

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS**  
**Programa de Mestrado Profissional em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas**

Dissertação de Mestrado

“Análise da Conformabilidade do Aço Ferrita Bainita, Comparativamente aos Aços Dual Phase e Microligado das Classes de 600 MPa de Limite de Resistência”

Autor: Petrus Barros Barcelos  
Orientador: Prof. Paulo Roberto Cetlin

Junho/2019

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS**  
**CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MINAS**

Petrus Barros Barcelos

“Análise da Conformabilidade do Aço Ferrita-Bainita, Comparativamente aos Aços Dual Phase e Microligado das Classes de 600 MPa de Limite de Resistência”

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

Área de concentração: Metalurgia da Transformação

Orientador: Prof. Paulo Roberto Cetlin

Belo Horizonte  
Escola de Engenharia da UFMG  
2019

B242a	<p>Barcelos, Petrus Barros. Análise da conformabilidade do aço ferrita-bainita, comparativamente aos aços dual phase e microligado das classes de 600 MPa de limite de resistência [recurso eletrônico] / Petrus Barros Barcelos. – 2019. 1 recurso online (86 f. : il., color.) : pdf.</p> <p>Orientador: Paulo Roberto Cetlin.</p> <p>Dissertação (mestrado profissional) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.</p> <p>Bibliografia: f. 77-86. Exigências do sistema: Adobe Acrobat Reader.</p> <p>1. Engenharia metalúrgica - Teses. 2. Metalurgia de transformação - Teses. 3. Aço de alta resistência - Teses. 4. Ferrita - Teses. I. Cetlin, Paulo Roberto, 1946-. II. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. III. Título.</p> <p style="text-align: right;">CDU: 669(043)</p>
-------	---

**FOLHA DE APROVAÇÃO**  
**(Secretaria do CPGEM)**

À minha querida e amada esposa, Nilma, pelo apoio e companheirismo, e a minha filha, e ao mesmo tempo, “cientista cuidadora” dos animais, Valentina.

Aos meus pais, Moisés e Ana Beatriz, que jamais mediram esforços para que eu pudesse alçar voos maiores.

Aos meus irmãos, Gláucio e Vinícius, pelo constante apoio e incentivo.

*“Seja um tipo simples de homem, seja algo que você ame e entenda.”*

Ronnie Van Zant

## AGRADECIMENTOS

O autor agradece a todos que, direta ou indiretamente, contribuíram para o planejamento, execução e conclusão deste trabalho e, de uma forma especial a:

Ao professor Dr. Paulo Roberto Cetlin pela dedicada orientação e sugestões apresentadas;

Aos Engenheiros Eduardo Cortes Sarmento e Pedro Olindo Pimentel pela confiança, incentivo e apoio para a realização deste trabalho;

À USIMINAS, através da Gerência Geral de Atendimento ao Cliente, Garantia da Qualidade e Produto;

Aos Engenheiros Marco Antônio Wolff e Felipe Pereira Finamor, pela orientação, pelas ideias e dedicação para que este trabalho se realizasse;

À minha esposa, a minha filha pelo incondicional apoio, ajuda em momentos difíceis, amor e confiança. Por entenderem a minha ausência, respeitar as minhas decisões, desejarem sempre o melhor para mim e sempre acreditaram em meu sucesso profissional;

E ao Adalto Verneck Costa, pela companhia, nos longos e também, bons momentos de estudos.

## SUMÁRIO

<b>LISTA DE FIGURAS</b> .....	<b>10</b>
<b>LISTA DE TABELAS</b> .....	<b>12</b>
<b>LISTA DE NOTAÇÕES</b> .....	<b>13</b>
<b>RESUMO</b> .....	<b>15</b>
<b>ABSTRACT</b> .....	<b>16</b>
<b>1. INTRODUÇÃO</b> .....	<b>17</b>
<b>2. OBJETIVO</b> .....	<b>19</b>
2.1 Geral.....	19
2.2 Específico .....	19
<b>3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	<b>20</b>
3.1. Aços Ferrita-Bainita (FB) .....	20
3.2. Aços Dual Phase (DP).....	21
3.3. Aços de Alta Resistência e Baixa Liga - <i>High Strength Low Alloy</i> (HSLA) ...	23
3.4. Estampagem .....	24
3.4.1. Estiramento.....	27
3.4.2. Embutimento Profundo .....	28
3.4.3. Conformabilidade de Borda.....	29
3.5. Ensaio de Tração. ....	30
3.5.1. Coeficiente de Anisotropia (r) .....	32
3.5.2. Coeficiente de Encruamento (n).....	36
3.6. Ensaio de Bake Hardening e Aging Index. ....	37
3.7. Estiramento Erichsen .....	40
3.8. Razão Limite de Estampagem (Método Swift).....	41
3.9. Expansão Cônica de Furo .....	42
3.10. Curva Limite de Conformação (CLC) .....	44
<b>4. METODOLOGIA</b> .....	<b>48</b>
4.1. Materiais .....	48
4.2. Procedimentos Experimentais .....	50
4.2.1. Amostragem.....	50
4.2.2. Dados dos Materiais Estudados.....	51
4.2.3. Análise Química .....	51
4.2.4. Análise Metalográfica via MEV e MO .....	52
4.2.5. Classificação das Inclusões .....	52
4.2.6. Ensaios de Tração .....	53



4.2.7. Ensaio de Bake Hardening e Aging Index .....	55
4.2.8. Ensaio Erichsen .....	56
4.2.9. Razão Limite de Estampagem (Método Swift).....	56
4.2.10. Ensaio de Expansão Cônica de Furo .....	57
4.2.11. Ensaio de Curva Limite de Conformação .....	58
<b>5. RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>59</b>
5.1. Composição química de Aciaria .....	59
5.2. Análise Metalográfica .....	60
5.2.1. Quantificação de microestrutura.....	64
5.3. Propriedades Mecânicas em Tração .....	66
5.3.1. Ensaio Bake Hardening e Aging Index .....	68
5.4. Ensaio de Estiramento Erichsen.....	69
5.5. Ensaio de Razão Limite de Estampagem (Método Swift) .....	71
5.6. Ensaio de Expansão Cônica de Furo .....	72
5.7. Ensaio de Curva Limite de Conformação .....	74
5.8. Análise Comparativa dos Resultados .....	75
<b>6. CONCLUSÕES.....</b>	<b>77</b>
<b>7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>78</b>

## LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1.1 - Especificação e avanço de aços AHSS na parte estrutural de um modelo atual. (KELLER e KIMCHI, 2017).....	18
FIGURA 3.1 – Exemplos de peças automotivas nas quais há predomínio de esforços de estiramento de borda durante estampagem. ....	20
FIGURA 3.2 - Microestrutura de um aço Ferrita-Bainita, sendo F, Ferrita e B, Bainita. (Adaptado de KELLER e KIMCHI, 2017).....	21
FIGURA 3.3 - Microestrutura de um aço Dual Phase sendo F, Ferrita e M, Martensita. (Ferreira e Tepedino, 2007).....	22
FIGURA 3.4 – Microestrutura de um aço HSLA 340/410. (Ferreira e Tepedino, 2007). ....	23
FIGURA 3.5 – Modelo básico usado na conformação de um copo, mostrando as deformações e tensões atuantes no flange, na parede e no fundo do copo (Bresciani et al., 1997).....	26
FIGURA 3.6 – Operação de Estiramento por Tração (Krelling, 2019). ....	28
FIGURA 3.7 – Operações que caracterizam a conformabilidade de bordas. As formas básicas de flangeamento (A, B e C) e flangeamento combinado (D, E e F) (Smith, 2010).....	29
FIGURA 3.8 - Corpo de Prova de Ensaio de Tração (Adaptado de Holt, 2000).....	30
FIGURA 3.9 – Máquina de Ensaio de tração esquemática (Callister, 2002).....	31
FIGURA 3.10 – Curvas tensão-deformação de ensaios de tração para (a) três aços, (b) três ligas de alumínio e (c) três plásticos (Adaptado de Holt, 2000). ....	31
FIGURA 3.11 – Representação das principais direções avaliadas para o cálculo da anisotropia planar (Bittencourt, 2014).....	34
FIGURA 3.12 – Relação entre anisotropia normal e a razão limite de estampagem (Marcondes, 2019). ....	35
Figura 3.13 – Curva esquemática da tensão verdadeira x deformação verdadeira para materiais com diferentes valores de n (Keeler, 2003).....	37
FIGURA 3.14 – 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).....	38
FIGURA 3.15 – Efeitos do envelhecimento após deformação na curva de tração de um aço baixo Carbono. $\Delta LE$ = variação no limite de escoamento devido ao envelhecimento, $eL$ = deformação de Lüders após o envelhecimento, $\Delta LR$ = variação no limite de resistência devido ao envelhecimento, $\Delta ALT$ = variação no alongamento por deformação total devido ao envelhecimento (adaptado de MURARI 2009).....	39
FIGURA 3.16 – Procedimento esquemático para determinação do Aging Index (adaptado de MURARI 2009). ....	40
FIGURA 3.17 - Dispositivo para ensaio Erichsen (ULSAB, 1995).....	41
FIGURA 3.18 - Aspecto do corpo de prova fraturado após ensaio de estampabilidade (adaptado de documentos internos da USIMINAS) .....	41
FIGURA 3.19 – Dispositivo para ensaio Swift (ULSAB,1995).....	42
FIGURA 3.20 – Desenho esquemático do esboço do ensaio Swift (Thomas, 2001). ....	42
FIGURA 3.21 – Esquema de um teste de expansão de furo (Oliveira, 2015). ....	43
FIGURA 3.22 – Trinca formada em um material através do teste de expansão de furo (Oliveira 2015).....	43
FIGURA 3.23 – Curva Limite de Conformação (MARRON et al, 1997). ....	45

FIGURA 3.24 – CPs utilizados no levantamento da CLC (adaptado de documentos internos da USIMINAS).....	46
FIGURA 3.25 – Formatos básicos assumidos pelos círculos marcados na superfície dos corpos de prova. As linhas tracejadas representam o círculo original. (BRANDÃO, 2015).....	47
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 (CAETANO, 2015) .....	49
FIGURA 4.2 – Dimensão da amostra .....	51
FIGURA 4.3 – Plano de corte dos corpos de prova nas três direções. ....	53
FIGURA 4.4 – Corpo de prova para o ensaio de tração à temperatura ambiente. ....	54
FIGURA 4.5 – Prensa Universal Erichsen. (adaptado de documentos internos da Usiminas).....	56
FIGURA 4.6 – Plano de corte da amostra com 1 furo a 45 mm da borda .....	58
FIGURA 4.7 – Aspecto de superfície da amostra com a malha quadrada. ....	58
FIGURA 5.1 – Aspecto representativo de inclusões da amostra FB580. Sem ataque. Ampliação original: 200x. ....	60
FIGURA 5.2 – Aspecto representativo de inclusões da amostra DP600. Sem ataque. Ampliação original: 200x. ....	61
FIGURA 5.3 – Aspecto representativo de inclusões da amostra HSLA550. Sem ataque. Ampliação original: 200x.....	61
FIGURA 5.4 - Microestrutura típica do material das amostras analisadas, vista a ¼ da espessura, em seção longitudinal à direção de laminação, via MO. Ataque: Nital 4%. ....	63
FIGURA 5.5 - Microestrutura típica do material das amostras analisadas, vista a ¼ da espessura, em seção longitudinal à direção de laminação, via MEV. Ataque: Nital 4%.....	64
FIGURA 5.6 - Índices BH e AI dos aços FB580, DP600 e HSLA550. ....	68
FIGURA 5.7 – Resultados do ensaio de estiramento Erichsen das amostras analisadas.....	70
FIGURA 5.8 - Classificação segundo a norma ABNT NBR 5915.....	71
FIGURA 5.9 – Curvas Limite de Conformação dos aços avaliados, determinadas pela técnica de Nakajima à estricção, segundo recomendações da norma ISO 12.004-2	74
FIGURA 5.10 – Graduação das variáveis de conformabilidade e propriedades fundamentais dos aços analisados.....	76

## LISTA DE TABELAS

TABELA III.1 – Tensões e deformações em função do modo de deformação. ....	27
TABELA IV.1 – Identificação das amostras dos aços. ....	51
TABELA IV.2– Faixas de composição química especificadas em porcentagem para os aços Ferrita Bainita, Dual Phase e HSLA, segundo normas de montadoras automotivas nacionais. ....	52
TABELA IV.3 – Dimensões do corpo de prova para o ensaio de tração (mm).....	54
TABELA IV.4 – Faixas de propriedades mecânicas especificadas para os aços Ferrita Bainita, Dual Phase e HSLA, segundo normas de montadoras automotivas nacionais. ....	55
TABELA IV.5 – Dimensões dos corpos de prova para realização do ensaio Razão Limite de Estampagem.....	57
TABELA V.1 – Composição química das amostras dos aços analisados .....	59
TABELA V.2 – Classificação de inclusões das amostras analisadas.....	60
TABELA V.3 – Fração volumétrica dos microconstituintes do aço FB580. ....	64
TABELA V.4 – Fração volumétrica dos microconstituintes do aço DP600.....	65
TABELA V.5 – Fração volumétrica dos microconstituintes do aço HSLA550.....	65
TABELA V.6 – Propriedades mecânicas em tração (resultados correspondem à média de três corpos de prova ensaiados).....	66
TABELA V.7 – Índices de estiramento Erichsen das amostras planas analisadas....	70
TABELA V.8 – Razão Limite de Estampagem (RLE) dos aços analisados.....	72
TABELA V.9 – Capacidade de expansão cônica de furo ( $\lambda$ ) das amostras analisadas, obtida a partir de ensaios realizados segundo a norma ISO TS 16.630. ....	72

## LISTA DE NOTAÇÕES

AHSS	Advanced High Strength Steels
Alo	Alongamento total
BH	Bake Hardening
CLC	Curva Limite de Conformação
CP	Corpo de Prova
Cl	Cloro
Df	diâmetro final do furo
Di	diâmetro inicial do furo
DP	Dual Phase
FB	Ferrita-Bainita
HSLA	High Strength Low Alloy
ISO	International Standard Organization
LE	Limite de Escoamento
LR	Limite de Resistência
LE/LR	Razão Elástica
MPa	Mega Pascal
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
MO	Microscópio óptico
N	Nitrogênio
Nb	Nióbio
P	Fósforo
Pb	Chumbo
Ti	Titânio
V	Vanádio
Zn	Zinco

d	Diâmetro médio dos grãos
$\lambda$	Expansão de furo
$\sigma_1$	Tensão verdadeira
$\sigma_0$	Tensão necessária para movimentação das discordâncias
$\varepsilon_1$	Maior deformação na CLC
$\varepsilon_2$	Menor deformação na CLC
$S_0$	Área Inicial do corpo de prova de tração
k	Coefficiente de Resistência do Contorno de Grão
n	Expoente de encruamento
r	Coefficiente de anisotropia ou coeficiente de Lankford

## RESUMO

A família de aços avançados de alta resistência (AHSS) continua a evoluir e crescer em aplicação, especialmente na indústria automotiva. Novos tipos de aço já estão sendo usados para melhorar o desempenho dos veículos nas estradas, e esses aços emergentes serão cada vez mais utilizados.

Atualmente, dois grupos de aço já possuem um amplo histórico de produção bem sucedida e são amplamente utilizados na indústria automotiva: o aço Dual Phase (DP) e os aços Microligados ao Titânio e ao Nióbio (HSLA). Além disso, o aço Ferrita-Bainita (FB) vem ganhando espaço na estrutura dos automóveis, principalmente em peças que requerem esforços tais como estiramento de borda (flangeamento) e alta expansão de furo.

Este estudo visa realizar uma análise da conformabilidade do aço Ferrita Bainita da classe 600 MPa de resistência, comparando-o com os aços das classes Dual Phase e HSLA também de 600 MPa de resistência.

As etapas foram de produção das bobinas, retiradas de amostras e realização dos ensaios de Tração, Efeito BH, Age Index, Análise Metalográfica via Microscópio Eletrônico de Varredura e Microscópio Óptico, Estiramento Erichsen, Razão Limite de Embutimento (Método Swift), Ensaio de Expansão Cônica de Furo e CLC (Curva Limite de Conformação).

Os resultados dos ensaios realizados mostraram que o aço DP600 apresentou um melhor desempenho em se tratando de modo de deformação por estiramento biaxial, por vez, os aços FB580 e HSLA550 apresentaram o mesmo desempenho no modo de deformação por embutimento profundo e foi o aço DP600 que apresentou a maior deformação principal  $\epsilon_1$  na CLC. O aço FB580 apresenta melhor desempenho no modo de deformação por estiramento de borda e flange, tornando essa a principal vantagem desse aço frente aos outros dois avaliados, o que o torna mais indicado para a fabricação de peças nas quais as operações de flangeamento são mais severas.

**Palavras-chave:** Ferrita Bainita, Dual Phase, HSLA, Aços de Alta Resistência, Conformabilidade.

## ABSTRACT

The advanced high strength steel family (AHSS) continues to evolve and grow in application, especially in the automotive industry. New types of steel are already being used to improve the performance of vehicles on the roads, and these emerging steels will be increasingly used.

Currently, two steel groups already have a long history of successful production and are widely used in the automotive industry: the Dual Phase (DP) steel and Titanium and Niobium (HSLA) microalloyed steels. At the same time, the Bainitic Ferrite (FB) steels have been gaining space in the structure of an automobile mainly in parts that require efforts such as edge stretching (flanging) and high hole expansion.

This study aims to perform an analysis of the formability of a Bainitic Ferrite steel of the class 600 MPa of strength and compare it with the steels of the classes Dual Phase and HSLA also of 600 MPa of strength.

The steps followed in this work were: producing the coils, obtaining samples and carrying out the following tests: tension, BH Effect, Age Index, Metallographic Analysis, MEV and MO, Erichsen Stretch, Limit Drawing Ratio (Swift Method), Conical Hole Expansion Test and CLC (Conformation Limit Curve).

The results of the tests showed that the DP600 steel presented better performance in biaxial stretch deformation mode, at the same time, the FB580 and HSLA550 steels presented the same performance in the deep drawing deformation mode and it was the DP600 steel that presented the major  $\epsilon_1$  major deformation in the CLC. FB580 steel presents better performance in the deformation mode by edge and flange stretching, which is the main advantage of this steel compared to the other two evaluated, which makes it more suitable for the manufacture of parts in which the operations of flanging are more severe.

**Keywords:** Bainitic Ferritic, Dual Phase, HSLA, High Strength Steels, Formability.



## 1. INTRODUÇÃO

A indústria automobilística é um dos maiores mercados para aços de alta resistência. Nas últimas décadas a crescente demanda por carros mais seguros, econômicos e menos poluentes exigiu das montadoras, siderúrgicas e comunidade científica investimentos na pesquisa de novos aços. O resultado foi o aumento significativo na utilização de aços avançados de alta resistência nos automóveis, como pode ser observado na figura 1.1.

Com a crescente utilização dos aços avançados de alta resistência - AHSS (Advanced High Strength Steel) procura-se cada vez mais pesquisar a importância dos parâmetros como o limite de resistência, limite de escoamento, alongamento percentual uniforme, grau de encruamento e índice de anisotropia, que são parâmetros influentes no desempenho de materiais nos processos de conformação, permitindo as indústrias conhecer melhor estas variáveis e entender a conformabilidade das chapas utilizadas que, em parte, pode garantir que as peças produzidas serão estampadas sem maiores problemas.

Dentre os diferentes tipos de aços atualmente utilizados na indústria automotiva estão os aços Dual Phase (DP) e High Strength Low Alloy (HSLA). Estes aços têm sido empregados em peças estruturais e de segurança de veículos, tais como longarinas, travessas e reforços. Embora possuam uma excelente combinação entre resistência mecânica e ductilidade, estes materiais, notadamente o Dual Phase, apresentam uma baixa capacidade de suportar deformações em regiões de bordas/flanges expostas a esforços de estiramento. Esta deficiência limita a ampliação da sua aplicação, visto que este tipo de esforço é bastante comum durante a fabricação de peças estruturais.

Para contornar esse problema, as siderúrgicas têm buscado o desenvolvimento de aços com microestruturas formadas por constituintes mais similares em termos de comportamento mecânico, que é um fator reconhecido por aperfeiçoar esta capacidade específica de deformação do material. A bainita tem sido utilizada como o provedor da resistência mecânica, enquanto a ductilidade, na maioria dos casos expostos, continua sendo atribuída à ferrita. Os aços de microestrutura ferrita bainita (FB), portanto, surgem como uma alternativa a aços que são comumente utilizados em aplicações que requerem estiramento de borda.

O presente estudo concentra-se na avaliação da conformabilidade do aço Ferrita Bainita da classe de 600 MPa de limite de resistência, tendo como referência o comportamento dos aços DP600 e HSLA550, de classes de resistência similares do material avaliado.

