

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA
METALÚRGICA, MATERIAIS E DE MINAS - PPGEM

Dissertação de Mestrado

**“ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DOS CICLOS TÉRMICOS DE DIFERENTES
PROJETOS DE FORNOS DE RECOZIMENTO CONTÍNUO NA
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇOS
BIFÁSICOS GALVANIZADOS”**

Autor: Fernando Coelho de Oliveira

Orientador: Prof. Dr. Dagoberto Brandão Santos

Belo Horizonte, Fevereiro de 2013.

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

Fernando Coelho de Oliveira

**“ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DOS CICLOS TÉRMICOS DE DIFERENTES
PROJETOS DE FORNOS DE RECOZIMENTO CONTÍNUO NA
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇOS
BIFÁSICOS GALVANIZADOS”**

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

Área de Concentração: Metalurgia Física
Orientador: Prof. Dr. Dagoberto Brandão Santos

Belo Horizonte - Minas Gerais
Escola de Engenharia da UFMG
2013

À Deus e à minha família.

AGRADECIMENTOS

Muitas pessoas contribuíram direta ou indiretamente para a realização deste trabalho, a todos meus mais sinceros agradecimentos. De uma maneira especial, gostaria de agradecer:

- À ArcelorMittal Vega, pela oportunidade de realização do mestrado;
- À Universidade Federal de Minas Gerais, em especial ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas pela oportunidade de realização deste projeto de pesquisa;
- Ao Professor Dagoberto Brandão Santos, pela orientação, sugestões e apoio na condução deste trabalho;
- Ao Gerente de Metalurgia Fabiano José Fabri Miranda e ao Especialista de Processo Fabrício Brandão Pereira de Souza, pelas sugestões e apoio;
- Aos colegas do Departamento de Produção de Galvanização, pelo apoio na realização dos testes industriais;
- Aos funcionários do laboratório central da ArcelorMittal Vega pelo apoio na realização dos ensaios, em especial ao Rene Lelis Bitencourt.

SUMÁRIO

AGRADECIMENTOS	iv
SUMÁRIO	v
LISTA DE FIGURAS	vii
LISTA DE TABELAS	xii
LISTA DE NOTAÇÕES	xiii
RESUMO	xv
ABSTRACT	xvi
1. INTRODUÇÃO	1
2. OBJETIVOS	4
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
3.1. AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA	5
3.1.1. Aços Microligados (ARBL)	7
3.1.2. Aços Bifásicos (DP – <i>Dual Phase</i>)	7
3.1.3. Aços TRIP (<i>Transformation Induced Plasticity</i>)	9
3.1.4. Aços Multiconstituídos (CP – <i>Complex Phase</i>)	10
3.1.5. Aços Martensíticos (MART)	10
3.2. ELEMENTOS DE LIGA DOS AÇOS BIFÁSICOS	11
3.3. MICROESTRUTURA DOS AÇOS BIFÁSICOS	17
3.3.1. <i>Austenita</i>	19
3.3.2. <i>Ferrita</i>	23
3.3.3. <i>Martensita</i>	25
3.3.4. <i>Bainita</i>	27
3.4. PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS AÇOS BIFÁSICOS	28
3.4.1. <i>Limite de escoamento e limite de resistência</i>	28
3.4.2. <i>Alongamento</i>	29
3.4.3. <i>Expoente de encruamento (n)</i>	31
3.5. RECOZIMENTO CONTÍNUO DOS AÇOS BIFÁSICOS EM TEMPERATURAS INTERCRÍTICAS	33
3.5.1. <i>Aquecimento</i>	34
3.5.2. <i>Encharque</i>	35
3.5.3. <i>Resfriamento rápido</i>	35
3.5.4. <i>Equalização</i>	35

4.	MATERIAS E METODOLOGIA	37
4.1.	MATERIAIS	37
4.2.	PROCESSO INDUSTRIAL	39
4.2.1.	<i>Linha de Galvanização 1 – CGL#1</i>	39
4.2.2.	<i>Linha de Galvanização 2 – CGL#2</i>	42
4.3.	CICLOS TÉRMICOS	47
4.4.	PARÂMETROS DE PROCESSO	49
4.5.	ENSAIOS MECÂNICOS E CARACTERIZAÇÃO DE MICROESTRUTURA	50
4.5.1.	<i>Ensaio de tração</i>	50
4.5.2.	<i>Caracterização de microestrutura e medição da fração volumétrica</i>	53
5.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	56
5.1.	SIMULAÇÃO DE RECOZIMENTO CONTÍNUO DO AÇO DP780	56
5.2.	AÇO BIFÁSICO DP600MO	61
5.3.	AÇO BIFÁSICO DP600	64
5.3.1.	<i>Comparação dos aços DP600Mo e DP600 produzidos nas linhas de galvanização CGL#1 e CGL#2</i>	67
5.3.2.	<i>Comparação do aço DP600 produzido na CGL#1 em GI e GA</i>	69
5.4.	AÇO BIFÁSICO DP780	72
5.5.	COMPARAÇÃO DOS RESULTADOS: CGL#1 X CGL#2	75
6.	CONCLUSÕES	79
7.	RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS	81
8.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	82
9.	REFERÊNCIAS	83
10.	PUBLICAÇÃO DO AUTOR RELACIONADO COM O TRABALHO	88

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 – Aços utilizados na carroceria do Porche Cayene e Wolkswagen Touareg. (Fonte: NETO ⁽³⁾).....	2
Figura 1.2 – Aplicação de aço DP350/600 na carroceria do Ford 500. (Fonte: ARCELORMITTAL ⁽⁴⁾)	2
Figura 3.1 – Relação entre alongamento total e tensão limite de resistência de diferentes classes de aços. (Fonte: IYENGAR ⁽⁶⁾)	7
Figura 3.2 – Esquema da microestrutura de um aço bifásico. (Fonte: WAS ⁽⁵⁾)	8
Figura 3.3 – Aço DP 350/600 com maior LR que o ARBL 350/450. (Fonte: KONIECZNY ⁽⁷⁾).....	8
Figura 3.4 – Micrografia do aço TRIP, em (a) esquemática, em (b) real de um aço TRIP. (Fonte: FEI <i>et al</i> ⁽⁹⁾ apud LAZARIN ⁽⁸⁾)	9
Figura 3.5 – TRIP 350/600 com alongamento total maior que o DP 350/600 e HSLA 350/450. (Fonte: KONIECZNY ⁽⁷⁾).....	10
Figura 3.6 – Diagrama TRC e influencia dos elementos de liga na temperabilidade dos aços bifásicos (DP) e TRIP. (Fonte: ANDRITZ ¹⁰).....	11
Figura 3.7 – Microestrutura típica de um aço bifásico. Ferrita (clara) e martensita (cinza), partículas escuras cementita.	18
Figura 3.8 – Representação esquemática da topologia da microestrutura bifásica. (Fonte: HORNBOGEN apud GORNI ⁽¹⁷⁾)	18
Figura 3.9 – Microestrutura de um aço com 0,2 % de C resfriado para formação de martensita. (a) Contornos de grão de austenita. (b) Microestrutura da martensita. (Fonte: KRAUSS ⁽¹⁸⁾)	20

Figura 3.10 – Fração volumétrica de austenita formada durante o recozimento contínuo em temperaturas intercríticas. (Fonte: MOHANTY <i>et al.</i> ⁽¹⁹⁾)	21
Figura 3.11 – Microestrutura de um aço 0,06%C-1,5%Mn recozido na região intercrítica por 1 hora a 740°C e resfriado a 4°C/s. (Fonte: YANG apud ROCHA ⁽²²⁾).....	22
Figura 3.12 – Representação esquemática do mecanismo de formação de austenita para taxas de aquecimento de 10 K/s e 50 K/s. (Fonte : MOHANTY <i>et al.</i> ⁽¹⁹⁾).....	23
Figura 3.13 – Formação de ferrita epitaxial no contorno de partículas de austenita de um aço bifásico 0,06C-1,5Mn-0,05Nb após recozimento intercrítico em 810°C. [ferrita antiga = cinza; nova ferrita = branca, martensita (austenita) = preto]. (Fonte: MATLOCK apud SPEICH ⁽¹³⁾)	24
Figura 3.14 – Temperatura M_i em função do teor de carbono. (Fonte KRAUSS ⁽¹⁸⁾)....	26
Figura 3.15 – Limite de escoamento e limite de resistência de diferentes misturas de ferrita-martensita em um aço 1,5Mn. (Fonte: SPEICH e MILLER ⁽²⁶⁾).....	29
Figura 3.16 – Relação entre limite de resistência e alongamento total e uniforme para um aço bifásico 1,5Mn. (Fonte: SPEICH e MILLER ⁽²⁶⁾).....	30
Figura 3.17 – Alongamento versus tempo de encharque com temperatura > 780°C. (Fonte: WISPELAERE ⁽²⁹⁾)	31
Figura 3.18 – Valores instantâneos de coeficiente de encruamento (n) versus deformação de engenharia para os aços DP350/600 e ARBL350/450. (Fonte: KONIECZNY ⁽⁷⁾).....	32
Figura 3.19 – Transformações dos aços bifásicos durante os ciclos térmicos em linhas de galvanização por imersão a quente. (Fonte: MOULIN ⁽¹¹⁾).....	34

Figura 3.20 – Influência do tempo de equalização em 460 °C, durante o ciclo térmico de uma linha de galvanização, nas propriedades mecânicas de um aço bifásico (DP 600). (Fonte: MOULIN ⁽¹¹⁾).....	36
Figura 4.1 – Fluxo de produção de aço das plantas ArcelorMittal Tubarão e ArcelorMittal Vega.....	37
Figura 4.2 – Layout da linha de galvanização 1 – CGL#1.....	39
Figura 4.3 – Forno vertical CGL#1.....	41
Figura 4.4 – Esquema de um tubo radiante tipo W utilizado em fornos verticais. (Fonte: ARCELORMITTAL MARDICK ⁽³¹⁾).....	41
Figura 4.5 – Esquema da localização da tira de aço e os tubos radiantes. (Fonte: ARCELORMITTAL MARDICK ⁽³¹⁾).....	42
Figura 4.6 – Layout da linha de galvanização 2 – CGL#2.....	43
Figura 4.7 – Forno horizontal CGL#2.....	44
Figura 4.8 – Seções do forno de recozimento da CGL#2. (a) aquecimento por tubos radiantes; (b) encharque por resistências elétricas; (c) e (d) resfriamento por <i>Jet-Cooler</i>	44
Figura 4.9 – Queimador chama direta. (Fonte : DELAUNAY ⁽³³⁾).....	45
Figura 4.10 – Perfil térmico e gradiente de temperatura da chama de um queimador chama direta. (Fonte : DELAUNAY ⁽³³⁾)	46
Figura 4.11 – Tubo radiante tipo P utilizado em fornos horizontais. (Fonte : CMI ⁽³²⁾) ..	46
Figura 4.12 – Esquema de resfriamento através de <i>Jet-Cooler</i> . (Fonte : CMI ⁽³²⁾).....	47
Figura 4.13 – Ciclos térmicos das linhas de galvanização 1 e 2 (GI).....	48
Figura 4.14 – Ciclos térmico da linha de galvanização 1 (GI e GA).....	49

Figura 4.15 – Fotografia da Máquina Universal Instron 5585 (Laboratório Central ArcelorMittal Vega).....	51
Figura 4.16 – Curva tração x deformação convencionais.....	53
Figura 4.17 – (a) Microscópio óptico Zeiss AXIO ; (b) Microscópio MEV.....	53
Figura 4.18 – Grade para medição de fase martensítica.....	54
Figura 5.1 – À esquerda, ciclo térmico CGL#1 (esp. 1,2 mm) e à direita, ciclos térmicos da CGL#2 (esp. de 1,2 e 1,9 mm).....	56
Figura 5.2 – Resultados de limite de escoamento (à esquerda) e limite de resistência (à direita) na linha CGL#2, versões Mo e s/Mo.....	58
Figura 5.3 – Microestrutura dos dois aços após recozimento em temperaturas de 750°C a 790°C.....	59
Figura 5.4 – Resultados de limite de escoamento (à esquerda) e limite de resistência (à direita) nas linhas CGL#1 e CGL#2 para o aço sem Mo.....	59
Figura 5.5 – Microestruturas do aço sem Mo nas linhas CGL#1 e CGL#2.....	60
Figura 5.6 – Relação de propriedades mecânicas e FVM do aço DP600Mo.....	62
Figura 5.7 – Microestrutura DP600Mo. (a) CGL#1 Borda. (b) CGL#1 Centro. LePera.....	62
Figura 5.8 – Microestrutura DP600Mo. (a) CGL#2 Borda. (b) CGL#2 Centro. LePera.....	62
Figura 5.9 – Microestrutura DP600Mo. CGL#1. 2500 X MEV.....	63
Figura 5.10 – Microestrutura DP600Mo. CGL#2. 2500 X MEV.....	63
Figura 5.11 – Relação de propriedades mecânicas e FVM do aço DP600.....	65
Figura 5.12 – Microestrutura DP600. (a) CGL#1 Borda. (b) CGL#1 Centro. LePera..	65
Figura 5.13 – Microestrutura DP600. (a) CGL#2 Borda. (b) CGL#2 Centro. LePera..	65

Figura 5.14 – Microestrutura DP600. CGL#1. 2500 X MEV.	66
Figura 5.15 – Microestrutura DP600. CGL#2. 2500 X MEV.	66
Figura 5.16 – Microestrutura (a) CGL#1 DP600Mo Centro (b) CGL#1 DP600 Centro. LePera.	68
Figura 5.17 – Microestrutura (a) CGL#2 DP600Mo Centro (b) CGL#2 DP600 Centro. LePera.	68
Figura 5.18 – Relação de propriedades mecânicas e FVM do aço DP600 processado na CGL#1 em GI e GA – B (borda) e C (centro) da tira.	70
Figura 5.19 – Microestrutura DP600 - GI. (a) CGL#1 Borda. (b) CGL#1 Centro. LePera.	70
Figura 5.20 – Microestrutura DP600 - GA. (a) CGL#1 Borda. (b) CGL#1 Centro. LePera.	70
Figura 5.21 – Microestrutura DP600Mo. CGL#1 - GI. 2500 X MEV.	71
Figura 5.22 – Microestrutura DP600Mo. CGL#1 - GA. 2500 X MEV.	71
Figura 5.23 – Relação de propriedades mecânicas e FVM do aço DP780.	73
Figura 5.24 – Microestrutura DP780. (a) CGL#1 Borda. (b) CGL#1 Centro. LePera. .	73
Figura 5.25 – Microestrutura DP780. (a) CGL#2 Borda. (b) CGL#2 Centro. LePera. .	73
Figura 5.26 – Microestrutura DP780. CGL#1. 2500 X MEV.	74
Figura 5.27 – Microestrutura DP780. CGL#2. 2500 X MEV.	74
Figura 5.28 – Esquema de formação de fases e constituintes na microestrutura. (Fonte: ArcelorMittal R&D)	75

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 – Aços de alta resistência mais utilizados. (Fonte: WorldAutoSteel ⁽⁵⁾).....	5
Tabela 4.1 – Composição Química dos Aços DP600Mo, DP600 e DP780 (% massa)..	38
Tabela 4.2 – Seções do forno de recozimento vertical da linha de galvanização #1. (Fonte: BOIN ⁽³⁰⁾)	40
Tabela 4.3 – Seções do forno de recozimento horizontal da linha de galvanização #2 (Fonte : CMI ⁽³²⁾).....	43
Tabela 4.4 – Parâmetros de processo.....	50
Tabela 4.5 – Temperaturas críticas de transformação	55
Tabela 5.1 – Composição Química dos Aços DP780 (% massa)	57
Tabela 5.2 – Resultados de propriedades mecânicas.....	57
Tabela 5.3 – Propriedades mecânicas do aço DP600Mo e fração volumétrica de martensita (CGL#1 x CGL#2).	61
Tabela 5.4 – Propriedades mecânicas DP600 e fração volumétrica de martensita (CGL#1 x CGL#2).....	64
Tabela 5.5 – Propriedades mecânicas na CGL#1 e fração volumétrica de martensita (DP600Mo x DP600).....	67
Tabela 5.6 – Propriedades mecânicas na CGL#2 e fração volumétrica de martensita (DP600Mo x DP600).....	67
Tabela 5.7 – Propriedades mecânicas DP600 e fração volumétrica de martensita na CGL#1 (GI x GA).....	69
Tabela 5.8 – Propriedades mecânicas do aço DP780 e fração volumétrica de martensita (CGL#1 x CGL2).....	72

LISTA DE NOTAÇÕES

α : Ferrita

γ : Austenita

M: Martensita

B: Bainita

P: Perlita

ASTM: *American Society for Testing and Materials*

DUAL PHASE STEEL: Aços Bifásicos

ARBL: Aços Alta Resistência Baixa Liga

AARBL: Aços Avançados de Alta Resistência e Baixa Liga

TRIP: *Transformation Induced Plasticity*

TWIP: *Twinning Induced Plasticity*

CP: Complex Phase

BH: *Bake Hardening*,

IF: *Interstitial Free*, livre de intersticiais

MART: Martensítico

DDQ: *Deep Draw Quality*

MO: Microscopia Óptica

EDS: Análise por Energia Dispersiva de Raios X

MEV: Microscópio Eletrônico de Varredura

TA: Taxa de aquecimento

TR: Taxa de resfriamento

A1: Temperatura de transformação eutetóide

Ac1: Temperatura de transformação eutetóide

A3: Temperatura de transformação austenítica

Ac3: Temperatura de transformação austenítica

V: Velocidade de processamento da tira

CA: Comprimento da seção de aquecimento

CE: Comprimento da seção de encharque

CR: Comprimento da seção de resfriamento

CE: Comprimento da seção de equalização

TE: Temperatura de encharque
tE: Tempo de encharque
tEq: Tempo de equalização
LE: limite de escoamento
LR: limite de resistência
n: expoente de encruamento
r: coeficiente de anisotropia
FVM: Fração volumétrica de martensita
TRC: Transformação em resfriamento contínuo

RESUMO

A indústria automobilística está cada vez mais competitiva e com isso as empresas siderúrgicas estão investindo no desenvolvimento de aços de alta resistência, como os aços bifásicos, que apresentam uma boa combinação de resistência, conformabilidade e soldabilidade. Este trabalho tem por objetivo apresentar os resultados de um plano de experiência industrial realizado em linhas de galvanização por imersão a quente, onde foi verificada a influência do perfil térmico de diferentes projetos de fornos de recozimento contínuo na microestrutura e propriedades mecânicas de aços bifásicos galvanizados.

Foram realizados ensaios mecânicos e caracterização da microestrutura formada. Os resultados mostram que altas taxas de aquecimento, antes do recozimento em temperaturas intercríticas, e tempos de equalização curtos propiciam uma microestrutura com maior volume de martensita e, como consequência, valores maiores de limite de resistência.

ABSTRACT

The automotive industry has increasing their competitive and the steel companies are investing in the development of high strength steels such as dual phase steels, which have a good combination of strength, formability and weldability. This work has for objective to present the results of an experience in an industrial plant carried out in lines of the hot dip galvanizing; where it was verified the influence of the thermal profile of different designs of continuous annealing furnaces on the microstructure and mechanical properties of two galvanized dual phase steels .

Mechanical tests and microstructure characterization were performed. The results show that high heating rates before the annealing at intercritical temperatures, and low equalization time provide a microstructure with a greater volume fraction of martensite and, consequently, higher values of tensile strength.

1. INTRODUÇÃO

A indústria automobilística está cada vez mais competitiva e com isso as empresas siderúrgicas estão investindo em pesquisa e desenvolvimento de aços de alta resistência, como os aços bifásicos e com efeito TRIP, que apresentam limite de resistência bem superior aos aços microligados (ARBL).

Geralmente, um aumento de resistência de um aço conduz a uma redução na sua capacidade de deformação, tanto pela redução do alongamento total como pela redução na capacidade de encruamento. Segundo CARLSSON ⁽¹⁾ os aços bifásicos apresentam uma excelente combinação de resistência, conformabilidade e soldabilidade, o que possibilita a fabricação de peças estruturais mais leves, levando a uma redução de consumo de combustível dos automóveis, gerando economia para o consumidor final, além de aspectos ambientais positivos devido à redução de emissão de gases poluentes na atmosfera.

Outro aspecto muito importante dos aços bifásicos é o bom desempenho das peças estruturais em caso de colisões dos automóveis, onde a característica de alta resistência propicia deformações menores para peças anti-intrusão, além do compromisso entre resistência e ductilidade que permite uma maior absorção de energia, resultando em maior segurança aos passageiros em caso de colisões. Essas propriedades são de grande interesse, pois além do aumento em segurança passiva dos veículos, permite uma redução do peso de componentes estruturais. A figura 1.1 mostra a aplicação na indústria automobilística de algumas classes de aço de alta resistência como os aços bifásicos (DP) e de plasticidade induzida (TRIP) e a figura 1.2 mostra a aplicação de aço DP350/600 na carroceria do Ford 500.

Os aços bifásicos são caracterizados por uma microestrutura composta por ilhas de martensita, dispersas em uma matriz ferrítica. O termo bifásico corresponde à presença predominante de duas fases, a ferrita e a martensita ⁽²⁾. No entanto, pequenas quantidades de perlita, bainita e austenita retida podem estar presentes. Por isso é de extrema importância a adição de elementos de liga para se obter uma adequada

temperabilidade com condições de resfriamento industriais, para se evitar a formação desses constituintes indesejáveis.

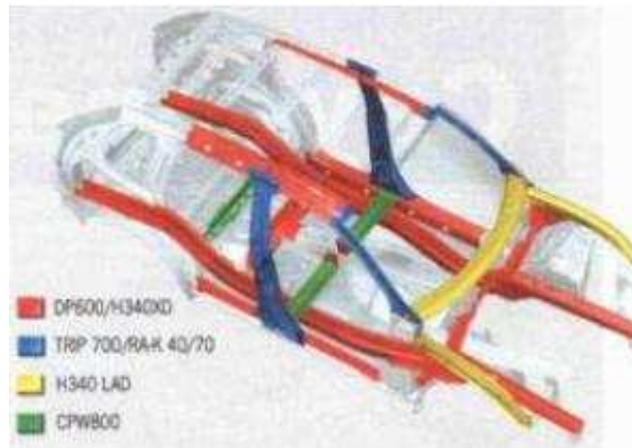


Figura 1.1 – Aços utilizados na carroceria do Porsche Cayene e Volkswagen Touareg. (Fonte: NETO ⁽³⁾)

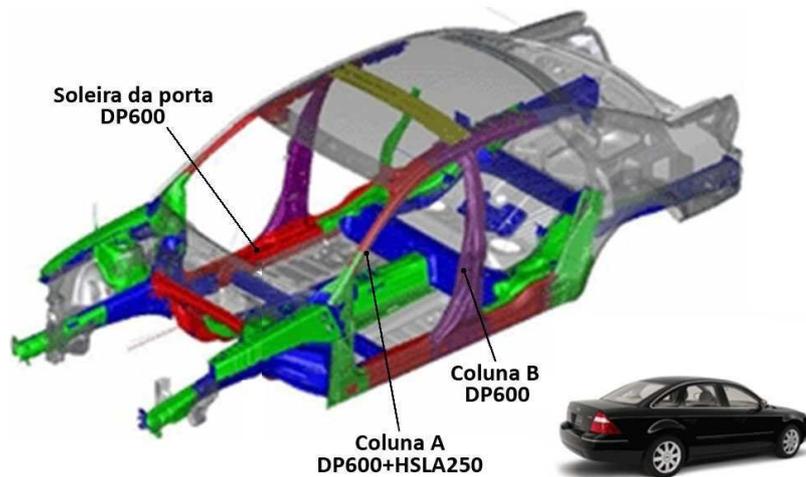


Figura 1.2 – Aplicação de aço DP350/600 na carroceria do Ford 500. (Fonte: ARCELORMITTAL ⁽⁴⁾)

O objetivo principal deste trabalho foi estudar a influência de diferentes projetos de fornos de recozimento contínuo na microestrutura e propriedades mecânicas de aços bifásicos galvanizados, promovendo o conhecimento sobre as características de diferentes aços bifásicos produzidos em linhas de galvanização por imersão a quente com diferentes configurações de fornos de recozimento contínuo.

Este trabalho está estruturado da seguinte maneira: inicialmente são apresentados os objetivos específicos. Na sequência uma revisão bibliográfica englobando os diferentes tipos aços de alta resistência, recozimento contínuo em linhas de galvanização por imersão a quente e mais detalhes sobre os elementos de liga, microestrutura e propriedades mecânicas dos aços bifásicos. Posteriormente, é apresentada a metodologia e os materiais utilizados, os resultados e conclusões deste estudo.

2. OBJETIVOS

São objetivos deste trabalho:

- Avaliar a influência do perfil térmico e o projeto de fornos de recozimento vertical, com aquecimento através de tubos radiantes, e horizontal, com aquecimento através de chama direta e tubos radiantes, na microestrutura e propriedades mecânicas de dois aços bifásicos galvanizados. Sendo as seguintes propriedades mecânicas a analisar: limite de escoamento, limite de resistência, razão elástica, dureza, alongamento total, expoente de encruamento e coeficiente de anisotropia.
- Estabelecer uma correlação qualitativa de propriedades mecânicas e microestrutura de acordo os parâmetros de processamento de aços bifásicos recozidos em temperaturas intercríticas nas linhas de galvanização.
- Avaliar a uniformidade da microestrutura e propriedades mecânicas ao longo da largura, analisando a microestrutura e os resultados de ensaios mecânicos nas amostras retiradas no centro e bordas da tira.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA

Os aços utilizados na indústria automobilística podem ser classificados de diversas maneiras, mas geralmente a classificação mais usada é a designação metalúrgica. Adicional à nomenclatura metalúrgica dos aços é comum também classificá-los de acordo com as propriedades mecânicas representadas pela tensão de escoamento mínima e limite de resistência mínima, ambas em MPa. A tabela 3.1 mostra exemplos de aços de alta resistência de acordo com a classificação metalúrgica e a relação de propriedades mecânicas. Por exemplo, DP 350/600 refere-se a um aço bifásico com um valor mínimo de tensão de escoamento de 350 MPa e de limite de resistência de 600 MPa.

Tabela 3.1 – Aços de alta resistência mais utilizados. (Fonte: WorldAutoSteel ⁽⁵⁾)

Aço	LE (MPa)	LR (MPa)	Al. Total (%)
HSLA 350/450	350	450	23-27
DP 300/500	300	500	30-34
DP 350/600	350	600	24-30
TRIP 450/800	450	800	26-32
DP 500/800	500	800	14-20
CP 700/800	700	800	10-15
DP 700/1000	700	1000	12-17
MS 1250/1520	1250	1520	4-6

A classificação metalúrgica divide os aços em três grupos que são descritos a seguir:

Aços de baixa resistência:

Apresentam uma microestrutura essencialmente ferrítica, com baixo teor de carbono, baixa relação LE/LR e excelente conformabilidade, porém a utilização desses aços de estampagem é limitada para aplicações onde se exige uma maior resistência e para a sua utilização em peças estruturais é necessário um aumento considerável na espessura das

chapas de aço. Alguns exemplos desses aços: livre de intersticial (IF), acalmado ao alumínio, etc.

Aços convencionais de alta resistência (ARBL):

Assim como os aços de baixa resistência, apresentam uma microestrutura ferrítica, porém com faixa de resistência mais elevada, através do endurecimento por precipitação, refinamento de grão e elementos em solução sólida. Os aços mais conhecidos são: livre de intersticial de alta resistência, *bake hardening* (BH), refosforado, carbono-mangânês e aço de alta resistência microligado.

Aços avançados de alta resistência (AARBL):

A microestrutura destes aços é composta por uma fase ferrítica e uma ou mais fases/microconstituintes, podendo ser a martensita, perlita, bainita ou austenita retida. Os principais aços AARBL são os seguintes: aços bifásicos (DP), TRIP, multiconstituídos (CP), martensíticos e TWIP.

De acordo com a WAS ⁽⁵⁾ os aços AARBL têm um melhor desempenho na absorção de energia em caso de colisões e são utilizadas chapas de aço com espessuras menores, o que reduz o peso dos automóveis. Alguns tipos de aços AARBL possuem uma melhor capacidade de deformação e um melhor equilíbrio entre resistência e ductilidade, isso se deve principalmente a microestrutura diferenciada que os aços AARBL possuem em relação aos aços ARBL.

A figura 3.1 mostra a relação entre alongamento total e limite de resistência de diferentes tipos de aços, destacando a classificação dos aços convencionais de alta resistência e os aços avançados de alta resistência.

