

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

Dissertação de mestrado

“A expansão de furos de aços dual phase da classe 1000 MPa processados em diferentes condições.”

Autor: Rodrigo Cruz Oliveira  
Orientador: Prof. Paulo Roberto Cetlin

Fevereiro/2015

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

Rodrigo Cruz Oliveira

A EXPANSÃO DE FURO DE AÇOS DUAL PHASE DA CLASSE 1000MPa PROCESSADOS  
EM DIFERENTES CONDIÇÕES

Dissertação de Mestrado apresentada no Programa de Pós-Graduação em Engenharia  
Metalúrgica, Materiais e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais

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

Belo Horizonte  
Escola de Engenharia da UFMG  
2015

## FOLHA DE APROVAÇÃO

*Á minha esposa pelo apoio e companheirismo,  
Aos meus pais, pela educação e pelo exemplo,  
A minha irmã que mesmo longe sei que me apóia.*

## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço primeiramente a Usiminas pela oportunidade de realizar este trabalho.

A Universidade Federal de Minas Gerais pelos recursos acadêmicos, destacando a pessoa do professor Paulo Roberto Cetlin pelo apoio e orientação neste trabalho.

Aos colegas do Centro de Pesquisa, em especial a Ivan de Castro e José Osvaldo Tepedino por suas sugestões, dicas e ajuda na realização dos testes para esta dissertação. Aos colegas da Assistência Técnica, principalmente ao Gleyder de Oliveira Bustamante, Rodrigo Alves Caetano e Edwaldo Ferreira Brandão pela ajuda e apoio.

## SUMÁRIO

<b>LISTA DE FIGURAS.....</b>	<b>VIII</b>
<b>LISTA DE TABELAS.....</b>	<b>XI</b>
<b>LISTA DE NOTAÇÕES .....</b>	<b>XII</b>
<b>ABSTRACT .....</b>	<b>XV</b>
<b>2. OBJETIVOS.....</b>	<b>19</b>
<b>3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....</b>	<b>20</b>
3.1- AÇOS DUAL PHASE.....	20
3.1.1 – <i>Microestrutura</i> .....	22
3.1.1.1 – Ferrita.....	23
3.1.1.2 – Martensita .....	24
3.1.1.3 - Bainita .....	24
3.1.1.4 – Propriedades da microestrutura .....	25
3.1.2 – <i>Composição Química</i> .....	27
3.1.3 - <i>Aplicação</i> .....	29
3.2 – EXPANSÃO DE FURO .....	31
<b>4. METODOLOGIA.....</b>	<b>34</b>
4.1 – COMPOSIÇÃO QUÍMICA. ....	34
4.2 - PROCESSO DE PRODUÇÃO DO AÇO .....	35
4.3 - RETIRADA E PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS .....	37
4.4 – ENSAIOS A SEREM REALIZADOS .....	39
4.4.1 – <i>Ensaio de tração</i> .....	39
4.4.1.1 – Limite de escoamento.....	40
4.4.1.2 – Limite de Resistência .....	41
4.4.1.3 – Alongamento .....	42
4.4.2 – <i>Microestrutura</i> .....	42
4.4.4 – <i>Expansão de furo</i> .....	45
<b>CAPÍTULO 5: RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>47</b>

5.1 – COMPOSIÇÃO QUÍMICA .....	47
5.2 – PROCESSO NO RECOZIMENTO .....	48
5.3 – PROPRIEDADES MECÂNICAS .....	48
5.4 - EXPANSÃO DE FURO .....	49
5.5 - MICROESTRUTURA .....	49
5.6 – CORRELAÇÕES DOS RESULTADOS .....	53
<b>CAPÍTULO 6: CONCLUSÕES .....</b>	<b>58</b>
<b>CAPÍTULO 7: SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>59</b>
<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....</b>	<b>60</b>

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 – Variação do consumo de combustível de automóveis em função da variação de diversos parâmetros de importância. (USIMINAS. 2009) .....	16
Figura 1.2 – Propriedade de tração por classe de aço (ULSAB, 2001).....	17
Figura 3.1 – Ciclo térmico do recozimento contínuo (Adaptado do fluxo de produção da Usiminas – Ipatinga).....	21
Figura 3.2 – Microestrutura de um aço <i>Dual Phase</i> com as fases ferrita e martensita. Microscopia eletrônica de varredura. (ASM Handbook 1990) .	22
Figura 3.3 – Representação Esquemática de uma microestrutura de um aço Dual Phase da classe 1000 (adaptado ULSAB, 2001).....	23
Figura 3.4 – Microestrutura de uma ferrita (parte clara) e perlita (parte escura) (ASM Handbook, 1990).....	23
Figura 3.5 – Microestrutura de uma martensita (ASM Handbook, 1990) .....	24
Figura 3.6 – Microestrutura de uma bainita superior (parte escura) (ASM Handbook, 1990).....	25
Figura 3.7 – Microestrutura de uma bainita inferior (parte escura) (ASM Handbook, 1990).....	25
Figura 3.8 - Relação entre alongamento e expansão de furo dos aços laminados a frio. (FUJITA, 2007) .....	26
Figura 3.9 – Histórico de desenvolvimento de aços em função das necessidades (MARRA, 2008).....	29
Figura 3.10 – Projetos ULSAB (MARRA, 2008).....	30
Figura 3.11 – Possibilidades de peças utilizadas como <i>Dual Phase</i> (adaptado de MARRA, 2008).....	31



Figura 3.12 – Esquema de um teste de expansão de furo.....	32
Figura 3.13 – Trinca formada em um material através do teste de expansão de furo.....	33
Figura 4.1 – Esquema da metodologia utilizada. ....	34
Figura 4.2 – Esquema da produção de bobinas laminada a frio na Usiminas (Adaptado da apresentação da Usiminas, 2010). ....	36
Figura 4.3 – Dimensão da amostra .....	38
Figura 4.4 – Corpo de prova para expansão de furo.....	38
Figura 4.5 – Corpo de prova de tração (sistema interno da Usiminas) .....	39
Figura 4.6 – Máquina de Tração .....	40
Figura 4.7 – Limite de Escoamento (DALCIN, 2007) .....	40
Figura 4.8 – Limite de Escoamento sem patamar definido (adaptado de DALCIN, 2007).....	41
Figura 4.9 – Limite de Resistência (DALCIN, 2007).....	42
Figura 4.10 – (a) Foto da microestrutura de um aço DP1000 via MEV com aumento de 5000X e grades para quantificação das fases via Método do Intercepto. (b) Ampliação da foto da microestrutura (a) descrevendo as fases em cada intercepto (M = Martensita, F = Ferrita e B = Bainita). .....	44
Figura 4.11 – Foto do equipamento ERICHSEN da Usiminas .....	46
Figura 4.12 – Metodologia da preparação do furo e teste de expansão de furo (TAKAHASHI, 2009) .....	46
Figura 5.1 – Microestrutura da bobina 1 (a) Metabissulfito 500X (b) Metabissulfito 1000X (c) Nital 500X (d) Nital 1000X .....	50

Figura 5.2 – Microestrutura da bobina 2 (a) Metabissulfito 500X (b) Metabissulfito 1000X (c) Nital 500X (d) Nital 1000X .....	51
Figura 5.3 – Microestrutura da bobina 3 (a) Metabissulfito 500X (b) Metabissulfito 1000X (c) Nital 500X (d) Nital 1000X .....	52
Figura 5.4 – Relação entre razão de expansão de furo e porcentagem da fase bainítica dos três produtos. ....	53
Figura 5.5 – Relação entre razão de expansão de furo e porcentagem da fase ferrítica dos três produtos.....	54
Figura 5.6 – Relação entre razão de expansão de furo e porcentagem da fase martensítica dos três produtos. ....	54
Figura 5.7 – Relação entre razão de expansão de furo e os valores de alongamento dos três produtos.....	55
Figura 5.8 – Relação entre a porcentagem de fase bainítica e os valores de alongamento dos três produtos.....	56
Figura 5.9 – Relação entre a razão de expansão de furo e os valores de limite de escoamento.....	56
Figura 5.10 – Relação entre a razão de expansão de furo e os valores de limite de resistência.....	57

## LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 – Propriedades mecânicas dos aços DP produzidos pela Usiminas. (Adaptado de USIMINAS, 2013).....	20
Tabela 3.2 – Principal composição química, microestrutura e propriedades dos aços DP. (adaptado de FUJITA, 2007).....	27
Tabela 3.3 – Composição Química básica dos aços DPs laminados a frio produzidos pela Usiminas. (Adaptado de USIMINAS, 2013).....	28
Tabela 4.1 – Composição química utilizada nos aços para estudo desta dissertação (em %). .....	35
Tabela 4.2 – Dados de processos na laminação a quente dos produtos em estudo (temperaturas visadas).....	36
Tabela 4.3 – Dados de processos na laminação a frio dos produtos em estudo (valores visados). .....	37
Tabela 5.1 – Produto por número da bobina.....	47
Tabela 5.2 – Composição química do aço DP1000. ....	47
Tabela 5.3 – Valores utilizados durante processamento dos materiais no CAPL. ....	48
Tabela 5.4 – Propriedades Mecânicas do aço DP1000. ....	49
Tabela 5.5 – Resultados de expansão de furo .....	49
Tabela 5.6 – Microestrutura nas bobinas do estudo. ....	52

