 6 | 7 | 0,01 | 0,5 | 1,3 | 0,004 | 3 |

De acordo com a figura 5.13, houve um aumento do limite de escoamento em função do aumento da temperatura de encharque. Nas amostras simuladas com encharque a 780°C verificou-se uma clara tendência de elevação do limite de escoamento à medida que diminuiu a temperatura isotérmica durante o resfriamento rápido. Esse fato está relacionado às maiores frações de segundo constituinte presente em suas microestruturas, sobretudo, nas amostras que experimentaram a temperatura isotérmica de 510°C.

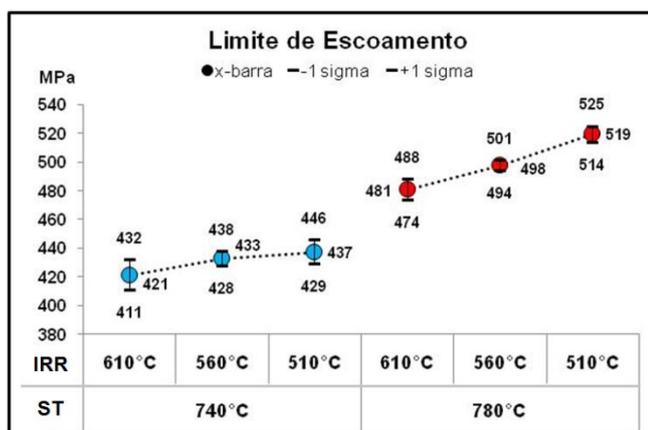


Figura 5.13 - Resultados de limite de escoamento em função dos ciclos térmicos simulados no equipamento HDPS.

A seguir, na figura 5.14, é mostrado graficamente o relacionamento entre os valores individuais de limite de escoamento obtidos nas simulações via HDPS.

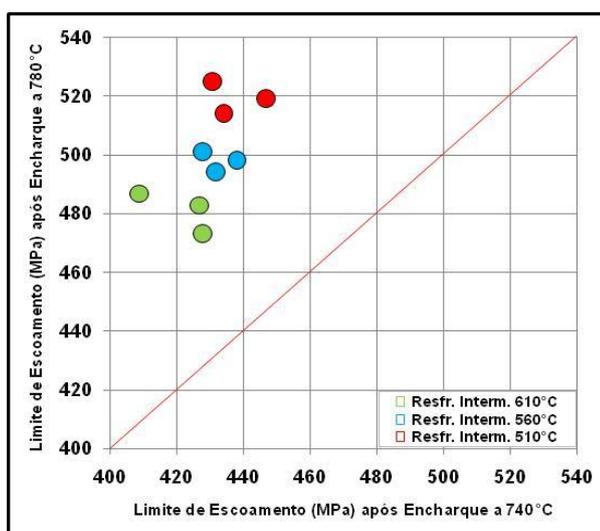


Figura 5.14 - Relação entre os valores obtidos de limite de escoamento em função dos ciclos térmicos simulados no equipamento HDPS.

De acordo com a literatura^(7, 8 e 43), as propriedades mecânicas dos aços bifásicos são ajustadas, principalmente, pela fração volumétrica do segundo constituinte e pela quantidade de carbono contido nos mesmos. Todas as microestruturas oriundas do encharque a 780°C apresentaram maiores frações de segundo constituinte, finos e dispersos na matriz ferrítica, acompanhados pelo constituinte MA (martensita-austenita); fatores que justificam os maiores valores médios de limite de escoamento, comparativamente aos resultados alcançados com encharque a 740°C.

Por sua vez, os valores de limite de escoamento das amostras com encharque a 740°C são mais baixos em função das elevadas frações de ferrita (em torno de 60%, independentemente da temperatura isotérmica no resfriamento rápido), reflexo da baixa temperatura de recozimento intercrítico e recristalização total desta fase, conforme evidenciado nos ensaios dilatométricos. Ademais, a presença do silício contribuiu para inibir a formação de cementita e retardar a transformação bainítica na interface ferrita/martensita, favorecendo a formação de microestruturas tipicamente bifásicas^(7, 14 e 36).

A figura 5.15 mostra a influência das frações de segundo constituinte nos valores de limite de escoamento obtidos nas simulações, na qual se observou elevada correlação linear (R^2 : 0,9157).

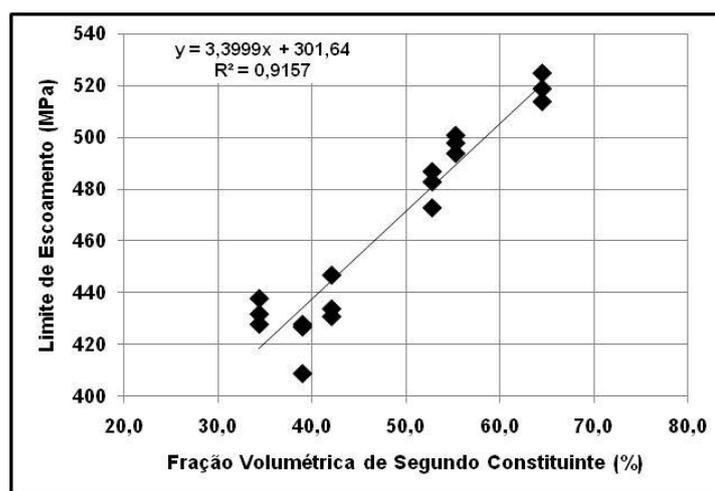


Figura 5.15 - Influência do segundo constituinte sob os valores de limite de escoamento obtidos a partir das simulações via HDPS.

Os resultados de limite de escoamento nas amostras simuladas com encharque a 740°C são bem similares entre si, independentemente da temperatura isotérmica experimentada no resfriamento rápido, conforme mostrado anteriormente na figura 5.13. Com o objetivo de confirmar essa hipótese foi utilizada a ferramenta estatística ANOVA (análise de variância) para verificar se suas médias amostrais pertenciam à mesma distribuição populacional, ou seja, confirmar se o efeito das temperaturas isotérmicas no resfriamento rápido não foi significativo estatisticamente. O nível de significância (erro tipo I) utilizado foi de 5%.

Tabela V.3 - ANOVA (análise de variância) das médias amostrais do limite de escoamento oriundas das diferentes temperaturas isotérmicas (610°C, 560°C e 510°C) experimentadas no resfriamento rápido após encharque a 740°C.

| Fonte da variação | SQ | gl | MQ | F _{calculado} | valor-P | F _{crítico} |
|-------------------|-------|----|--------|------------------------|----------|----------------------|
| Entre grupos | 406,2 | 2 | 203,11 | 2,87 | 0,133203 | 5,14 |
| Dentro dos grupos | 424,0 | 6 | 70,67 | | | |
| Total | 830,2 | 8 | | | | |

Confirmando a hipótese, diante dos resultados apresentados pela ferramenta ANOVA ($F_{\text{calculado}} \leq F_{\text{crítico}}$ e $\text{valor P} \geq \text{erro tipo I}$), não existem evidências estatísticas para afirmar que o efeito das temperaturas isotérmicas no resfriamento rápido foi significativo na determinação do limite de escoamento do produto final nas simulações com encharque a 740°C. Isso está em consonância com o fato desta temperatura ser insuficiente para formação de maiores frações de austenita ao final do encharque.

Em relação aos resultados de limite de resistência foi observado que apenas os ciclos térmicos com encharque a 780°C, associado às temperaturas isotérmicas de 560°C e 510°C no resfriamento rápido, atenderam satisfatoriamente a resistência mínima desejada de 800 MPa, conforme mostrado na figura 5.16. O efeito conjunto das maiores frações de martensita e da distribuição espacial do segundo constituinte, especialmente o constituinte MA (martensita-austenita), justificam os valores mais elevados de limite de resistência. Em contrapartida, nestas mesmas condições de simulação foram verificados os maiores valores de limite de escoamento, refletindo em um aumento da razão elástica (LE/LR), conforme a figura 5.17, o que pode comprometer a conformabilidade do aço dependendo da aplicação final pretendida. Quanto à simulação com encharque a 780°C e temperatura isotérmica de 610°C no

resfriamento rápido, observou-se que os resultados obtidos de limite de resistência não são consistentes para o atendimento à resistência mínima de 800 MPa. Esse fato pode estar ligado a sua menor fração de segundo constituinte (52,8%) dentre as simulações com encharque a 780°C, assim como a morfologia e distribuição dos constituintes na microestrutura, sendo insuficientes para garantir o requisito de resistência mínima.

