

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

Dissertação de Mestrado

Avaliação da Conformabilidade do Aço *Transformation Induced Plasticity*
(TRIP780) Eletro galvanizado e *Dual Phase* (DP780) Galvanizado Por
Imersão a Quente

Autor: Rodrigo Alves Caetano
Orientador: Prof^a. Dr^a. Geralda Cristina Durães de Godoy

Março/2015

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

Rodrigo Alves Caetano

Avaliação da Conformabilidade do Aço *Transformation Induced Plasticity*
(TRIP780) Eletro galvanizado e *Dual Phase* (DP780) Galvanizado Por
Imersão a Quente

Dissertação 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^a. Dr^a. Geralda Cristina Durães de Godoy

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG
2015

“Todas as vitórias ocultam uma abdicação.” (Simone de Beauvoir)

AGRADECIMENTOS

Agradeço especialmente:

A DEUS, a quem pertence tudo que sou e tenho.

Aos meus pais, Ailton Caetano e Maria do Socorro Alves Caetano, pelo amor e ensinamentos.

À minha esposa, Andréia Evangelista, por sempre acreditar em mim e me incentivar.

À USIMINAS pela oportunidade de realização deste trabalho.

Ao Gerente Geral de Qualidade e Atendimento ao Cliente, Eduardo Cortes Sarmento e ao Gerente de Assistência Técnica, Pedro Olindo Pimentel.

Ao Gerente Geral de Controle Integrado e Qualidade da Usina de Cubatão, Luiz Claudio de Oliveira Meyer.

À Professora Dr^a. Geralda Cristina Durães de Godoy pela orientação dedicada, pelos ensinamentos transmitidos e por sua amizade.

Aos colegas do Centro de Tecnologia da Usiminas, Ivan de Castro e José Osvaldo Amaral Tepedino, que muito contribuíram para o desenvolvimento deste trabalho.

SUMÁRIO

AGRADECIMENTOS	v
SUMÁRIO	vi
LISTA DE FIGURAS	viii
LISTA DE TABELAS	xiii
LISTA DE NOTAÇÕES	xiv
RESUMO.....	xvi
ABSTRACT.....	xvii
1. INTRODUÇÃO	18
2. OBJETIVOS	19
2.1 Geral	19
2.2 Específico	19
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	20
3.1 Aços <i>Dual Phase</i> laminados a frio	20
3.1.1 Influência dos elementos de liga	24
3.2 Aços TRIP laminados a frio.....	25
3.2.1 Influência dos elementos de liga	31
3.3 Curva Limite Conformação	31
3.4 Expansão de furo.....	36
3.5 Ensaio Erichsen.....	41
3.6 Razão Limite de Estampagem	42
3.7 <i>Bake Hardening</i>	42
3.7.1 <i>Bake hardening</i> em Aços Avançados de Alta Resistência	45
3.8 Processo de Galvanização Eletrolítica.....	52
3.9 Processo de Galvanização por Imersão a Quente	54
3.10 Características do revestimento metálico	55
4. METODOLOGIA	58
4.1. Processamento em escala industrial do aço <i>Dual Phase</i>	58
4.1.1. Composição química de Aciaria	58
4.1.2. Laminação a quente.....	59
4.1.3. Laminação a frio.....	60
4.1.4. Galvanização por Imersão a Quente.....	61

4.2. Processamento em escala industrial do aço TRIP	62
4.2.1. Composição química Aciaria	62
4.2.2. Laminação a quente	62
4.2.3. Laminação a frio	63
4.3. Amostragens e ensaios realizados	65
4.3.1 Caracterização das amostras	65
4.3.1.1 Composição química	65
4.3.1.2 Análise metalográfica	65
4.3.1.2.1 Classificação das Inclusões	65
4.3.1.2.2 Análise microestrutural via microscopia óptica e eletrônica de varredura ...	66
4.3.1.2.3 Determinação da fração volumétrica dos constituintes	66
4.3.1.2.4 Determinação de austenita e teor de carbono via difratometria de raios x ...	66
4.3.1.3 Ensaio de tração	67
4.3.1.4 Ensaio de estampagem do tipo Erichsen.....	67
4.3.1.5 Ensaio de expansão de furo	67
4.3.1.6 Razão Limite de Estampagem.....	68
4.3.1.7 Curva Limite Conformação	69
4.3.1.8 Ensaio <i>Bake Hardening</i> e <i>Aging Index</i>	70
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES	72
5.1 Análise metalográfica	72
5.2 Propriedades mecânicas em tração.....	79
5.2.1 Valor n instantâneo.....	81
5.2.2 Curva tensão vs. deformação	83
5.3 Ensaio de expansão de furo	86
5.4 Ensaio Erichsen.....	90
5.5 Razão Limite de Estampagem	91
5.6 Curva Limite Conformação	92
5.7 Ensaio <i>Bake Hardening</i> (BH) e <i>Aging Index</i> (AI).....	93
6. CONCLUSÕES.....	95
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	96
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	97

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 3.1 – Relação Limite de Resistência e Alongamento total por Deformação para vários tipos de aços (adaptado de <i>WORLD STEEL ASSOCIATION</i> 2009).	20
FIGURA 3.2 – Aspectos microestruturais do aço DP mostrando ilhas de martensita em uma matriz ferrítica. Microscopia eletrônica de varredura (MEV). Ataque: Nital 4 %. (adaptado de MURARI 2009).....	21
FIGURA 3.3 – Temperaturas de recozimento contínuo do DP. α – ferrita, γ – austenita, α' – martensita (adaptado de KUZIAC <i>et al.</i> 2008).....	21
FIGURA 3.4 – Aspectos microestruturais do aço DP na Usiminas, com o constituinte bainita. Microscopia eletrônica de varredura (MEV). Ataque: Nital 4 %. F – ferrita. B – bainita. M - martensita (adaptado de MURARI 2009).....	22
FIGURA 3.5 – Diagrama esquemático do ciclo de recozimento contínuo (adaptado de MURARI 2009).	23
FIGURA 3.6 – Esquema de ciclo de tratamento térmico empregado para aços TRIP laminados a frio. α – ferrita, γ – austenita, α_B – bainita, γ_{ret} – austenita retida (adaptado de Kuziac <i>et al.</i> 2008).....	26
FIGURA 3.7 – Representação da evolução microestrutural durante o resfriamento e tratamento isotérmico do aço TRIP. α = Ferrita, γ = austenita, TF = Ferrita epitaxial, γ_R = Austenita retida, B = bainita (adaptado de PARISH 2003).....	27
FIGURA 3.8 – Ilustração esquemática mostrando a microestrutura do aço TRIP (adaptado de “ <i>ULSAB-AVC Body Structure Materials</i> ” 2001).....	29
FIGURA 3.9 – Curva de engenharia tensão-deformação do aços HSLA, DP e TRIP (adaptado de “ <i>WORLD STEEL ASSOCIATION</i> ” 2009).....	30
FIGURA 3.10 – Efeito TRIP durante deformação em ensaio de tração (adaptado de KUZIAC <i>et al.</i> 2008).....	30
FIGURA 3.11 – Aspecto da curva limite conformação (adaptado de documentos internos da USIMINAS).....	32
FIGURA 3.12 – Deformação maior e menor mostrada pela grade circular deformada (adaptado de GIPIELA 2012).	33
FIGURA 3.13 – Aspecto visual das amostras com gravação circular antes da deformação, após a deformação e com ruptura (adaptado de ČIKMIŠ <i>et al.</i> 2010).....	33

FIGURA 3.14 – Desenho esquemático da malha quadrada impressa no corpo de prova (adaptado de GIPIELA 2012).	34
FIGURA 3.15 – Deformação dos corpos de prova nos ensaios de estampagem (adaptado de GIPIELA 2012).	34
FIGURA 3.16 – Curva Limite Conformação definida pelas deformações maiores e menores das elipses nos corpos de prova (adaptado de KEELER 2003).	35
FIGURA 3.17 – Curva Limite Conformação com a margem de segurança de 10 % da deformação adicionada abaixo da CLC básica e nomeada zona amarela (adaptado de KEELER 2003).	36
FIGURA 3.18 – Relação resistência/ductilidade dos aços avançados de alta resistência (adaptado de KARELOVA <i>et. al</i> 2007).	37
FIGURA 3.19 – Montagem esquemática de um teste de expansão de furos em uma prensa hidráulica (adaptado de NARAYANASAMY <i>et al.</i> 2010).	38
FIGURA 3.20 – Geometria da expansão de furo em um máquina de prensa hidráulica. (adaptado de SADAGOPAN <i>et al.</i> 2003).	38
FIGURA 3.21 – Processo de expansão de furos com punção cônico (adaptado de GIPIELA, 2009).	39
FIGURA 3.22 – Geometria da expansão de furo em um máquina de punção cônico (adaptado de SADAGOPAN <i>et al.</i> 2003).	39
FIGURA 3.23 – Prensa Universal Erichsen (adaptado de documentos internos da USIMINAS).	41
FIGURA 3.24 – Aspecto do corpo de prova fraturado após ensaio de estampabilidade (adaptado de documentos internos da USIMINAS).	41
FIGURA 3.25 - Representação esquemática do teste <i>Bake Hardening</i> . LE0 é o limite de escoamento original do material (determinado a 0,2 % para aços que não apresentam escoamento definido); T2 % é a tensão de fluxo para uma pré-deformação de 2 % e LES e LEI são os valores de limite de escoamento superior e inferior, respectivamente, após o tratamento de simulação da cura da pintura (adaptado de MURARI 2009).	43
FIGURA 3.26 – Efeitos do envelhecimento após deformação na curva de tração de um aço baixo Carbono. ΔLE = variação no limite de escoamento devido ao envelhecimento, eL = deformação de Lüders após o envelhecimento, ΔLR = variação no limite de	

resistência devido ao envelhecimento, ΔALT = variação no alongamento por deformação total devido ao envelhecimento (adaptado de MURARI 2009).	44
FIGURA 3.27 – Procedimento esquemático para determinação do <i>Aging Index</i> (adaptado de MURARI 2009).....	45
FIGURA 3.28 – Influência da temperatura de cura no efeito BH (adaptado de KRIEGER <i>et al.</i> 2009).	48
FIGURA 3.29 – Mecanismos de efeito BH em aços DP (adaptado de RAMAZANI <i>et al.</i> 2014).....	49
FIGURA 3.30 – Mecanismos de efeito BH em aços TRIP (adaptado de RAMAZANI <i>et al.</i> 2014).....	50
FIGURA 3.31 – <i>Bake Hardening</i> em função da pré-deformação para os aços HSLA500, DP600 e TRIP800. Os símbolos cheios se referem ao limite de escoamento inferior e os símbolos abertos se referem ao limite de escoamento superior (adaptado de MURARI 2009).....	51
FIGURA 3.32 – Esquema do processo de Galvanização Eletrolítica da USIMINAS (adaptado de documentos internos da USIMINAS).....	53
FIGURA 3.33 – Esquema de uma célula vertical de eletrodeposição GRAVITEL do processo de Galvanização Eletrolítica da USIMINAS (adaptado de documentos internos da USIMINAS).	53
FIGURA 3.34 – Esquema do processo de Galvanização por Imersão a Quente da USIMINAS (adaptado de documentos internos da USIMINAS).	54
FIGURA 3.35 – Morfologia da camada de zinco do aço EG observada via microscopia eletrônica de varredura. (a) Aplicação de 1000 X. (b) Ampliação de 3000 X (adaptado de MARQUES 2008).	57
FIGURA 3.36 – Morfologia da camada de zinco do aço GI observada via microscopia eletrônica de varredura. (a) Aplicação de 1000 X. (b) Ampliação de 3000 X (adaptado de MARQUES 2008).	57
FIGURA 4.1 - Fluxo de produção da Usiminas – Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais. (a) Área de Redução, (b) Área da Aciaria, (c) Laminação a Quente, (d) Laminação a Frio.	58
FIGURA 4.2 - Fluxo de produção da Laminação a Quente.	60
FIGURA 4.3 - Desenho esquemático do PLTCM.	60

FIGURA 4.4 - Desenho esquemático da Linha de Galvanização por Imersão a Quente.	61
FIGURA 4.5 - Desenho esquemático da Linha de Recozimento Contínuo.	63
FIGURA 4.6 - Desenho esquemático da Linha de Galvanização Eletrolítica.....	64
FIGURA 4.7 – Plano de corte dos corpos de prova nas três direções.....	67
FIGURA 4.8 – Amostra com 1 furo a 45 mm da borda.	68
FIGURA 4.9 – Formato e dimensões dos corpos de prova.	69
FIGURA 4.10 – Aspecto de superfície da amostra com a malha quadrada.	70
FIGURA 4.11 – Gráfico tensão-deformação do ensaio <i>bake hardenability</i> antes e após o tratamento térmico (adaptado de documentos internos da USIMINAS).....	71
FIGURA 5.1 – Aspecto típico de inclusões das amostras de aços (a) TRIP780 e (b) DP780 analisadas a partir de seção ao longo da espessura, longitudinal à direção de laminação. Sem ataque. Ampliação original: 200 x.....	72
FIGURA 5.2 – Aspecto típico da microestrutura observada via Microscopia Óptica do aço TRIP780, a partir de plano, ao longo da espessura, longitudinal ao sentido de laminação das amostras. Reagentes: (a) Nital 4 % e (b) metabissulfito de sódio + Ácido Pírico.....	74
FIGURA 5.3 – Aspecto típico da microestrutura observada via Microscopia Óptica do aço DP780, a partir de plano, ao longo da espessura, longitudinal ao sentido de laminação das amostras. Reagentes: (a) Nital 4 % e (b) metabissulfito de sódio + Ácido Pírico.....	75
FIGURA 5.4 – Aspecto típico da microestrutura do aço TRIP780, observado via Microscópio Eletrônico de Varredura, em seção ao longo da espessura, longitudinal ao sentido de laminação. Ataque Nital 2 %. Ampliação original: 5000 X e 15000 X. M = Martensita, F = Ferrita, B = Bainita, γ_R = Austenita retida.	76
FIGURA 5.5 – Aspecto típico da microestrutura do aço DP780, observado via Microscópio Eletrônico de Varredura, em seção ao longo da espessura, longitudinal ao sentido de laminação. Ataque Nital 2 %. Ampliação original: 15000 X. M = Martensita, F = Ferrita, B = Bainita.....	77
FIGURA 5.6 – Relação entre o valor n “instantâneo” e a deformação verdadeira dos aços TRIP780 e DP780.....	83

FIGURA 5.7 – Curvas tensão vs. deformação de engenharia dos aços TRIP780 e DP780, obtidas de ensaios realizados em corpo de prova cujo eixo de maior comprimento tinha a mesma orientação do sentido de laminação das amostras.	84
FIGURA 5.8 – Curva tensão vs. deformação verdadeira do aço TRIP780 e do aço DP780, obtidas de ensaios realizados em corpo de prova cujo eixo de maior comprimento tinha a mesma orientação do sentido de laminação das amostras.	85
FIGURA 5.9 – Resultados do ensaio KWI.....	87
FIGURA 5.10 – Resultados do ensaio ECF	88
FIGURA 5.11 – Relação entre a força de estampagem e a altura de deslocamento do punção obtida durante ensaio Erichsen dos aços DP780 e TRIP780.	91
FIGURA 5.12 – Curvas Limite de Conformação para os aços TRIP780 e DP780.	92
FIGURA 5.13 – Índices BH e AI dos aços TRIP780 e DP780.	94

LISTA DE TABELAS

TABELA I – Composição química do aço DP.....	23
TABELA II – Relação entre a microestrutura, deformação total e resultado do teste de expansão de furo em aços com graus de 780 MPa (Adaptado de <i>Advanced High Strength Steel Workshop</i> 2006).....	40
TABELA III – Composição química dos aços estudados (% em peso) (adaptado de KRIEGER <i>et al.</i> 2009).	47
TABELA IV – Fração volumétrica dos constituintes dos aços estudados (% em peso) (adaptado de KRIEGER <i>et al.</i> 2009).....	47
TABELA V – Resultados do ensaio de tração (adaptado de KRIEGER <i>et al.</i> 2009).....	47
A composição química de Aciaria do aço DP780 é mostrada na TABELA VI.	59
TABELA VI – Faixa de composição química típica de Aciaria do aço DP780.....	59
A composição química de Aciaria do aço TRIP780 é mostrada na TABELA VII.....	62
TABELA VII – Faixa de composição química típica de Aciaria do aço TRIP780.	62
TABELA VIII – Dimensões dos corpos de prova para realização do ensaio Razão Limite de Estampagem.	68
TABELA IX - Classificação das inclusões, segundo a carta padrão I da norma ASTM E45-05/09.	72
TABELA X - Fração volumétrica dos microconstituintes dos aços analisados (% em peso).	78
TABELA XI – Propriedades mecânicas em tração (resultados correspondem à média de três corpos de prova ensaiados).	79
TABELA XII – Altura máxima de penetração do punção obtida nos ensaios de embutimento Erichsen dos aços TRIP780 e DP780.....	90
TABELA XIII - Razão Limite de Estampagem dos aços TRIP780 e DP780.	91

LISTA DE NOTAÇÕES

- Ac1 = Temperatura inicial da região intercrítica de recozimento
- Ac3 = Temperatura final da região intercrítica de recozimento
- AHSS = Aços Avançados de Alta Resistência
- AI = *Aging Index* - Susceptibilidade ao envelhecimento à temperatura ambiente
- ALT = Alongamento Total por Deformação
- ALU = Alongamento Uniforme por Deformação
- ASTM = *American Society for Testing and Materials*
- BH = Envelhecimento após deformação
- C = Carbono
- CAPL = Linha de Recozimento Contínuo
- CLC = Curva Limite Conformação
- CMn = Aços Carbono Manganês
- Cr = Cromo
- d₀ = Diâmetro inicial
- d_f = Diâmetro final
- CP = Aços de Fases Complexas
- DP = *Dual Phase* - Aços Bifásicos
- ECF = Expansão Cônica de Furo
- EG = Eletro galvanizado
- HDG-GI = Galvanizado por imersão a quente com revestimento puro
- HSLA = Baixa Liga e Alta Resistência
- IF = Aços livres de intersticiais
- IF-HS = Aços Livres de Intersticiais de Alta Resistência
- IS = Aços Isotrópicos
- KWI = *Kaiser Wilhelm Institut*
- MEV = Microscópio Eletrônica de Varredura
- Mn = Manganês
- MO = Microscópio Óptico
- Mo = Molibdênio
- MS = Aços Martensíticos
- n = Expoente de encruamento

Nb = Nióbio

PLTCM = Linha de Decapagem Acoplada a um Laminador

r = Coeficiente de Anisotropia

RLE = Razão Limite de Estampagem

Si = Silício

TF = Ferrita Transformada

TRIP = *Transformation Induced Plasticity* - Aços de plasticidade induzida por transformação

α = Ferrita

α' = Martensita

α_B – Ferrita bainítica

γ = Austenita

γ_R = Austenita retida

λ = Expansão de furo

RESUMO

A Usiminas, maior siderúrgica latino-americana fornecedora de aços planos, tem dedicado grandes esforços para oferecer materiais mais adequados para as diferentes demandas do mercado, desenvolvendo novos tipos de aços para utilização em carrocerias veiculares. O objetivo deste estudo foi caracterizar o comportamento metalúrgico do aço DP780 – Galvanizado por Imersão a Quente com revestimento de zinco puro e do aço TRIP780 – Eletrogalvanizado, com base em análises metalográficas, ensaios de tração, ensaios de estampagem, ensaios *Bake Hardening* (BH) e *Aging Index* (AI). Ambos os aços possuem espessura nominal de 1,50 mm. Os resultados dos ensaios realizados mostraram que o aço TRIP780 apresenta desempenho significativamente superior ao do aço DP780 em todos os modos de estampagem avaliados, além de boa capacidade de endurecimento após pintura (efeito BH), o que proporciona um aumento na resistência mecânica final dos componentes fabricados. Tanto o aço TRIP780 como o DP780 são opções para aplicação em peças da carroceria, principalmente em componentes que requeiram elevada resistência mecânica. A influência do revestimento não foi abordada nesse estudo.

ABSTRACT

The Usiminas, largest Latin American steel supplier of flat steel, has dedicated great efforts for different demands of the market, investing in production facilities and developing new steels for use in vehicle's body. The present study has the objective to evaluate the metallurgical behavior of high-strength steels, DP780 hot dip galvanized and TRIP780 electrogalvanized, based on their mechanical properties, metallographic constitution, formability, hole expansion, bake hardening and aging index. The TRIP780 steel showed an excellent formability. The tests results showed a significantly superior performance to the DP780 steel, with the same strength class and thickness in every modes of stamping evaluated, and excellent bake hardening effect, which can providing a further increase in the mechanical strength of the final manufactured components. It is therefore an excellent choice for use in body parts, especially in components requiring higher strength.

1. INTRODUÇÃO

Os setores automotivos e de autopeças estão entre os que mais cresceram nos últimos anos e a USIMINAS tem dedicado grandes esforços em desenvolver novos tipos de aços para utilização na carroceria dos veículos. A classe de aços denominada Aços Avançados de Alta Resistência (*Advanced High Strength Steel – AHSS*), têm maior resistência mecânica, o que permite a redução da espessura das chapas utilizadas e, conseqüentemente, do peso final da peça. Os AHSS são aços cujo arranjo microestrutural confere a estes materiais elevada resistência mecânica aliada a uma boa conformabilidade quando comparada aos aços convencionais. Os aços *Transformation Induced Plasticity* (TRIP) e *Dual Phase* (DP) são exemplos de Aços Avançados de Alta Resistência, permitindo uma excelente estampabilidade e a possibilidade de utilização em peças de maior complexidade geométrica.

Diversos clientes da USIMINAS têm acenado para a utilização de AHSS da classe de resistência de 780 MPa. Baseado nessa tendência do mercado, o presente estudo tem por objetivo caracterizar a conformabilidade do aço DP780, revestido por imersão a quente com zinco puro, e do aço TRIP780, revestido por eletrolgalvanização, ambos espessura nominal de 1,50 mm e produzidos pela USIMINAS, por meio de análise metalográfica, ensaios de tração, ensaios de estampagem, ensaios *Bake Hardening* (BH) e *Aging Index* (AI).

2. OBJETIVOS

2.1 Geral

Esse trabalho visa estudar os aços avançados DP780 e TRIP780 utilizados no segmento automotivo.

2.2 Específico

Caracterizar o aço DP780 - Galvanizado por imersão a quente com revestimento de zinco puro, e o aço TRIP780 – Eletro galvanizado com zinco puro, ambos com 1,50 mm de espessura, por meio de: 1) análise metalográfica, 2) ensaios de tração, 3) ensaio de estampagem tipo Erichsen, 4) ensaios de expansão de furo tipos ECF e KWI, 5) ensaio de Razão Limite de Estampagem, 6) determinação da Curva Limite Conformação, 7) ensaios *Bake Hardening* (BH) e *Aging Index* (AI).

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços *Dual Phase* laminados a frio

Conforme publicado pela COMPANHIA BRASILEIRA DE METALURGIA E MINERAÇÃO (1997), uma variedade de aços de alta resistência são usados para diferentes requisitos em resistência e conformação, FIGURA 3.1.

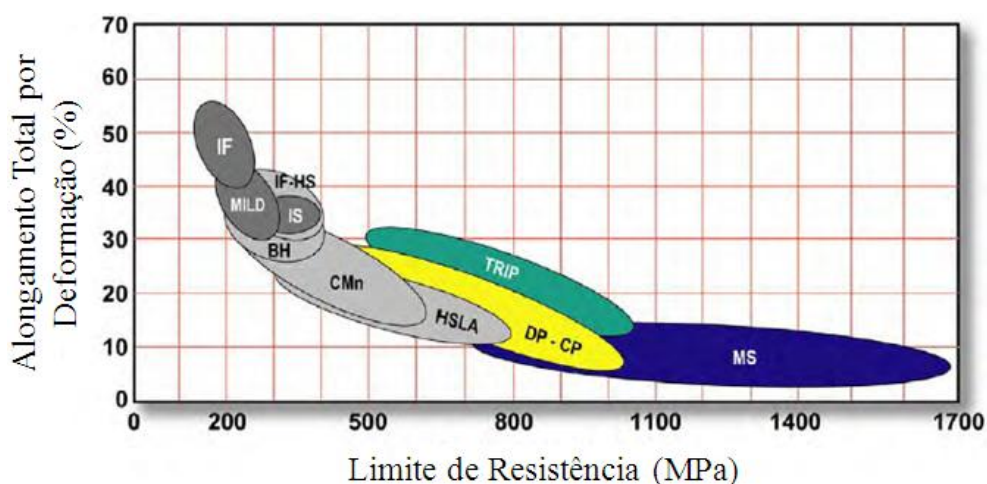


FIGURA 3.1 – Relação Limite de Resistência e Alongamento total por Deformação para vários tipos de aços (adaptado de *WORLD STEEL ASSOCIATION* 2009).

SARWAR *et al.* (2007) afirmam que os aços Bifásicos ou *Dual Phase* são caracterizados por uma microestrutura que consiste de 20 a 25% de martensita dispersa em uma dúctil matriz ferrítica, FIGURA 3.2. O recozimento no campo austenita + ferrita controla a fração volumétrica da austenita. Em taxas críticas de resfriamento, a austenita presente se transforma completamente em martensita. Em taxas mais lentas de resfriamento a quantidade de austenita reduz, devido o crescimento da ferrita epitaxial. SARWAR *et al.* (2007) definem a ferrita epitaxial como a ferrita formada devido a transformação da austenita durante resfriamento no recozimento intercrítico.

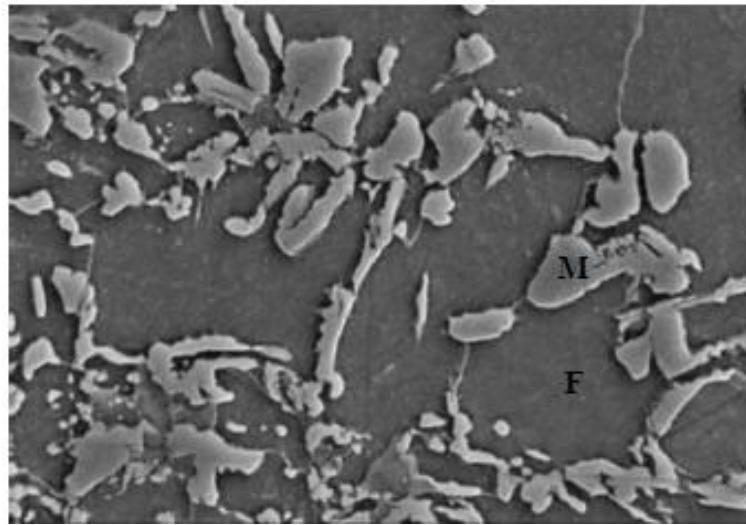


FIGURA 3.2 – Aspectos microestruturais do aço DP mostrando ilhas de martensita em uma matriz ferrítica. Microscopia eletrônica de varredura (MEV). Ataque: Nital 4 %. (adaptado de MURARI 2009).