## LISTA DE NOTAÇÕES

CO <sub>2</sub>	Dióxido de Carbono
MPa	Mega Pascal
DP	Dual Phase
ULSAB	Ultra Light Steel Auto Body
NGV	Next Generation Vehicle
DP1000	Dual Phase da classe de resistência 1000MPa
TRIP	Transformation Induced by Plasticity
CP	Complex Phase
FB	Ferrita Bainita
BH	Bake Hardening
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
LE	Limite de Escoamento
LR	Limite de Resistência
Alo	Alongamento
ISO	International Standard Organization
TS	Technical Specification
$\lambda$	Razão de Expansão de Furo
Df	Diâmetro Final do Furo Expandido
Di	Diâmetro Inicial do Furo a ser Expandido
EN	Euro Norm
C	Carbono
Mn	Manganês
Si	Silício
P	Fósforo
S	Enxofre
Cr	Cromo
V	Vanádio
Nb	Nióbio
Ti	Titânio
B	Boro

Al	Alumínio
CLC	Curva Limite Conformação
CTU	Centro de Tecnologia da Usiminas
CP	Corpo de Prova
A	Alongamento
L	Comprimento útil atual
Lo	Comprimento útil inicial
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
M	Martensita
B	Bainita
F	Ferrita
ASTM	American Society for Testing and Materials
CAPL	Continuous Annealing Processing Line

## RESUMO

Na indústria automotiva existe, atualmente, uma preocupação com o meio ambiente (emissão de CO<sub>2</sub>) e segurança veicular. Para atender esta preocupação existem diversos estudos na área da siderurgia visando obter novos produtos com alta resistência para reduzir o peso do carro, gerando uma diminuição do consumo de combustível, e simultaneamente aumentar a segurança do carro. Este trabalho teve por objetivo estudar a influência de três diferentes aços de alta resistência, especificamente o *Dual Phase* da classe 1000MPa de resistência, onde foram modificados a composição química e processamento durante recozimento, no resultado do teste de expansão de furo. Foram amostradas três bobinas diferentes do aço DP, onde foram analisadas as propriedades mecânicas, microestruturas e a razão de expansão de furo. A partir dos resultados encontrados foi possível analisar a influência da microestrutura no resultado da razão de expansão de furo e suas propriedades mecânicas.

**Palavras-chaves:** Segurança, *Dual Phase*, Expansão de Furo, Propriedade Mecânica

## ABSTRACT

Nowadays, the automotive industry has a concern for the environment (CO<sub>2</sub> emissions) and vehicular safety. The situation has led to many studies in the area, whose objective is to develop new high strength materials that would allow a reduction in the vehicle weight and thus also in fuel consumption, simultaneously with increased safety. This work aimed to study the influence of three different high-strength steels, specifically the Dual Phase of 1000 MPa strength class, where the chemical composition and processing during annealing were modified, in the result of the hole expansion test. Three different DP steel coils were sampled, which were analyzed concerning their mechanical properties, microstructures and the hole expansion ratio. From the results it was possible to analyze the influence of microstructure on the result of the ratio of the hole expansion and its mechanical properties.

**Keywords:** *Safety, Dual Phase, Hole Expansion, Mechanical Properties*

## 1. INTRODUÇÃO

Existe hoje uma preocupação por parte da indústria automotiva no que diz respeito ao aumento da segurança e também da redução da emissão de CO<sub>2</sub>. Com este objetivo existem dois grandes projetos a nível mundial, o ULSAB (*Ultra Light Steel Auto Body*) que visa desenvolver aços de alta resistência mecânica utilizando novos processos e o NGV (*Next Generation Vehicle*) que tem por objetivo tornar a fabricação dos automóveis mais sustentável através da diminuição do consumo de combustível e consequentemente da emissão de CO<sub>2</sub> (SILVEIRA E SHAEFFER 2009). Para atender os projetos, podem ser estudados os pneus, aerodinâmica, redução de peso e eficiência do motor (figura 1.1). O ponto a ser estudado neste projeto é a redução de peso.

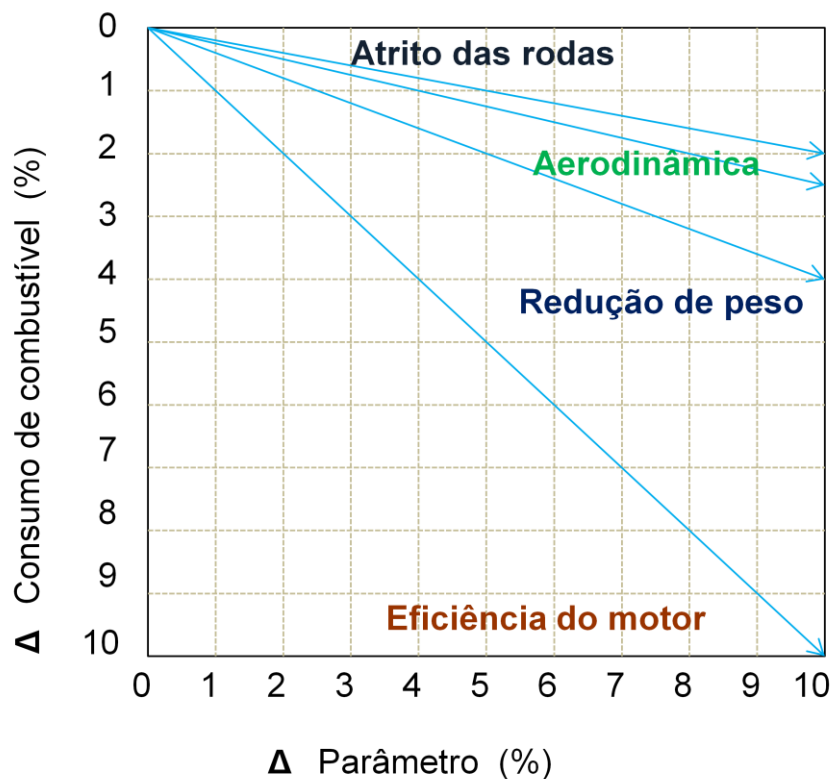


Figura 1.1 – Variação do consumo de combustível de automóveis em função da variação de diversos parâmetros de importância. (USIMINAS. 2009)



As indústrias siderúrgicas desenvolveram os chamados aços de alta resistência mecânica que possibilitam a utilização de peças com menor espessura, diminuindo assim o peso do carro. Dentre tais aços existem os chamados aços avançados de alta resistência, como os DP (*Dual Phase*), TRIP (*transformation induced plasticity*), FB (ferríticos-bainíticos), martensíticos, CP (*complex phase*), entre outros (NIGRI 2008). Neste projeto, o foco será na utilização dos aços DP. A figura 1.2 mostra o desempenho dessas classes de aço comparando seus alongamentos e resistências à tração (ULSAB, 2001).

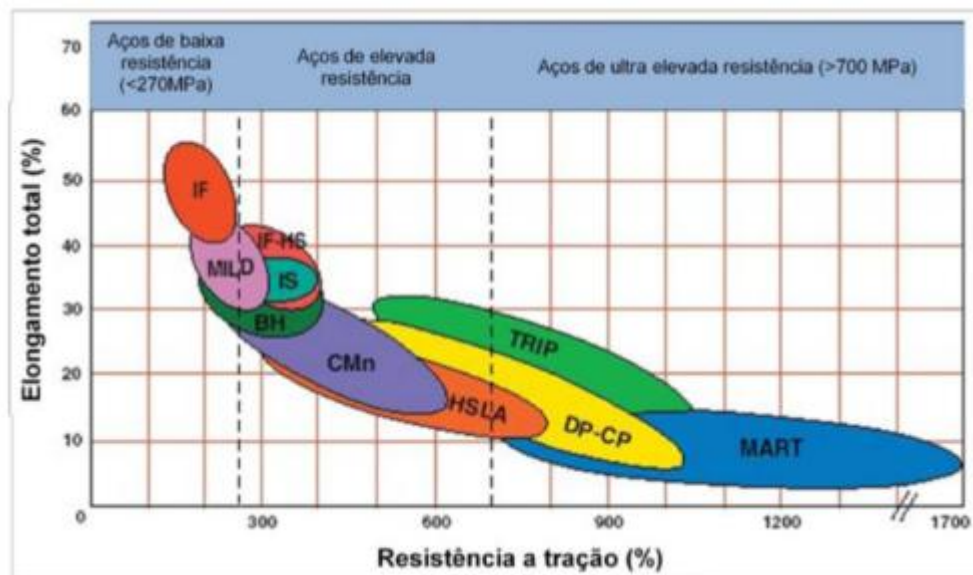


Figura 1.2 – Propriedade de tração por classe de aço (ULSAB, 2001)

Os aços DP são aços bifásicos, que tem a microestrutura com uma matriz ferrítica e uma segunda fase composta de ilhas de martensita. As propriedades mecânicas são determinadas pela quantidade de martensita na microestrutura deste aço.

Para se obter os aços DP é necessário um controle no resfriamento do processo de recozimento, encontrado atualmente somente nos equipamentos de recozimento contínuo. Este controle é necessário para se obter um resfriamento rápido para a formação da martensita, juntamente com formação de ferrita. Podem-se utilizar

elementos de liga para aumentar a temperabilidade deste aço, facilitando assim, a formação das microestruturas com taxas de resfriamentos mais baixas.

Os aços DP têm propriedades que os colocam como os principais aços de alta resistência na fabricação de automóveis. Entre elas se destacam a alta capacidade de estiramento, alto alongamento (comparativamente com outros aços de alta resistência), alta taxa de encruamento e alto índice BH (*Bake Hardening*, efeito onde no processo de secagem da pintura se eleva o valor do limite de escoamento) (NETO 2009).

Existem, comercialmente, aços DP das classes 450MPa até 1200MPa (que diz respeito ao limite mínimo de resistência mecânica). Dependendo da peça, se modifica o tipo de solicitação a que o material é exposto, podendo ser mais exigido, como por exemplo, a capacidade de estiramento, expansão de furo e/ou dobramento. A microestrutura do aço DP influencia no resultado de cada aplicação.