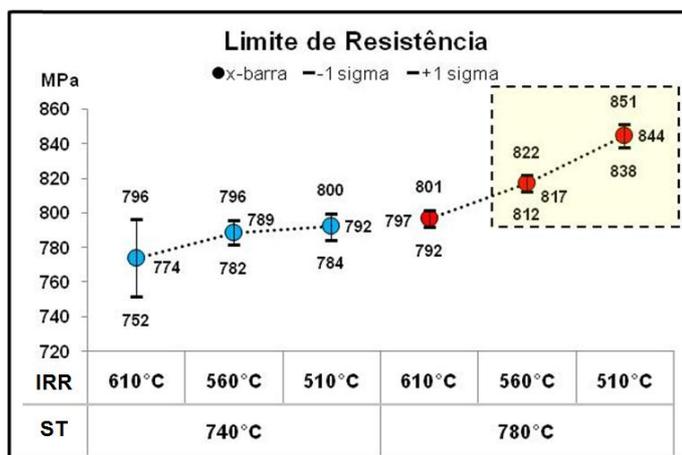


Figura 5.16 - Resultados de limite de resistência em função dos ciclos térmicos simulados no equipamento HDPS.

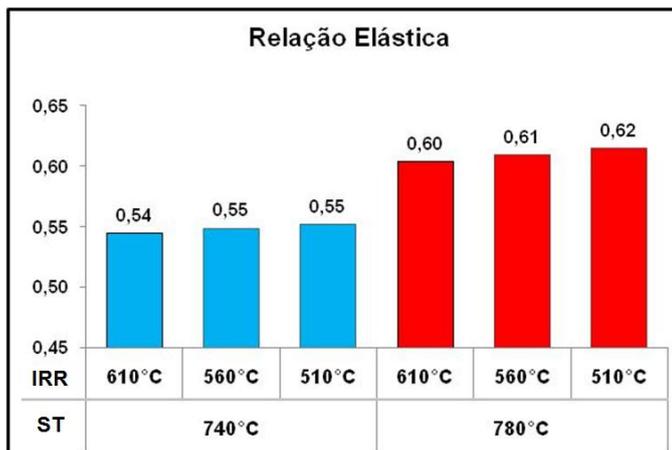


Figura 5.17 - Valores de relação elástica (LE/LR) em função dos ciclos térmicos simulados no equipamento HDPS.

Com respeito aos demais ciclos térmicos simulados, o não atendimento ao mínimo do limite de resistência pode ser atribuído às frações de segundo constituinte aquém do necessário, especialmente as de martensita; mesmo com a adição de elementos de liga (Cr, Mo e B) que visam deslocar as curvas de transformações alotrópicas para

direita durante o resfriamento (no diagrama TRC) com o objetivo de elevar a temperabilidade. Como já discutido anteriormente na caracterização microestrutural, nas simulações com encharque a 740°C não houve a dissolução completa dos carbonetos, associada à pequena quantidade de austenita nucleada no recozimento intercrítico; ou seja, as microestruturas nessas simulações não foram plenamente desenvolvidas, tendo em vista as baixas frações de martensita observadas (entre 5,9% e 8,5%), conforme já apresentado na figura 5.7 e na tabela V.1.

Para se confirmar a hipótese que a temperatura de encharque 740°C foi aquém do necessário para formação de maiores fração de segundo constituinte no produto final, utilizou-se novamente a ferramenta estatística ANOVA (análise de variância), objetivando verificar se as médias amostrais do limite de resistência pertenciam à mesma distribuição populacional e ratificar que a baixa temperatura de encharque comprometeu a temperabilidade do aço avaliado. O nível de significância (erro tipo I) utilizado foi de 5%.

Tabela V.4 - ANOVA (análise de variância) das médias amostrais do limite de resistência oriundas das diferentes temperaturas isotérmicas (610°C, 560°C e 510°C) experimentadas no resfriamento rápido após encharque a 740°C.

| Fonte da variação | SQ | gl | MQ | F _{calculado} | valor-P | F _{crítico} |
|-------------------|--------|----|--------|------------------------|----------|----------------------|
| Entre grupos | 550,2 | 2 | 275,11 | 1,37 | 0,323483 | 5,14 |
| Dentro dos grupos | 1204,7 | 6 | 200,78 | | | |
| Total | 1754,9 | 8 | | | | |

De acordo com os resultados apresentados pela ferramenta ANOVA ($F_{\text{calculado}} \leq F_{\text{crítico}}$ e valor $P \geq$ erro tipo I), também não existem evidências estatísticas para afirmar que o efeito das temperaturas isotérmicas no resfriamento rápido foi significativo na determinação do limite de resistência do produto final com encharque a 740°C. Em suma, a dissolução incompleta dos carbonetos associada à reduzida fração de austenita nucleada no recozimento intercrítico anulou o efeito das diferentes taxas de resfriamento na resistência mecânica do produto final.

A influência das frações do segundo constituinte nos valores de limite de resistência obtidos a partir das simulações no HDPS pode ser verificada na figura 5.18, na qual se observou boa correlação linear ($R^2: 0,7015$).

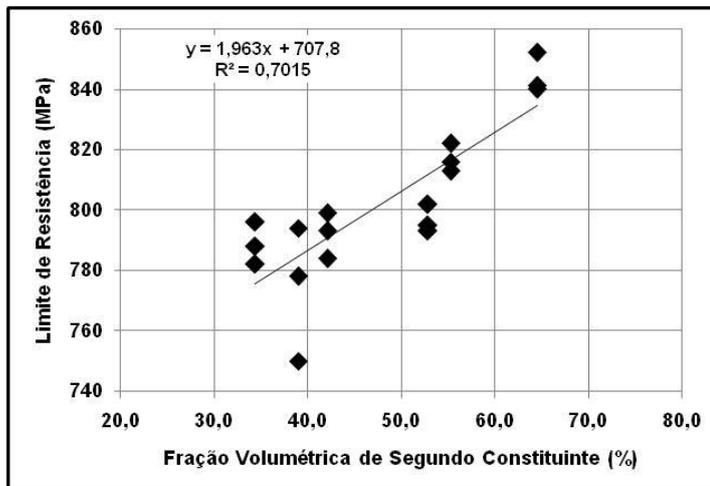


Figura 5.18 - Influência do segundo constituinte sob os valores de limite de resistência obtidos a partir das simulações via HDPS.

Em relação aos resultados de alongamento uniforme e total foi observado que as simulações com encharque a 740°C apresentaram menor ductilidade comparativamente às simulações com encharque a 780°C, independentemente da temperatura isotérmica no resfriamento rápido, conforme mostrado nas figuras 5.19 e 5.20.

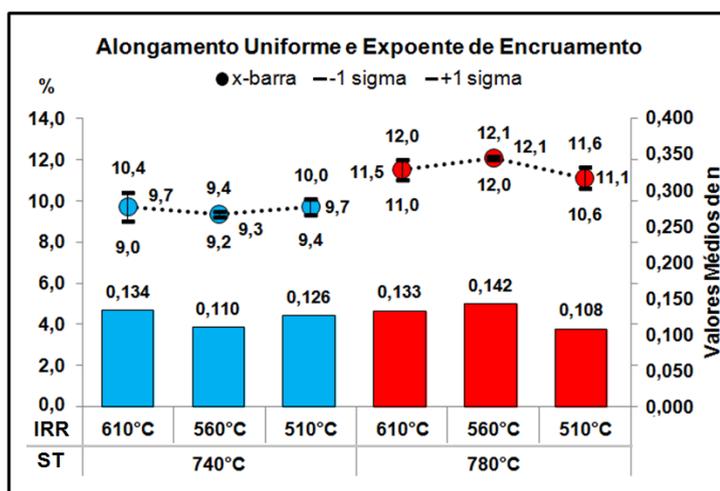


Figura 5.19 - Resultados do alongamento uniforme e valores médios do expoente de encruamento (n) em função dos ciclos térmicos simulados no equipamento HDPS.

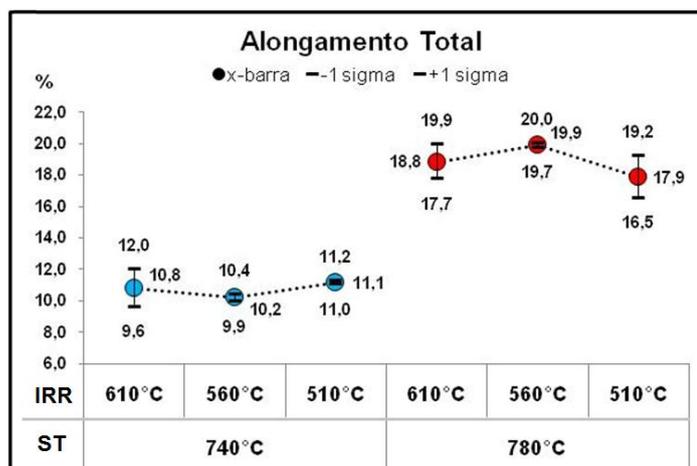


Figura 5.20 - Resultados do alongamento total em função dos ciclos térmicos simulados no equipamento HDPS.