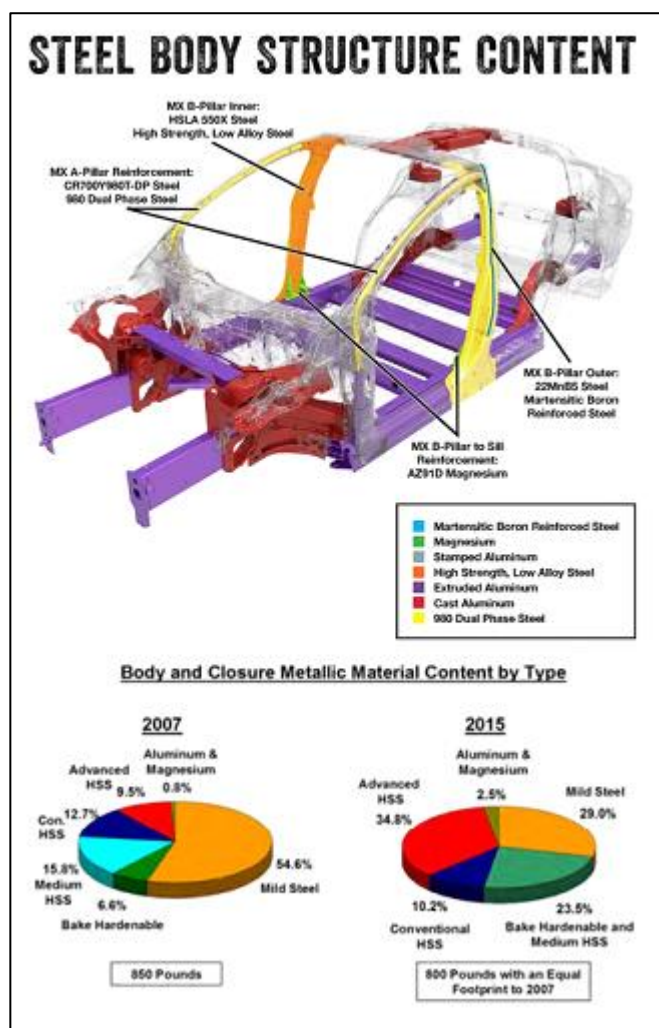


FIGURA 1.1 – Especificação e avanço de aços AHSS na parte estrutural de um modelo atual. (KELLER e KIMCHI, 2017).

## **2. OBJETIVO**

### **2.1 Geral**

Comparar a conformabilidade do aço Ferrita-Bainita da classe de 600 MPa de resistência com a dos aços das classes Dual Phase e HSLA de 600 MPa de resistência.

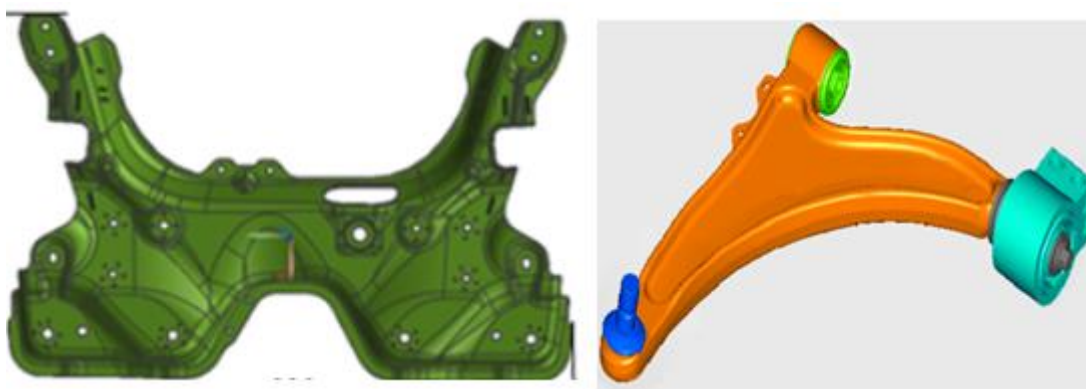
### **2.2 Específico**

Caracterizar os aços quanto a Ensaios de Tração, Bake Hardening (BH) e Aging Index (AI), Ensaios simulativos de estampagem Erichsen, Razão Limite de Estampagem, Expansão Cônica de Furo e Curva Limite de Conformação.

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1. Aços Ferrita-Bainita (FB)

Os aços FB são utilizados para atender requisitos específicos de componentes que requerem deformações elevadas em regiões de bordas/flanges expostas a esforços de estiramento. Esse tipo de esforço predomina, por exemplo, no berço e no braço de suspensão, apresentados na figura 3.1.



Berço da Suspensão

Braço da Suspensão

FIGURA 3.1 – Exemplos de peças automotivas nas quais há predomínio de esforços de estiramento de borda durante estampagem.

Esses aços possuem uma microestrutura de ferrita fina e bainita. O endurecimento é obtido por refinamento de grãos e precipitação de segunda fase com bainita.

A ferrita é um constituinte formado por uma solução sólida de carbono em ferro alfa (CCC). É o constituinte mais macio dos aços e também o mais maleável. A solubilidade máxima do carbono no ferro é de 0,008 %. A ferrita apresenta-se nos aços como constituinte e misturada com a cementita para formar parte da perlita. Se o aço é muito pobre em carbono, sua estrutura está formada quase que totalmente por grãos de ferrita cujos limites podem ser revelados facilmente com o microscópio, depois de um ataque com ácido nítrico diluído.

A bainita é o constituinte que se obtém na transformação isotérmica da austenita quando a temperatura do banho de resfriamento é de 250 a 580 °C. Apresenta dois tipos de estrutura: a bainita superior, de aspecto arborescente, formada a 400 – 580 °C, composta por uma matriz ferrítica contendo carbonetos, e a bainita inferior, formada a 250 – 400 °C, que tem um aspecto similar ao da martensita e é constituída

por agulhas alargadas de ferrita contendo finas placas de carbonetos (VENSON, 2013).

A figura 3.2 mostra a microestrutura do aço FB 450/600, com limite de escoamento de 450 MPa e limite de resistência de 600 MPa. Os aços FB estão disponíveis como produtos laminados a quente e laminados frio; esse último pode ser fornecido com o revestimento eletro galvanizado.

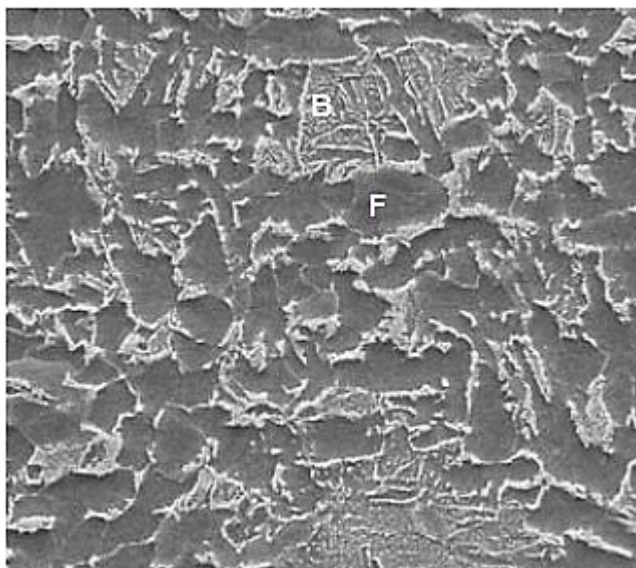


FIGURA 3.2 - Microestrutura de um aço Ferrita-Bainita, sendo F, Ferrita e B, Bainita. (Adaptado de KELLER e KIMCHI, 2017).

A principal vantagem dos aços FB sobre os aços HSLA e DP é a capacidade de estiramento de borda, medida em laboratório pelo teste de expansão do furo ( $\lambda$ ) (ISO/TS 16630, 2003). Em comparação com os aços HSLA com o mesmo nível de resistência, os aços FB também possuem maiores expoente de endurecimento por deformação (valor  $n$ ) e alongamento total.

Devido à sua boa soldabilidade, os aços FB são considerados para aplicações em “tailored blanks”. Estes aços também são caracterizados por bons desempenhos de colisão e boas propriedades de fadiga (KELLER e KIMCHI, 2017).

### **3.2. Aços Dual Phase (DP)**

Os aços Dual Phase (DP), conforme sua terminologia, são compostos por duas fases, conjugando uma fase macia (ferrita) para propiciar uma boa ductilidade, e uma fase resistente (martensita) para fornecer maior resistência ao aço, como mostra a figura 3.3.

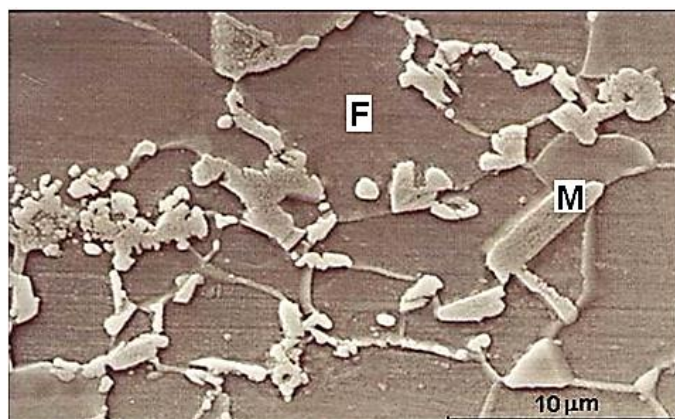


FIGURA 3.3 - Microestrutura de um aço Dual Phase sendo F, Ferrita e M, Martensita. (Ferreira e Tepedino, 2007).

A martensita é uma solução sólida, intersticial, supersaturada de carbono em ferro tetragonal, correspondendo a uma estrutura CCC distorcida. É o constituinte estrutural da têmpera dos aços e sua microestrutura apresenta-se na forma de agulhas cruzadas. O carbono em excesso distorce a estrutura cristalina, tornando-a tetragonal de corpo centrado (TCC) e que é a responsável pela dureza da martensita. (VENSON, 2013).

Os principais mecanismos de endurecimento dos aços Dual Phase são por refino de grão ferrítico, por solução sólida e por transformação de fase. A resistência dos aços DP é ajustada de acordo com a fração de martensita e pela quantidade de carbono nela contida. (CHANG, 1985 e KONIECZNY, 2001).

Os aços Dual Phase se caracterizam por exibirem um ampla variedade de resistência mecânica à tração que pode variar, normalmente, de 450 à 1200 MPa, e devido ao fato desses aços apresentarem baixo valor de limite de escoamento e alto limite de resistência, obtem-se uma baixa razão elástica; esses aços possuem grande potencial para aplicação em diversos setores da indústria, principalmente na automotiva, sendo amplamente aplicados em peças estruturais dos veículos, tais como para-choques e barras laterais. (MARRA, 2010).

Outras características do aço Dual Phase são a ausência de patamar de escoamento definido e um elevado encruamento para pequenas deformações, que são proporcionadas, respectivamente, pela movimentação e interação mútua de discordâncias situadas na interface ferrita-martensita, oriundas da transformação martensítica (DIETER, 1981).

Os aços Dual Phase normalmente são comercializados como laminados a quente ou a frio, sendo que este último pode ser vendido na condição revestido (revestimento metálico contendo principalmente Zn) ou não revestido.

### 3.3. Aços de Alta Resistência e Baixa Liga - *High Strength Low Alloy* (HSLA)

Os aços de alta resistência e baixa liga, laminados a frio e revestidos são produtos com limite de escoamento na faixa de 350 MPa a 500 MPa, com alta razão elástica, ou seja, a razão entre seu limite de escoamento e de resistência, (0,75 a 0,85), com uma microestrutura, geralmente, composta por ferrita e perlita (figura 3.4) e com teor de carbono variando dentro da faixa de 0,03% a 0,07%.

A perlita é formada por uma mistura de duas fases resultante da decomposição euteoide da austenita, produzida a 723 °C quando a composição do aço é de 0,8 % de carbono. Sua estrutura é constituída por lâminas alternadas de ferrita e cementita, sendo a espessura das lâminas de ferrita superior à das de cementita; estas últimas ficam em relevo depois do ataque com ácido nítrico. A perlita é mais dura e resistente que a ferrita, porém mais macia e maleável que a cementita. Apresenta-se em forma laminar, reticular e globular. (VENSON, 2013).

O endurecimento desses aços, que são microligados ao Nb, Ti e V, é promovido principalmente pelo elevado refino de grão ferrítico e pela precipitação de carbonetos, nitretos e/ou carbonitretos desses elementos na ferrita. (FERREIRA e TEPEDINO, 2007).

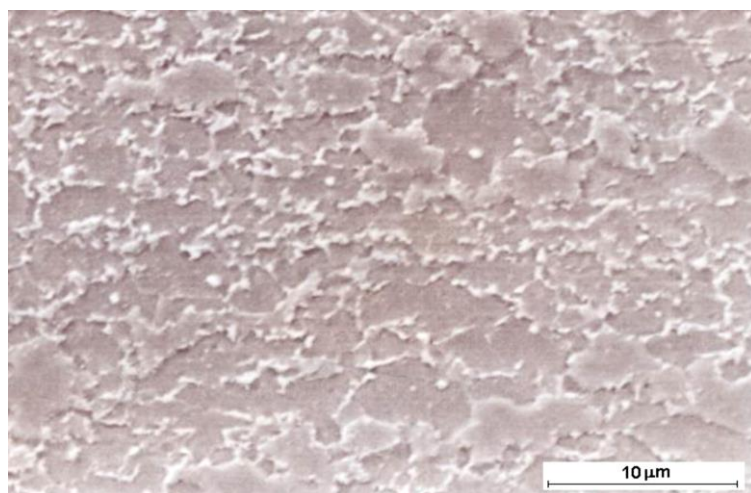


FIGURA 3.4 – Microestrutura de um aço HSLA 340/410. (Ferreira e Tepedino, 2007).

O endurecimento por refino de grão foi primeiramente estudado por Hall (1951) e Petch (1953) que desenvolveram a consagrada expressão que relaciona o limite de escoamento com o tamanho de grão ferrítico (equação 3.1).

$$\sigma = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (3.1)$$

Sendo  $\sigma$  a tensão de escoamento,  $\sigma_0$  a tensão necessária para a movimentação das discordâncias (tensão de Peierls-Nabarro),  $k$  uma constante do material e  $d$  o diâmetro médio dos grãos.

O refino de grão é o mais efetivo método de aumento de resistência sem grandes perdas de ductilidade, quando comparado com outros métodos. O aumento da resistência, nesse caso, é proporcionado pelo aumento do número relativo de contornos de grão, que são barreiras para a movimentação das discordâncias (responsável pela deformação dos metais). Portanto, quanto menor for o tamanho de grão, maior será a densidade de contornos de grão e, conseqüentemente, maior será a resistência mecânica.

Os precipitados produzem tensões internas localizadas, que modificam as propriedades dos materiais por restringirem o movimento das discordâncias durante a deformação plástica. Esse mecanismo pode aumentar consideravelmente o limite de escoamento do material, elevando a razão elástica (LE/LR). Nesses aços, o endurecimento depende de fatores como tamanho, forma, quantidade e distribuição dos precipitados e sua coerência cristalográfica. Um maior endurecimento é conseguido quando precipitados finos e dispersos são obtidos. Esses, entretanto, degradam a ductilidade do aço, o que restringe sua aplicação até em componentes cujas exigências de conformação não são críticas. (Barbosa et al., 2000).

### **3.4. Estampagem**

Estampagem é o processo utilizado para fazer com que uma chapa plana (“blank”) adquira a forma de uma matriz (fêmea), imposta pela ação de um punção (macho). O processo é empregado na fabricação de peças de uso diário (para-lamas, portas de carros; banheiras, rodas, etc.).



Segundo Kalpakjian (2003) e Batalha (1997), geralmente processos de conformação mecânica de materiais metálicos exigem o conhecimento do comportamento do material durante o processamento, para que se obtenha sucesso. Os tipos mais comuns de materiais a serem conformados por estampagem são fitas ou chapas finas ou barras e placas para dobramento de um determinado produto final.

Segundo Bresciani (1997), a distinção entre estampagem rasa e profunda é arbitrária. A estampagem rasa geralmente se refere à conformação de um copo com profundidade menor do que a metade do seu diâmetro com pequena redução de parede. Na estampagem profunda o copo é mais profundo do que a metade do seu diâmetro.

Para melhorar o rendimento do processo, é importante que se tenha boa lubrificação entre o material e a matriz. Com isto, reduzem-se os esforços de conformação e o desgaste do ferramental. Os óleos indicados normalmente são para extrema pressão, devendo garantir boa proteção contra a corrosão da chapa, ser de fácil desengraxe e não levar à oxidação do material (devido às reações de subprodutos dos gases formados no aquecimento do metal). Geralmente, são óleos minerais com uma série de aditivos (Cl, Pb, P, gorduras orgânicas, etc.).

As ferramentas que permitem a obtenção da forma desejada são denominadas estampos e as máquinas que fornecem a energia e os movimentos necessários para a conformação são denominadas prensas.

Os ensaios de fabricação procuram avaliar as condições de conformação que evitem defeitos como rugas, trincas de bordas (no caso da estampagem de copos), entre outros. Tais ensaios também são úteis para determinar os esforços envolvidos entre a ferramenta de conformação e o material de trabalho nas diferentes situações existentes em um processo. No caso de dobramento, os ensaios são muito importantes na determinação do retorno de curvatura, devido às deformações elásticas do material, permitindo obter valores físicos precisos sobre o ajuste necessário ao ângulo para o qual uma determinada curva seja obtida. Enfim, estes ensaios são amplamente aplicados na indústria de produtos que utilizam a conformação plástica como meio de processamento.

Os testes de avaliação de conformabilidade podem ser divididos em três categorias. A primeira é a de testes relativos às propriedades básicas do material, em geral, provenientes do ensaio de tração. A segunda envolve os testes simulativos, ou seja, aqueles que visam simular modos específicos de deformação (Ensaio Erichsen -

Estiramento, Ensaio Swift - Embutimento, dentre outros). A terceira é a Curva Limite de Conformação (CLC), ensaio que avalia a capacidade máxima de deformação do material sob diferentes modos de deformação, delimitando as regiões de sucesso e insucesso durante a estampagem do material (YOSHIDA, 1959 e CONFORMAÇÃO NA PRENSA, 1984).

Na figura 3.5 pode-se observar um desenho esquemático da conformação de um copo, onde se identificam três modos de deformação distintos. Primeiramente, a parte superior da peça, considerando um sólido infinitesimal com tensões principais  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  e  $\sigma_3$ , e as seguintes deformações  $\varepsilon_1$ ,  $\varepsilon_2$ , e  $\varepsilon_3$ , onde a tensão na direção da espessura ( $\sigma_2$ ) é igual a zero. Tem-se então uma região sob estado plano de tensões onde o modo de deformação predominante para este caso é o embutimento. O segundo modo de deformação ocorre na parede da peça, região onde predomina o estiramento, e que está sob estado plano de deformação, ou seja,  $\varepsilon_3$  igual a zero, considerando o mesmo sólido infinitesimal, porém localizado na parede. Na região mais inferior da peça, onde atua a cabeça do punção, considera-se também uma região de estiramento onde, sob o ponto de vista de um elemento infinitesimal, tem-se também presentes as tensões  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  e  $\sigma_3$ , e as deformações  $\varepsilon_1$ ,  $\varepsilon_2$ , e  $\varepsilon_3$ . O terceiro modo de deformação importante na conformação da peça é o dobramento, que ocorre inicialmente quando o “blank” começa a penetrar para dentro da matriz e na região da cabeça do punção.

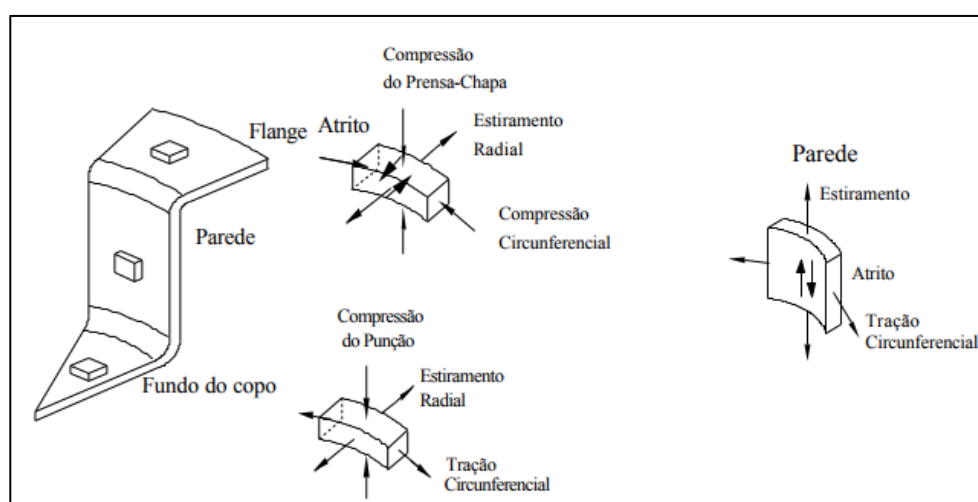


FIGURA 3.5 – Modelo básico usado na conformação de um copo, mostrando as deformações e tensões atuantes no flange, na parede e no fundo do copo (Bresciani et al., 1997).

Conforme observado na figura 3.5, registra-se a existência de três modos básicos de deformação:

1. encolhimento do flange;
2. estiramento em estado plano de deformações;
3. estiramento do fundo ou estiramento em tração biaxial.

Observando-se os modos básicos de deformação através de suas tensões e deformações, a tabela III.1 esquematiza os diversos casos encontrados.

TABELA III.1 – Tensões e deformações em função do modo de deformação.