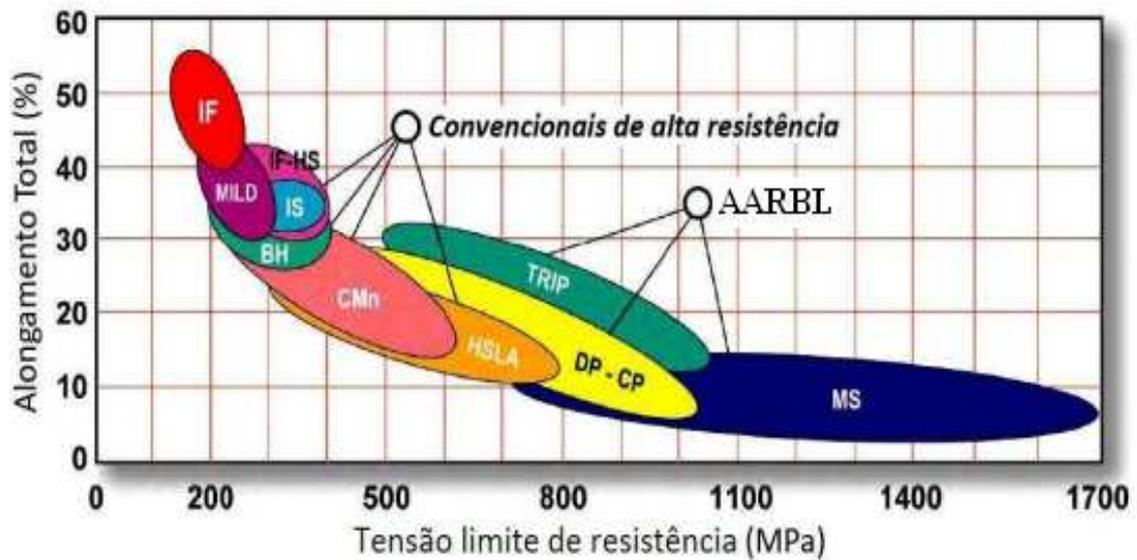


Figura 3.1 – Relação entre alongamento total e tensão limite de resistência de diferentes classes de aços. (Fonte: IYENGAR ⁽⁶⁾)

Na sequência serão detalhados os principais aços de alta resistência, apresentando suas características e, posteriormente, será apresentada a microestrutura e propriedades mecânicas dos aços bifásicos em maiores detalhes, foco deste trabalho.

3.1.1. Aços Microligados (ARBL)

Os aços microligados são compostos por baixo teor de carbono, entre 0,05 e 0,25 %, o que resulta em boas propriedades de conformabilidade e soldabilidade; manganês em cerca de 2% e pequenas quantidades de elementos de baixa liga, como nióbio, titânio e vanádio, que propiciam a precipitação de carbonetos e refinamento de grão. Os aços microligados são muito utilizados na indústria automobilística, principalmente em componentes estruturais.

3.1.2. Aços Bifásicos (DP – *Dual Phase*)

Os aços bifásicos são resfriados diretamente até temperaturas ambientes, através de um processo com controle de temperatura rigoroso, após o recozimento em temperaturas intercríticas, e são constituídos de ferrita e de uma segunda fase, a martensita, o que

proporciona uma combinação de alta resistência e conformabilidade superior, devido a baixa razão elástica e elevado encruamento. A figura 3.2 mostra um esquema da microestrutura de aços bifásicos.

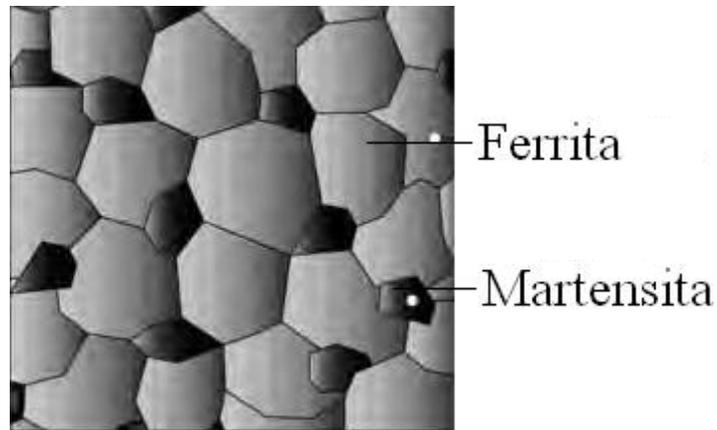


Figura 3.2 – Esquema da microestrutura de um aço bifásico. (Fonte: WAS ⁽⁵⁾)

A figura 3.3 mostra as curvas de tensão-deformação e tensão de escoamento de aços bifásicos e microligados. KONIECZNY ⁽⁶⁾ descreve que a alta taxa de encruamento garante a esses aços excelente capacidade de absorção de impacto e resistência a fadiga.

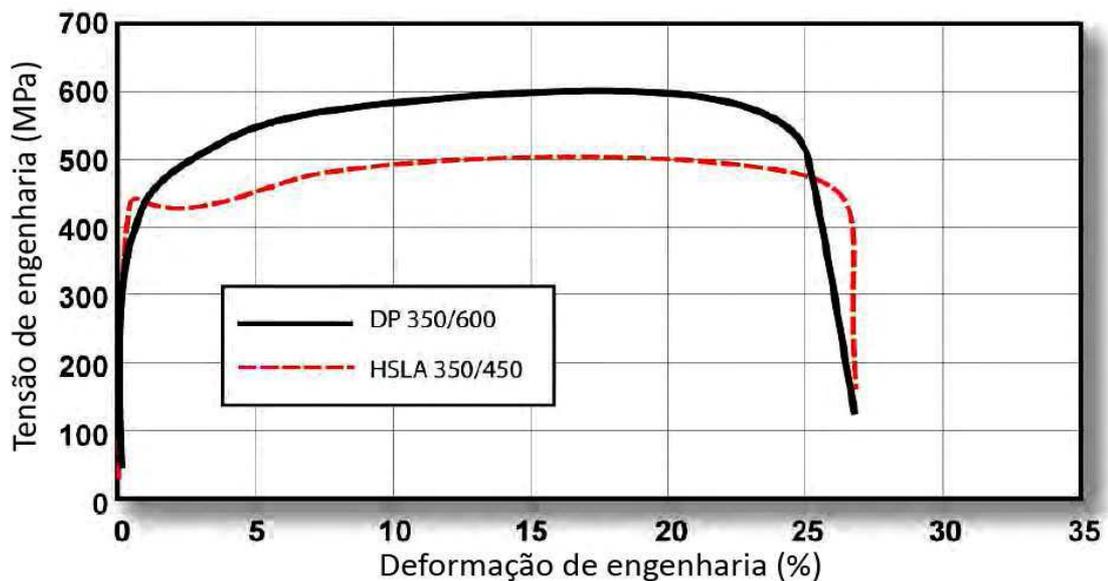


Figura 3.3 – Aço DP 350/600 com maior LR que o ARBL 350/450. (Fonte: KONIECZNY ⁽⁷⁾)

Nas seções 3.3 e 3.4 será apresentado com mais detalhes a microestrutura e propriedades mecânicas dos aços bifásicos, pois este material, processado nas linhas de galvanização, é o objeto de estudo deste trabalho.

3.1.3. Aços TRIP (*Transformation Induced Plasticity*)

Os aços TRIP são compostos essencialmente por austenita retida dispersos em uma matriz ferrítica e bainítica, mas martensita pode estar presente, conforme mostra o esquema na figura 3.4. A austenita retida é resultante da adição de elementos estabilizadores da austenita, como o carbono, silício ou alumínio após a transformação isotérmica subcrítica. Com o enriquecimento da austenita em carbono durante a transformação bainítica e estabilizando a austenita em temperatura ambiente, a austenita retida é capaz de transforma-se em martensita através do efeito de cisalhamento no processo de estampagem, garantindo elevada resistência e conformabilidade superior, semelhante às propriedades dos aços bifásicos.

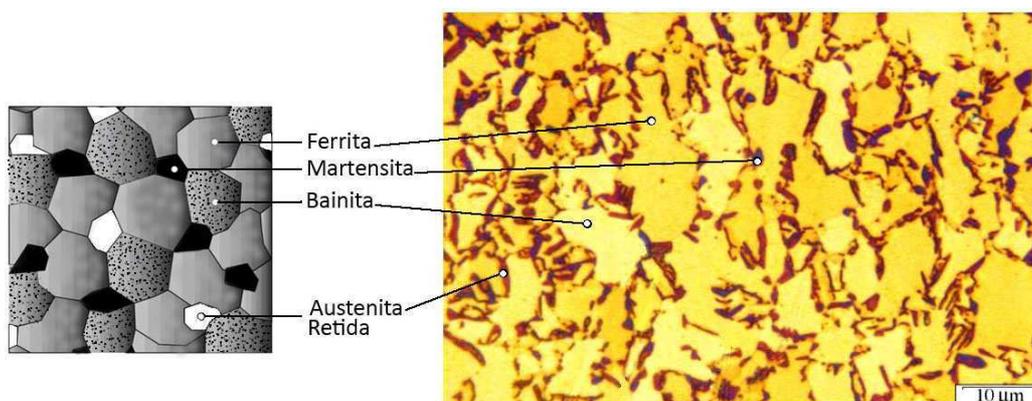


Figura 3.4 – Micrografia do aço TRIP, em (a) esquemática, em (b) real de um aço TRIP. (Fonte: FEI *et al* ⁽⁹⁾ apud LAZARIN ⁽⁸⁾)

A figura 3.5 mostra as curvas de tensão-deformação e tensão de escoamento para os aços microligados, bifásicos e TRIP. O aço TRIP apresenta um expoente de encruamento inicial menor que o aço bifásico, mas o expoente de encruamento persiste para um nível maior de deformação e o encruamento do aço bifásico começa a diminuir.

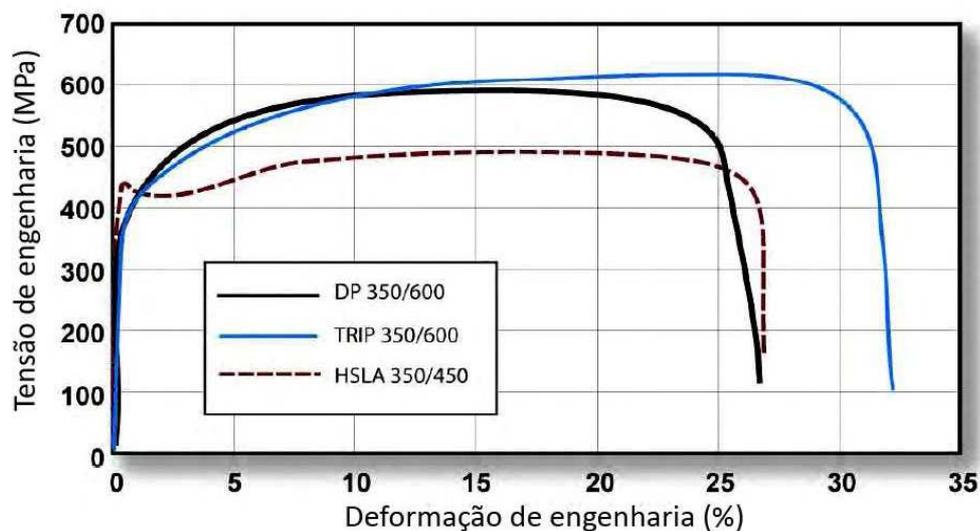


Figura 3.5 – TRIP 350/600 com alongamento total maior que o DP 350/600 e HSLA 350/450. (Fonte: KONIECZNY ⁽⁷⁾)

3.1.4. Aços Multiconstituídos (CP – *Complex Phase*)

A microestrutura dos aços multiconstituídos contém pequenas quantidades de martensita, austenita retida e perlita dispersos em uma matriz de ferrita/bainita. O refinamento de grão é criado pelo retardo da recristalização ou precipitação de elementos microligados como titânio ou nióbio. Os aços multiconstituídos são caracterizados por uma alta absorção de energia e alta capacidade de deformação residual. Comparado aos aços bifásicos apresentam valores maiores de tensão limite de escoamento para o mesmo patamar de tensão limite de resistência (≥ 800 MPa).

3.1.5. Aços Martensíticos (MART)

O carbono é adicionado nos aços martensíticos para aumentar a dureza da martensita e elementos de liga como manganês, silício, cromo, molibdênio, boro, vanádio e níquel são adicionados para adequar a conformabilidade devido aos altos valores de limite de resistência. A austenita presente durante a laminação a quente ou o recozimento austenítico é, praticamente, toda, transformada em martensita durante o resfriamento. Estes aços são caracterizados por uma matriz martensítica contendo pequenas quantidades de ferrita ou bainita e apresentam valores de tensão de escoamento na ordem de 1700 MPa.

3.2. ELEMENTOS DE LIGA DOS AÇOS BIFÁSICOS

As características e propriedades dos aços, como resistência, dureza e conformabilidade são determinadas pela composição química e sua microestrutura. Para cada aplicação é extremamente importante uma combinação bem definida de propriedades que irão levar a bons resultados em relação à soldabilidade, resistência a fadiga, estampagem, etc. Essas propriedades são obtidas pela combinação de elementos químicos na formação do aço em processos industriais. Por fim, a desejada microestrutura será obtida durante os processos industriais de laminação a quente, laminação a frio e recozimento.

Os aços bifásicos são caracterizados por teores baixos de carbono e elementos de liga para promover a transformação da austenita em martensita durante o resfriamento. Basicamente, a maior parte dos aços bifásicos é baseada pelo baixo teor de C e adições de Mn. No entanto, várias diferenças podem ser esperadas sobre o efeito de vários elementos de liga. A figura 3.6 ilustra o diagrama de transformação com resfriamento contínuo (TRC) e a influencia dos elementos de liga na formação das fases e constituintes ferrita, perlita, bainita e martensita para os ciclos térmicos aplicados aos aços bifásicos (DP) e TRIP.

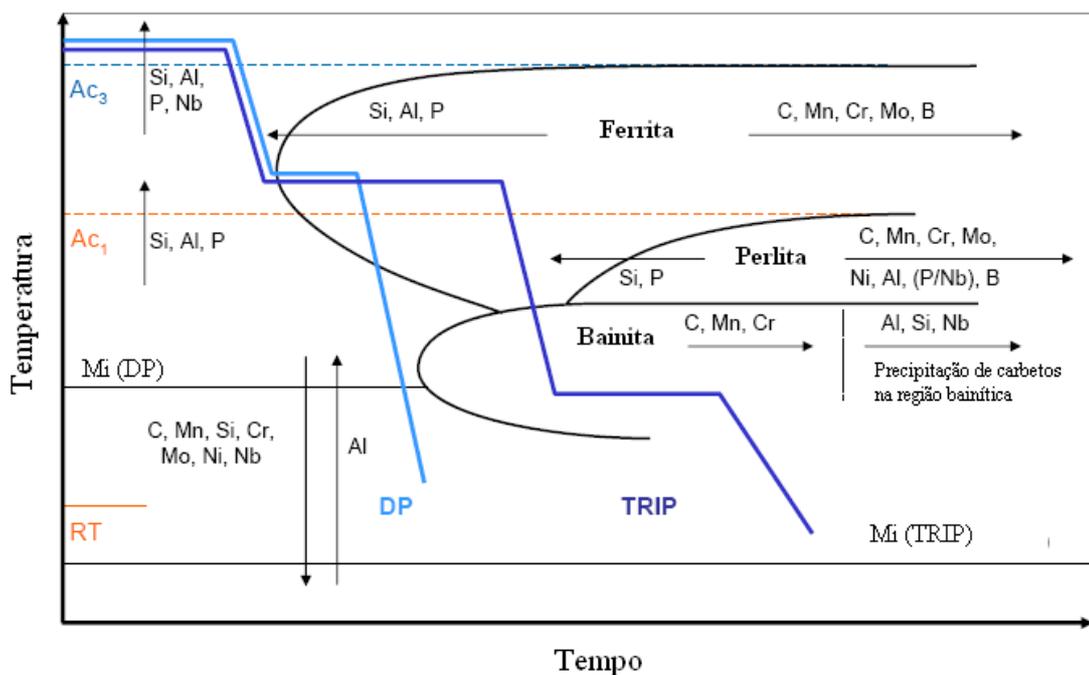


Figura 3.6 – Diagrama TRC e influencia dos elementos de liga na temperabilidade dos aços bifásicos (DP) e TRIP. (Fonte: ANDRITZ¹⁰)

No caso de linhas de galvanização por imersão a quente com projetos de forno de recozimento desfavoráveis, ou seja, com baixas taxas de resfriamento ou zonas de equalização muito longas, é necessária a adição de elementos de liga como Mn, Cr e Mo. Esses elementos que têm como característica retardar o aparecimento da fase bainítica durante a equalização a 460 ° C e atingir as propriedades mecânicas desejadas nos aços bifásicos.

A seguir será apresentada uma descrição dos principais elementos de liga presentes nos aços bifásicos.

Carbono (C).

Aços com baixo teor de carbono ($< 0.0030\%$ C) são usados para produção de aços IF com excelente conformabilidade. Os aços bifásicos contêm, geralmente, entre 0,1 a 0,15 % C, já os aços de efeito TRIP podem conter até 0,3 % C. O aumento excessivo do teor de C nos aços bifásicos pode não ser benéfico para a aplicação final, pois influencia negativamente na soldagem e também pode ser responsável pelo aparecimento de bandas na microestrutura. Nos aços bifásicos o teor de carbono influencia na quantidade da segunda fase, a martensita.

Manganês (Mn).

O manganês normalmente é utilizado na faixa de 0,06 % a 1,7 % e tem como características aumentar a resistência por solução sólida e a temperabilidade dos aços. O manganês é um estabilizador da austenita por apresentar uma estrutura CFC e possui uma maior solubilidade na austenita do que na ferrita.

O Mn é um elemento muito importante nos aços bifásicos, pois aumenta a dureza. O crescimento do grão da austenita é controlado pela difusão do manganês na ferrita, o que leva a um aumento do teor de Mn na interface ferrita/austenita. O manganês pode ser particionado da ferrita em austenita durante o recozimento intercrítico e isso tem um

grande efeito no comportamento da cinética de transformação austenítica dos aços bifásicos, mas possui um efeito reduzido na quantidade de austenita formada no recozimento intercrítico. O coeficiente de partição do Mn, definido como a razão do teor de Mn na austenita pela ferrita adjacente, aumenta com o tempo de recozimento e diminui com o aumento da temperatura de recozimento intercrítico. ¹²¹²⁾

Cromo (Cr).

O cromo é um elemento estabilizador de ferrita, promove a formação de martensita durante o resfriamento, após a laminação a quente, ou após o recozimento contínuo em linhas de galvanização ou em linhas de recozimento contínuo.

MOULIN ⁽¹¹⁾ menciona que o Cr e Mn podem ocasionar problemas no revestimento durante o processo de galvanização, devido à oxidação seletiva desses elementos na superfície do material, reduzindo a reatividade durante o processo de galvanização.

Silício (Si).

Na maioria dos aços para estampagem o teor de Si é menor que 0,03 % para facilitar o processo de galvanização, devido à oxidação seletiva do Si na superfície do material, reduzindo a reatividade do aço com o zinco. O silício é adicionado até 0,5 % para aumentar a resistência em aços convencionais para a construção civil e para melhorar a soldabilidade. Altos percentuais de Si, em até 2,0 %, são usados em aços elétricos e em aços TRIP.

NOURI ⁽¹²⁾ explica que o silício, assim como o manganês, está presente na maioria dos aços bifásicos e proporciona um efeito benéfico. O Si tende a inibir a precipitação de carbonetos e a austenita adjacente a ferrita pode ser enriquecida em carbono, tornando-se estável a temperatura ambiente, efeito benéfico resultante da reação bainítica.

SPEICH ⁽¹³⁾ destaca que o Si acelera a reação da ferrita poligonal e aumenta a temperabilidade da austenita.

Fósforo (P).

Na maioria dos aços a quantidade de fósforo é mantida em valores bem baixos, no máximo até 0,020 %, devido ao efeito negativo na soldabilidade e ductilidade. Em alguns casos o P é adicionado até 0,1 % em aços BH e aços refosforados. O fósforo tem uma importante característica de endurecimento por solução sólida.

BECKER ⁽¹⁴⁾ avaliou a influência do fósforo nas propriedades mecânicas e microestrutura de aços bifásicos adicionando este elemento entre 0 a 1%. O autor conclui que a dureza da ferrita aumenta com adição de P e adições até 0,3 % melhora as características de alongamento e limite de resistência, mas adições elevadas de fósforo podem ter um efeito de fragilização no aço.

Enxofre (S).

Geralmente o teor de enxofre é mantido em valores bem baixos, no máximo em 0,018 %, devido ao seu efeito negativo na formação de inclusões e na qualidade superficial do aço.

Alumínio (Al).

A maioria dos aços na fundição é acalmada ao alumínio para proteger o aço da reação efervescente do carbono-oxigênio durante a solidificação. O Al também melhora a resistência ao envelhecimento e a conformabilidade de aços processados em recozimento em caixa e aplicados em estampagem profunda. Teores altos de Al (até 1,5 % Al) são usados em aços TRIP.

Titânio (Ti).

O titânio é um elemento microligante comumente usado para produção de aços IF (*Interstitial Free*). Depois da desgaseificação a vácuo, os teores de nitrogênio e carbono são reduzidos pela formação de componentes intermetálicos como TiN, Ti₄C₂S₂ e TiC.

O titânio também é um elemento que pode ser usado juntamente com nióbio e vanádio para a produção de aços microligados (ARBL). O Ti, Ni, Mo e Cr se utilizados em grandes quantidades são fortes formadores de carbonetos.

Molibdênio (Mo).

O Mo é conhecido por ser o mais eficaz elemento para proporcionar as propriedades mecânicas desejadas nos aços AARBL em linhas de galvanização por imersão a quente. No entanto, o custo é muito elevado e muitas vezes esse elemento é substituído por outros, como Cr e Mn para reduzir o custo de produção.

SPEICH ⁽¹³⁾ explica que o molibdênio é usado em aços bifásicos para aumentar a sua temperabilidade durante o processo de recozimento intercrítico. Outra característica do Mo nos aços bifásicos é a de suprimir a transformação perlítica sem eliminar a formação de ferrita poligonal durante o resfriamento.

MOULIN ⁽¹¹⁾ destaca que o Mo exerce um papel muito importante na estabilização da austenita durante a transformação bainítica e aumenta a dureza da austenita.

Nióbio (Nb) e Vanádio (V).

O nióbio e o vanádio são elementos químicos microligantes usados na produção de aços ARBL. Pequenas adições, de 0,01 a 0,08 % de Nb, serão suficientes para a formação de precipitações durante a laminação a quente e aumentar a resistência por precipitação e refinamento de grão, além de ser um estabilizador de ferrita.

O Nb e o V interagem fortemente com carbono e nitrogênio para formar uma dispersão fina de VCN ou NbCN. Em recozimento intercrítico esta dispersão poderá ser dissolvida enquanto a fase austenítica cresce na matriz ferrítica.

GARCIA ⁽¹⁵⁾ comenta que adições isoladas de vanádio não aumentam a resistência dos aços bifásicos, a combinação de V-N é mais efetiva.

O uso de Nb em aços bifásicos resulta no aumento de resistência e ductilidade devido ao resultado de uma microestrutura de grãos refinada. ⁽¹⁶⁾

Cobre (Cu) e Níquel (Ni).

Os aços contêm baixos teores de Cu e Ni. Estes são elementos químicos residuais de sucatas metálicas adicionadas ao processo de fabricação do aço. Para aços DDQ há uma limitação desses elementos (Cu+Cr+Ni: Max 0,1 %). Para alguns aços de alta resistência, como os aços bifásicos, o níquel é um estabilizador de austenita.

3.3. MICROESTRUTURA DOS AÇOS BIFÁSICOS

A fase mais comum em aços com baixo teor de carbono é a ferrita. No entanto, com a adição de elementos de liga e aumento da taxa de resfriamento após a laminação a quente ou recozimento contínuo, outras fases podem ser formadas, como:

- Perlita em aços carbono-mangânês aplicados na construção civil;
- Bainita em aços de alta resistência;
- Martensita em aços bifásicos e em aços martensíticos;
- Austenita retida em aços TRIP.

A quantidade dessas outras fases em combinação com a ferrita pode variar de acordo com a composição química e tratamentos termomecânicos. Todos os tipos de aços em elevadas temperatura, acima da temperatura intercrítica, transformam-se em austenita.

A ferrita e as outras fases são formadas controlando a taxa de resfriamento na fase austenítica no processo de laminação a quente ou na fase austenita-ferrita nas seções de resfriamento depois do recozimento intercrítico em linhas de galvanização ou linhas de recozimento contínuo.

Os aços bifásicos são caracterizados por uma microestrutura composta por ilhas de martensita dura, dispersas em uma matriz ferrítica dúctil. O termo bifásico corresponde à presença essencial de duas fases, a ferrita e a martensita. No entanto, pequenas quantidades de perlita, bainita e austenita retida podem estar presentes. Por isso é de extrema importância a adição de elementos de liga para obter a temperabilidade adequada e a taxa de resfriamento ideal para evitar a formação desses constituintes indesejáveis. ^(1,2)

A figura 3.7 mostra a microestrutura típica de um aço bifásico.

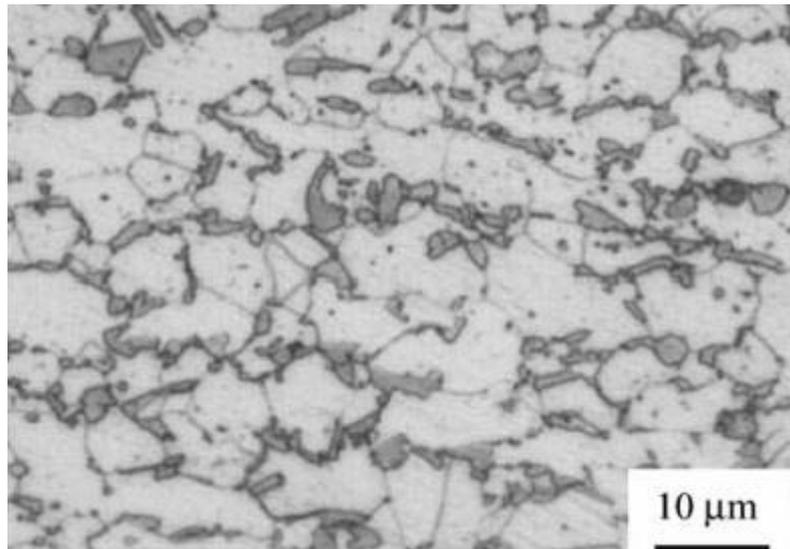


Figura 3.7 – Microestrutura típica de um aço bifásico. Ferrita (clara) e martensita (cinza), partículas escuras cementita.

A figura 3.7 apresenta um esquema da microestrutura bifásica como sendo uma fusão das três morfologias básicas das microestruturas com duas fases, são elas: duplex, dispersão e em rede.

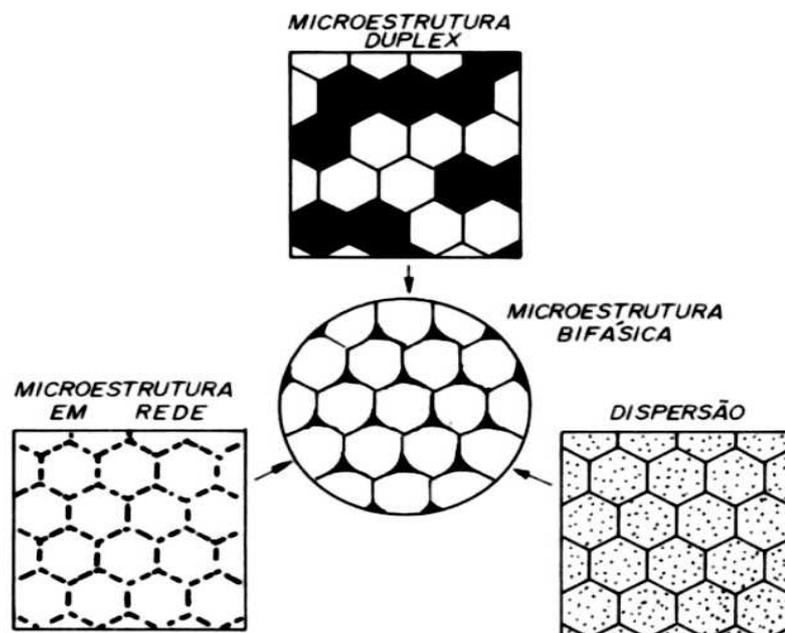


Figura 3.8 – Representação esquemática da topologia da microestrutura bifásica. (Fonte: HORNBOGEN apud GORNI⁽¹⁷⁾)

GORNI ⁽¹⁷⁾ apud LAZARIN ⁽⁸⁾ explica que assim como ocorre em uma microestrutura duplex, na bifásica as quantidades de grãos por volume das duas fases são iguais; logo, as razões entre os volumes dos grãos das duas fases e entre suas frações em volume devem ser iguais. Da microestrutura em dispersão tem-se que na bifásica a segunda fase dura, que deve ser totalmente isolada pela fase-matriz macia, garantindo-se a ductilidade e conformabilidade do material. Finalmente, da mesma forma como a microestrutura em rede, na bifásica a segunda fase se localiza exclusivamente nos contornos de grão da fase-matriz.

3.3.1. Austenita

Na prática, a decomposição da austenita ocorre em condições suficientemente afastadas do equilíbrio termodinâmico para que as informações lidas no diagrama de equilíbrio sobre a natureza e proporções relativas das fases formadas sejam válidas. As propriedades dos aços são influenciadas pela formação de fases fora do equilíbrio durante o resfriamento.

É possível distinguir dois modos principais de transformação de fases nos aços: transformação controlada pela difusão dos elementos em solução sólida, sendo chamada de transformação difusional, e a transformação martensítica ou displaciva, denominada transformação adifusional. A diferença entre estas reações pode ser caracterizada pela cinética da transformação. Para a transformação controlada por difusão, por exemplo, durante um resfriamento lento do aço, existem condições cinéticas para que os elementos em solução sólida se redistribuam entre as fases presentes. Nessas condições, a transformação é controlada pela difusão do ferro, carbono e elementos de liga, sendo a variável tempo necessário para a reação. Nas transformações adifusionais não ocorre redistribuição dos elementos em solução sólida, por não haver mobilidade suficiente dos elementos químicos. A transformação ocorre por um deslocamento simultâneo de átomos por cisalhamento da rede cristalina.

A microestrutura bifásica de ferrita-cementita, estável em temperaturas ambientes, transforma-se em ferrita-austenita durante o recozimento em temperaturas intercríticas.