O diagrama esquemático das transformações de temperatura no ciclo de recozimento do aço DP é mostrado por KUZUAC *et al.* (2008) na FIGURA 3.3.

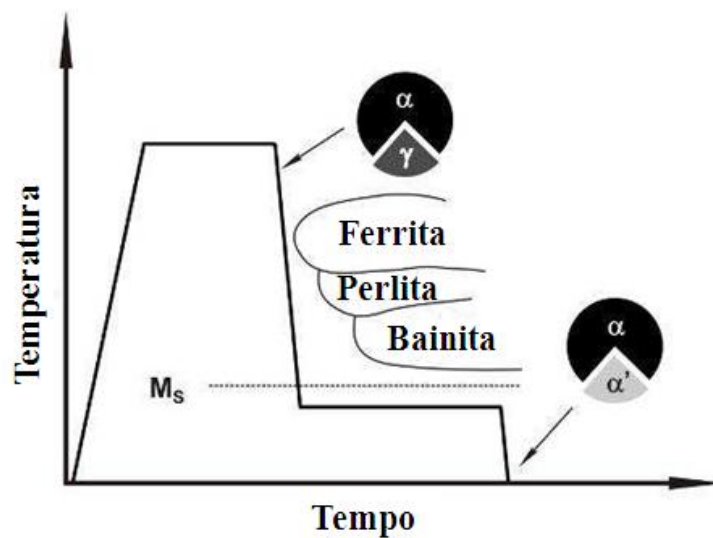


FIGURA 3.3 – Temperaturas de recozimento contínuo do DP. α – ferrita, γ – austenita, α' – martensita (adaptado de KUZUAC *et al.* 2008).

FONSECA *et. al* (2005) informam que durante o ciclo de recozimento, a tira é aquecida a temperaturas intercríticas, o que resulta na formação de uma microestrutura constituída por grãos de ferrita original (formada após a laminação a quente) e austenita. Na etapa de resfriamento, enquanto a temperatura permanece no campo bifásico, a região da ferrita cresce para o interior da região da austenita, e a nova região de ferrita formada é chamada ferrita epitaxial. Na etapa de resfriamento rápido, a austenita se transforma em martensita. A microestrutura obtida é composta de ferrita original, ferrita epitaxial e martensita. Neste caso, não existe contorno entre as duas ferritas, mas a ferrita original contém precipitados e a ferrita epitaxial não.

Visando melhorar a conformabilidade do aço DP, uma certa quantidade do constituinte bainita foi adicionado à microestrutura, conforme FIGURA 3.4, produzindo uma microestrutura trifásica.

MURARI (2009) comenta que atualmente a maior parte dos projetos dos aços *Dual Phase* fornecidos à indústria automotiva apresentam como segundo constituinte em sua microestrutura a martensita + bainita, acima de 20 %, proporcionando elevada resistência a fadiga e boa tenacidade, sendo adequados para a utilização em peças de estrutura e de segurança como longarinas, travessas e reforços.

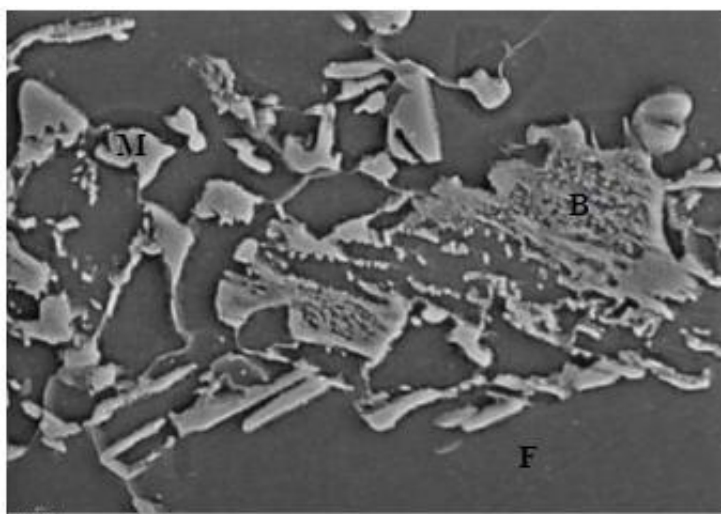


FIGURA 3.4 – Aspectos microestruturais do aço DP na Usiminas, com o constituinte bainita. Microscopia eletrônica de varredura (MEV). Ataque: Nital 4 %. F – ferrita. B – bainita. M - martensita (adaptado de MURARI 2009).

Segundo ROCHA *et al.* (2009), o processo de recozimento contínuo para a produção de aços laminados a frio *Dual Phase*, com a composição química mostrada na TABELA I, tipicamente inclui as seguintes etapas: aquecimento à faixa de temperatura intercrítica ($Ac1 = 704\text{ °C}$ e $Ac3 = 854\text{ °C}$), uma imersão na faixa de temperatura intercrítica a fim de permitir a nucleação e o crescimento da austenita, resfriamento lento, resfriamento rápido para transformar a austenita em martensita, superenvelhecimento e resfriamento final. A quantidade e a morfologia dos constituintes formados dependem dos parâmetros de recozimento. Pode-se visualizar este ciclo de recozimento na FIGURA 3.5.

TABELA I – Composição química do aço DP.

C	Mn	Si	P	S	Al	N
0.08	1.91	0.04	0.018	0.006	0.035	0.005

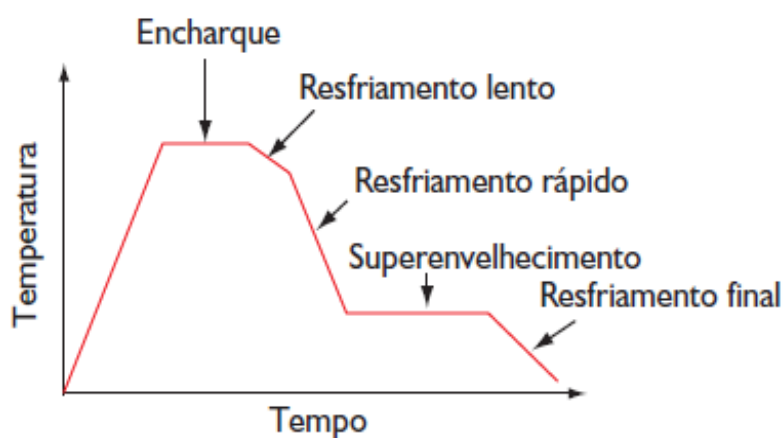


FIGURA 3.5 – Diagrama esquemático do ciclo de recozimento contínuo (adaptado de MURARI 2009).

De acordo com MURARI (2009), após a etapa de aquecimento há um recozimento isotérmico na temperatura de encharque, entre as faixas intercríticas de temperatura $Ac1$ e $Ac3$. Após o encharque o material é resfriado lentamente com jato de gás até a temperatura de início do resfriamento rápido, ou temperatura de têmpera. O objetivo desse resfriamento lento é reduzir a fração de austenita e enriquecê-la ao máximo com o

carbono. Na etapa de resfriamento rápido, o tempo para difusão do carbono é muito pequeno, o que faz com que a liga, que se encontrava em equilíbrio no início do resfriamento, se torne supersaturada em seu final, gerando uma condição bastante instável. Nessa etapa, ocorre a transformação da austenita em martensita. Após o resfriamento rápido, o material é submetido a um tratamento de superenvelhecimento ou *overaging* realizado entre 200 °C e 400 °C. Esse tratamento térmico tem a finalidade de retardar o processo de envelhecimento promovendo a formação de precipitados de carbono, e iniciar o revenimento da martensita formada, cuja extensão será em função da temperatura e do tempo utilizados. Geralmente o tratamento de superenvelhecimento ou *overaging* ocorre abaixo da temperatura de início da transformação da martensita. Quando o tratamento é realizado em temperaturas acima do início de transformação da martensita, ocorre a formação da bainita e até mesmo da perlita. A etapa de superenvelhecimento pode ser utilizada para adequação da microestrutura ao tipo de aplicação a que o material será submetido. Após a etapa de *overaging*, o material é resfriado até a temperatura ambiente, finalizando o ciclo de recozimento contínuo.

MARRA *et al.* (2010) publicaram que o teor de carbono do aço DP normalmente é inferior a 0,15 %, o que garante a formação de uma martensita em ripas. Elevados teores de carbono resultam na formação de uma martensita frágil, denominada maclada. A martensita maclada é mais frágil que a martensita em ripas e tem, após deformação mecânica, maior susceptibilidade para apresentar vazios nas interfaces entre as ilhotas de martensita e grãos ferríticos.

3.1.1 Influência dos elementos de liga

Principais elementos de liga do aço DP780: carbono, manganês, molibdênio e nióbio.

O carbono estabiliza a austenita e conduz a formação da martensita após resfriamento rápido. MARRA *et al.* (2010) explicam que esse elemento determina a quantidade de austenita no reaquecimento intercrítico e por consequência a quantidade e dureza de martensita após a tempera. O limite de resistência dos aços DP é descrito ser proporcional à quantidade de martensita.

O manganês aumenta a temperabilidade da austenita, retardando a formação da perlita e bainita e permitindo a formação de quantidade suficiente de martensita durante o resfriamento rápido após recozimento intercrítico. Esse elemento reduz também o campo $\alpha + \gamma$, aumentando a quantidade da austenita formada na temperatura intercrítica de recozimento, conforme observado por REGE *et al.*(2002).

MARRA *et al.* (2010) descrevem que o nióbio refina os grãos de ferrita, e MARRA (2008) aponta que o molibdênio (até 0,40 %) é um estabilizador da ferrita e retarda a formação da perlita e bainita, favorecendo a formação da martensita.

3.2 Aços TRIP laminados a frio

BHADESHIA E HONEYCOMBE (2006) explicam que os aços desenvolvidos para explorar as propriedades obtidas durante a deformação plástica (quando a reação martensítica ocorre) são conhecidos como TRIP. Uma das variedades desse aço é aquela em que o aço é completamente austenítico (usando grandes quantidades de solutos estabilizadores da austenita), transformando-se em martensita após aplicação de tensões locais. Esse aço é denominado simplesmente como TRIP. Outra variedade é aquela em que a austenita apresenta-se em frações volumétricas pequenas e transforma-se em martensita após a deformação. Esse aço é denominado TRIP-*assisted*.

A transformação martensítica induzida por tensões locais tem o efeito de aliviar as concentrações de tensão, aumentando o expoente de encruamento e promovendo uma deformação homogênea, com conseqüentes melhorias na resistência, ductilidade e tenacidade dos aços. A principal aplicação dos aços TRIP-*assisted* é na indústria automotiva para aumentar a segurança dos passageiros em caso de acidente.

A FIGURA 3.6 mostra o ciclo de recozimento empregado no aço TRIP laminado a frio. BHADESHIA E HONEYCOMBE (2006) observam que para se obter uma microestrutura do aço TRIP há um primeiro estágio de aquecimento rápido da temperatura ambiente para o campo bifásico, entre as temperaturas Ac1 e Ac3. O recozimento intercrítico possibilita a nucleação e crescimento da austenita e ao mesmo

tempo recristaliza a ferrita residual. A tira é resfriada em uma taxa controlada para que a austenita se transforme em ferrita alotriomórfica e em temperaturas mais baixas em se em ferrita bainítica. Esta última reação permite que a austenita seja enriquecida com carbono, permitindo que seja retida até a temperatura ambiente. Os detalhes da microestrutura e propriedades mecânicas podem ser alterados manipulando o processo de resfriamento. Na faixa de temperatura de transformação bainítica, uma inadequada quantidade de bainita formada deixa a austenita susceptível para se transformar em martensita no resfriamento até a temperatura ambiente.

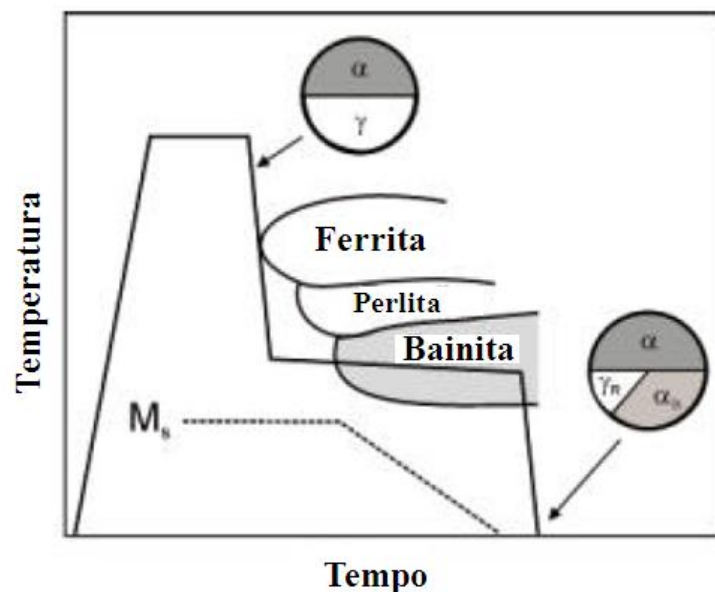


FIGURA 3.6 – Esquema de ciclo de tratamento térmico empregado para aços TRIP laminados a frio. α – ferrita, γ – austenita, α_B – bainita, γ_{ret} – austenita retida (adaptado de Kuziac *et al.* 2008).

PARISH (2003) descreve que durante o recozimento intercrítico, a perlita formada após a laminação a quente é dissolvida, formando a austenita. A ferrita tem um baixo teor de carbono (< 0,02 % em peso) e correspondentemente a austenita será enriquecida com carbono. Isto resulta em uma microestrutura composta de frações volumétricas de ferrita e austenita. Após essa etapa, ocorre um resfriamento rápido (para evitar a formação de perlita e excesso de formação da ferrita epitaxial) e posteriormente um recozimento isotérmico na temperatura de transformação da bainita.

PARISH (2003) também explica o comportamento do aço TRIP durante o resfriamento controlado e recozimento isotérmico. Durante a transformação bainítica, a austenita instável se transforma em ferrita epitaxial, bainita/ferrita bainítica e austenita retida. A FIGURA 3.7 mostra a evolução microestrutural durante essas etapas. No recozimento intercrítico, frações volumétricas de ferrita α e austenita γ compõe a microestrutura do aço, FIGURA 3.7 (a). Na FIGURA 3.7 (b) a distribuição do carbono na austenita é desigual devido rejeição do carbono da ferrita epitaxial, TF , representado por diferentes tons na cor da austenita γ . Na FIGURA 3.7 (c), parte da austenita foi transformada em bainita e a austenita retida γ_R se torna estável devido enriquecimento adicional com carbono. Esse enriquecimento ocorre porque a ferrita bainítica tem apenas uma pequena quantidade de carbono dissolvido na solução intersticial, menor que 0,02 % (% em peso).

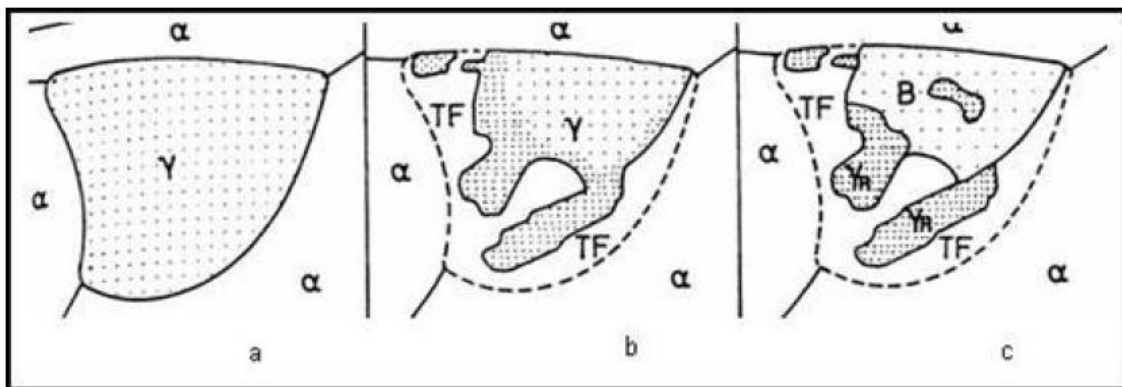


FIGURA 3.7 – Representação da evolução microestrutural durante o resfriamento e tratamento isotérmico do aço TRIP. α = Ferrita, γ = austenita, TF = Ferrita epitaxial, γ_R = Austenita retida, B = bainita (adaptado de PARISH 2003).

BHADESHIA E HONEYCOMBE (2006) afirmam que a bainita é formada entre temperaturas de 250 °C e 550 °C, região onde placas ou ripas de ferrita se agregam com partículas de cementita. Duas formas de bainita podem ser identificadas: superior e inferior. A microestrutura da bainita superior (formada entre as temperaturas de 400 °C a 550 °C) consiste de ripas finas de ferrita, cada uma com espessura da ordem de 0,2

micrômetro e comprimento de 10 micrômetros, separadas por partículas de cementita. A formação da bainita superior envolve estágios distintos, iniciando com a nucleação das ripas de ferrita nos contornos de grão da austenita. O crescimento das ripas é acompanhado por mudança de forma da região transformada. Essa mudança de forma implica que os mecanismos de crescimento da ferrita bainítica é "displacivo", o qual minimiza a energia de deformação associada ao deslocamento, garantindo o crescimento da bainita na forma de ripas finas. A ferrita bainítica é um dos estágios de formação da bainita superior, que possui uma solubilidade muito baixa do carbono ($< 0,02$ % em peso). No entanto, o crescimento da ferrita enriquece a austenita de carbono. Em consequência, da austenita residual ocorre a precipitação de cementita entre as sub-unidades. A quantidade de cementita precipitada depende da concentração de carbono da liga. Alta concentração induz a formação de microestrutura de ripas de ferrita separadas continuamente por camadas de cementita. Quando o teor de carbono é baixo a quantidade de cementita que se forma é pequena. Se uma certa quantidade de elementos de liga, como por exemplo silício ou alumínio, que retardam a formação da cementita, é adicionada ao aço, é possível suprimir a formação da cementita. Portanto, a microestrutura da bainita superior será formada de ferrita bainítica e austenita retida enriquecida de carbono. A microestrutura pode conter também martensita se ocorrer a decomposição da austenita residual durante o resfriamento à temperatura ambiente.

A bainita inferior (formada entre as temperaturas de 250 °C e 400 °C) possui microestrutura e características cristalográficas similares as apresentadas pela bainita superior. A maior diferença está na precipitação da cementita no interior das ripas de ferrita. Existem dois tipos de precipitados de cementita: o que cresce a partir da austenita enriquecida em carbono e que separa as plaquetas de ferrita bainítica, e uma segunda cementita que precipita a partir da ferrita saturada. A bainita inferior usualmente apresenta maior tenacidade que a bainita superior, apesar de possuir maior resistência mecânica.

A microestrutura do TRIP consiste de ferrita alotriomórfica (forma que não reflete a simetria da estrutura interna cristalina) como o maior constituinte e 30 % a 40 % de regiões compostas por constituintes mais resistentes, consistindo de bainita, martensita e

austenita retida (enriquecida com carbono), FIGURA 3.8. Composição química típica do aço TRIP: Fe – 0,12C – 1,5Si – 1,5Mn (% em peso). Quando a bainita é formada no resfriamento, o silício evita a precipitação da cementita, enriquecendo a austenita residual com carbono.

KUZIAC *et al.* (2008) apontam que os constituintes da microestrutura do aço TRIP são compostos de ferrita (50 a 55 %), bainita (30 a 35 %), austenita retida (7 a 15 %) e possivelmente martensita (1 a 5 %), cuja formação ocorre devido decomposição da austenita retida no resfriamento para a temperatura ambiente. A austenita retida é a fase mais importante do aço TRIP.

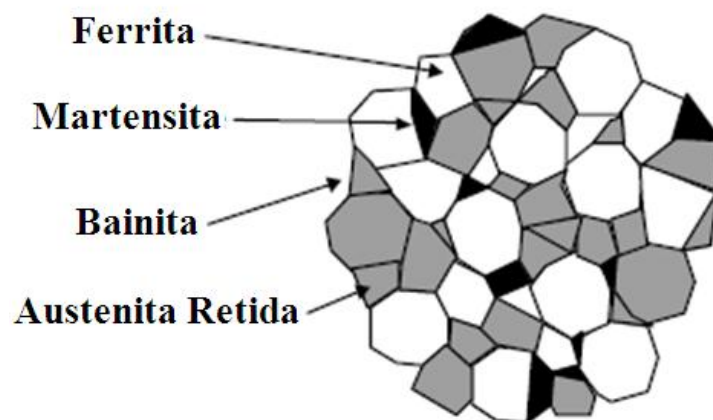


FIGURA 3.8 – Ilustração esquemática mostrando a microestrutura do aço TRIP (adaptado de “*ULSAB-AVC Body Structure Materials*” 2001).

Em aços TRIP a austenita retida se transforma progressivamente em martensita com o aumento da deformação, aumentando o expoente de encruamento em níveis mais elevados de deformação. Esta situação é ilustrada na FIGURA 3.9, em que a curva de engenharia tensão-deformação dos aços HSLA, DP e TRIP são comparados. O aço TRIP tem uma taxa de encruamento inicial mais baixa do que o aço DP. Após 10 % de deformação a taxa de encruamento se torna mais alta e persiste em deformações mais elevadas.

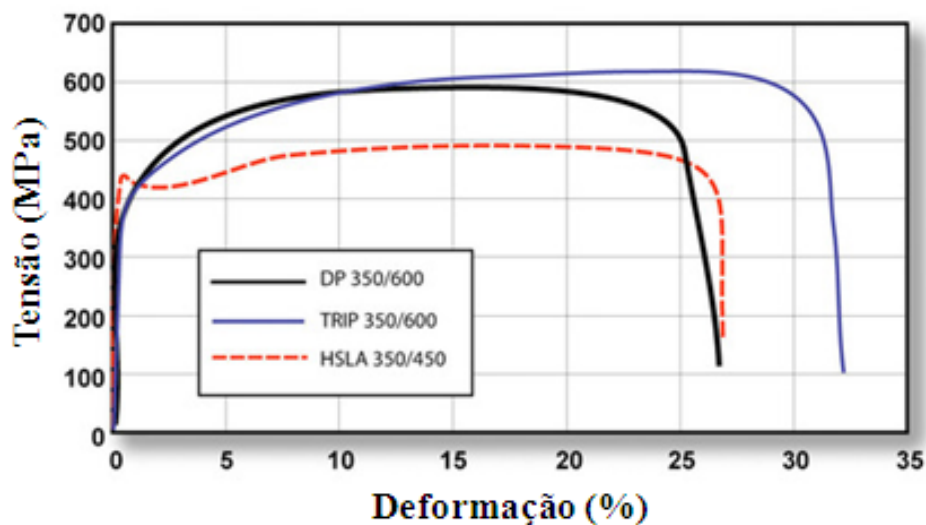


FIGURA 3.9 – Curva de engenharia tensão-deformação do aço HSLA, DP e TRIP (adaptado de “*WORLD STEEL ASSOCIATION*” 2009).

Segundo KUZUAC *et al.* (2008) o mecanismo TRIP em aço com a austenita retida dispersa é exibido na FIGURA 3.10.

MAZZAFERRO (2008) explica que ao aplicar uma carga externa, a austenita retida se transforma em martensita na região de concentração da deformação e, após, ocorre a transformação martensítica nas regiões vizinhas.

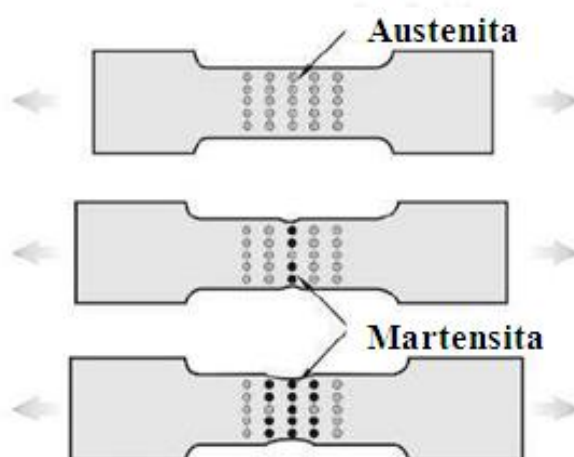


FIGURA 3.10 – Efeito TRIP durante deformação em ensaio de tração (adaptado de KUZUAC *et al.* 2008).

3.2.1 Influência dos elementos de liga

Principais elementos de liga do aço TRIP780: carbono, silício e manganês.

O carbono promove uma maior estabilidade térmica da austenita, permitindo que ela seja mantida até a temperatura ambiente durante a formação dos constituintes de alta resistência após o recozimento intercrítico, conforme relatado por SRIVASTAVA *et al.* (2007).

Altas concentrações de silício são utilizadas porque esse elemento é usado para suprimir a formação da cementita durante a transformação isotérmica bainítica. BLECK *et al.* (2001) relatam que o silício é um elemento não solúvel na cementita, retardando a precipitação de carbonetos durante a formação da bainita e permitindo a difusão do carbono para a austenita retida. BHADSHIA E HONEYCOMBE (2006) explicam que a adição substancial desse elemento no aço TRIP resulta na formação da camada de óxido Fe_2SiO_4 , resultando em problemas de qualidade na superfície final e prejudicando o processo de revestimento por imersão a quente.

PARISH (2003) cita que em aços TRIP as adições de manganês estão na faixa de 1,5 a 2,5 % em peso. É um elemento estabilizador da austenita, contribuindo com a fração volumétrica da austenita retida, e aumenta a solubilidade do carbono na austenita, permitindo um enriquecimento elevado desse constituinte. O manganês permite trabalhar com uma faixa ampla de resfriamento, pois retarda a formação da perlita. BHADSHIA E HONEYCOMBE (2006) relatam que concentrações de silício e manganês induzem a formação do filme óxido Mn_2SiO_4 , afetando a superfície e prejudicando o processo de revestimento por imersão a quente.

3.3 Curva Limite Conformação

De acordo com SANTOS *et al.* (2007), as Curvas Limite Conformação (CLC), FIGURA 3.11, são ferramentas geralmente usadas para controlar o nível de deformação das peças conforme exigências do projeto.