Modo de Deformação	Tensão Radial ( $\sigma_1$ )	Tensão Circunferencial ( $\sigma_3$ )	Deformação Radial ( $\epsilon_1$ )	Deformação Circunferencial ( $\epsilon_3$ )	Deformação na Espessura ( $\epsilon_2$ )
Encolhimento do flange	Tração	Compressão	$\epsilon_1 > 0$	$\epsilon_3 < 0$	$\epsilon_2 = -(\epsilon_1 + \epsilon_3)$
Estiramento no Estado Plano de deformações	Tração	Nula	$\epsilon_e \cong -\epsilon_r$ $\epsilon_e < 0$	$\epsilon_3 = 0$	$\epsilon_1 > 0$
Estiramento do fundo	Tração	Tração	$\epsilon_1 > 0$	$\epsilon_3 > 0$	$\epsilon_2 = -(\epsilon_1 + \epsilon_3)$ $\therefore \epsilon_2 < 0$

### 3.4.1. Estiramento

Consiste na aplicação de forças de tração, de modo a esticar o material sobre uma ferramenta ou bloco (matriz), conforme observado na figura 3.6. Neste processo, o gradiente de tensões é pequeno, o que garante a quase total eliminação do efeito mola. Como predominam tensões trativas, grandes deformações de estiramento podem ser aplicadas apenas para materiais muito dúcteis. Para estes materiais, almejam-se altos valores de coeficiente de encruamento. O estiramento é uma das etapas de operações complexas de estampagem de chapas finas. Na conformação de peças como partes de automóveis ou de eletrodomésticos, é comum haver componentes de estiramento. No estiramento deve ser evitada a estricção localizada, comumente conhecida por empescoçamento.

Segundo Dieter (1981), o estiramento constitui uma etapa de várias operações de conformação de chapas finas, como, por exemplo, na conformação de um copo de

fundo hemisférico, onde a chapa é estirada sobre a face de um punção. De acordo com o autor, a maioria das estampagens complexas presentes na indústria automobilística envolvem um componente de estiramento.

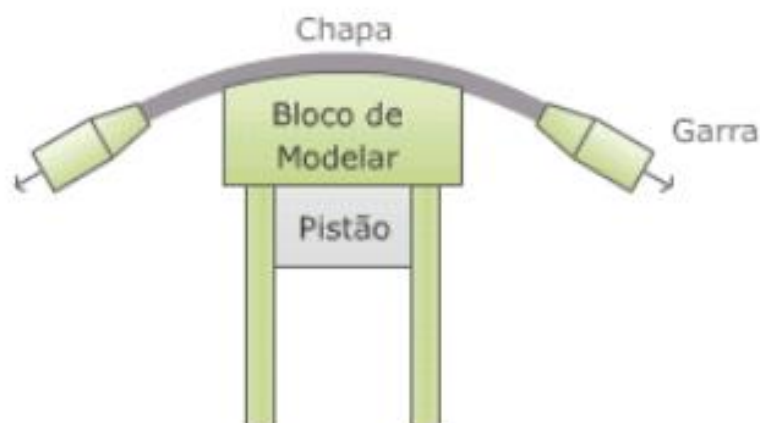


FIGURA 3.6 – Operação de Estiramento por Tração (Krelling, 2019).

### 3.4.2. Embutimento Profundo

O repuxo ou embutimento é uma operação de estampagem onde uma chapa, inicialmente plana, é transformada em um corpo oco sem que haja aparecimento de rugas e trincas. As ferramentas que permitem a obtenção da forma desejada são chamadas de estampos, constituídos por um punção, uma matriz e um sujeitador chamado de prensa-chapa e usado para evitar o aparecimento de rugas durante o processo. Durante a operação de repuxo, o punção obriga a chapa penetrar na matriz movida pela ação de uma força denominada de força de repuxo (FR). O material da chapa flui para dentro da matriz, configurando gradativamente as paredes laterais da peça

O processo de embutimento implica simultaneamente em deformações de tração e compressão. Neste processo a pressão do prensa-chapa é regulada de maneira a permitir a alimentação constante de material para a estampagem.

A pressão ajustada deve ser suficiente para impedir o enrugamento do flange, porém, na maioria dos processos de estampagem, a chapa é submetida a uma combinação de esforços de embutimento e estiramento. (SCHAEFFER, 2004).

### 3.4.3. Conformabilidade de Borda

As bordas de uma peça estampada podem ser dispostas em diferentes geometrias, com a finalidade de enrijecer o flange formado quando se realiza uma operação de dobramento em linha reta ou curva. Na figura 3.7 são mostradas diferentes operações de flangeamento que afetam a borda de uma peça estampada. Basicamente, são três formas de flangeamento: em linha reta (A), flangeamento côncavo (B) e convexo (C). As outras formas (D, E e F) são combinações destas anteriormente descritas.

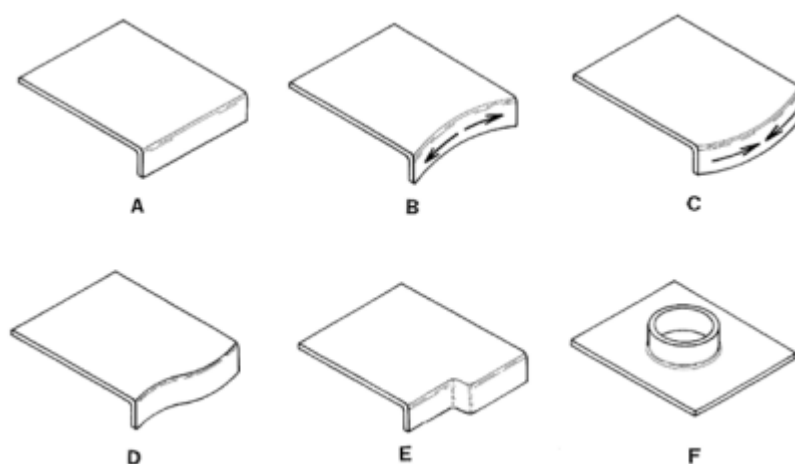


FIGURA 3.7 – Operações que caracterizam a conformabilidade de bordas. As formas básicas de flangeamento (A, B e C) e flangeamento combinado (D, E e F) (Smith, 2010).

Operações de flangeamento côncavo resultam em estiramento do material, enquanto no flangeamento convexo há encurtamento da borda do material. Para ambos os casos, o gradiente de deformações é tal que seus valores máximos estão na borda da peça, e seus valores mínimos estão no raio de dobramento (SMITH, 2010). As operações de flangeamento côncavo, por serem frequentes em processos de estampagem e críticas devido à possibilidade de ocorrência de trincas, levaram à criação de ensaios para avaliação da conformabilidade desta região, conhecidos como ensaios de expansão de furo (TEPEDINO, 2014).

### 3.5. Ensaio de Tração.

Os ensaios de tração avaliam diversas propriedades mecânicas dos materiais, normalmente auxiliando na escolha do material certo para determinado projeto. O procedimento experimental consiste na deformação de uma amostra de determinado material até a sua fratura. Essa fratura se dá devido à aplicação de tração, gradativamente crescente e uniaxialmente ao longo do eixo mais comprido de um corpo de prova. De acordo com Holt (2000), os corpos de prova podem ter seção retangular ou circular, conforme ilustrado na figura 3.8.

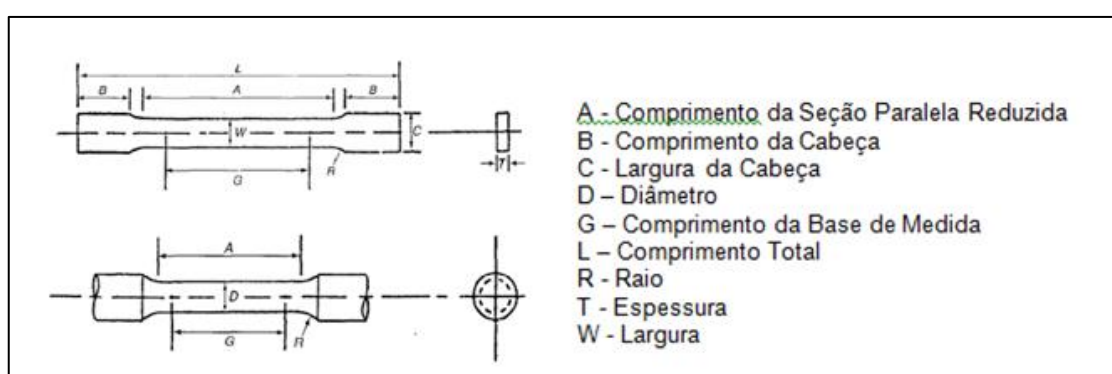


FIGURA 3.8 - Corpo de Prova de Ensaio de Tração (Adaptado de Holt, 2000).

A máquina onde se realiza o ensaio de tração, cujo esquema está apresentado na figura 3.9, é projetada para alongar o corpo de prova a uma taxa constante, corpo esse que é preso por suas extremidades nas garras de fixação do dispositivo da máquina. Além disso, executa uma medição, simultaneamente ao processo, da carga instantânea aplicada (com uma célula de carga) e dos alongamentos resultantes com auxílio de um extensômetro.

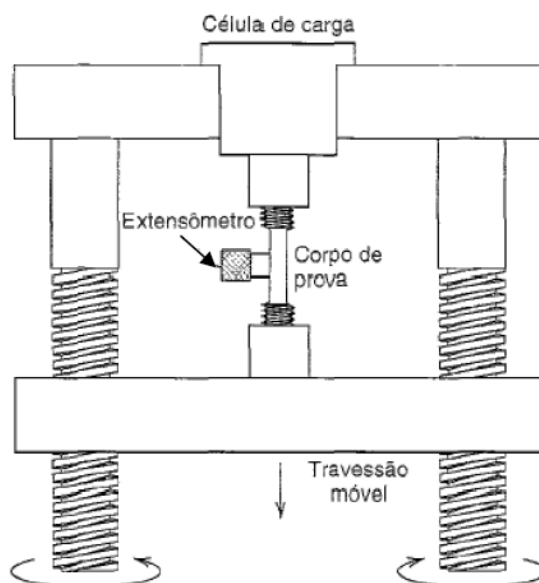


FIGURA 3.9 – Máquina de Ensaio de tração esquemática (Callister, 2002)

Quando um corpo de prova é submetido a um ensaio de tração, é fornecido um gráfico que mostra as relações entre a força aplicada e as deformações ocorridas durante o ensaio. Em ensaios de tração convencionou-se que a área da seção utilizada para os cálculos é a da seção inicial ( $S_0$ ). Aplicando essa relação obtêm-se os valores de tensão que relatados em um gráfico demonstram as relações entre tensão e deformação no decorrer do ensaio. Em função do material ensaiado tem-se diferentes comportamentos das curvas tensão versus deformação conforme apresentado na figura 3.10.

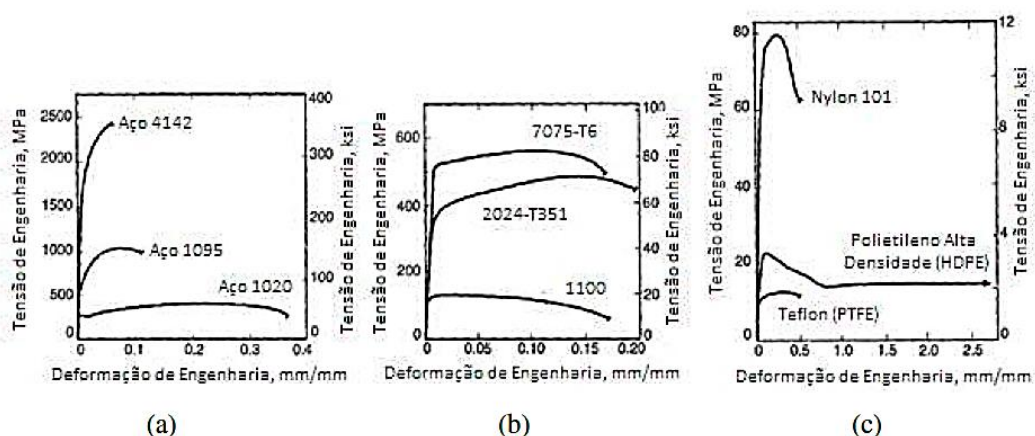


FIGURA 3.10 – Curvas tensão-deformação de ensaios de tração para (a) três aços, (b) três ligas de alumínio e (c) três plásticos (Adaptado de Holt, 2000).

De acordo com Dieter (2000) alguns importantes parâmetros obtidos por meio das curvas tensão-deformação resultantes dos ensaios de tração, com base na figura 3.10, são:

- Limite de escoamento: é a máxima tensão atingida na região de escoamento, que separa o comportamento elástico do plástico. Para os casos onde o escoamento é imperceptível, convencionou-se adotar uma deformação padrão que corresponde ao limite de escoamento, por exemplo, para metais e ligas em geral, esta deformação padrão é de 0,2%;
- Limite de resistência: é a tensão (de engenharia) correspondente ao ponto de máxima carga atingida durante o ensaio, ou seja, a máxima tensão que o corpo de prova resiste. Como a tensão é dada pela carga (força) dividida pela área inicial ( $S_0$ ), a partir desta tensão máxima, as tensões (de engenharia) caem, pois devido à estrição do corpo de prova as cargas diminuem;
- Tensão de ruptura: última tensão suportada pelo material antes da fratura, ou seja, é a tensão (de engenharia) na qual ocorre o rompimento do corpo de prova;
- Alongamento uniforme: diferença entre o comprimento inicial e o comprimento do corpo de prova até o início da estrição. Corresponde à deformação plástica que ocorre uniformemente no corpo de prova;
- Deformação total (alongamento total): diferença entre o comprimento inicial e o comprimento final do corpo de prova dividido pelo comprimento inicial, em termos percentuais. É o alongamento que ocorre até a ruptura do corpo de prova.

Outras propriedades retiradas do ensaio de tração podem ser utilizadas como parâmetros avaliadores da conformabilidade de chapas finas de aço, podendo-se destacar o coeficiente de anisotropia ( $r$ ) e o expoente de encruamento ( $n$ ).

### **3.5.1. Coeficiente de Anisotropia ( $r$ )**

Quando as propriedades de uma substância são independentes da direção em que ela é medida, ela é chamada de isotrópica; assim deve-se esperar que um material



isotrópico tenha as mesmas propriedades físicas e mecânicas em todas as direções. Algumas propriedades físicas e mecânicas dos cristais dependem em geral fortemente da direção cristalográfica na qual são medidas; a dependência das propriedades com a direção é chamada de anisotropia. Idealmente uma amostra policristalina poderá ser considerada como isotrópica se seus cristais estiverem orientados ao acaso, pois então, sob o ponto de vista macroscópico, a anisotropia dos cristais se compensará mutuamente (DIETER, 2000 e SOUZA 1974).

Geralmente, o comportamento anisotrópico das chapas está relacionado com os tratamentos térmicos e técnicas de laminação utilizadas (RODRIGUES; MARTINS, 2010). Segundo Schaeffer (2004), o fenômeno de “orelhamento” nos processos de estampagem profunda de chapas metálicas ocorre por que a deformação da microestrutura causada durante o processo de laminação origina grãos mais alongados na direção da laminação, o que provoca uma heterogeneidade nas propriedades das chapas.

Rodrigues e Martins (2010) indicam que chapas laminadas basicamente apresentam dois tipos de anisotropia: a planar e a normal. Esses autores consideram que a anisotropia planar consiste na variação das propriedades mecânicas no plano da chapa, na direção em que são medidas, enquanto que a anisotropia normal acontece quando as propriedades segundo a espessura são diferentes das obtidas no plano da chapa.

A determinação do índice de anisotropia ( $r$ ) é realizada através de ensaios de tração ao longo de duas ou três posições diferentes do corpo-de-prova no plano da chapa, efetuando-se, em seguida, os cálculos com um valor médio dos valores encontrados (SCHAEFFER, 2004).

O coeficiente de anisotropia plástica,  $r$ , é definido como o quociente entre a deformação verdadeira na largura ( $\epsilon_w$ ) e na espessura ( $\epsilon_t$ ) do corpo de prova de tração ensaiado:

$$r = \frac{\epsilon_w}{\epsilon_t} \quad (3.2)$$

Como a deformação na espessura é muito pequena, e a medição da mesma está sujeita a um erro expressivo, pela lei da conservação do volume, pode-se reescrever a equação 3.2 da seguinte forma:

$$r = - \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_w + \varepsilon_l} \quad (3.3)$$

Onde  $\varepsilon_l$  é medido na direção do comprimento do corpo de prova e consequentemente:

$$r = \frac{\ln\left(\frac{w_o}{w_f}\right)}{\ln\left(\frac{l_f w_f}{l_o w_o}\right)} \quad (3.4)$$

Como as propriedades mecânicas da chapa podem ter diferentes direções do plano da mesma, é de interesse uma relação média do comportamento de deformação ao longo deste plano. Pode-se caracterizar, então, o coeficiente de anisotropia normal, determinado a partir de medidas nas direções paralela ( $0^\circ$ ), transversal ( $90^\circ$ ) e a  $45^\circ$  da direção de laminação, conforme figura 3.11.

$$\bar{r} = \frac{r_{0^\circ} + 2r_{45^\circ} + r_{90^\circ}}{4} \quad (3.5)$$

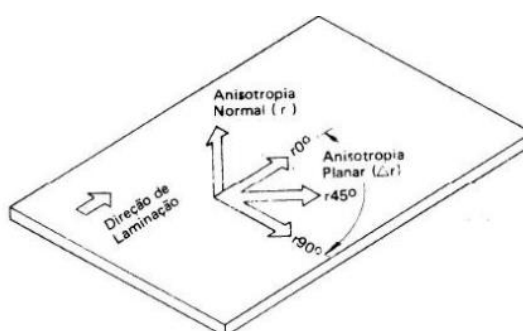


FIGURA 3.11 – Representação das principais direções avaliadas para o cálculo da anisotropia planar (Bittencourt, 2014)

Um coeficiente de anisotropia normal unitário é indicativo de resistência à deformação no plano da chapa igual à deformação na direção da espessura da chapa. Se a resistência na direção da espessura é maior que a média da resistência

nas diferentes direções do plano da chapa, a relação de deformação média é maior que a unidade. Neste caso o material é resistente ao afinamento. Em geral, o coeficiente de anisotropia normal, está diretamente relacionado com a profundidade do embutimento; quanto mais alto o valor, mais profundo poderá ser o embutimento (ROCHA, 2006).

A figura abaixo correlaciona o coeficiente de anisotropia normal com a razão limite de estampagem

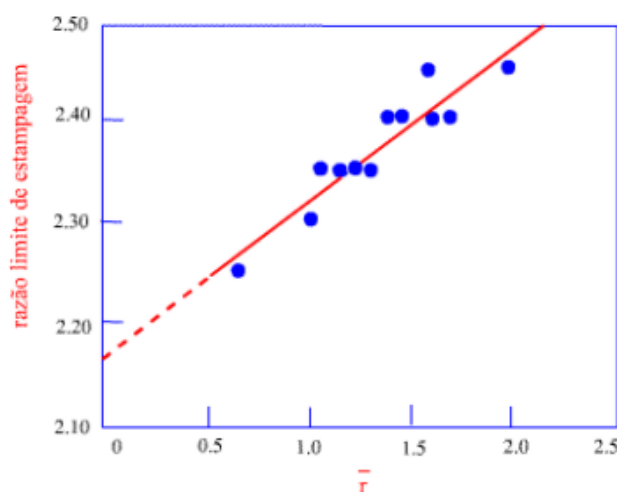


FIGURA 3.12 – Relação entre anisotropia normal e a razão limite de estampagem (Marcondes, 2019).

Outro parâmetro importante é o coeficiente de anisotropia planar, que indica a variação do comportamento da deformação nas diferentes direções do plano da chapa. Este é expresso por:

$$\Delta r = \frac{r_{0^\circ} - 2r_{45^\circ} + r_{90^\circ}}{2} \quad (3.6)$$

Um  $\Delta r$  igual à zero indica que o material apresenta um comportamento isotrópico no plano da chapa. É de interesse nas operações de embutimento que seja igual ou próximo de zero, pois isto permitirá uma deformação uniforme sem a formação de “orelhas” em um produto estampado. A anisotropia planar tem relação direta com a altura das orelhas. Normalmente, verifica-se que para  $\Delta r > 0$ , as orelhas ocorrem a  $0^\circ$  e  $90^\circ$  com a direção de laminação da chapa, sendo característica dos aços baixo carbono, enquanto que para  $\Delta r < 0$  as orelhas ocorrem a  $45^\circ$  e  $135^\circ$  em relação à

direção de laminação da chapa, que é característico dos aços de maior resistência (maior LE) (PLAUT, 2005 e FERRARINI, 2004). Em geral, materiais com alta anisotropia normal possuem alta anisotropia planar (LANGE, 1993 e BASTOS, 2009).