Para novos projetos de carros é necessária a confiança no desempenho dos materiais. Através de diversos estudos o teste de expansão de furo se tornou um importante parâmetro de conformação junto com as propriedades de tração do aço, principalmente em peças com deformações severas, e tem sido utilizado para determinar o comportamento mecânico de chapas de aço de alta resistência que são submetidos ao estiramento e/ou flangeamento (UTHAISANGSUK, 2009).

## 2. OBJETIVOS

Caracterizar três aços *Dual Phase* da classe 1000 MPa com composições químicas e ciclos de recozimento diferentes. Após caracterização serão avaliados os resultados com o objetivo de verificar os valores da razão da expansão de furo, suas microestruturas e propriedades mecânicas.

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1- Aços Dual Phase

Os aços *Dual Phase* (DP), também conhecidos como aços bifásicos, tem microestrutura formada por ilhas de martensita (fase dura) em uma matriz ferrítica (fase macia) conduzindo a alta resistência a tração, baixo limite de escoamento e boa plasticidade (NETO, 2009).

Atualmente existem diversas classes do aço DP produzidos industrialmente (Tabela 3.1) e suas aplicações dependem das exigências de cada componente.

Tabela 3.1 – Propriedades mecânicas dos aços DP produzidos pela Usiminas. (Adaptado de USIMINAS, 2013)

<b>aço</b>	<b>LE (MPa)</b>	<b>LR mín (MPa)</b>	<b>Alo mín (%)</b>
<b>DP450</b>	250 - 330	450	27
<b>DP590</b>	305 - 450	590	20
<b>DP780</b>	380 - 580	780	13
<b>DP980</b>	550 - 730	980	8

O fluxo de processo dos aços *Dual Phase* laminados a frio passa pelo recozimento contínuo. Parâmetros como temperatura de recozimento intercrítico, taxa de aquecimento, taxa de resfriamento, tempo, entre outros influenciam em sua microestrutura e conseqüentemente nas propriedades do aço (NETO, 2009). O ciclo térmico utilizado pela Usiminas está demonstrado na figura esquemática 3.1.

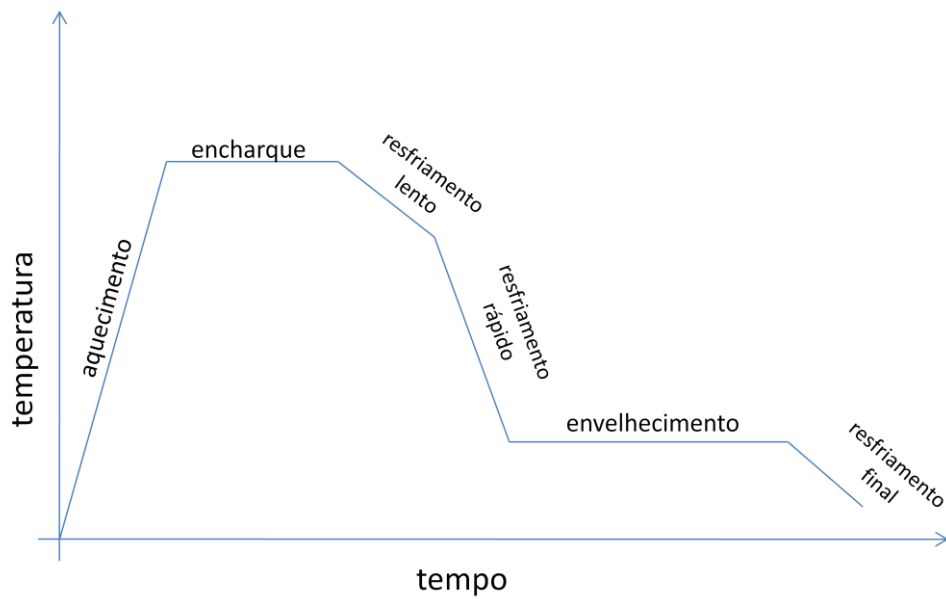


Figura 3.1 – Ciclo térmico do recozimento contínuo (Adaptado do fluxo de produção da Usiminas – Ipatinga)

No processo de recozimento contínuo dos aços DP o encharque é realizado em temperaturas intercríticas, que influenciam diretamente a quantidade de austenita. O resfriamento lento é utilizado para aumentar a quantidade de carbono na austenita e iniciar a transformação da austenita em ferrita; logo após se inicia o resfriamento rápido, que tem por objetivo a formação de martensita, obtendo-se assim uma estrutura com duas fases: martensita (fase dura) e ferrita (fase macia) como demonstrado na figura 3.2. Após o resfriamento rápido o material é submetido ao tratamento de superenvelhecimento para a redução do carbono em solução sólida supersaturada na ferrita. Na etapa de superenvelhecimento ocorre também o fenômeno de revenimento da martensita podendo acontecer a formação de bainita e perlita dependendo do tempo e temperatura do processo (MURARI, 2009).

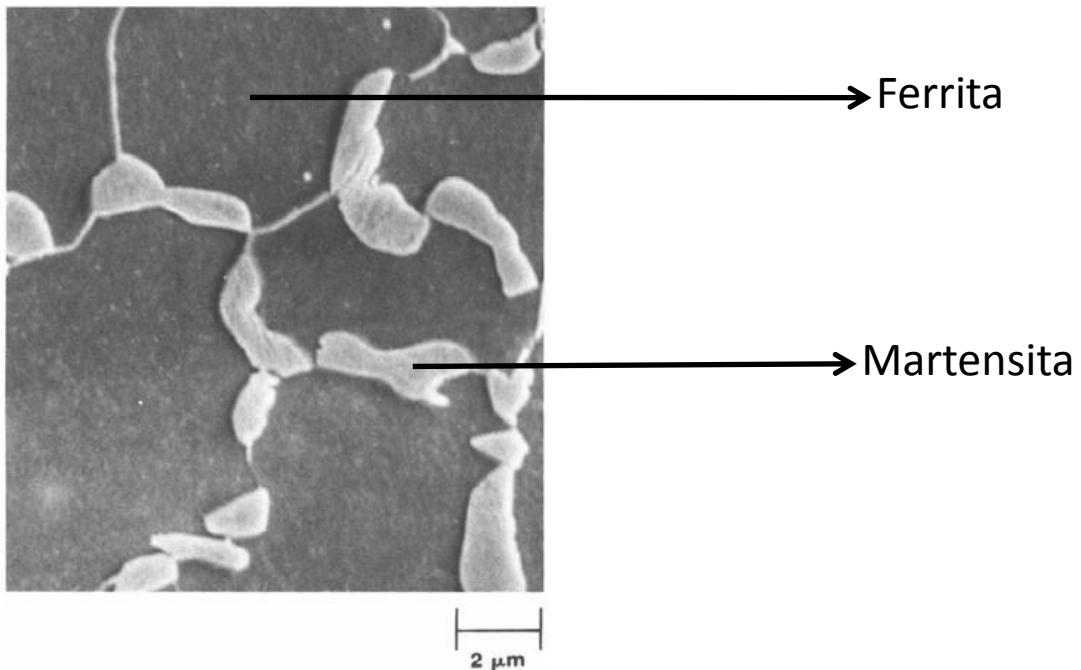


Figura 3.2 – Microestrutura de um aço *Dual Phase* com as fases ferrita e martensita. Microscopia eletrônica de varredura. (ASM Handbook 1990)

Com a crescente preocupação por parte da indústria automobilística no que diz respeito ao aumento de segurança e de controles ambientais surgiram diversos estudos (Brandão, 2005) para diversas aplicações dos aços *Dual Phase* (tais como ULSAB e NGV), constituindo uma das mais importantes ferramentas para alcançar tanto a redução de peso quanto a segurança veicular. Os aços DP's hoje são aplicados, principalmente, em peças estruturais do veículo (tais como para choque e barras laterais) devido ao seu baixo valor de limite de escoamento e alto limite de resistência, obtendo uma baixa razão elástica, garantindo uma boa capacidade de estiramento (MARRA, 2010).

### 3.1.1 – Microestrutura

A microestrutura dos aços Dual Phase da classe 1000 MPa apresenta ferrita, martensita e bainita (figura 3.3). Descreve-se a seguir, de forma sumária, as características de cada uma dessas fases.

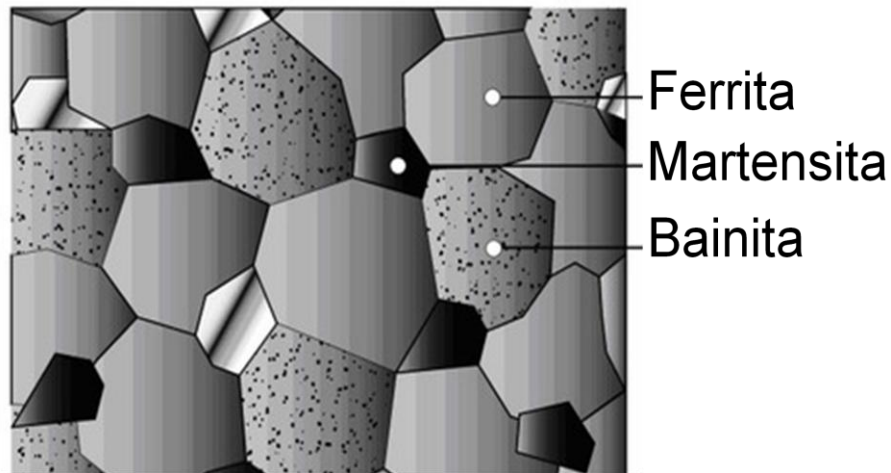


Figura 3.3 – Representação Esquemática de uma microestrutura de um aço Dual Phase da classe 1000 (adaptado ULSAB, 2001).

### 3.1.1.1 – Ferrita

Este constituinte é 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 (figura 3.4). 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 (VENSON, 2013).