A cementita é a fonte de carbono da austenita. Durante o resfriamento da tira, após o recozimento intercrítico, a austenita poderá se decompor em diferentes fases/constituintes como a perlita, martensita (transformação adifusional), bainita (transformação difusional) e várias outras microestruturas contendo ferrita. O tipo e a cinética de transformação dependerão do histórico de resfriamento, bem como da composição química do aço e do tamanho do grão austenítico.

KRAUSS ⁽¹⁸⁾ explica que a transformação austenítica e o tamanho do grão da austenita são decisivos para as propriedades mecânicas da microestrutura formada a partir desta durante o processo de recozimento em temperaturas intercríticas. O tamanho de grão da austenita influencia a dureza do aço e também a cinética de transformação martensítica, com efeito nas temperaturas M_i , ou seja, quanto maior o grão da austenita, maior será o tamanho de grão da ferrita e os pacotes de martensita. A Figura 3.9 mostra a microestrutura da austenita (à esquerda) e da martensita (à direita) formada após o processo de resfriamento de um aço com 0,2 % de carbono.

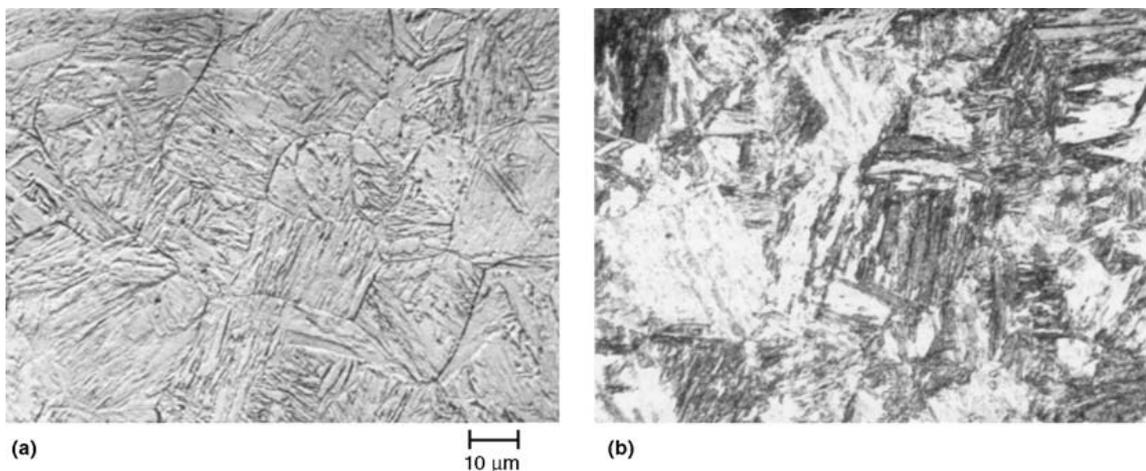


Figura 3.9 – Microestrutura de um aço com 0,2 % de C resfriado para formação de martensita. (a) Contornos de grão de austenita. (b) Microestrutura da martensita. (Fonte: KRAUSS ⁽¹⁸⁾)

Os ciclos térmicos, definidos pela temperatura de recozimento e a taxa de aquecimento, durante o processo de recozimento contínuo, influenciarão na quantidade de austenita a ser formada ^(18,19). A fração volumétrica de austenita durante o recozimento em temperatura intercrítica segue uma curva S, como pode ser observado na figura 3.10.

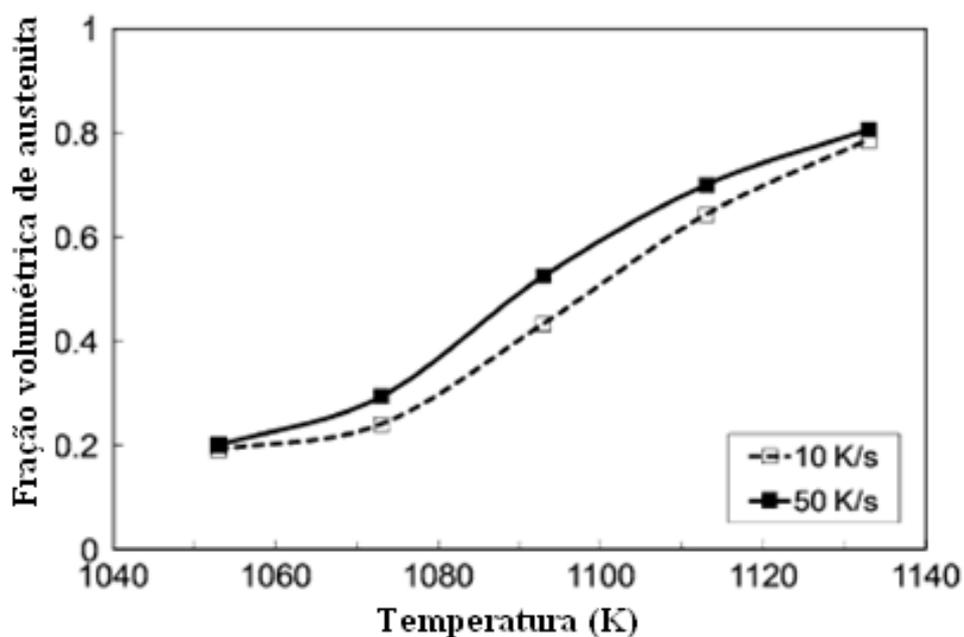


Figura 3.10 – Fração volumétrica de austenita formada durante o recozimento contínuo em temperaturas intercríticas. (Fonte: MOHANTY *et al.* ⁽¹⁹⁾)

Em baixas temperaturas, próximas à temperatura eutetóide, o volume de austenita se mantém o mesmo, independente da taxa de aquecimento. No instante em que temperaturas mais altas são atingidas, maiores taxas de aquecimento propiciam maiores frações volumétricas de austenita devido à dominância do crescimento da austenita sobre o processo de nucleação. Esta diferença diminui quando a temperatura de recozimento atinge a austenitização completa.

Já o refinamento do grão da austenita pode ser obtido pela adição de elementos de liga e também pela taxa de aquecimento. Outra influência do processo de recozimento é o enriquecimento de carbono da austenita através de tempos de encharque longos, que propicia uma maior dureza da martensita formada. Por fim, a taxa de resfriamento e tempo de equalização adequado serão decisivos para evitar a formação de perlita, bainita e austenita retida, favorecendo a formação de martensita.

ROCHA ⁽²²⁾ comenta que em aço com alto teor de Mn, a temperatura de encharque tem um efeito significativo na microestrutura e nas propriedades mecânicas, porque em altas temperaturas a taxa de difusão do Mn aumenta e provoca o enriquecimento da fase

austenítica, aumentando a temperabilidade e facilitando a formação da martensita. Assim, forma-se no grão de austenita um “anel” com alto teor de Mn, com elevada temperabilidade, e um núcleo pobre, com baixa temperabilidade conforme mostra a figura 3.11. No entanto, SPEICH ⁽¹³⁾ mostrou que os grãos de austenita, em aços com elevado teor de Mn, apresentam um gradiente de composição química, causado pelo fato de a difusão do Mn na austenita ser aproximadamente três ordens de grandeza menor que na ferrita.

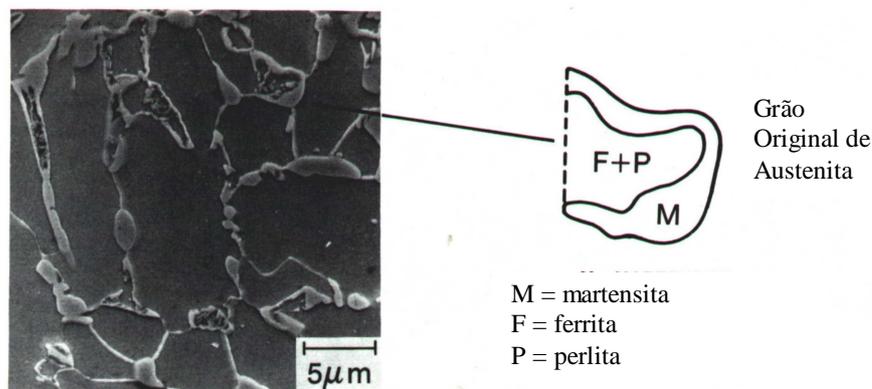


Figura 3.11 – Microestrutura de um aço 0,06%C-1,5%Mn recozido na região intercrítica por 1 hora a 740°C e resfriado a 4°C/s. (Fonte: YANG apud ROCHA ⁽²²⁾)

MOHANTY *et al.* ⁽¹⁹⁾ estudaram os mecanismos de formação de austenita de aços bifásicos em diferentes taxas de aquecimento e desenvolveram o diagrama apresentado na Figura 3.12. No estudo foi observado que a recristalização da ferrita é atrasada quando o aço é aquecido a uma taxa de aquecimento alta (50 K/s) em comparação com uma taxa de aquecimento mais lenta (10 K/s). As regiões ricas em carbono (martensita, bainita e perlita), da microestrutura inicial do aço laminado a frio, transformam-se em austenita primeiramente, independentemente da taxa de aquecimento. Com uma taxa de aquecimento mais alta, o tempo para difusão do carbono é menor, ocorre uma redução do número de grãos de ferrita recristalizados e leva a formação de ilhas de austenita grosseiras e alongadas do sentido de laminação. Em taxas de aquecimento mais lentas, o processo de recristalização inicia antes e a microestrutura consiste de uma grande fração de grãos de ferrita recristalizados, que juntamente ao maior tempo de difusão do

carbono, facilita a nucleação da austenita nos contornos dos grãos de ferrita e resulta na formação de grãos de austenita finos e homogêneos.

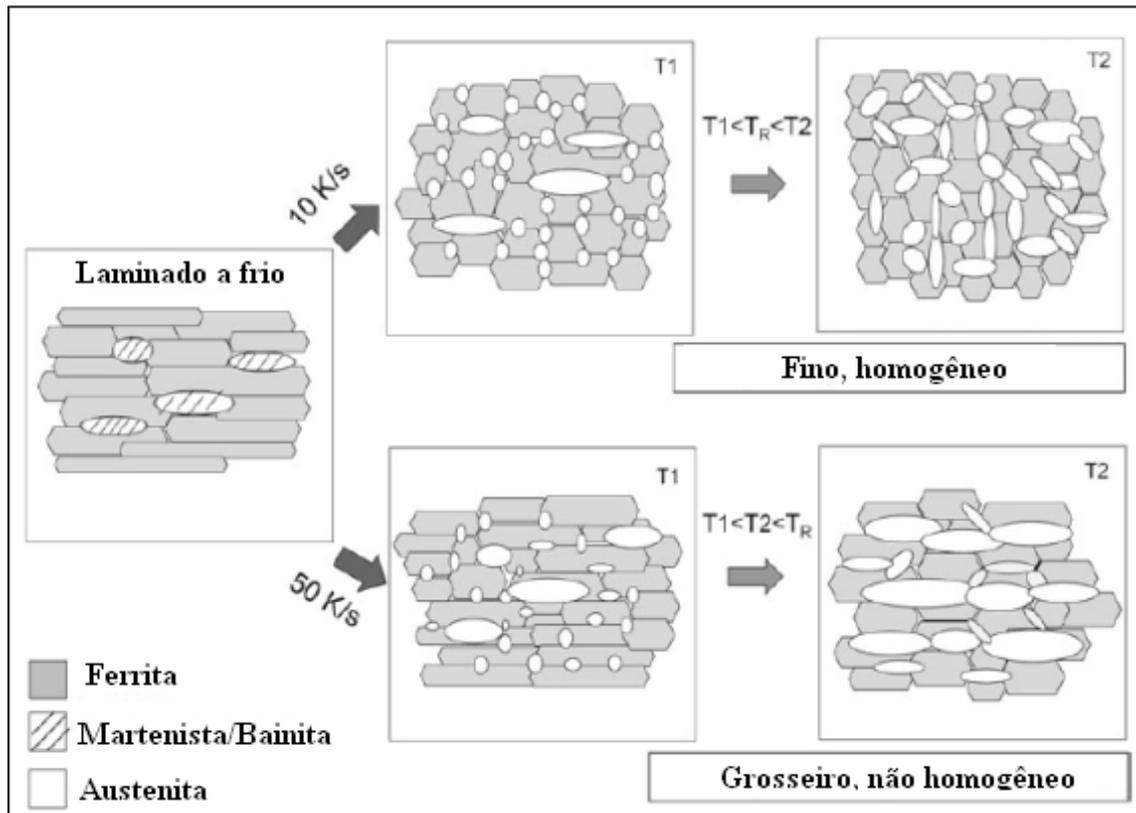


Figura 3.12 – Representação esquemática do mecanismo de formação de austenita para taxas de aquecimento de 10 K/s e 50 K/s. (Fonte : MOHANTY *et al.* ⁽¹⁹⁾)

3.3.2. Ferrita

Após o recozimento em temperaturas intercríticas a ferrita pré-existente transforma-se em austenita através de crescimento epitaxial, sem ser necessária a etapa de nucleação. Em elevadas taxas de resfriamento, em torno de 240°C/s, toda a austenita transforma-se em martensita, mas a medida que essa taxa de resfriamento diminui, parte da austenita transforma-se em ferrita ou carbonetos. ⁽¹³⁾

SPEICH ⁽¹³⁾ citou que alguns pesquisadores (MATLOCK e LAWSON) usaram técnicas especiais de ataques nas amostras de aços bifásicos para revelar que o crescimento da ferrita epitaxial na austenita pode ocorrer no resfriamento após o recozimento em

temperaturas intercríticas de um aço bifásico 1,5Mn-Nb para tempo curto em alta temperatura (4 min a 810°C). Isso resulta no envelopamento da austenita (martensita) com contorno de uma ferrita nova conforme mostra a figura 3.13.



Figura 3.13 – Formação de ferrita epitaxial no contorno de partículas de austenita de um aço bifásico 0,06C-1,5Mn-0,05Nb após recozimento intercrítico em 810°C. [ferrita antiga = cinza; nova ferrita = branca, martensita (austenita) = preto]. (Fonte: MATLOCK apud SPEICH ⁽¹³⁾)

Em aços laminados a frio, a recristalização da ferrita irá ocorrer rapidamente e geralmente se completa antes do aço atingir a temperaturas intercríticas durante o recozimento. O crescimento de grão da fase ferrítica após a recristalização é geralmente restrito devido ao ancoramento das partículas da fase de austenita. ^(20, 21)

Mudanças no teor de carbono da fase ferrítica podem ocorrer durante o recozimento intercrítico e isso tem um efeito crítico na ductilidade do material ⁽¹³⁾. Essas mudanças podem ocorrer por diversos motivos e entre eles estão:

- A solubilidade do carbono na ferrita pode ser menor durante o recozimento em temperaturas intercríticas do que na ferrita original antes do recozimento. A solubilidade do carbono na ferrita diminui com o aumento da temperatura intercrítica, mas pode ser reduzida aumentando os teores totais da liga do aço.
- Variações na taxa de resfriamento após o recozimento em temperaturas intercríticas. Com a redução da taxa de resfriamento, cementita pode precipitar na ferrita resultando em um baixo teor de carbono.
- Em aços que contem vanádio ou nióbio, a dispersão de precipitados de VCN e NbCN é geralmente presente na fase ferrítica e podem ser dissolvidos com a formação e crescimento da austenita durante o recozimento em temperaturas intercríticas. Durante o resfriamento, a ferrita epitaxial pode crescer sem formar uma nova dispersão de precipitados de VCN e NbCN.

3.3.3. Martensita

KRAUSS ⁽¹⁸⁾ explica que a transformação martensítica é adifusional, usualmente devido o efeito do resfriamento rápido empregado, e os átomos de carbono não se particionam entre a ferrita e a cementita e ficam presos em sites octaédricos de uma estrutura CCC (cúbica de corpo centrado), e então produzindo uma nova fase, a martensita. A martensita tem sua própria estrutura cristalina (tetragonal de corpo centrado), composição e é separada através de interfaces bem definidas de outras fases, entretanto, é uma fase metaestável presente somente porque a difusão foi suprimida. A transformação da microestrutura da austenita em martensita ocorre continuamente com o decréscimo da temperatura durante o resfriamento ininterrupto. Este modo de cinética de transformação é referenciado como atérmica (sem ativação térmica), o que diferencia de cinéticas isotérmicas, caracterizadas por transformações difusionais termicamente ativadas.

A temperatura em que a transformação martensítica de uma determinada liga inicia é chamada de M_i . A temperatura M_i reflete a força termodinâmica requerida para iniciar a transformação da austenita em martensita. A figura 3.14 mostra a temperatura M_i em função do percentual de carbono, onde se observa que a temperatura M_i diminui significativamente com o aumento do teor de carbono.

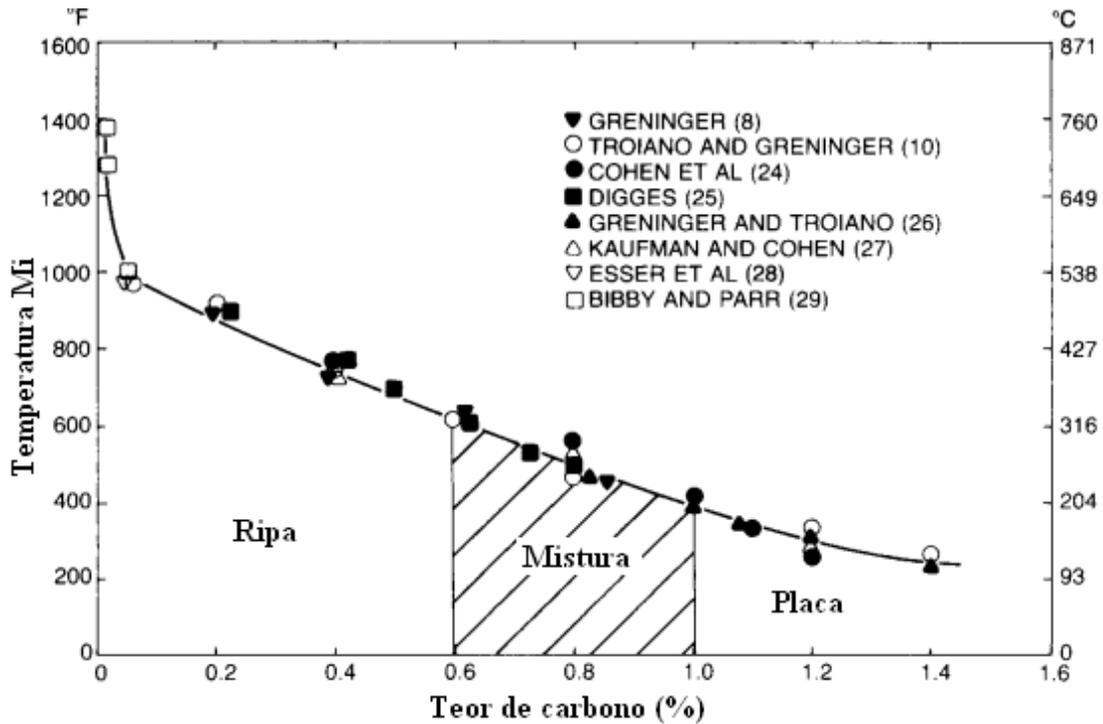


Figura 3.14 – Temperatura M_i em função do teor de carbono. (Fonte KRAUSS ⁽¹⁸⁾)

Os elementos de liga também influenciam a temperatura de início da transformação martensítica (M_i) e várias equações têm sido desenvolvidas para relacionar a temperaturas M_i com a composição química dos aços. ANDREWS ⁽²³⁾ desenvolveu a equação 3.1, baseado em várias medições de temperatura M_i e diversas composições de aços com o teor máximo de carbono de 0,6 %.

$$M_i = 539 - 423C - 30,4Mn - 12,1Cr - 17,7Ni - 7,5Mo \quad (3.1)$$

A temperatura em que a transformação martensítica é finalizada é definida como temperatura M_f e o teor de carbono e elementos de liga no aço também influenciam diretamente esta temperatura. A temperatura M_f cai para valores próximos a temperatura ambiente em aços ligados contendo mais de 0,3 % de carbono. Portanto, em aços com alto teor de carbono haverá uma grande quantidade de austenita retida, juntamente com a martensita a temperatura ambiente.

3.3.4. Bainita

A bainita, tanto superior quanto inferior, consiste em agregados de ripas de ferrita separadas por regiões chamadas de fases residuais. De acordo com a composição química, a temperatura e o tempo dos tratamentos isotérmicos na região de transformação, essas podem ser compostas de austenita não transformada ou de constituintes que se formam subsequentemente à formação da ferrita bainítica, tais como martensita e carbonetos ⁽²⁴⁾. Segundo BHADESHIA ⁽²⁵⁾, a microestrutura resultante quando se usa aço ligado ao silício ou ao alumínio, transformado em bainita superior, não apresenta carbonetos. O carbono repartido para a austenita residual não se precipita como a cementita, tornando a austenita estável a temperatura ambiente. A microestrutura consiste de finas placas de ferrita bainítica separadas por regiões de austenita enriquecida de carbono e martensita.

3.4. PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS AÇOS BIFÁSICOS

3.4.1. Limite de escoamento e limite de resistência

A resistência dos aços bifásicos é uma variável dependente da fração volumétrica e dureza da fase martensítica e quanto maior a dureza e o volume de martensita, maior será o limite de resistência. Entretanto, valores muito elevados de limite de resistência e de limite de escoamento ocasionarão em perda de ductilidade.

SPEICH e MILLER ⁽²⁶⁾ estudaram a relação de dependência do limite de escoamento e limite de resistência das misturas de ferrita e martensita de um aço 1,5Mn, que foi recozido em diferentes temperaturas intercríticas variando a dureza e o volume da fase martensítica para diferentes teores de carbono. Os resultados são mostrados na figura 3.15 de acordo com a variação apropriada do teor de carbono em cada caso. Os resultados mostram claramente que o limite de escoamento e o limite de resistência variam de maneira não linear com a fração volumétrica de martensita, sendo maior a influência no limite de resistência. A menor influência do volume de martensita no limite de escoamento pode ser explicada pela pré-existência de tensões residuais entre as partículas de martensita. Em baixas deformações, características da região do limite de escoamento, a tensão na martensita atinge apenas 1/3 do limite de escoamento desta fase, pois ainda há tensões residuais. Já em altas deformações correspondente a região do limite de resistência, as tensões residuais foram totalmente eliminadas e ocorre o aumento de tensão da martensita, contribuindo para o aumento da resistência.

Além da mudança na resistência da fase martensítica, mudanças na resistência da fase ferrítica podem afetar a resistência da mistura ferrita-martensita. O efeito do tamanho de grão da ferrita tem sido amplamente estudado e vários autores ^(27, 28) comentam que o limite de resistência aumenta com a diminuição do tamanho de grão da ferrita. Outra maneira de se obter elevada resistência é a adição de elementos de liga como silício e fósforo.

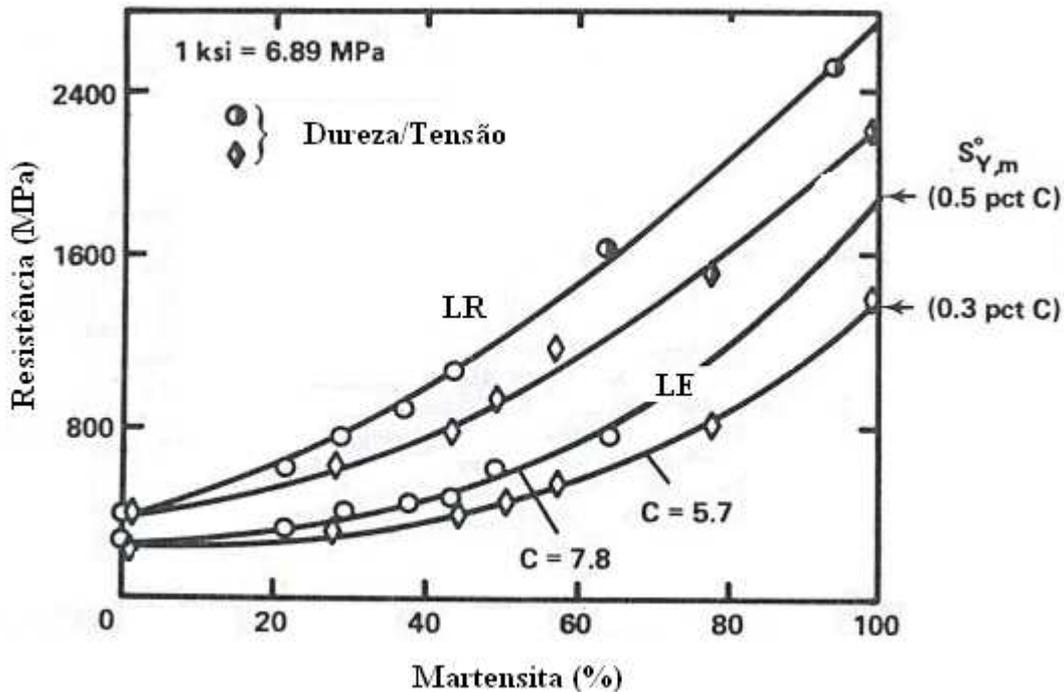


Figura 3.15 – Limite de escoamento e limite de resistência de diferentes misturas de ferrita-martensita em um aço 1,5Mn. (Fonte: SPEICH e MILLER ⁽²⁶⁾)

3.4.2. Alongamento

O efeito da microestrutura dos aços bifásicos no alongamento total é algo complexo de ser analisado, isso devido aos diversos fatores que podem influenciar os valores de alongamento. Dentre eles SPEICH ⁽¹³⁾ destaca a fração volumétrica e distribuição da martensita, a quantidade de carbono e a plasticidade da martensita, os elementos de liga e a quantidade de carbono presente na ferrita e a austenita retida.

O alongamento uniforme, definido como o valor de alongamento antes do início da estricção e equivalente ao valor do expoente de encruamento n , diminui de maneira não linear com o aumento da fração volumétrica de martensita, entretanto o valor de n aumenta suavemente quando a quantidade de carbono presente na martensita é reduzida. Já o alongamento total, ou alongamento de ruptura, dos aços bifásicos diminui com o aumento do percentual de martensita.

Conforme mencionado anteriormente, o limite de resistência é diretamente proporcional à quantidade de carbono e a fração volumétrica de martensita. O aumento nos valores de limite de resistência conduz a uma redução do alongamento total e uniforme, conforme pode ser observado na figura 3.16, onde foram são apresentados os valores de alongamento total e alongamento uniforme (%) em função do limite de resistência (MPa).

WISPELAERE ⁽²⁹⁾ avaliou a influência do tempo de encharque após o recozimento em temperaturas intercríticas e verificou que ocorre uma redução no alongamento uniforme e de ruptura se o tempo de encharque é muito curto. Uma maneira de compensar essa redução no alongamento, em casos de tempo de encharque curtos, é aumentar a temperatura de encharque. A figura 3.17 apresenta os resultados obtidos em uma simulação realizada para avaliar o efeito do tempo de encharque para uma mesma temperatura, onde se observa que o alongamento uniforme aumenta com o aumento do tempo de encharque.

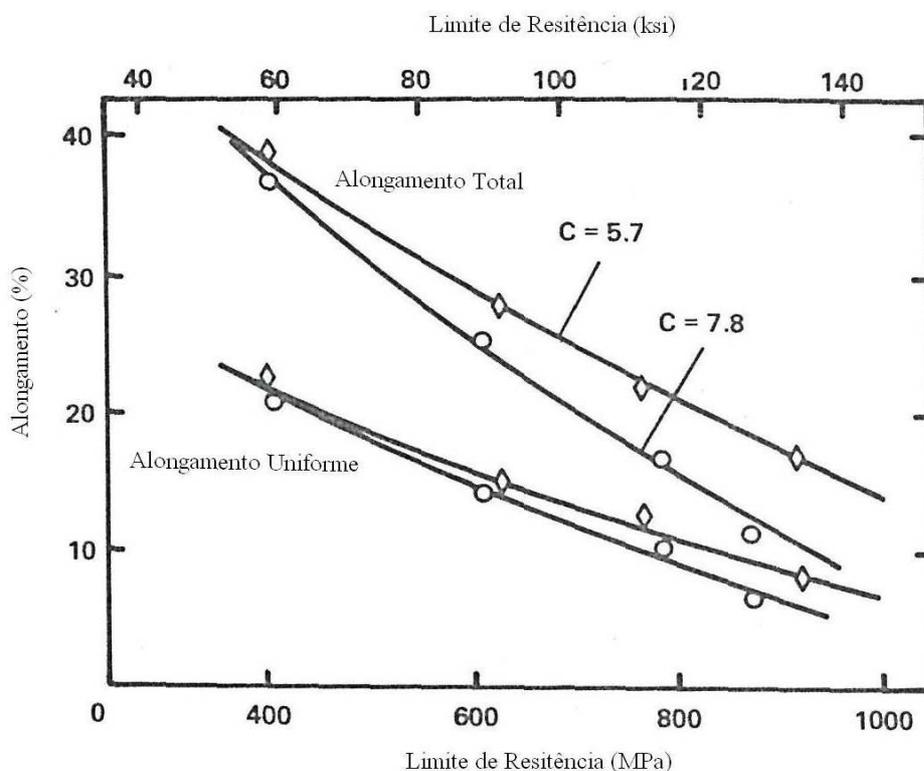


Figura 3.16 – Relação entre limite de resistência e alongamento total e uniforme para um aço bifásico 1,5Mn. (Fonte: SPEICH e MILLER ⁽²⁶⁾)

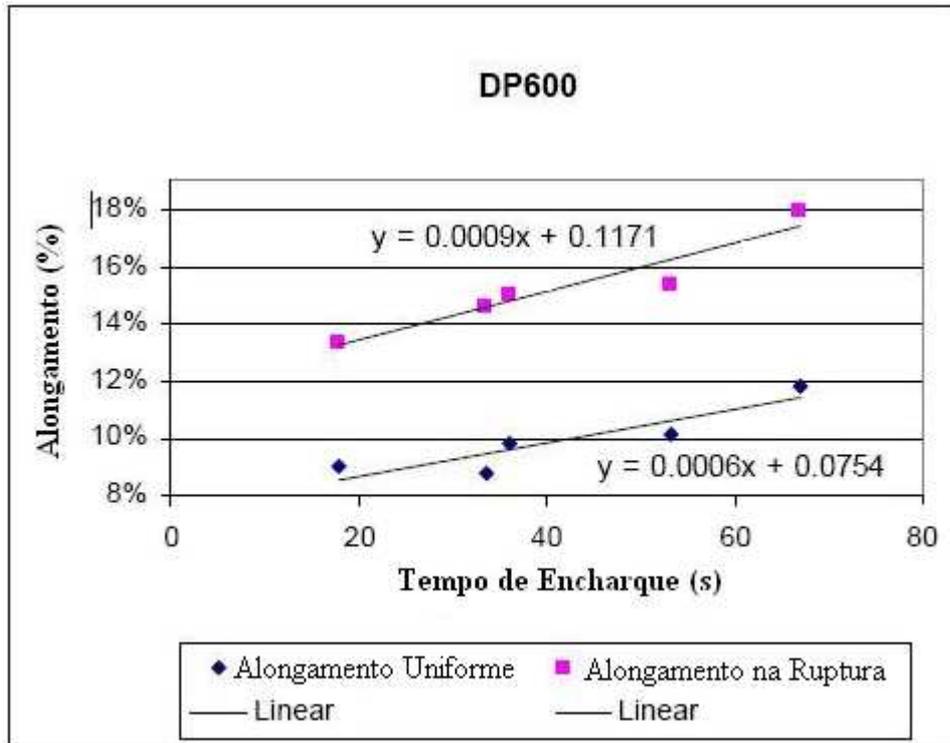


Figura 3.17 – Alongamento versus tempo de encharque com temperatura > 780°C. (Fonte: WISPELAERE ⁽²⁹⁾)

3.4.3. Expoente de encruamento (n)

A capacidade de deformação de uma chapa de aço é fortemente influenciada pelo expoente de encruamento “n”. O valor de n é o parâmetro chave para determinar o estiramento máximo. O valor de n também representa a capacidade de distribuir a deformação de forma mais uniforme na presença de um gradiente de deformação na peça conformada.