Acredita-se que os seguintes fatores comprometeram os resultados de ductilidade nas simulações com encharque a 740°C, quanto ao alongamento uniforme e total, apesar das maiores frações de ferrita verificadas:

- (1) Presença de carbonetos não dissolvidos na ferrita, comprometendo a sua plasticidade por atuarem como barreiras ao deslizamento de discordâncias presentes nessa fase.
- (2) Baixa nucleação de ferrita epitaxial (nova ferrita) durante a etapa de resfriamento lento, devido a baixa fração de austenita nucleada no recozimento intercrítico. O encharque a 740°C recristalizou a ferrita remanescente da laminação a quente, que além de conter carbonetos não dissolvidos, também pode apresentar outros tipos de precipitados.
- (3) Apesar das menores frações de segundo constituinte verificadas nas amostras simuladas com encharque a 740°C, possivelmente os constituintes presentes contém maior teor de carbono e, conseqüentemente, maior dureza, aumentando a incompatibilidade plástica entre os constituintes presentes, em detrimento da ductilidade. O teor de carbono da fase austenítica não é controlado apenas pelo teor de carbono do aço base, mas pela temperatura do recozimento intercrítico e sua solubilidade, havendo o enriquecimento de carbono na austenita à medida que se reduz a temperatura de encharque^(7 e 14).

Os estudos de Llewellyn⁽¹⁴⁾, Pichler⁽¹⁹⁾ Yakubovsky⁽⁴⁵⁾ e co-autores consideraram especialmente importante para ductilidade dos aços bifásicos a formação de maiores quantidades de ferrita epitaxial. Entretanto, para que isso ocorra constataram a necessidade do emprego de maiores temperaturas de encharque visando uma maior nucleação de austenita no recozimento intercrítico. Por conseguinte, a decomposição desta fase em ferrita ocorre pelo processo de epitaxia durante a etapa de resfriamento lento (formação de novos grãos de ferrita isentos de precipitados com a mesma orientação cristalina da ferrita remanescente, não existindo contorno entre elas). Adicionalmente, a austenita formada em elevadas temperaturas de encharque contém baixo teor de carbono, originando frações de segundo constituinte com menores durezas. De acordo com estes autores, a combinação destes fatores contribui significativamente para o aumento da ductilidade, associada à adequada resistência mecânica. Esses mecanismos justificariam a maior ductilidade observada nas simulações com encharque a 780°C.

Apesar destas constatações, não se observaram diferenças significativas entre os valores de expoente de encruamento (n) mensurados em baixa deformação (4 a 6%) nas amostras dos diferentes ciclos térmicos simulados, conforme a figura 5.19. Diante dos resultados apresentados até o momento neste trabalho, constatou-se que se por um lado foram verificadas elevadas frações de ferrita (aproximadamente 60%) nas microestruturas oriundas das simulações com encharque a 740°C, com a presença de carbonetos não dissolvidos e quase na sua totalidade remanescente da laminação a quente, por outro lado se observaram grandes frações de segundo constituinte nas simulações com encharque a 780°C, com a presença do constituinte MA (martensita-austenita), dispersos espacialmente nas suas microestruturas. Em ambas as situações a ductilidade da matriz ferrítica encontrou barreiras ao deslizamento das discordâncias móveis, o que justificaria os baixos valores obtidos e a similaridade entre os resultados alcançados. A este respeito, de acordo com Kuang⁽⁴⁹⁾ e co-autores, que estudaram o efeito de diferentes ciclos térmicos nas microestruturas e propriedades mecânicas de um aço bifásico de concepção C-Si-Mn, verificaram que para promoção da ductilidade foi relevante o aumento da densidade de discordâncias livres na ferrita, associada à adequada morfologia e distribuição espacial das frações de segundo constituinte. Em outro estudo conduzido por Bag⁽⁵¹⁾ e co-autores, no qual se avaliou a influência das frações e morfologia da martensita nas propriedades mecânicas à tração e a impacto

em aços bifásicos, uma das conclusões foi que o comportamento mecânico deste tipo de aço não é exclusivamente resultado das quantidades de ferrita e do segundo constituinte na microestrutura do produto final, mas do somatório dos efeitos das tensões internas criadas durante a transformação de fases, da morfologia e da resistência mecânica de cada constituinte presente, da incompatibilidade plástica entre eles, da fração volumétrica de precipitados presente na microestrutura, etc. Os autores também mencionaram que desenvolver um modelo teórico que incorpore todos esses fatores não seria uma tarefa fácil.

Novamente com auxílio da ferramenta estatística ANOVA (análise de variância), foi verificado se os diferentes parâmetros de recozimento intercítico simulados afetam significativamente os resultados de expoente de encruamento (n). O nível de significância (erro tipo I) utilizado foi de 5%.

Tabela V.5 - ANOVA (análise de variância) das médias amostrais do expoente de encruamento (n) alcançadas nos ciclos térmicos simulados.

| Fonte da variação | SQ | gl | MQ | $F_{\text{calculado}}$ | valor-P | $F_{\text{crítico}}$ |
|--|----------|----|----------|------------------------|----------|----------------------|
| Entre diferentes temperaturas de encharque (740°C e 780°C) | 0,000146 | 1 | 0,000146 | 4,0 | 0,069371 | 4,7 |
| Entre diferentes temperaturas isotérmicas (610°C, 560° e 510°C) no resfriamento rápido | 0,000615 | 2 | 0,000308 | 8,4 | 0,005217 | 3,9 |
| Interações | 0,001727 | 2 | 0,000864 | 23,6 | 0,000069 | 3,9 |
| Dentro | 0,000439 | 12 | 0,000037 | | | |
| Total | 0,002927 | 17 | | | | |

De acordo com os resultados da tabela acima, observou-se que o efeito das diferentes temperaturas de encharque não foi significativo estatisticamente ($F_{\text{calculado}} \leq F_{\text{crítico}}$ e valor $P \geq$ erro tipo I). Em relação às diferentes temperaturas isotérmicas no resfriamento rápido (610°C, 560° e 510°C) existem evidências estatísticas para afirmar que seu efeito é significativo nas microestruturas do aço avaliado ($F_{\text{calculado}} > F_{\text{crítico}}$ e valor $P <$ erro tipo I). Isto se deve ao fato de que a decomposição da austenita e a formação do segundo constituinte dos aços bifásicos estão diretamente ligadas às taxas de resfriamento^(7, 15 e 19), sendo mais importantes do que as temperaturas de encharque experimentadas neste trabalho.

Outra observação importante foi a elevada tenacidade obtida nas amostras simuladas com encharque a 780°C, comparativamente às simuladas com 740°C. Percebe-se que o emprego da temperatura de encharque mais elevada propiciou maior resistência mecânica e ductilidade, conforme as figuras 5.21, 5.22 e 5.23. Esse fato corrobora com as discussões anteriormente apresentadas neste trabalho, no qual se evidenciou que o emprego da temperatura de encharque 740°C foi aquém do necessário para obter a resistência mecânica mínima desejada.

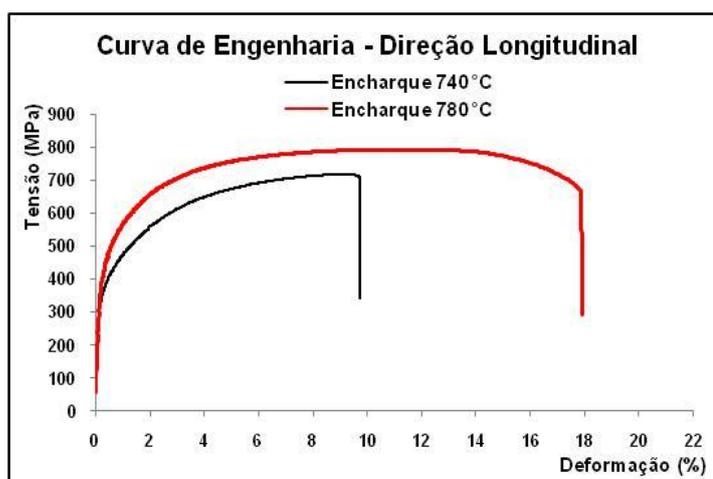


Figura 5.21 - Curva de engenharia obtida a partir das temperaturas de encharque 740°C e 780°C e temperatura isotérmica de 610°C no resfriamento rápido.

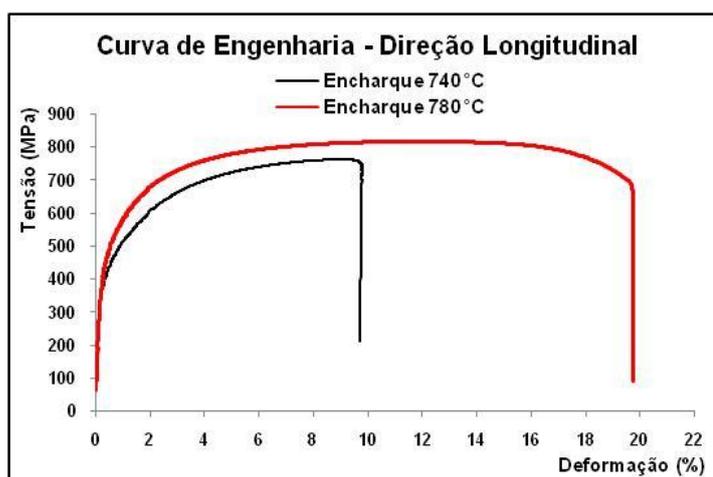


Figura 5.22 - Curva de engenharia obtida a partir das temperaturas de encharque 740°C e 780°C e temperatura isotérmica de 560°C no resfriamento rápido.