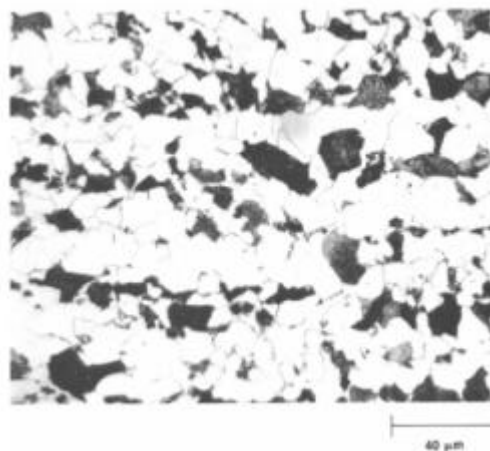


Figura 3.4 – Microestrutura de uma ferrita (parte clara) e perlita (parte escura) (ASM Handbook, 1990)

### 3.1.1.2 – Martensita

É uma solução sólida, intersticial, supersaturada de carbono em ferro tetragonal, correspondendo a uma estrutura CCC muito distorcida. É o constituinte estrutural da têmpera dos aços e sua microestrutura apresenta-se na forma de agulhas cruzadas (figura 3.5). Esta distorção da rede é a responsável pela dureza da martensita (VENSON, 2013).

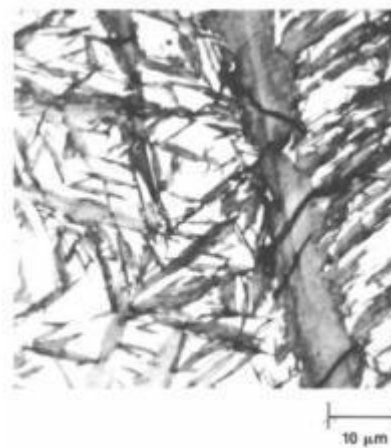


Figura 3.5 – Microestrutura de uma martensita (ASM Handbook, 1990)

### 3.1.1.3 - 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 2 tipos de estruturas (figuras 3.6 e 3.7): 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, tem um aspecto similar ao da martensita e está constituída por agulhas alargadas de ferrita que contém placas finas de carboneto (VENSON, 2013).





Figura 3.6 – Microestrutura de uma bainita superior (parte escura) (ASM Handbook, 1990)

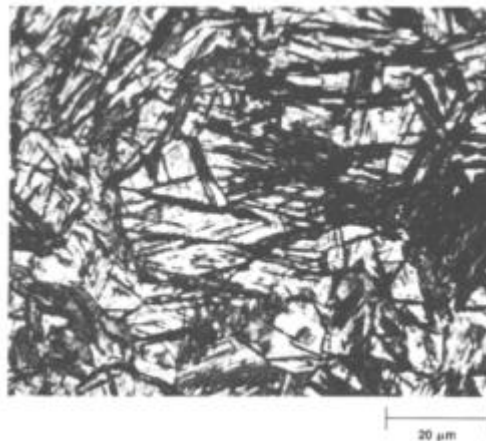


Figura 3.7 – Microestrutura de uma bainita inferior (parte escura) (ASM Handbook, 1990)

#### 3.1.1.4 – Propriedades da microestrutura

De acordo com alguns estudos, como Fujita et al (2007) e Hasegawa et al (2003) certas propriedades dos aços DP, tais como a taxa de expansão de furo e alongamento pioram como aumento da resistência do aço, devido à presença de um grande volume de fase martensítica. Uma maneira de se melhorar estas propriedades é com o controle da microestrutura do aço. Tal controle depende da composição

química e dos parâmetros de processo dos aços DP, em especial. O principal controle da microestrutura é realizado durante o recozimento contínuo.

Para se obter um alto valor de alongamento, a mistura da fase ferrita com a fase martensita é eficaz, sendo que este controle de quantidades de cada fase deve ser realizado durante o processo de recozimento contínuo. Quanto maior o volume de fase ferrita na microestrutura do aço maior seu alongamento (FUJITA, 2007).

Para se obter uma boa taxa de expansão de furo a utilização de outra fase, como a bainita, é bastante eficaz. Isto porque a presença da bainita diminui a diferença das durezas entre as fases na microestrutura do aço.

Os contornos de grãos entre fases macias e fases duras são tão fracos que micro trincas ou vazios são facilmente formados, modificando assim a razão da expansão de furo. A figura 3.8 mostra a relação entre o alongamento e a expansão de furo, ou seja, quanto maior o alongamento menor a taxa de expansão de furo.

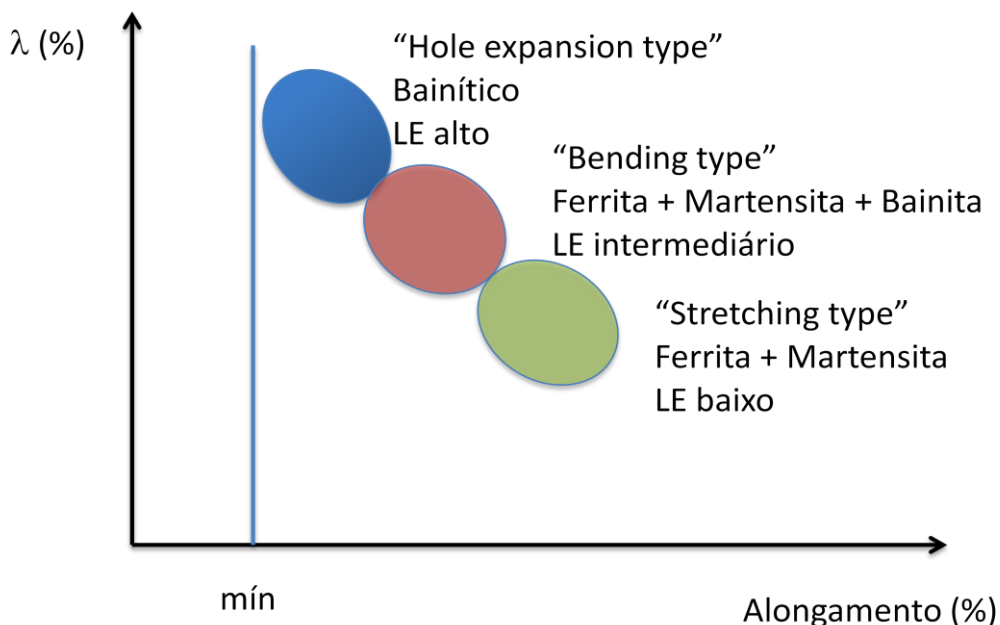


Figura 3.8 - Relação entre alongamento e expansão de furo dos aços laminados a frio.  
(FUJITA, 2007)

Para balancear o alongamento com a expansão de furo a microestrutura do aço pode ser controlada para se obter uma mistura de fases ferrítica, bainítica e martensítica (FUJITA, 2007). Com uma microestrutura mista, a redução da diferença da dureza entre as fases macias (ferrita) e a fase dura (martensita) conduz a uma melhoria da taxa de expansão de furo.

Verifica-se na tabela 3.2 que as propriedades mecânicas também variam com diferentes microestruturas e com a mesma composição química. Caso se tenha uma microestrutura predominante de bainita o limite de resistência aumenta, o alongamento diminui e a taxa de expansão de furo também aumenta. Já com uma microestrutura com ferrita e martensita tem-se um limite de resistência mais baixo, alongamento mais alto e a taxa de expansão de furo mais baixa. Quando se obtém uma microestrutura mista (com ferrita, martensita e bainita) as propriedades mecânicas são intermediárias, comparando com as propriedades com microestrutura predominantemente bainítica e a com microestrutura ferrita e martensita (FUJITA, 2007).

Tabela 3.2 – Principal composição química, microestrutura e propriedades dos aços DP. (adaptado de FUJITA, 2007)

Tipo		Composição Química	Microestrutura principal	LE (MPa)	LR (MPa)	Alo (%)	$\lambda$ (%)
Laminado a Frio	Expansão de Furo: $\lambda$	C-Si-Mn	Bainita	843	1011	10	92
	Expansão de Furo e Alongamento		Ferrita, Bainita e Martensita	737	1012	13	55
	Alongamento		Ferrita e Martensita	624	1008	17	43

### 3.1.2 – Composição Química

Os aços DPs produzidos pela Usiminas são aços com alto teor de C, Mn e Si, mas são necessárias adições de diversos elementos para a obtenção da microestrutura e de propriedades mecânicas desejadas.

Tabela 3.3 – Composição Química básica dos aços DP laminados a frio produzidos pela Usiminas. (Adaptado de USIMINAS, 2013)

Aço	C máx (%)	Mn máx (%)	Si máx (%)	P máx (%)	S máx (%)
<b>DP450</b>	0,15	2,5	2	0,09	0,04
<b>DP590</b>	0,15	2,5	2	0,09	0,04
<b>DP780</b>	0,18	3,3	2	0,09	0,04
<b>DP980</b>	0,23	3,3	2	0,09	0,04

O carbono determina a quantidade de segunda fase no aço e é o mais poderoso agente de temperabilidade, controlando assim a dureza, morfologia e a quantidade de fase martensítica e ferrítica presente no aço, sendo o limite de resistência proporcional à quantidade de martensita presente no aço. O Mn retarda a formação de perlita e bainita, aumentando assim a temperatura de transformação e garantindo a microestrutura necessária para o aço DP (NETO, 2009).

O Si reduz a solubilidade do carbono na ferrita melhorando assim o balanço entre ductilidade e resistência mecânica. O Cr tem a mesma função do Mn, aumentando a temperabilidade da austenita e retardando a formação de perlita e bainita. Já o V, Nb e o Ti aumentam a temperabilidade fornecendo um endurecimento por precipitação na ferrita (MARRA, 2010).