KONIECZNY ⁽⁷⁾ observou que a comparação do valor de n entre aços bifásicos e ARBL requer mais que uma simples comparação de dois valores. Nos dados de ensaios de tração apresentados na figura 3.18 observa-se que o HSLA 350/450 e o DP 350/600 apresentaram um valor de $n = 0.14$, ambos obtidos por meio de um ensaio de tração convencional. A equivalência no resultado não condiz com o aumento da capacidade de estiramento apresentada pelo aço DP. Os valores instantâneos de expoente de

encruamento (n) para os aços DP350/600 e ARLB350/450 indicam que valores de n elevados para deformação de engenharia com valores menores que 7 %. De acordo com WAS ⁽⁵⁾ os altos valores iniciais de n tendem a melhorar a distribuição da deformação.

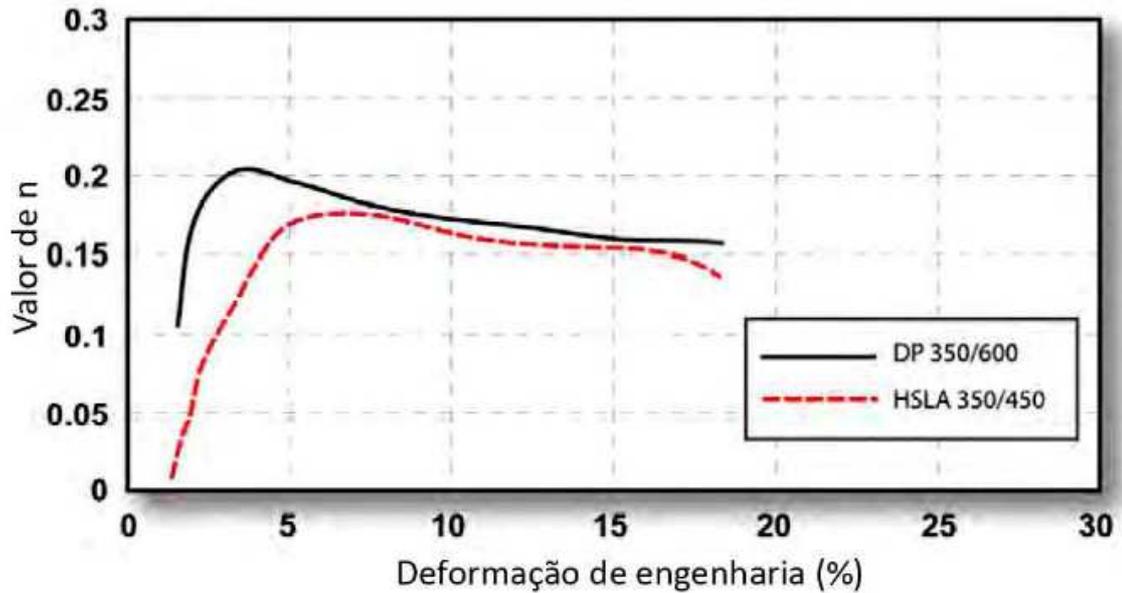


Figura 3.18 – Valores instantâneos de coeficiente de encruamento (n) versus deformação de engenharia para os aços DP350/600 e ARLB350/450. (Fonte: KONIECZNY ⁽⁷⁾)

3.5. RECOZIMENTO CONTÍNUO DOS AÇOS BIFÁSICOS EM TEMPERATURAS INTERCRÍTICAS

Outros fatores de grande influência na microestrutura do aço são os tratamentos termomecânicos durante os processos de laminação a quente, laminação a frio e de recozimento contínuo.

Uma característica muito importante na microestrutura dos aços é o tamanho e o formato de grão. O tamanho do grão pode variar de tamanhos grandes com diâmetro médio de 9 μm (ASTM 4), em aços DDQ, até finos grãos com diâmetro médio de 4 μm (ASTM 13) em aços ARBL. O refinamento de grão é uma das maneiras mais efetivas para aumentar a resistência do material e não é prejudicial nos processos de estampagem.

Os aços bifásicos podem ser produzidos através de recozimento intercrítico em recozimento contínuo ou em recozimento em caixa. No entanto, o mais comum é a produção em recozimento contínuo devido às altas taxas de aquecimento e resfriamento, alta produtividade, uniformidade das propriedades do material e a possibilidade de usar aços com baixa liga.

O conceito básico para a produção de aços bifásicos é a formação de uma proporção adequada de martensita no final do recozimento contínuo em temperaturas intercríticas. A figura 3.19 apresenta um esquema das transformações dos aços bifásicos ocorridas durante as etapas do recozimento contínuo em linhas de galvanização.

O processo de recozimento contínuo para produção de aços bifásicos galvanizados por imersão a quente segue, geralmente, as seguintes etapas: aquecimento até a região de temperatura intercrítica para promover a recristalização; encharque para permitir a nucleação e crescimento da austenita; resfriamento rápido para transformar a austenita em outras fases e constituintes e equalização para uniformizar a temperatura para imersão da chapa no banho de zinco. A quantidade e a morfologia das fases formadas na microestrutura do aço dependem dos ciclos térmicos aplicados.

MOULIN ⁽¹¹⁾ destaca que, para que a transformação austenítica aconteça, o recozimento deve ocorrer no domínio intercrítico ($T_E > A_{c1}$). O volume de austenita será controlado pela taxa de aquecimento, temperatura e o tempo de encharque. Num ciclo de galvanização por imersão à quente, a austenita intercrítica será então resfriada até 460 ° C, temperatura do banho de zinco. É importante notar que a transformação da martensita ocorre apenas durante o resfriamento final após o processo de revestimento ter sido finalizado.

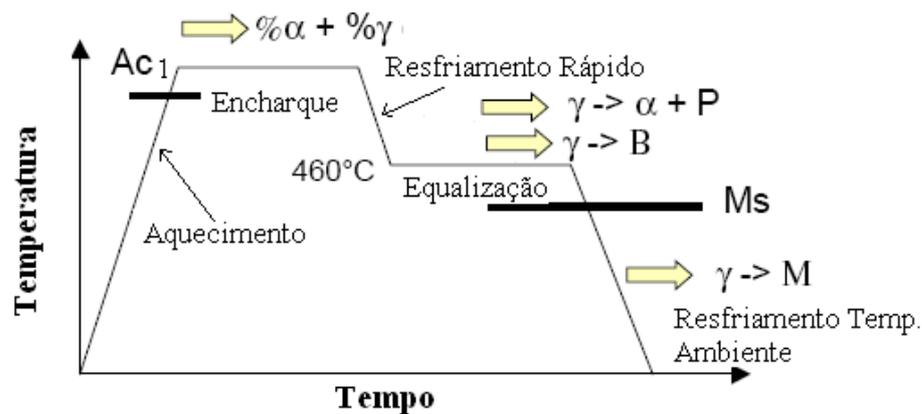


Figura 3.19 – Transformações dos aços bifásicos durante os ciclos térmicos em linhas de galvanização por imersão a quente. (Fonte: MOULIN ⁽¹¹⁾)

A seguir serão apresentadas as etapas do recozimento contínuo dos aços bifásicos.

3.5.1. Aquecimento

Na primeira etapa do ciclo de recozimento, a temperatura da chapa 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 atingir a temperatura intercrítica. Estas transformações são acompanhadas pela dissolução dos carbonetos, quebrados pela deformação prévia a frio. ⁽²²⁾

3.5.2. Encharque

O encharque caracteriza-se por ser uma etapa isotérmica, uma vez que a temperatura intercrítica já foi atingida e a temperatura é mantida constante. Nesta etapa várias alterações microestruturais ocorrem e ainda há presença de grãos de ferrita alongados, ou seja, não recristalizados, porém a maior modificação ocorre com o aumento da fração volumétrica da austenita.

WISPELAERE ⁽²⁷⁾ comenta que o limite de resistência e o limite de escoamento não sofrem influência do tempo de encharque, mas como já comentado anteriormente, o encharque exerce uma influência no alongamento uniforme. Outro aspecto importante a ser considerado no encharque é o bandeamento da microestrutura que pode ocorrer se o tempo de encharque for muito curto. Este bandeamento pode alterar as propriedades mecânicas do aço e influenciar negativamente sua aplicação.

3.5.3. Resfriamento rápido

A taxa de resfriamento é muito importante para a formação da microestrutura e propriedades mecânicas desejadas. Com o aumento da taxa de resfriamento os valores da tensão de escoamento e limite de resistência também aumentam, devido à fração volumétrica de martensita ser maior. Taxas de resfriamento mais lentas favorecem a formação de constituintes como bainita e perlita, reduzindo o volume de martensita e, como consequência, gerando valores menores de limite de resistência.

3.5.4. Equalização

A manutenção da temperatura após o resfriamento rápido se faz necessária em processo de galvanização por imersão a quente para uniformizar a temperatura da chapa antes da imersão no banho de zinco.

MOULIN ⁽¹¹⁾ destaca que o comprimento da seção de equalização irá influenciar na microestrutura dos aços bifásicos e o projeto adequado desta seção deve ser levado em conta para garantia de uma proporção adequada de fases e microconstituintes na microestrutura final do aço. A figura 3.20 mostra a influência do tempo de equalização em 460 ° C sobre as propriedades mecânicas de um aço DP600. A perda de resistência à tração, com tempos de equalização crescentes está associada com a diminuição da proporção de martensita formada durante o ciclo de galvanização a quente e o aumento simultâneo da proporção de bainita ou perlita.

Quanto maior o comprimento da zona de equalização maior será a quantidade de bainita formada e menor a fração de martensita no produto final. Para evitar a formação da bainita, para um dado perfil de linha, é necessário adicionar elementos de liga que reduzam a cinética de transformação, sendo o Cr e Mo os principais elementos adicionados nos aços bifásicos com essa finalidade.

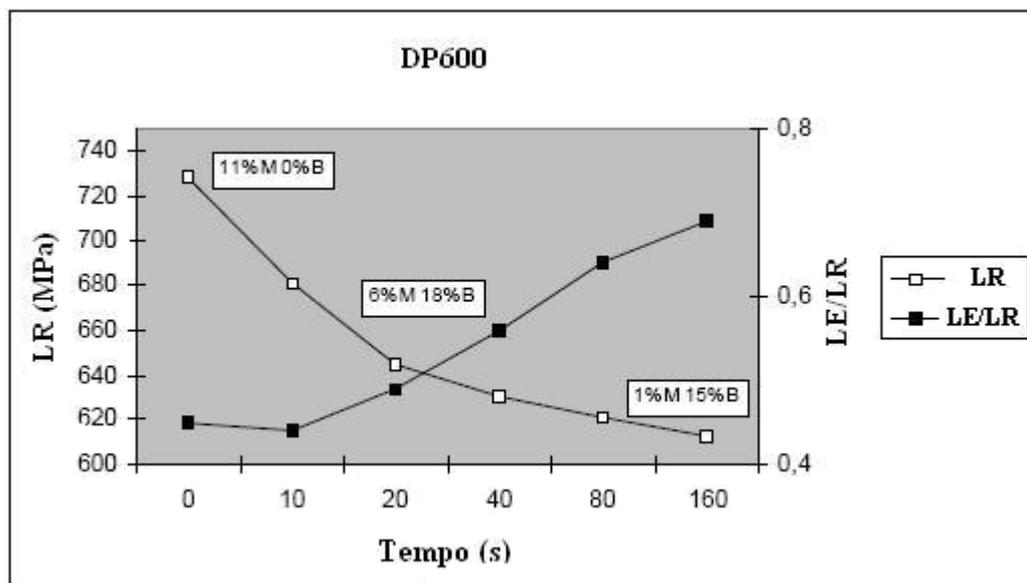


Figura 3.20 – Influência do tempo de equalização em 460 °C, durante o ciclo térmico de uma linha de galvanização, nas propriedades mecânicas de um aço bifásico (DP 600). (Fonte: MOULIN ⁽¹¹⁾)

4. MATERIAS E METODOLOGIA

4.1. MATERIAIS

Para a realização dos ensaios mecânicos e caracterização de microestrutura foram utilizadas amostras de aços bifásicos fabricados na ArcelorMittal Vega. As amostras coletadas no produto final após o processo de galvanização.

Os materiais analisados foram os aços bifásicos DP600Mo, DP600 e DP780 produzidos nas unidades ArcelorMittal Tubarão (*upstream*) e ArcelorMittal Vega (*downstream*). A figura 4.1 mostra o fluxo de produção das unidades industriais.



Figura 4.1 – Fluxo de produção de aço das plantas ArcelorMittal Tubarão e ArcelorMittal Vega.

A tabela 4.1 apresenta a composição química dos aços DP600Mo, DP600 e DP780. A principal diferença entre os aços DP600Mo e DP600 é que o último praticamente não contém molibdênio (máximo de 0,03 %), mas em compensação este aço apresenta maiores teores de Mn e Cr.

Tabela 4.1 – Composição Química dos Aços DP600Mo, DP600 e DP780 (% massa).

Composição Química		Valor	DP600Mo		DP600		DP780	
			Mín.	Max.	Mín.	Max.	Mín.	Max.
C	Carbono	%	0,1	0,14	0,095	0,115	0,135	0,155
Mn	Manganês	%	1,3	1,5	1,75	1,95	1,83	1,98
Si	Silício	%	0,3	0,4	0,2	0,3	0,18	0,28
P	Fósforo	%	-	0,018	-	0,015		0,018
S	Enxofre	%	-	0,05	-	0,005		0,005
Cr	Cromo	%	0,15	0,25	0,325	0,375	0,2	0,3
Al	Alumínio	%	0,02	0,05	0,02	0,07	0,02	0,045
Ti	Titânio	%	0,005	0,015	-	0,001	0,018	0,028
Ca	Cálcio	%	0,002	0,004	0,0015	0,005	0,002	0,004
Mo	Molibdênio	%	0,07	0,15	-	0,03	0,09	0,13
Cu	Cobre	%	-	-	-	0,10		
Ni	Níquel	%	-	-	-	0,04		
Nb	Nióbio	%	-	-	-	0,003		
B	Boro	%	-	-	-	0,0004		
Sn	Estanho	%	-	-	-	0,02		

4.2. PROCESSO INDUSTRIAL

A produção industrial foi realizada nas duas linhas de galvanização por imersão a quente da unidade do grupo ArcelorMittal, localizada em São Francisco de Sul, SC.

4.2.1. Linha de Galvanização 1 – CGL#1

A figura 4.2 mostra o layout da linha de galvanização #1, que está em operação desde julho de 2003. Esta é composta por um forno de recozimento vertical, fornecido pela empresa Drever.

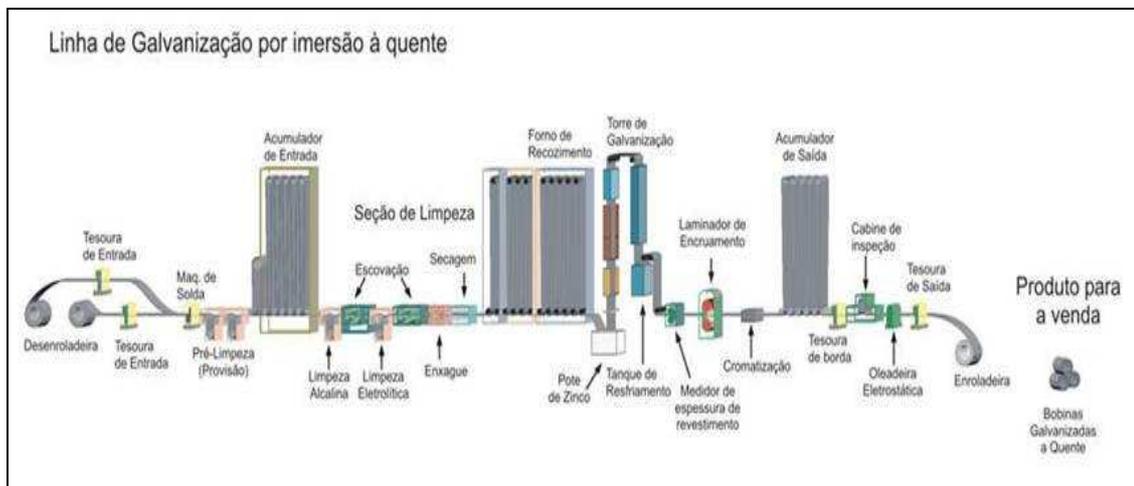


Figura 4.2 – Layout da linha de galvanização 1 – CGL#1.

O forno de recozimento vertical é composto pelas seguintes seções: aquecimento por tubos radiantes, encharque, resfriamento e equalização conforme mostra a figura 4.3. A tabela 4.2 apresenta o comprimento de cada seção.

A velocidade de aquecimento é muito mais lenta que no caso dos fornos a chama direta, em torno de 5 a 10°C/s. Os tubos radiantes são dispostos entre os passes verticais da chapa, na razão de 20 tubos por passe de aproximadamente 20 metros.

A altura dos passes verticais é geralmente em torno de 20 a 25m no máximo, para limitar o aumento da tensão devido ao peso da chapa. Os tubos radiantes são do tipo “W” conforme mostra a ilustração na figura 4.4.

Tabela 4.2 – Seções do forno de recozimento vertical da linha de galvanização #1.
(Fonte: BOIN⁽³⁰⁾)

Forno Vertical - Linha de Galvanização #1	
Seções	Comprimento (m)
Aquecimento - tubos radiantes	313
Encharque - resistências elétricas	99
Resfriamento rápido	15
Equalização	35
Tromba	9
Comprimento total do forno	472

O aquecimento ocorre essencialmente por irradiação da superfície do tubo para a chapa, a capacidade de troca térmica diminui à medida que a temperatura da chapa aumenta. Portanto, a capacidade térmica do forno decresce rapidamente para os ciclos térmicos com temperaturas mais elevadas. A figura 4.5 ilustra o posicionamento dos rolos, tira e dos tubos radiantes.



Figura 4.3 – Forno vertical CGL#1.

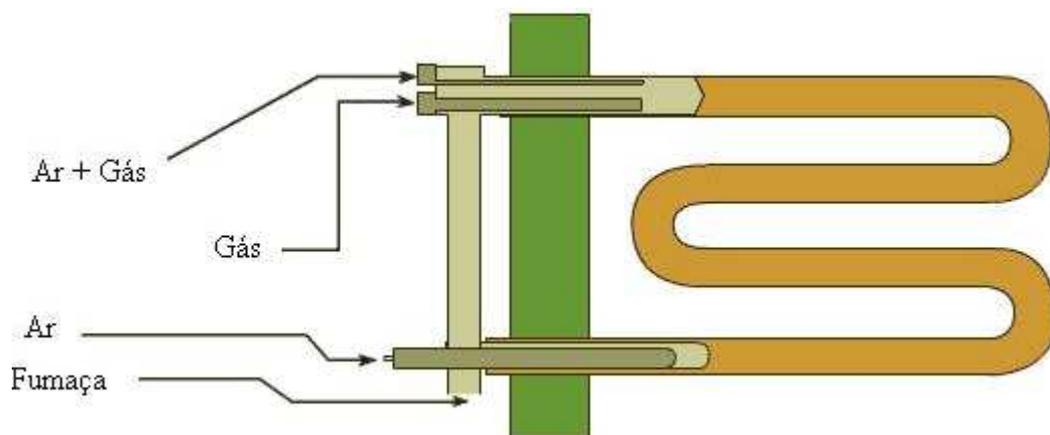


Figura 4.4 – Esquema de um tubo radiante tipo W utilizado em fornos verticais. (Fonte: ARCELORMITTAL MARDICK ⁽³¹⁾)

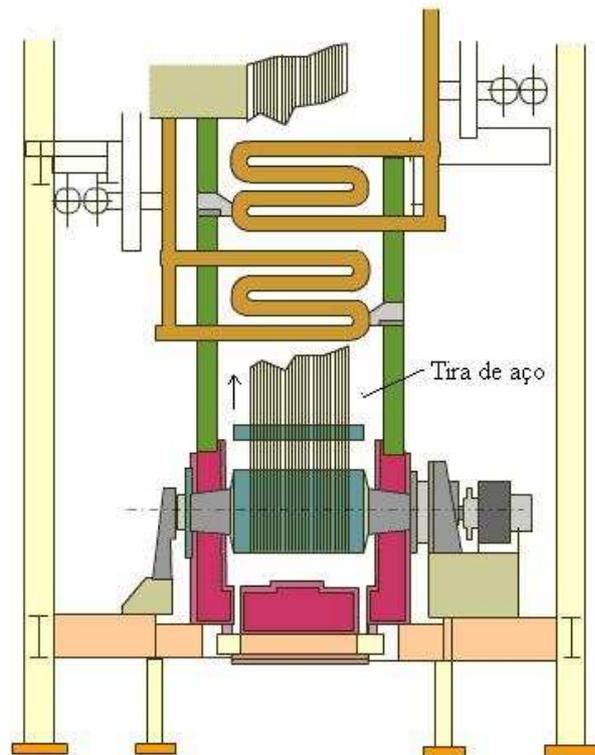


Figura 4.5 – Esquema da localização da tira de aço e os tubos radiantes. (Fonte: ARCELORMITTAL MARDICK ⁽³¹⁾)

A seção de encharque mantém a temperatura da tira constante após o aquecimento, através de resistências elétricas. O comprimento desta seção é determinado de maneira a garantir, para a velocidade máxima de recozimento prevista, o tempo de encharque adequado.

4.2.2. Linha de Galvanização 2 – CGL#2

A figura 4.6 apresenta o layout da linha de galvanização #2, que entrou em operação em abril de 2010 e possui um forno de recozimento horizontal fornecido pela empresa CMI Thermline.

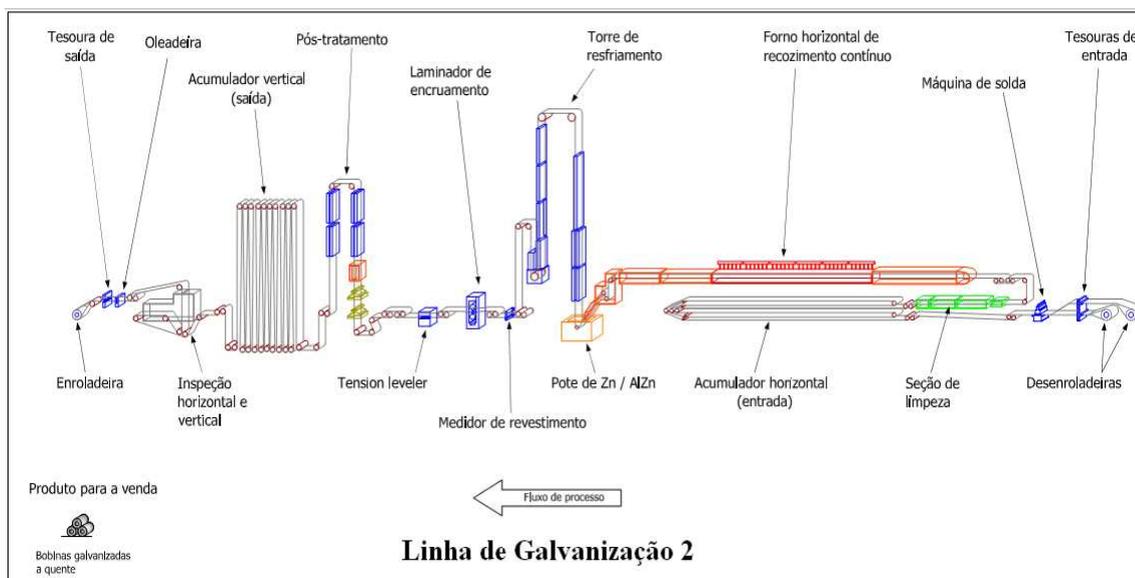


Figura 4.6 – Layout da linha de galvanização 2 – CGL#2.

A figura 4.7 mostra uma foto do forno de recozimento horizontal, composto por uma seção de aquecimento por chama direta, aquecimento por tubos radiantes, encharque, resfriamento e equalização.

A figura 4.8 mostra uma foto interna do forno, (a) Aquecimento por tubos radiantes; (b) encharque através de resistências elétricas; (c) e (d) resfriamento. A tabela 4.3 apresenta o comprimento de cada seção.

Tabela 4.3 – Seções do forno de recozimento horizontal da linha de galvanização #2 (Fonte : CMI ⁽³²⁾)

Seções	Comprimento (m)
Preaquecimento	20
Aquecimento - chama direta	13
Aquecimento - tubos radiantes	36
Encharque - resistências elétricas	30
Resfriamento rápido	15
Equalização	14
Comprimento total do forno	129



Figura 4.7 – Forno horizontal CGL#2.

(a)



(c)



(b)



(d)



Figura 4.8 – Seções do forno de recozimento da CGL#2. (a) aquecimento por tubos radiantes; (b) encharque por resistências elétricas; (c) e (d) resfriamento por *Jet-Cooler*.

No forno horizontal com aquecimento por chama direta a chapa é colocada diretamente em contato com os produtos da combustão do gás conforme mostra a figura 4.9. As temperaturas da chama (aproximadamente 1500°C) e as temperaturas do arco (aproximadamente 1300°C), sendo muito altas, ocasionam uma elevação da temperatura da chapa de forma muito rápida. As temperaturas entre 650 e 750°C podem ser alcançadas em poucos segundos. A Figura 4.10 mostra o perfil térmico e o gradiente de temperatura de um queimador por chama direta.

Os gases de uma combustão completa são muito oxidantes na presença da ferrita. A fim de reduzir este inconveniente, a combustão do gás natural é regulada para uma relação de ar de 9 a 10 %, ocasionando a eliminação de 4 a 6 % de gás CO e H₂ nos gases de combustão.

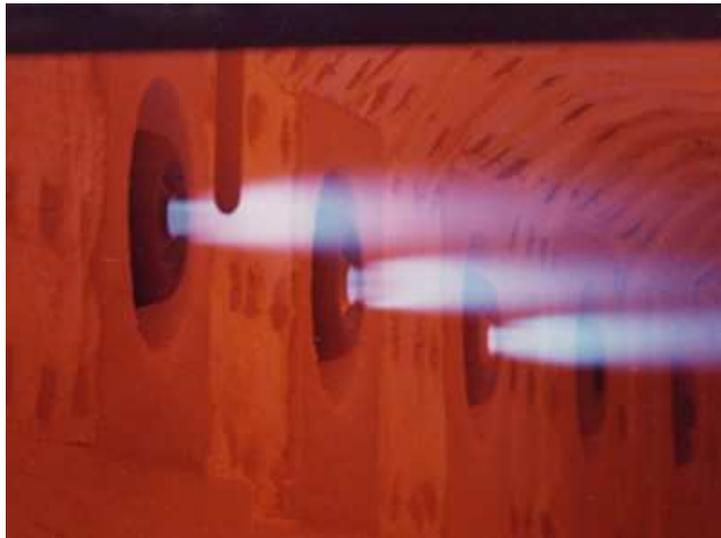


Figura 4.9 – Queimador chama direta. (Fonte : DELAUNAY ⁽³³⁾)

A seção seguinte ao aquecimento por chama direta é o aquecimento por tubos radiantes, que tem o mesmo princípio que a radiação de calor nos fornos verticais, mas com tubo radiante de diferente formato, como pode ser observado na figura 4.11.