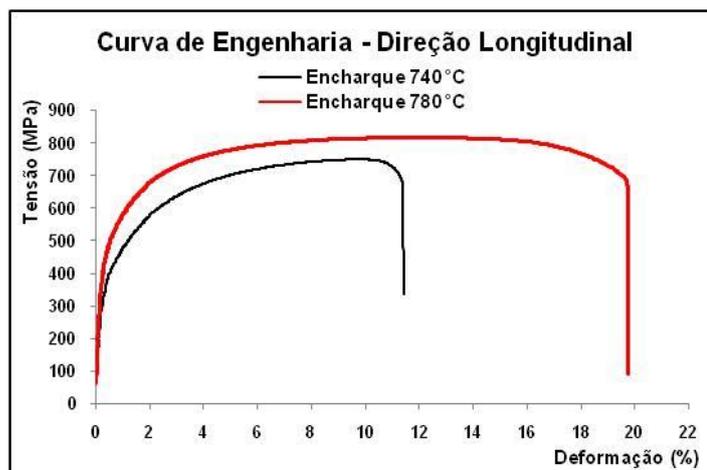


Figura 5.23 - Curva de engenharia obtida a partir das temperaturas de encharque 740°C e 780°C e temperatura isotérmica de 510°C no resfriamento rápido.

O efeito *bake hardening* (BH) está relacionado à susceptibilidade ao envelhecimento do aço, o qual promove o enrijecimento de peças automotivas mediante duas etapas fabris durante a construção de carrocerias de veículos: (1) conformação mecânica da peça pretendida e (2) cura da pintura automotiva. O mecanismo de envelhecimento é um processo de interação entre as discordâncias móveis e os átomos intersticiais de carbono em solução sólida. Ao final desse fenômeno metalúrgico, ocorrerá uma elevação do limite de escoamento da peça estampada e pintada, conferindo-lhe resistência à indentação.

Como já esperado, as amostras simuladas com encharque a 740°C apresentaram menores valores de efeito BH, comparativamente às simuladas com encharque a 780°C, independentemente da temperatura isotérmica no resfriamento rápido, conforme a figura 5.24. Este fato está ligado à temperatura de encharque de 740°C ser insuficiente para dissolução completa dos carbonetos. Consequentemente, as microestruturas oriundas das simulações com essa temperatura de encharque contêm menores teores de carbono em solução sólida nas regiões vizinhas às ilhas de martensita. Além disso, existe menor densidade de discordância móveis nas proximidades da interface ferrita/martensita, reflexo das menores frações de martensita (tabela V.1). Ambas as condições afetaram a cinética de envelhecimento das fases, resultando em menores valores de efeito BH.

Por sua vez, as simulações com encharque a 780°C apresentaram microestruturas mais refinadas, com de maiores frações de segundo constituinte, em especial do

constituente MA (martensita-austenita) disperso na matriz ferrítica, resultado da formação de austenita no interior dos grãos de ferrita durante o recozimento intercrítico. De acordo com literatura^(52, 53, 54, 55 e 56), a expansão volumétrica decorrente da transformação martensítica resulta no aumento das discordâncias móveis na interface ferrita/martensita. Esse fenômeno aliado a maiores teores de carbono em solução sólida, originados da dissolução dos carbonetos no recozimento intercrítico, resultam em maiores valores de efeito BH.

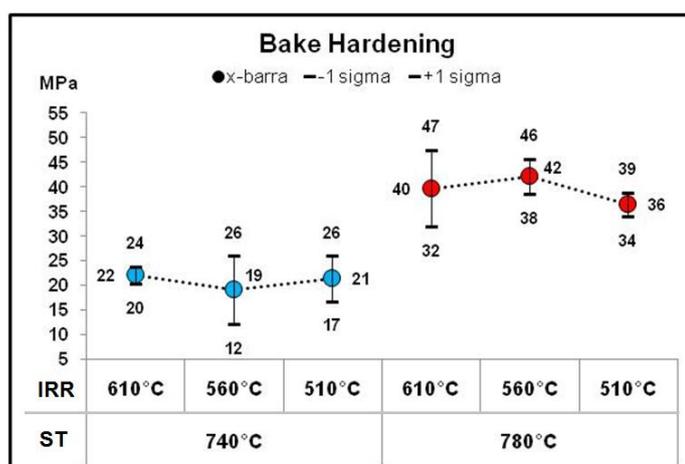


Figura 5.24 - Resultados do efeito *bake hardening* (BH) em função dos ciclos térmicos simulados no equipamento HDPS.

Também para o efeito BH, utilizou-se a ferramenta estatística ANOVA (análise de variância) para avaliar o efeito das temperaturas de encharque nos resultados alcançados. O nível de significância (erro tipo I) utilizado foi de 5%.

Tabela V.6 - ANOVA (análise de variância) das médias amostrais do efeito BH nos ciclos térmicos simulados.

| Fonte da variação | SQ | gl | MQ | F _{calculado} | valor-P | F _{crítico} |
|--|----------|----|-------------|------------------------|----------|----------------------|
| Entre diferentes temperaturas de encharque (740°C e 780°C) | 1549,389 | 1 | 1549,388889 | 61,2 | 0,000005 | 4,7 |
| Entre diferentes temperaturas isotérmicas (610°C, 560° e 510°C) no resfriamento rápido | 13,778 | 2 | 6,888889 | 0,3 | 0,766479 | 3,9 |
| Interações | 49,778 | 2 | 24,888889 | 1,0 | 0,402586 | 3,9 |
| Dentro | 304,000 | 12 | 25,333333 | | | |
| Total | 1916,944 | 17 | | | | |

De acordo com os resultados da tabela V.6, observou-se que a diferença entre as temperaturas de encharque foi estatisticamente significativa ($F_{\text{calculado}} > F_{\text{crítico}}$ e valor $P < \text{erro tipo I}$). Em relação às diferentes temperaturas isotérmicas no resfriamento rápido (610°C, 560° e 510°C) não existem evidências estatísticas para afirmar que sua influência foi significativa junto ao efeito BH ($F_{\text{calculado}} \leq F_{\text{crítico}}$ e valor $P \geq \text{erro tipo I}$).

5.3 Resultados de Expansão Cônica de Furo

Os resultados dos ensaios de expansão cônica de furo (ECF) das amostras do aço avaliado são mostrados na tabela V.7. Nesta tabela são apresentados os resultados de expansão dos furos confeccionados por puncionamento e por usinagem. Na figura 5.25 é mostrado o aspecto de um dos corpos de prova proveniente de cada ciclo térmico simulado no HDPS.

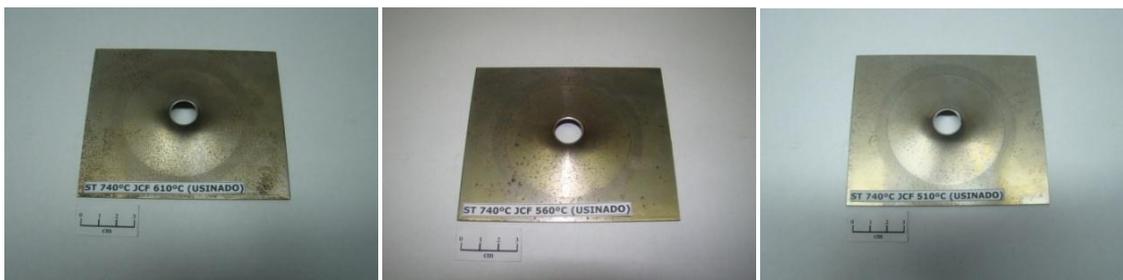
Foi observada dispersão nos resultados de algumas simulações, portanto, a avaliação focou na tendência do comportamento mecânico.

Tabela V.7 - Resultados dos ensaios de expansão de furo das amostras de aço DP800 simuladas no HDPS.

| Temperatura de Encharque (TE) | Temperatura Isotérmica no Resfriamento Intermediário (TIRI) | Furo Puncionado – λ (%) | | | | Furo Usinado – λ (%) | | | |
|-------------------------------|---|---------------------------------|-----|-----|-----------|------------------------------|-----|-----|-----------|
| | | Valores Individuais | | | Média | Valores Individuais | | | Média |
| | | CP1 | CP2 | CP3 | | CP1 | CP2 | CP3 | |
| 740°C | 610°C | 16 | 17 | 17 | 17 | 50 | 40 | 48 | 46 |
| | 560°C | 20 | 23 | 22 | 22 | 46 | 52 | 49 | 49 |
| | 510°C | 19 | 19 | 21 | 19 | 47 | 52 | 50 | 50 |
| 780°C | 610°C | 25 | 25 | 24 | 25 | 69 | 55 | 62 | 62 |
| | 560°C | 25 | 27 | 28 | 27 | 66 | 55 | 55 | 58 |
| | 510°C | 22 | 23 | 21 | 22 | 61 | 59 | 55 | 59 |



a) TE: 740°C e TIRI: 610°C, 560°C e 510°C (Furos Puncionados)



b) TE: 740°C e TIRI: 610°C, 560°C e 510°C (Furos Usinados)



c) TE: 780°C e TIRI: 610°C, 560°C e 510°C (Furos Puncionados)



d) TE: 780°C e TIRI: 610°C, 560°C e 510°C (Furos Usinados)

Figura 5.25 - Aspecto de um dos corpos de prova do ensaio de expansão de furo (a, b, c e d) de cada ciclo térmico simulado no HDPS.