A adição do Boro tem por objetivo inibir a transformação da austenita para a ferrita aumentando ainda fortemente a temperabilidade do material. O B evita a nucleação da ferrita através de sua segregação nos contornos de grão da austenita, atrasando a transformação da austenita para ferrita e permitindo a formação de bainita.

Para projetar um aço *Dual Phase* leva-se em conta não apenas as propriedades mecânicas objetivadas, mas também a sua rota de fabricação. Portanto, aços laminados a frio, galvanizados a quente ou laminados a quente possuem composições químicas diferentes.

### 3.1.3 - Aplicação

Aços DP têm sido utilizados há mais de duas décadas, sendo aplicados em peças no veículo como as estruturais, reforços e rodas, podendo ser material laminado a quente ou laminado a frio.

Devido às crises do petróleo nos anos 70 se iniciaram estudos de novos aços (figura 3.9) com objetivo de redução de consumo de combustível e nos anos seguintes foram incluídos os cuidados com os requisitos de segurança, de emissão de CO<sub>2</sub> e redução de peso.

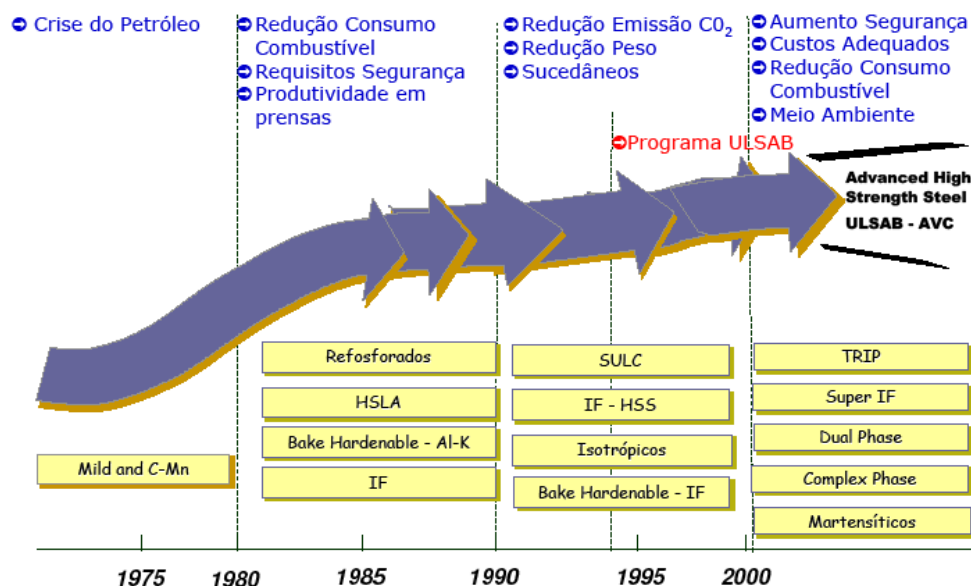


Figura 3.9 – Histórico de desenvolvimento de aços em função das necessidades (MARRA, 2008).

O conceito de carros com peso menor se focou na utilização de aços de alta resistência mecânica. No ULSAB desenvolveram-se diversos projetos ao longo do tempo criando carros conceitos, como demonstrado na figura 3.10. Na ocasião foram estudadas diversas peças nas quais poderiam ser utilizados os aços de alta resistência, com especial ênfase nos aços *Dual Phase*.



Figura 3.10 – Projetos ULSAB (MARRA, 2008)

Os aços DP laminados a quente tem como aplicações barras de proteção, longarinas, partes do chassi do veículo e como principal o disco de roda automotiva. Sua utilização permite uma redução de peso, resultante da sua maior resistência, e também a utilização de um *design* mais moderno, por exibirem uma melhor conformabilidade que os aços de alta resistência utilizados anteriormente. (MARRA, 2010) Já os aços DP laminados a frio são comumente utilizados nas colunas (A, B e C), em travessas, barras entre outros (figura 3.11).

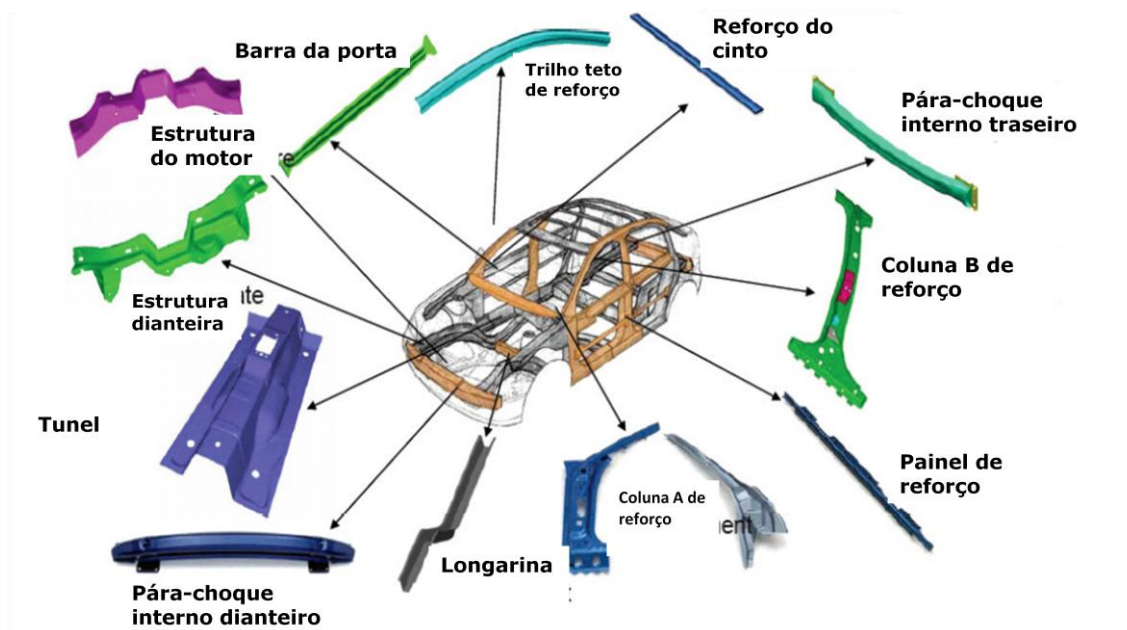


Figura 3.11 – Possibilidades de peças utilizadas como *Dual Phase* (adaptado de MARRA, 2008)

### 3.2 – Expansão de Furo

Aços DP apresentam alta resistência a tração e boa plasticidade, e são muito sensíveis a operações de pós processamento em processos como conformação, embutimento, dobramento, solda a ponto entre outros. Devido a esta sensibilidade existe uma dificuldade em descrever seu comportamento em fratura e prever sua ductilidade através de testes já conhecidos como, por exemplo, a CLC (curva limite conformação) (UTHAISANGSUK, 2009).

Para novos projetos de carros é necessária a confiança no desempenho dos materiais. Através de diversos estudos o teste de expansão de furo se tornou um importante parâmetro de conformação junto com as propriedades de tração do aço, principalmente em peças com deformações severas, e tem sido utilizado para determinar o comportamento mecânico de chapas de aço de alta resistência que são submetidos ao estiramento e/ou flangeamento. A razão de expansão de furo de um aço com mais de uma fase é fortemente influenciado pela microestrutura e sua distribuição (UTHAISANGSUK, 2009).

Pesquisadores têm dado bastante atenção para utilizar o 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).

Estudos reportam que a razão de expansão de furo aumenta com a elevação da temperatura de revenimento no aço DP, obtendo-se uma microestrutura com uma martensita revenida levando assim a uma redução da dureza deste constituinte. Diminuindo a diferença entre as durezas da martensita e da ferrita afeta-se a formação de micro vazios e propagação de trincas durante o teste de expansão de furo (HASEGAWA, 2003).

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 3.12), até que se forme trinca na espessura do material (figura 3.13) (ISO/TS 16630, 2003). A dimensão deste furo pode variar dependendo da norma utilizada no teste.

A verificação da formação da trinca é visual.

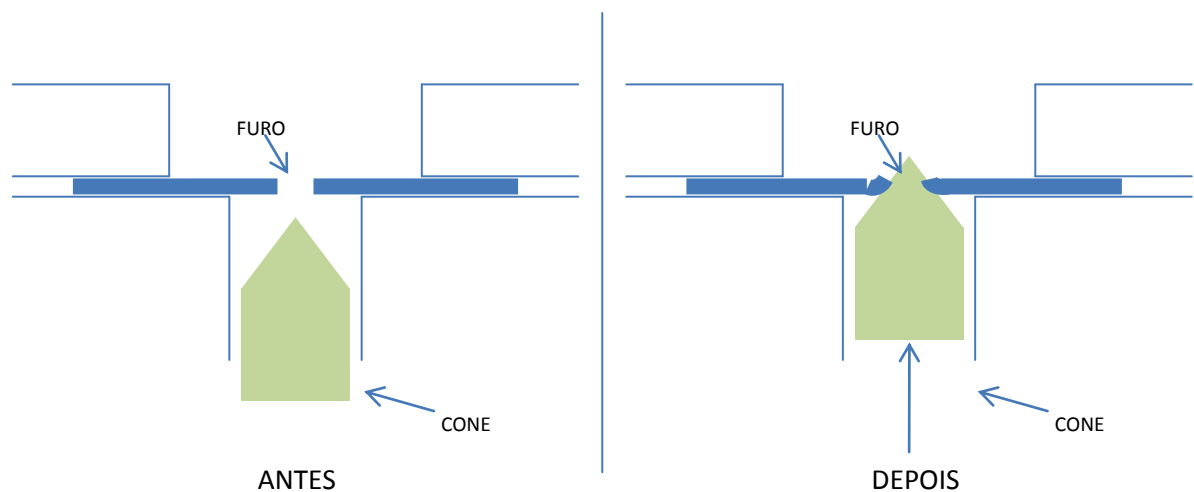


Figura 3.12 – Esquema de um teste de expansão de furo.