### 3.5.2. Coeficiente de Encruamento (n)

O coeficiente de encruamento, n, fornece uma medida da capacidade do material distribuir a deformação durante a estampagem na presença de um gradiente de tensões. Apesar de, geralmente, os estados combinados de tensão prevalecerem nos processos de conformação, tal coeficiente constitui um parâmetro útil para prever o comportamento da chapa metálica no que se refere à formação de uma estricção difusa (ROCHA, 2006). A região de deformação plástica uniforme da curva tensão verdadeira versus deformação verdadeira, obtida em ensaios de tração em aços de baixo carbono para estampagem, é razoavelmente descrita pela equação 3.7 de Hollomon (MIELNIK, 1991; BASTOS, 2009).

$$\sigma = K \cdot \varepsilon^n \quad (3.7)$$

Em materiais com um alto valor de n, quando comparados com materiais de menor valor de n, a tensão de escoamento cresce rapidamente com a deformação, distribuindo as deformações subsequentes para regiões de mais baixa tensão de escoamento, homogeneizando as deformações, como ilustrado pela figura 3.13. Um metal com um alto valor de n tende a deformar-se mais uniformemente, até mesmo sob deformações não uniformes. Assim, para um bom estiramento, um alto expoente de encruamento, n, é desejável. O valor de n também tem efeito indireto no enrugamento que ocorre nas operações de embutimento. Valores de n elevados permitem aumentar a força no prensa chapas, o que reduz o enrugamento (BASTOS, 2009).

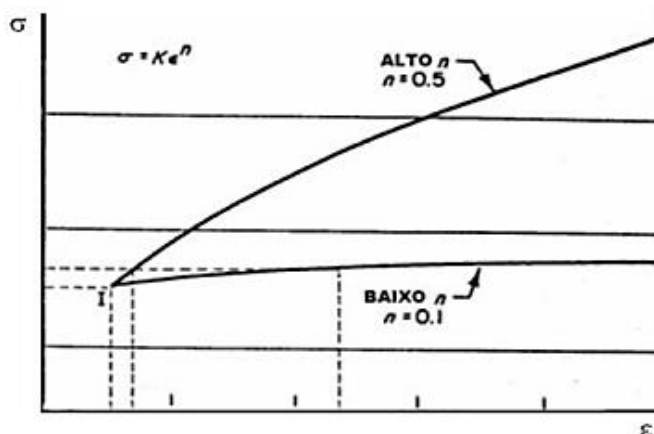


Figura 3.13 – Curva esquemática da tensão verdadeira x deformação verdadeira para materiais com diferentes valores de  $n$  (Keeler, 2003)

É importante destacar que o coeficiente de encruamento, embora seja considerado uma constante do material, depende da história termomecânica do mesmo, ou seja,  $n$  depende da microestrutura do material. Valores típicos de  $n$  para aços baixo carbono destinados à estampagem com limite de escoamento menor que 345 MPa estão entre 0,16 e 0,26 (FERREIRA, FILHO et al, 2005). Já para os aços de alta resistência, os valores de  $n$  podem ser estimados pela Equação 3.8 (BACKOFEN, 1974).

$$n = \frac{70}{LE}$$

(3.8)

Onde  $n$  é coeficiente de encruamento e  $LE$  é a tensão limite de escoamento em megapascal.

### 3.6. Ensaio de Bake Hardening e Aging Index.

BAKER et al. (2002) argumentam que o efeito Bake Hardening utiliza o procedimento de expor a elevadas temperaturas, regiões 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

deslocações geradas durante conformação. A figura 3.14 mostra o efeito do Bake Hardening.

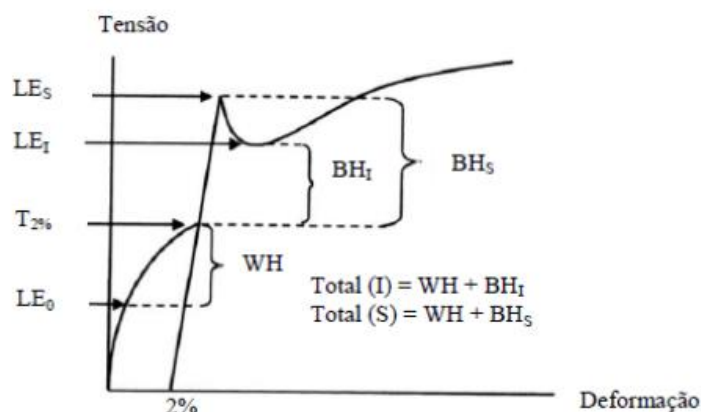


FIGURA 3.14 – Representação esquemática do teste Bake Hardening.  $LE_0$  é o limite de escoamento original do material (determinado a 0,2 % para aços que não apresentam escoamento definido);  $T_{2\%}$  é a tensão de fluxo para uma pré-deformação de 2 % e  $LE_S$  e  $LE_I$  são os valores de limite de escoamento superior e inferior, respectivamente, após o tratamento de simulação da cura da pintura (adaptado de Murari, 2009).

Trata-se de um fenômeno de endurecimento por envelhecimento no qual átomos intersticiais imobilizam as deslocações geradas pela deformação plástica, durante o processo de cura da pintura das carrocerias. É um fenômeno que depende da quantidade e modo de deformação, do tempo, da temperatura e da quantidade de átomos intersticiais. As deslocações são geradas pela deformação plástica provocada pela laminação de encruamento da chapa de aço e pelo processo de estampagem desta chapa. Os átomos de carbono, anteriormente distribuídos na rede cristalina, difundem-se até os sítios de distorções gerados pelas deslocações e fixam as mesmas, promovendo um arranjo mais estável, ou seja, diminuindo a energia livre do sistema (RABELLO, 1999).

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 átomos 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 essa quantidade 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 mais carbono intersticial livre.

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, como mostrado na figura 3.15.

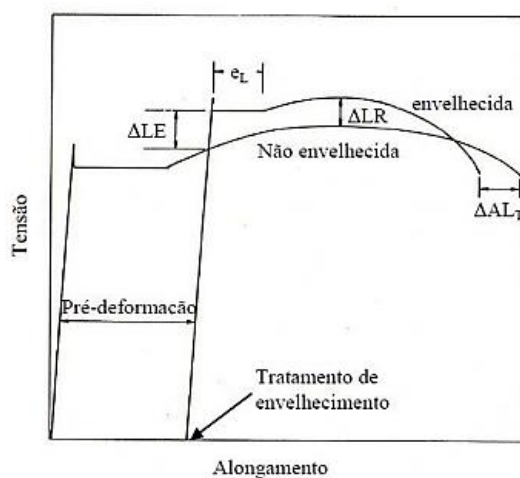


FIGURA 3.15 – Efeitos do envelhecimento após deformação na curva de tração de um aço baixo Carbono.  $\Delta LE$  = variação no limite de escoamento devido ao envelhecimento,  $e_L$  = deformação de Lüders após o envelhecimento,  $\Delta LR$  = variação no limite de resistência devido ao envelhecimento,  $\Delta ALT$  = variação no alongamento por deformação total devido ao envelhecimento (adaptado de MURARI 2009).

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 %, como ilustrado na figura 3.16.

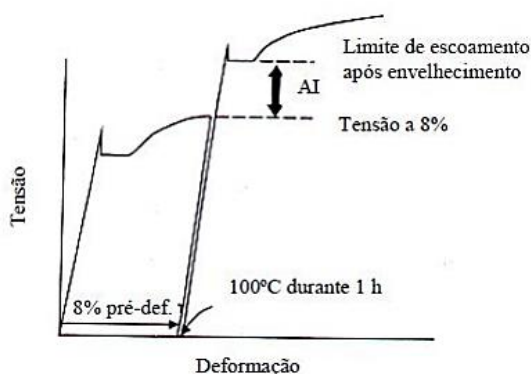


FIGURA 3.16 – Procedimento esquemático para determinação do Aging Index (adaptado de MURARI 2009).

### 3.7. Estiramento Erichsen

O ensaio Erichsen utiliza um punção hemisférico, sendo a amostra submetida a um sistema biaxial de tensões de tração, em geral simétrico, com grande pressão do antirugas, conforme figura 3.17. É um teste rápido e simples, com pouca influência do operador. A grandeza medida é a profundidade da calota no momento da ruptura da chapa, expressa em milímetros (YOSHIDA, 1959). Trata-se de um ensaio antigo (1914), reprodutível, que demanda pouco tempo para execução. Apresenta o inconveniente de não ser adimensional e depender da espessura do material (ULSAB, 1995).

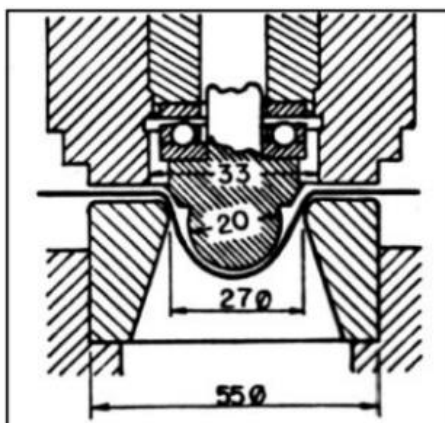




FIGURA 3.17 - Dispositivo para ensaio Erichsen (ULSAB, 1995).

O corpo de prova tem formato quadrado e o ensaio submete a peça primeiramente a um estiramento biaxial, sendo o resultado diretamente influenciado pela espessura da chapa. A figura 3.18 mostra o aspecto de um corpo de prova após o ensaio Erichsen.



FIGURA 3.18 - Aspecto do corpo de prova fraturado após ensaio de estampabilidade (adaptado de documentos internos da USIMINAS)

Como a conformação por estiramento é definida por um estado biaxial trativo de deformações, um material, para ter um bom comportamento em processo de estiramento, deve distribuir as deformações de forma homogênea para retardar ao máximo o início da estricção, a qual leva à fratura. Então, chapas que apresentam alta ductilidade e encruamento são particularmente desejáveis para os processos de estiramento.

### **3.8. Razão Limite de Estampagem (Método Swift)**

No ensaio Razão Limite de Estampagem (Método Swift), predomina o modo de deformação por embutimento; realiza-se uma série de ensaios nos quais se aumenta gradativamente o tamanho do esboço até que não se consiga mais estampar o material sem ruptura. O valor medido é denominado Razão Limite de Estampagem (RLE), que consiste na razão entre o diâmetro máximo do esboço que estampou sem romper e o diâmetro do punção. Operacionalmente é aplicada baixa pressão no anti-rugas e um punção de cabeça chata (ULSAB, 2001). É um ensaio trabalhoso, onde as condições de lubrificação afetam os resultados; entretanto é um valor adimensional, não sendo função da espessura do esboço conforme figura 3.19.

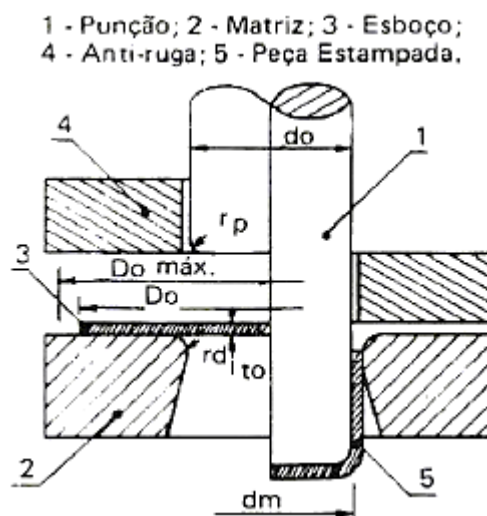


FIGURA 3.19 – Dispositivo para ensaio Swift (ULSAB,1995).

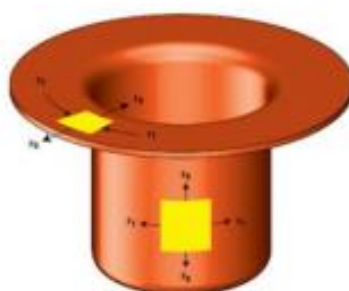


FIGURA 3.20 – Desenho esquemático do esboço do ensaio Swift (Thomas, 2001)

### 3.9. Expansão Cônica de Furo

Pesquisadores têm dado bastante atenção ao teste de expansão de furo para analisar a conformabilidade das chapas. Alguns estudos têm por objetivo a caracterização das propriedades mecânicas, propagação de trinca e a plasticidade do aço através da realização de teste de expansão de furo (GIPIELA, 2012).

O teste de expansão de furo consiste em forçar uma ferramenta de expansão (embutimento), em uma amostra quadrada de aço com um furo pré-preparado no centro da amostra (figura 3.21), até que se forme trinca na espessura do material (figura 3.22) (ISO/TS 16630, 2003). A dimensão deste furo pode variar dependendo da norma utilizada no teste.

A verificação da formação da trinca é visual.

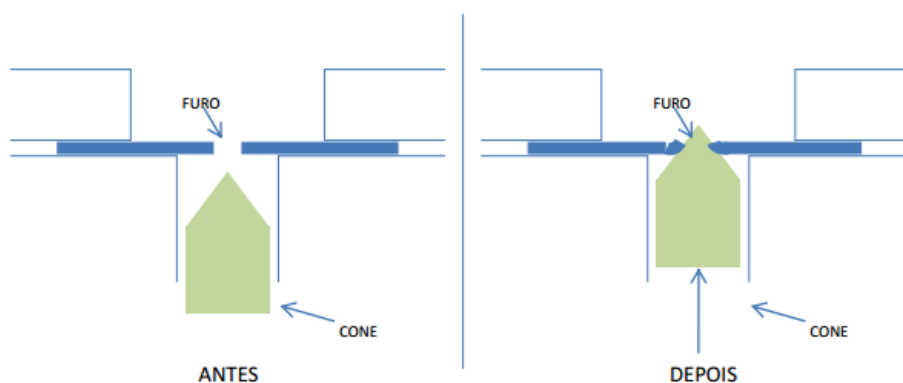


FIGURA 3.21 – Esquema de um teste de expansão de furo (Oliveira, 2015).

O cálculo da razão de expansão de furo é feita através da equação 3.9:

$$\lambda = \frac{100 \cdot (D_f - D_i)}{D_i} \quad (3.9)$$

Sendo:

$\lambda$ : razão de expansão de furo

$D_f$ : diâmetro final do furo

$D_i$ : diâmetro inicial do furo

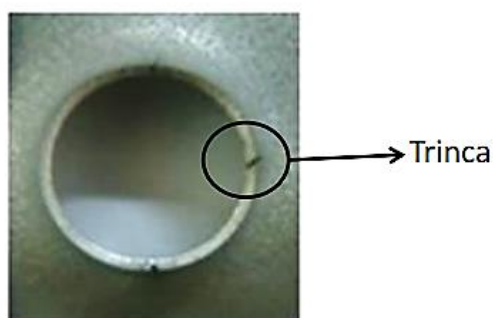


FIGURA 3.22 – Trinca formada em um material através do teste de expansão de furo (Oliveira 2015).

Segundo Narayanasamy (2009) existem diversos fatores que influenciam o valor da razão de expansão de furo encontrado durante o teste, tais como, a condição de

borda, microestrutura do aço, a deformação plástica pré-existente, os tipos de inclusões encontrados e o alongamento total do pescoço formado durante o teste.

### 3.10. Curva Limite de Conformação (CLC)

A curva limite de conformação (CLC) é utilizada para se ter um critério de falha na estampagem. Ela indica a capacidade de um material suportar diferentes tipos de deformação. De acordo com Kaluza, et al. (2002), uma CLC é utilizada para prever a falha de um material em um processo de estampagem. Segundo Spisak e Stachowicz (1995), ela fornece uma estimativa de quão próximo o metal se encontra da ruptura revelando se uma operação de estampagem é crítica ou não. Ávila e Vieira, (2003), escrevem que a CLC é uma técnica que permite prever as deformações que conduzirão o material à falha através de diferentes caminhos de deformações. Conforme norma ISO 12004:1997, se colocam em um diagrama limite as deformações de:

(a) embutimento profundo ( $\varepsilon_1 = -\varepsilon_2$ );

(b) tração uniaxial ( $\varepsilon_1 = -2\varepsilon_2$ );

(c) deformação plana ( $\varepsilon_2 = 0$ );

(d) estiramento biaxial ( $\varepsilon_1 = \varepsilon_2$ ).

Uma representação esquemática de uma CLC é apresentada na figura 3.23 onde se observam duas retas que delimitam a CLC. As equações destas retas são apresentadas junto a elas, na mesma figura. A reta da direita representa a trajetória de deformação de estiramento puro (ou expansão biaxial). A reta da esquerda representa a trajetória de deformação do ensaio de tração uniaxial, e depende do coeficiente de anisotropia do material. Ainda nesta mesma figura visualiza-se a abscissa,  $\varepsilon_2$ , que é a menor deformação, e a ordenada,  $\varepsilon_1$ , que é a maior deformação no ponto em que o material avaliado alcança o seu limite em termos de conformabilidade. O critério adotado para se determinar este limite pode ser baseado no surgimento da estricção ou da fratura no corpo de prova.

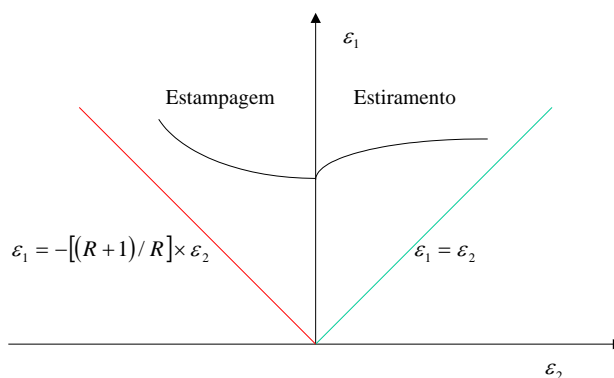


FIGURA 3.23 – Curva Limite de Conformação (MARRON et al, 1997).

A CLC pode ser levantada experimentalmente por diversas metodologias. Dentre elas, a mais conhecida e utilizada é a técnica de Nakazima (1968). Segundo Richter, (2003), o ensaio Nakazima propõe levantar a curva limite utilizando um único punção hemisférico de 100 mm de diâmetro, uma única matriz, modificando a forma dos corpos de prova, que são tiras com larguras diferenciadas. Cada tira é presa na matriz enquanto o punção é forçado perpendicularmente contra ela, de forma similar ao ensaio Erichsen. Nakazima (1968), ensaiou sete tipos diferentes de aço, os quais não foram especificados por motivos de segredo industrial.

Tais tiras, ou corpos de prova, são retangulares, com comprimento constante e igual a 200 mm variando a largura: 200, 175, 160, 140, 130, 120, 110, 80 e 50 mm, com a aresta de menor dimensão coincidente com a direção de laminação. Através desse ensaio, Nakazima pode determinar a capacidade limite dos aços ao sofrerem estiramento puro ou uma combinação de estiramento e embutimento, pois ao variar a largura do CP muda-se a restrição lateral do mesmo, isto é, a quantidade de material que pode fluir para o interior da matriz na direção da largura, simulando vários tipos de solicitações mecânicas desde o estiramento até o embutimento.

O critério mais utilizado para a determinação das CLCs é o do aparecimento da estricção no corpo de prova. Para se medir a máxima deformação suportada pelo material no momento do aparecimento da fratura, os corpos de prova são previamente marcados através de processo eletrolítico, normalmente com uma rede de quadrados entrelaçados, de lado conhecido, podendo ser utilizado também, uma rede de círculos de diâmetro conhecido.

Após a marcação dos corpos de prova, eles são conformados, um a um, até que se atinja a estricção. O aspecto de corpos de prova utilizados para elaboração de uma CLC é apresentado na figura 3.24.



FIGURA 3.24 – CPs utilizados no levantamento da CLC (adaptado de documentos internos da USIMINAS).

Os círculos inicialmente marcados, com diâmetro  $\varnothing_0$ , tendem a assumir os formatos básicos mostrados na figura 3.25. Estiramento puro ou expansão biaxial são obtidos quando se tem uma circunferência perfeita após conformação. Uma elipse com menor eixo igual ao diâmetro do círculo original configura o estado plano de deformação. Elipses cujo menor eixo é maior que o diâmetro original do círculo gravado são obtidas através de deformação por estiramento. Elipses com estas características dão origem a pontos no quadrante direito da CLCs (ver figura 3.23). Já as elipses cujo menor eixo é menor que o diâmetro original dos círculos são obtidas na deformação por embutimento, correspondendo a pontos localizados no quadrante esquerdo da CLC, figura 3.23.

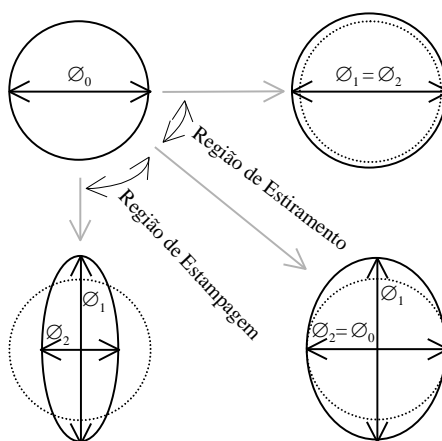
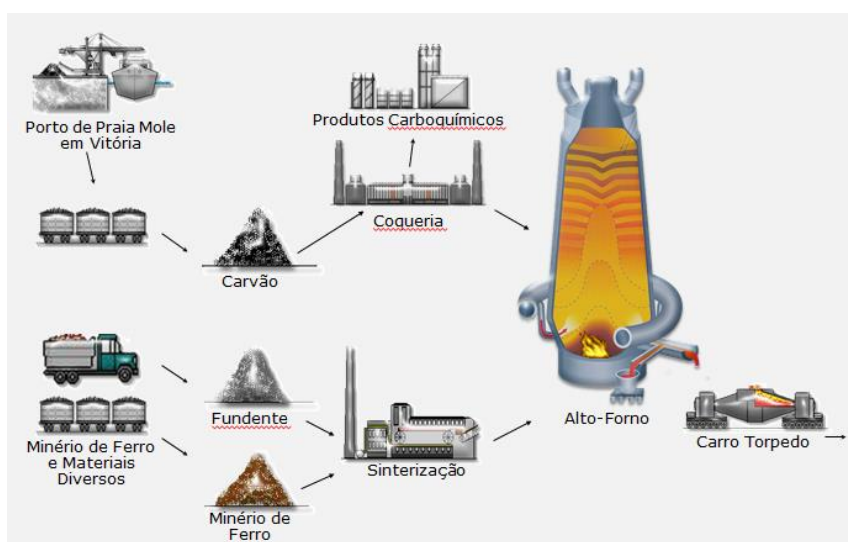


FIGURA 3.25 – Formatos básicos assumidos pelos círculos marcados na superfície dos corpos de prova. As linhas tracejadas representam o círculo original. (BRANDÃO, 2015).