A partir dos resultados alcançados se observou que as simulações com encharque a 780°C obtiveram resultados de expansão cônica de furo ligeiramente superiores aos de encharque a 740°C, conforme a figura 5.26. Esperava-se que as simulações com encharque a 740°C obtivessem resultados muito aquém dos alcançados comparativamente ao encharque a 780°C, em função das suas microestruturas

tipicamente bifásicas (incompatibilidade plástica entre a ferrita e martensita), conforme as discussões anteriormente apresentadas, entretanto, esta hipótese não se confirmou.

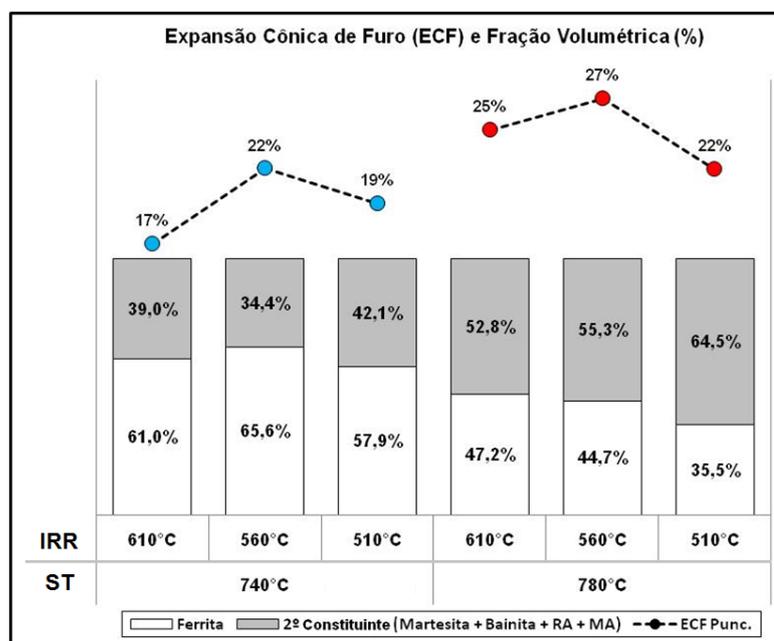


Figura 5.26 - Resultados dos valores médios da expansão cônica de furo (ECF) dos corpos de prova puncionados versus as frações volumétricas de constituintes encontradas a partir de cada simulação via HDPS.

De acordo com Fujita⁽⁶¹⁾ e co-autores, a capacidade de expansão de furo está diretamente correlacionada à diferença de dureza entre os constituintes presentes no aço. Quanto menor a diferença da dureza entre os constituintes (microestrutura mista formada por ferrita, bainita e martensita) ou quanto mais a microestrutura for homogênea (bainítica), melhores resultados de flangeamento são alcançados.

Outra hipótese levantada por Lee⁽⁴⁶⁾ e co-autores é que quanto maior for a ductilidade pós alongamento uniforme, melhor será a capacidade de flangeamento devido o atraso das fraturas nas regiões das bordas (pescoço) do flange. Esta característica mecânica foi atribuída à maior quantidade de ferrita epitaxial. Quanto à fração de martensita, o ideal é apresentar-se finamente dispersa na matriz ferrítica, para que não haja conectividade entre as suas ilhas na microestrutura, assim atrasando a propagação das micro-trincas durante a conformação do flange.

Foi verificado que essas duas hipóteses se enquadram nos resultados obtidos, ressaltando a relevância do balanço da dureza entre os constituintes microestruturais e da ductilidade necessária para conformação do flange:

- (1) Para as simulações com encharque a 740°C acredita-se que os resultados não foram piores devido às elevadas frações de ferrita verificadas nas microestruturas (em torno de 60%). Neste caso em particular, no primeiro estágio da conformação possivelmente o encruamento da ferrita retardou a nucleação das trincas nas bordas dos flanges. Posteriormente, as tensões se concentram no segundo constituinte de maior dureza (formada a partir de austenita com elevado teor de carbono no recozimento intercrítico), o qual promoveu a nucleação de trincas nas bordas dos flanges em função da incompatibilidade plástica entre os constituintes presentes.
- (2) Com respeito aos melhores resultados verificados nas amostras com encharque a 780°C, apesar das maiores frações de segundo constituinte, acredita-se que houve um melhor balanço entre as durezas dos mesmos e da ferrita, refletindo em um ligeiro aumento nos percentuais de expansão cônica de furo, comparativamente com as simulações com encharque a 740°C, o que está alinhado com o estudo de Fujita⁽⁶¹⁾. Ainda de acordo com Lee⁽⁴⁶⁾ e seus colaboradores, o segundo constituinte finamente disperso na matriz ferrítica (em especial o constituinte MA (martensita-austenita)) e a maior ductilidade verificada pós alongamento uniforme (diretamente relacionada com a tenacidade nas amostras simuladas com encharque a 780°C (figuras 5.21, 5.22 e 5.23)), também podem ter contribuído para o melhor desempenho no flangeamento.

Todavia, um fato relevante foi o melhor desempenho da expansão cônica de furo quando se utilizou nas simulações a temperatura isotérmica no resfriamento rápido igual a 560°C, para ambas as temperaturas de encharque. De acordo com os ensaios dilatométricos, essas isotérmicas se situaram dentro do campo bainítico (ver a figura 5.12), o que provavelmente contribuiu para um melhor balanço de dureza entre os constituintes microestruturais, assim elevando a capacidade de expansão de furo nestas condições de simulação.

Além disso, na literatura^(46 e 62) o flangeamento está diretamente ligado a ductilidade do aço, foram correlacionados os resultados de expansão cônica de furos puncionados e usinados, de alongamento uniforme e total, conforme as figura 5.27 e 5.28.

Foi observada uma correlação positiva entre essas características mecânicas do aço avaliado, entretanto, de acordo com a revisão bibliográfica e diante dos resultados apresentados neste trabalho, verificou-se que o processo de flangeamento nos aços bifásicos é o produto de uma complexa interação entre a plasticidade de cada constituinte microestrutural quando da conformação do flange. Por isso, se verificou na literatura alguns autores que destacam o balanço de dureza entre os constituintes presentes no aço, como Fujita⁽⁶¹⁾ e co-autores, que privilegiam uma microestrutura homogênea (bainítica), enquanto outros autores afirmam que uma maior ductilidade resultante de maiores frações de ferrita epitaxial, com a presença de segundo constituinte finamente dispersos na matriz ferrítica, favorecem o flangeamento⁽⁴⁶⁾. Em suma, é necessário projetar um equilíbrio entre essas características mecânicas para que se tenha êxito no atendimento à aplicação desejada ao produto final.

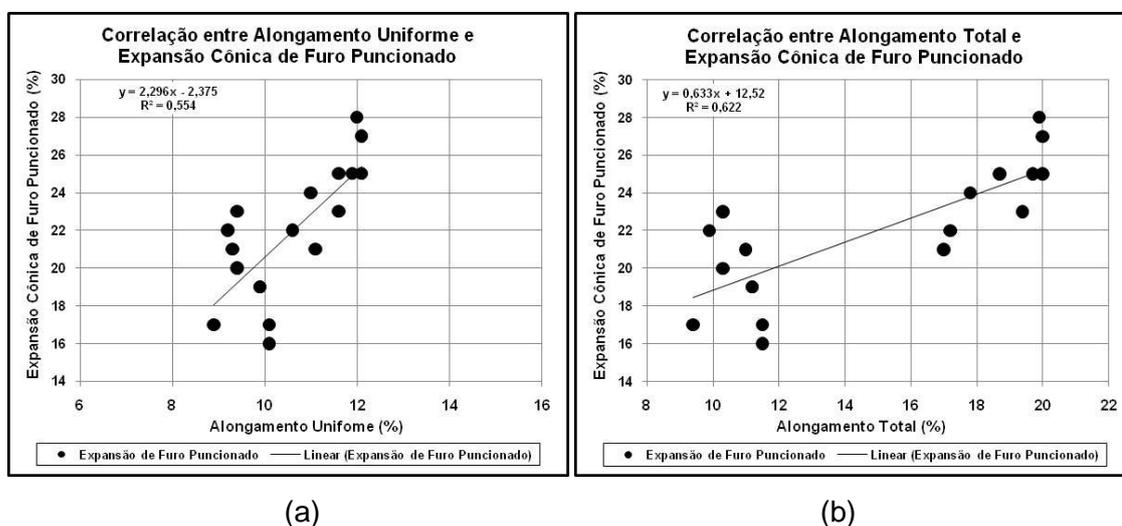


Figura 5.27 - Correlação entre os resultados de expansão cônica de furo puncionado e de alongamento uniforme e total.