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

$$\lambda = \frac{100 * (D_f - D_i)}{(D_i)} \quad \text{Eq. 01}$$

Sendo:

$\lambda$ : razão de expansão de furo

$D_f$ : diâmetro final do furo

$D_i$ : diâmetro inicial do furo

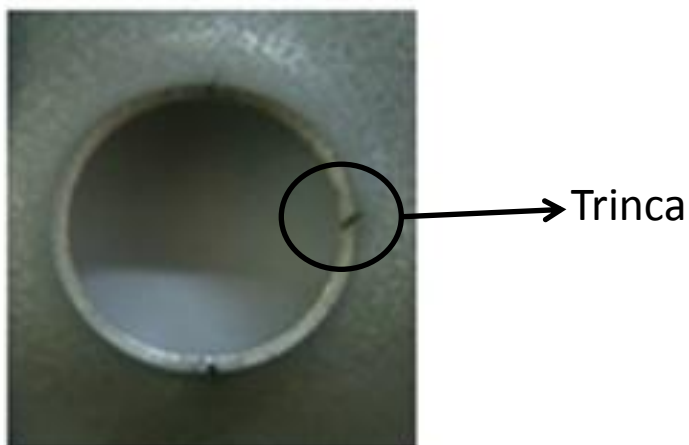


Figura 3.13 – Trinca formada em um material através do teste de expansão de furo

Segundo NARAYANASAMY (2009) existem diversos fatores que influenciam o valor da razão de expansão de furo encontrado durante o teste, tais como a microestrutura do aço, a deformação plástica pré existente, os tipos de inclusões encontrados e o alongamento total do pescoço formado durante o teste.

## 4. METODOLOGIA

Neste trabalho foram escolhidos três materiais com composições químicas diferentes e processados na usina de Ipatinga com parâmetros de processos diferentes. Após processamento do material foram retiradas amostras para análises das propriedades mecânicas, metalografia e expansão de furo, conforme descrito no fluxo abaixo.

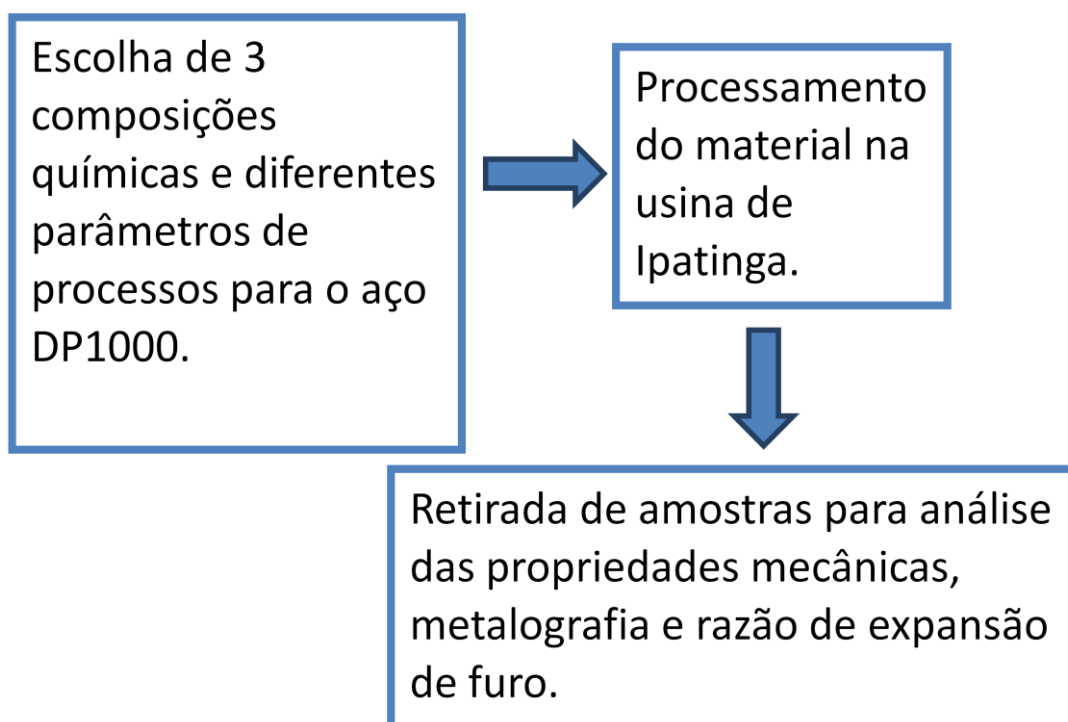


Figura 4.1 – Esquema da metodologia utilizada.

### 4.1 – Composição Química.

O aço utilizado no estudo desta dissertação é o *Dual Phase* da classe 1000 MPa. Em análises com diversas áreas da empresa Usiminas foi decidida a utilização de três composições químicas para verificar o comportamento em relação a razão de expansão de furo e também suas propriedades mecânicas. As composições químicas utilizadas estão descritas na tabela 4.1.

Tabela 4.1 – Composição química utilizada nos aços para estudo desta dissertação (em %).

	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Al</b>	<b>B</b>
Composição Química Bobina 1	0,14 a 0,17	2,1 a 2,3	0,35 a 0,55	0 a 0,025	máx 0,006	0,030 a 0,070	0 a 0,0005
Composição Química Bobina 2	0,11 a 0,14	2,0 a 2,2	0,4 a 0,6	0 a 0,025	máx 0,004	0,030 a 0,070	0,002 a 0,004
Composição Química Bobina 3	0,11 a 0,14	2,3 a 2,5	0,45 a 0,65	0 a 0,025	máx 0,004	0,030 a 0,070	0,003 a 0,006
<b>norma min</b>	0	0	0	0	0	0,01	0
<b>norma máx</b>	0,23	3,3	2,0	0,09	0,04	NA	0,005

A modificação dos valores dos constituintes químicos, descritas na tabela 4.1, em cada bobina foi baseada nos resultados da bobina anterior, sendo a bobina 1 uma composição química de um aço DP da classe 1000 MPa já desenvolvido.

#### 4.2 - Processo de produção do aço

Foram produzidas pela Usiminas três bobinas, através do processo mostrado na figura 4.2, com a espessura final de 1,6mm. Para se produzir um aço DP é necessário processar as placas de aço, 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 ao final do processo de laminação a quente. O tempo total de aquecimento varia de acordo com o tipo de aço a ser processado (USIMINAS, 2010).

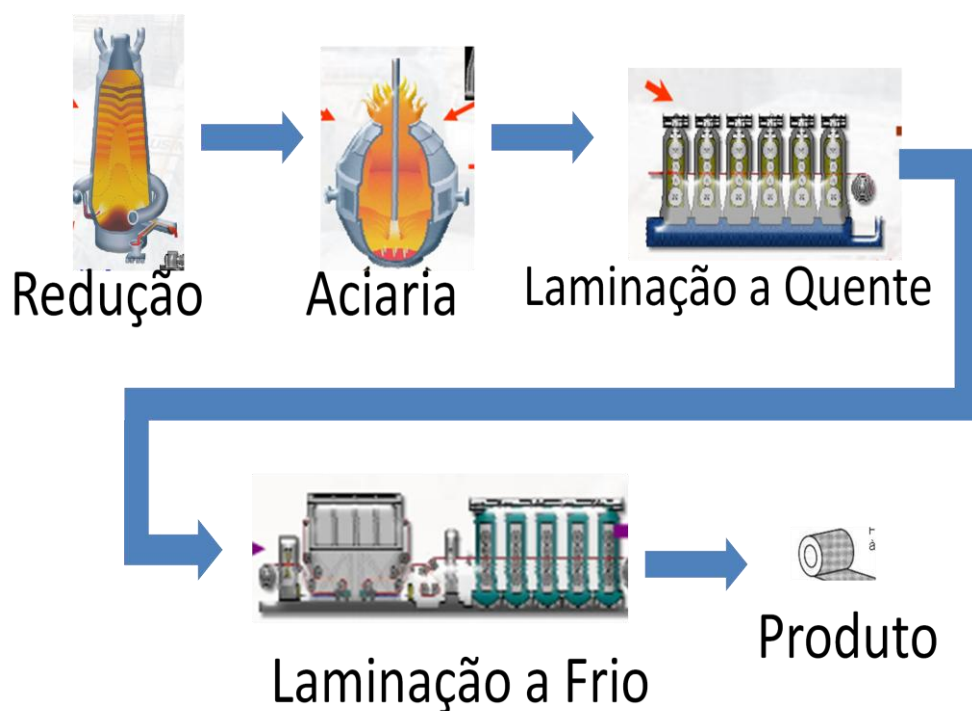


Figura 4.2 – Esquema da produção de bobinas laminada a frio na Usiminas (Adaptado da apresentação da Usiminas, 2010).

Para este trabalho foram utilizados os parâmetros de processo na laminação a quente descritos na tabela 4.2.

Tabela 4.2 – Dados de processos na laminação a quente dos produtos em estudo (temperaturas visadas).

	Forno de reaquecimento		Temperatura de acabamento (°C)	Temperatura de bobinamento (°C)
	tempo (min)	temperatura (°C)		
Processamento do Produto 1	180	1200	880	630
Processamento do Produto 2	180	1220	880	680
Processamento do Produto 3	180	1220	880	680

Para o processamento da qualidade *Dual Phase* é necessário utilizar a linha de recozimento contínuo devido à taxa de resfriamento necessária no recozimento para a obtenção da fase martensítica. Neste trabalho foram os parâmetros de processo na laminação a frio que estão descritas na tabela 4.3.

Tabela 4.3 – Dados de processos na laminação a frio dos produtos em estudo (valores visados).