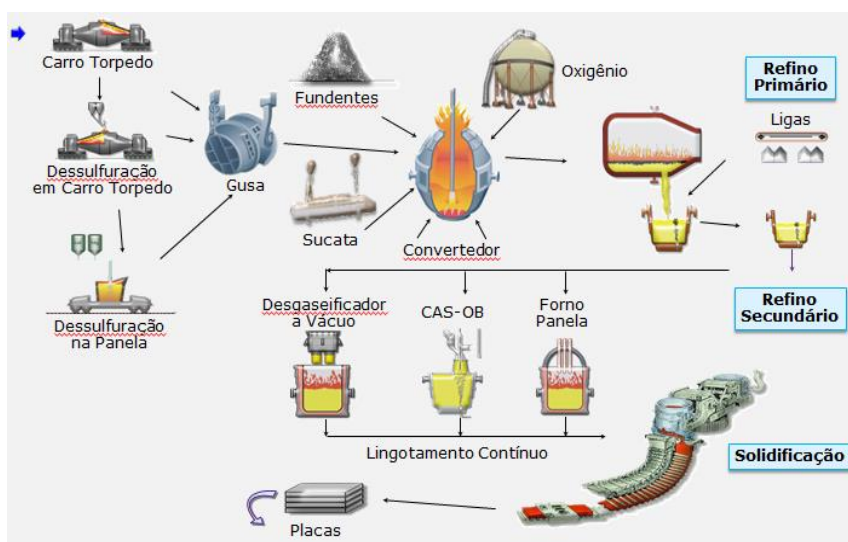
## 4. METODOLOGIA

### 4.1. Materiais

Neste capítulo serão discutidos os aspectos relativos à fabricação das três bobinas, sendo duas (Ferrita Bainita e Dual Phase) na condição de Bobina Laminada a Frio, recozida e eletrogalvanizada e uma Bobina Laminada a Frio e recozida (HSLA) sem revestimento, todas da classe de resistência de 600 MPa e produzidas normalmente em escala industrial com a espessura de 1,5 mm. As etapas da produção industrial estão descritas na figura 4.1.

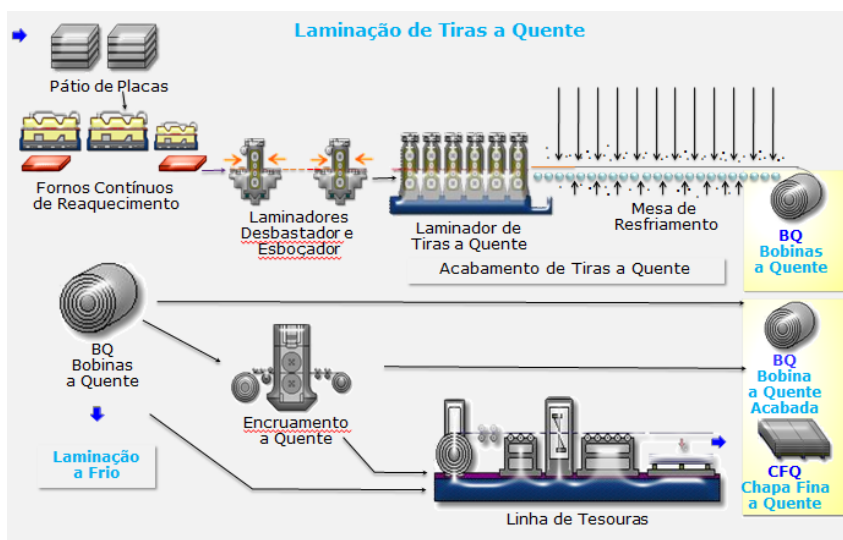


(a)

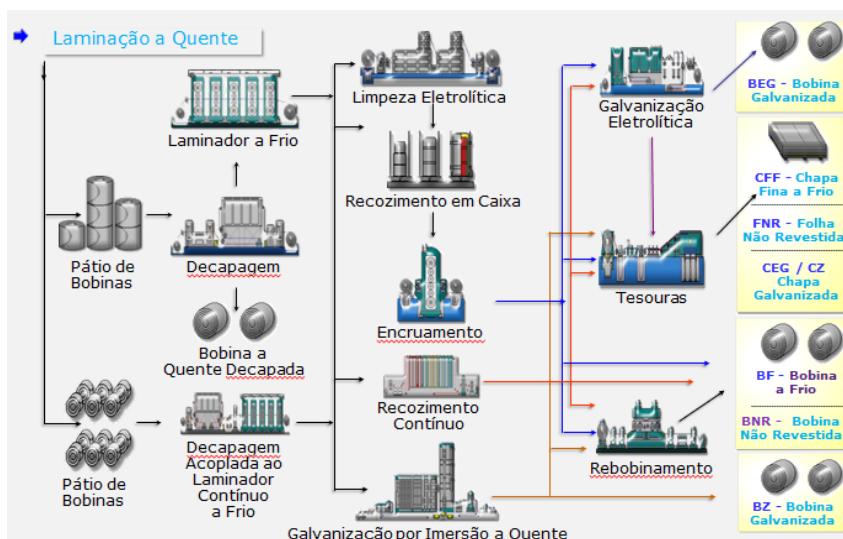


(b)





(c)



(d)

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 (adaptado de documentos internos da USIMINAS)

Para se produzir os aços supracitados, é necessário processar as placas (espessura 250 mm), oriundas da Aciaria no forno contínuo de reaquecimento, onde tais placas são aquecidas em temperaturas da ordem de 1220 °C para possibilitar a temperatura de acabamento adequada ao final do processo de laminação a quente. O tempo total de aquecimento varia de acordo com o tipo de aço a ser processado. As placas

foram desenformadas e na sequência desbastadas em 2 laminadores desbastadores, sendo que no primeiro laminador (2HI, reversível) a redução foi feita em 7 passes e no segundo (4HI, reversível) em 5 passes. A seguir, o material foi processado em um laminador contínuo de 6 cadeiras (trem acabador) e bobinado posteriormente, gerando uma bobina a quente.

As bobinas a quente geradas na Laminação a Quente, foram então, encaminhadas para a laminação a frio que é uma linha contínua composta de uma decapagem, que utiliza ácido clorídrico em tanques rasos com sistema de turbulência, acoplados a um laminador a frio contínuo de cinco cadeiras.

Após o processamento no Laminador a Frio, as bobinas laminadas a frio foram recozidas e encruadas na linha de Recozimento Contínuo, composta basicamente de cinco etapas (aquecimento, encharque, resfriamento lento, resfriamento primário, superenvelhecimento e resfriamento secundário) e de um laminador de encruamento. Ao final desse processo, foram retiradas as amostras do aço HSLA550, na espessura de 1,50 mm.

Seguindo o fluxo produtivo, os aços FB580 e DP600 foram processados na Linha de Galvanização Eletrolítica para serem revestidos com uma fina camada de zinco metálico na superfície das tiras e ao final, realizou se as amostragens nas bobinas geradas.

## **4.2. Procedimentos Experimentais**

### **4.2.1. Amostragem**

Foram retiradas 15 amostras de 500 mm por 1200 mm, conforme figura 4.2, em cada uma das três bobinas que foram produzidas; as amostras foram analisadas em termos de Tração, Efeito BH, Aging Index, Análise Metalográfica via MEV (microscópio eletrônico de varredura) e MO (microscópio óptico), Estiramento Erichsen, Ensaio de Expansão Cônica de Furo, Razão Limite de Estampagem (Método Swift) e CLC (Curva Limite de Conformação).

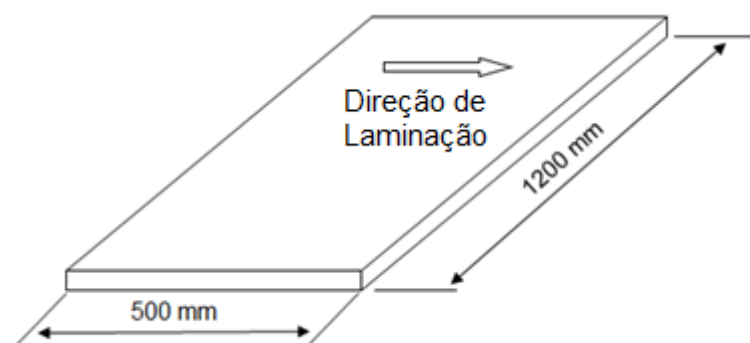


FIGURA 4.2 – Dimensão da amostra

#### 4.2.2. Dados dos Materiais Estudados

A tabela abaixo resume a identificação e condições em termos de dimensão e superfície, das três qualidades que foram a base desse estudo.

TABELA IV.1 – Identificação das amostras dos aços.

Aço	Espessura (mm)	Nomenclatura Adotada	Condição Superficial
Ferrita-Bainita	1,50	FB580	EG
Dual Phase		DP600	EG
Microligado		HSLA550	NR

EG – Eletro galvanizado

NR – Não revestido

#### 4.2.3. Análise Química

A composição química das amostras foi avaliada com base nos elementos químicos especificados em normas internacionais de montadoras automotivas. Essas normas foram utilizadas como referência, pois englobam todos os materiais que foram utilizados no estudo. Na tabela IV.2 são mostradas as faixas dos elementos químicos especificadas para cada grau de aço analisado.

TABELA IV.2– Faixas de composição química especificadas em porcentagem para os aços Ferrita Bainita, Dual Phase e HSLA, segundo normas de montadoras automotivas nacionais

Grupo de Aço	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti	B
<b>FB580</b>	≤0,18	≤0,80	≤2,0	≤0,05	≤0,010	0,015-2,00	NE	NE	≤0,01
<b>DP600</b>	≤0,15	≤0,75	≤2,5	≤0,08	≤0,015	0,010-1,50	NE	NE	≤0,005
<b>HSLA550</b>	≤0,12	≤0,60	≤1,7	≤0,03	≤0,025	0,015-1,00	≤0,09	≤0,15	NE

NE – Não Especificado

#### 4.2.4. Análise Metalográfica via MEV e MO

Para a quantificação dos microconstituintes dos aços avaliados foram realizadas análises por microscopia óptica de forma automática, usando o software Axiovision da Zeiss. As análises foram realizadas trabalhando com imagens da microestrutura com ampliação de 1000X. Foram analisados, em seção longitudinal à direção de laminação, 20 campos selecionados em posições aleatórias, ao longo da espessura e do comprimento da amostra.

Para os aços FB580 e HSLA550, foi realizado um ataque utilizando nital 4% para a determinação das frações de ferrita e do(s) constituinte(s) de 2ª fase.

Para determinação dos constituintes do aço DP600, foi realizado um ataque utilizando nital 4% para a determinação das frações de ferrita e do(s) constituinte(s) de 2ª fase. Posteriormente, utilizou-se um ataque com solução de 50% de metabissulfito (1%) e 50% de solução de ácido pícrico (4%) para determinação da quantidade de martensita. A fração volumétrica de bainita foi então determinada a partir do cálculo da diferença entre a fração de 2ª fase, medida no primeiro ataque, e a quantidade de martensita, determinada no segundo ataque.

#### 4.2.5. Classificação das Inclusões

As amostras destinadas a esse ensaio tiveram a sua superfície polida, livre de corrosão e arranhões. As inclusões então foram divididas em quatro classes: A – Sulfetos, B – Alumina, C – Silicatos, D – Óxidos Globulares. Cada uma dessas classes se subdivide em 10 grupos numerados de 0,5 a 5,0 segundo a quantidade de inclusões que ocorrem por superfície. O número 0,5 designa uma quantidade pequena de inclusões, e o número 5 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.

#### 4.2.6. Ensaio de Tração

A caracterização mecânica em tração dos aços foi feita em termos de limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR), alongamentos total (Alt) e uniforme (Alu), coeficientes de anisotropia linear ( $r$ ), normal ( $R_m$ ), planar ( $\Delta R$ ) e coeficiente de encruamento ( $n$ ) e correspondem a uma média de três corpos de prova ensaiados. Para a avaliação dessas propriedades foram usinados corpos de prova de acordo com a norma ASTM A370, sheet type, retirados nas orientações transversal ( $90^\circ$ ), longitudinal ( $0^\circ$ ) e diagonal ( $45^\circ$ ) à direção de laminação da chapa, conforme figura 4.3, e dimensões do corpo de prova conforme figura 4.4 e tabela IV.3.

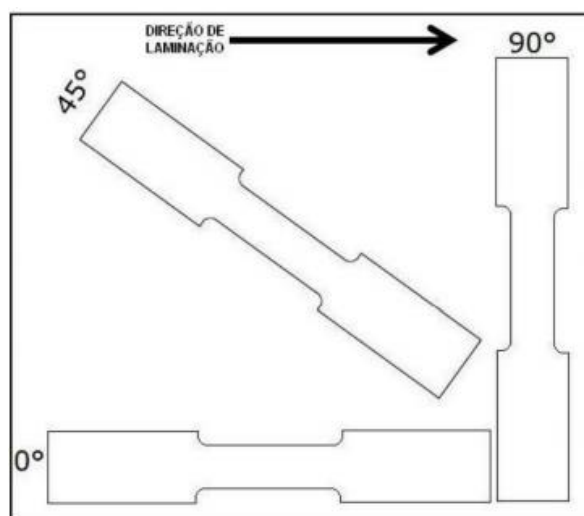


FIGURA 4.3 – Plano de corte dos corpos de prova nas três direções.

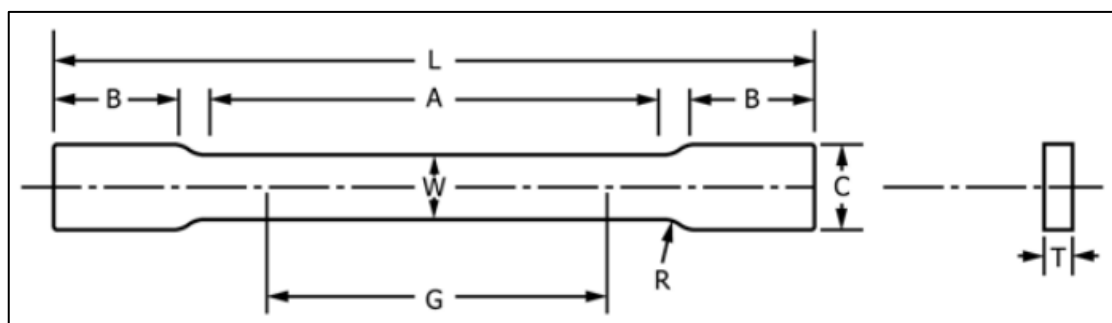


FIGURA 4.4 – Corpo de prova para o ensaio de tração à temperatura ambiente.

TABELA IV.3 – Dimensões do corpo de prova para o ensaio de tração (mm)

<b>A</b>	<b>B</b>	<b>C</b>	<b>G</b>	<b>L</b>	<b>R</b>	<b>W</b>
60 mm	50 mm	20 mm	$50,0 \pm 0,10$ mm	200 mm	13 mm	$12,4 \pm$ $0,25$ mm

Para realizar as medições das deformações longitudinais e transversais dos corpos de prova, foram realizadas marcas a tinta de cor branca no sentido axial do corpo de prova e os valores foram tomados por um vídeo extensômetro avançado acoplado à máquina de ensaio.

Os testes foram realizados à temperatura ambiente em uma máquina Instron, modelo 5882, a uma velocidade do travessão de 5 mm/min até o início de deformação plástica e 10 mm/min a partir do início do escoamento.

Os limites de escoamento e de resistência foram determinados a partir da obtenção da carga no início de escoamento (avaliado a 0,2% de deformação, no caso de escoamento contínuo e no patamar de escoamento inferior, na presença de patamar de escoamento) e da carga máxima de ruptura, respectivamente; estas, quando divididas pela área inicial da seção transversal da região útil do corpo de prova, fornecem os valores dessas propriedades. Para a obtenção dos alongamentos total e uniforme foi utilizada a base de medida de 50 mm. O coeficiente de anisotropia ou coeficiente de Lankford (valor  $r$ ) foi medido pela razão entre as deformações verdadeiras nos sentidos da largura ( $\epsilon_w$ ) e da espessura ( $\epsilon_t$ ) do corpo de prova, conforme mostra a equação 3.4.

Essas deformações foram obtidas após 10% de deformação do corpo de prova na direção de seu comprimento ( $l$ ). O coeficiente de anisotropia é normalmente determinado em corpos de prova retirados nas orientações longitudinal, 45° e transversal à direção de laminação e a partir de médias ponderadas dos resultados obtidos determinam-se os coeficientes de anisotropia normal ( $r$ ) equação 3.5, e planar ( $\Delta R$ ), equação 3.6.

O expoente de encruamento ( $n$ ) foi determinado por meio do coeficiente angular da reta formada pelo gráfico do log da tensão verdadeira x log da deformação

verdadeira ( $\log \sigma \times \log \epsilon$ ) entre as deformações de engenharia de 4% e 6% (n4%-6%) e 10% e 20% (n10%-20%).

Na tabela IV.4, são mostradas, para fins de comparação, as propriedades mecânicas em tração especificadas segundo as normas de montadoras internacionais para os três aços avaliados.

TABELA IV.4 – Faixas de propriedades mecânicas especificadas para os aços Ferrita Bainita, Dual Phase e HSLA, segundo normas de montadoras automotivas nacionais.

Grupo de Aço	Faixa de LE (MPa)	Faixa de LR (MPa)	Alongamento total (%)	n4%-6%	n10%-20%	BH(MPa)
FB580	440 a 585	580 a 685	$\geq 15$	-	-	-
DP600	330 a 430	$> 590$	$\geq 20$	$\geq 0,18$	$\geq 0,14$	$\geq 30$
HSLA550	500 a 600	$\geq 560$	$\geq 13$	-	$\geq 0,09$	-

#### 4.2.7. Ensaios de Bake Hardening e Aging Index

Para obtenção dos valores de Bake Hardening e Aging Index, 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 foi feito um 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.

#### 4.2.8. Ensaio Erichsen

Os corpos de prova foram cortados em tiras de 100 x 400 mm e os ensaios realizados na Prensa Universal Erichsen (145/60) com capacidade de puncionamento e aplicação da força de prensa chapas de até 600 kN, com controladores de velocidade e deslocamento de punção.

Para tanto, foi utilizada uma força de prensa chapas de 10 kN e uma velocidade de estampagem de 10 mm/minuto. Os resultados encontrados correspondem a uma média de três corpos de prova ensaiados. Estes ensaios permitiram identificar o grau de estampagem dos aços, segundo a norma ABNT NBR 5915 em: EM – Estampagem Moderada; EP - Estampagem Profunda ou EEP – Estampagem Extra Profunda.



FIGURA 4.5 – Prensa Universal Erichsen. (adaptado de documentos internos da Usiminas)

#### 4.2.9. Razão Limite de Estampagem (Método Swift)

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 IV.5 apresenta as dimensões das chapas de teste que foram utilizadas pelo equipamento de ensaio (Prensa Universal Erichsen) e os diâmetros finais dos blanks após o corte.



A Razão Limite de Estampagem (RLE) dos aços foi determinada estampando-se *blanks* de diâmetro conhecido ( $D_o$ ) em um ferramental com punção circular de 50 mm de diâmetro ( $D_p$ ). A conformação dos *blanks* foi conduzida com velocidade de estampagem de 3 mm/segundo e força de prensa chapas de 50 kN.

TABELA IV.5 – Dimensões dos corpos de prova para realização do ensaio Razão Limite de Estampagem

<b>Punção de 50 mm de diâmetro</b>	
<b>Chapas de Teste Quadrado</b>	<b>Blank Circular</b>
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

#### **4.2.10. Ensaio de Expansão Cônica de Furo**

Foram utilizados 10 corpos de prova para cada qualidade analisada, cortados com formato quadrado de 100 mm de lado e furos confeccionados usando um punção de 10 mm de diâmetro na parte central do corpo de prova, conforme esquematizado na figura 4.4. 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 e foram conduzidos segundo a norma ISO TS 16.630. Para realizar a expansão do furo, utilizou-se um punção com 60° de conicidade, até o surgimento de uma trinca nas bordas do furo central. Os furos foram fabricados por puncionamento, com 12% de folga de corte e rebarbas dispostas contra o punção nos ensaios.