A CLC é uma ferramenta importante que permite saber o máximo de deformação que o aço pode suportar antes da ruptura na ferramenta da linha de estampagem, sendo possível analisar as causas de falhas durante a fabricação de peças estampadas.

Deformações que resultam em falha do material são indicadas pelos pontos localizados acima da CLC. Desse modo, para produzir uma peça sem rupturas, as deformações na superfície da chapa precisam estar abaixo da CLC, na região chamada zona de segurança do gráfico, conforme FIGURA 3.10.

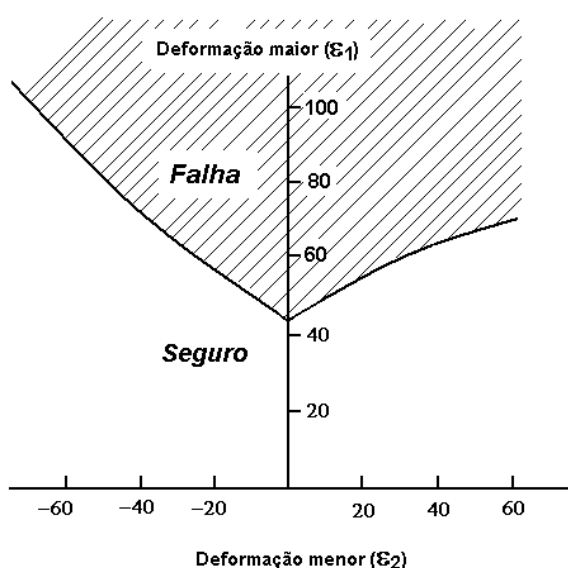


FIGURA 3.11 – Aspecto da curva limite conformação (adaptado de documentos internos da USIMINAS).

KEELER (2003) observa que para determinar a severidade da conformação, o sistema de grade circular desenvolvido nos anos 60 resolveu a maioria dos problemas de medição. Círculos de pequeno diâmetro (0,1 ou 0,2 polegadas – 2,5 ou 5 mm) são electroquimicamente gravados na superfície do *blank* e após a deformação a elipse resultante mostra a direção da maior e menor deformação, FIGURAS 3.12 e 3.13.

GIPIELA (2012) comenta que a geometria da malha impressa pode ser circular ou quadrada. A norma ISO12004 recomenda a utilização das duas geometrias, sendo necessário estarem dentro da faixa de 1,5 mm a 5,0 mm para arestas da malha quadrada e para diâmetros da malha de círculos. A FIGURA 3.14 mostra o desenho esquemático da malha quadrada impressa no corpo de prova.

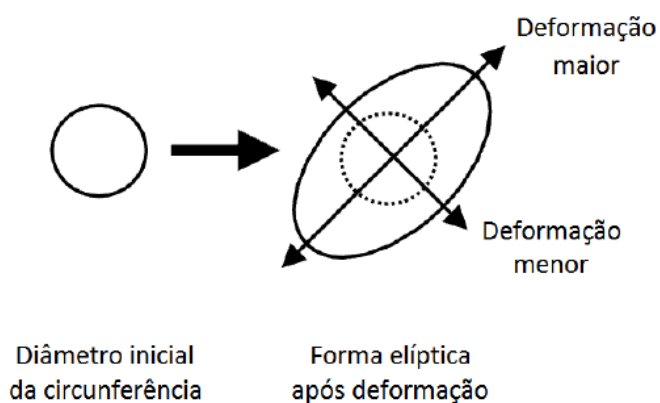


FIGURA 3.12 – Deformação maior e menor mostrada pela grade circular deformada (adaptado de GIPIELA 2012).

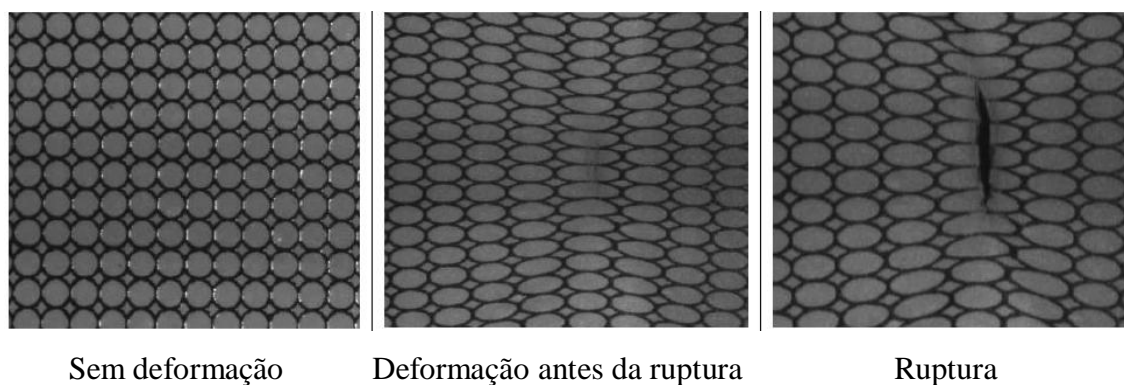


FIGURA 3.13 – Aspecto visual das amostras com gravação circular antes da deformação, após a deformação e com ruptura (adaptado de ČIKMIŠ *et al.* 2010).

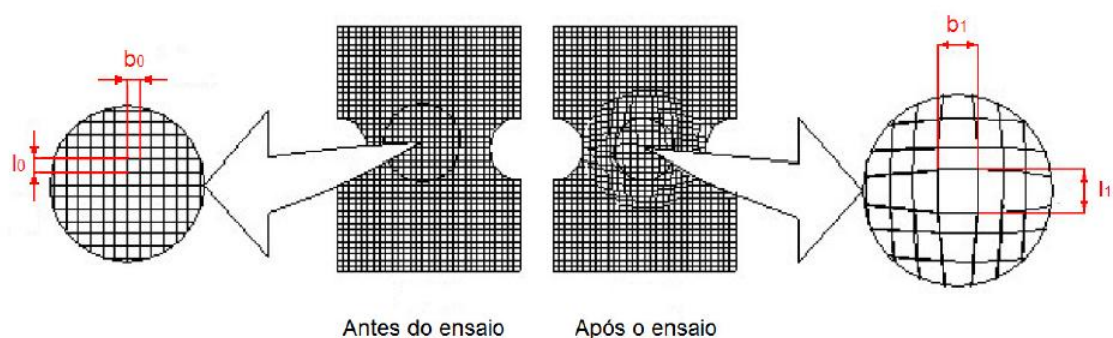


FIGURA 3.14 – Desenho esquemático da malha quadrada impressa no corpo de prova (adaptado de GIPIELA 2012).

Câmeras eletrônicas podem ser usadas para medir as gravações circulares. Neste caso, os círculos são impressos como marcas sólidas nos *blanks*. Após a deformação, a elipse sólida é digitalizada para definir as extremidades da elipse. Através de cálculos matemáticos, as deformações maiores e menores são calculadas a partir das dimensões da elipse.

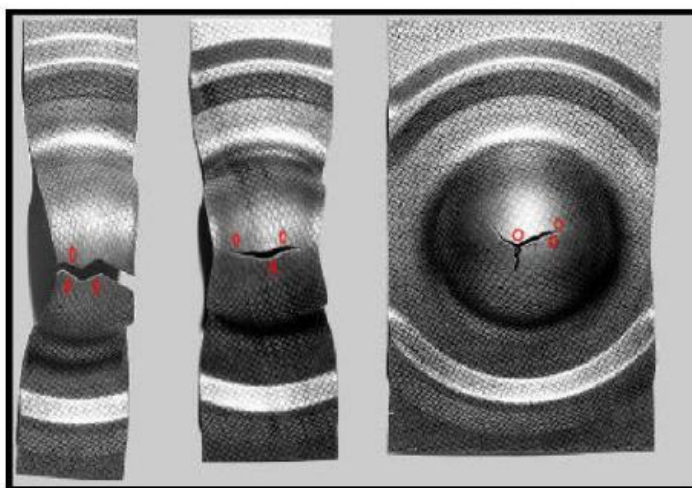


FIGURA 3.15 – Deformação dos corpos de prova nos ensaios de estampagem (adaptado de GIPIELA 2012).

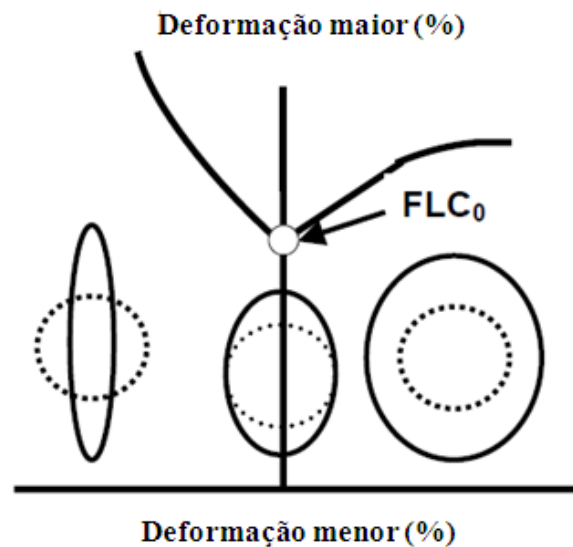


FIGURA 3.16 – Curva Limite Conformação definida pelas deformações maiores e menores das elipses nos corpos de prova (adaptado de KEELER 2003).

As FIGURAS 3.15 e 3.16 mostram os corpos de provas com larguras crescentes conformados e a Curva Limite Conformação construída com os resultados obtidos das medições das elipses dos corpos de prova.

GIPIELA (2012) comenta que nos ensaios para levantamento da CLC até a ruptura dos corpos de prova, deve-se medir as elipses deformadas onde a ruptura esteja localizada no centro da elipse. Entretanto, o método mais utilizado é efetuar as medições das elipses na periferia da zona de estricção, para se obter uma condição limite de conformação sem a possibilidade de ocorrências de rupturas durante a conformação da peça.

KEELER (2003) cita em seu artigo que um ponto chave no levantamento da CLC é especificar uma margem de segurança antes da produção das peças. Esta margem de segurança geralmente é formada em dez por cento de deformação abaixo da ruptura ou zona vermelha, FIGURA 3.17. Esta margem de segurança ou zona amarela fornece um subsídio para as variações normais de produção sem exceder o limite de conformação.

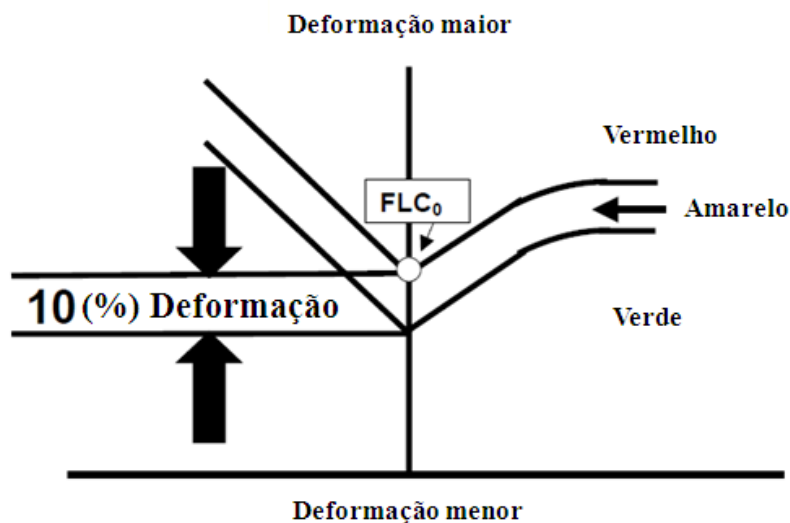


FIGURA 3.17 – Curva Limite Conformação com a margem de segurança de 10 % da deformação adicionada abaixo da CLC básica e nomeada zona amarela (adaptado de KEELER 2003).

TIGRINHO *et al.* (2011) relatam que a lubrificação do punção não tem grande influência no embutimento profundo, ao passo que no estiramento o punção deve ser muito bem lubrificado para que a CLC possa ser prolongada a um maior nível de deformação. É na interface punção/chapa metálica que ocorre um movimento relativo durante a estampagem, pois o material é conformado através da redução de sua espessura. Então um material lubrificante com a função de isolar estas superfícies deve ser utilizado para diminuir o atrito, facilitando esta movimentação, para que se aumente a deformação menor e a CLC seja prolongada à sua direita.

3.4 Expansão de furo

Um teste de expansão de furo é uma operação de embutimento realizada em uma chapa pré-furada com o objetivo de aumentar o diâmetro do furo.

KARELOVA *et al.* (2007) explicam que o ensaio de Expansão do Furo é uma das propriedades mais importantes que descrevem a conformabilidade do *blank* com respeito ao estiramento de borda. O estado de tensão na borda formada durante o ensaio

é similar ao estado de tensão na borda cortada durante as operações de flange. O flange é obtido após a operação de recorte para facilitar a ligação com outros componentes durante montagem, ou para melhorar a rigidez dos elementos estruturais. Aços de alta resistência têm a tendência de romperem em regiões da superfície em aplicações de carga. Isto ocorre porque operações como punção, furar ou cortar, e capacidade de flangeamento do furo são dependentes da ductilidade do material, assim como qualidade superficial e da borda do furo. A FIGURA 3.18 mostra a relação resistência/ductilidade dos aços avançados de alta resistência.

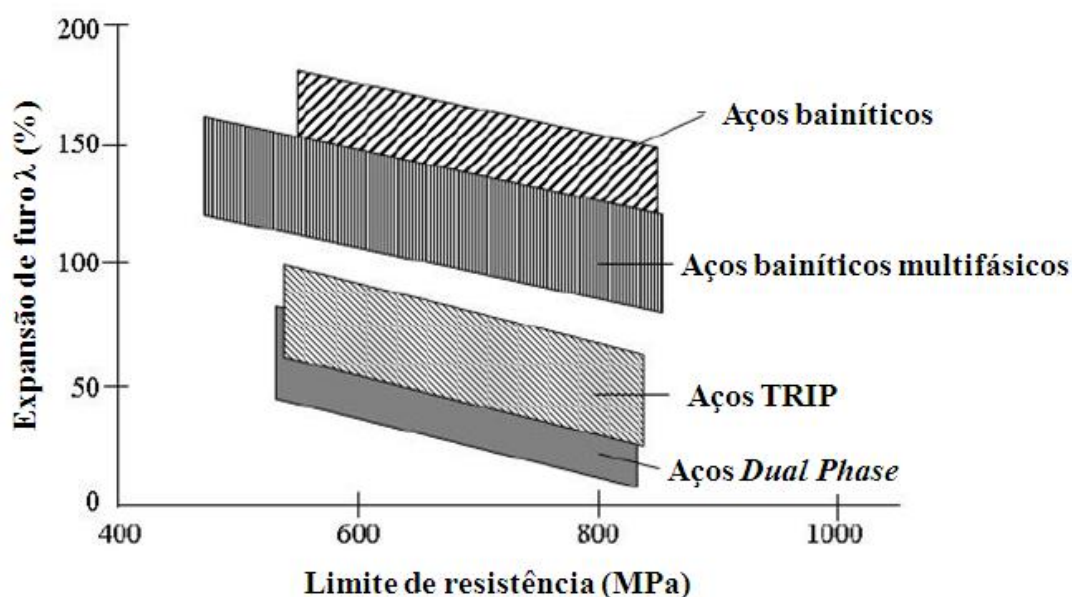


FIGURA 3.18 – Relação resistência/ductilidade dos aços avançados de alta resistência (adaptado de KARELOVA *et. al* 2007).

De acordo com a “*WORLD STEEL ASSOCIATION*” (2009), o alongamento das bordas de corte é geralmente avaliado por dois diferentes testes de expansão de furo. O primeiro é realizado em uma máquina de prensa hidráulica e a circunferência do furo expande à medida que o metal é deformado na máquina, FIGURAS 3.19 e 3.20. No segundo, um punção cônico é inserido no furo, FIGURAS 3.21 e 3.22. Ambos os testes podem ser usados para comparar o alongamento da borda de corte de diferentes aços. Entretanto, o teste de expansão de furo utilizando o punção cônico é o mais utilizado

por simular com maior precisão a operação de alongamento do flange. O aumento na circunferência do furo é representado pelo símbolo lambda (λ).

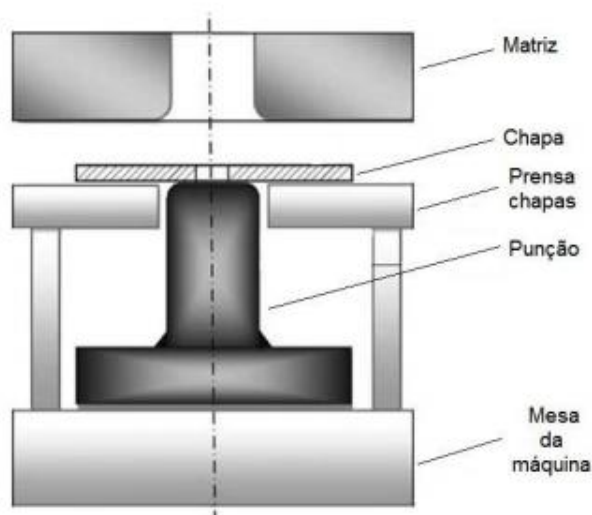


FIGURA 3.19 – Montagem esquemática de um teste de expansão de furos em uma prensa hidráulica (adaptado de NARAYANASAMY *et al.* 2010).



FIGURA 3.20 – Geometria da expansão de furo em um máquina de prensa hidráulica. (adaptado de SADAGOPAN *et al.* 2003).

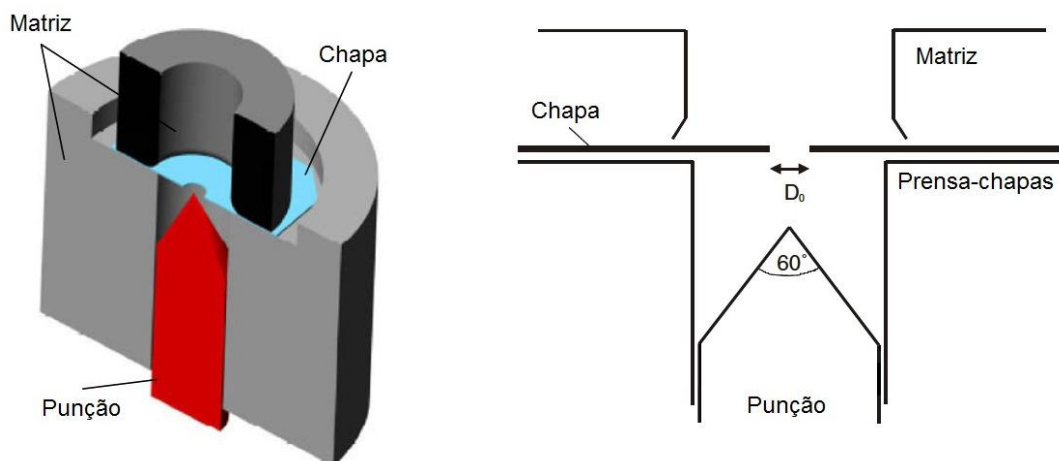


FIGURA 3.21 – Processo de expansão de furos com punção cônico (adaptado de GIPIELA, 2009).



FIGURA 3.22 – Geometria da expansão de furo em um máquina de punção cônico (adaptado de SADAGOPAN *et al.* 2003).

Cálculo da expansão:

$$\lambda = [(df - d0) / d0] \times 100 \quad (1)$$

df - Diâmetro final; d0 – Diâmetro inicial.

A TABELA II apresenta os resultados do teste de expansão de furo em diferentes aços, mostrando a dependência do resultado com a microestrutura. Não há uma correlação entre o alongamento por deformação total e o resultado do teste de expansão de furo. Os resultados mostram um relacionamento inverso entre o resultado do teste de expansão de furo e a ductilidade do aço. Um aço com microestrutura ferrita+bainita apresenta um menor alongamento por deformação total e maior valor no teste de expansão de furo.

TABELA II – Relação entre a microestrutura, deformação total e resultado do teste de expansão de furo em aços com graus de 780 MPa (Adaptado de *Advanced High Strength Steel Workshop* 2006).

Microestrutura	Deformação	Expansão de furo
Ferrita+Bainita	18%	80%
Ferrita+Perlita	21%	65%
<i>Dual Phase</i>	19%	60%
TRIP	30%	40%

SADAGOPAN *et al.* (2003) também observam que há evidências na literatura de que o comportamento da expansão de furo em aços com a microestrutura composta de ferrita+bainita é melhor que aços com ferrita+martensita na microestrutura.

HASEGAWA *et al.* (2004) mencionam que o comportamento da propagação de micro-trincas afeta o resultado do teste de expansão de furo. A trajetória da micro-trinca depende do balanço entre as resistências dos constituintes e a matriz. Estudos com o aço *Dual Phase* mostram que a densidade dos micro-espacos em um teste de expansão de furo depende da diferença de dureza entre a ferrita e martensita. Entretanto, a diferença entre as resistências dos constituintes não é o único fator que predomina no ensaio de expansão de furo. É possível que a fração volumétrica dos constituintes afete o comportamento da deformação de cada constituinte no ensaio de expansão de furo.

3.5 Ensaio Erichsen



FIGURA 3.23 – Prensa Universal Erichsen (adaptado de documentos internos da USIMINAS).

O ensaio Erichsen consiste em estirar um corpo de prova em forma de disco até o surgimento de uma ruptura, medindo-se em milímetros a profundidade do corpo formado. O corpo de prova tem formato de um disco, com diâmetro aproximado de 90 mm e o ensaio submete a peça primeiramente a um estiramento biaxial, sendo o resultado diretamente influenciado pela espessura da chapa, FIGURA 3.24.



FIGURA 3.24 – Aspecto do corpo de prova fraturado após ensaio de estampabilidade (adaptado de documentos internos da USIMINAS).

3.6 Razão Limite de Estampagem

O ensaio Razão Limite de Estampagem, realizado na máquina Erichsen, FIGURA 3.23, é um ensaio da estampabilidade de materiais metálicos que é dado pela razão do diâmetro máximo do corpo de prova estampado sem fraturas pelo diâmetro do punção. O ensaio consiste em pressionar um punção contra um *blank*, de diâmetro conhecido, confinado entre uma matriz e um prensa chapas de modo que o *blank* flua para dentro da matriz a fim de se obter uma peça com predominância de deformações de estampagem.

3.7 Bake Hardening

BAKER *et al.* (2002) discutem que o efeito *Bake Hardening* utiliza o fenômeno de expor a elevadas temperaturas, áreas levemente conformadas para prover um aumento no limite de escoamento desses componentes. O incremento na resistência é obtido durante a etapa de cura (após o processo de pintura da peça acabada) entre temperaturas de 150 °C e 200 °C, onde átomos em solução sólida migram para as deslocções geradas durante conformação, FIGURA 3.25.

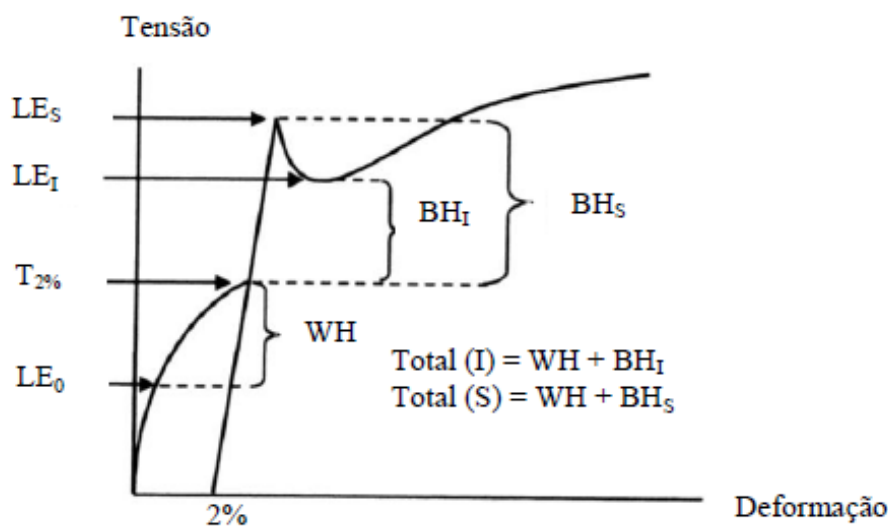


FIGURA 3.25 - Representação esquemática do teste *Bake Hardening*. LE_0 é o limite de escoamento original do material (determinado a 0,2 % para aços que não apresentam escoamento definido); $T_{2\%}$ é a tensão de fluxo para uma pré-deformação de 2 % e LE_S e LE_I são os valores de limite de escoamento superior e inferior, respectivamente, após o tratamento de simulação da cura da pintura (adaptado de MURARI 2009).

SNICK *et al.* (1998) apontam que o efeito *Bake Hardening* é fortemente influenciado pela composição química; um alto valor de *Bake Hardening* é associado com uma alta quantidade de carbono intersticiais livres. O aumento da resistência de um aço após exposição a temperaturas entre 150 °C e 200 °C pode ser atribuído à quantidade de carbonos livres após o bobinamento na etapa de laminação a quente e à quantidade de precipitados de NbC que entram em solução durante o recozimento. Uma baixa temperatura de bobinamento resulta em pouca difusividade do nióbio para formar precipitados de NbC durante o bobinamento a quente. Como resultado, uma supersaturação do carbono ocorrerá após a laminação a quente, favorecendo a precipitação do NbC durante recozimento. Por outro lado, uma temperatura de bobinamento adequada forma os precipitados de nióbio que posteriormente serão dissolvidos na etapa de recozimento, possibilitando a existência de carbonos intersticiais livres.

MURARI (2009) observou que o ensaio de tração é o método mais comum de se avaliar as alterações nas propriedades mecânicas devido ao envelhecimento após deformação. Para realização desse ensaio, um corpo de prova é deformado além do patamar de escoamento (deformação de Lüders), envelhecido a uma temperatura constante por um período de tempo e depois deformado até a ruptura. O aumento da tensão de escoamento e o retorno do patamar de escoamento constituem a evidência mais consistente de envelhecimento após a deformação, FIGURA 3.26.