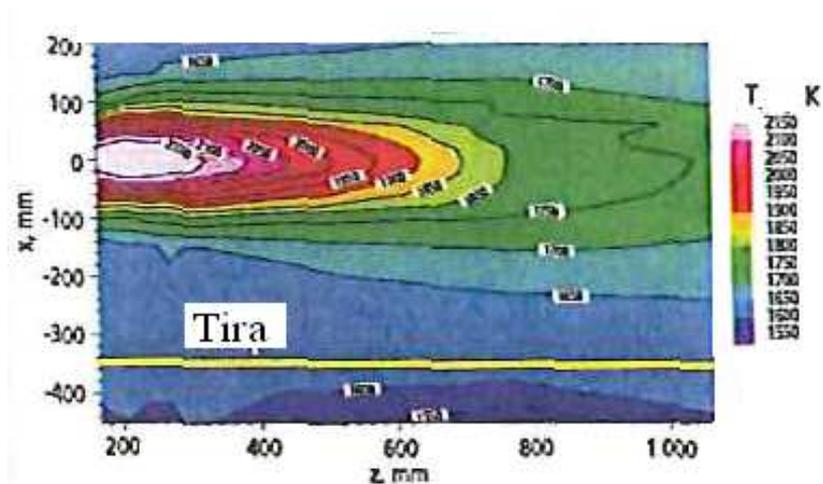


Figura 4.10 – Perfil térmico e gradiente de temperatura da chama de um queimador chama direta. (Fonte : DELAUNAY ⁽³³⁾)

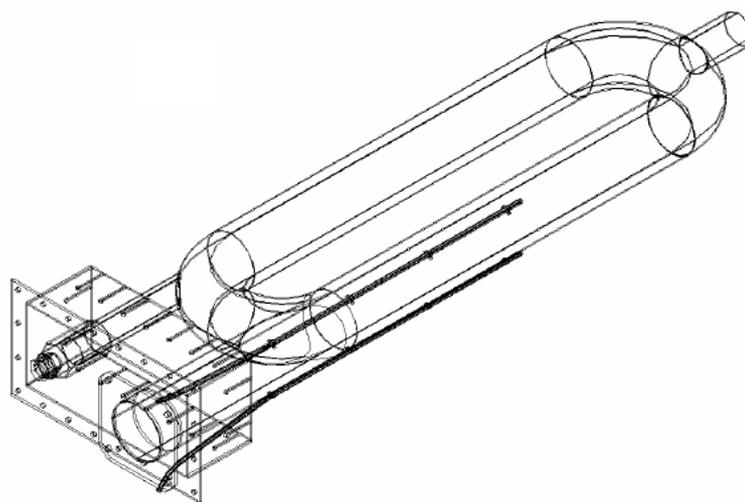


Figura 4.11 – Tubo radiante tipo P utilizado em fornos horizontais. (Fonte : CMI ⁽³²⁾)

O resfriamento por jatos de gás, com mistura de nitrogênio e hidrogênio, é a técnica utilizada em linhas de galvanização. O gás é reciclado e resfriado num trocador de calor exterior ao forno, conforme mostra a figura 4.7 c. O coeficiente de convecção térmica cresce proporcionalmente à velocidade do jato e os valores estão entre 50 e 500 $W/m^2\text{°C}$. A eficácia de um *Jet-Cooler* é função do seu coeficiente de troca térmica. Os gases soprados sobre a tira devem ser recuperados facilmente pelo sistema de

recirculação, sem perturbar a sopragem e sem criar heterogeneidade no resfriamento. A figura 4.12 mostra o esquema de resfriamento de um sistema *Jet-Cooler*.

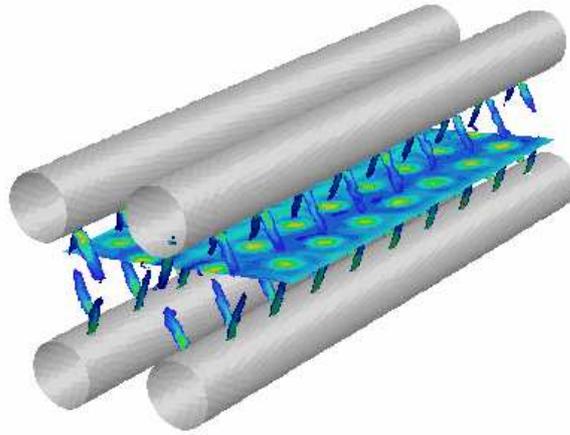


Figura 4.12 – Esquema de resfriamento através de *Jet-Cooler*. (Fonte : CMI ⁽³²⁾)

4.3. CICLOS TÉRMICOS

O processo de recozimento contínuo para produção de aços bifásicos segue as seguintes etapas: aquecimento até a temperatura intercrítica, encharque para permitir a nucleação e crescimento da austenita e resfriamento para transformar a austenita em martensita. A quantidade e a morfologia dos constituintes formados na microestrutura do aço dependem dos ciclos térmicos aplicados ao mesmo. A quantidade de ferrita primária e austenita formada dependem da temperatura de aquecimento. A fração da ferrita/austenita em equilíbrio pode ser calculada aplicando a regra da alavanca no diagrama de fases no sistema Fe-C-M, onde M representa a influência dos elementos de liga. A concentração de carbono na austenita pode ser determinada pela curva A_3 (Eq. 1).

A figura 4.13 apresenta os ciclos térmicos das duas linhas de galvanização, conforme projetos dos fornos de recozimento contínuo ilustrados nas figuras 4.3 e 4.10. A chapa de aço é aquecida até 800°C (temperatura de encharque) e após resfriada até a temperatura de 460°C. Antes de imergir no banho de zinco, a chapa passa pela zona de equalização, cujo objetivo principal é de garantir que a temperatura da chapa seja a mais

próxima possível da temperatura visada de imersão no banho de zinco. Após a imersão no banho de zinco, a chapa é resfriada na torre de galvanização até valores próximos à temperatura ambiente.

Apesar de o comprimento da zona de equalização ter um papel importante no controle da temperatura de imersão, na qualidade do revestimento e no aspecto final do produto, esta zona tem um papel negativo na produção de aços bifásicos pelo fato da temperatura de equalização favorecer a decomposição da austenita em bainita, constituinte este a ser evitado na microestrutura final.

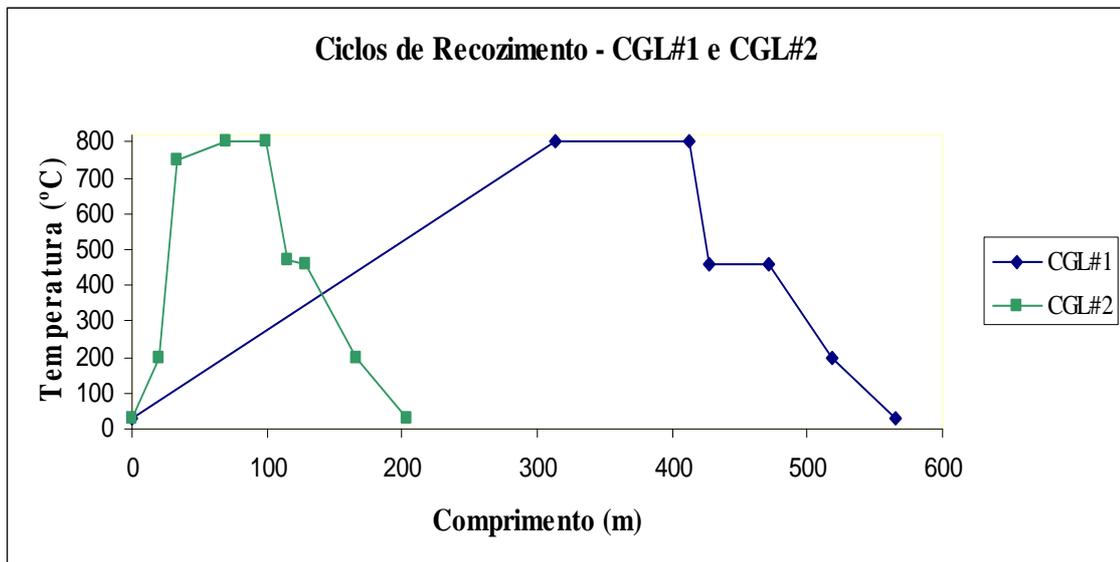


Figura 4.13 – Ciclos térmicos das linhas de galvanização 1 e 2 (GI).

Já a figura 4.14 apresentam o comparativo dos ciclos térmicos para a produção do GI e GA (*Galvannealed*). O GA é composto por 90% de zinco e 10 % de ferro, onde a chapa é imersa no banho de zinco a 460°C e depois passa por um forno de indução, onde a temperatura atinge 550°C, para formar a liga do revestimento GA e, na sequência, é resfriada até a temperatura ambiente.

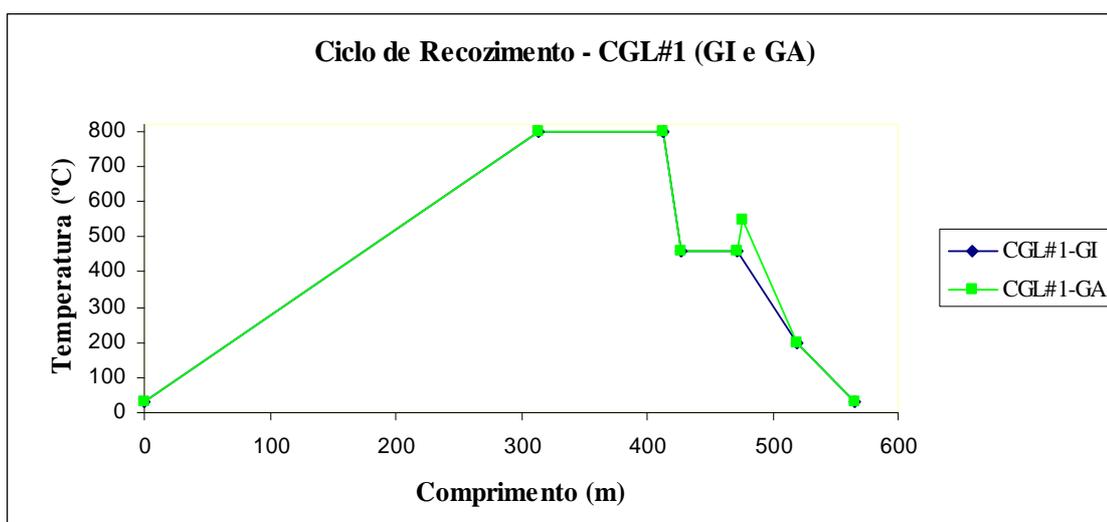


Figura 4.14 – Ciclos térmico da linha de galvanização 1 (GI e GA).

4.4. PARÂMETROS DE PROCESSO

Os aços apresentados na tabela 4.1 foram produzidos comercialmente de acordo com o fluxo de produção apresentado na figura 4.1. A redução empedrada no laminador a frio foi de 60% para todos os aços analisados e a deformação no laminador de encruamento das linhas de galvanização foi de 0,4%. A utilização deste equipamento destina-se a ajuste de propriedades mecânicas, principalmente o limite de escoamento, e para aplicar rugosidade no material de acordo com especificação dos clientes. As bobinas processadas possuem largura aproximada de 1200mm e espessura variando de 1,0 a 1,4mm. Os demais parâmetros de processo e o cálculo de taxas de aquecimento e resfriamento e dos tempos de encharque e equalização são apresentados na tabela 4.4.

A seguir são apresentadas as fórmulas para o cálculo das taxas de aquecimento (TA) e resfriamento (TR) e os tempos de encharque (tE) e equalização (tEq):

$$\text{Taxa de aquecimento} \rightarrow \text{TA } (^\circ\text{C/s}) = \frac{(\text{TE} - 30^\circ\text{C}) * \text{V}}{\text{CA}} \quad (4.1)$$

$$\text{Taxa de resfriamento} \rightarrow \text{TR } (^\circ\text{C/s}) = \frac{(\text{TE} - 460^\circ\text{C}) * \text{V}}{\text{CR}} \quad (4.2)$$

$$\text{tempo de Encharque} \rightarrow t_{En} (s) = \frac{C_{En}}{V} \quad (4.3)$$

$$\text{tempo de Encharque} \rightarrow t_{Eq} (s) = \frac{C_{Eq}}{V} \quad (4.4)$$

Tabela 4.4 – Parâmetros de processo

Aço	Linha	Esp. (mm)	V (m/min)	TE (°C)	TA (°C/s)	TR (°C/s)	t _{En} (s)	t _{Eq} (s)
DP60Mo	CGL#1	1,2	90	790-810	4	34	66	23
	CGL#2	1,2	90	790-810	20	34	20	6
DP600GI	CGL#1	1,0	105	790-810	4	40	17	20
	CGL#2	1,0	105	790-810	18	40	57	5
DP600GA	CGL#1	1,0	105	790-810	4	40	57	20
DP780	CGL#1	1,4	80	790-810	3	28	23	26
	CGL#2	1,4	80	790-810	14	30	74	7

4.5. ENSAIOS MECÂNICOS E CARACTERIZAÇÃO DE MICROESTRUTURA

Para este estudo foram realizados ensaios mecânicos e metalográficos em corpos de provas retirados no meio das bobinas processadas nas duas linhas de galvanização. Os ensaios foram realizados no centro da tira e nas bordas, eliminando 50 mm das extremidades.

4.5.1. Ensaios de tração

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina Universal Instron 5585, apresentada na figura 4.15 com carga máxima de 100kN, a temperatura ambiente, no sentido transversal à direção de laminação e de acordo com a norma DIN-EN 10002.

WISPELAERE ⁽²⁹⁾ destaca que o impacto da formação de bandejamento na microestrutura no alongamento uniforme é melhor avaliado na direção transversal.

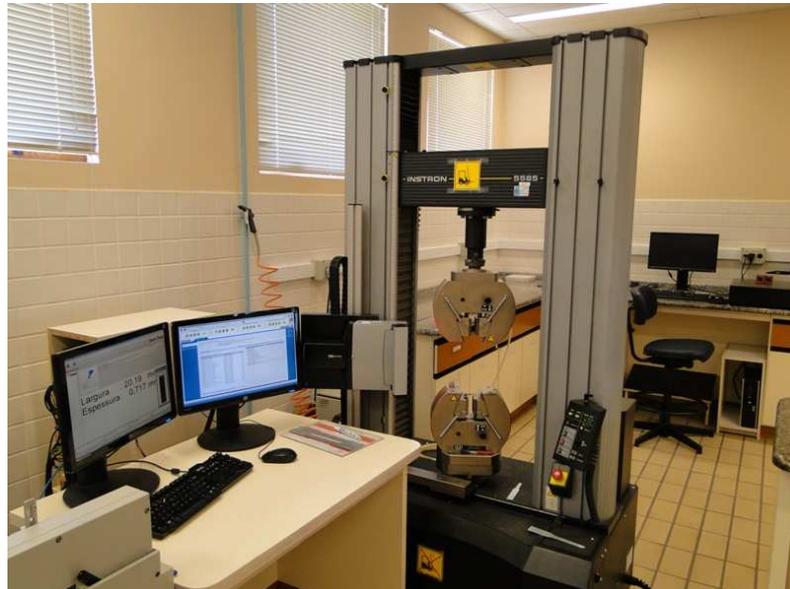


Figura 4.15 – Fotografia da Máquina Universal Instron 5585 (Laboratório Central ArcelorMittal Vega).

A força aplicada no ensaio de tração (F) e alongamento também podem ser convertidos para uma curva verdadeira de tensão x deformação. A tensão verdadeira é obtida dividindo a força F pela seção transversal instantânea, onde obtém:

$$\sigma_v = \frac{F}{A_i} (MPa) \quad (4.5)$$

A deformação verdadeira é o logaritmo natural do comprimento L alongado dividido pelo L₀ original.

$$\varepsilon_v = \ln\left(\frac{L}{L_0}\right) \quad (4.6)$$

Os seguintes parâmetros abaixo são derivados da curva tensão-deformação:

Módulo de Elasticidade E: Este é a primeira rampa da curva tensão x deformação, ou seja, é a taxa da tensão em função da deformação na região elástica, antes que qualquer deformação plástica ocorra.

Limite de escoamento - LE (MPa). É a tensão necessária para produzir uma pequena quantidade específica de deformação plástica. O limite de escoamento é determinado pela tensão correspondente à intersecção da curva tensão-deformação com uma linha paralela à porção elástica da curva, deslocada de uma deformação específica. Para esse deslocamento geralmente é utilizado o valor de 0,2 %. O alongamento que ocorre logo após o limite de escoamento antes da tensão aumentar é conhecido como patamar de escoamento. O patamar de escoamento leva a formação de deformações não uniformes a baixas tensões, resultando em irregularidades na superfície, efeito conhecido como bandas de Lüders. Este defeito é inaceitável para peças automotivas expostas.

Limite de Resistência - LR (MPa). É a máxima tensão observada na curva de engenharia (tensão x deformação).

Alongamento Uniforme - A_u (%). É a deformação plástica na máxima tensão aplicada na curva de engenharia. Após este ponto, o corpo de prova estreita-se na região central e a deformação continua até ocorrer à fratura.

Alongamento Total - A (%). É o alongamento plástico até o ponto de fratura.

Nos ensaios mecânicos realizados foram determinados o limite de escoamento (LE), o limite de resistência (LR), o alongamento total, o coeficiente de encruamento (n), determinado para a deformação de 10% e a deformação no ponto de carga máxima, a constante elástica (K) e o coeficiente de anisotropia normal (r), determinado para a deformação de 15%. A figura 4.16 mostra um exemplo dos valores obtidos pelo ensaio de tração realizado no laboratório central da ArcelorMittal Vega.

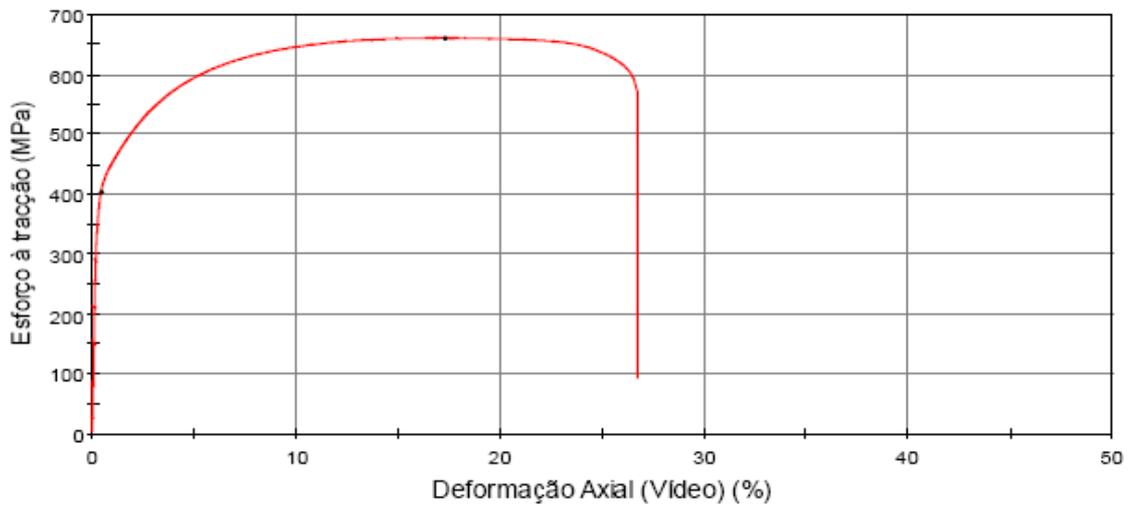


Figura 4.16 – Curva tração x deformação convencionais.

4.5.2. Caracterização de microestrutura e medição da fração volumétrica

A caracterização microestrutural foi realizada usando um microscópio óptico Zeiss AXIO (figura 4.17a), sendo que as amostras foram cortadas no sentido de laminação, embutidas, lixadas, polidas e atacadas com o reativo de LePera⁽³⁴⁾. Para a estimativa do volume de martensita as amostras foram atacadas com o reativo Nital 2% e foi utilizado o método de grade através da ampliação das imagens no microscópio MEV (figura 4.17b), utilizando como referência a norma ASTM Internacional⁽³⁵⁾. As análises metalográficas foram realizadas a 1/4 da espessura.

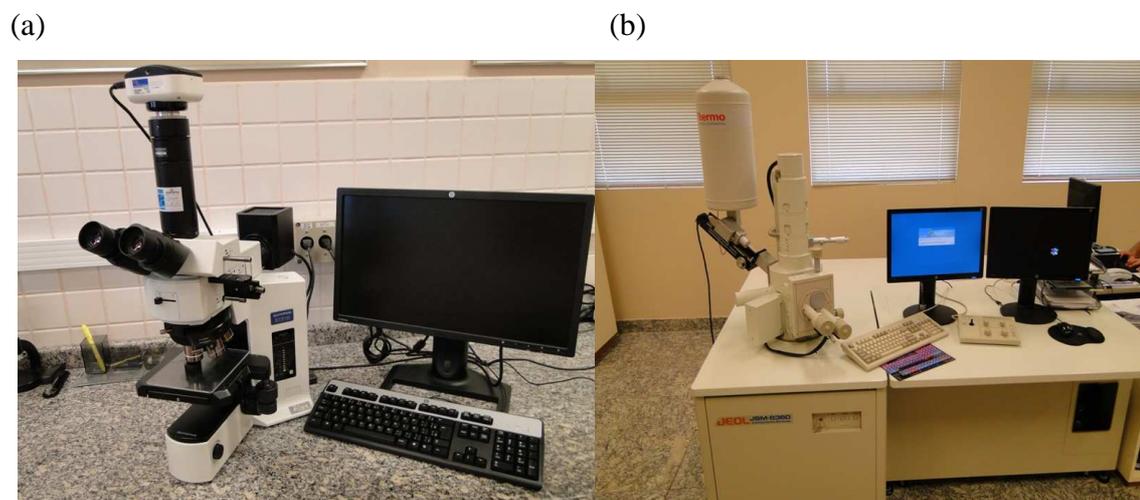


Figura 4.17 – (a) Microscópio óptico Zeiss AXIO ; (b) Microscópio MEV.

Segue abaixo a descrição do procedimento de medição de fase tipo grade utilizado:

- 1) Preparar a amostra de acordo com o procedimento de análise metalográfica (lixamento, polimento e ataque com a solução Nital 2%);
- 2) Fotomicrografia com o MEV (ampliação de 2500x);
- 3) Abrir a imagem no programa de análise de imagens;
- 4) Colocar a grade sobre a imagem, 48 x 32 = 1536 pontos conforme mostra a Figura 4.18 (marcações em branco é o centro da martensita e em verde é o contorno);
- 5) Contar na grade o número de pontos que interceptam a fase martensítica;

6) Cálculo do percentual de martensita $\rightarrow M(\%) = \left(\frac{X + \frac{Z}{2}}{Y} \right) \times 100$

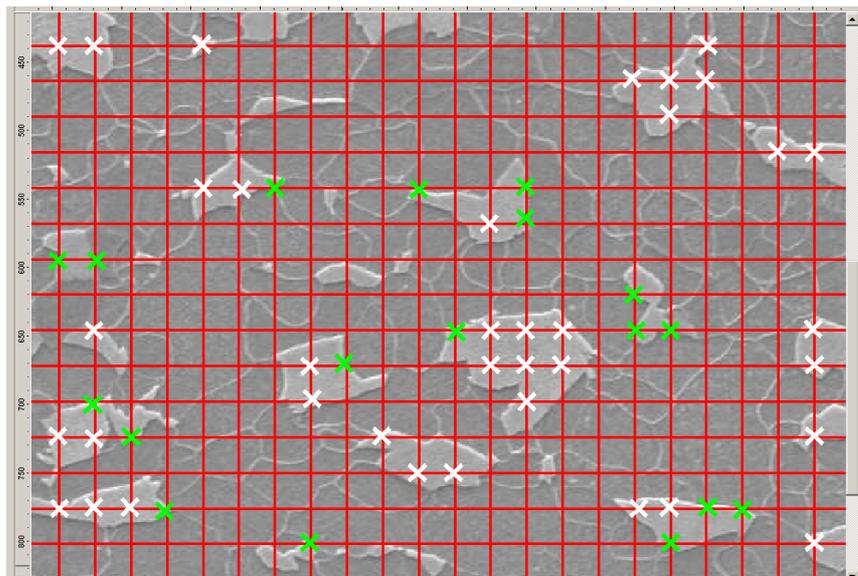


Figura 4.18 – Grade para medição de fase martensítica.

4.6. CÁLCULO DAS TEMPERATURAS DE TRANSFORMAÇÃO

As temperaturas críticas para um determinado aço são determinadas experimentalmente. Entretanto, algumas fórmulas empíricas, que mostram os efeitos dos elementos de liga nas temperaturas críticas, têm sido desenvolvidas por regressão linear através de uma série de dados experimentais.

As equações (4.1) e (4.2) são usadas para o cálculo das temperaturas críticas de aquecimento (A_{c1} e A_{c3}), Andrews ⁽³²⁾.

$$A_{c1} = 723 - 10,7Mn - 16,9Ni + 29,1Si + 16,9Cr + 290As + 6,38W \quad (4.6)$$

$$A_{c3} = 910 - 203C^{1/2} - 15,2Ni + 44,7Si + 104V + 31,5Mo + 13,1W \quad (4.7)$$

A temperatura M_i é determinada pela equação (3), Andrews ⁽³²⁾.

Nos aços bifásicos pode ocorrer a formação de bainita, portanto é importante também calcular a temperatura de início de transformação da bainita (Li, 1998):

$$B_i = 637 - 58C - 35Mn - 15 Ni - 34Cr - 41Mo \quad (4.8)$$

A tabela 4.5 apresenta as temperaturas críticas de transformação A_{c3} , A_{c1} , B_i e M_i para os aços DP600Mo, DP600 e DP780.

Tabela 4.5 – Temperaturas críticas de transformação.

	A_{c3}	A_{c1}	B_i	M_i
DP600 Mo	925	723	583	451
DP600	917	717	566	436
DP780	918	715	562	416

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A seguir serão apresentados os resultados de simulação do aço DP780, na sequência os resultados dos testes industriais realizados com os aços bifásicos (DP600Mo, DP600 e DP780) processados nas duas linhas de galvanização e a discussão dos resultados.

5.1. SIMULAÇÃO DE RECOZIMENTO CONTÍNUO DO AÇO DP780

Com o objetivo de validar os resultados dos testes industriais, que serão apresentados na próxima seção, será apresentado a seguir os resultados de uma simulação do processo industrial de recozimento contínuo das duas linhas de galvanização da ArcelorMittal Vega com ciclos térmicos mostrados na figura 5.1, utilizando um simulador de recozimento em um laboratório do Centro de Pesquisa da ArcelorMittal nos EUA. O objetivo foi investigar a influência do molibdênio nas propriedades mecânicas e microestrutura do aço bifásico DP780 com duas composições químicas distintas, uma usada na ArcelorMittal Vega (com Mo e Ti) e outra utilizada na França (sem Mo e Ti). A Tabela 5.1 mostra as composições químicas do aço DP780 utilizadas nas linhas da ArcelorMittal na França e nas linhas da ArcelorMittal Vega (Brasil).⁽³⁶⁾

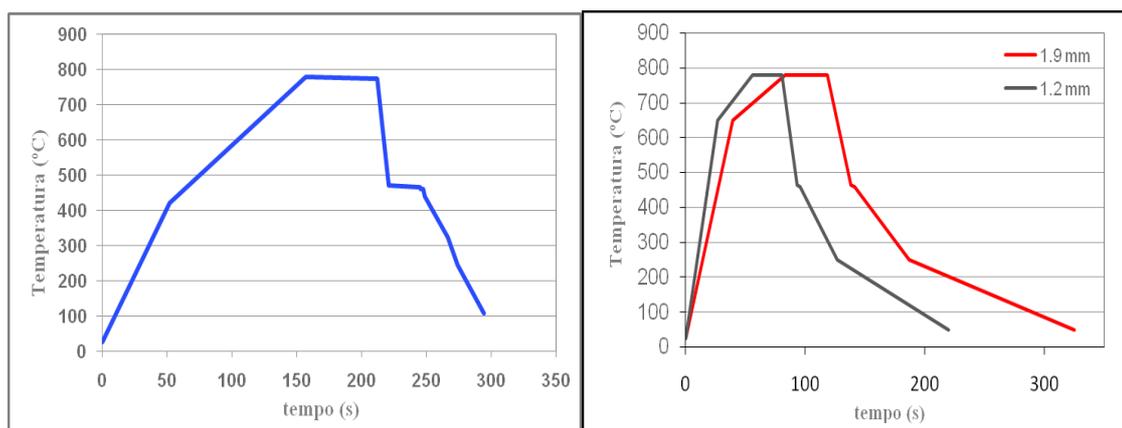


Figura 5.1 – À esquerda, ciclo térmico CGL#1 (esp. 1,2 mm) e à direita, ciclos térmicos da CGL#2 (esp. de 1,2 e 1,9 mm).

Tabela 5.1 – Composição Química dos Aços DP780 (% massa).

Aço	Esp.	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ti	Al	P	S	N
DP780 FR	1.20	0.152	1.99	0.22	0.26	0.001	0.004	0.034	0.020	0.004	0.0039
DP780 BR	1.90	0.138	1.95	0.24	0.25	0.095	0.023	0.035	0.015	0.002	0.002

A tabela 5.2 mostra os resultados de propriedades mecânicas obtidas. Observa-se que a composição química sem molibdênio resulta em valores satisfatórios de propriedades mecânicas (limite de escoamento, limite de resistência, razão elástica, alongamento).

Tabela 5.2 – Resultados de propriedades mecânicas.