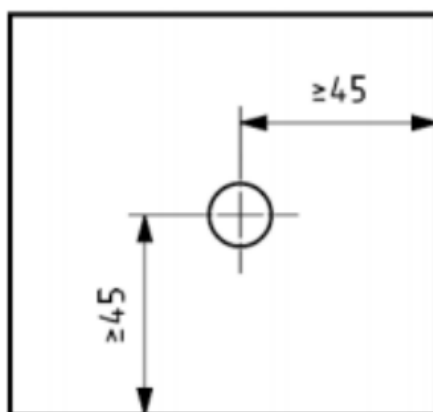


FIGURA 4.6 – Plano de corte da amostra com 1 furo a 45 mm da borda

#### 4.2.11. Ensaios de Curva Limite de Conformação

O método utilizado para o levantamento das Curvas Limite de Conformação (CLC) foi a Nakazima, à estrição. As metodologias de ensaio empregadas estão de acordo com as normas ISO 12004-1 e ISO 12004-2. Os ensaios foram realizados em uma prensa universal Erichsen, modelo 145-60. As deformações dos corpos de prova foram avaliadas por meio do AutoGrid Vario System, que contempla a filmagem do ensaio por meio de 4 câmeras. As deformações no plano da chapa estampada no instante limiar da ocorrência de estrição foram avaliadas através do software integrante desse sistema. A marcação dos blanks foi feita por processo eletroquímico, com uma malha de referência quadrada com 2,5 mm de lado, figura 4.7, permitindo a medição das deformações após a realização do ensaio.

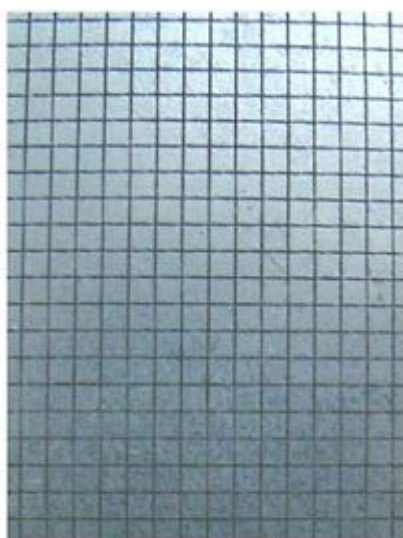


FIGURA 4.7 – Aspecto de superfície da amostra com a malha quadrada.

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1. Composição química de Aciaria

A composição química das amostras dos aços avaliados pode ser vista na tabela V.1. Os teores dos elementos obtidos para os aços se apresentam dentro das especificações das normas de montadoras internacionais, independentemente do grau analisado.

TABELA V.1 – Composição química das amostras dos aços analisados

Amostra	Composição Química (%)								
	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti	B
<b>FB580</b>	0,07	0,01	1,56	0,016	0,004	0,032	0,024	0,001	0,0000
<b>DP600</b>	0,08	0,47	1,94	0,019	0,004	0,040	0,003	0,001	0,0001
<b>HSLA550</b>	0,10	0,03	1,48	0,018	0,006	0,044	0,042	0,011	0,0002

Comparando o teor de C dos aços, nota-se que o aço FB580 apresentou menor adição desse elemento (~0,07%), seguido dos aços DP600 (~0,08%) e HSLA550 (0,10%).

O aço DP600 apresentou maior quantidade de elementos Mn (1,94%) e Si (0,47%). A adição em maior quantidade do Mn visa aumentar a solubilidade do carbono na austenita propiciando um enriquecimento de carbono desta fase favorecendo a temperabilidade, e conseqüentemente, o volume de martensita após o tratamento térmico.

O silício é frequentemente incorporado aos aços bifásicos para promover o endurecimento por solução sólida e apresenta baixa solubilidade na cementita, ou seja, aços com alto teor de silício não criam condições adequadas para a formação de grandes quantidades de cementita dificultando a conseqüente formação de perlita. (DE MEYER et al, 1999)

Outra distinção de composição química entre os aços, como era de se esperar, reside no fato de que o HSLA550 é microligado ao Nb e apresentar uma maior adição desse elemento (0,042%) dentre os três aços estudados. O Nb propicia a obtenção de uma microestrutura homogeneamente refinada, por retardar a recristalização da austenita, o que resulta em uma maior densidade de sítios para nucleação da ferrita e, conseqüentemente, menor tamanho de grão, e isto representa um incremento adicional em resistência mecânica. O aço FB580 também possui

adição desse elemento (0,024%), que favorece também o mecanismo de endurecimento por refinamento de grãos nesses aços.

## 5.2. Análise Metalográfica

A classificação de inclusões das amostras, realizada de acordo com a carta padrão I da norma ASTM E45 é mostrada na tabela V.2. O aspecto representativo destas inclusões é ilustrado pelas figuras 5.1, 5.2 e 5.3 para os aços FB580, DP600 e HSLA550, respectivamente. Verifica-se que as amostras apresentaram um bom nível de limpidez, em especial as provenientes dos aços FB580 e HSLA550, nas quais não foi observada a presença de inclusões alongadas de MnS.

TABELA V.2 – Classificação de inclusões das amostras analisadas.

Amostra	Sulfetos	Silicato	Alumina	Óxido Globular
<b>FB580</b>	Não observado	Não observado	1,5 F	2,0 F
<b>DP600</b>	1,0 F	Não observado	1,0 F	1,0 F
<b>HSLA550</b>	Não observado	Não observado	1,0 F	2,5 F



FIGURA 5.1 – Aspecto representativo de inclusões da amostra FB580. Sem ataque. Ampliação original: 200x.



FIGURA 5.2 – Aspecto representativo de inclusões da amostra DP600. Sem ataque. Ampliação original: 200x.

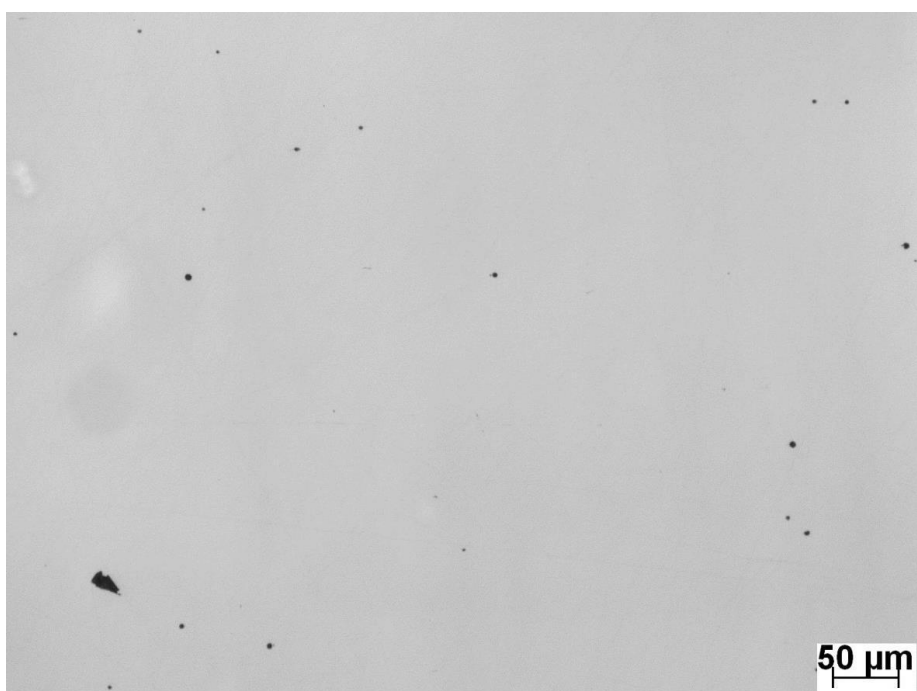
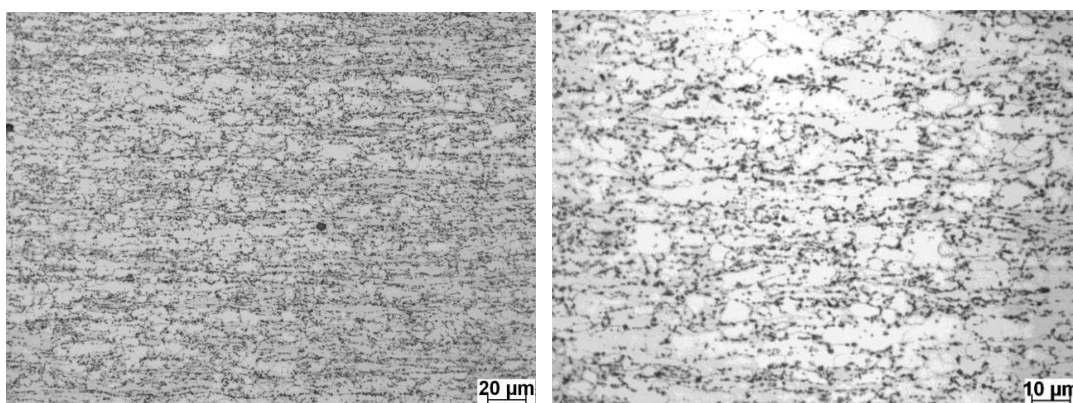
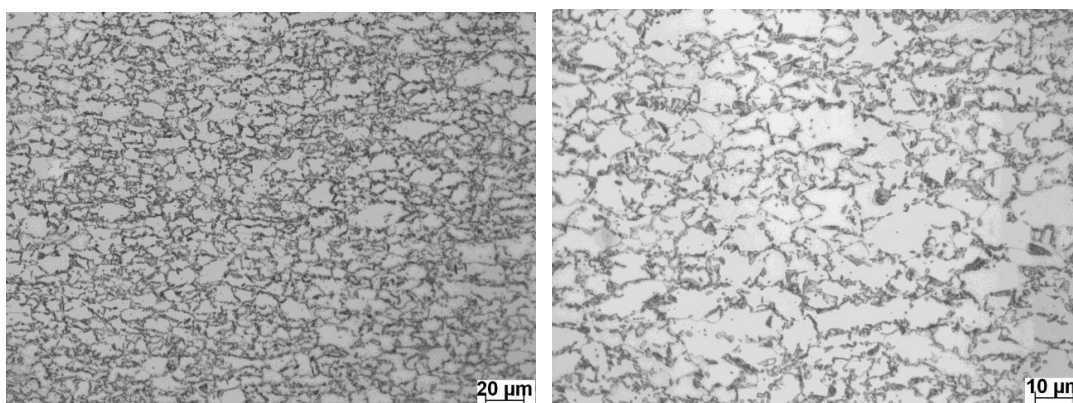


FIGURA 5.3 – Aspecto representativo de inclusões da amostra HSLA550. Sem ataque. Ampliação original: 200x

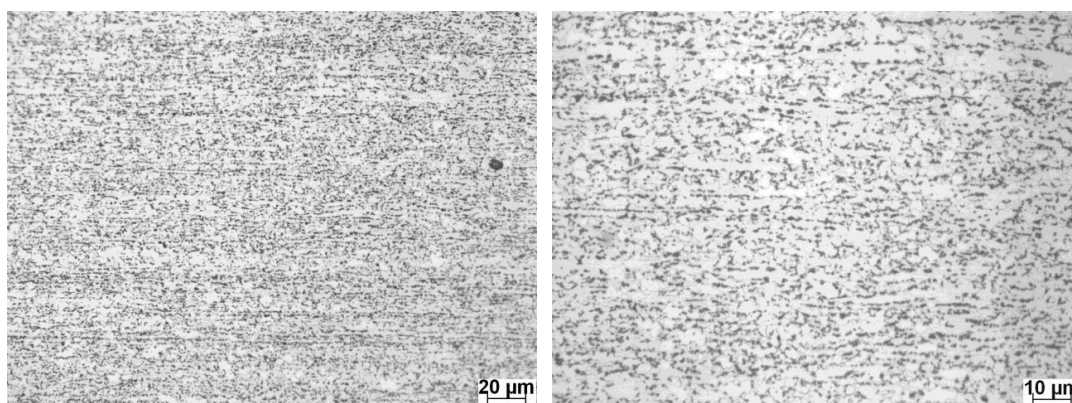
A microestrutura das amostras dos aços avaliados é mostrada nas figuras 5.4 e 5.5, via MO e MEV, respectivamente. O aço FB580 apresentou microestrutura composta por uma matriz ferrítica e segunda fase bainítica. O aço DP600 apresentou microestrutura composta por uma matriz ferrítica, segunda fase martensítica e uma terceira fase com predominância de bainita. O aço HLSA550 apresentou microestrutura composta por uma matriz ferrítica e carbonetos dispersos nos contornos e no interior dos grãos. Os constituintes microestruturais encontrados nos aços avaliados encontram-se de acordo com o esperado para os graus em questão.



(a) Aço FB580 – Ampliações originais de 500x e 1.000x.

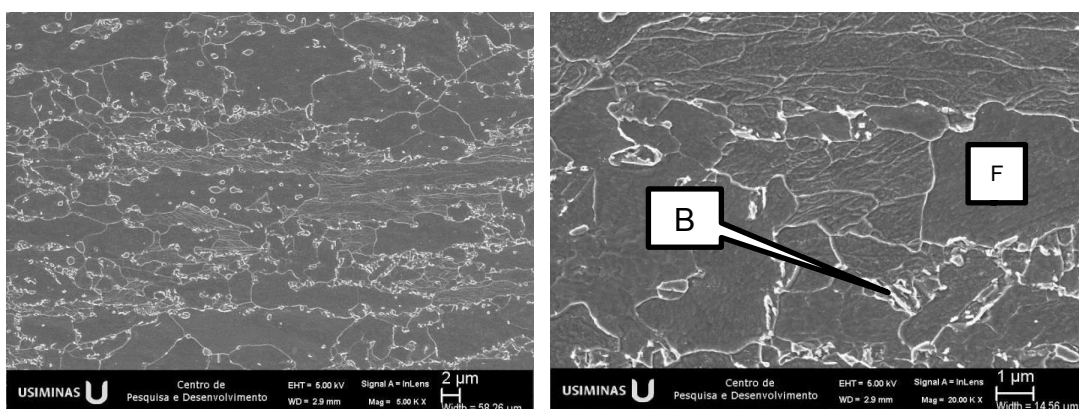


(b) Aço DP600 – Ampliações originais de 500x e 1.000x

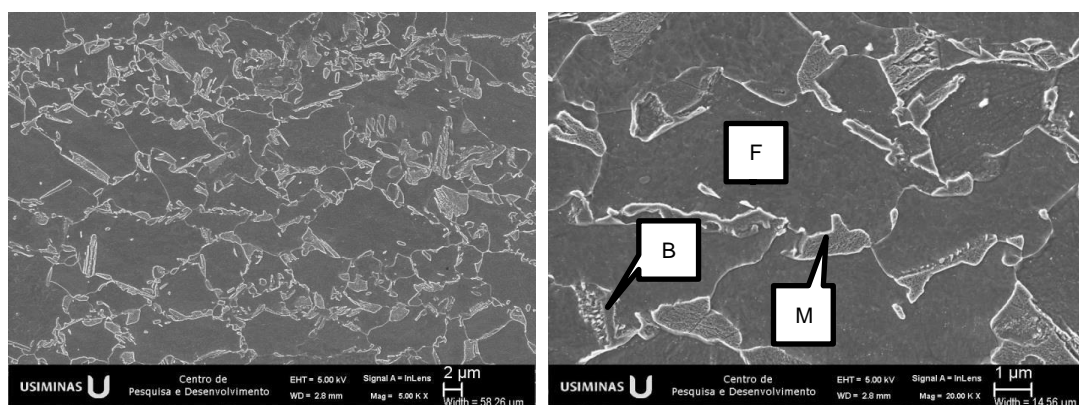


(c) Aço HSLA550 – Ampliações originais de 500x e 1.000x

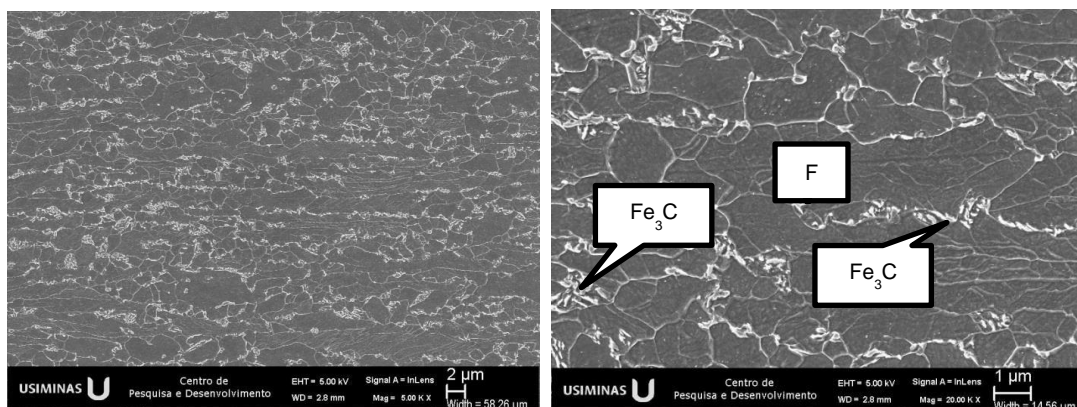
FIGURA 5.4 - Microestrutura típica do material das amostras analisadas, vista a  $\frac{1}{4}$  da espessura, em seção longitudinal à direção de laminação, via MO. Ataque: Nital 4%.



(a) Aço FB580 – Ampliações originais de 5.000x e 20.000x



(b) Aço DP600 – Ampliações originais de 5.000x e 20.000x



(c) Aço HSLA550 – Ampliações originais de 5.000x e 20.000x

FIGURA 5.5 - Microestrutura típica do material das amostras analisadas, vista a  $\frac{1}{4}$  da espessura, em seção longitudinal à direção de laminação, via MEV. Ataque: Nital 4%.

### 5.2.1. Quantificação de microestrutura

Os resultados de caracterização quantitativa dos constituintes do aço FB580, DP600 e HSLA550 são apresentados nas tabelas V.3, V.4 e V.5, respectivamente.

TABELA V.3 – Fração volumétrica dos microconstituintes do aço FB580.

<b>Ferrita</b>	<b>Número de dados:</b>	<b>20</b>
	Fração mínima:	78,1
	Fração máxima:	81,5
	<b>Fração média:</b>	<b>79,6</b>
	Desvio padrão (amostra):	0,9
	<b>Desvio padrão (população):</b>	<b>0,8</b>
	Intervalo de confiança (95%):	0,4
<b>Outros</b>	<b>Número de dados:</b>	<b>20,0</b>
	Fração mínima:	18,5
	Fração máxima:	21,9
	<b>Fração média:</b>	<b>20,4</b>
	Desvio padrão (amostra):	0,9
	<b>Desvio padrão (população):</b>	<b>0,8</b>
	Intervalo de confiança (95%):	0,4



TABELA V.4 – Fração volumétrica dos microconstituintes do aço DP600.

<b>Ferrita</b>	<b>Número de dados:</b>	<b>20</b>
	Fração mínima:	71,1
	Fração máxima:	75,2
	<b>Fração média:</b>	<b>72,8</b>
	Desvio padrão (amostra):	1,1
	<b>Desvio padrão (população):</b>	<b>1,1</b>
	Intervalo de confiança (95%):	0,5
<b>Martensita</b>	<b>Número de dados:</b>	<b>20</b>
	Fração mínima:	4,4
	Fração máxima:	7,0
	<b>Fração média:</b>	<b>5,8</b>
	Desvio padrão (amostra):	0,8
	<b>Desvio padrão (população):</b>	<b>0,7</b>
	Intervalo de confiança (95%):	0,3
<b>Bainita<sup>(I)</sup></b>	<b>Fração:</b>	<b>21,4</b>

(I) A Bainita foi determinada a partir da diferença entre a fração de 2ª fase, medida no primeiro ataque, e a quantidade de Martensita, determinada no segundo ataque.

TABELA V.5 – Fração volumétrica dos microconstituintes do aço HSLA550.

<b>Ferrita</b>	<b>Número de dados:</b>	<b>20</b>
	Fração mínima:	76,7
	Fração máxima:	79,6
	<b>Fração média:</b>	<b>78,5</b>
	Desvio padrão (amostra):	0,7
	<b>Desvio padrão (população):</b>	<b>0,7</b>
	Intervalo de confiança (95%):	0,3
<b>Outros</b>	<b>Número de dados:</b>	<b>20</b>
	Fração mínima:	20,4
	Fração máxima:	23,3
	<b>Fração média:</b>	<b>21,5</b>
	Desvio padrão (amostra):	0,7
	<b>Desvio padrão (população):</b>	<b>0,7</b>
	Intervalo de confiança (95%):	0,3

Observa-se que o aço FB580 e HSLA550 apresentaram teores médios de ferrita muito similares, com 79,6% e 78,5%, respectivamente, sendo que para o primeiro aço, a segunda fase, aqui denominada de outros, é considerada uma matriz bainítica, enquanto no HSLA550, foram observados carbonetos dispersos. O aço

DP600, além do teor médio de Ferrita de 72,8%, apresentou também teor médio de Martensita de alto carbono de 5,8%, além disso, evidenciou-se nesse aço, uma terceira fase, com predominância de Bainita de 21,4%.

### 5.3. Propriedades Mecânicas em Tração

As propriedades mecânicas em tração das amostras são mostradas na tabela V.6. Outros dados calculados foram o coeficiente de anisotropia linear ( $r$ ), expoente de encruamento  $n$  do material, anisotropia planar ( $\Delta r$ ) e anisotropia normal ( $r_m$ ).

TABELA V.6 – Propriedades mecânicas em tração (resultados correspondem à média de três corpos de prova ensaiados).