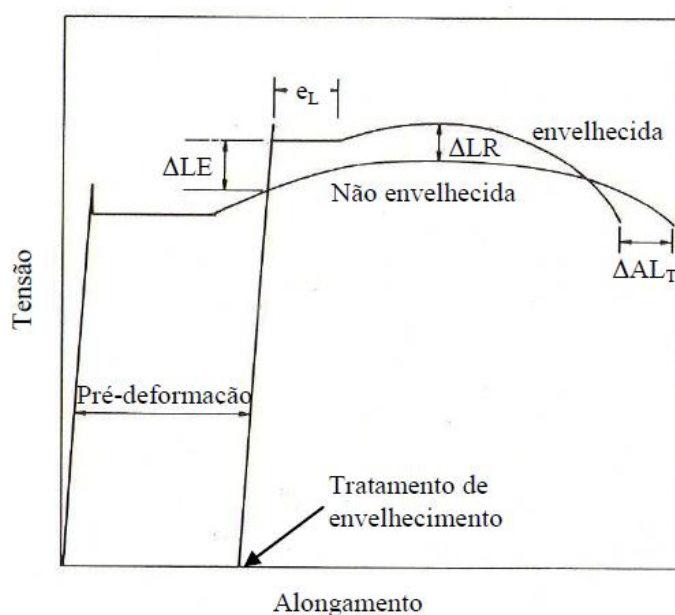


FIGURA 3.26 – Efeitos do envelhecimento após deformação na curva de tração de um aço baixo Carbono. ΔLE = variação no limite de escoamento devido ao envelhecimento, e_L = deformação de Lüders após o envelhecimento, ΔLR = variação no limite de resistência devido ao envelhecimento, ΔAL_T = variação no alongamento por deformação total devido ao envelhecimento (adaptado de MURARI 2009).

MURARI (2009) explica que o modelo clássico proposto por Cottrell e Bilby para explicar o fenômeno de envelhecimento baseia-se no alívio das tensões elásticas gerado pela presença de solutos na região das deslocações. Os átomos de soluto difundem para as deslocações, formando as atmosferas de Cottrell. A redução da energia resultante da formação deslocação-soluto resulta em um acréscimo na tensão para mover as

deslocações, o que aumenta a resistência do material. No aço, o carbono e o nitrogênio são os elementos responsáveis pelas manifestações do envelhecimento.

MURARI (2009) menciona que o índice de envelhecimento ou *Aging Index* é o parâmetro geralmente utilizado para determinar a susceptibilidade ao envelhecimento à temperatura ambiente de aços *Bake Hardenable*. Os corpos-de-prova utilizados para a determinação do *Aging Index* sofrem uma pré-deformação de 8 % em tração e, logo após ser retirada a carga, são aquecidos a 100°C por 1 h. Terminado o tratamento térmico, os corpos-de-prova são novamente ensaiados até a ruptura. O índice de envelhecimento é calculado por meio da diferença entre o limite de escoamento inferior após o envelhecimento e a tensão de fluxo correspondente à pré-deformação de 8 %, FIGURA 3.27.

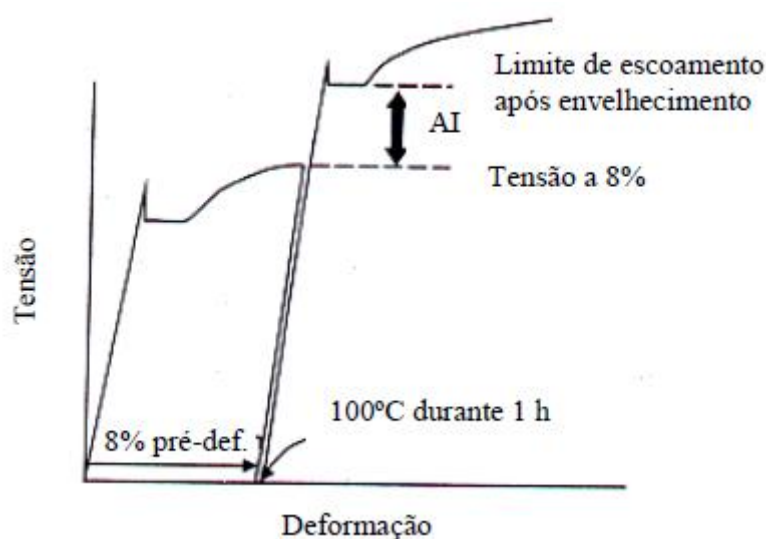


FIGURA 3.27 – Procedimento esquemático para determinação do *Aging Index* (adaptado de MURARI 2009).

3.7.1 *Bake hardening* em Aços Avançados de Alta Resistência

TIMOKHINA *et al.* (2010) descrevem que o efeito BH tem sido usado nos aços TRIP e DP para aumentar o limite de escoamento dos aços na peça final. Tanto TIMOKHINA *et al.* (2010) quanto RAMAZANI *et al.* (2014) publicaram que três estágios de aumento da resistência nos Aços Avançados de Alta Resistência foram recentemente

identificados: (1) formação da atmosfera de Cottrell ao redor das deslocações móveis na ferrita, (2) a precipitação de carbonetos formados em baixas temperaturas na ferrita, (3) formação de *clusters* e partículas na interface martensita/bainita. Pesquisas anteriores mostram que a formação de deslocações na subestrutura da ferrita poligonal em consequência da transformação da austenita em martensita no aço *Dual Phase* e as mudanças microestruturais no aço TRIP, tal como efeito TRIP, afetam o efeito BH. Por essa razão, considera-se que há quatro fatores principais que podem afetar o comportamento do efeito BH: (1) a quantidade do carbono em solução sólida, (2) a formação de deslocações subestruturais na ferrita, (3) diferenças na cinética de envelhecimento dos constituintes e (4) os diferentes efeitos da deformação entre os constituintes dúcteis e resistentes durante a deformação.

Para MURARI *et al.* (2009), o fenômeno de envelhecimento após deformação e os parâmetros associados a esse evento nos aços *Dual Phase* ainda não são conhecidos de maneira satisfatória, diferentemente dos aços extra baixo carbono e ultra baixo carbono, cujos efeitos estão relacionados à quantidade de carbono em solução sólida intersticial e à densidade das deslocações. O comportamento mecânico dos aços *Dual Phase* pode ser influenciado pelo efeito do envelhecimento que ocorre após deformação na matriz ferrítica devido formação de carbonetos por transição, e o revenimento da martensita, controlado pela segregação do carbono para as deslocações ou pela formação de carbonetos.

KRIEGER *et al.* (2009) também tem essa visão, explicando que o mecanismo de *Bake Hardening* ainda não é completamente entendido. Em geral, o efeito BH nos aços multifásicos é maior que os aços convencionais. Investigações recentes sugerem que além da contribuição do carbono em solução sólida, o alívio das tensões internas devido o revenimento da martensita têm um importante papel no efeito BH em aços bifásicos. No experimento, KRIEGER *et al.* (2009) utilizaram dois aços bifásicos comerciais, nomeados S1 e S2, revestidos por imersão a quente, cujas composições químicas são mostradas na TABELA III.

TABELA III – Composição química dos aços estudados (% em peso) (adaptado de KRIEGER *et al.* 2009).

Aço	C	Mn	Cr	Si
S1	0.12	1.1	0.6	0.1
S2	0.14	1.7	0.3	0.1

A fração volumétrica dos constituintes após recozimento é mostrada na TABELA IV.

TABELA IV – Fração volumétrica dos constituintes dos aços estudados (% em peso) (adaptado de KRIEGER *et al.* 2009).

Aço	Ferrita %	Martensita %
S1	75	25
S2	63	37

Uma comparação entre as microestruturas mostra uma fração maior de martensita no aço S2, resultando em uma maior resistência e mostrando a clara influência da martensita nas propriedades mecânicas. Um aumento de resistência foi encontrado com o aumento da martensita, sendo detectada também uma redução da deformação, TABELA V.

TABELA V – Resultados do ensaio de tração (adaptado de KRIEGER *et al.* 2009).

Aço	LE_{0.2}, MPa	LR, MPa	AL_T, %
S1	271	578	25.2
S2	394	678	19.0

O experimento mostra que a magnitude do efeito BH é afetada pela fração de volume da martensita. O aumento da quantidade de deslocamentos na ferrita após uma pequena deformação e uma grande quantidade de átomos de carbono nas interfaces da ferrita e martensita, resulta em um forte ancoramento das deslocamentos em aços com grandes frações de volume da martensita, FIGURA 3.28.

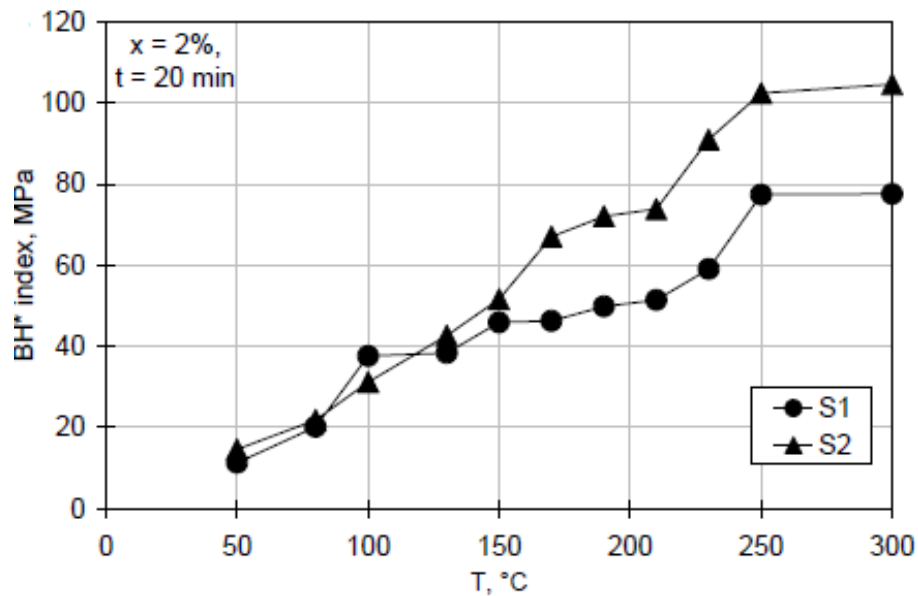


FIGURA 3.28 – Influência da temperatura de cura no efeito BH (adaptado de KRIEGER *et al.* 2009).

RAMAZANI *et al.* (2014) estudaram o efeito BH em aços DP600 e TRIP700. A microestrutura do aço DP600 consiste de 20 % de martensita em uma matriz ferrítica. O total de carbono no DP é da ordem de 0,07-0,08 (% em peso). Durante o processamento do aço DP, há uma expansão do volume devido transformação da austenita (γ) para martensita (α'), resultando na geração de deslocações móveis geometricamente necessárias (deslocações geradas para manter o contato entre os constituintes) na interface ferrita/martensita. O efeito BH nos aços DP divide-se em dois mecanismos. No primeiro, o carbono em solução sólida da martensita ancora as deslocações na ferrita, formando as atmosferas de Cottrell e/ou precipitados, FIGURA 3.29 (a). O segundo mecanismo pode ser explicado pela modificação da martensita devido tratamento térmico na temperatura de cura, afetando o alívio de tensões internas e aumentando o limite de escoamento, FIGURA 3.29 (b).

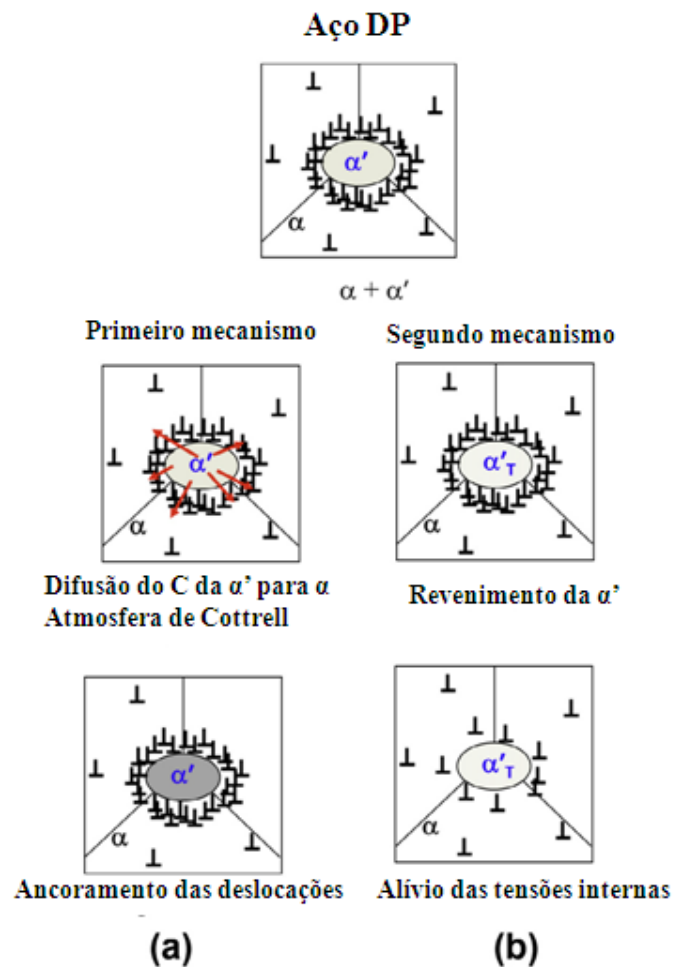


FIGURA 3.29 – Mecanismos de efeito BH em aços DP (adaptado de RAMAZANI *et al.* 2014).

A microestrutura do aço TRIP700, de acordo com RAMAZANI *et al.* (2014), é mais complexa, com 50-70 % de ferrita, 15-40 % de bainita e um máximo de 15 % de austenita retida. O conteúdo de carbono está na faixa de 0,03-0,15 (% em peso). Similar ao que ocorre com a martensita no aço DP, tensões internas estão presentes na microestrutura na vizinhança das ripas de bainita. Isso ocorre porque durante a transformação da austenita em bainita há geração de tensões de cisalhamento na interface ferrita (α)/bainita (α_B). RAMAZANI *et al.* (2014) explicam que durante a pré-deformação do aço TRIP a austenita retida se transforma em martensita. Dessa forma, a quantidade de martensita, que pode ser revenida durante o envelhecimento depende do grau da pré-deformação, FIGURA 3.30.

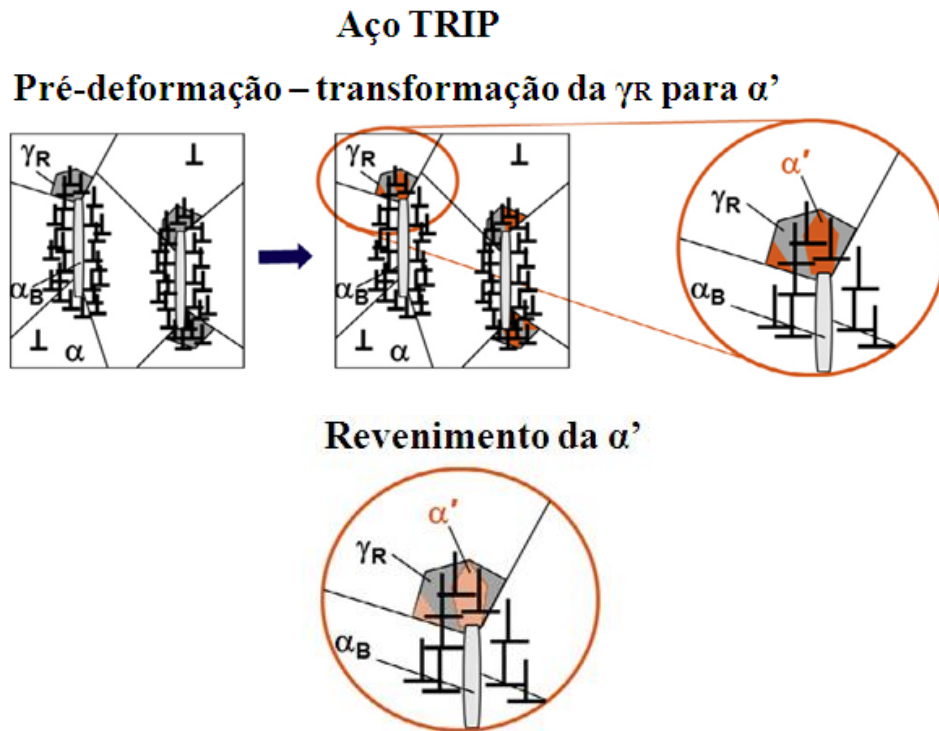


FIGURA 3.30 – Mecanismos de efeito BH em aços TRIP (adaptado de RAMAZANI *et al.* 2014).

MURARI (2009) descreve o efeito da pré-deformação no envelhecimento dos aços DP600, HSLA500 e TRIP800. Os aços DP600 e HSLA500 apresentam um comportamento que é típico dos aços *Bake Hardening* convencionais, cujos valores de *Bake Hardening* atingem um máximo para uma pré-deformação entre 0 % e 1 %, ocorrendo uma redução gradual com o aumento da pré-deformação. O aço TRIP800 atinge o valor máximo de *Bake Hardening* entre 1 % e 2 % de pré-deformação, FIGURA 3.31.

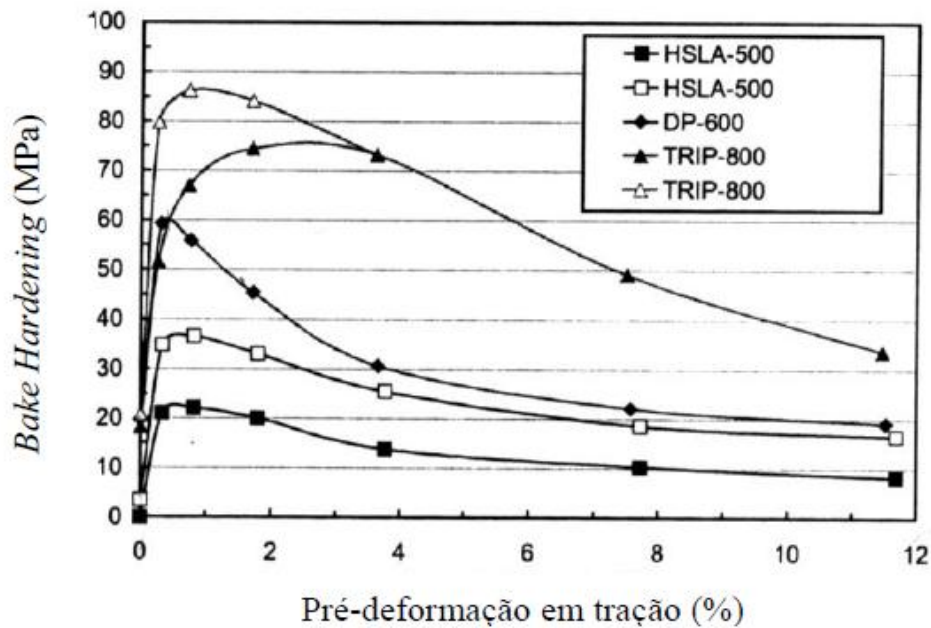


FIGURA 3.31 – *Bake Hardening* em função da pré-deformação para os aços HSLA500, DP600 e TRIP800. Os símbolos cheios se referem ao limite de escoamento inferior e os símbolos abertos se referem ao limite de escoamento superior (adaptado de MURARI 2009).

MURARI (2009) explica que esse comportamento do índice *Bake Hardening* pode ser explicado em razão das mudanças nas estruturas das deslocações e na interação entre deslocações e átomos de carbono em solução sólida. A distribuição heterogênea do carbono em solução sólida ao final da etapa de resfriamento lento no recozimento contínuo, em função da transformação parcial da austenita em ferrita, resulta em alto valor de carbono nas interfaces da austenita e ferrita, havendo uma redistribuição do carbono entre essas fases. Contudo, se o material é resfriado rapidamente a partir da temperatura de têmpera, a difusão é inibida e a maior parte do carbono em solução sólida ficará aprisionada nas deslocações introduzidas nas interfaces da ferrita e martensita. Dessa forma, sobram deslocações livres no interior dos grãos da ferrita, o que faz com que o aumento do limite de escoamento seja pequeno. À medida que alguma deformação é aplicada (0,5 % a 1 %), as deslocações que estão nas interfaces da ferrita e martensita são desancoradas e escorregam em direção ao interior dos grãos de ferrita, tornando a distribuição mais uniforme. Com o tratamento do envelhecimento, o carbono se distribui mais uniformemente entre as deslocações, ancorando-as, o que

resulta em um aumento do valor de *Bake Hardening*. Com o aumento da pré-deformação, novas deslocamentos são introduzidas e o ancoramento torna-se menos efetivo devido o teor limitado de carbono em solução sólida, justificando a queda do valor de *Bake Hardening*.

3.8 Processo de Galvanização Eletrolítica

O processo de eletro galvanização tem como objetivo depositar uma fina camada de zinco metálico na superfície de bobinas de aço já recozidas e encruadas, que são soldadas umas às outras, mantendo o processo contínuo. A presença de zinco (Zn) sobre o aço aumenta consideravelmente a resistência à corrosão, visto que o potencial de oxidação do Zn é maior que o do Ferro (em outras palavras, na iminência da oxidação o zinco oxidaria primeiro).

Na linha de eletro galvanização da USIMINAS, FIGURA 3.32, a chapa é submetida a uma limpeza por pulverização em tanques horizontais dotados de rolos escova. A seguir, a chapa passa por tanques de limpeza eletrolítica onde se completa a limpeza superficial da chapa, sendo em seguida lavada com água deionizada. Finalmente, a chapa passa pelos tanques verticais de decapagem eletrolítica com solução de ácido sulfúrico para remover vestígios de óxidos da superfície da chapa e permitir a obtenção de camadas eletrodepositadas de excelente qualidade. Antes de entrar nas células de eletrodeposição a chapa é submetida à lavagem com água deionizada.

Na etapa de revestimento, a massa de camada depositada na chapa é função da intensidade de corrente que circula pela célula e do tempo de eletrodeposição (Lei de Faraday), ou seja, do tempo em que a chapa fica em contato com o eletrólito, que é controlado pela velocidade da linha. O processo utilizado pela USIMINAS é do tipo GRAVITEL, FIGURA 3.33, com 20 células verticais que funcionam na condição não inundada. Cada célula inclui 4 caixas de anodos, nas quais o eletrólito escoava entre a chapa e os anodos insolúveis. Os íons positivos de zinco presentes no eletrólito são reduzidos a zinco metálico, depositando-se na superfície da chapa. Após passar pela última célula de eletrodeposição a tira é lavada com água desmineralizada e, se for o caso, pode receber pós-tratamento de fosfatização, que consiste em aplicar, por spray,

uma fina camada de fosfato tri-catiônico de Ni, Mn e Zn (massa variando de 0,8 a 1,8 g/m²) sobre o revestimento de zinco. O fosfato age como lubrificante sólido durante o processo de conformação na prensa. Posteriormente há uma etapa de bobinamento da tira, estando o produto eletrogalvanizado (EG) pronto para ser beneficiado.

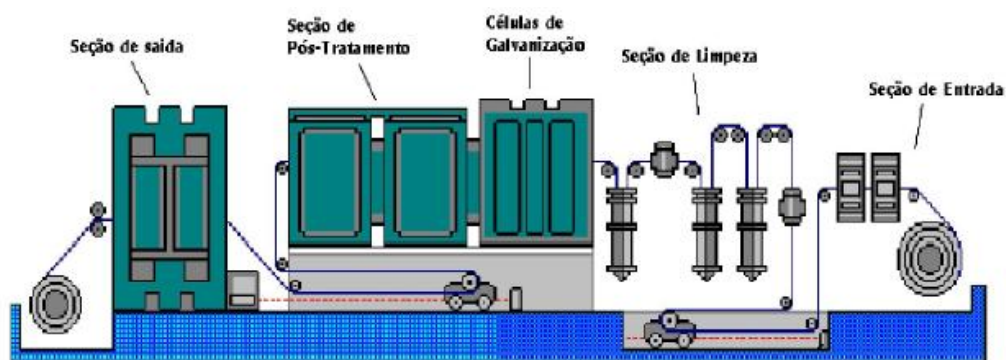


FIGURA 3.32 – Esquema do processo de Galvanização Eletrolítica da USIMINAS (adaptado de documentos internos da USIMINAS).

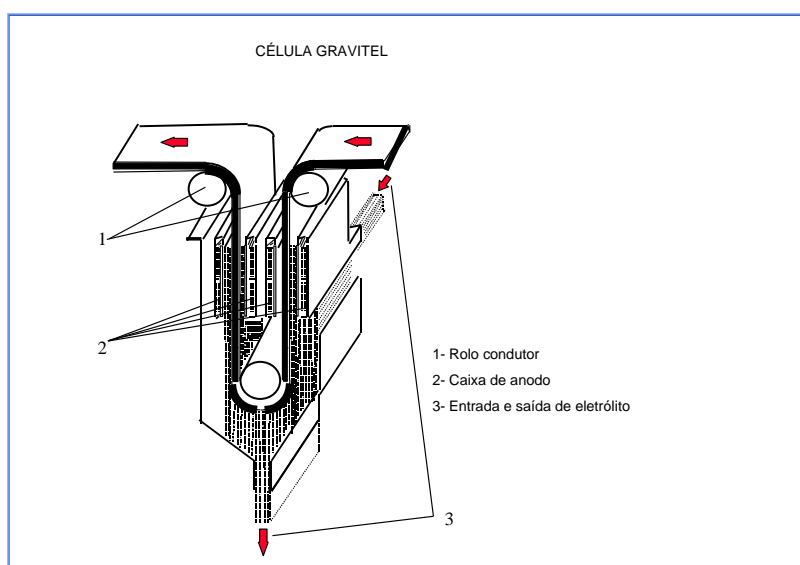


FIGURA 3.33 – Esquema de uma célula vertical de eletrodeposição GRAVITEL do processo de Galvanização Eletrolítica da USIMINAS (adaptado de documentos internos da USIMINAS).

3.9 Processo de Galvanização por Imersão a Quente

A matéria-prima usada no processo contínuo de Galvanização por Imersão a Quente da USIMINAS, FIGURA 3.34, são bobinas laminadas a frio sem recozimento (*full hard*). Essas bobinas são soldadas na entrada da linha e seguem continuamente para a seção de lavagem/limpeza e de recozimento contínuo. Em seguida ao recozimento, a tira é imersa em um pote de zinco fundente. Após alguns segundos de imersão, a tira recoberta passa por jatos de ar ou nitrogênio a alta pressão para remover o excesso de zinco e controlar a espessura da camada depositada sobre a superfície da tira. Se o revestimento desejado for GI, o material é resfriado em uma torre com ar e névoa de água até atingir a temperatura de aproximadamente 320°C, permitindo a solidificação completa da camada de revestimento. Quando o revestimento desejado for GA, a tira recoberta entra em um forno vertical de aquecimento por indução e posteriormente em um forno de aquecimento elétrico com temperaturas entre 470°C a 570°C, para conversão do revestimento de zinco puro em zinco-ferro contendo entre 7 % a 16 % de ferro, sendo resfriada da mesma forma descrita para revestimento GI. Na seqüência, a tira dos dois tipos de revestimento passa por um laminador de encruamento e, posteriormente, é oleada (ou não) e bobinada.