	Temperatura de encharque (°C)	Temperatura de envelhecimento (°C)	Encruamento (%)
Processamento do Produto 1	800	260	0,3
Processamento do Produto 2	780	310	0,3
Processamento do Produto 3	830	320	0,4

### 4.3 - Retirada e preparação das amostras

Após o processamento dos produtos deste estudo, os mesmos foram processados na linha de rebobinamento e retiradas aproximadamente 5 (cinco) amostras de 500 mm pela largura do material (1100 mm), conforme mostrado na figura 4.3, de cada produto, totalizando assim 15 amostras,.

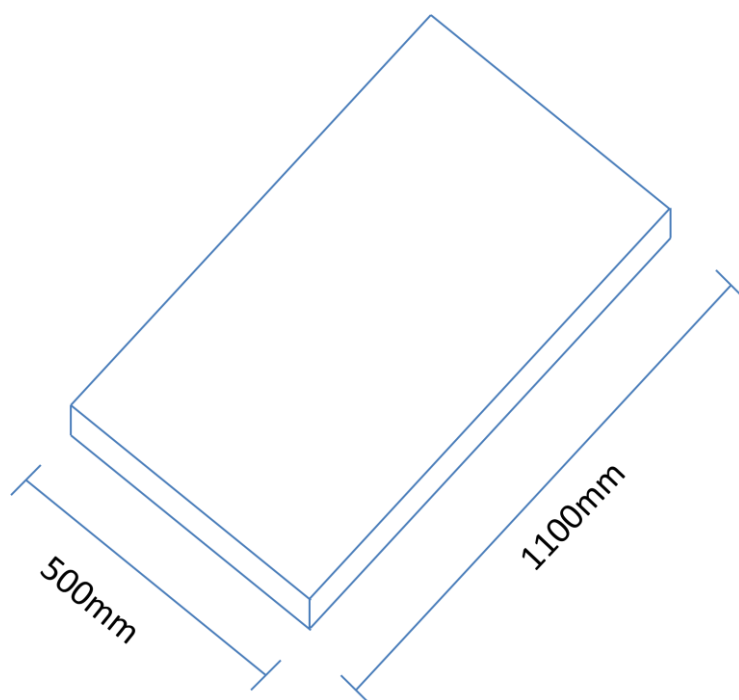


Figura 4.3 – Dimensão da amostra

Estas amostras foram enviadas para o Centro de Tecnologia da Usiminas (CTU) onde foram cortadas nas dimensões necessárias e preparadas conforme procedimentos para realização dos testes (confeção de furo, retirada de rebarbas, marcação para acompanhamento entre outros) (figuras 4.4 e 4.5).

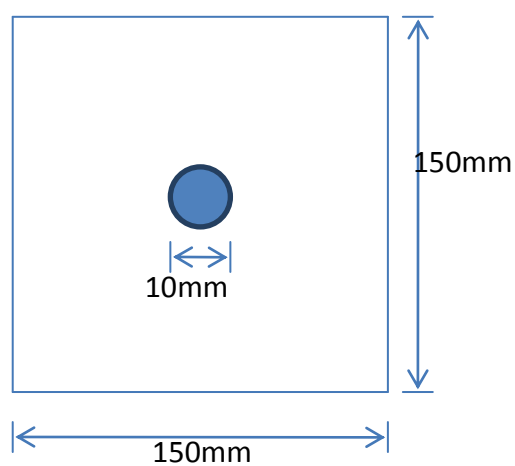


Figura 4.4 – Corpo de prova para expansão de furo

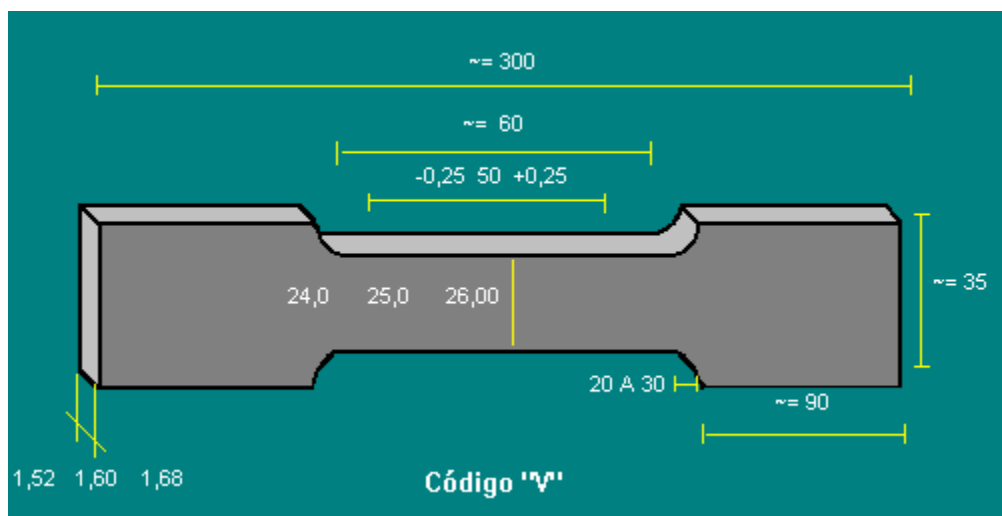


Figura 4.5 – Corpo de prova de tração (sistema interno da Usiminas)

#### 4.4 – Ensaios a serem realizados

Para o estudo foram realizados ensaios de tração (para determinar as propriedades mecânicas dos materiais), metalográfico (para se determinar as fases presentes nos materiais) e o teste de expansão de furo (para se determinar a razão de expansão de furo de cada material).

##### 4.4.1 – Ensaio de tração

Foram realizados ensaios de tração para determinar o limite de escoamento, de resistência e alongamento, ou seja, para a obtenção das propriedades mecânicas do aço DP 1000. O equipamento utilizado para este ensaio é específico para este tipo de teste está ilustrado esquematicamente na Figura 4.6. A norma a ser utilizada para a determinação das propriedades mecânicas é a EN10002-1.

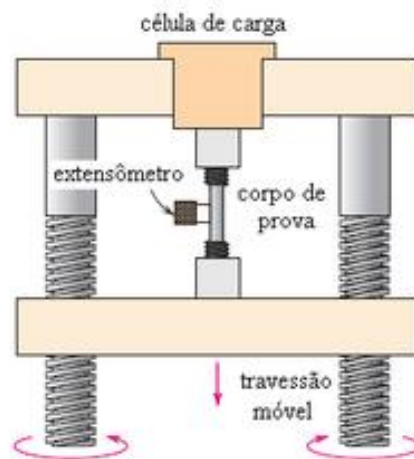


Figura 4.6 – Máquina de Tração

#### 4.4.1.1 – Limite de Escoamento

Representa o início da plasticidade do material, conforme figura 4.7. O fenômeno do escoamento é caracterizado por uma discreta oscilação da tensão e uma deformação significativa do material (PASCOALI, 2008). A partir desta etapa a dimensão do corpo de prova (CP) começa a se modificar.

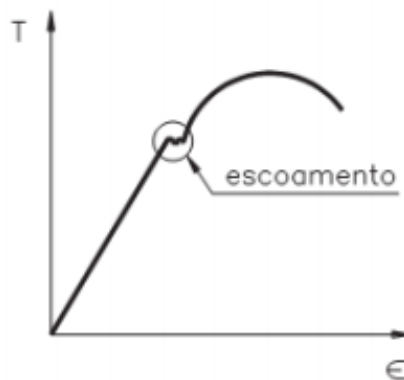


Figura 4.7 – Limite de Escoamento (DALCIN, 2007)

Existem casos onde não é possível detectar o patamar de escoamento (zona de transição entre zona elástica e zona plástica) (figura 4.8), sendo assim é convencionalmente o valor do limite de escoamento como sendo a tensão para uma deformação de 0,2% (medido através de um extensômetro).



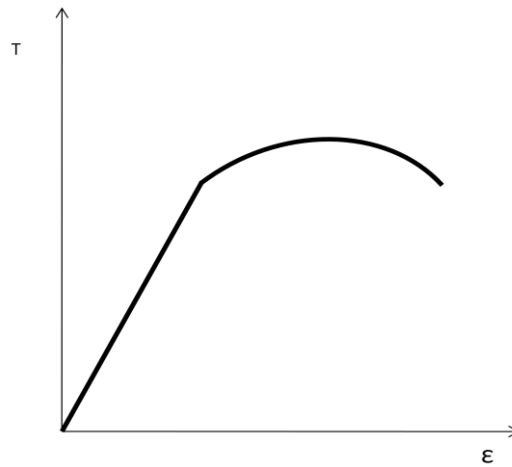


Figura 4.8 – Limite de Escoamento sem patamar definido (adaptado de DALCIN, 2007)

Os fatores que podem influenciar os valores de limite de escoamento são (SOUZA, 2010):

- velocidade de aplicação da carga,
- geometria do CP,
- acabamento do CP,
- fixação do CP,
- rigidez da máquina de ensaio.

#### 4.4.1.2 – Limite de Resistência

Após o escoamento acontece um endurecimento devido a deformação do material, chamado de encruamento. O corpo de prova resiste à tração, exigindo assim uma tensão cada vez maior para o CP se deformar (SOUZA, 2010).

Limite de resistência é a carga máxima encontrada durante o ensaio de tração (figura 4.9).