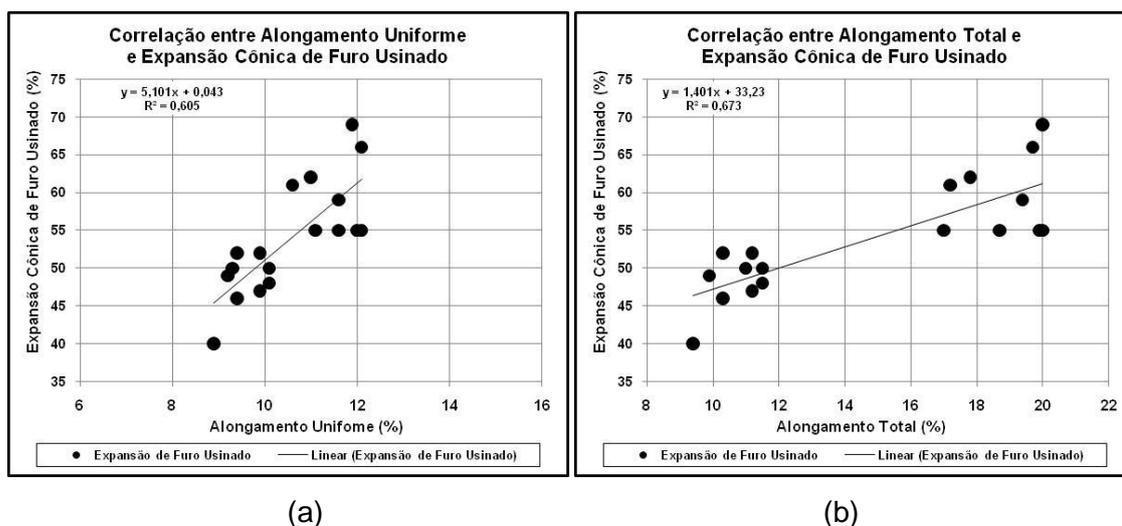


Figura 5.28 - Correlação entre os resultados de expansão cônica de furo usinado e de alongamento uniforme e total.

Foi novamente utilizada a ferramenta estatística ANOVA (análise de variância) para verificar se estatisticamente os resultados de expansão cônica de furos puncionados oriundos das simulações dos diferentes ciclos térmicos pertencem a uma mesma distribuição populacional. O nível de significância (erro tipo I) utilizado foi de 5%.

Tabela V.8 - ANOVA (análise de variância) das médias amostrais da expansão cônica de furos puncionados, oriundas das simulações dos diferentes ciclos térmicos.

| Fonte da variação | SQ | gl | MQ | F calculado | valor-P | F crítico |
|--|----------|----|----------|-------------|----------|-----------|
| Entre diferentes temperaturas de encharque (740°C e 780°C) | 113,8373 | 1 | 113,8373 | 82,8503 | 0,000001 | 4,7472 |
| Entre diferentes temperaturas isotérmicas (610°C, 560° e 510°C) no resfriamento rápido | 53,4583 | 2 | 26,7291 | 19,4533 | 0,000172 | 3,8853 |
| Interações | 22,3086 | 2 | 11,1543 | 8,1181 | 0,005892 | 3,8853 |
| Dentro | 16,4881 | 12 | 1,3740 | | | |
| Total | 206,0923 | 17 | | | | |

De acordo com os resultados apresentados pela ferramenta ANOVA, confirmou-se estatisticamente que cada ciclo térmico simulado via HDPS propiciou distinto comportamento no flangeamento ($F_{\text{calculado}} > F_{\text{crítico}}$ e valor $P <$ erro tipo I). De acordo com as discussões anteriores, isto está diretamente ligado ao balanço entre as durezas, morfologia e distribuição espacial dos constituintes obtidos em cada ciclo térmico.

Outra análise realizada foi verificar o efeito da qualidade da superfície das bordas do furo em relação à capacidade de expansão cônica de furo, conforme a figura 5.29. Os corpos de prova com o furo puncionado apresentaram bordas com superfície irregular, encruada, repleta de micro-cavidades, características que inibiram a capacidade de flangeamento. Essas regiões de baixa ductilidade são concentradoras de tensões, nas quais se nucleiam trincas⁽⁶²⁾. Quando essas regiões foram eliminadas por meio de usinagem (retífica), a capacidade de expansão de furo foi aumentada, permanecendo as amostras das simulações com encharque a 780°C com resultados superiores em relação às das simulações com encharque a 740°C. Neste trabalho em particular, a usinagem do furo anulou o efeito das temperaturas isotérmicas no resfriamento rápido sobre a capacidade de flangeamento de cada corpo de prova.

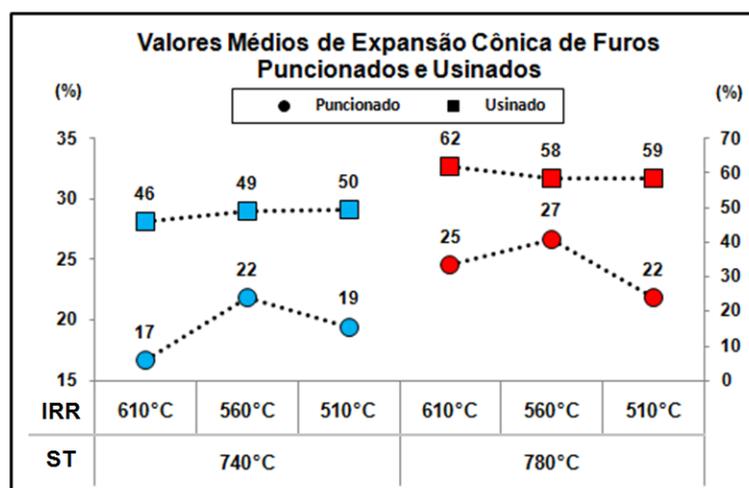


Figura 5.29 - Resultados dos valores médios da expansão cônica dos furos usinados em relação aos puncionados.

6. CONCLUSÕES

Diante dos resultados alcançados nas simulações de seis diferentes ciclos térmicos com auxílio do equipamento HDPS, das análises e discussões suportadas pelos resultados dos ensaios dilatométricos, das caracterizações microestruturais e de propriedades mecânicas e da capacidade de expansão cônica de furo de um aço *Dual Phase* revestido por imersão a quente da classe de resistência de 800 MPa, podemos concluir que:

- (1) As microestruturas obtidas a partir das simulações com encharque a 740°C possuem aspecto tipicamente bifásico, havendo clara distinção entre os grãos ferríticos e as ilhas de martensita. Constatou-se a incompleta dissolução dos carbonetos associada à baixa nucleação de austenita, devido a baixa temperatura de encharque no campo intercrítico. Diferentemente do que foi observado nas amostras simuladas com encharque a 780°C, as quais apresentaram microestruturas mais refinadas, com maiores frações de segundo constituinte dispersos na matriz ferrítica, em especial a presença do constituinte MA.
- (2) Como reflexo do desenvolvimento microestrutural aquém do necessário para formação de maiores frações de segundo constituinte nas simulações com encharque a 740°C, os valores de limite de escoamento, limite de resistência, ductilidade e tenacidade, independentemente da temperatura isotérmica experimentada no resfriamento rápido, foram inferiores aos alcançados nas simulações com encharque a 780°C. Para as simulações com encharque a 780°C verificou-se uma clara tendência de elevação dos limites de escoamento e de resistência à medida que diminuiu a temperatura isotérmica no resfriamento rápido. Isto está relacionado às maiores frações de segundo constituinte presente em suas microestruturas. Em contrapartida, houve elevação da razão elástica (LE/LR), em função dos maiores valores de limite de escoamento, o que pode comprometer a conformabilidade do aço dependendo da aplicação final pretendida para o produto.
- (3) A ductilidade obtida nas simulações com encharque a 740°C foi afetada pela presença de carbonetos não dissolvidos na ferrita, atuando como barreiras ao

deslizamento de discordâncias, associada a menores frações de segundo constituinte com maior teor de carbono e, conseqüentemente, maior dureza, aumentando a incompatibilidade plástica entre os constituintes, em detrimento da ductilidade.