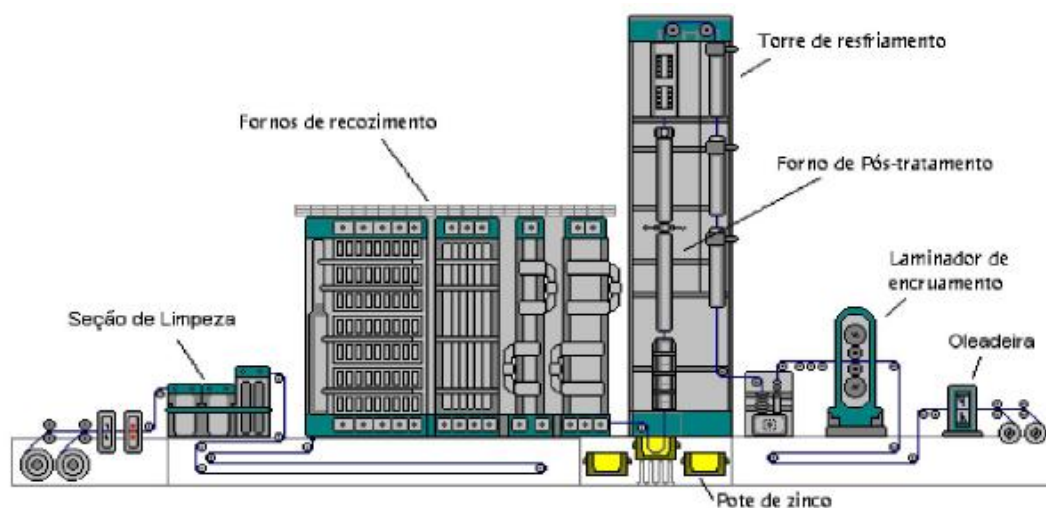


FIGURA 3.34 – Esquema do processo de Galvanização por Imersão a Quente da USIMINAS (adaptado de documentos internos da USIMINAS).

3.10 Características do revestimento metálico

MENEGAZ JÚNIOR (2003) destaca que o revestimento de zinco é composto por zinco puro nos materiais EG e GI. Para produção de materiais com revestimento eletrolítico, onde ocorre a eletrodeposição do zinco sobre o substrato, nenhuma reação é observada além da reação de redução do zinco, isto é, os íons positivos de zinco são reduzidos a zinco metálico, depositando-se na superfície da chapa.

No processo de galvanização por imersão a quente, quando a chapa de aço entra em contato com o zinco puro líquido, ocorre na superfície uma reação rápida entre o ferro e o zinco, formando fases intermetálicas. Na produção do material GI, o teor de alumínio no banho de zinco é controlado (0,12 % a 0,20 %) para inibir a nucleação e crescimento imediato das fases intermetálicas Zn-Fe, já que o alumínio é mais reativo com o ferro quando comparado ao zinco. Neste caso, a camada de Fe-Al deve ser espessa o suficiente para que, durante o tempo de imersão da tira no banho de zinco fundido, não haja interdifusão de Fe e Zn nos níveis necessários para formar fases intermetálicas.

MARQUES (2008) explica que o revestimento do aço EG avaliado em seu estudo é formado por cristais de zinco relativamente pequenos, hexagonais e orientados aleatoriamente, conforme apresentado na FIGURA 3.35. As análises de difração de raios-X realizadas nesse revestimento identificaram a fase η -eta (zinco hexagonal) como a principal fase cristalina presente e cristais de zinco com textura cristalográfica preferencial segundo planos piramidais de baixo ângulo. Essa característica é peculiar do processo Gravitel empregado na produção do aço EG.

Por meio da FIGURA 3.36, observa-se que os cristais da camada de zinco do aço GI são do tipo minimizado. MARQUES (2008) reporta que as análises por difratometria de raios-X identificaram a fase η -eta como sendo a principal da camada do revestimento metálico e que seus cristais apresentam textura cristalográfica exclusiva de planos basais. Essas características resultam do processo de galvanização a quente utilizado na produção desse aço.

MENEGAZ JÚNIOR (2003) avaliou a estampabilidade de chapas de aço com recobrimento superficial. O bom desempenho na estampagem verificado para o aço GI, com massa de revestimento de 64,8 g/m² e oleado com 2,15 g/m² por face, destaca o efeito da textura cristalográfica predominante basal e do menor coeficiente de atrito na condição oleado. Estas características fazem com que seja necessário um aumento da pressão de anti-rugas ou até mesmo alteração na ferramenta (esticadores) para aumentar a força de repuxo, evitando a formação de rugas. O aço com revestimento EG, com massa de revestimento de 53,6 g/m² e oleado com 2,49 g/m² por face, reúne características adequadas ao processo de conformação, tanto para as suas propriedades fundamentais quanto em relação à rugosidade, densidade de picos e retenção de óleo. Os cristais de zinco dos revestimentos EG possuem orientação predominantemente piramidal de baixo ângulo, paralelos à superfície da chapa, enquanto no revestimento GI predomina a orientação basal. SHAFFER *et. al* (1989) relatam que o revestimento de zinco puro com uma textura cristalográfica predominantemente basal paralela à superfície da chapa apresentam menores valores de coeficiente de atrito, beneficiando o processo de conformação.

Com relação à resistência a corrosão, MARQUES (2008) descreve em seu estudo que entre os aços revestidos EG (com massa de camada de zinco de 59,8 g/m²) e GI (com massa de camada de zinco de 60,7 g/m²), o aço com revestimento EG apresentou o melhor resultado de avanço médio da corrosão devido à morfologia de seus cristais de zinco, que auxiliam na ancoragem da película de tinta. A morfologia dos cristais de zinco dos aços revestidos EG e GI, avaliada via microscopia eletrônica de varredura, é exibida nas FIGURAS 3.35 e 3.36.

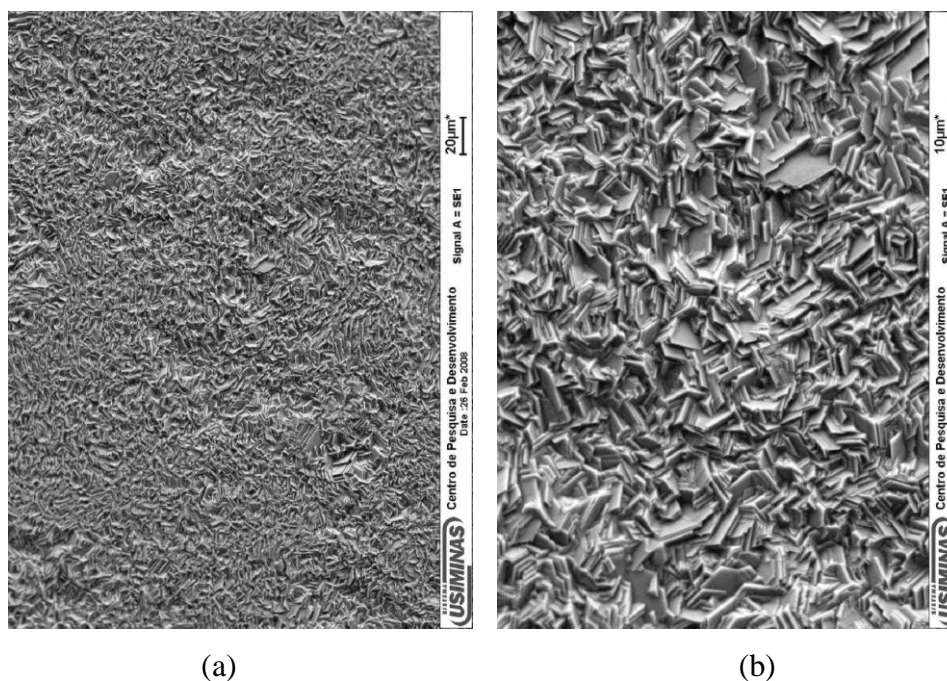


FIGURA 3.35 – Morfologia da camada de zinco do aço EG observada via microscopia eletrônica de varredura. (a) Aplicação de 1000 X. (b) Ampliação de 3000 X (adaptado de MARQUES 2008).

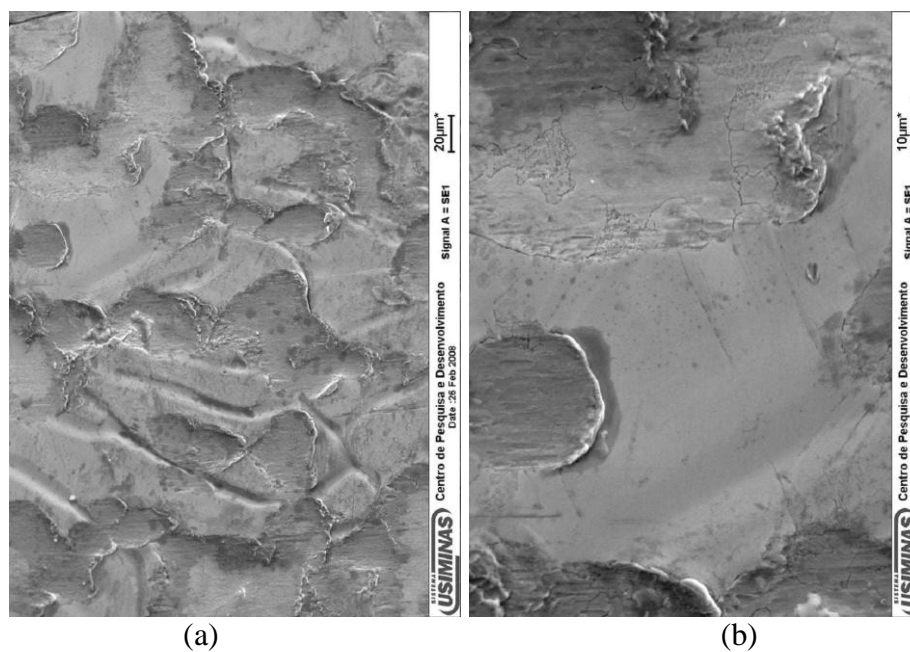


FIGURA 3.36 – Morfologia da camada de zinco do aço GI observada via microscopia eletrônica de varredura. (a) Aplicação de 1000 X. (b) Ampliação de 3000 X (adaptado de MARQUES 2008).

4. METODOLOGIA

Neste capítulo serão discutidos os aspectos relativos à fabricação dos aços *Dual Phase* e TRIP utilizados neste estudo e produzidos normalmente em escala industrial.

As etapas da produção industrial estão descritas na FIGURA 4.1, e serão relatadas visando um melhor entendimento dos locais onde as amostragens foram realizadas. Para o aço DP, as amostras foram retiradas na etapa de Galvanização por Imersão a Quente. As amostras do aço TRIP foram retiradas na Linha de Galvanização Eletrolítica.

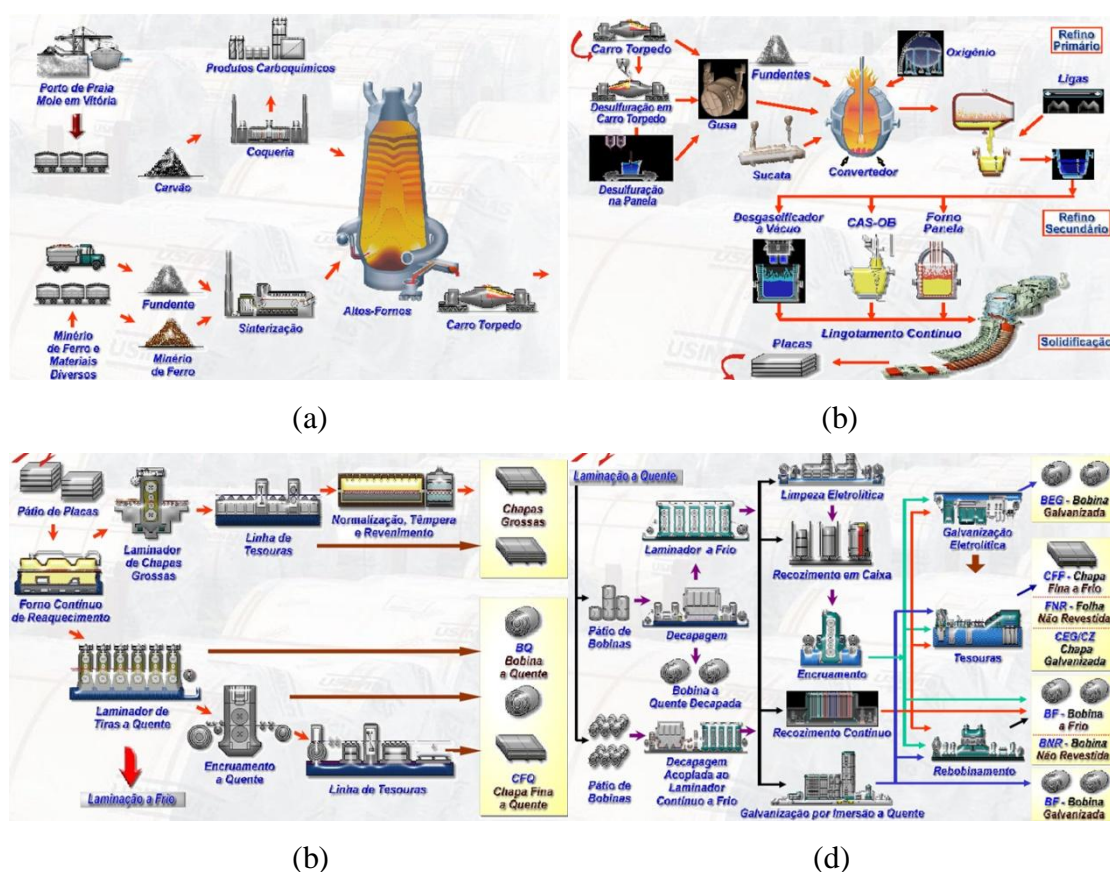


FIGURA 4.1 - Fluxo de produção da Usiminas – Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais.

(a) Área de Redução, (b) Área da Aciaria, (c) Laminação a Quente, (d) Laminação a Frio.

4.1. Processamento em escala industrial do aço *Dual Phase*

4.1.1. Composição química de Aciaria

A composição química de Aciaria do aço DP780 é mostrada na TABELA VI.

TABELA VI – Faixa de composição química típica de Aciaria do aço DP780.

C	Si	Mn	Ti	Nb	Mo
0,1132	0,01	1,8	0,003	0,015	0,19

4.1.2. Laminação a quente

No início da etapa de laminação a quente, a placa obtida do lingotamento contínuo da Aciaria, com espessura de 245 mm, foi reauecida no forno do tipo *pusher* com temperatura visada em 1230 °C.

Em seguida, a placa seguiu para o laminador desbastador para ser laminada entre as espessuras de 28 a 34 mm. Esta operação é feita em área composta de uma caixa de descarepação e dois laminadores desbastadores, reversíveis de uma cadeira.

Seguindo o fluxo, o material foi enviado ao trem acabador de 6 cadeiras, onde foi laminado até a espessura visada de 3,80 mm. Para o material em questão, foi objetivada uma temperatura de acabamento de cerca de 870 °C.

Após a última cadeira do laminador de tiras a quente e antes do bobinamento, a tira foi resfriada através de uma cortina de água visando atingir a temperatura de 599 °C, temperatura de bobinamento visada deste aço, FIGURA 4.2.

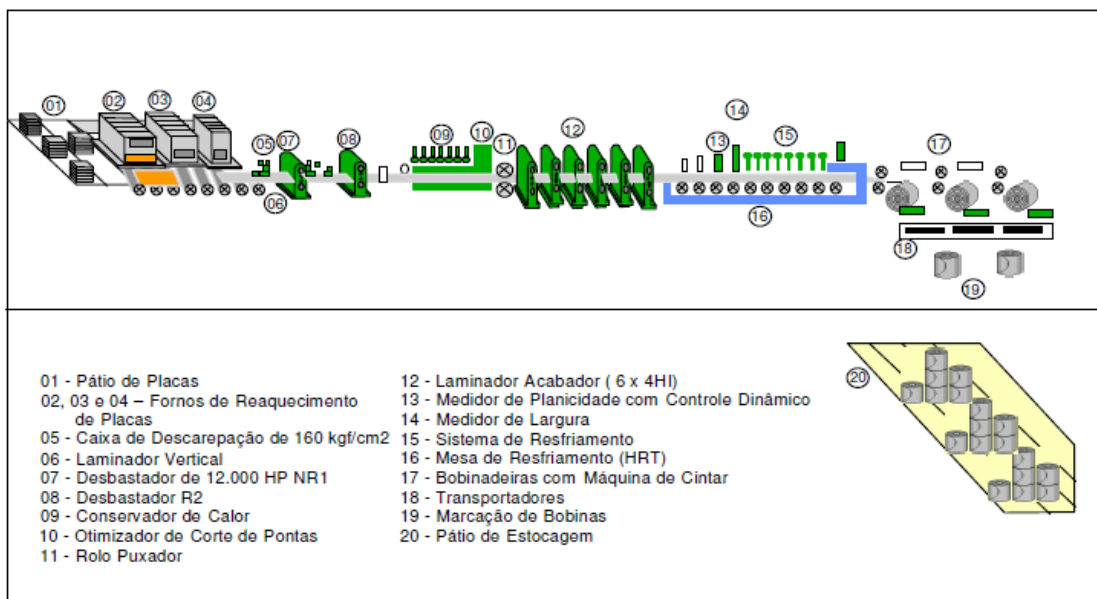


FIGURA 4.2 - Fluxo de produção da Laminação a Quente.

4.1.3. Laminação a frio

A laminação a frio ocorreu na linha PLTCM (*Pickling Line Tandem Cold Mill*), que é uma linha contínua composta de uma decapagem acoplada ao laminador a frio contínuo de cinco cadeiras. Inicialmente, a bobina recebida da laminação a quente foi decapada (isto é, foram removidos os óxidos formados após a laminação a quente) em tanques com ácido clorídrico, e sua borda foi aparada. Já no laminador a frio, a espessura dessa bobina foi reduzida em 60,5 %, de 3,80 até 1,50 mm, FIGURA 4.3.

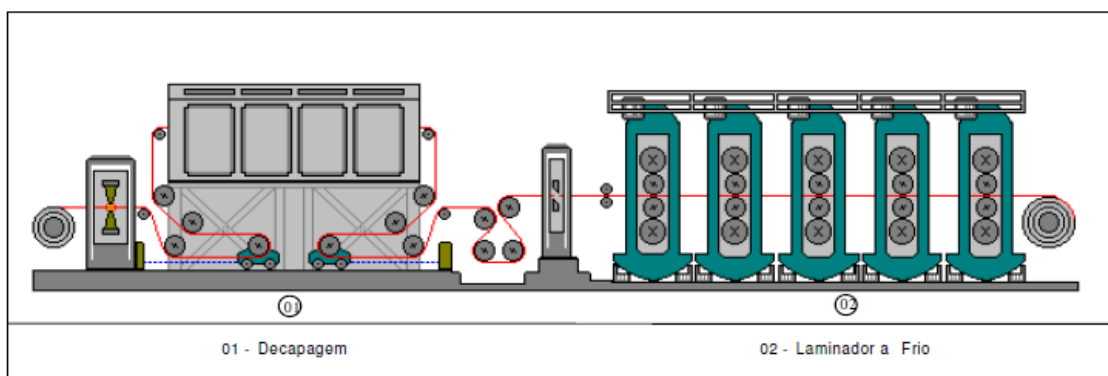


FIGURA 4.3 - Desenho esquemático do PLTCM.

4.1.4. Galvanização por Imersão a Quente

O aço *Dual Phase* foi revestido na Linha de Galvanização Por Imersão a Quente nº 1 da Unigal Usiminas, uma *joint venture* criada em 1999 entre a Usiminas e a siderúrgica japonesa *Nippon Steel Corporation*, com revestimento de zinco puro (GI – *galvanized iron*).

Massa de revestimento metálico na face superior: 66 g/m².

Massa de revestimento metálico na face inferior: 58 g/m².

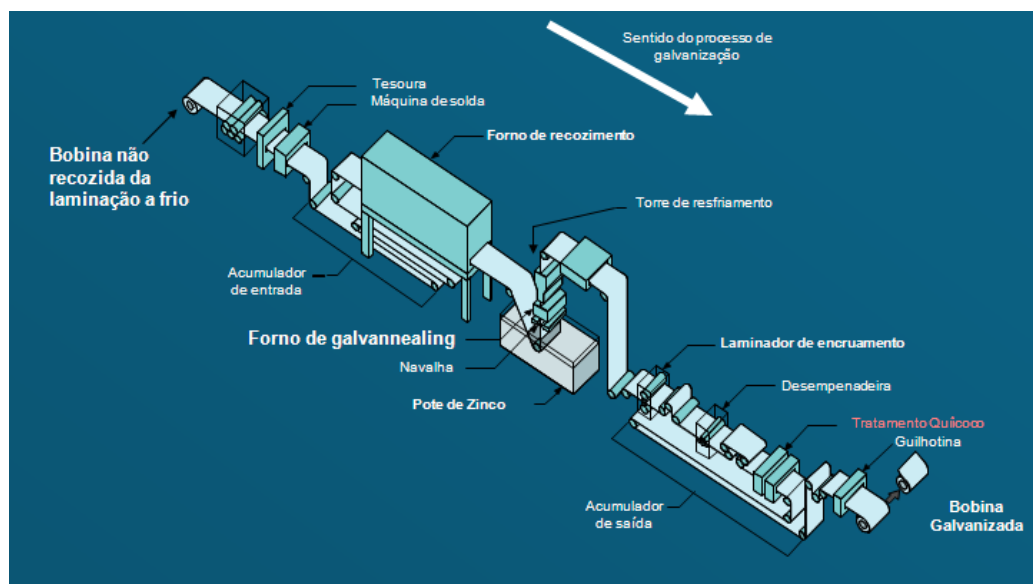


FIGURA 4.4 - Desenho esquemático da Linha de Galvanização por Imersão a Quente.

Principais parâmetros da produção do aço *Dual Phase* na Linha de Galvanização por Imersão a Quente:

Temperatura média do ciclo de recozimento: 775 °C

Temperatura final do resfriamento lento: 670 °C

Grau de deformação no Laminador de Encruamento: 0,40 %

Carga do Laminador de Encruamento: 157 t

4.2. Processamento em escala industrial do aço TRIP

4.2.1. Composição química Aciaria

A composição química de Aciaria do aço TRIP780 é mostrada na TABELA VII.

TABELA VII – Faixa de composição química típica de Aciaria do aço TRIP780.

C	Si	Mn	Ti	Nb
0,2287	1,23	1,5	0,003	0,003

4.2.2. Laminação a quente

No início da etapa de laminação a quente, a placa obtida do lingotamento contínuo, com espessura de 245 mm, foi reaquecida no forno do tipo *Walking Beam* com temperatura visada em 1230 °C.

Em seguida, a placa seguiu para o laminador desbastador para ser laminada entre as espessuras de 28 a 34 mm. Esta operação é feita em área composta de uma caixa de descarepação e dois laminadores desbastadores, reversíveis de uma cadeira.

Seguindo o fluxo, o material foi enviado ao trem acabador de 6 cadeiras, onde foi laminado até a espessura visada de 3,15 mm. Para o material em questão, foi objetivada uma temperatura de acabamento de cerca de 873 °C.

Após a última cadeira do laminador de tiras a quente e antes do bobinamento, a tira foi resfriada através de uma cortina de água visando atingir a temperatura de 633 °C, temperatura de bobinamento visada deste aço, FIGURA 4.2.

4.2.3. Laminação a frio

A laminação a frio ocorreu na linha PLTCM (*Pickling Line Tandem Cold Mill*), que é uma linha contínua composta de uma decapagem acoplada ao laminador a frio contínuo de cinco cadeiras. Inicialmente, a bobina a quente, foi decapada (isto é, foram removidos os óxidos formados após a laminação a quente) em tanques com ácido clorídrico, e sua borda foi aparada. Já no laminador a frio, a espessura dessa bobina foi reduzida de 52,4 %, de 3,15 até 1,50 mm, FIGURA 4.3.

Após o processo pelo PLTCM, a bobina laminada a frio foi recozida e encruada na linha CAPL (*Continuous Annealing Process Line*), composta basicamente de cinco etapas (aquecimento, encharque, resfriamento lento, resfriamento primário, superenvelhecimento e resfriamento secundário) e de um laminador de encruamento, FIGURA 4.5. Principais parâmetros da Linha de Recozimento Contínuo:

Temperatura média do ciclo de recozimento: 795 °C

Temperatura final do resfriamento lento: 674 °C

Grau de deformação no Laminador de Encruamento: 0,30 %

Carga do Laminador de Encruamento: 250 t

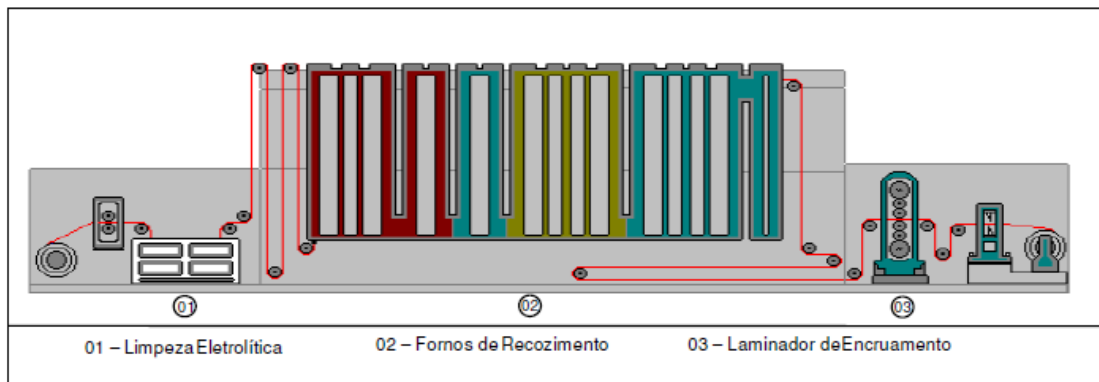
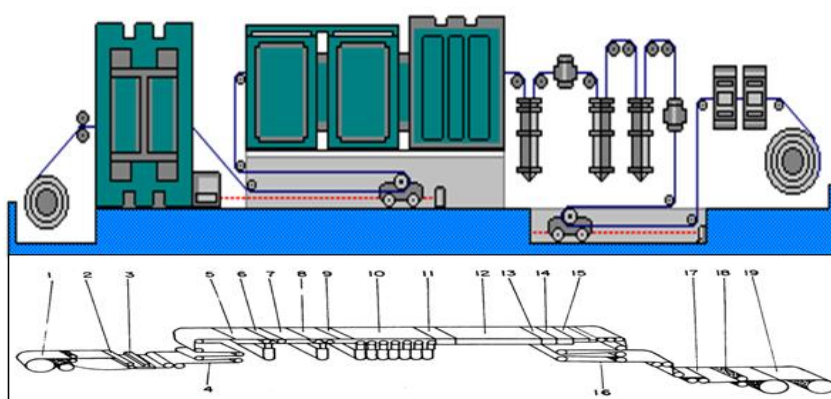


FIGURA 4.5 - Desenho esquemático da Linha de Recozimento Contínuo.