Identificação	Orientação <sup>(I)</sup>	LE (MPa)	LR (MPa)	AI unif (II) (%)	AI <sub>total</sub> (III) (%)	$r_{10\%}$ (IV)	$n_{4\%/6\%}$ (IV)	$r_m$	$\Delta r$
FB580	90°	520	642	11,2	20,6	0,784	0,123	0,832	-0,331
	45°	498	600	12,6	23,0	0,996	0,129		
	0°	504	610	12,3	21,4	0,548	0,134		
DP600	90°	413	650	15,9	26,7	1,336	0,170	0,993	0,354
	45°	424	671	16,5	26,1	0,816	0,177		
	0°	407	646	17,8	28,1	1,001	0,183		
HSLA550	90°	614	662	10,7	17,0	0,546	0,172	0,907	-0,853
	45°	560	597	12,6	25,0	1,333	0,192		
	0°	551	613	12,0	19,9	0,413	0,156		

(I) Orientação do comprimento dos corpos de prova em relação à direção de laminação;

(II) Alongamento uniforme avaliado para uma base de medida de 50 mm;

(III) Alongamento total avaliado para uma base de medida de 50 mm;

(IV) Aço DP600 avaliado com  $r_{15\%}$ .

Como era de se esperar, os três aços analisados apresentaram valores similares de Limite de Resistência (LR), tendo o aço FB580 apresentado um valor inferior de +/- 6%, se comparado com os aços DP600 e similar ao aço HSLA550, quando ensaiados na direção 0° ao sentido de laminação. Em relação à ductilidade, que pode ser avaliada pelo valor de alongamento total, o aço FB580 apresentou um expressivo valor inferior em +/- 31% quando comparado com o DP600 e levemente superior (+/- 7%) em relação ao aço HSLA550.

O maior valor de limite de resistência registrado no aço DP600 pode ser justificado pela fração volumétrica de martensita encontrada nesse aço. Entretanto, as propriedades de tração não são apenas determinadas pela fração de volume de martensita, mas também pela morfologia e distribuição desta fase. Assim, considerando uma fração de volume constante de martensita, pode-se obter uma melhor combinação de resistência e ductilidade quando o aço possui uma estrutura martensítica mais refinada. (LOMBARDO, 2010; CALLISTER, 2007).

Em relação ao Limite de Escoamento (LE), o aço DP600 apresentou os menores limites. O aço FB580 apresentou razão elástica (LE/LR) intermediária entre os aços DP600 e HSLA550. Os coeficientes de encruamento apresentado no aço FB580 foi o menor dentre os três aços analisados. Por vez, o aço DP600 apresentou o maior valor, o que deve se refletir em uma maior conformabilidade do material por estiramento e em uma CLC mais elevada.

A variação do coeficiente de anisotropia linear ( $r$ ), calculado a 10 % de deformação para os aços FB580 e HSLA550 e a 15% de deformação para o aço DP600, em cada uma das três direções ( $r_{0^\circ}$ ,  $r_{45^\circ}$  e  $r_{90^\circ}$ ) nos aços estudados, classificam os mesmos como anisotrópicos planares, uma vez que apresentaram valores diferentes para  $r_{0^\circ}$ ,  $r_{45^\circ}$  e  $r_{90^\circ}$  ( $r_{0^\circ} \neq r_{45^\circ} \neq r_{90^\circ}$ ). Este fato indica que o material apresenta diferentes propriedades mecânicas no plano da chapa, ou seja, a reação do material é diferente conforme a direção de aplicação dos esforços no plano do material. Nos aços FB580 e HSLA550, o maior valor de  $r$  foi encontrado na direção de  $45^\circ$ , enquanto o aço DP600 apresentou maior valor de  $r$  na direção a  $90^\circ$ .

Em relação a anisotropia normal ( $r_m$ ), os três aços apresentaram resultados similares, sendo que o aço FB580 registrou o menor dentre os três aços estudados. O coeficiente de anisotropia normal também é muito importante, pois avalia um possível afinamento da espessura da chapa após a fabricação do item, podendo comprometer estruturalmente a peça a ser produzida, atingindo um maior nível de conformação sem a ruptura. Quanto menor o valor de  $r_m$ , maior é a facilidade de redução de espessura no material.

Os diferentes valores de anisotropia planar para cada uma das direções consideradas nos ensaios implica dizer que o material apresenta tendência a sofrer um fenômeno conhecido como orelhamento. A tendência do material sofrer o orelhamento é quantificada pela anisotropia planar ( $\Delta r$ ), a qual é originada pela diferença de propriedades mecânicas no plano da chapa, ou seja, existe uma diferença de propriedades nos sentidos  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$  de laminação da chapa.

Os aços FB580 e HSLA550 apresentaram resultados negativos de  $\Delta r$  enquanto o aço DP600 apresentou um resultado positivo. Um valor positivo indica que o valor de  $r$  a  $45^\circ$  da direção de laminação é menor que nas direções longitudinal ou transversal, nas quais em um possível embutimento ocorrerão as “orelhas”, um valor negativo de  $\Delta r$  indica que o valor de  $r$  a  $45^\circ$  da direção de laminação é maior que nas

direções longitudinal e transversal, e nessas direções, a 45°, que ocorrerão as “orelhas” em um possível embutimento.

### 5.3.1. Ensaios Bake Hardening e Aging Index

Nota-se também que os aços FB580 e DP600 apresentaram um efeito BH considerável, 49 e 40 MPa respectivamente, conforme mostrado na figura 5.6, configurando um ganho de resistência significativo quando utilizados para a fabricação de peças para aplicação automotiva, as quais são submetidas a um tratamento térmico similar ao utilizado nos ensaios durante a cura da pintura dos automóveis.

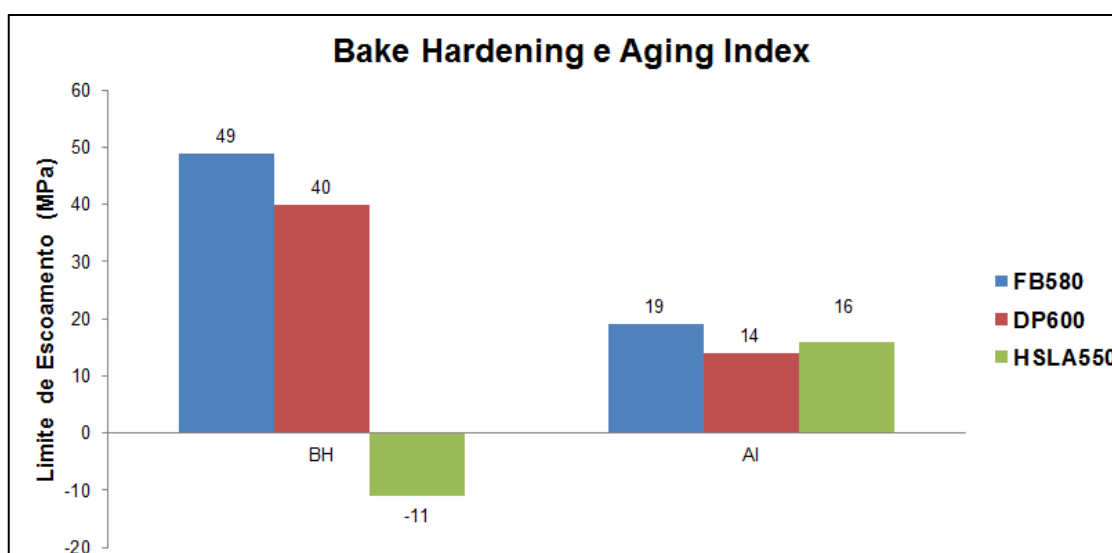


FIGURA 5.6 - Índices BH e AI dos aços FB580, DP600 e HSLA550.

O maior ganho de escoamento para o aço FB580 em relação ao DP600 pode ser explicado por uma menor quantidade de deslocações livres presentes nesse aço associada a uma elevada quantidade de carbono em solução sólida. Durante o processamento do aço FB580, o resfriamento é trazido a temperaturas da ordem de 400°C (transformação bainítica) o que faz com que a densidade de deslocações móveis seja menor do que no aço DP600. Durante o tratamento térmico, o carbono se distribui mais uniformemente entre as deslocações, ancorando-as, o que resulta em um maior valor de Bake Hardening. Já o aço DP600, ao ser resfriado rapidamente a partir da temperatura de têmpera, a difusão é inibida e a maior parte do carbono que está em solução sólida ficará aprisionada nas deslocações introduzidas nas interfaces ferrita/martensita. Dessa forma, sobram deslocações

livres (ou com pouco carbono) no interior dos grãos de ferrita, o que faz com que o aumento no limite de escoamento seja menor.

O índice BH do aço HSLA550, por sua vez, foi negativo, indicando que o limite de escoamento do material diminuiu após o tratamento térmico realizado durante os ensaios. Acredita-se, embora a temperatura de tratamento tenha sido baixa (170°C), que este resultado esteja relacionado ao fenômeno de recuperação do material.

Borges (1994) estudou o efeito do modo (tração uniaxial, estado plano de deformação e expansão equibiaxial) e da quantidade de pré-deformação, em aços com envelhecimento, e para as amostras que foram pré-deformadas no modo de deformação biaxial, apresentaram valores de BH negativo. Na mesma linha, outros trabalhos como os desenvolvidos por Khristenko et al (1986) e Takechi et al (1986), estudaram a influência de deformações anteriores diferentes das deformações posteriores ao envelhecimento de aços baixo carbono e também encontraram valores de BH negativo.

Nos três trabalhos mencionados não há explicação para este fato, porém, os autores comentam que podem estar associados ao empobrecimento de intersticiais da matriz, devido à migração dos intersticiais para as deslocações geradas na pré-deformação que atuam em sistemas de escorregamento diferentes daqueles utilizados nas deslocações na deformação posterior ao envelhecimento.

No entanto, um estudo mais aprofundado é necessário para se chegar a uma conclusão mais exata a respeito.

Em relação ao índice de envelhecimento, os três aços apresentaram resultados similares, apontando baixa susceptibilidade ao envelhecimento em temperatura ambiente.

#### **5.4. Ensaio de Estiramento Erichsen**

Os índices de estiramento Erichsen das amostras planas analisadas são mostrados na tabela V.7, ilustrados pelas figuras 5.7 e 5.8.

TABELA V.7 – Índices de estiramento Erichsen das amostras planas analisadas.

Identificação	Ensaio 1 (mm)	Ensaio 2 (mm)	Ensaio 3 (mm)	Média (mm)	Classificação NBR 5915
<b>FB580</b>	11,0	11,0	10,9	11,0	EM
<b>DP600</b>	11,8	11,8	11,8	11,8	EEP-G3,G4
<b>HSLA550</b>	10,5	10,6	10,6	10,6	EM

Verifica-se que o aço FB580 apresentou uma capacidade de estiramento intermediária entre os dois outros aços, sendo que o aço DP600 apresentou a maior capacidade de estiramento Erichsen e o aço HSLA550 apresentou o pior desempenho. Estes resultados permitem classificá-los, segundo a norma ABNT NBR 5915, em aços EM (Estampagem Média), EEP (Estampagem Extra Profunda) e EM, respectivamente. O valor Erichsen correlaciona-se razoavelmente com o índice de encruamento “n”, e como observado, o aço DP600 avaliado apresentou um maior valor uniforme em todas as direções em relação aos demais aços e o que pode explicar o seu melhor comportamento sob este modo de deformação, seguido do aço FB580, com capacidade de estiramento intermediária, e pelo HSLA550, com a menor capacidade de estiramento.

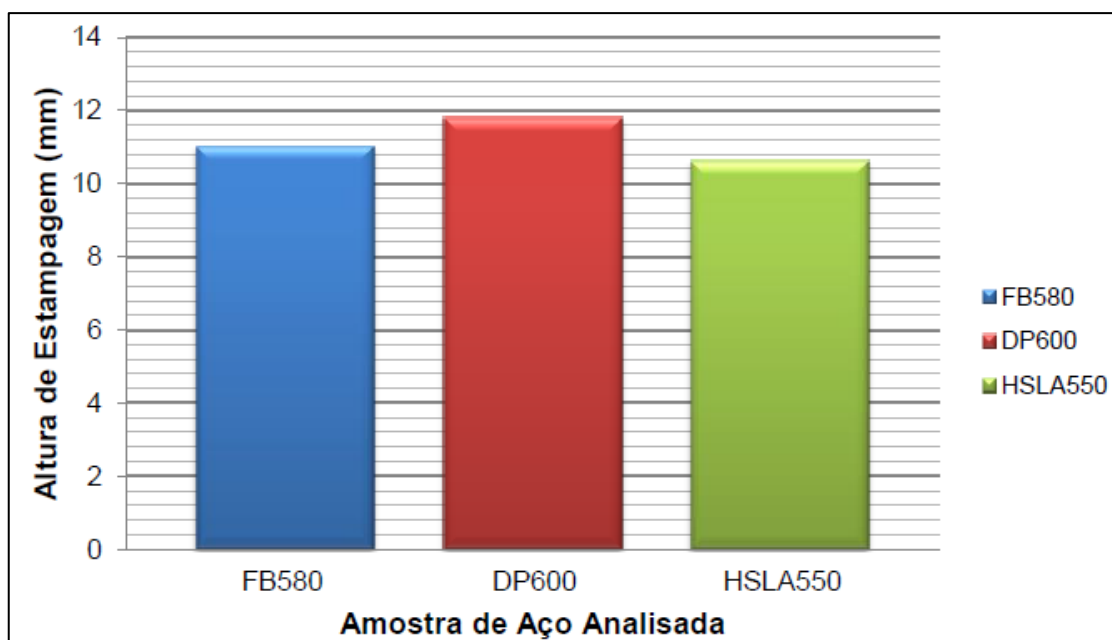


FIGURA 5.7 – Resultados do ensaio de estiramento Erichsen das amostras analisadas.

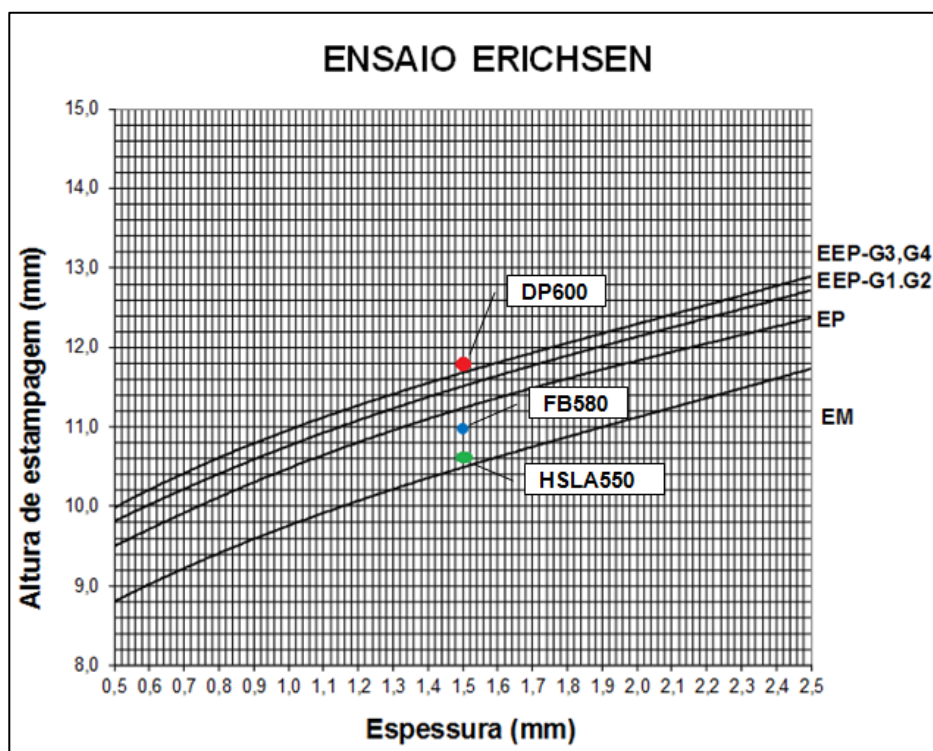


FIGURA 5.8 - Classificação segundo a norma ABNT NBR 5915.

### 5.5. Ensaio de Razão Limite de Estampagem (Método Swift)

Os resultados dos ensaios de Razão Limite de Estampagem (RLE) das amostras são mostrados na tabela V.8. Os aços FB580 e HSLA550 apresentaram a mesma razão limite de Estampagem, igual a 2,0. O aço DP600, por sua vez, apresentou a menor razão limite de estampagem, igual a 1,9. O coeficiente de anisotropia normal ( $r_m$ ) permite avaliar a capacidade de uma chapa metálica resistir ao afinamento quando submetida a esforços de tração no plano da mesma. Um coeficiente de anisotropia normal elevado significa que a resistência a deformação na espessura é maior do que nas outras dimensões. Por isso, operações de estampagem profunda necessitam de materiais com coeficientes de anisotropia normal elevados. Apesar da RLE se correlacionar bem com a capacidade de embutimento do material e com a anisotropia normal, esse efeito não foi observado, uma vez que o aço DP600 apresentou a menor razão limite de estampagem (mesmo apresentando um maior valor de  $r_m$ ), o que sugere que esse aço, na condição tal como avaliado, deve apresentar o pior comportamento em termos de embutimento dentre as três amostras avaliadas.

Conforme mencionado no capítulo 3.8, a lubrificação da peça tem influência direta no resultado e o aço Dual Phase, na condição como ensaiado, pode ter apresentado uma pior lubrificação se comparado com os demais aços estudados.

TABELA V.8 – Razão Limite de Estampagem (RLE) dos aços analisados.

Diâmetro Blank (mm)	RLE	Condição dos corpos de prova após a estampagem		
		FB580	DP600	HSLA550
90	1,8	Ok	Ok	Ok
95	1,9	Ok	Ok	Ok
100	2,0	Ok	Rompeu	Ok
105	2,1	Rompeu	Rompeu	Rompeu
110	2,2	Rompeu	Rompeu	Rompeu
115	2,3	Rompeu	Rompeu	Rompeu

### 5.6. Ensaio de Expansão Cônica de Furo

Os resultados dos ensaios de capacidade de expansão cônica de furo (ECF) das amostras avaliadas, obtidos segundo a norma ISO TS 16.630, são mostrados na tabela V.9. Nota-se que a capacidade de expansão de furo do aço FB580 foi consideravelmente maior que a do DP600 e ligeiramente maior que a do HSLA550, considerando o desvio padrão dos ensaios. Esse ensaio se correlaciona bem com a capacidade de estiramento de flange do material, o que sugere que o aço FB580 deverá apresentar a melhor conformabilidade sob este modo de deformação. Essa é a principal vantagem desse aço frente aos outros dois avaliados, o que o torna mais indicado para a fabricação de peças nas quais as operações de flangeamento são mais severas.

TABELA V.9 – Capacidade de expansão cônica de furo ( $\lambda$ ) das amostras analisadas, obtida a partir de ensaios realizados segundo a norma ISO TS 16.630.

Identificação	Valor médio $\lambda$ (%)	Desvio Padrão (%)
FB580	75	11,0
DP600	39	4,0
HSLA550	54	8,0

A presença de uma microestrutura predominantemente bainítica confere atributos especiais ao produto desenvolvido e esta melhor flangeabilidade é devida,



principalmente, a homogeneização e uma estrutura fina de ripas da matriz, a qual teria contribuído para evitar danos na borda dos furos e melhorar a expansão de furos através da minimização da iniciação e propagação de trincas (SUGIMOTO et al., 2000).

A capacidade em expansão de furo do aço Dual Phase é fortemente influenciada pela sua microestrutura e quanto maior a diferença de dureza entre a ferrita e a martensita, maior será o nível das tensões residuais geradas pela deformação, o que irá contribuir para uma menor razão de expansão de furo. (Terrazas et al., 2017). Essa pode ser uma das explicações para que os aços DP tenham uma baixa expansão de furo, em comparação com as amostras de aços FB580 e HSLA550 (Ferrita + Perlita), onde a diferença entre as fases dura e macia não é tão acentuada, por sua vez, o desempenho intermediário do aço HSLA, pode ser explicado pela presença de maior concentração de carbono nesse aço, o que favorece a formação da cementita, e essa, pode diminuir a razão da expansão de furo (FANG et al., 2003a).

Outros estudos corroboram os resultados obtidos nesse trabalho, como o estudo de Karelova et al. (2007) Hasegawa et al. (2004).

Karelova et al. (2007) utilizou dois aços AHSS de mesmo grau de resistência (800 MPa), Dual Phase (DP800) e Complex Phase (CP800), e foram avaliados quanto à capacidade de expansão de furo. O aço CP800 apresentou maior capacidade de expansão de furos, apesar de apresentar limite de resistência (LR) similar e menor alongamento total (Alt) do que o aço DP800.

Já Hasegawa et al. (2004), analisaram o comportamento de aços de ultra-alta resistência mecânica (acima de 980 MPa) em ensaios de expansão de furo. Eles estudaram dois aços do tipo Dual Phase, onde o autor denominou de A e B, que obtiveram 19% e 15% de alongamento, respectivamente, e outro terceiro aço, martensítico, denominado C, que apresentou 5% de alongamento, que apesar do menor valor, foi o que apresentou a maior capacidade de expansão de furo.