- (4) As amostras simuladas com encharque a 740°C apresentaram menores valores de efeito BH, comparativamente às simuladas com encharque a 780°C, devido ao menor teor de carbono em solução sólida nas regiões vizinhas às ilhas de martensita e menor densidade de discordâncias móveis nas proximidades da interface ferrita/martensita, como reflexo da incompleta dissolução dos carbonetos e, por sua vez, das menores frações de martensita.
- (5) Em relação à flangeabilidade as simulações com encharque a 780°C obtiveram resultados ligeiramente superiores aos obtidos a partir do encharque 740°C. Para as simulações com encharque a 740°C acredita-se que a maior dureza do segundo constituinte (formada a partir de austenita com elevado teor de carbono no recozimento intercrítico) tenha antecipado a nucleação de trincas nas bordas nos flanges, devido à maior incompatibilidade plástica entre os constituintes presentes. Com respeito às simulações com encharque a 780°C, apesar das maiores frações de segundo constituinte, acredita-se que houve um melhor balanço entre as durezas dos constituintes, refletindo em um ligeiro aumento nos percentuais de expansão cônica de furo. Foi observada correlação positiva entre os resultados de expansão cônica de furo, de alongamento uniforme e total. Este fato também está correlacionado com a maior tenacidade obtida nas amostras simuladas com encharque a 780°C.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- 1) Testar em escala piloto temperaturas de encharque no recozimento intercrítico superiores a 780°C, com o propósito de avaliar a sua influência na microestrutura e propriedades mecânicas do aço avaliado.
- 2) Avaliar em escala piloto a influência do tratamento térmico de *galvannealing*, aplicado a produto de revestimento GA (*Galvannealed* - liga Zn-Fe), na microestrutura e propriedades mecânicas do aço avaliado.
- 3) Realizar experimentos em escala industrial a partir dos parâmetros de recozimento que obtiveram os melhores resultados de propriedades mecânicas e expansão cônica de furo neste trabalho.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- (1) PEREIRA, M. dos Santos, ABDALLA, Antonio J., MEI, Paulo R., HASHIMOTO, Tomaz M. Desenvolvimento de Aços Bifásicos, Multifásicos e IF em consonância com o Projeto ULSAB-AVC. 17º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, Foz do Iguaçu, PR, Brasil: 2006, p.7053-7064.
- (2) GUIMARÃES, G. W. Estudo do Desenvolvimento e Introdução de Novos Produtos Siderúrgicos no Mercado: Estudo de Caso na USIMINAS. Ipatinga: Trabalho de Conclusão do Curso de Engenharia de Produção. Faculdade Pitágoras, 2007.
- (3) FERREIRA, J. Lemos, TEPEDINO, J. O. Amaral. Estudo da Conformabilidade de Aço DP340/590 HDG GI Comparativamente a aços HSLA340/410 e HSLA410/590 HDG GI. Ipatinga: USIMINAS-IGD, 2008, p.11-34.
- (4) MARTELLO, Alexandro, OLIVEIRA, Luciana de. Regras do Novo Regime Automotivo Brasileiro, G1, Economia, Disponível em <http://g1.globo.com/economia/noticia/2012/10/veja-regras-do-novo-regime-automotivo-brasileiro.html>. Acesso em 22/10/2012.
- (5) ULSAB-AVC CONSORTIUM – Technical Transfer Dispatch # 6 – ULSAB-AVC Body Structure Materials, Appendix III, 2001.
- (6) PRIESTNER R., AJMAL M. Effect of Carbon Content and Microalloying on Martensitic Hardenability of Austenite of Dual-phase Steel. Materials Science and Technology, vol. 3, 1987, p.360-364.
- (7) SPEICH, G. R. Dual Phase Steels. Properties and selection: irons, steels and high-performance alloys. In: Metals Handbook 10. Ed. Metals Park: ASM, vol.1, 1990, p.424-429.
- (8) MURARI, F. D.; GONZALEZ, B. M. Cinética de envelhecimento de aços Dual Phase de baixa resistência mecânica laminados a frio. Tese de Doutorado do curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, 2009.

- ⁽⁹⁾ HUTCHINSON, W. B. Dual Phase sheet shapes up for the future. *Iron and Steel International*, 1984, p. 55-60.
- ⁽¹⁰⁾ REED-HILL, R. E. *Princípios de Metalurgia Física*; 2ª Ed. Rio de Janeiro; editora Guanabara Dois S/A, 1982.
- ⁽¹¹⁾ KRUPITZER, R. P. Designing and Manufacturing Vehicles with Advanced High-Strength Steels. In: GALVATECH'04 CONFERENCE PROCEEDINGS, 2004, p.31-50.
- ⁽¹²⁾ FONSECA, Fabiano A. V., COSTA, Fernando de S., LIMA, Heyne R. de, TAISS, Ed J. M. Aço Bifásico Processado via Linha de Galvanização Contínua – Revisão e Estágio Atual de Produção na Usiminas/Unigal. 42º Seminário de Laminação da ABM - Processos e Produtos Laminados e Revestidos, Santos, SP, Brasil: 2005, p.113-121.
- ⁽¹³⁾ WORLDAUTOSTEEL. FSV - Future Steel Vehicle e a Nova Geração de Aços AHSS (Advanced High Strength Steel) na Construção Automotiva. In: Seminário de Aciaria Internacional, nº 42, Salvador, 2011.
- ⁽¹⁴⁾ LLEWELLYN, D. T., HILLIS, D. J. Dual Phase Steels - Review. *Ironmaking and Steelmaking*, vol. 23, n.º 6, 1996, p.471-478.
- ⁽¹⁵⁾ 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: Tese de Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, 2004.
- ⁽¹⁶⁾ LIU, H., LI, F., SHI, W., SWAMINATHAN, S., HE, Y., ROHWERDER, M., LIN, L. Challenges in hot-dip galvanizing of high strength dual phase steel: Surface selective oxidation and mechanical property degradation. *Surface & Coatings Technology*, 2012, p.3428–3436.

- (17) BLECK, W. Using the TRIP effect - the dawn of promising group of cold formable steels. International Conference on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, 2002, p.13-23.
- (18) LASDAY, S. B. Continuous Annealing and Aging Process Produces High Strength Dual Phase Steel Sheet for Automobile Manufacturing. Industrial Heating. 1982, p.22-23.
- (19) PICHLER, A., HRIBERING, G., TRAGL, E. ANGERES, R. Aspects of the Production of Dual Phase and Multiphase Steel Strips. 41st MWSP CONF. PROC., ISS, VOL, XXXVII, 1999, p.37-60.
- (20) HILLERT, M., HÖGLUND, L., ÅGREN, J. Role of Carbon and Alloying Elements in the Formation of Bainite Ferrite. Metallurgical and materials Transactions A, vol. 35A, 2004, p.3693-3700.
- (21) GOMEZ, M., GARCIA, C. I., De ARDO, A. D. The Role of New Ferrite on Retained Austenite Stabilization in Al-TRIP Steels. ISIJ International, vol. 50, n.º 1, 2010, p.139-146.
- (22) GIRAULT, E., MERTENS, A., JACQUES, P., VERLINDEN, B. Comparison of the effects of silicon and aluminium on the tensile behaviour of multiphase trip-assisted steels. SCRIPTA MATERIALIA, 2001. p.885-892.
- (23) MURUGAIYAN, A., PODDER, A. S., PANDIT, A., CHANDRA, S., BHATTACHARJEE, D., RAY, R. K. Phase Transformations in Two C–Mn–Si–Cr Dual Phase Steels, ISIJ International, vol. 46, n.º 10, 2006, p.1489-1494.
- (24) KYONO, K., SHIMIZU, T., SAKATA, K., KATO, C. Development of High Strength Grade Galvannealed Sheet Steels. Galvatech Proceedings, 2004, p.121-127.
- (25) 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, vol. 530, 2011, p.183-190.

- ⁽²⁶⁾ BHADESHIA, H. K. D. H., SVENSSON, L. E. Model for boron Effects in Steel Welds. In: International Conference on Modelling and Control of Joining Processes, Orlando, Florida, 1993, p. 153-160.
- ⁽²⁷⁾ LESLIE, W. C. The physical metallurgy of steels. McGrawHill Series In Material Science and Engineering, 1981.
- ⁽²⁸⁾ AKSELSEN, O. M.; GRONG, O.; KVAALE, P. E. A comparative study of the heat affected zone (HAZ) properties of boron containing low carbon steel. Metallurgical Transaction A, vol. 17A, n.º 9, 1986, p.1529-1536.
- ⁽²⁹⁾ GONZALES, G. S.; PASSOS, S. R. M.; KAJITA, T.; JESZENSKI, G. Influência da adição do boro nas propriedades de um aço de baixa liga. Metalurgia - ABM, vol. 40, n.º 314, 1984, p.11-14.
- ⁽³⁰⁾ TAKAHASHI, N., SHIBATA, M., FURUNO, Y., HAYAKAWA, H., KUBUTA, K., YAMAMOTO, K. Boron-Bearing Steels for Continuous Annealing to Produce Deep Drawing and High Strength Steel Sheets. Metallurgy of continuous annealed sheet steel. The metallurgical Society of AIME.
- ⁽³¹⁾ KUANG S., QI, X., LU, H., ZHU, G. JIANG, Y. Analysis of the Mechanical Properties and Microstructures of a Nb Bearing Galvanizing DP Steel. In: GALVATECH 2013 & APGALVA, 2013, p.216-219.
- ⁽³²⁾ GRANBOM, Y. Influence of Niobium and Coiling Temperature on the Mechanical Properties of a Cold Rolled Dual Phase Steel. La Revue de Métallurgie-CIT. 2007, p.191-197.
- ⁽³³⁾ BÉRES, M., WEIRICH, T. E., HULKA, K., MAYER, J. Investigation of fine niobium precipitates in HSLA steel. Steel Research International, 75, n.º 11, 2004, p.753-758.
- ⁽³⁴⁾ 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. Galvatech 2004 Conference Proceedings, p.539-545.