Seguindo o fluxo produtivo, a bobina laminada processou na Linha de Galvanização Eletrolítica, com o objetivo depositar uma fina camada de zinco metálico na superfície das tiras, FIGURA 4.6.

Massa de revestimento metálico na face superior: 57 g/m².

Massa de revestimento metálico na face inferior: 61 g/m².



- | | |
|--------------------------------|------------------------------|
| 1 – Desbobinadeira | 10 – Seção de revestimento |
| 2 – Tesoura guilhotina | 11 – Lavagem |
| 3 – Máquina de solda | 12 – Seção úmida |
| 4 – Acumulador de entrada | 13 – Fosfatização |
| 5 – Desengraxante alcalino | 14 – Lavagem |
| 6 – Desengraxante eletrolítico | 15 – Secagem |
| 7 – Lavagem | 16 – Acumulador de saída |
| 8 – Decapagem eletrolítica | 17 – Oleadeira eletrostática |
| 9 – Lavagem | 18 – Tesoura Guilhotina |
| | 19 - Bobinadeiras |

FIGURA 4.6 - Desenho esquemático da Linha de Galvanização Eletrolítica.

4.3. Amostras e ensaios realizados

Para realização deste estudo, as amostras dos aços estudados foram retiradas em produtos acabados diretamente das linhas de produção da USIMINAS. As amostras do aço DP780 foram retiradas na Linha de Galvanização por Imersão a Quente, e as do aço TRIP780 na Linha de Galvanização Eletrolítica.

Total de amostras para análise do Centro de Tecnologia da Usiminas: 20

4.3.1 Caracterização das amostras

4.3.1.1 Composição química

Análise química das amostras retiradas do aço DP780 na Linha de Galvanização a Quente e TRIP780 na Linha de Galvanização Eletrolítica.

4.3.1.2 Análise metalográfica

4.3.1.2.1 Classificação das Inclusões

As amostras destinadas a esse ensaio devem ter a superfície polida, livre de corrosão e arranhões.

As inclusões são divididas em quatro classes: A – Sulfetos, B – Alumina, C – Silicatos, D – Óxidos Globulares.

Cada uma dessas classes se subdivide em seis grupos numerados de 0,5 a 3, segundo a quantidade de inclusões que ocorrem por superfície. O número 0,5 designa uma quantidade pequena de inclusões, e o número 3 uma quantidade elevada, de acordo com aspectos micrográficos representados por desenhos, com ampliação de 100 vezes e que servem de comparação.

A classificação das inclusões por comparação consistiu em observar as amostras no microscópio, identificando inicialmente os tipos de inclusões com ampliação de 100 a 1000 vezes e classificando-as quantitativamente com ampliação de 100 vezes, comparando os campos observados com a carta padrão da ASTM E45.

4.3.2.1.2 Análise microestrutural via microscopia óptica e eletrônica de varredura

O aspecto típico da microestrutura via microscopia óptica foi obtido a partir de plano, ao longo da espessura, longitudinal ao sentido de laminação das amostras.

O aspecto típico da microestrutura via microscópio eletrônico de varredura foi obtido em seção ao longo da espessura, longitudinal ao sentido de laminação.

Reagentes utilizados para ataque das amostras: Nital a 2 % em álcool; Nital a 4 % em álcool; Metabissulfito de Sódio a 1 % em água mais uma solução de Ácido Pírico a 4 % em álcool.

4.3.2.1.3 Determinação da fração volumétrica dos constituintes

A determinação da fração volumétrica dos constituintes presentes foi efetuada por microscopia óptica, e a quantificação via software *Axiovision*.

4.3.2.1.4 Determinação de austenita e teor de carbono via difratometria de raios x

As amostras foram cortadas em dimensões 20 x 20 mm e lixadas manualmente em lixas d'água de grãos 100, 150, 320, 600, 800 e 1000, sucessivamente. Foi realizado polimento com pastas de diamantes de granulometria de 2 a 4 microns. Em seguida, as amostras foram submetidas a ataque químico em Nital 5 % (solução de ácido nítrico – HNO₃) em álcool etílico (CH₃CH₂OH).

As análises foram realizadas no difratômetro D8 *Advance*.

4.3.1.3 Ensaios de tração

Os ensaios mecânicos em tração foram realizados em uma máquina Instron modelo 5882. Os corpos de prova foram retirados no sentido de laminação, transversal ao sentido de laminação e orientados 45° ao sentido de laminação, conforme FIGURA 4.7. Os resultados foram obtidos após aplicação de força uniaxial nos corpos de prova, com deformação até a ruptura.

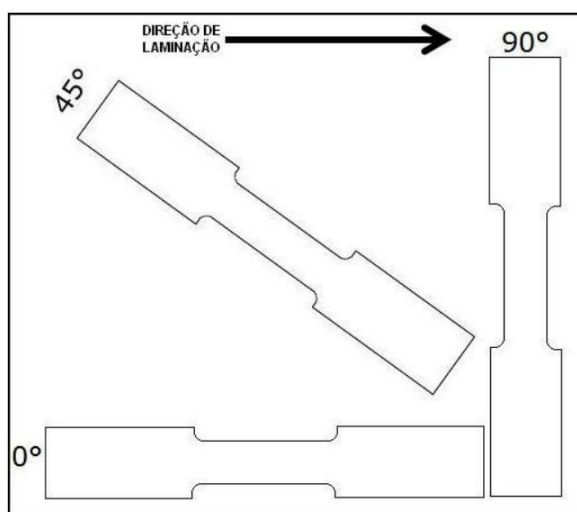


FIGURA 4.7 – Plano de corte dos corpos de prova nas três direções.

4.3.1.4 Ensaio de estampagem do tipo Erichsen

Os corpos de prova foram cortados em tiras de 100 x 400 mm e os ensaios realizados na Prensa Universal Erichsen com capacidade de puncionamento e aplicação da força de prensa chapas de até 600 KN, com controladores de velocidade e deslocamento de punção.

4.3.1.5 Ensaios de expansão de furo

Os corpos de prova foram cortados com formato quadrado de 150 mm de lado e furos confeccionados usando um punção de 10 mm de diâmetro na parte central do corpo de prova, FIGURA 4.8. Os ensaios foram realizados na prensa Erichsen 145-60, com

acionamento eletro-hidráulico com capacidade de puncionamento e aplicação de força de prensa chapas de até 600 KN.

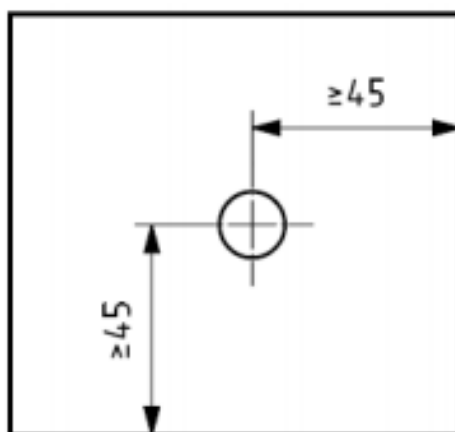


FIGURA 4.8 – Amostra com 1 furo a 45 mm da borda.

4.3.1.6 Razão Limite de Estampagem

Os *blanks* foram cortados em formato circular a partir de chapas de teste preparadas com geometria quadrada por meio de um ferramental de corte montado em série com o ferramental de estampagem. A TABELA VIII apresenta as dimensões das chapas de teste a serem utilizadas pelo equipamento de ensaio (Prensa Universal Erichsen) e os diâmetros finais dos *blanks* após o corte.

TABELA VIII – Dimensões dos corpos de prova para realização do ensaio Razão Limite de Estampagem.

Punção de 50 mm de diâmetro	
Chapas de teste Quadrado	<i>Blank</i> Circular
95 x 95 mm	90
100 x 100 mm	95
105 x 105 mm	100
110 x 110 mm	105
115 x 115 mm	110
120 x 120 mm	115
125 x 125 mm	120

O resultado do ensaio é a razão entre o diâmetro máximo do corpo de prova que foi estampado sem fraturas pelo diâmetro do punção.

4.3.1.7 Curva Limite Conformação

A confecção das amostras iniciou-se pelo processo de corte com tesoura guilhotina, gerando *blanks* retangulares. O formato circular nas bordas superiores e inferiores foi obtido a partir de corte por prensagem dos *blanks* na prensa Erichsen e os corpos de prova preparados conforme FIGURA 4.9.

CP 1	CP 2	CP 3	CP 4	CP 5
CP 6	CP 7	CP 8	CP 9	

FIGURA 4.9 – Formato e dimensões dos corpos de prova.

Os corpos de prova foram marcados eletroquimicamente com a utilização de uma malha com rede de quadrados de 2,5 x 2,5 mm, FIGURA 4.10, permitindo a medição das deformações após a realização do ensaio.

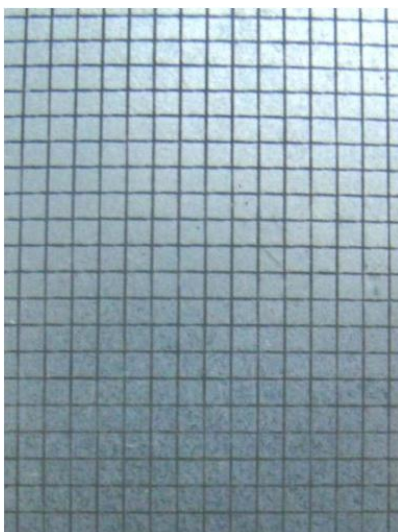


FIGURA 4.10 – Aspecto de superfície da amostra com a malha quadrada.

Os ensaios foram realizados na prensa Erichsen e os parâmetros levantados através do *software Autogrid*.

4.3.1.8 Ensaio *Bake Hardening* e *Aging Index*

Os ensaios foram realizados em uma máquina Instron modelo 5882.

Os corpos de prova foram pré-deformados a 2 % para o ensaio *Bake Hardening* e 8 % para o ensaio *Aging Index*. Após a pré-deformação efetuou-se o tratamento térmico nos corpos de prova a uma temperatura de 170 °C por 20 minutos no caso do ensaio BH, e 100 °C por 1 hora para o *Aging Index*. O tratamento foi feito com banho de óleo aquecido. Após o tratamento, os corpos de prova foram imersos em água para resfriamento.

Posteriormente, os corpos de prova foram colocados novamente na máquina de tração e tracionados até a ruptura.

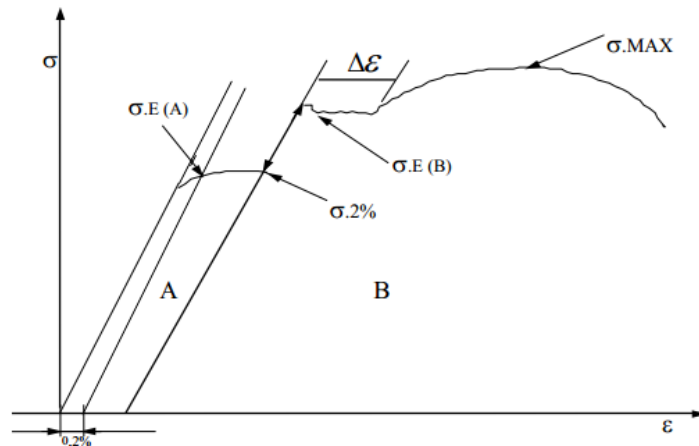


FIGURA 4.11 – Gráfico tensão-deformação do ensaio *bake hardenability* antes e após o tratamento térmico (adaptado de documentos internos da USIMINAS).

A = Curva tensão-deformação a 2 %.

B = Curva tensão-deformação após tratamento térmico.

$\Delta\epsilon$ = Amplitude de Escoamento (% deformação).

$\sigma E (A)$ = Tensão de escoamento na curva (A) a 0,2 % dada em (N).

$\sigma E (B)$ = Tensão de escoamento inferior na curva (B) dada em (N).

$\sigma. 2 \%$ = Tensão a 2 % de deformação na curva (A).

$\sigma. MAX$ = Carga máxima (N).

σ = Tensão convencional.

ϵ = Deformação convencional.

$\Delta\sigma = \sigma E (B) - \sigma. 2 \%$

Onde:

$\Delta\sigma = \textit{bake hardenability}$ (MPa).

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Análise metalográfica

A classificação de inclusões das amostras, realizada de acordo com a carta padrão I da norma ASTM E45-05/09, segue mostrada na TABELA IX. Na FIGURA 5.1 é apresentado o aspecto típico das inclusões observadas. Ambas as amostras apresentaram boa limpeza.

TABELA IX - Classificação das inclusões, segundo a carta padrão I da norma ASTM E45-05/09.

Aço	Sulfeto	Silicato	Alumina	Óxido Globular
TRIP780	0,5 F	Não observado	1,0 F	1,0 F
DP780	Não observado	Não observado	1,5 F	1,0 F

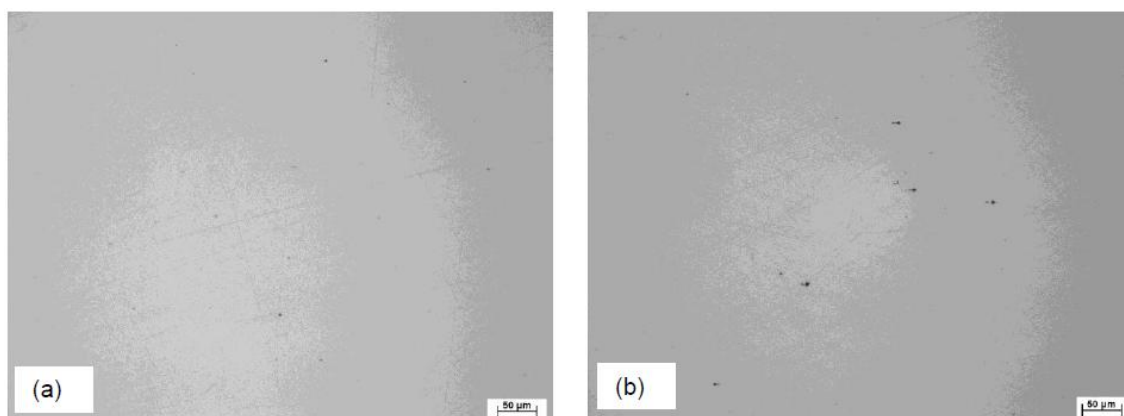


FIGURA 5.1 – Aspecto típico de inclusões das amostras de aços (a) TRIP780 e (b) DP780 analisadas a partir de seção ao longo da espessura, longitudinal à direção de laminação. Sem ataque. Ampliação original: 200 x.

Os ensaios metalográficos permitiram identificar os constituintes presentes no aço TRIP780 e DP780.

O ataque inicial foi feito com o reagente Nital a 2 % e 4 % (% do Nital em álcool). O Nital é usualmente aplicado na revelação de microestruturas de aços ao carbono, apresentando alguma limitação na identificação de determinados constituintes, especialmente quando elas existem simultaneamente, como é o caso nos aços multifásicos. As amostras atacadas com Nital tendem a diferenciar basicamente duas tonalidades de cinza: a mais clara corresponde a ferrita e a mais escura corresponde aos demais constituintes.

O segundo ataque foi realizado com solução aquosa a 1 % de Metabissulfito de Sódio, mais uma solução de Ácido Pícrico a 4 % em álcool. Ao ser submetida a essa solução, ocorre um ataque na superfície das amostras de forma que a região com martensita atacada apresente uma tonalidade mais clara ao ser analisada ao microscópio.

As FIGURAS 5.2 e 5.3 mostram os aspectos típicos das microestruturas observadas no Microscópio Óptico, a partir de plano, ao longo da espessura, longitudinal ao sentido de laminação das amostras. As FIGURAS 5.4 e 5.5 mostram os aspectos típicos das microestruturas observadas via MEV em seção ao longo da espessura, longitudinal ao sentido de laminação.

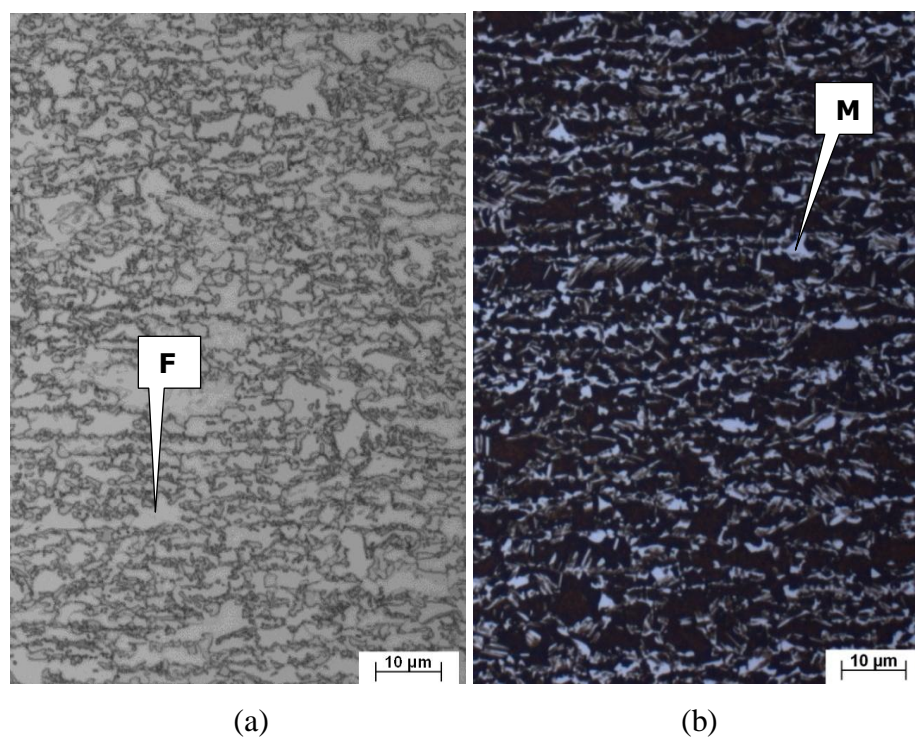


FIGURA 5.2 – Aspecto típico da microestrutura observada via Microscopia Óptica do aço TRIP780, a partir de plano, ao longo da espessura, longitudinal ao sentido de laminação das amostras. Reagentes: (a) Nital 4 % e (b) metabissulfito de sódio + Ácido Pícrico.

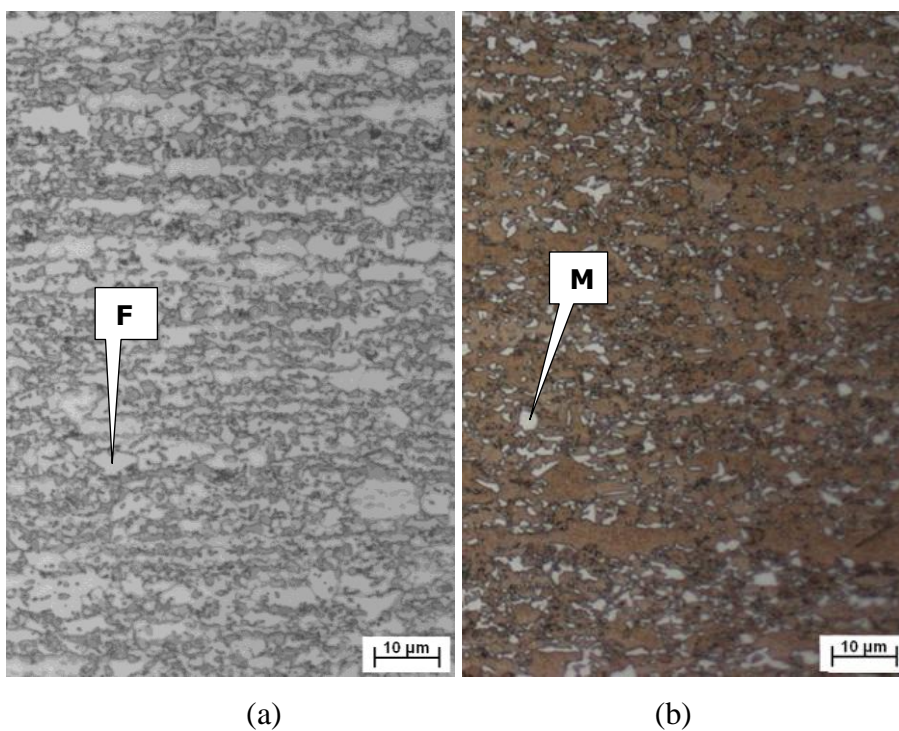
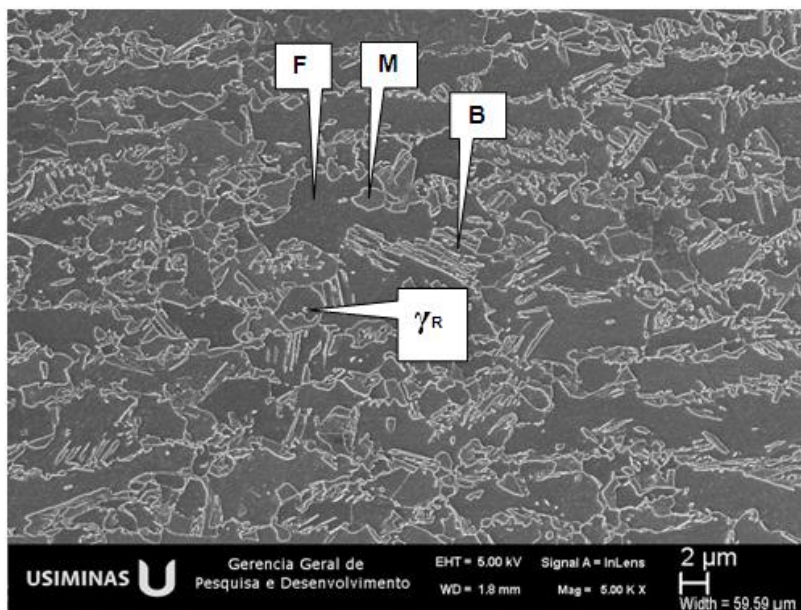
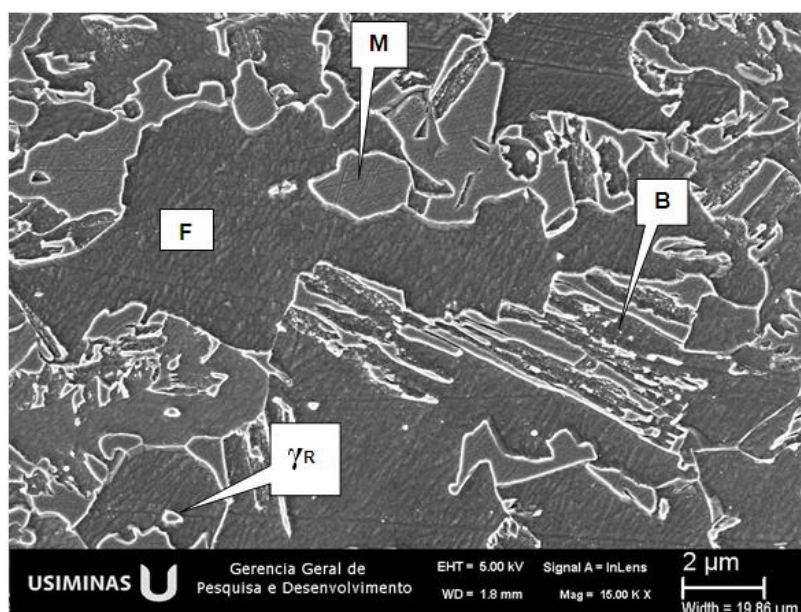


FIGURA 5.3 – Aspecto típico da microestrutura observada via Microscopia Óptica do aço DP780, a partir de plano, ao longo da espessura, longitudinal ao sentido de laminação das amostras. Reagentes: (a) Nital 4 % e (b) metabissulfito de sódio + Ácido Pírico.

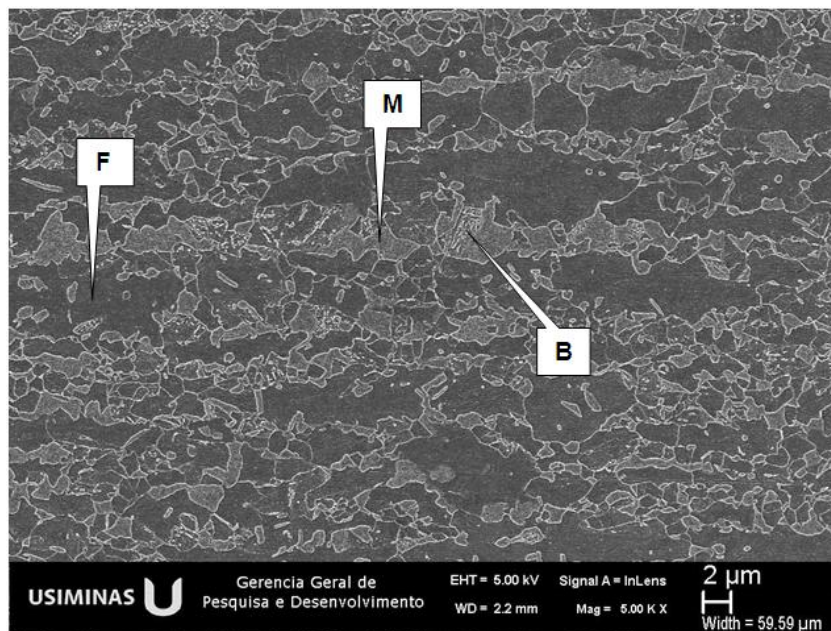


Ampliação original: 5000 X

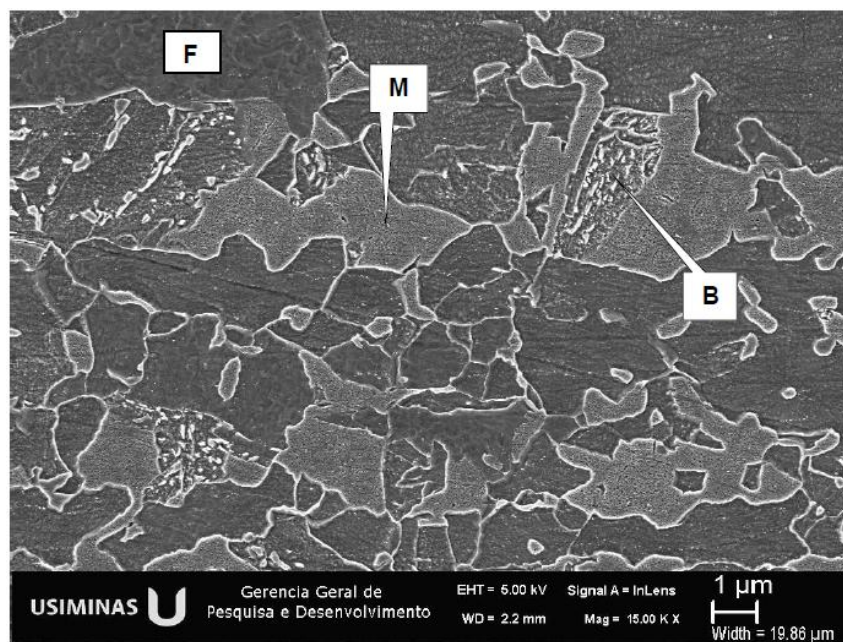


Ampliação original: 15000 X

FIGURA 5.4 – Aspecto típico da microestrutura do aço TRIP780, observado via Microscópio Eletrônico de Varredura, em seção ao longo da espessura, longitudinal ao sentido de laminação. Ataque Nital 2 %. Ampliação original: 5000 X e 15000 X. M = Martensita, F = Ferrita, B = Bainita, γ_R = Austenita retida.