Os autores comentam que a fração volumétrica e, principalmente, o tipo dos microconstituintes afetam significativamente a capacidade e expansão de furo. Os autores atribuem o pior desempenho dos aços Dual Phase, comparados aos aços martensítico e ao Complex Phase, a maior diferença de dureza entre os seus constituintes, martensita e ferrita, o que leva à concentração das deformações na ferrita e ao aparecimento de microtrincas na interface da ferrita com a martensita. De

acordo com Karelava et al., o aço CP800 avaliado apresentou um maior volume de bainita, quando comparado ao aço DP. Assim, a microestrutura do aço CP800 teve sua resistência mecânica mais homogênea devido ao menor contraste na dureza dos constituintes bainita, ferrita e martensita, o que levou a uma distribuição uniforme das deformações e a maior capacidade de expansão de furo. O mesmo raciocínio foi utilizado por Hasegawa et al., que atribuíram à fase única martensita, ao melhor desempenho deste aço.

A microestrutura do CP800, por ser mais homogênea, é menos susceptível à fratura localizada, o que eleva a sua capacidade de expansão de furos; mas possui menor endurecimento por trabalho a frio, o que leva ao menor alongamento no ensaio de tração.

### 5.7. Ensaio de Curva Limite de Conformação

As Curvas Limite de Conformação dos aços analisados, determinadas pela técnica de Nakajima à estrição segundo recomendações da norma ISO 12.004-2, são mostradas na figura 5.9.

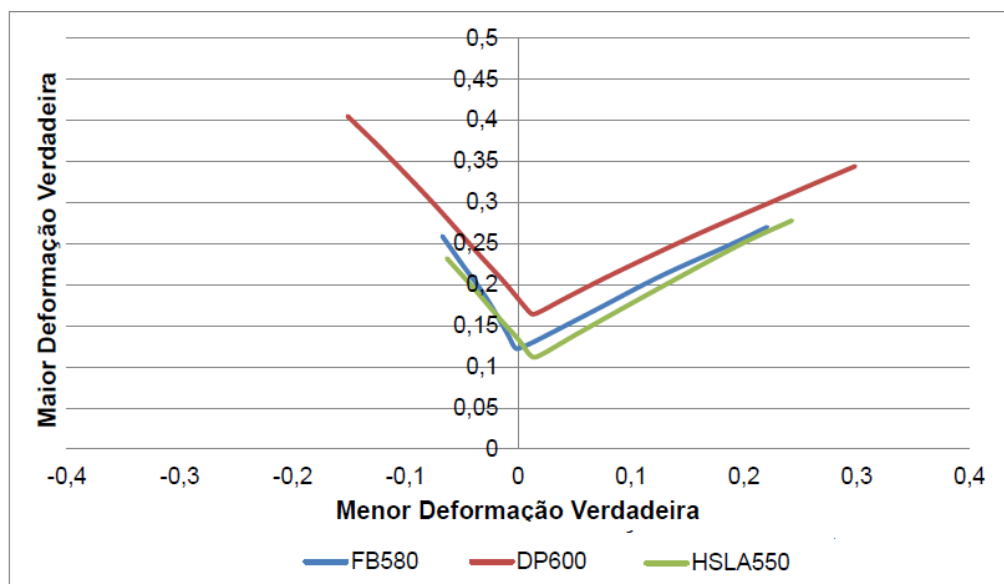


FIGURA 5.9 – Curvas Limite de Conformação dos aços avaliados, determinadas pela técnica de Nakajima à estrição, segundo recomendações da norma ISO 12.004-2

O aço FB580 apresentou a CLC intermediária, enquanto o aço DP600 apresentou a CLC mais alta, com valores mais elevados de  $\varepsilon_1$  (maior deformação), já o aço HSLA550 apresentou a curva mais baixa. O  $CLC_0$  (ponto mais baixo da CLC, com a menor deformação próxima de zero) dos aços FB580, DP600 e HSLA550 foi de 0,142; 0,170 e 0,134, respectivamente.

Por meio das Curvas Limite de Conformação, verificou-se, de um modo geral, que o aço DP600 apresentou melhor desempenho em todos os modos de deformação, ou seja, maior conformabilidade no embutimento (lado esquerdo da curva), deformação plana e estiramento (lado direito da curva).

A posição e formato da CLC podem ser afetados por diferentes parâmetros, entre os quais se destaca o valor  $n$ . Quanto maior o coeficiente de encruamento, maiores valores de deformações limites são obtidos, o que explica a curva do aço DP600 ser mais elevada.

## **5.8. Análise Comparativa dos Resultados**

Para identificação dos pontos fortes e fracos de cada grau de aço estudado no que tange à sua conformabilidade e propriedades fundamentais, foi estabelecida uma metodologia de graduação, onde se optou pela identificação do maior valor e também mais favorável à conformação, atribuindo-lhe o valor máximo (10) e graduando-se os demais em relação ao valor máximo (regra de três). O resultado desta graduação é apresentado na figura 5.10.

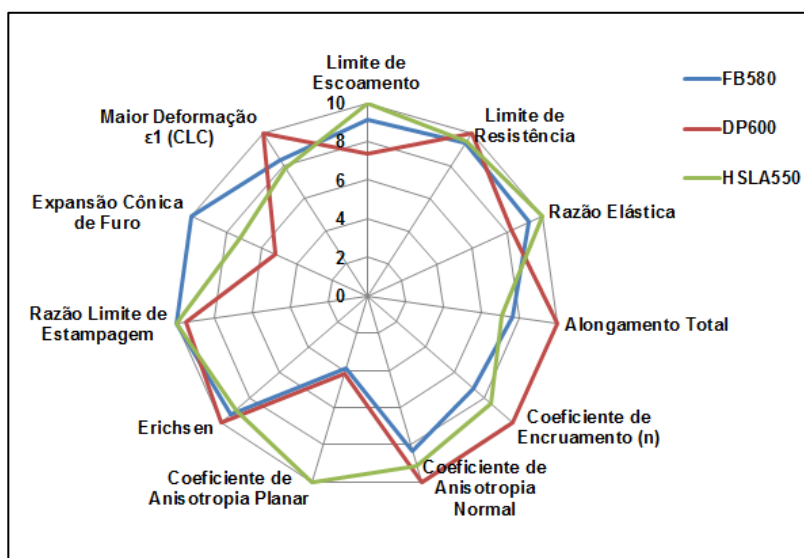


FIGURA 5.10 – Graduação das variáveis de conformabilidade e propriedades fundamentais dos aços analisados

## 6. CONCLUSÕES

O aço FB580 desenvolvido recentemente em escala industrial foi avaliado em termos microestruturais e de estampabilidade, comparativamente aos aços DP600 e HSLA550, de classes de resistência similares.

As amostras apresentaram boa limpidez e qualidade microestrutural, além de composição química e propriedades mecânicas em tração dentro do esperado para as suas respectivas classes.

O aço DP600 exibiu a maior capacidade de estiramento Erichsen. Este resultado permite classificá-lo, segundo a norma ABNT NBR 5915, em aço EEP (Estampagem Extra Profunda), enquanto os aço FB580 e HSLA550 são classificados como EM (Estampagem Média).

Os aços FB580 e HSLA550 apresentaram a mesma razão limite de estampagem, igual a 2,0. O aço DP600, por sua vez, apresentou razão limite de estampagem igual a 1,9. Estes resultados sugerem que o aço DP600 deve apresentar o pior comportamento em termos de embutimento dentre as três amostras avaliadas.

O aço DP600 apresentou a CLC mais alta, com valores mais elevados de  $\epsilon_1$  (maior deformação), seguido dos aços FB580 e HSLA550, respectivamente.

Os aços FB580, DP600 e HSLA550 exibiram capacidade de expansão cônica de furo (ECF) média de 75, 39 e 54%, respectivamente. O ensaio ECF se correlaciona bem com a capacidade de estiramento de flange do material, o que sugere que o aço FB580 deverá apresentar a melhor conformabilidade sob este modo de deformação. Essa é a principal vantagem desse aço frente aos outros dois avaliados, o que o torna mais indicado para a fabricação de peças nas quais as operações de flangeamento são mais severas.

## 7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASTM A370. Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. Novembro. 2017a.

ASTM E 45 – *Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel* – The American Society for Testing and Materials (ASTM), 2013.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E 466: Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials, United States, 2007.

AMERICAN SOCIETY FOR MATERIAL, ASM Handbook, Mechanical Testing and Evaluation, Ohio, ASM International, vol.08, 2000.

ASM/NADDRG: Final report of the LDH committee, (1990).

ASM/NADDRG: Recommended referee practice for the LDH test, (1987).

AYERS, R. A., Brazier, W.G. and Sajewski, V. F., J. Appl. Metal working, 1,(1979).

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.

BACKOFEN, W.A. Massachusetts Institute of Technology Industrial Liaison Symposium, Chicago, 1974.

BARBOSA, A. H. A.; Alves, H. A.; Araújo, I. L.; Ribeiro, C. F. – Estudo da Influência dos Parâmetros de Recozimento Contínuo nas Propriedades Mecânicas de Aços de Alta Resistência Laminados a Frio (RPPP1357) – Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da USIMINAS, 2000

BASTOS, A.L. Análise do processo de estampagem de chapas de aço através da curva limite de conformação. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil, UFSC, 2009.

BATALHA, G.F.; Introdução à Manufatura Mecânica - Departamento de Engenharia Mecatrônica e de Sistemas Mecânicos – PMR EPUSP, 1997.

BITTENCOURT, T. R. Avaliação da conformabilidade e da resistência à indentação dos aços Interstitial Free High Strength Steel (IFHSS) e Bake Hardenable (BH) da alasse de 260 MPa de limite de escoamento. 2014. 105f. Dissertação (Mestrado) - Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2014.

BRANDÃO, E.F. Avaliação da Estampabilidade de uma Travessa de Suspensão utilizando Aços de Alta Resistência em Substituição a um Aço HSLA com 410 MPa de Limite de Resistência. 2015. Dissertação de Mestrado Apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte, Brasil, 2015.

BRESCIANI F., E. (coord); Conformação Plástica dos Metais - Volume I, 5.<sup>a</sup> edição, Editora da Unicamp, 1997.

BORGES N.R. Aços com envelhecimento controlado: efeito do modo e da quantidade de pré-deformação. 1994. Dissertação de Mestrado Apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte. Brasil, 1994.

BOUAZIZ, O et al. The double bending test: a promising new way for an optimal characterization of cut-edges ductility, IDDRG 2010 International Conference, Graz, Austria, 575-528, 2010.

CAETANO, R.A. Avaliação da Conformabilidade do Aço Transformation Induced Plasticity (TRIP780) Eletro galvanizado e Dual Phase (DP780) Galvanizado Por Imersão a Quente. Dissertação de Mestrado Apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte, Brasil, 2015.

CALLISTER JR, William D., **Ciência e Engenharia dos Materiais: Uma Introdução**. Editora LTC, 5. Edição, Rio de Janeiro, 2002

CHANG, P. H.; PREBAN, A. G. – The Effect of Ferrite Grain Size and Martensite Volume Fraction on the Tensile Properties of Dual Phase Steel – Acta Metallurgica, v. 33, N°5, p. 897-903, 1985.

COSTA, F. S.; MIRANDA, F. J. F.; MOREIRA, J. G.. Estudo da influência do substrato metálico nas características dos revestimentos eletro galvanizados. Relatório final de estudo de P&D - PPVG0534.69p, 1999.

DE MEYER, M.; VANDERSCHUEREN, D.; DE COOMAN, B.C.; The Influence of the Substitution of Si by Al on the Properties of Cold-Rolled C-Mn-Si TRIP Steels, ISIJ Int, V39, 1999, Pag. 813-822.

DIETER, G. E, Mechanical Behavior Under Tensile and Compressive Loads. In:

DIETER, G. E. – Metalurgia Mecânica – Editora Guanabara Dois, 2ª Edição, 1981 [9].



FANG, X. et al. The relationships between tensile properties and hole expansion property of C-Mn steels. **Journal of Materials Science**, v. 38, n. 18, p. 3877–3882, 2003a.

FASCÍCULO DE INFORMAÇÃO TÉCNICA. — Conformação na Prensa”. Belo Horizonte, USIMINAS-UDC, Outubro 1984.

FERRARINI, J.L. Caracterização de Materiais para o processo de Estampagem. Dissertação de Mestrado, Curso de Pós-Graduação em Engenharia Minas, Metalúrgica e Materiais, UFRGS, Porto Alegre, 2004

FERREIRA, J. L.; TEPEDINO, J. O. A. – Estudo da Conformabilidade de Aço da Classe DP590 Processado via CAPL (PPVG5361) – Relatório final de estudo, Centro de Pesquisa e Desenvolvimento, USIMINAS, 2007.

GIPIELA, M., Estudo da Expansão de Furos e Estampabilidade de Chapas de Aço Multifásico CPW800. 2012. 184f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Paraná. 2012.

GHOSH, A.K., Metals Eng. Quarter 15(53), (1975).

GROTE, K.H. and Antonsson, E.K., ed. Springer Handbook of Mechanical Engineering, Springer, Würzburg, (2009).

HALL, E.O., The Deformation and Ageing of Mild Steel: III Discussion of Results. Proceedings of the Physical Society. Section B, Volume 64, Number 9, 1951. 5.

HASEGAWA, K. et al. Effects of microstructure on stretch flange formability of 980MPa Grade cold rolled ultra-high strength steel sheets. ISIJ International, vol 44, Nº3, 603- 609, 2004.

HOLT, J. M, Uniaxial Tension Testing. In: **AMERICAN SOCIETY FOR MATERIAL, ASM Handbook**, Mechanical Testing and Evaluation, Ohio, ASM International, vol.08, 2000.

INTERNATIONAL IRON AND STEEL INSTITUTE (SECTION 2) – Forming in: Advanced high strength steel application guidelines – Versão 4.1, Revisão em 8 Jun. 2009.

ISO. ISO/TS 16630. Metallic Materials – Method of Hole Expansion Test. 2003. 7f. Norma ISO. 2003.

KALPAKJIAN, S. & SCHMIDT – Manufacturing Engineering and Technology 4th ed. Ed. Prentice Hall – capítulo 16 – item 16-8 e 16.9 – pp. 416-420, 2003.

KARELOVA, A. et al. Influence of the edge conditions on the hole expansion property of dual-phase and complex-phase steels. Science and Materials Technology, 159-169, 2007.

KELLER, S. KIMCHI, M – Advanced High-Strength Steels Application Guidelines Version 6.0. WorldAutoSteel, apr. 2017

KONIECZNY, A. A.; SHI, M. F. – An experimental study of springback for Dual Phase steel and conventional high strength steel. Society of Automotive Engineers, Detroit, March 2001.

KRELLING, A. Material da disciplina de Tecnologia em Mecatrônica no Instituto Federal de Santa Catarina. Disponível em <http://joinville.ifsc.edu.br/~anael.krelling/Tecnologia%20em%20Mecatr%C3%B4nica/PFB64/7%20-%20Estampagem.pdf>. Acessado em 26 de janeiro de 2019.

KHRISTENKO, I.N.; DRYUKOVA, I.N.; TOMENKO, Y.S. Influence of prior deformation on susceptibility of low carbon steels to strain aging. Steel USSR, v.16, n. 1, p. 44-46, janeiro 1986.

LANGE, K. Forming Handbook. Ed. McGraw Hill and SME, New York, 1993

MARCONDES, P. Material da disciplina de Conformação na Universidade Federal do <http://ftp.demec.ufpr.br/disciplinas/TMEC027/Material%20Aulas/3%20%20Ensaio%20de%20estampabilidade.pdf>. Acessado em 07 de janeiro de 2019.

MARRA, K.M., TAISS, E.J., MIYAMURA, R.T. Aços Dual-Phase na Construção Automotiva e em Implementos Rodoviários. 2010. 7f. SAE Brasil. Maio 2010.

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 (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) UFMG, 2008.

MARRON, G., MOINIER, L. PATOU, P., CÉLESKI, J. C. – “Um Nouveau Critère de Striction pour les Courbes Limites de Formage. La Revue de Métallurgie – CIT, junho 1997, p. 837-845.

MARTINS, M.S; et al. Complex Phase Steel: a new generation of flat steel for the automotive industry – SAE International Paper, 2010.

MIELNIK, E.M.; Metalworking Science and Engineering, McGraw-Hill, USA, 1991

MURARI,F.D; Cinética de envelhecimento de aços dual phase de baixa resistência mecânica laminados à frio. Dissertação de doutorado. UFMG, 2009.

NARASIMHAN, K., MILES, M.P., WAGONER, R.H., A Better sheet-formability test, Journal of Materials Processing Technology Vol 50, pp. 385-394, (1995).

NAKAZIMA K. et al. Study on the formability of Steel Sheets, Technical Reports nº 264, 1968.

NARAYANASAMY, R., et al. Effect of mechanical and fractographic properties on hole expandability of various automobile steels during hole expansion test. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. Vol 47, 365p-380p. Julho 2009.

NGAILE, G., Altan, T. Model Test to Evaluate Lubricants and Die coatings in Tube Hydroforming, Report No. THF/ERC/NSM-99-R-4, (1999).

OLIVEIRA, R.C. A Expansão de Furos de Aços Dual Phase da Classe 1000 Mpa Processados em Diferentes Condições. 2015. 62f. Dissertação (mestrado em engenharia metalúrgica e de materiais) – Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG. 2015

ONIPEDE, O.; GOMES, C. J. – Springback in high strength anisotropic steel. Journal of Materials Processing Technology, v. 159, p. 91-98, January 2005

PASTOUKHOV, V.A.; VOORWARD, H.J.; Introdução à mecânica da integridade estrutural. Brasil, Ed.Universidade Estadual Paulista, 1995.

PETCH, N.J., The Cleavage Strength of Polycrystals. The Journal of the Iron and Steel Institute, vol. 174, pp. 25–28, 1953.

PLAUT, R.L et al. Efeito da Textura Cristalográfica na Anisotropia Plástica Planar em Aços para Estampagem Profunda, Congresso Laminação ABM, 2005.

RABELO, G. B. Avaliação Comparativa de Aços Livres de Intersticiais (IF) e Aços Endurecíveis por Envelhecimento na Cura da Pintura (BH) da Classe de 220 MPa de Limite de Escoamento”. Belo Horizonte: Dissertação de Mestrado. Escola de Engenharia Metalúrgica e Minas da UFMG, fevereiro, 1999.

RICHTER, A. Comparação dos resultados de diferentes testes para determinação da curva limite de conformação. In: VI CONFERÊNCIA NACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS, 2003, Porto Alegre, Rs. Anais... Porto Alegre: Gráfica e Editora Brasil LTDA. 1v., p. 24-29

ROCHA, M.R. Avaliação do efeito das transformações martensíticas na conformabilidade dos aços 304N e 304H. Tese de doutorado, PGMAT, UFSC, Florianópolis, 2006.

SCHAEFFER, Lírio. Conformação de chapas metálicas. Porto Alegre: Imprensa Livre Editora Ltda, 2004.193 p.

SMITH & ASSOCIATES. Forming Flanges and Process Limitations. Disponível em: . Acesso em: 26 de janeiro de 2019.

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.

SOUZA, SÉRGIO AUGUSTO de Ensaios Mecânicos de Materiais Metálicos, Edgard Blücher: SP 1974 4. ed., p. 45-9, p. 56-68

SUGIMOTO, K. et al. Stretch-flangeability of a High-strength TRIP Type Bainitic Sheet Steel. **ISIJ International**, v. 40, n. 9, p. 920–926, 2000.

TAKECHI, H.; MATSUMURA, M.; SAKUMA, K.; USUDA, M. Difference of bake-hardenability value by the strain path. Tetsu-to-Hagané, v. 72, n. 5, p. S632, março, 1986

TEPEDINO, J. Aplicação de curvas limite de conformação na previsão de rupturas em bordas de peças estampadas. 94f. 2014. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas), Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2014

TEPEDINO J et al. Desenvolvimento da metodologia experimental para a previsão de rupturas em bordas de peças estampadas. SENAFOR 2014 4ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas, Porto Alegre, Brasil.

TERRAZAS O.R, Findley KO, Van Tyne CJ. Influence of Martensite Morphology on Sheared-Edge Formability of Dual-Phase Steels. ISIJ International. 2017; 57(5): 937-944

THOMAS, D, "The Numerical Prediction Of Panel Dent Resistance Incorporating Panel Forming Strains", Master's Thesis, Department of Mechanical Engineering, University of Waterloo, Waterloo, Ontario, Canada, 2001.

ULSAB-AVC CONSORTIUM – Technical Transfer Dispatch # 6 – ULSAB-AVC Body Structure Materials, Apendix III, 2001.

ULSAB – "Carroceira de Aços Ultra Leve . Em busca da Luz", Sheet Metal Industries, p.21-26, Dezembro de 1995.

VENSON, I. Material da disciplina de processos de corte na Universidade Federal do Paraná. Disponível em [http://www.madeira.ufpr.br/disciplinasivan/processoscorte\\_arquivos/FerroAcoConceito.s.pdf](http://www.madeira.ufpr.br/disciplinasivan/processoscorte_arquivos/FerroAcoConceito.s.pdf). Acessado em 02 de janeiro de 2019.

YOSHIDA, K. "Classification and Systematization Sheet Metal Press Forming Process", IPCR, no. 1514, vol. 53, p. 126-187, 1959.