- ⁽³⁵⁾ JÚNIOR, Guilherme B. Menegaz. Estampabilidade de Chapas de Aço com Recobrimento Superficial. Belo Horizonte: Dissertação de Mestrado. Escola de Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, 2003.
- ⁽³⁶⁾ ARAUJO, Silvio Dias. Avaliação da influência das condições de superenvelhecimento na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço bifásico produzido por recozimento contínuo. Belo Horizonte: Dissertação de Mestrado. Escola de Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, 2013.
- ⁽³⁷⁾ CAMPBELL, C. H. G., ANDRADE, A. S., LINHARES, N. J. BRASIL, R. G. Controle automático de revestimento em linhas de zincagem contínua por imersão. In: SEMINÁRIO AUTOMAÇÃO DE PROCESSOS, Belo Horizonte, 2005, p.336-345.
- ⁽³⁸⁾ FARAL, O. M. HOURMAN, T. Influence of Continuous Annealing Conditions on Dual Phase and TRIP Steels for Automotive Application. 41ST MWSP CONF. PROC., ISS, VOL. XXXVII, 1999, p.253-264.
- ⁽³⁹⁾ MENG, Q., LI, J., WANG, J., ZHANG, Z., ZHANG L. Effect of water quenching process on microstructure and tensile properties of low alloy cold rolled dual-phase steel. *Materials and Design*, vol. 30, 2009, p.2379–2385.
- ⁽⁴⁰⁾ HUTCHINSON, W. B.; USHIODA, K. Texture Development in Continuous Annealing, *Scandinavian Journal of Metallurgy*, vol. 13, n.º 5, 1985, p. 269-275.
- ⁽⁴¹⁾ HUANG, J., POOLE, W. J., MILITZER, M. Austenite Formation during Intercritical Annealing. *Metallurgical Transactions A*, vol. 35A, 2004, p.3363-3375.
- ⁽⁴²⁾ 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*, vol. 42A, 2011, p.3680-3690.
- ⁽⁴³⁾ SPEICH, G. R., DEMAREST, V. A., MILLER, R. L. Formation of Austenite During Intercritical Annealing of Dual-Phase Steels. In: *Metallurgical Transactions*, vol. 12A,

1981. American Society for Metals and The Metallurgical Society of AIME, p.1419-1428.
- (44) BESWICK, J. Effect of Prior Cold Work on the Martensite Transformation in SAE 52100. Metallurgical Transactions A. vol. 1A, 1984, p.299-306.
- (45) YAKUBOVSKY, 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 related Papers, 2006, p.267-275.
- (46) LEE, J., LEE, S., COOMAN, B. Effect of micro-alloying elements on the stretch-flangeability of dual phase steel, Materials Science and Engineering A, vol. 536, 2012, p.231-238.
- (47) KRAUSS, G. Martensite in steel: strength and structure. Materials Science and Engineering A, vol. 276, 1999, p. 40-57.
- (48) PICHLER, A., TRAIANT, S., ARNOLDNER, G., WERNER, E., PIPPAN, R., STIASZNY, P. Phase transformation during annealing of a cold-rolled Dual phase steel grade. 42nd MWSP CONF. PROC., ISS, VOL. XXXVIII, 2000, p. 573-593.
- (49) KUANG, S., KANG, Y., YU, H., LIU, R. Effect of continuous annealing parameters on the mechanical properties and microstructures of a cold rolled dual phase steel. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, vol. 16, n.º 2, 2009, p.159-164.
- (50) ASADIA , M., COOMANB, B. C., PALKOWSKIC, H. Influence of martensite volume fraction and cooling rate on the properties of thermomechanically processed dual phase steel. Materials Science and Engineering A, vol. 538, 2012, p.42-52.
- (51) BAG, A., RAY, K. K., DWARAKADASA, E. S. Influence of Martensite Content and Morphology on Tensile and Impact Properties of High-Martensite Dual-Phase Steels. Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 30A, 1999, p.1193-1202.
- (52) KUANG, C. F., LI, J., ZHANG, S. G., WANG, J., LIU, H. F., VOLINSKY, A. A. Effects of quenching and tempering on the microstructure and bake hardening behavior of

ferrite and dual phase steels. *Materials Science & Engineering A*, vol. 613, 2014, p.178-183.

- ⁽⁵³⁾ ZHANG, Jicheng, FU, Renyu, ZHANG, Mei, LID, Rendong, WEI, Xicheng, LI, Lin. Bake hardening behavior of TRIP and DP steels. *Journal of University of Science and Technology Beijing*, vol. 15, n.º 2, 2008, p.132-137.
- ⁽⁵⁴⁾ TIMOKHINA, Ilana B., PERELOMA, E. V., RINGER, S. P., ZHENG, R. K., HODGSON, P. D. Characterization of the Bake-hardening Behavior of Transformation Induced Plasticity and Dual-phase Steels Using Advanced Analytical Techniques. *ISIJ International*, vol. 50, n.º 4, 2010, p.574-582.
- ⁽⁵⁵⁾ LINDQVIST, Karl. Bake hardening effect in advanced high-strength steels. Department of Applied Mechanics Division of Material and Computational Mechanics, Chalmers University of Technology, Gothenburg, Sweden, 2013.
- ⁽⁵⁶⁾ MURARI, Fábio Dian, MELO, Túlio Magno Füzessy de, GONZALEZ, Berenice Mendonça. Estudo do envelhecimento após deformação em um aço dual phase de baixa resistência mecânica laminado a frio. *Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração*, São Paulo, vol. 6, n.º 2, 2009, p.108-112.
- ⁽⁵⁷⁾ LEE, S. B., CHO, Y. R., CHIN, K. G. Analysis of Stretch-Flangeability Using a Ductile Fracture Model, Posco Technical Report. vol. 10, n.º 1, 2007, p.104-115.
- ⁽⁵⁸⁾ KIM, S., KO, K., DO, H., KANG, N. Development of ultra high strength hot rolled steel with excellent stretch-flange formability. 2nd International Symposium on Nb and Mo Alloying in High Performance Steels, South Korea, 2013.
- ⁽⁵⁹⁾ HASEGAWA, K., KAWAMURA, K., URABE, T., HOSOYA, Y. Effects of Microstructure on Stretch-Flange-Formability of 980 MPa Grade Cold-Rolled Ultra High Strength Steel Sheets – *ISIJ International*. vol. 4, n.º 3, 2004, p. 603-609.
- ⁽⁶⁰⁾ SUDO, M., KOKUBO, I. Microstructure-mechanical property relationship in multi-phase steel sheet – *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 13, 1984, p. 329-342.
- ⁽⁶¹⁾ FUJITA, N., NONAKA, T., TOMOKIYO, T., TANIGUCHI, H., GOTO, K., Development of Ultra-High Strength of 980 MPa, *SAE International*, 2007, p.51-55.

- ⁽⁶²⁾ MATSUDO, K., OSAWA, K., YOSHIDA, M. Prediction of punched surface stretch flangeability of punched surface steel sheets. Congress of International Deep-Drawing Research Group, Japan, 1978, p.10-18.
- ⁽⁶³⁾ GUIMARÃES, Juliana Porto. Efeito do ponto de orvalho da atmosfera protetora dos fornos de recozimento contínuo na qualidade do revestimento galvannealed. Belo Horizonte: Dissertação de Mestrado. Escola de Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, 2012.
- ⁽⁶⁴⁾ NORMA ASTM A 370: Test methods and definitions for mechanical testing of steel products - ASTM (The American Society for Testing and Materials), Edition: 2012.
- ⁽⁶⁵⁾ TECHNICAL SPECIFICATION (ISO TS 16630): Metallic materials - Method of hole expanding test. Edition: 2003.
- ⁽⁶⁶⁾ SAN MARTÍN, D., DE COCK, T., GARCÍA-JUNCEDA, A., CABALLERO, F. G., CAPDEVILA, C., GARCÍA de ANDRÉS, C. Effect of Heating Rate on Re-austenitisation of Low Carbon Niobium Microalloyed Steel. *Materials Science and Technology*, vol. 24, 2008, p. 266-272.
- ⁽⁶⁷⁾ GIRINA, O. A., FONSTEIN, N. M., BHATTACHARYA, D. Effect of Annealing Parameters on Austenite Decomposition in a Continuously Annealed Dual-Phase Steel. *45th MWSP Conference Proceedings*, vol. XLI, 2003, p.403-414.
- ⁽⁶⁸⁾ WANG, S. C., YANG, J. R. Effects of Chemical Composition, Rolling and Cooling Conditions on the Amount of Martensite/Austenite (M/A) Constituent Formation in Low Carbon Bainitic Steels. *Materials Science and Engineering A*, vol. 154, 1992, p.43-49.
- ⁽⁶⁹⁾ ZHU, K., CHEN, H., MASSE, J. P., BOUAZIZ, O., GACHET, G. The Effect of prior Ferrite Formation on Bainite and Martensite Kinetics in Advanced High-Strength Steels. *Acta Materialia*, vol. 61, 2013, p.6025-6036.