Ampliação original: 5000 X



Ampliação original: 15000 X

FIGURA 5.5 – Aspecto típico da microestrutura do aço DP780, observado via Microscópio Eletrônico de Varredura, em seção ao longo da espessura, longitudinal ao sentido de laminação. Ataque Nital 2 %. Ampliação original: 15000 X. M = Martensita, F = Ferrita, B = Bainita.

Na avaliação microestrutural do aço TRIP780 observa-se uma microestrutura composta por quatro constituintes: ferrita, bainita, austenita retida, e martensita. A austenita retida é o constituinte mais importante desse aço e se transforma em martensita com o aumento da tensão, permitindo um expoente de encruamento mais elevado que o aço DP780 em elevados níveis de deformação.

Na microestrutura do aço DP780 observam-se três principais constituintes: ferrita, bainita e martensita. A martensita apresenta-se na forma de ilhas dispersas na matriz ferrítica e a presença do constituinte bainita, junto com martensita, como segundo constituintes visa melhorar a ductilidade do aço quando comparado a uma microestrutura composta de ferrita e martensita. Uma característica apresentada é a presença do constituinte ferrita de forma contínua com ilhas de martensita e glóbulos de bainita dispersos na ferrita, fornecendo ao aço certo nível de ductilidade e resistência.

Os resultados de caracterização quantitativa dos constituintes do aço DP780 e TRIP780 foram avaliados via microscopia óptica e são apresentados na TABELA X. Observa-se que o aço DP780 apresentou mais de 100 % de ferrita que o aço TRIP780 em sua microestrutura e aproximadamente 65 % a mais de martensita. Por outro lado, o aço TRIP780 possui uma quantidade muito superior de outros constituintes (com bainita em maior quantidade) e apresenta exclusivamente o constituinte austenita retida (cerca de 14 %) em sua microestrutura.

TABELA X - Fração volumétrica dos microconstituintes dos aços analisados (% em peso).

Aço	Ferrita	Martensita	Austenita	Outros⁽¹⁾
TRIP780	27,0	5,7	13,9 ⁽²⁾	53,4
DP780	55,3	9,4	-	35,3

(1) Bainita, carbonitretos, perlita.

(2) Teor de carbono = 1,295 %

5.2 Propriedades mecânicas em tração

As propriedades mecânicas determinadas nos ensaios de tração são apresentadas na TABELA XI para os aços TRIP780 e DP780. Os resultados dos ensaios de tração, realizados em corpos de prova cujo eixo de maior comprimento estava a 0°, 45° e a 90° em relação ao sentido de laminação, correspondem a uma média de três corpos de prova ensaiados e fornecem informações relativas às propriedades mecânicas do material. Estas propriedades caracterizam o material quanto aos seus valores limite em termos de resistência, escoamento e alongamento por deformação. Outros dados calculados foram o coeficiente de anisotropia r e expoente de encruamento n do material, parâmetros que caracterizam a estampabilidade.

TABELA XI – Propriedades mecânicas em tração (resultados correspondem à média de três corpos de prova ensaiados).

Aço	Orientação	LE (MPa)	LR (MPa)	LE/LR	Alu	Al _T (%) BM50	n(4-6%)	n(10-Alu%)	r12%	\bar{r}	Δr
TRIP780	0°	504	780	0,65	29,5	35,5	0,184	0,249	0,918	0,948	0,185
	45°	516	784	0,66	28,6	34,3	0,178	0,242	0,856		
	90°	517	781	0,66	27,3	34,4	0,177	0,237	1,163		
DP780	0°	450	780	0,58	14,6	21,5	0,196	0,149	0,978	0,730	0,298
	45°	458	784	0,58	13,1	19,2	0,188	0,134	0,581		
	90°	484	809	0,60	12,5	17,9	0,184	0,130	0,780		

Os índices de anisotropia normal e planar foram calculados conforme equações 2 e 3.

$$\bar{r} = \frac{1}{4}(r_{0^\circ} + 2r_{45^\circ} + r_{90^\circ}) \quad (2)$$

$$\Delta r = \frac{1}{2}(r_{0^\circ} + r_{90^\circ} - 2r_{45^\circ}) \quad (3)$$

Comparando o aço TRIP780 com o DP780, observa-se que as variações microestruturais mencionadas têm influência nas propriedades mecânicas. O maior valor do alongamento uniforme por deformação e alongamento total por deformação do

aço TRIP780 ocorre devido à formação da austenita retida. Quando deformado plasticamente, a austenita retida transforma-se gradualmente em martensita, resultando em um elevado expoente de encruamento e evitando a estrição. O alongamento por deformação do aço DP780 foi inferior ao aço TRIP780 em todas as direções, o que pode ser atribuído a maior fração volumétrica do constituinte martensita na microestrutura do DP780.

O coeficiente de anisotropia normal dos aços é considerado baixo (próximo de 1,0), apesar do aço TRIP780 apresentar um valor superior ao do aço DP780. Esse parâmetro indica a habilidade de uma chapa metálica resistir ao afinamento quando submetida a forças de tração e/ou compressão no plano. Desse modo, os valores encontrados devem refletir em dificuldades na fabricação de peças cuja estampagem requer mais elevada profundidade de penetração do punção. KUMAR (2002) cita que um aço que apresenta um coeficiente de anisotropia normal maior que 1,6, expoente de encruamento maior que 0,2 e ΔR próximo a zero, é considerado um material de alta conformabilidade.

A variação do coeficiente de anisotropia r , calculado a 12 % de deformação para cada uma das três direções (r_{0° , r_{45° e r_{90°) nos aços TRIP780 e DP780, classificam esses aços como anisotrópicos planar, uma vez que apresentaram valores diferentes para r_{0° , r_{45° e r_{90° ($r_{0^\circ} \neq r_{45^\circ} \neq r_{90^\circ}$). Isto indica que esses aços apresentam diferentes reações conforme a direção de aplicação dos esforços no plano do material. No aço TRIP780, o maior valor de r foi encontrado na direção de 90° , apresentando uma tendência de se deformar de forma mais eficiente aos esforços realizados nessa direção, atingindo um maior nível de conformação sem a ruptura. No aço DP780, o maior valor de r foi encontrado na direção 0° , o que demonstra que esse aço apresenta melhor estampabilidade nessa direção.

O melhor valor do expoente de encruamento n do aço DP780 foi de aproximadamente 0,15 e do aço TRIP780 foi de aproximadamente 0,25, calculado entre 10 % de deformação e a deformação correspondente ao alongamento uniforme por deformação. Entretanto, o aço DP780 apresenta a sua maior capacidade de encruamento para baixas deformações (em torno de 5 % de alongamento por deformação), enquanto o aço

TRIP780 apresenta um aumento gradual do encruamento, com valor máximo do expoente de encruamento obtido acima de 10 % de deformação. O aumento gradual do encruamento do aço TRIP780 deve ser atribuído ao efeito da transformação da austenita retida em martensita, que ocorre com o aumento da deformação. Os resultados sugerem que a transformação martensítica do aço TRIP780 ocorreu até deformações próximas do alongamento uniforme por deformação. Assim, uma redução da quantidade de austenita retida resulta em uma menor extensão do efeito TRIP. Essa elevada capacidade de encruamento indica que este material tem bom desempenho quando exposto a esforços de estiramento biaxial durante estampagem, pois quanto maior o valor do expoente de encruamento, melhor o grau de conformabilidade.

5.2.1 Valor n instantâneo

Na FIGURA 5.6 observa-se que o expoente de encruamento instantâneo ou valor n instantâneo dos aços TRIP780 e DP780. CHIANG *et al.* (2011) descrevem que um método para analisar o comportamento do expoente de encruamento do material é determinar o expoente de encruamento instantâneo, ou valor n instantâneo. Este parâmetro é derivado da curva tensão verdadeira vs. deformação verdadeira, através da seguinte equação:

$$n = \ln(\sigma / \sigma - 1) / \ln(\varepsilon / \varepsilon - 1) \quad (4)$$

onde: σ = tensão verdadeira; ε = deformação verdadeira

SEYEDREZAI *et al.* (2014) informa que o valor n instantâneo fornece uma representação matemática instantânea do expoente de encruamento durante deformação no ensaio de tração uniaxial.

Os valores máximos do valor n instantâneo obtidos para o aço DP780 não superaram o valor de 0,24, sendo possível observar que o aumento do expoente de encruamento instantâneo do valor mínimo ao máximo ocorreu nos estágios iniciais da deformação, havendo um declínio em deformações superiores a aproximadamente 3 %. Em uma

análise da literatura, TSIPOURIDIS (2006) explica que é amplamente aceito que o expoente de encruamento instantâneo do aço DP é mais elevado nos estágios iniciais da deformação em função da presença de deslocações nas interfaces dos constituintes durante a transformação da austenita em constituintes mais resistentes durante a produção industrial. A interação dessas deslocações entre si e a interação dessas deslocações com os finos grãos da martensita é a principal razão do elevado expoente de encruamento do DP. Entretanto, TSIPOURIDIS (2006) também menciona que a interação de outros três parâmetros contribuem para a elevado expoente de encruamento inicial do aço DP. Primeiro, as tensões residuais geradas durante a transformação da austenita para ferrita na etapa de resfriamento no processo de produção industrial do aço são aliviadas por uma pequena quantidade de deformação plástica. Segundo, um acréscimo nas deslocações da ferrita devido a geração de deslocações estatisticamente necessárias (resultantes do simples encruamento da ferrita) e também pela geração de deslocações geometricamente necessárias (criadas para manter o contato/compatibilidade entre os constituintes durante a deformação plástica). Terceiro, a incompatibilidade plástica dos constituintes dúcteis e resistentes não pode ser acomodada completamente pela deformação plástica, gerando tensões dentro da martensita, que são compensadas pelas tensões de retorno na ferrita. Essas tensões de retorno impedem o movimento das deslocações na ferrita. SEYEDREZAI *et al.* (2014) explicam que com o aumento da deformação plástica, a eficácia desse mecanismo de endurecimento adicional é reduzida. Dessa forma, o comportamento do expoente de encruamento do aço DP é determinado pelo balanço entre as deslocações geradas pelo encruamento da ferrita e a anulação das deslocações devido à recuperação dinâmica.

O aço TRIP780 atingiu valores de n instantâneo superiores a 0,26 sob deformações verdadeiras entre 20 e 25 %. O encruamento do aço TRIP780 aumentou de forma crescente até a deformação correspondente ao alongamento uniforme por deformação, atingindo o seu valor máximo próximo desta quantidade de deformação, FIGURA 5.6. Isto poderia ser explicado pela transformação da austenita retida em martensita durante a deformação.

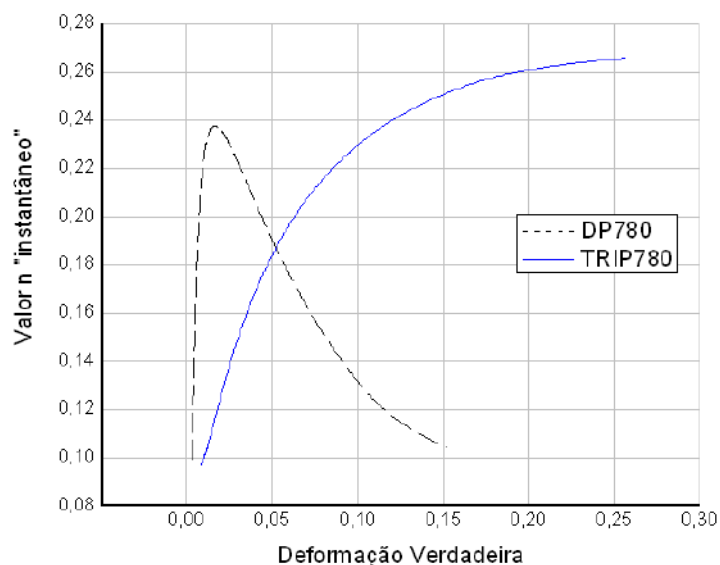


FIGURA 5.6 – Relação entre o valor n “instantâneo” e a deformação verdadeira dos aços TRIP780 e DP780.

5.2.2 Curva tensão vs. deformação

Na FIGURA 5.7 são mostradas as curvas tensão vs. deformação de engenharia típica dos aços TRIP780 e DP780 e na FIGURA 5.8 são mostradas as curvas tensão verdadeira vs. deformação verdadeira desses aços. As curvas foram traçadas a partir do ensaio de tração, que consiste em submeter um corpo de prova a uma força uniaxial, crescente e contínua, enquanto se observa o alongamento por deformação desse corpo de prova.

Equações utilizadas para levantamento das curvas:

$$\text{Tensão convencional: } S = P / A_0 \quad (5)$$

$$\text{Deformação convencional: } e = (\Delta L/L_0) = L_i - L_0 / L_0 \quad (6)$$

$$\text{Tensão verdadeira: } \sigma = S (1 + e) \quad (7)$$

$$\text{Deformação verdadeira: } \varepsilon = \ln (L_i / L_0) = \ln (1 + e) \quad (8)$$

Onde:

L_0 – comprimento inicial do corpo de prova

L_i – comprimento do corpo de prova no instante “i”

A_0 – área da seção transversal inicial do corpo de prova

Na curva tensão x deformação verdadeiras, as fórmulas são válidas até o início da estricção no ensaio de tração

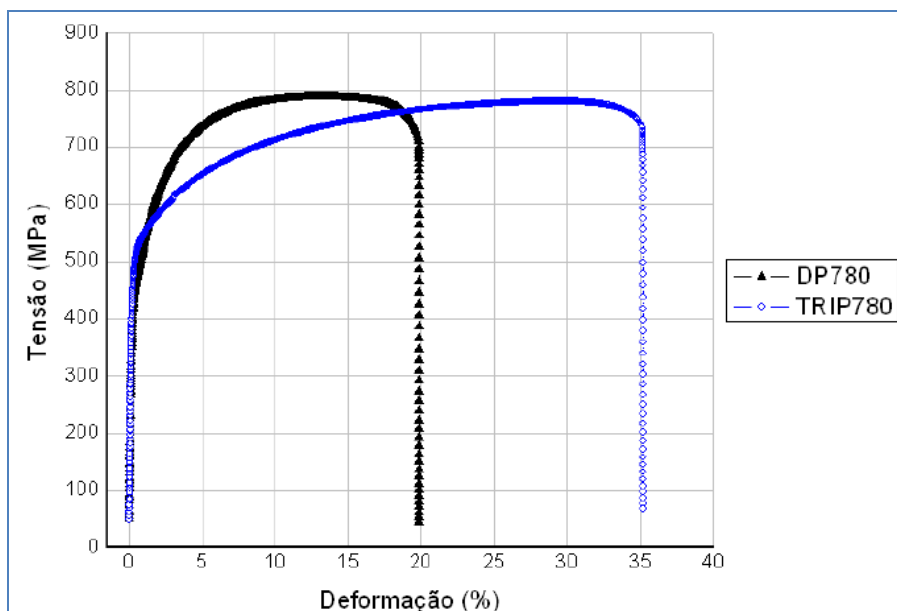


FIGURA 5.7 – Curvas tensão vs. deformação de engenharia dos aços TRIP780 e DP780, obtidas de ensaios realizados em corpo de prova cujo eixo de maior comprimento tinha a mesma orientação do sentido de laminação das amostras.

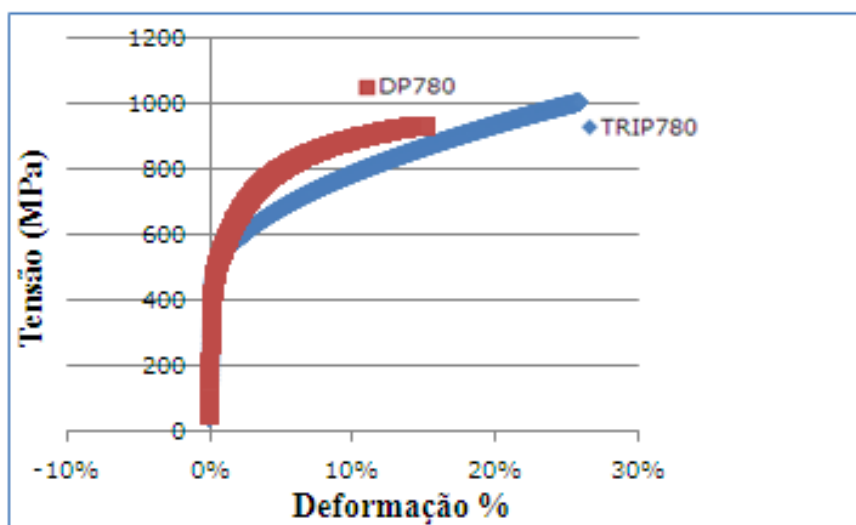


FIGURA 5.8 – Curva tensão vs. deformação verdadeira do aço TRIP780 e do aço DP780, obtidas de ensaios realizados em corpo de prova cujo eixo de maior comprimento tinha a mesma orientação do sentido de laminação das amostras.

O fenômeno de endurecimento por deformação a frio pode ser representado na curva tensão x deformação. A inclinação da curva estabelece o aumento de tensão em uma variação de deformação, representando o efeito de encruamento. No aço DP780, a curva tensão de engenharia vs. deformação de engenharia e a curva tensão verdadeira vs. deformação verdadeira apresentaram uma transição contínua entre as deformações elásticas e plásticas. QUEIROZ *et al.* (2012) explicam que isso ocorre devido a geração de largas quantidades de deslocamentos móveis nas interfaces dos constituintes. Estas deslocamentos são provenientes da expansão do volume e das tensões de corte geradas durante a transformação da austenita em bainita e martensita no resfriamento do campo ferrita-austenita.

TSIPOURIDIS (2006) reporta que a principal razão para uma elevado expoente de encruamento no aços DP e a eliminação do patamar de escoamento é a existência de deslocamentos móveis, introduzidas na matriz ferrítica como resultado da transformação da austenita para martensita durante o resfriamento rápido. A movimentação dessas deslocamentos resulta na eliminação do patamar de escoamento e a interação das deslocamentos móveis entre si e com os finos grãos de martensita promovem um elevado

expoente de encruamento. UTHAISANGSUK *et al.* (2011) explicam que durante o tratamento térmico nos aços DP, a transformação da austenita para martensita resulta em expansão do volume. Desse modo, deslocamentos móveis aparecem na vizinhança das ilhas de martensita com a matriz ferrítica. Essas elevadas densidades das deslocamentos no estado inicial da microestrutura são responsáveis pela supressão do patamar de escoamento e um elevado expoente de encruamento inicial do aço DP.

Observa-se que o aço TRIP780 tem um comportamento similar ao DP780 na transição da deformação elástica para a plástica, entretanto, o TRIP780, que possui uma maior fração volumétrica da austenita retida, apresenta um limite de escoamento um pouco mais baixo e um aumento significativo do limite de resistência durante a deformação quando comparado com o aço DP780, cuja microestrutura não apresenta esse constituinte. PARISH (2000) discute que o expoente de encruamento n e o alongamento por deformação aumentam uniformemente com a fração volumétrica da austenita retida. Observa-se na FIGURA 5.8 que para deformações verdadeiras maiores que 25 % o aço TRIP780 apresenta um maior expoente de encruamento que o aço DP780.

5.3 Ensaio de expansão de furo

Os ensaios de expansão de furo realizados foram o ECF (Expansão Cônica de Furo), FIGURA 5.9, e o KWI (desenvolvido no *Kaiser Wilhelm Institut*), FIGURA 5.10.

Aço	Condição dos furos	Valores individuais de λ (%)			λ médio (%)
		Ensaio 1	Ensaio 2	Ensaio 3	
TRIP780	Folga de corte 12 %	37	36	39	37
	Folga de corte 25 %	30	31	28	30
	Usinado	79	78	81	80
DP780	Folga de corte 12 %	23	22	21	22
	Folga de corte 25 %	23	22	22	22
	Usinado	32	31	34	32

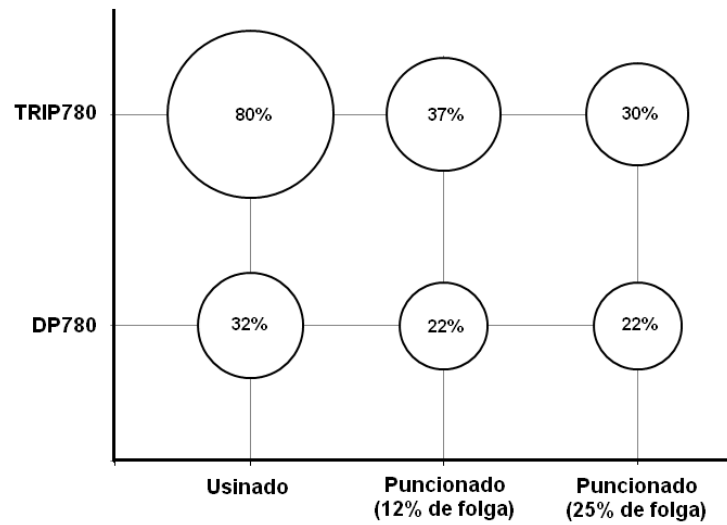


FIGURA 5.9 – Resultados do ensaio KWI

Aço	Condição dos furos	Valores individuais de λ (%)			λ médio (%)
		Ensaio 1	Ensaio 2	Ensaio 3	
TRIP780	Folga de corte 12 %	26	26	28	27
	Folga de corte 25 %	11	12	8	10
	Usinado	64	63	64	64
DP780	Folga de corte 12 %	19	21	19	20
	Folga de corte 25 %	15	15	15	15
	Usinado	30	28	30	29

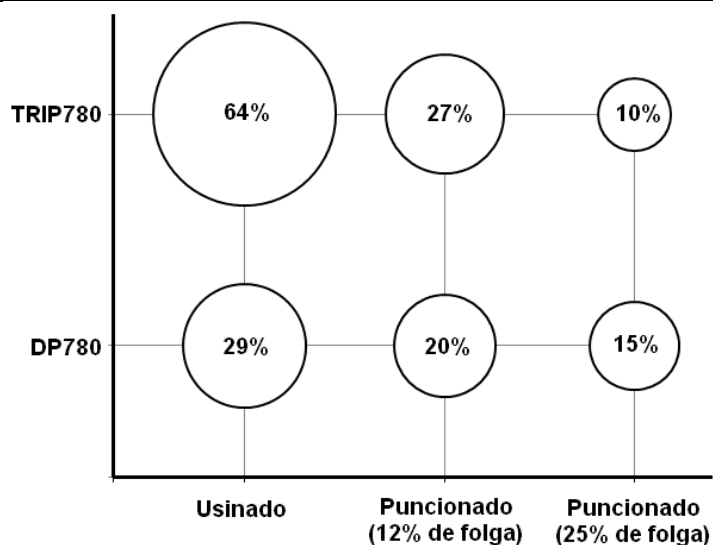


FIGURA 5.10 – Resultados do ensaio ECF

Em ambas as técnicas, os corpos de prova utilizados tiveram formato quadrado (100 x 100 mm) dotados de um furo circular no centro do *blank*. Os furos foram fabricados por puncionamento e também por usinagem. No processo de confecção de furos por puncionamento, as dimensões das folgas de corte avaliadas foram de 25 % e 12 % da espessura do material. A avaliação de uma folga de corte mais elevada (25 %) teve o intuito de representar condições atípicas de corte, originadas, por exemplo, da afiação ruim da lâmina cortante. A folga de 12 % foi dimensionada conforme recomendação da norma ISO TS 16630, aplicada a ensaios do tipo ECF. O furo usinado teve como objetivo avaliar o comportamento exclusivo do material, sem o efeito da deterioração na borda do material normalmente provocada pelo processo de corte por puncionamento. Os resultados dos ensaios de expansão de furo, representados por λ , respectivamente para os ensaios KWI e ECF, são apresentados nas FIGURAS 5.9 e 5.10.

No ensaio ECF, realizado em furos puncionados com folga de corte de 12 %, que é a condição especificada em norma utilizada pelos clientes para avaliação de desempenho do aço neste modo de deformação, a capacidade de expansão de furo média do aço TRIP780 foi superior a do aço DP780, 27 % contra 20 %. No ensaio KWI, realizado em furos puncionados com folga de corte de 12 %, a capacidade de expansão de furo média do aço TRIP780 também foi superior a do aço DP780, 37 % contra 22 %. Acredita-se que a maior fração volumétrica do constituinte martensita na microestrutura do aço DP780 resultou em uma menor capacidade de expansão de furo. Essa análise está em acordo com o publicado por MARTINS (2013), em que o aumento da presença de um constituinte mais resistente como a martensita pode ter criado uma forte heterogeneidade na conformabilidade localizada, facilitando o desenvolvimento de trincas principalmente nas interfaces entre os constituintes, levando à ruptura do material.