Aço	CGL	TE (°C)	Esp. (mm)	LE (MPa)	LR (MPa)	LE/LR	Al. %	n
s/ Mo	CGL#2	750	1.21	312	783	0.4	10.4	0.211
		770	1.22	354	850	0.42	13.5	0.201
		790	1.22	386	868	0.44	11.9	0.184
		810	1.21	454	902	0.5	14.3	0.168
		830	1.22	487	907	0.54	14.3	0.158
		850	1.21	505	912	0.55	13.4	0.153
Mo	CGL#2	750	1.90	398	925	0.43	12.6	0.155
		770	1.90	387	903	0.43	13.1	0.174
		790	1.90	398	889	0.45	13.7	0.176
		810	1.90	424	883	0.48	14.4	0.179
		830	1.90	500	865	0.58	12.4	0.149
		850	1.90	528	870	0.61	12.4	0.139
s/ Mo	CGL#1	750	1.21	297	749	0.4	15.7	0.218
		770	1.22	336	778	0.43	17	0.208
		790	1.22	380	799	0.48	15.3	0.192
		810	1.22	493	800	0.62	13.3	0.156
		830	1.21	552	807	0.68	11.6	0.133
		850	1.22	563	811	0.69	11.4	0.126

A figura 5.2 mostra os resultados de propriedades mecânicas para as simulações feitas com o ciclo térmico da CGL#2, para as versões com Mo e sem Mo. Os dois aços apresentaram altos valores de limites de resistência. A adição de Mo aumenta o limite de escoamento, limite de resistência e alongamento em temperaturas menores que 790°C. As propriedades mecânicas são mais sensíveis para as temperaturas na faixa de 750°C a 790°C.

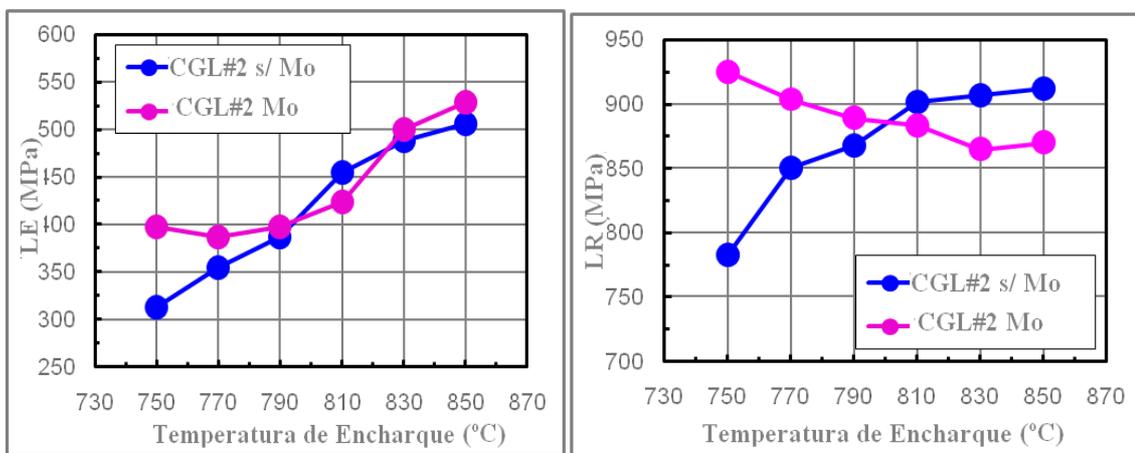


Figura 5.2 – Resultados de limite de escoamento (à esquerda) e limite de resistência (à direita) na linha CGL#2, versões Mo e s/Mo.

A figura 5.3 apresenta a microestrutura após o recozimento contínuo em temperaturas de 750°C a 790°C. No aço com Mo a transformação austenítica ocorre antes e completa depois de 770° C. Adições de Mo atrasam a recristalização da ferrita e no aço sem Mo a ferrita é totalmente recristalizada até 750° C. O alto volume de martensita e bainita no aço com Mo é responsável pelo alto valor de limite de resistência.

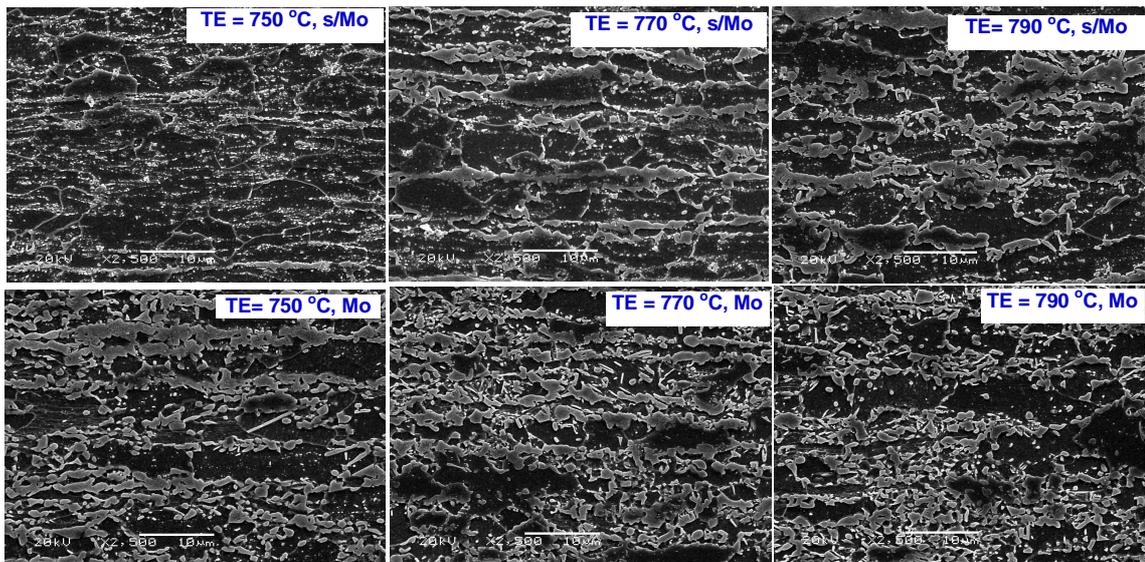


Figura 5.3 – Microestrutura dos dois aços após recozimento em temperaturas de 750°C a 790°C.

A figura 5.4 mostra os resultados de propriedades mecânicas para as simulações feitas com os ciclos térmicos das linhas CGL#1 e CGL#2 para o aço sem Mo. O limite de escoamento e a razão elástica são maiores para a CGL#1 e o limite de resistência apresenta valores maiores na CGL#2.

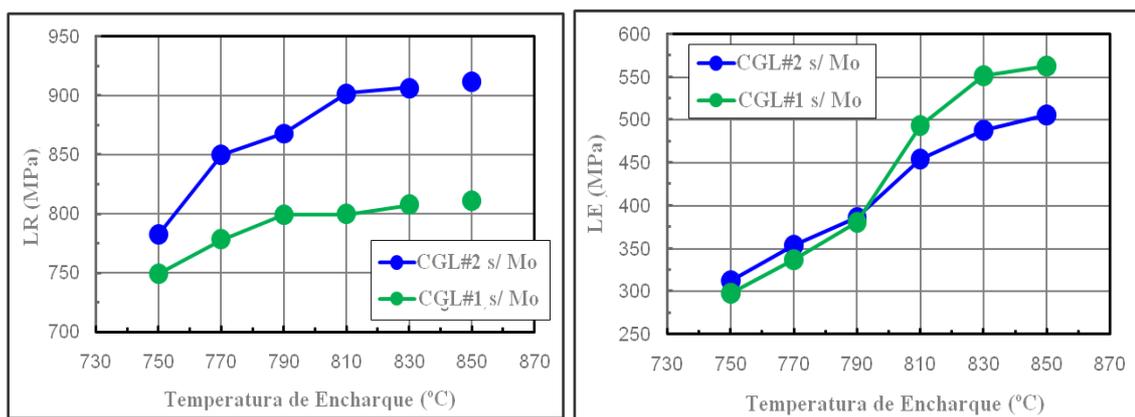


Figura 5.4 – Resultados de limite de escoamento (à esquerda) e limite de resistência (à direita) nas linhas CGL#1 e CGL#2 para o aço sem Mo.

A figura 5.5 apresenta a microestrutura após o recozimento contínuo em temperaturas de 750° C a 790° C nas duas linhas de galvanização, na versão sem Mo. A transformação das fases contendo carbono (perlita e carbonetos) em austenita é

finalizada antes na CGL#1 devido à baixa taxa de aquecimento e alto tempo de encharque. A microestrutura do aço recozido na CGL#2 é mais refinada do que na CGL#2 devido às altas taxas de aquecimento e de resfriamento.

Efeito do ciclos térmicos:

- A alta taxa de aquecimento na linha CGL#2 e o baixo tempo de equalização promove a formação de um maior volume de martensita, altos níveis de limite de resistência e a formação de uma microestrutura mais refinada.
- O aquecimento mais lento e o alto tempo de equalização na linha CGL#1 resultam na formação de bainita, o que leva a níveis menores de limite de resistência e eleva a razão elástica.

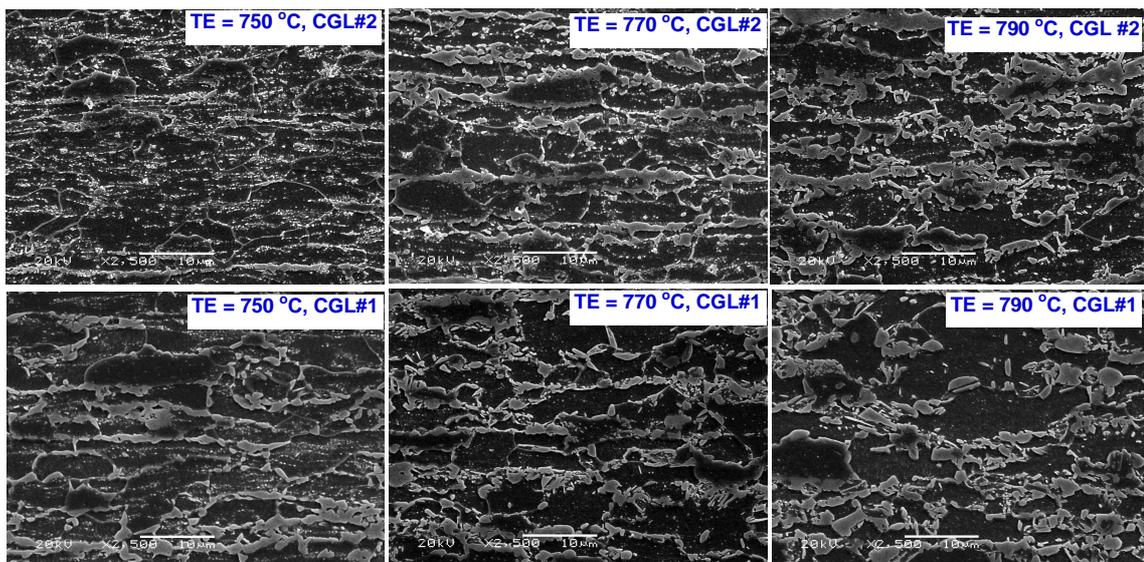


Figura 5.5 – Microestruturas do aço sem Mo nas linhas CGL#1 e CGL#2.

5.2. AÇO BIFÁSICO DP600MO

A tabela 5.3 apresenta os resultados de propriedades mecânicas especificadas pela norma DIN-EN 10346:2007-07⁽⁴⁴⁾ e a fração volumétrica de martensita. Observa-se que o limite de resistência da CGL#2 apresenta valores maiores que a CGL#1 devido ao fato da fração volumétrica de martensita ser maior. A figura 5.6 apresenta um gráfico comparando os resultados de limite de resistência, limite de escoamento e percentual de martensita do aço DP600Mo produzido nas duas linhas.

Tabela 5.3 – Propriedades mecânicas do aço DP600Mo e fração volumétrica de martensita (CGL#1 x CGL#2).

Linha	Posição	LE (MPa)	LR (MPa)	LE/ LR	Al (%)	r	n	FVM (%)
CGL#1	Borda	391	619	0,63	25	1,18	0,17	18
	Centro	391	617	0,63	26	1,26	0,17	18
CGL#2	Borda	393	665	0,59	25	1,24	0,19	23
	Centro	401	660	0,61	25	1,06	0,19	22
Especificação		340 420	590 750	≤ 0,7	≥ 20	≥ 0,8	≥ 0,14	-

A figura 5.7 apresenta a microestrutura do aço DP600 processado na CGL#1. Não se observa alterações nas amostras analisadas no centro e borda da tira. As ilhas de martensita (parte clara) apresentam-se dispersa na matriz ferrítica (cinza) e é notável uma presença razoável de bainita (parte escura). A figura 5.9 apresenta a microestrutura da CGL#1 no centro da tira. A figura 5.8 a apresenta a microestrutura do aço DP600 processado na CGL#2. Observa-se uma pequena variação na concentração de martensita na amostra retirada da borda da tira. A microestrutura é refinada e a presença de bainita não é significativa conforme mostra a figura 5.10.

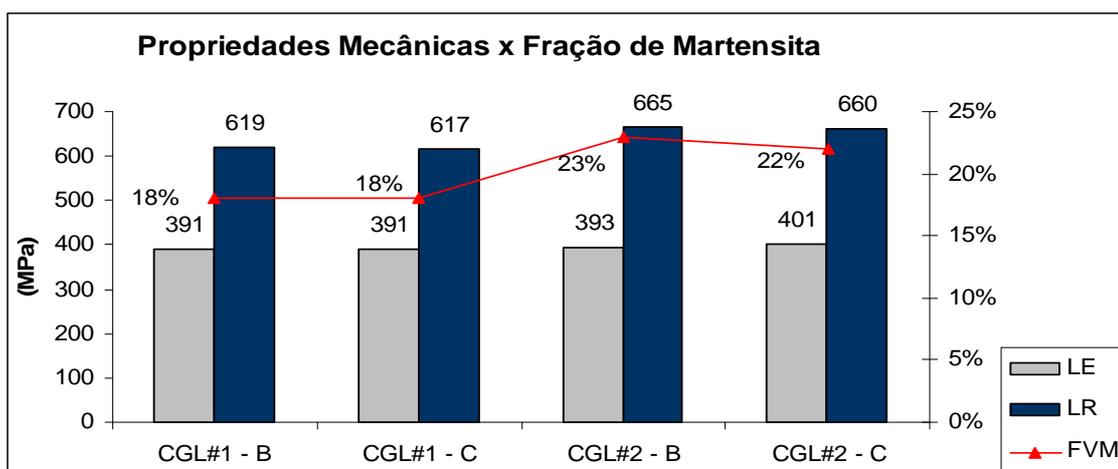


Figura 5.6 – Relação de propriedades mecânicas e FVM do aço DP600Mo.

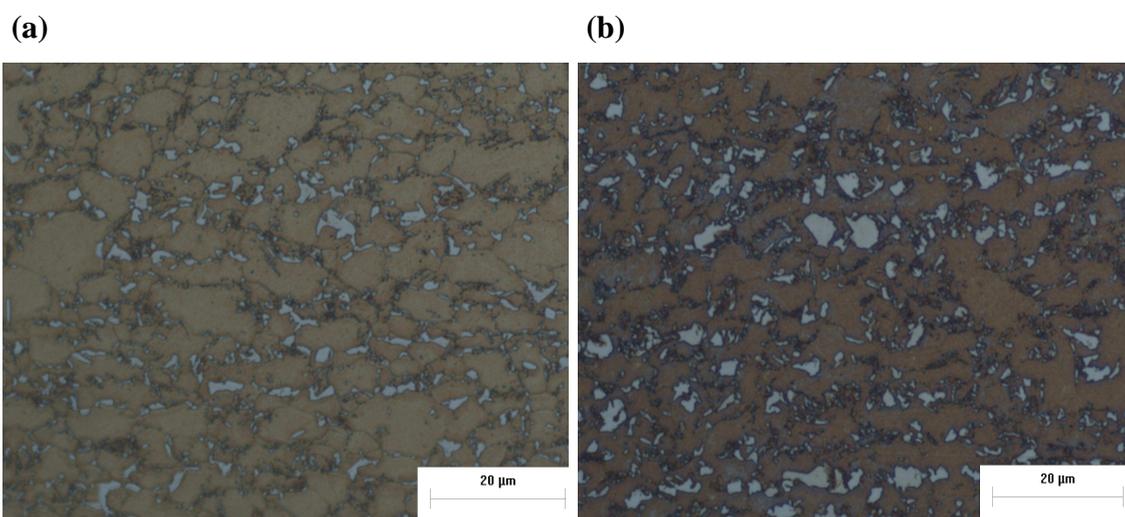


Figura 5.7 – Microestrutura DP600Mo. (a) CGL#1 Borda. (b) CGL#1 Centro. LePera.

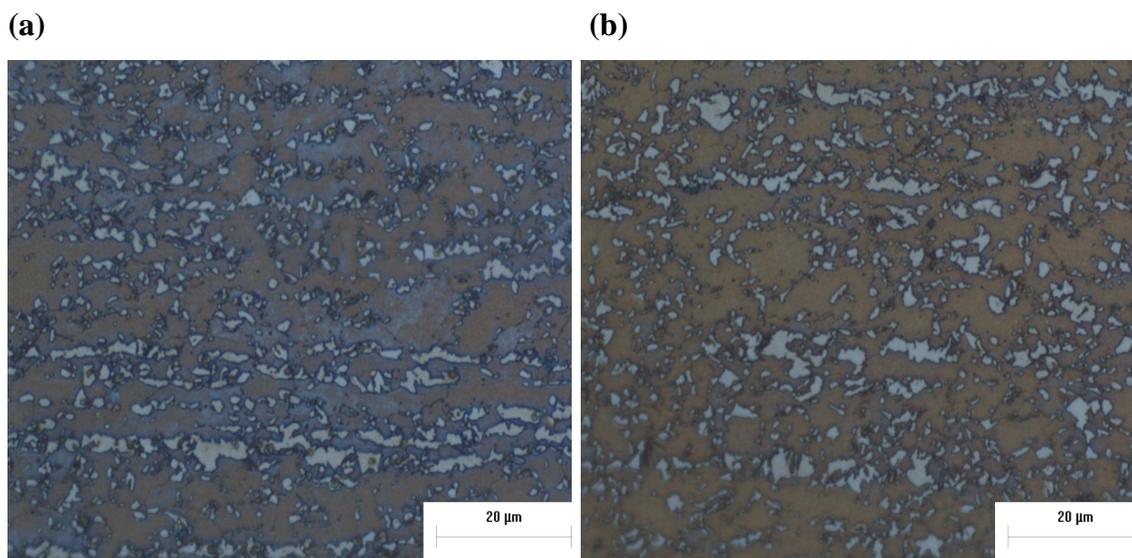


Figura 5.8 – Microestrutura DP600Mo. (a) CGL#2 Borda. (b) CGL#2 Centro. LePera.

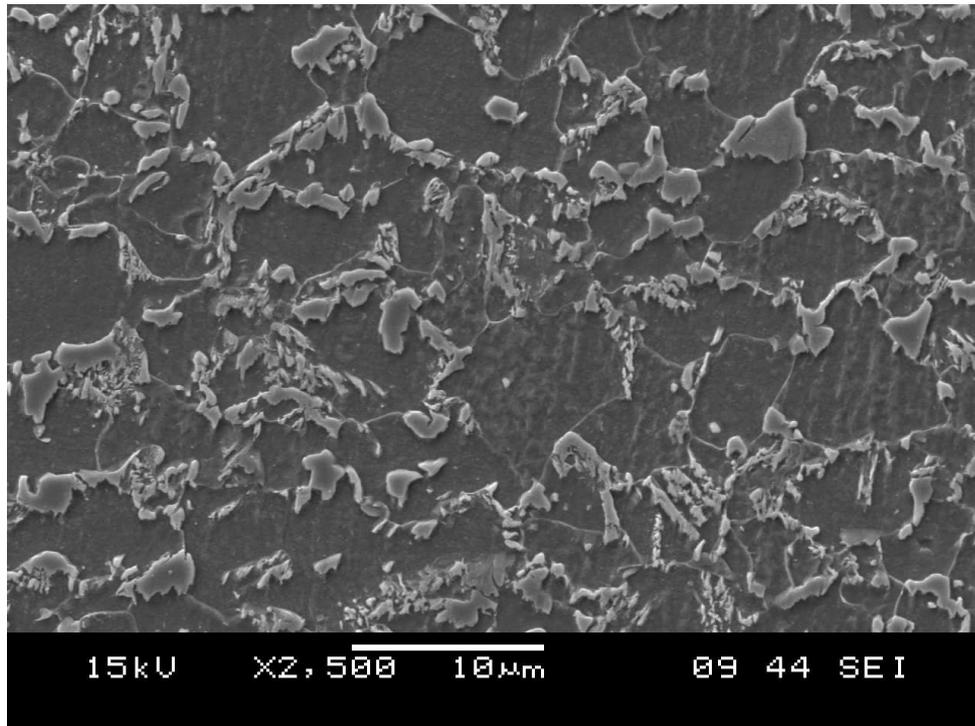


Figura 5.9 – Microestrutura DP600Mo. CGL#1. 2500 X MEV.

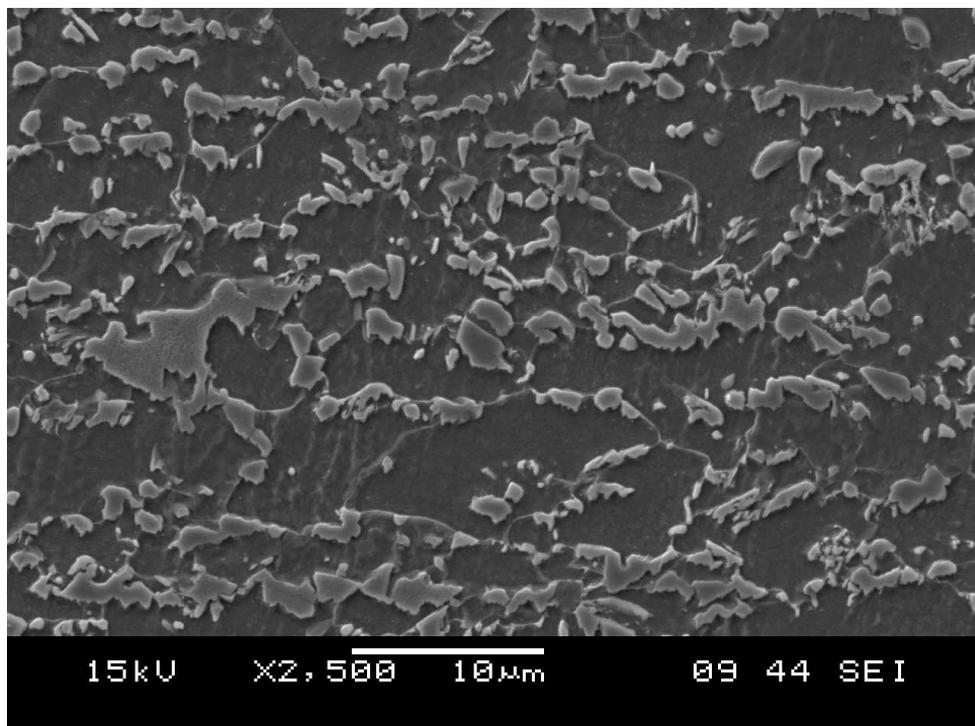


Figura 5.10 – Microestrutura DP600Mo. CGL#2. 2500 X MEV.

5.3. AÇO BIFÁSICO DP600

A tabela 5.4 apresenta os resultados de propriedades mecânicas e a fração volumétrica de martensita para o aço DP600. Da mesma maneira que o aço DP600Mo, observa-se que na CGL#2 o limite de resistência é maior, a razão elástica e o alongamento total são menores do que na CGL#1.

Tabela 5.4 – Propriedades mecânicas DP600 e fração volumétrica de martensita (CGL#1 x CGL#2).

Linha	Posição	LE (MPa)	LR (MPa)	LE/LR	Al (%)	r	n	FVM (%)
CGL#1	Borda	395	641	0,62	23	0,97	0,17	20
	Centro	385	630	0,61	26	1,08	0,17	20
CGL#2	Borda	383	689	0,56	23	1,09	0,18	24
	Centro	375	678	0,55	22	1,13	0,17	23
Especificação		340 420	590 750	$\leq 0,7$	≥ 20	$\geq 0,8$	$\geq 0,14$	-

A figura 5.11 compara os resultados de limite de resistência, limite de escoamento e a fração de martensita do aço DP600Mo produzido nas duas linhas. Assim como no aço DP600Mo, o volume de martensita é maior na CGL#2, principalmente na borda da tira.

A figura 5.12 apresenta a microestrutura do aço DP600 processado na CGL#1. Não se observa alterações nas amostras analisadas no centro e borda da tira. As ilhas de martensita (parte clara) apresentam-se dispersas e é notável uma presença razoável de bainita (escura). A figura 5.14 apresenta a microestrutura da CGL#1 no centro da tira. A figura 5.13 apresenta a microestrutura do aço DP600 processado na CGL#2. Observa-se uma pequena variação na concentração de martensita na amostra retirada da borda da tira. A microestrutura é refinada e a presença de bainita não é significativa conforme mostra a figura 5.15, seguindo a mesma tendência da análise realizada para o aço DP600Mo.

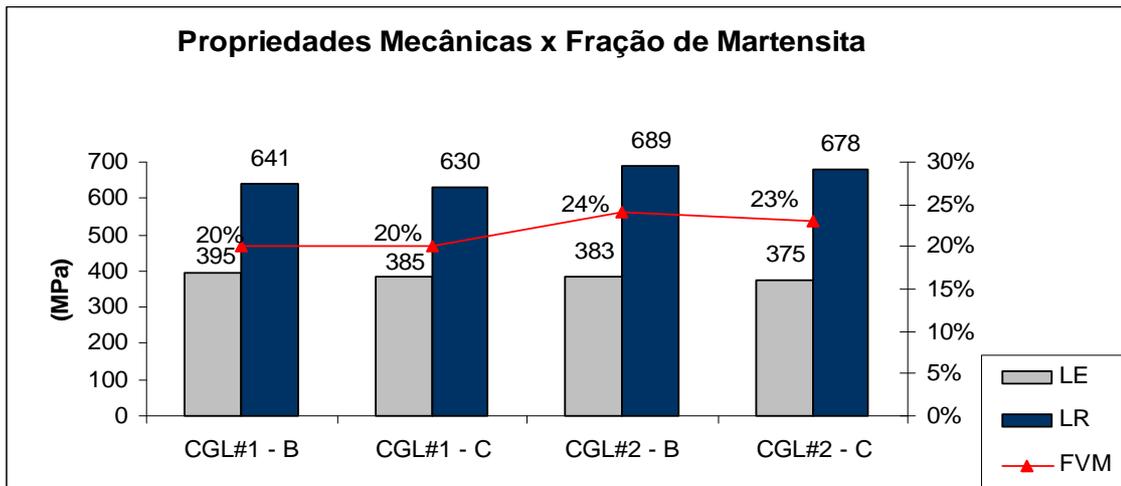


Figura 5.11 – Relação de propriedades mecânicas e FVM do aço DP600.

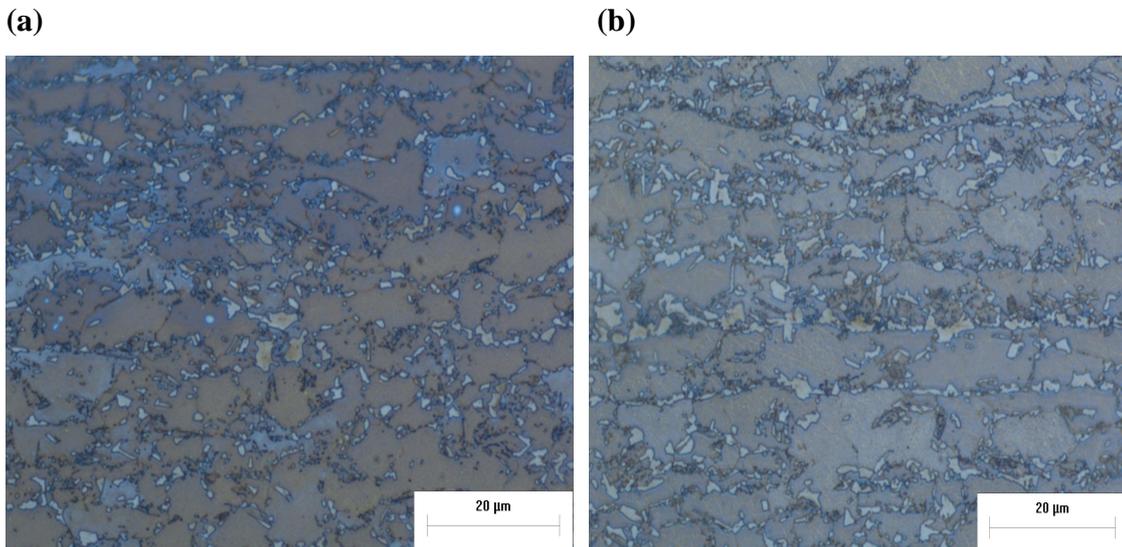


Figura 5.12 – Microestrutura DP600. (a) CGL#1 Borda. (b) CGL#1 Centro. LePera.