KARELOVA *et al.* (2007) apresenta uma outra linha de raciocínio, explicando que o aço TRIP, por possuir maior relação limite de escoamento/limite de resistência têm geralmente melhores resultados no teste de expansão de furo que o aço *Dual Phase*. Isto ocorre porque as diferenças de dureza entre os constituintes dúcteis e resistentes do aço DP são mais elevadas que nos aços TRIP, onde o contraste entre durezas dos constituintes é menor. Em função disso, a microestrutura dos aços TRIP é, mecanicamente, mais homogênea, e as tensões locais nos contornos dos constituintes são muito inferiores que a microestrutura do DP. Um alto contraste de resistência resulta em alta densidade de deslocamentos ao redor das ilhas de martensita, onde é mais fácil iniciar micro-trincas que se propagam durante a expansão de furo, resultando em trincas através da espessura do corpo de prova. A fração volumétrica da martensita tem um impacto significativo na distribuição das tensões na microestrutura.

No ensaio ECF, na condição de furo com folga de corte de 25 %, observa-se no aço TRIP780 uma variação maior nos três ensaios realizados, sendo também a única condição de furo que apresentou resultados inferiores ao DP780. Isto demonstra que o aço TRIP780 é mais sensível à qualidade da borda de corte por puncionamento do que o

aço DP780, o que requer atenção às condições utilizadas na fabricação dos flanges em *blanks* com esse material.

Embora o aço TRIP780 tenha apresentado melhor desempenho na capacidade média de expansão de furo, esse parâmetro é considerado baixo. A mesma dificuldade encontrada nos aços DP780 na estampagem de peças em que há esforços de estiramento de borda deverá ocorrer no aço TRIP780.

5.4 Ensaio Erichsen

Na TABELA XII são apresentados os resultados obtidos nos ensaios Erichsen.

TABELA XII – Altura máxima de penetração do punção obtida nos ensaios de embutimento Erichsen dos aços TRIP780 e DP780.

Aço	Resultados individuais (mm)			Valor médio (mm)
	Ensaio 1	Ensaio 2	Ensaio 3	
TRIP780	10,7	10,8	10,8	10,8
DP780	10,1	10,2	10,0	10,1

Conforme mencionado no item 3.5, os corpos de prova foram submetidos a ensaios biaxiais em forma de disco até o surgimento de ruptura. Assim como nos esforços uniaxial de tração, o aço TRIP780 apresentou maior capacidade de deformação até a ruptura (capacidade de estiramento) do que o aço DP780. O melhor desempenho do aço TRIP780 ante ao aço DP780 pode ser explicado pela microestrutura. De acordo com o descrito no item 3.2, a presença da austenita retida no aço TRIP780 confere ao aço um maior expoente de encruamento devido à transformação martensítica induzida por tensões locais geradas pela deformação plástica. Esse raciocínio também é aplicado para análise da FIGURA 5.11, onde é mostrada a relação típica entre a força de resistência do corpo de prova à deformação (força de estampagem) e a altura de deslocamento do punção registrada durante os ensaios. Observa-se que a diferença das cargas do punção entre os aços é pequena para pequenos deslocamentos do punção, contudo ela aumenta

com o avanço do punção. Para deslocamentos do punção superiores a 5 mm a força de estampagem do aço DP780 passa a ser inferior a do aço TRIP780 e este continua a se deformar além do ponto de fratura do aço DP780.

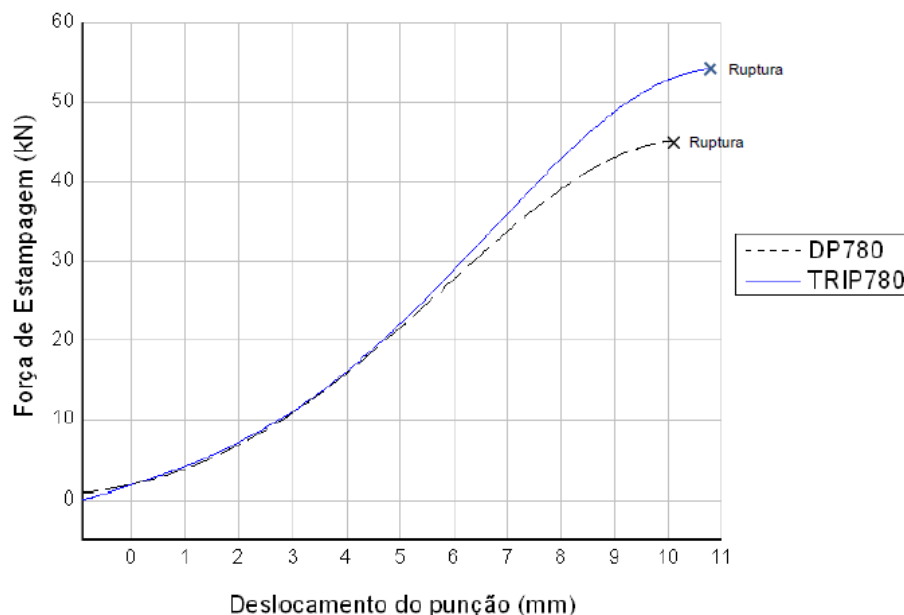


FIGURA 5.11 – Relação entre a força de estampagem e a altura de deslocamento do punção obtida durante ensaio Erichsen dos aços DP780 e TRIP780.

5.5 Razão Limite de Estampagem

Os resultados dos ensaios Swift realizados para a determinação do parâmetro RLE são apresentados na TABELA XIII

TABELA XIII - Razão Limite de Estampagem dos aços TRIP780 e DP780.

Aço	Diâmetro do corpo de prova (D_{CP})			Diâmetro do Punção (D_P)	RLE (D_{CP}/D_P)
	85 mm	90 mm	95 mm		
TRIP780	Ok	Ok	Rompeu	50 mm	1,90
DP780	Ok	Rompeu	Rompeu		1,80

O ensaio Razão Limite de Estampagem é um ensaio de estampabilidade que é dado pela razão do diâmetro máximo do corpo de prova estampado sem fraturas pelo diâmetro do

punção. O valor obtido no aço TRIP780 foi de 1,90 e no aço DP780 foi de 1,80. Em uma análise comparativa com os aços *Interstitial Free*, que apresentam excelente desempenho neste ensaio com valores próximos de 2,2, os valores obtidos nos aços TRIP780 e DP780 foram os esperados para essa classe de resistência. A capacidade de deformação sob embutimento do aço TRIP780 foi superior a do aço DP780, sendo capaz de suportar quase 6 % a mais de carga máxima de estampagem, o que permite inferir que ele terá melhor comportamento que o aço DP780 quando a confecção da peça demandar esforços típicos de embutimento profundo.

5.6 Curva Limite Conformação

As Curvas Limite de Conformação dos aços analisados, confeccionadas conforme recomendação da norma ISO 12004-2, a partir da técnica de Nakazima à estrição, são apresentadas na FIGURA 5.12.

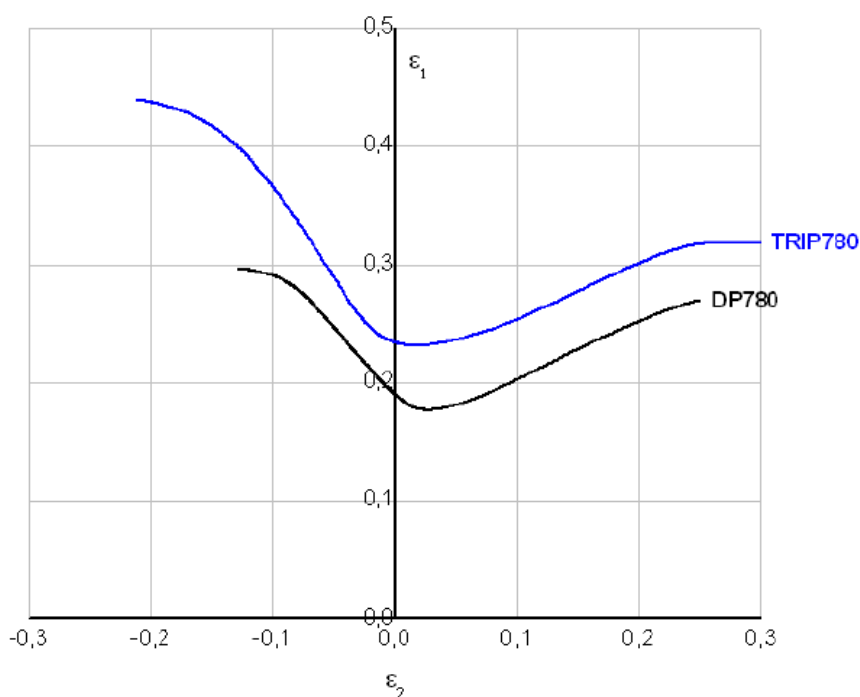


FIGURA 5.12 – Curvas Limite de Conformação para os aços TRIP780 e DP780.

A Curva Limite Conformação do aço TRIP780 é mais alta que a Curva Limite Conformação do aço DP780, mostrando que o aço TRIP780 apresenta melhor

conformabilidade no embutimento (lado esquerdo da curva), deformação plana e estiramento (lado direito da curva). A CLC_0 do aço TRIP780 foi de 0,33 e a CLC_0 do aço DP780 foi de 0,19. Desse modo, o aço TRIP780, comparado ao aço DP780, apresentou melhor desempenho em todos os modos de deformação cobertos pela CLC. Este resultado corrobora os obtidos nos demais ensaios, evidenciando a melhor estampabilidade desse aço em relação ao DP780.

5.7 Ensaios *Bake Hardening* (BH) e *Aging Index* (AI)

Os resultados obtidos nos ensaios BH são apresentados na FIGURA 5.13. Os corpos de prova foram pré-deformados a 2 %, recozidos a uma temperatura de 170 °C por 20 minutos e tracionados até a ruptura.

O valor BH obtido no aço TRIP780 foi próximo de 60 MPa, sendo superior a do aço DP780, próximo de 50 MPa. Ambos os aços apresentaram uma significativa capacidade de endurecimento após deformação e tratamento térmico, similar ao que ocorre durante a cura da pintura de peças automotivas.

Com base na análise de TIMOKHINA *et al.* (2010), infere-se que no aço DP780 o principal fator que afetou o efeito BH foi a formação de deslocações móveis na ferrita perto da interface ferrita/martensita como resultado da expansão de volume devido transformação da austenita em martensita durante resfriamento. Essas deslocações foram ancoradas pelo carbono. Uma imagem com resolução a nível atômico mostrou uma segregação de carbono para possíveis deslocações na ferrita do aço *Dual Phase*. Por esta razão, a presença do patamar de escoamento e aumento no limite de escoamento podem ser resultados da geração de deslocações móveis na ferrita que são bloqueadas pelo carbono.

Conforme relatado por WANG *et al.* (2004) é difícil explicar o fenômeno BH no aço TRIP780 porque há muitos fatores que podem influenciar o mecanismo, como a transformação bainítica durante processamento desse aço, o enriquecimento da austenita retida com carbono, a fração volumétrica da martensita e o aumento das densidades das

deslocações na matriz ferrítica. Contudo, conforme descrito no item 3.7, acredita-se que para o aço TRIP780 analisado nesse estudo, à medida que alguma deformação foi aplicada, as deslocações nas interfaces dos constituintes foram desancoradas e direcionadas para o interior dos grãos de ferrita. Com o tratamento térmico de envelhecimento, o carbono se distribuiu uniformemente entre as deslocações, ancorando-as e resultando em um aumento do valor BH.

A susceptibilidade ao envelhecimento natural foi avaliada mediante a determinação do índice de envelhecimento, AI, ou *Aging Index*. Os corpos de prova foram pré-deformados a 8 % e recozidos uma temperatura de 100 °C por 1 hora. Posteriormente, os corpos de prova foram tracionados até a ruptura, sendo medido o valor do limite de escoamento. No aço TRIP780 esse parâmetro foi de aproximadamente 40 MPa, e no aço DP780 foi de aproximadamente 25 MPa o que significa que estes aços apresentam susceptibilidade ao envelhecimento à temperatura ambiente entre a sua produção e utilização, sendo superior no aço TRIP780.

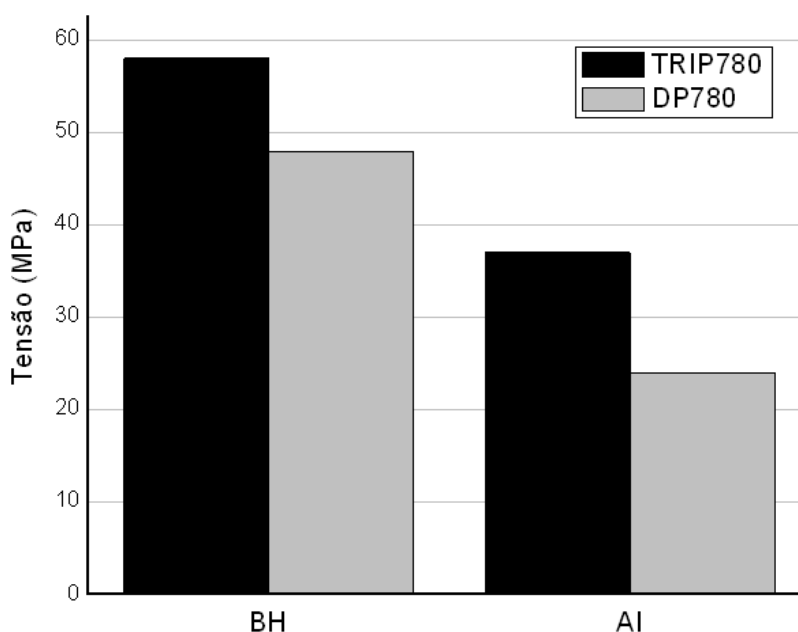


FIGURA 5.13 – Índices BH e AI dos aços TRIP780 e DP780.

6. CONCLUSÕES

Os resultados dos ensaios realizados mostraram que o aço TRIP780, eletrogalvanizado com zinco puro, apresentou desempenho superior ao do aço DP780, galvanizado por imersão a quente com zinco puro, de mesma espessura nominal, em todos os modos de estampagem avaliados, além de superior capacidade de endurecimento no envelhecimento após deformação (efeito BH), o que proporciona um incremento na resistência mecânica final dos componentes fabricados. Com relação ao ensaio de expansão de furo, observa-se que o acabamento da borda do flange antes da conformação pode influenciar o desempenho dos aços DP780 e TRIP780, exigindo uma atenção maior na utilização em peças cuja estampagem envolve esforços de estiramento de borda e às condições das ferramentas e folga de cortes utilizadas. De uma forma geral, conclui-se que os aços TRIP780 e DP780 são boas opções para aplicação no setor automotivo, principalmente em componentes que requeiram elevada resistência mecânica e boa conformabilidade para a sua fabricação.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Identificar a correlação existente entre expoente de encruamento e a deformação, medidos em ensaios de tração, e a fração de austenita transformada em aço TRIP quando exposto a diferentes quantidades de deformações trativas.
2. Avaliar o efeito do estado de deformação na transformação martensita do aço TRIP.
3. Realizar análise comparativa na capacidade de absorção de energia sob esforços de impacto de aços TRIP e DP de mesma classe de resistência.
4. Avaliar o fenômeno de retorno elástico em aços TRIP.
5. Avaliar a suscetibilidade ao envelhecimento à temperatura ambiente do aço TRIP, em amostras de chapas armazenadas à temperatura ambiente durante períodos de tempo de até 1 ano.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

WAGONER, R.H., CHAIR, G, R, S., Advanced High Strength Steel Workshop. Department of Materials Science and Engineering. The Ohio State University. Columbus, Ohio, USA, 2006.

ASTME45-05/09, Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel. Copyright © ASTM International, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959, United States.

ANAZAWA, R.W., Caracterização Mecânica e Microestrutural de um Aço 300m com Microestrutura Multifásica. Tese de Doutorado. Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista. Guaratinguetá, Brasil, 2007.

BHADESHIA, H. K. D. H., HONEYCOMBE, S.R., Steels Microstructure and Properties, Third edition, 1-357, Published by Elsevier Ltd, 2006.

BAKER, L.J., DANIEL, S.R., PARKER, J.D. Metallurgy and processing of ultra low carbon bake hardening steels; Materials Science and Technology; Vol.18; 255-368, April 2002.

BELLHOUSE, E.M., MCDERMID, J.R., Effect of Continuous Galvanizing Heat Treatments on the Microstructure and Mechanical Properties of Al-Si TRIP Steels, Hamilton, Ontario, Canada, 1-10, September, 2007.

BLECK, W., FREHN, A., OHLERT, J. Niobium In Dual Phase And Trip Steels, Aachen, Germany, 1-26, 2001.

BOLLE, B., PETITE.J., GILLES, M., SRITI, I., GILGERT, J., AZARI, Z. Changes in the mechanical properties of galvanized TRIP steels. 525-533, France and Belgium, September 2007.

CBMM, COMPANHIA BRASILEIRA DE METALURGIA E MINERAÇÃO. Niobium information – Dual Phase and TRIP steels, 1-4, 1997.

CHIANG, J., LAWRENCE, B., BOYD, J.D., PILKEY, A.K. Effect of microstructure on retained austenite stability and work hardening of TRIP steels. *Materials Science and Engineering A* 528, 4516–4521, Canada, 2011.

ČIKMIŠ, A.T., PEPELNJAK, T., HASANBEGOVIĆ, S. Experimental Determination of Forming Limit Diagram. *Trends in the Development of Machinery and Associated Technology* Bosnia and Herzegovina, and Slovenia, 1-4, September, 2010.

FONSECA, F.A.V., COSTA, F.S., TAISS, E.J.M, LIMA, H.R., Aço Bifásico Processado via Linha de Galvanização Contínua – Revisão e Estágio Atual de Produção na Usiminas/Unigal. *Contribuição Técnica ao 42º Seminário de Laminação da ABM - Processos e Produtos Laminados e Revestidos*, 1-10, Santos, SP, 25 a 28 de outubro de 2005.

GIPIELA, M.L., Estudo Da Expansão De Furos e Conformabilidade De Chapas De Aço Multifásico CPW800, Universidade Federal do Paraná, 1-184, Curitiba, 2012, Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica).

HAN, S., SEONG, H., AHN, Y., GARCIA, C.I., DEARDO, A.J., KIM, I., Effect of Alloying Elements and Coiling Temperature on the Recrystallization Behavior and the Bainitic Transformation in TRIP Steels. *Volume 15*, 521-529, USA and Korea, August 26, 2009.

HASEGAWA, K., KAWAMURA, K., URABE, T., HOSOYA, Y. Effects of Microstructure on Stretch-flange-formability of 980 MPa Grade Cold-rolled Ultra High Strength Steel Sheets. *Volume 44*, 603-609, October 17, Japan, 2003.

ISO 12004-2 - Metallic materials — Sheet and Strip — Determination of forming limit curves — Part 2: Determination of forming-limit curves in laboratory, First Edition, Outubro, 2008.

ISO/TS 16630 – Metallic materials – Method oh hole expanding test. First Edition 2003.

KARELOVA, A., KREMPASZKY, C., WERNER, E., HEBESBERGER, T., PICHLER, A., Influence of The Edge Conditions on The Hole Expansion Property of Dual-Phase and Complex-Phase Steels. *Materials Science And Technology*, 159-169, September, 2007.

KEELER, S. Enhanced Forming Limit Diagram. Project Team Technology Report, Southfield, Michigan, 1-52, 2003.

KRIEGER, M., JANECEK, M., ESTRIN, Y., Bake Hardening Behaviour Of Two Cold Rolled Dual Phase Steels Subjected To Advanced Galvanizing Processing Routes. 1-14, Czech Republic and Australia, 2008.

KUMAR, D. R. Formability analysis of extra-deep drawing steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 130-131., p. 31-41, 2002.

KUZIAK, R., KAWALLA, R., WAENGLER, S. Advanced high strength steels for automotive industry, Gliwice, Poland, Volume VIII, 103-117, 2008.

MARQUES, R, J, A., Avaliação da Resistência à Corrosão de Aços IF Revestidos com Zinco e Ligas de Zinco-Ferro Destinados a Indústria Automobilística. Dissertação de Mestrado Apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte, Brasil, 2008.

MARTINS, C. H., Efeitos das Adições de Mo+V e Ti+Nb na Microestrutura e Propriedades Mecânicas de um Aço C-Mn-Cr Multifásico Submetido a Processamento Termomecânico. Tese de Doutorado. Rede Temática em Engenharia de Materiais. Novembro de 2013.

MARRA, K.M., TAISS, E.J.M, MIYAMURA, R.T., Aços Dual-Phase na Construção Automotiva e em Implementos Rodoviários, 1-7, Society of Automotive Engineers, Brasil, 2010.

MARRA, K.M., Aços Dual Phase da Usiminas. 2º Workshop Sobre Inovações Para o Desenvolvimento de Aços de Elevado Valor Agregado, ABM, Brasil, 2008.

MAZZAFERRO, C.C.P. Soldagem a Ponto Por Fricção e Mistura Mecânica De Um Aço TRIP 800: Processo, Microestrutura e Propriedades. Porto Alegre, 2008, 99p, Tese (Doutorado em Engenharia) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

MENEGAZ JÚNIOR, G, B,. Estampabilidade de Chapas de Aço com Recobrimento Superficial. Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte, Brasil, 2003.

MURARI, F.D. Cinética de Envelhecimento de Aços *Dual Phase* de Baixa Resistência Mecânica Laminados a Frio. Belo Horizonte, MG, 2009, 152p, Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica) – Universidade Federal de Minas Gerais.

MURARI, F.D., MELO, T.M.F., GONZALES, B.M., Estudo Do Envelhecimento após Deformação em um Aço *Dual Phase* de Baixa Resistência Mecânica Laminado a Frio. São Paulo, vol. 6, 108-112, outubro-dezembro 2009.

NARAYANASAMY, R., NARAYANAN, C.S., PADMANABHAN, P., VENUGOPALAN, T. Effect Of Mechanical And Fractographic Properties On Hole Expandability Of Various Automobile Steels During Hole Expansion Test, London, 365-380, March 2009.

PARISH, C.M., Fundamental Study of Phase Transformation in Si-Al TRIP steels. Master of Science in Material Science and Engineering. North Carolina State University. 277p, 2000.

QUEIROZ, R.R.U., CUNHA, F.G.G., GONSALEZ, B.M., Study of dynamic strain aging in dual phase steel. *Materials Science and Engineering A* 543, 84– 87, Brazil, 2012.

RAMAZANI, A., BRUEHL, S., GERBER, T., BLECK, W., PRAHL, U. Quantification of bake hardening effect in DP600 and TRIP700 steels. *Materials and Design* 57. Germany and USA, 479-486, 2014, Journal Homepage: www.elsevier.com/locate/matdes.

REGE, J.S., INAMUZI, T., NAGATAKI, Y., URABE, T., SMITH, G., ZUIDEMA, B., DENNER, S. Development of HDGGI/HDGGA Dual Phase Steel Family (DP500, DP600, DP800, DP1000) at National Steel Corporation, Tokyo, 391-404, 2002.

ROCHA, R. O., MELO, T. M. F., SANTOS, D. B. Influence of Continuous Annealing Conditions on the Microstructure and Mechanical Properties of a C-Mn Dual Phase Steel, Ipatinga, MG, 1-6, 2009.

SADAGOPAN, S., URBAN, D. Formability Characterization Of A New Generation Of High Strength Steels, United States, 1-171, May 2003.

SANTOS, R.A., TIGRINHO, L.M.V., FILHO, R.A.C., MARCONDES, P.V.P. Avaliação Da Curva Limite De Conformação Usando o Teste de Marciniak Comparando Com Teste De Nakazima Para Avaliação De Chapa De Aço De Alta Estampabilidade. Curitiba – Paraná – Brasil, 1-10, 2007.

SARWAR, M., AHMAD, E., QURESHI, K.A., MANZOOR, T. Influence of epitaxial ferrite on tensile properties of dual phase steel. www.sciencedirect.com. 335-340, Pakistan, 2007.

SEYEDREZAI, H., PILKEY, A.K., BOYD, J.D. Effect of pre-IC annealing treatments on the final microstructure and work hardening behavior of a dual-phase steel. *Materials Science & Engineering A* 594, 178–188, Canada, 2014.

SHAFFER, J. S., PHILIP, A. M., MORRIS Jr., J.W. *The Micromechanisms of Surface Friction in Zinc Electroplated Steel Sheets*. Proceeding of The International Conference on Zinc and Zinc Alloy Coated Steel Sheet (GALVATECH), Tokyo: 1989, p.338-344.

SNICK, A.V., VANDERSCHUEREN, D., VANDEPUTTE, S., DILEWIJNS, J. Influence of carbon content and coiling temperature on hot and cold rolled properties of bake hardenable Nb – ULC steels, 225-232, Belgium, 1998.

SRIVASTAVA, A. K.; BHATTACHARJEE B.; JHAB, G.; GOPEB N.; SINGH S. B. – Microstructural and mechanical characterization of C–Mn–Al–Si cold-rolled TRIP-aided steel. *Materials Science and Engineering A*. 445–446, 2007.

TIGRINHO, L.M.V., SANTOS, R.A., SOUZA, G.S., FILHO, R.A.C., MARCONDES, P.V.P. Análise da Fratura e Determinação das Propriedades Mecânicas do Aço DP600. 6º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação. Associação Brasileira de Engenharia e Ciências Mecânicas, Caxias do Sul, RS, Brasil, 2011.

TIMOKHINA, I.B., PERELOMA, E.V., RINGER, S.P., ZHENG, R.K., HODGSON, P.D. Characterization of the Bake-hardening Behavior of Transformation Induced Plasticity and Dual-phase Steels Using Advanced Analytical Techniques. Volume 50, 574-582, Australia, February 6, 2010.

TSIPOURIDIS, P., Mechanical Properties of Dual Phase Steels. Doctor-Ingenieurs. Munich, Germany, 122p, June, 2006.

UTHAISANGSUK, V.; PRAHL, U.; BLECK, W. Modelling of damage and failure in multiphase high strength DP and TRIP steels. *Engineering Fracture Mechanics*, 78., p. 469–486, 2011.

ULSAB-AVC Consortium - Body Structure Materials. *Advanced Vehicles Concepts*, Technical Transfer Dispatch #6, 1-52, May, 2001.

WORLD AUTO STEEL. *Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guidelines* Version 4.0, 1-163, March 2009.
<http://www.worldautosteel.org/projects/ahss-guidelines/>

ZHANG, J., FU, R., ZHANG, M., LIU, R., WEI, X., LI, L. Bake hardening behavior of TRIP and Dual Phase steels, volume 15, number 2, page 132, Beijing, April 2008.