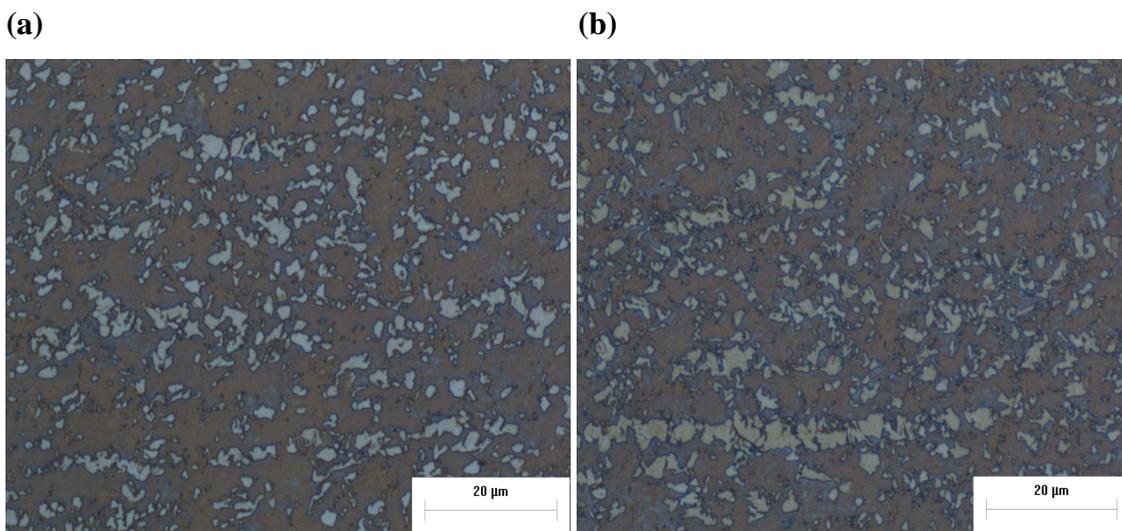


Figura 5.13 – Microestrutura DP600. (a) CGL#2 Borda. (b) CGL#2 Centro. LePera.

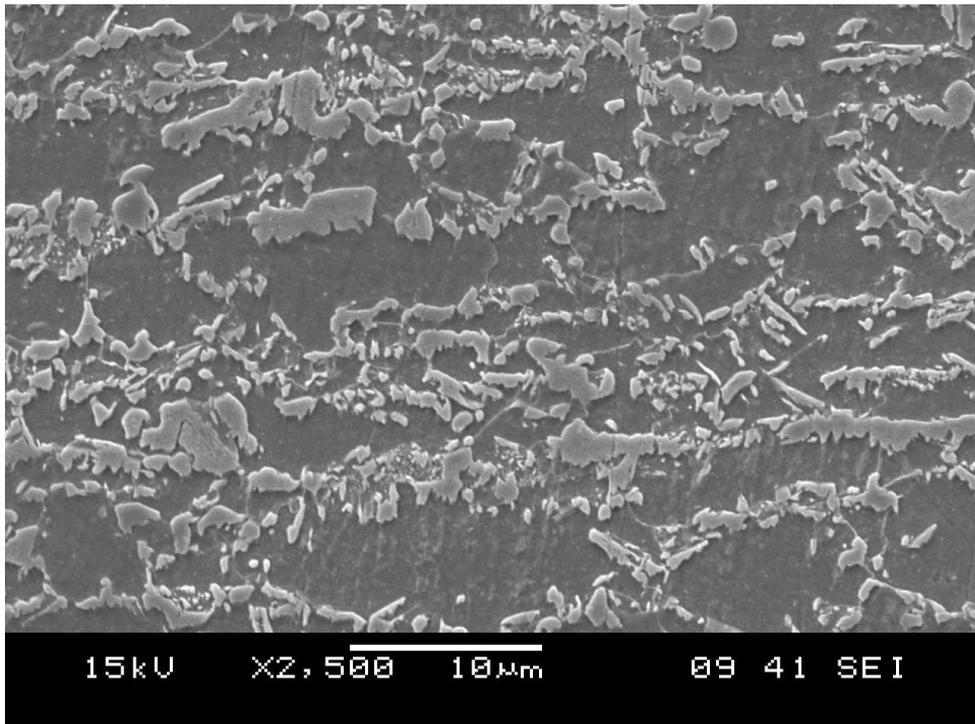


Figura 5.14 – Microestrutura DP600. CGL#1. 2500 X MEV.

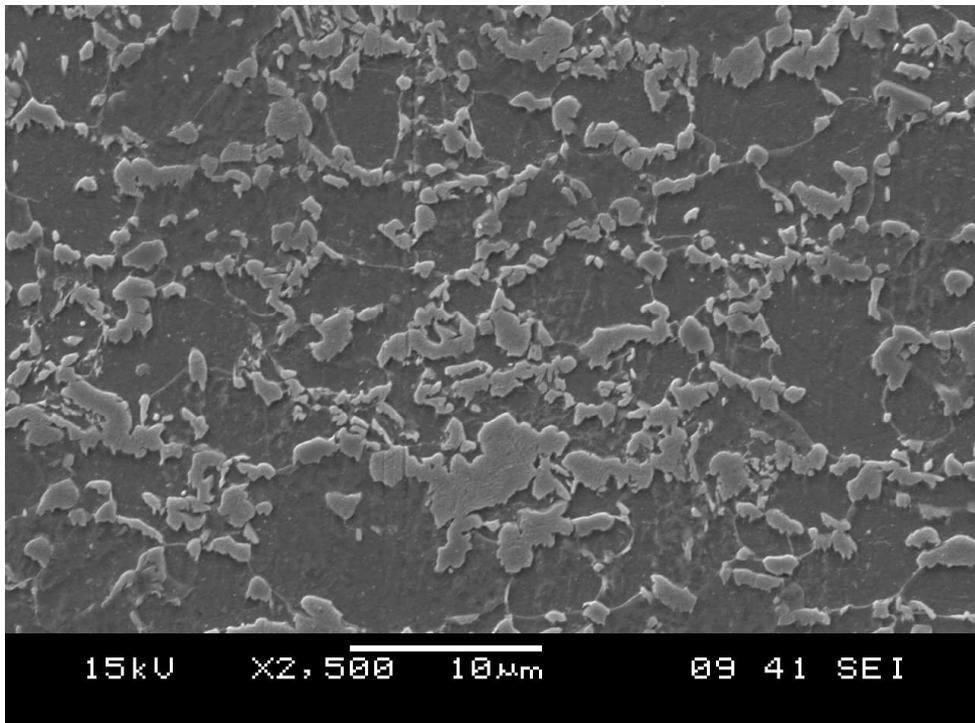


Figura 5.15 – Microestrutura DP600. CGL#2. 2500 X MEV.

5.3.1. Comparação dos aços DP600Mo e DP600 produzidos nas linhas de galvanização CGL#1 e CGL#2

A tabela 5.5 apresenta os resultados de propriedades mecânicas e a fração volumétrica de martensita da CGL#1 e a tabela 5.6 os resultados da CGL#2. Comparando os resultados das duas linhas para o mesmo aço, observa-se que o volume de martensita e as propriedades mecânicas seguem a mesma tendência tanto para o aço DP600Mo e DP600, ou seja, valores maiores de martensita e limite de resistência na CGL#2. No entanto, analisando-se os dois tipos de aço produzidos na mesma linha, observa-se que o aço DP600 (sem molibdênio) apresenta uma fração volumétrica de martensita e limite de resistência maior. O que pode ser explicado pelo aumento nos teores de Mn e Cr, conforme pode ser observado na tabela 4.1. O alongamento total, expoente de encruamento e coeficiente de anisotropia não apresentam variações significativas.

Tabela 5.5 – Propriedades mecânicas na CGL#1 e fração volumétrica de martensita (DP600Mo x DP600).

Linha	Posição	LE (MPa)	LR (MPa)	LE/LR	Al (%)	r	n	FVM (%)
DP600Mo	Borda	391	619	0,63	25	1,18	0,17	18
	Centro	391	617	0,63	26	1,26	0,17	18
DP600	Borda	395	641	0,62	23	0,97	0,17	20
	Centro	385	630	0,61	26	1,08	0,17	20
Especificação		340 420	590 750	≤ 0,7	≥ 20	≥ 0,8	≥ 0,14	-

Tabela 5.6 – Propriedades mecânicas na CGL#2 e fração volumétrica de martensita (DP600Mo x DP600).

Linha	Posição	LE (MPa)	LR (MPa)	LE/LR	Al (%)	r	n	FVM (%)
DP600Mo	Borda	393	665	0,59	25	1,24	0,19	22
	Centro	401	660	0,61	25	1,06	0,19	20
DP600	Borda	383	689	0,56	23	1,09	0,18	24
	Centro	375	678	0,55	22	1,13	0,17	23

A figura 5.16 apresenta as microestruturas dos aços DP600Mo e DP600 produzidos na CGL#1, onde se observa um aumento das ilhas de martensita no aço DP600. A figura 5.17 mostra a microestrutura dos aços DP600Mo e DP600 produzidos na CGL#2. Também se observa uma fração volumétrica de martensita maior no aço DP600.

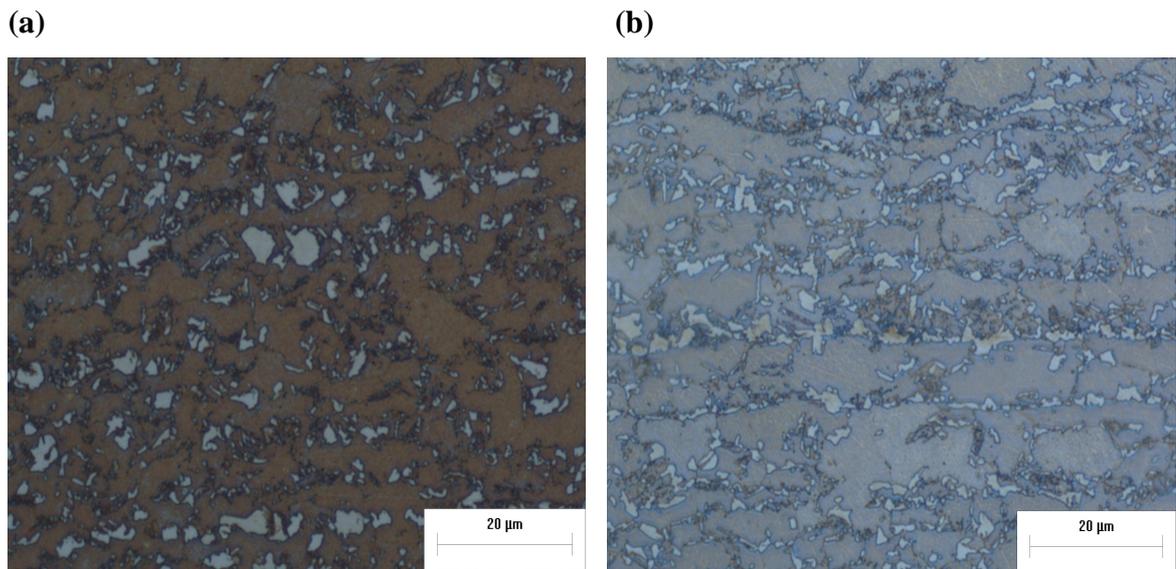


Figura 5.16 – Microestrutura (a) CGL#1 DP600Mo Centro (b) CGL#1 DP600 Centro. LePera.

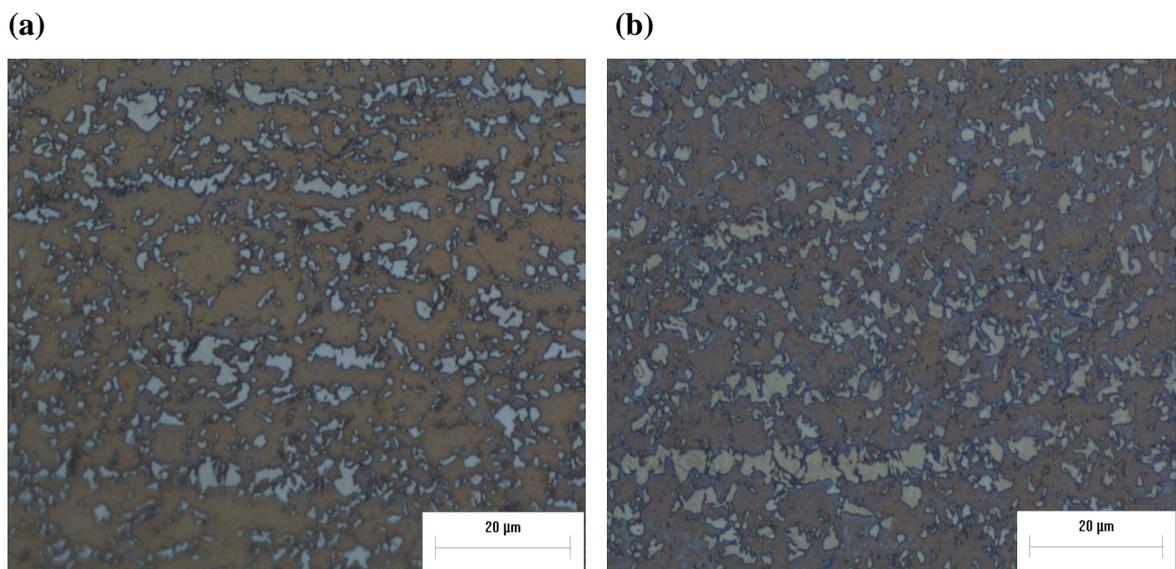


Figura 5.17 – Microestrutura (a) CGL#2 DP600Mo Centro (b) CGL#2 DP600 Centro. LePera.

5.3.2. Comparação do aço DP600 produzido na CGL#1 em GI e GA

A tabela 5.7 apresenta os resultados de propriedades mecânicas e a fração volumétrica de martensita do aço DP600 processado na CGL#1 em GI e GA. A figura 5.18 relaciona os valores de limite de resistência, limite de escoamento e percentual de martensita existente no aço DP600. Observa-se que não há alteração significativa nos resultados com o ciclo térmico diferenciado *Galvanneal*, o que evidencia a elevada robustez da composição química do aço.

GIRINA *et al.*⁽³⁷⁾ avaliaram, através de simulação, a influência do ciclo térmico do GA da CGL#1 no aço DP980 e concluiu que o efeito do aquecimento do forno *Galvanneal*, após a tira passar pelo banho de zinco, é insignificante em relação a microestrutura e propriedades mecânicas.

Tabela 5.7 – Propriedades mecânicas DP600 e fração volumétrica de martensita na CGL#1 (GI x GA).

Produto	Posição	LE (MPa)	LR (MPa)	LE/LR	Al (%)	r	n	FVM (%)
GI	Borda	395	641	0,62	23	0,97	0,17	20
	Centro	385	630	0,61	26	1,08	0,17	20
GA	Borda	375	638	0,59	21	0,92	0,15	19
	Centro	365	622	0,59	20	0,97	0,14	19
Especificação		340 420	590 750	≤ 0,7	≥ 20	≥ 0,8	≥ 0,14	-

A figura 5.19 apresenta as microestruturas dos aço DP600 produzido na CGL#1 em GI e a figura 5.21 mostra a microestrutura deste mesmo aço no centro da tira . A figura 5.20 apresenta as microestruturas dos aços DP600 produzido na CGL#1 em GA. A figura 5.22 mostra a microestrutura no centro da tira. O aço DP600 processado com os dois ciclos térmicos, GI e GA, apresenta uma microestrutura semelhante, onde se observa que além das ilhas de martensita dispersas na matriz ferrítica, também há a presença de bainita (parte escura).

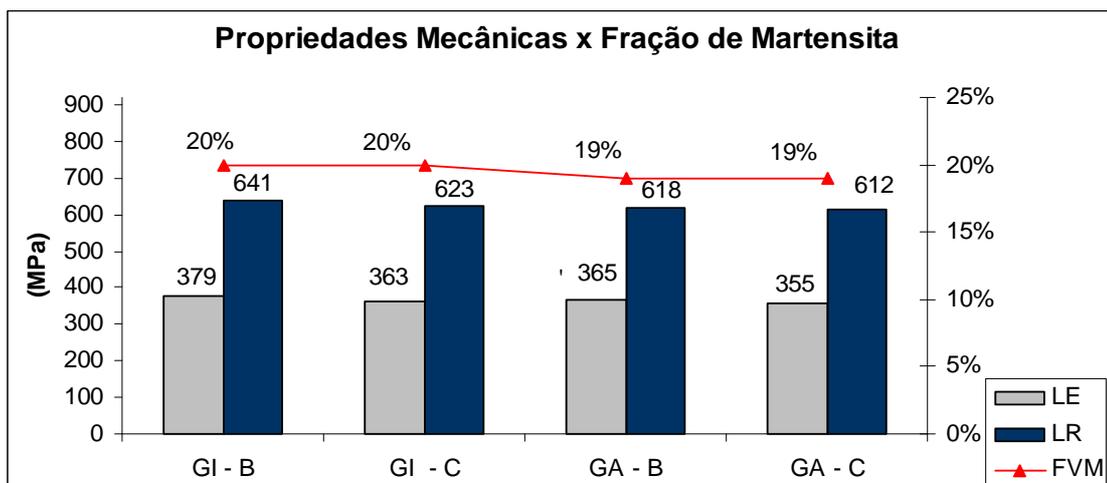


Figura 5.18 – Relação de propriedades mecânicas e FVM do aço DP600 processado na CGL#1 em GI e GA – B (borda) e C (centro) da tira.

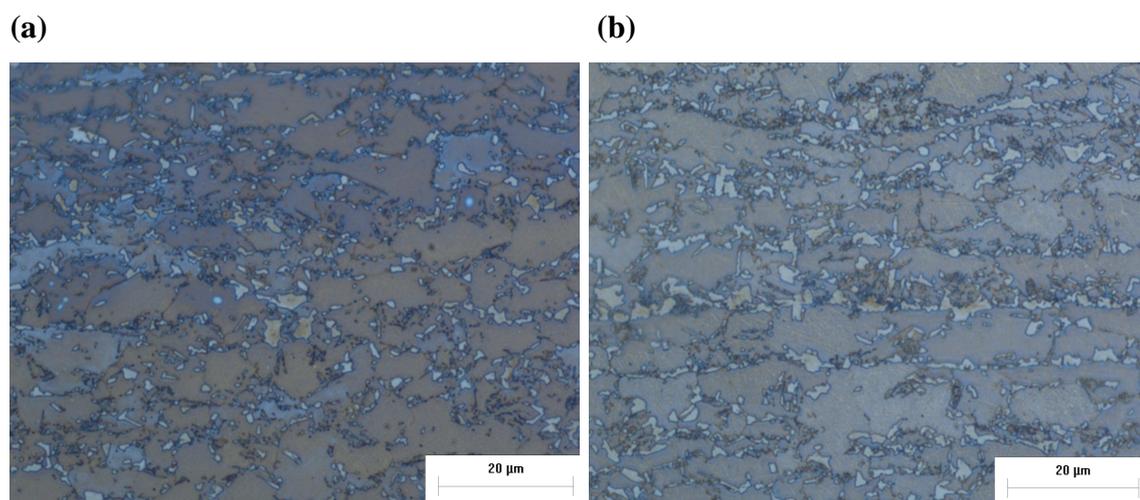


Figura 5.19 – Microestrutura DP600 - GI. (a) CGL#1 Borda. (b) CGL#1 Centro. LePera.

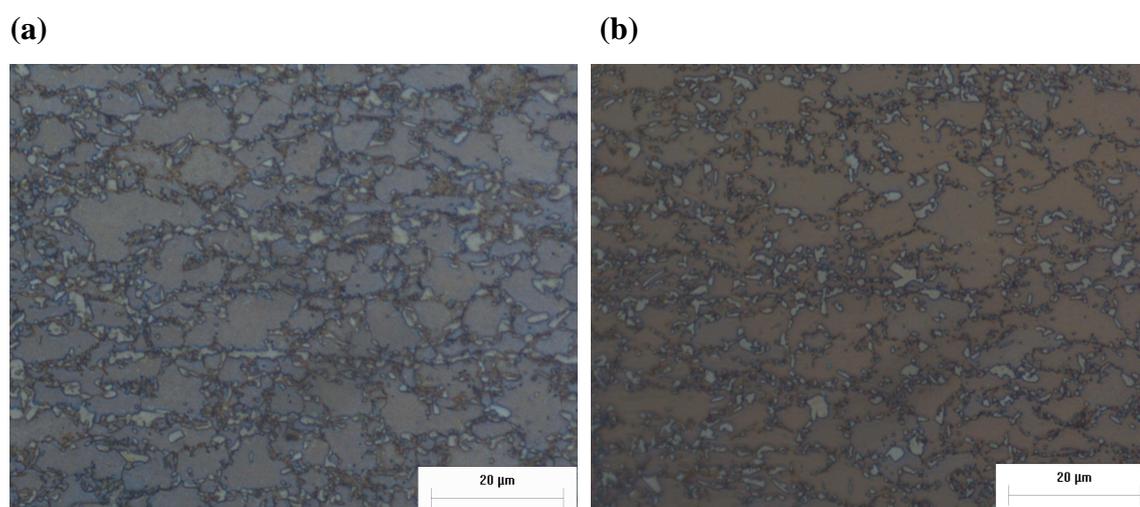


Figura 5.20 – Microestrutura DP600 - GA. (a) CGL#1 Borda. (b) CGL#1 Centro. LePera.

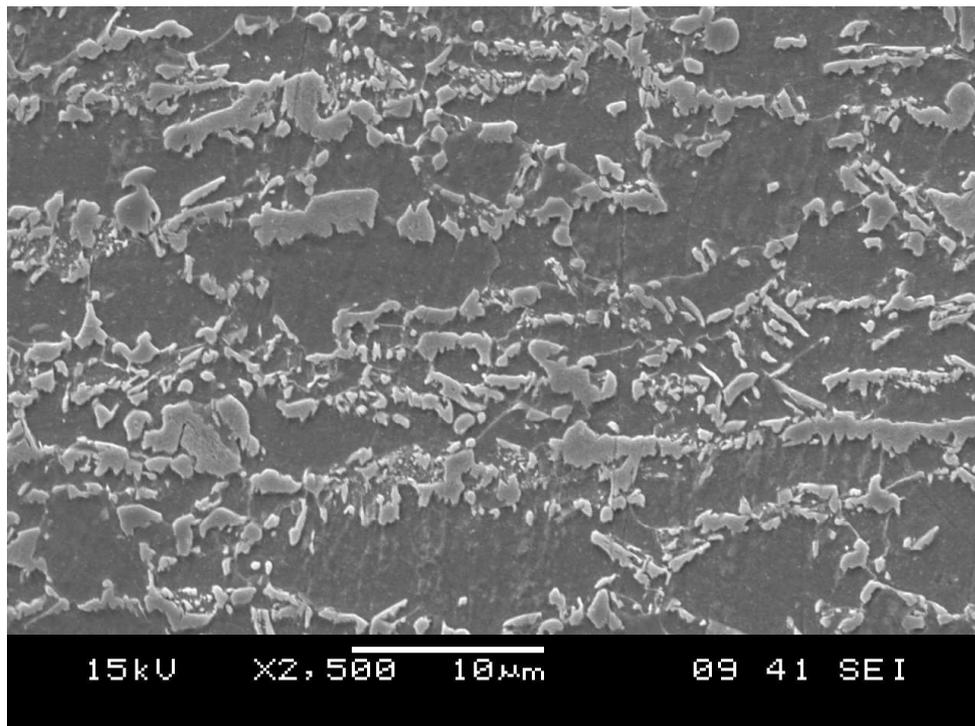


Figura 5.21 – Microestrutura DP600Mo. CGL#1 - GI. 2500 X MEV.

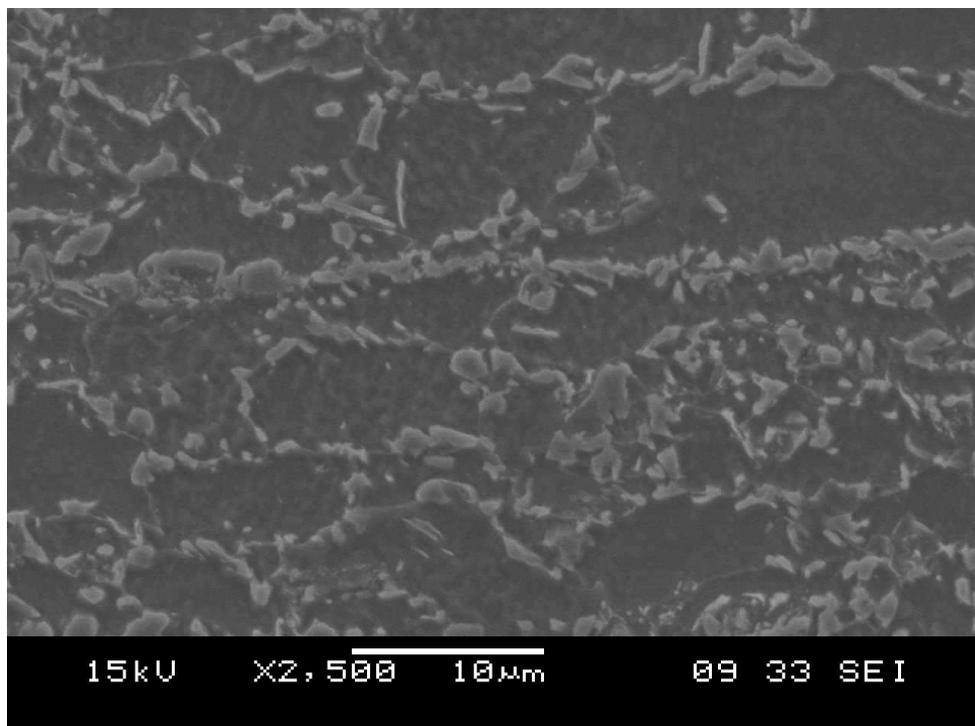


Figura 5.22 – Microestrutura DP600Mo. CGL#1 - GA. 2500 X MEV.

5.4. AÇO BIFÁSICO DP780

A tabela 5.8 apresenta os resultados de propriedades mecânicas e a fração volumétrica de martensita para o aço DP780. Os resultados mostram que na CGL#2 o limite de resistência é maior, a razão elástica, o alongamento total e o coeficiente de encruamento são menores do que na CGL#1, seguindo a mesma tendência dos resultados de simulação apresentados na seção 4.7 e verifica-se que a temperatura de encharque entre 790°C e 810°C garante bom resultados.

Tabela 5.8 – Propriedades mecânicas do aço DP780 e fração volumétrica de martensita (CGL#1 x CGL2).

Linha	Posição	LE (MPa)	LR (MPa)	LE/LR	Al (%)	r	n	FVM (%)
CGL#1	Borda	549	812	0,68	18	0,97	0,14	25
	Centro	545	806	0,68	19	1,08	0,14	26
CGL#2	Borda	511	882	0,58	14	0,82	0,13	33
	Centro	497	852	0,58	14	0,82	0,13	31
Especificação		450 560	780 900	$\leq 0,7$	≥ 14	$\geq 0,5$	$\geq 0,12$	-

A Figura 5.23 apresenta um gráfico comparando os resultados de limite de resistência, limite de escoamento e percentual de martensita do aço DP780 produzido nas duas linhas. Verifica-se que os valores de fração volumétrica de martensita e limite de resistências são maiores dos que os aços DP600Mo e DP600. Essa diferença nos resultados, comparado aos aços DP600, deve-se pela diferenciada composição química que o aço DP780 apresenta, onde o acréscimo no teor de C e elementos de liga estabilizadores da austenita, como o Mn e Mo, aumentam a temperabilidade deste aço, fazendo com que a cinética de transformação ferrítica é reduzida e a transformação martensítica é favorecida ⁽³⁶⁾.

A figura 5.24 apresenta a microestrutura do aço DP780 processado na CGL#1. Não se observa alterações nas amostras analisadas no centro e borda da tira. As ilhas de martensita apresentam-se dispersas. A figura 5.25 apresenta a microestrutura do aço DP780 processado na CGL#2, onde se observa que a microestrutura é refinada e a presença de bainita não é significativa, também pode ser observado um leve aumento na concentração de martensita (parte clara) na amostra retirada da borda da tira.

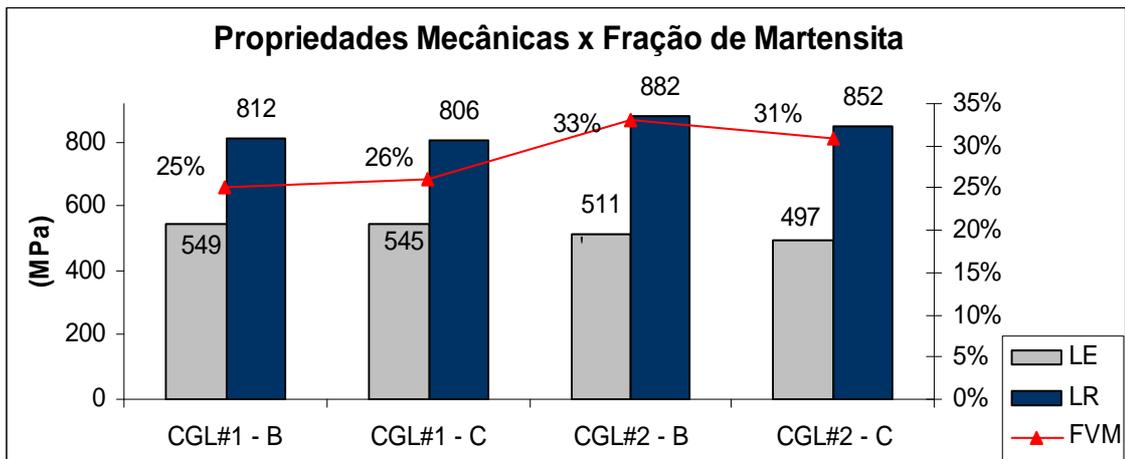


Figura 5.23 – Relação de propriedades mecânicas e FVM do aço DP780.

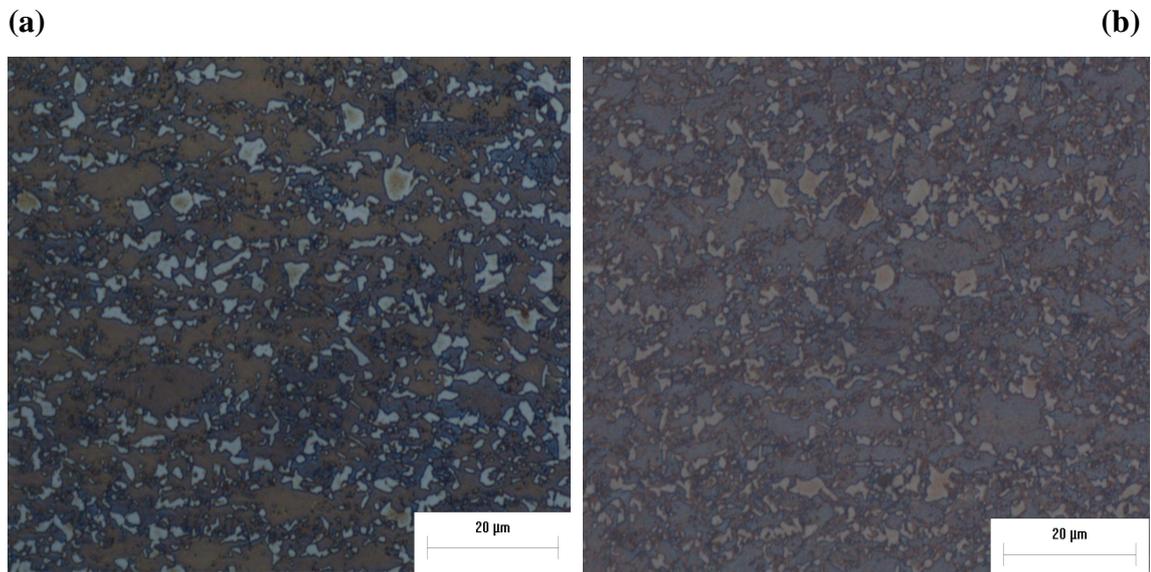


Figura 5.24 – Microestrutura DP780. (a) CGL#1 Borda. (b) CGL#1 Centro. LePera.

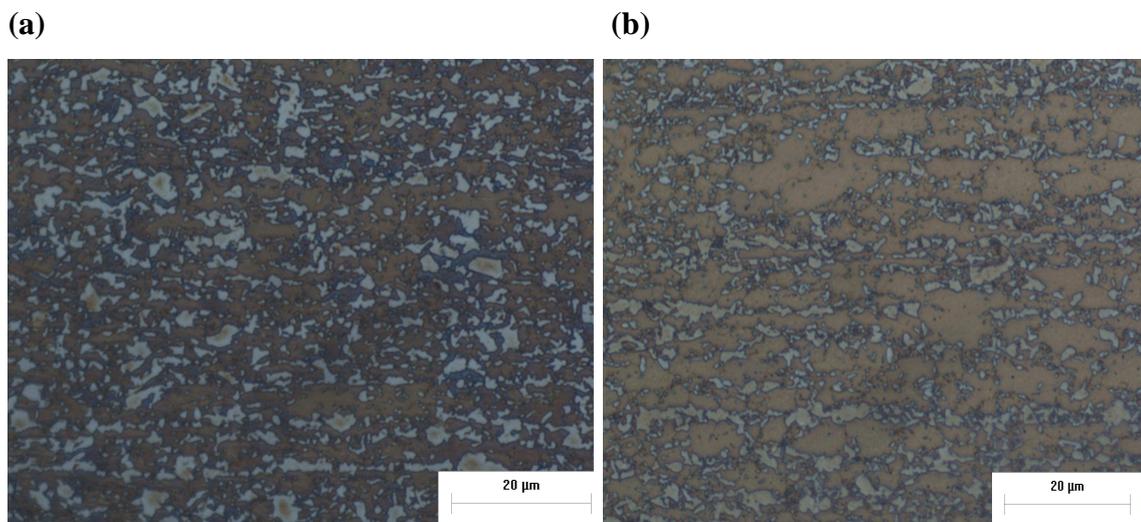


Figura 5.25 – Microestrutura DP780. (a) CGL#2 Borda. (b) CGL#2 Centro. LePera.

A figura 5.26 apresenta a microestrutura aço DP780 processado na CGL#1 no centro da tira. Já a figura 5.27 apresenta a microestrutura do aço processado na CGL#2.

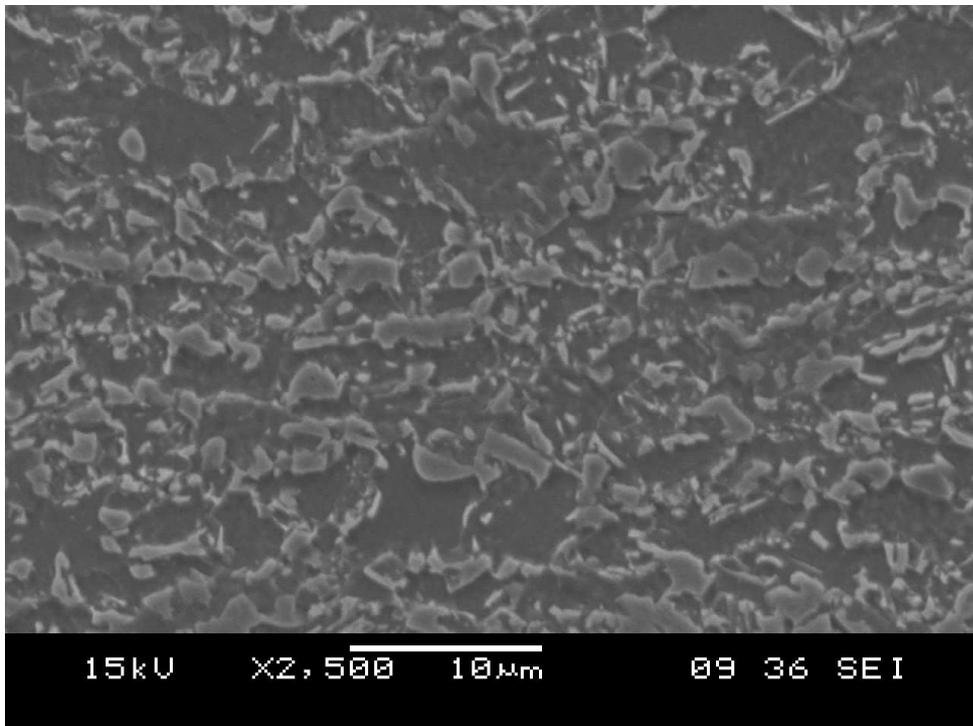


Figura 5.26 – Microestrutura DP780. CGL#1. 2500 X MEV.

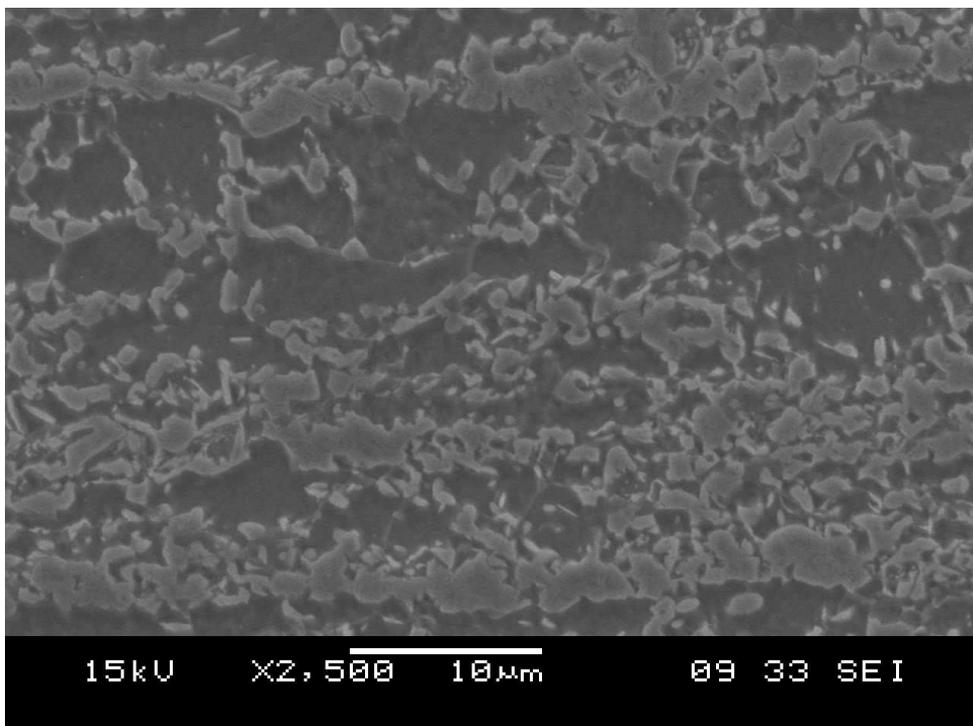


Figura 5.27 – Microestrutura DP780. CGL#2. 2500 X MEV.

5.5. COMPARAÇÃO DOS RESULTADOS: CGL#1 X CGL#2

Durante o aquecimento, entre as temperaturas A_{c3} e A_{c1} , ocorre a decomposição da austenita em ferrita, como pode ser observado na figura 5.28. A ferrita desenvolve-se por nucleação no contorno de grão da austenita e, conseqüentemente, o crescimento da ferrita ocorre entre os grãos da austenita. A cinética de transformação é uma função do tamanho de grão da austenita e adição de elementos de liga que retardam a esta transformação ⁽³⁶⁾.

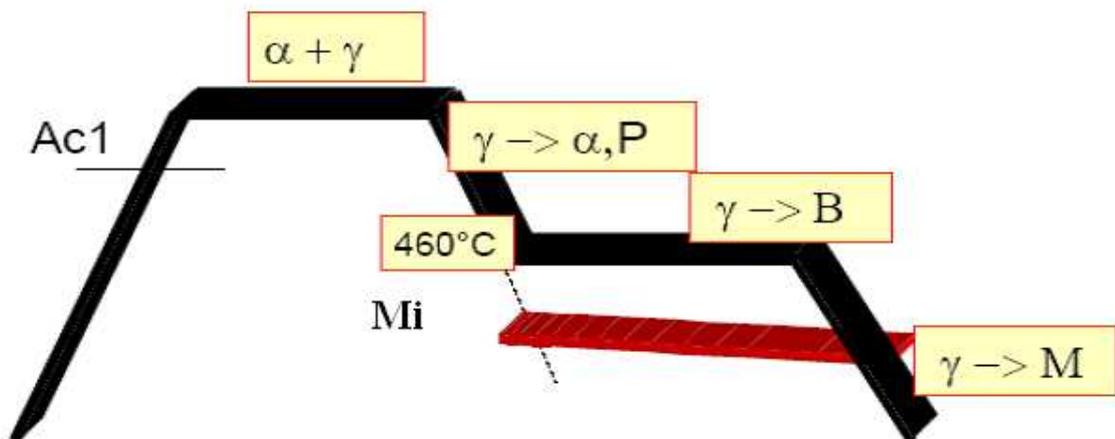


Figura 5.28 – Esquema de formação de fases e constituintes na microestrutura. (Fonte: ArcelorMittal R&D)

Conforme mencionado anteriormente, o aumento na quantidade de elementos de liga estabilizadores da austenita no aço DP780, comparado aos aços DP600, aumenta a temperabilidade da austenita e favorece a maior fração volumétrica de martensita. A proporção do volume de martensita manteve-se praticamente constante nos aços DP600 e DP780, pois os resultados de fração volumétrica de martensita na CGL#2 foram maiores que os resultados da CGL#1, tanto para o aço DP600Mo, DP600 quanto para o aço DP780, resultados esses inerentes ao ciclo térmico das duas linhas de produção.

A seguir será discutida a influência de cada etapa do perfil térmico dos diferentes projetos de recozimento contínuo, das duas linhas de galvanização por imersão a quente estudadas neste trabalho, na microestrutura e propriedades mecânicas.

Aquecimento:

MOHANTY *et al.* ⁽¹⁹⁾ estudaram a influência da taxa de aquecimento na transformação austenítica e concluíram que em taxas de aquecimento mais lentas (10K/s) o volume de austenita é menor e os grãos de austenita finos e homogêneos, enquanto elevadas taxas de aquecimento (50K/s) o volume de austenita é maior, devido a uma redução do número de grãos de ferrita recristalizados e leva a formação de ilhas de austenita grosseiras e alongadas do sentido de laminação. Uma fração volumétrica maior de austenita poderá levar a uma maior fração volumétrica de martensita, após o recozimento intercrítico, dependendo também da temperabilidade do aço.

Conforme pode ser observado na tabela 4.4, a taxa de aquecimento da CGL#1 é em torno de 3 a 4°C/s, enquanto na CGL#2, para uma mesma velocidade e temperatura de encharque, a taxa de aquecimento é maior, de 18 a 20°C/s, devido ao aquecimento por chama direta. Portanto, a diferença entre a fração de ferrita formada nas duas linhas durante a etapa de resfriamento é dependente do tamanho do grão austenítico. Como na CGL#1 existe a tendência de formar grãos de austenita finos e homogêneos devido à baixa taxa de aquecimento, ao contrário da CGL#2 com formação de ilhas grosseiras de austenita e alongadas, é esperado um maior volume de martensita durante resfriamento na CGL#2 e, conseqüentemente, valores maiores de limite de resistência.

Avaliando os resultados das duas linhas, observa-se uma pequena variação nas propriedades mecânicas ao longo da largura na CGL#2, comparando os resultados das extremidades e o centro da tira. O que pode ser explicado pela possível variação na taxa de aquecimento na seção por chama direta, pois conforme mostra a figura 4.10 o gradiente de temperatura da chama direta aplicada sobre a tira não é totalmente uniforme como no aquecimento por tubos radiantes. Essas variações no limite de resistência e limite de escoamento, menores que 4%, não são significativas e não comprometem a aplicação final do material.

Encharque:

A faixa de temperatura de encharque aplicada nos ciclos térmicos das linhas CGL#1 e CGL#2 foi a mesma, de 790 a 810°C e com temperatura visada de 800°C, mas no entanto os tempos de encharque são diferentes, devido ao comprimento da seção de encharque ser diferente nas duas linhas de galvanização. Outra função importante do encharque é a uniformidade das propriedades mecânicas.

WISPELAERE ⁽²⁹⁾ verificou que ocorre uma redução no alongamento uniforme e de ruptura se o tempo de encharque é muito curto. Na CGL#2 o tempo de encharque é na faixa de 20 s, enquanto na CGL#1 é em torno de 60s, isso pode explicar a redução do alongamento uniforme e expoente de encruamento na CGL#2.

Resfriamento Rápido:

A taxa de resfriamento é muito importante para a formação da microestrutura e propriedades mecânicas desejadas. Com o aumento da taxa de resfriamento os valores da tensão de escoamento e limite de resistência também aumentam devido à fração volumétrica de martensita ser maior. Taxas de resfriamento mais lentas favorecem a formação de constituintes como bainita e perlita, reduzindo o volume de martensita e, como consequência, gerando valores menores de limite de resistência.

As duas linhas de galvanização possuem o mesmo comprimento da seção de resfriamento rápido, ou seja, 15m. Portanto, a taxa de resfriamento será a mesma nas duas linhas aplicando a mesma velocidade de processo. Portanto, comparando as duas linhas, a taxa de resfriamento não influenciou nos diferentes resultados de propriedades mecânicas e microestrutura obtidos nas duas linhas de galvanização.

Equalização:

Na fase de equalização e imersão no pote de zinco, a temperatura da tira é superior à temperatura de início de transformação martensítica M_i e inferior à temperatura de

início de transformação bainítica B_i para os aços DP600 e DP780, portanto, a formação da martensita inicia somente após a saída do pote de zinco, ou seja, na torre de resfriamento. No entanto, a bainita é formada antes da zona de equalização e é um constituinte originado da austenita não transformada, sendo controlada pela difusão do carbono. ^(24, 25)

Conforme mencionado por MOULIN ⁽¹¹⁾, em estudos realizados, pelos Centros de Pesquisa do grupo ArcelorMittal na Europa, em linhas com forno de recozimento contínuo vertical, tipo CGL#1 e linhas com forno de recozimento contínuo horizontal, tipo CGL#2, o comprimento da equalização é preponderante para a quantidade de bainita formada nos aços bifásicos. A bainita por ser um constituinte com propriedades intermediárias entre a ferrita e a martensita ⁽²⁵⁾, quando substitui a martensita, tende a reduzir o limite de resistência e aumentar o limite de escoamento, aumentando a relação elástica e, por consequência, uma redução na conformabilidade do material. Observa-se nas figuras de microestrutura apresentadas neste trabalho que há uma formação maior de bainita na CGL#1, linha que possui longo tempo de equalização e baixas taxas de aquecimento e, conseqüentemente, um volume menor de martensita comparando-se com a CGL#2, que possui uma seção de encharque curta e frações volumétricas maiores de martensita em todos os aços processados nesta linha.

6. CONCLUSÕES

Em linhas de galvanização por imersão a quente, a formação da martensita ocorre durante o resfriamento final e a quantidade de martensita na microestrutura final depende do controle da quantidade de austenita após o recozimento intercrítico; da velocidade de resfriamento após aquecimento para controle da formação da ferrita e, principalmente, do tempo de equalização a temperatura de 460°C, condicionado pelo comprimento da zona de equalização.

A influência do ciclo térmico *Galvanneal*, após a tira passar pelo banho de zinco, na CGL#1 não é significativa nos resultados de propriedades mecânicas e microestrutura. Pois a transformação martensítica inicia-se logo após a saída da tira do pote de zinco.

Os resultados de propriedades mecânicas e microestrutura dos testes industriais do aço DP780 segue a mesma tendência dos resultados de simulação apresentados na seção 4.7. A alta taxa de aquecimento na linha CGL#2 promove a formação de um alto volume de austenita, que resulta em um maior volume de martensita e altos níveis de limite de resistência e a formação de uma microestrutura mais refinada. O aquecimento mais lento e o alto tempo de encharque na linha CGL#1 resultam na formação de bainita, o que resulta em uma menor fração volumétrica de martensita e, por consequência, menores níveis de limite de resistência e uma razão elástica mais elevada.

Como na CGL#1 existe a tendência de formar grãos de austenita finos e homogêneos devido à baixa taxa de aquecimento, ao contrário da CGL#2 com formação de ilhas austenita grosseiras, alongadas e com maior fração volumétrica, é esperado um maior volume de martensita durante resfriamento na CGL#2 e, conseqüentemente, valores maiores de limite de resistência.

Linhas com fornos horizontais, tipo CGL#2, com zona de equalização curta propiciam a produção de aços bifásicos menos carregados com elementos de liga para controle da transformação bainítica. Em compensação, linhas com equalização longa, tipo CGL#1, necessitam de aços mais carregados em elementos de liga para se evitar a formação de

bainita em excesso. No entanto, nos fornos horizontais que também possuem um comprimento da seção de encharque menor, revelam uma redução no alongamento uniforme e expoente de encruamento.

7. RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS

O objetivo principal deste trabalho foi avaliar os resultados de propriedades mecânicas e microestrutura de aços bifásicos processados em linhas de galvanização por imersão a quente com diferentes projetos de fornos de recozimento contínuo. A conclusão deste trabalho mostra que as características mecânicas e microestrutura do produto das duas linhas analisadas são diferentes, mas atendem as especificações. Os resultados apresentados referem-se à produção industrial de aços bifásicos pela empresa ArcelorMittal Vega que são fornecidos as principais montadoras do Brasil.

8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar ensaios de expansão de furo, nos aços processados nas duas linhas de galvanização, para avaliar algumas condições de conformabilidade, uma vez que máquinas com punções para conformação de peças são comumente encontradas na indústria automobilística. Este ensaio consiste na expansão de um furo, obtido através de um punção, até o aumento do seu diâmetro. O material pode sofrer certa deformação plástica, o que pode ser relacionado com as deformações ocorridas durante o processo de estampagem de peças em processos industriais;
- Ampliar as faixas das variáveis de processo estudadas, visando obter maiores variações microestruturais e de propriedades mecânicas para comparação com dados de outros estudos.

9. REFERÊNCIAS

- [1] CARLSSON, B.; LARSSON, J.; NILSSON, T. Dual Phase Steels for Automotive Body: Design, Forming and Welding Aspects. SSAB Tunplatt AB, Borlänge Sweden. 14p.
- [2] TSIPOURIDIS, P. Mechanical Properties of Dual Phase Steels. Munich: Technical University of Munich, 2006. 116p. (Tese de Doutorado em Engenharia).
- [3] NETO, B.D., Comparação da Influência dos Parâmetros Industriais na Microestrutura de dois Aços Dual Phase, Porto Alegre: UFRGS, 2009. 70p. (Trabalho de Conclusão de Curso em Engenharia Metalúrgica).
- [4] ARCELORMITTAL, 2009. Dual Phase and Complex Phase steels. Automotive Worldwide.
- [5] WorldAutoSteel. Advanced High Strength Steel (AHSS) – Application Guidelines, Version 4, p. 1.5-1.13, 2009. www.worldautosteel.org.
- [6] IYENGAR, R. M. et al., Implications of Hot-Stamped Boron Steel Components in Automotive Structures, SAE Paper, 01-0857, 2008.
- [7] KONIECZNY, A., Advanced High Strength Steels – Formability, Great Designs in Steel, American Iron and Steel Institute, www.autosteel.org, 2003.
- [8] LAZARIN, S. F., Influência da Variação do Módulo de Elasticidade na Previsão Computacional do Retorno Elástico em Aços de Alta Resistência, Curitiba: UFPR, 2012. p. 27-32. (Tese de Doutorado em Engenharia Mecânica).
- [9] FEI, D.; HODGSON, P. Experimental and Numerical Studies of Springback in air v-bending Process for Cold Rolled TRIP Steels, Nucl. Eng. and Des., v. 236, p. 1847–1851, 2006.

- [10] ANDRITZ METALS, CAL & CGL Furnaces, 2011.
- [11] MOULIN, A.; LAPOINTE, J.L. Laboratory Study Development of a Hot Dip Galvanized DP600. Relatório Interno. ArcelorMittal R&D, 2001.
- [12] NOURI, A.; SAGHAFIAN, H.; KHEIRANDISH, S. Effects of Silicon Content and Intercritical Annealing on Manganese Partitioning in Dual Phase Steels. *Journal of Iron and Steel Research, International*, p. 44-50, 2010.
- [13] SPEICH, G.R. Physical Metallurgy of Dual Phase Steels, United States Steel Corporation, Research Laboratory, Monroeville, p. 3-45, 1981.
- [14] BECKER, J.; HORNBOGEN, E.; WENDL, F. Analysis of Mechanical Properties of a Low-Alloyed Mo-Steel with Different Phosphorus Additions. *The Metallurgical Society of AIME*, p. 383-398, 1981.
- [15] GARCIA, C.I; HUA, M.; CHO, K.; REDKIN, K.; DEARDI, A.J. Metallurgy and Continuous Galvanizing Line Processing of High Strength dual Phase Steels Microalloyed with Niobium and Vanadium. *Galvatech*, 11 p, Italy, 2011.
- [16] Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração (CBMM), Dual Phase and TRIP Steels, Niobium Information, Brazil.
- [17] GORNI, A. A. Aços avançados de alta resistência: Microestrutura e Propriedades. Mecânicas, 5º Congresso de Corte e Conformação de Metais, São Paulo, 2009.
- [18] KRAUSS, G. Steels: Heat Treatment and Processing Principles. Materials Park, Ohio, ASM International, 1990, 497 p.,.

[19] 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, The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International, Volume 42A, p. 3680-3690, 2011.

[20] GARCIA, C.I.; DEARDO, A.J. The Formation of Austenite in Low Alloy Steels, AIME, pp. 40-61, New York, 1979.

[21] GARCIA, C.I.; DEARDO, A.J. Formation of Austenite in 1.5 Mn Steels, Metallurgical Transactions A, v. 12A, p. 521-527, 1980.

[22] 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: UFMG, 2004. 122p. (Tese de Doutorado em Engenharia Metalúrgica).

[23] ANDREWS, K.W. Empirical Formulae for the Calculation of some Transformation Temperatures. Journal of the Iron and Steel Institute (JISI), v. 203, p. 721-727, 1965.

[24] BÉRANGER, G. ; HENRY, G. ; SANZ, G. The Book of Steel. Paris, Sollac, Usinor Group (ArcelorMittal), 1996, p. 90-156.

[25] BHADSHIA, H.K.D.H. Bainite in Steels – Transformations, Microstructure and Properties. Second Edition, University of Cambridge, 454 p, 2001.

[26] SPEICH, G.R; DEMAREST, V.A; MILLER, R.L. Formation of Austenite During Intercritical Annealing of Dual Phase Steels. Metallurgical Transactions A, vol 23A, p. 597-608, 1981.

[27] TAMURA, I.; TOMATA, Y.; AKAO, A.; YAMAOKA, Y.; OZAWA, M.; KANOTANI, S. On the Strength and Ductility of Two-Phase Iron Alloys. Trans. Iron and Steel Inst. Japan, p. 283-292, 1973.

- [28] RAMOS, L.F.; MATLOCK, D.K. KRAUSS, G. The Effects of Ferrite Grain Size on the Deformation Behavior of Dual Phase Steels and Quenched Armco Iron. Metallurgical Transactions A, 1980.
- [29] WISPELAERE, N. Influence of Soaking Time on Mechanical Properties and Phase Distributions of Dual Phase Steel. Relatório Interno. ArcelorMittal R&D, 2003.
- [30] BOIN. J. Specification for the Supply of the Furnace and Cooling Tower Equipment for the Project Vega do Sul. DREVER, 2000.
- [31] ArcelorMittal Mardick, Processos de Recozimento. Relatório Interno, França.
- [32] CMI Thermline Industry, Technical Specification of CGL#2 Anneliang Furnace, ArcelorMittal Vega, 2008.
- [33] DELAUNAY, D. Heat Treatment. Stein Heurtey, MPT International, France, p. 128-134, 2007.
- [34] LEPERA, F. S.; “Improved Etching Technique to Emphasize Martensite and Bainite in High-Strength Dual Phase Steels”, Journal of Metal, p. 38-39, 1980.
- [35] ASTM International, West Conshohocken. E 562–02; Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count, USA, 2002. 7 p.
- [36] GIRINA, O.; MOHANTY, Mo-Effect for GI DP780 Simulations of Vega CGL#1 and CGL#2. Relatório Interno. ArcelorMittal R&D, 2011.
- [37] GIRINA, O.; FONSTEINS Mechanical Properties and Microstructure of 980DP Steel Obtained upon Simulating the Annealing Cycles of Vega1 and Vega2 CGLs using a no-Boron Steel. Relatório Interno. ArcelorMittal R&D, 2012.

- [38] 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*, Volume 16, Number 2, p. 159-164, 2009.
- [39] KOT, R. A.; MORRIS, J. W. *Structure and Properties of Dual Phase Steels*. New Orleans. Conference Proceeding, The Metallurgical Society of AIME, 1979.
- [40] ADAMCZYK, J.; GRAJCAR, A. Heat treatment and mechanical properties of low-carbon steel with dual-phase microstructure, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, Volume 22, pages 13-20, 2007.
- [41] ROCHA R.O.; MELO T.M.F; PERELOMA, E.V.; SANTOS, D.B. Microstructural evolution at the initial stages of continuous annealing of cold rolled dual-phase steel, *Materials Science and Engineering A* 391, p. 296–304, 2005.
- [42] HUANG J.; POOLE, W.J.; MILTZER, M. Austenite Formation During Intercritical Annealing. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 35A, p. 3363-3375, 2004.
- [43] SLOCK, R. *Application Guidelines for High Strength and Ultra High Strength Steel*. ArcelorMittal, Gent, 2002.
- [44] Deutsche Norm, Berlin. DIN EN 10346 ; Continuously Hot-Dip Coated Steel Flat Products – Technical Delivery Conditions. Germany, 2009. 41p.

10. PUBLICAÇÃO DO AUTOR RELACIONADO COM O TRABALHO

OLIVEIRA, F.C; SANTOS, D.B; MIRANDA, F.J.F. ; SOUZA, F.B.P ; DRUMOND, J. Análise da Influência dos Ciclos Térmicos de Diferentes Projetos de Fornos de Recozimento Contínuo na Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Aços Bifásicos Galvanizados, *49º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos - ABM*, p. 355-363, Vila Velha, Brasil, 2012.

Tema: Desenvolvimento de produto e aplicações: indústria automotiva, autopeças, construção civil, eletrodomésticos, móveis, rodas, aços para aplicações elétricas e tubos.

Trabalho: 22557 - ANÁLISES DA INFLUÊNCIA DOS CICLOS TÉRMICOS DE DIFERENTES PROJETOS DE FORNOS DE RECOZIMENTO CONTÍNUO NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇOS BIFÁSICOS GALVANIZADOS

Apresentação no período: Manhã **Forma:** Oral

Autor(es):

Fernando Coelho de Oliveira

Dagoberto Brandão Santos

Fabiano Jose Fabri Miranda

Fabício Brandão Pereira de Souza

Juliovary Drumond

A indústria automobilística está cada vez mais competitiva e com isso as empresas siderúrgicas estão investindo no desenvolvimento de aços de alta resistência, como os aços bifásicos, que apresentam uma boa combinação de resistência, conformabilidade e soldabilidade. Este trabalho tem por objetivo apresentar os resultados de um plano de experiência industrial realizado em linhas de galvanização por imersão à quente, onde foi verificado a influência do perfil térmico de diferentes projetos de fornos de recozimento contínuo na microestrutura e propriedades mecânicas de aços bifásicos galvanizados.

Foram realizados ensaios mecânicos e caracterização da microestrutura. Os resultados mostram que altas taxas de aquecimento, durante o recozimento em temperaturas intercríticas, e altas taxas de resfriamento propiciam uma microestrutura com maior volume de martensita e, como consequência, valores maiores de limite de resistência e menor razão elástica. Entretanto, baixas taxas de aquecimento e tempos de encharque longos resultam em uma melhor uniformidade da microestrutura e propriedades mecânicas, apesar de apresentar limite de resistência inferior e uma razão elástica maior, comparado com altas taxas de aquecimento.