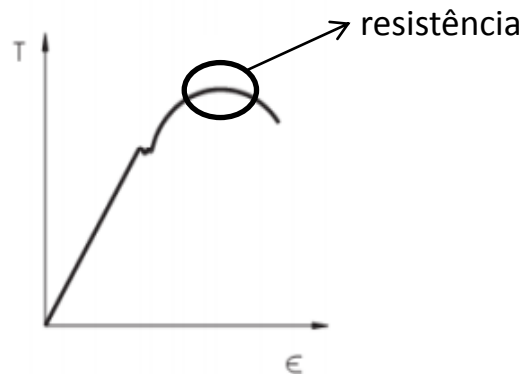


Figura 4.9 – Limite de Resistência (DALCIN, 2007)

#### 4.4.1.3 – Alongamento

Alongamento é a deformação plástica total ocorrida no material até sua ruptura durante o ensaio de tração (SOUZA, 2010).

$$A = \frac{L - L_0}{L_0} \times 100$$

Eq. 02

A = Alongamento

L = Comprimento útil atual

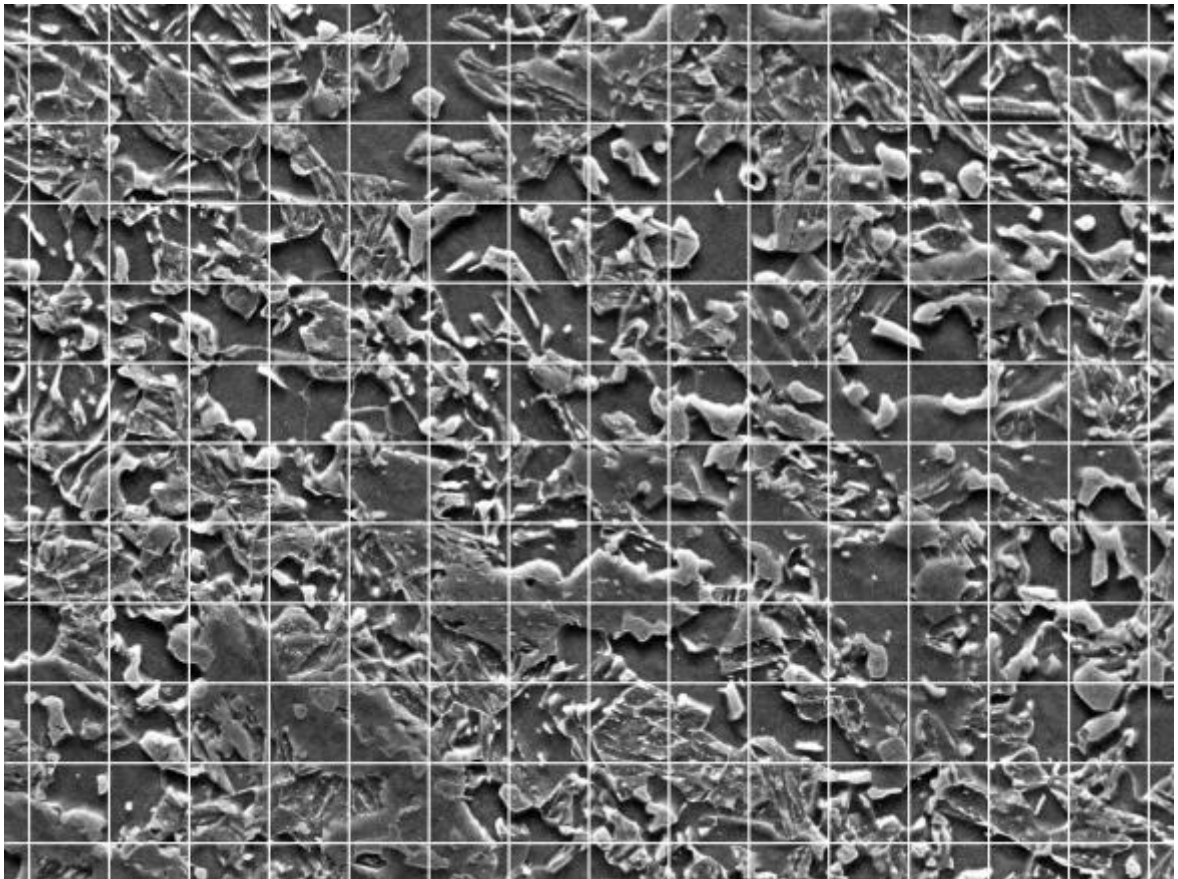
L<sub>0</sub> = Comprimento útil inicial

Alongamento está relacionado com a capacidade do material deformar plasticamente.

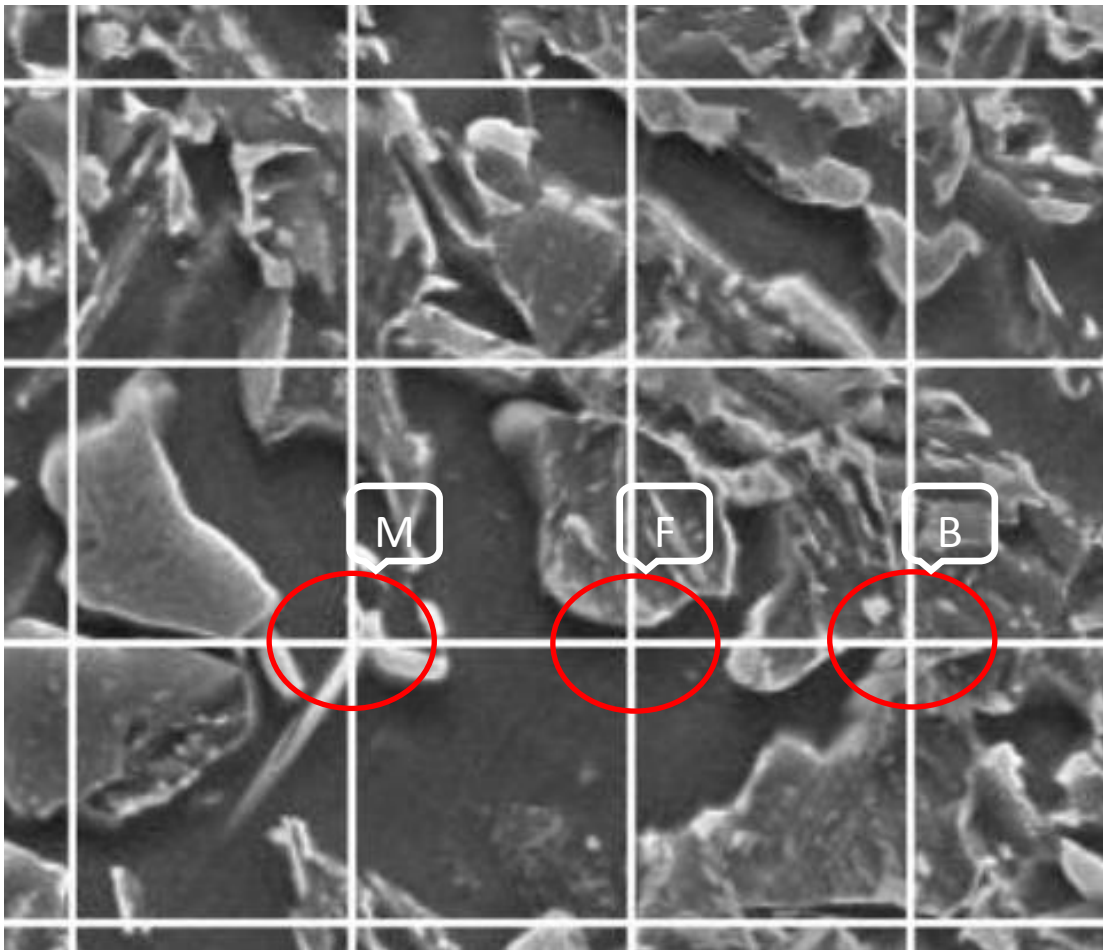
#### 4.4.2 – Microestrutura

Para se determinar as microestruturas dos aços estudados foram necessárias diversas etapas, tais como corte, lixamento, foto no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) e contagem das fases manualmente. O processo se inicia com o corte das amostras nas dimensões necessárias.

Após a preparação das amostras a mesma é fixada no porta amostra do MEV e depois ligado o vácuo para iniciar a análise. Foram tiradas 20 fotos (figura 4.10) em posições diferentes de cada aço a ser estudado e inseridas as grades para a quantificação via Método dos Interceptos.



(a)



(b)

Figura 4.10 – (a) Foto da microestrutura de um aço DP1000 via MEV com aumento de 5000X e grades para quantificação das fases via Método do Intercepto. (b) Ampliação da foto da microestrutura (a) descrevendo as fases em cada intercepto (M = Martensita, F = Ferrita e B = Bainita).

Para a determinação da quantidade de cada fase contida no material foram analisados os interceptos das grades nas fotos do MEV. Verificou-se qual fase está contida em cada intercepto, contendo 165 interceptos em cada foto, totalizando 3300 pontos a serem analisados em cada um dos três aços estudados. Depois foi realizado um cálculo para determinar a quantidade de cada fase, descrito através das equações 02, 03 e 04.

$$\frac{\sum M \times 100}{(165 \times 20)}$$

Eq. 02

$$\frac{\sum B \times 100}{(165 \times 20)}$$

Eq. 03

$$\frac{\sum F \times 100}{(165 \times 20)}$$

Eq. 04

Sendo,

M – Quantidade de martensita encontrada nos interceptos de cada foto.

B – Quantidade de bainita encontrada nos interceptos de cada foto.

F – Quantidade de ferrita encontrada nos interceptos de cada foto.

Este método é baseado na norma ASTM E562 e é utilizado internamente na Usiminas sempre que for necessário quantificar uma microestrutura que tenha bainita, pois a mesma se confunde com a martensita quando analisado via Microscopia Ótica, podendo gerar erro na contagem automática.

#### 4.4.4 – Expansão de furo

O teste de expansão de furo consiste em forçar uma ferramenta cônica de expansão, em um furo pré-preparado, até que se forme trinca na espessura do material (ISO/TS 16630, 2003) detectado visualmente. O equipamento utilizado pelo Centro de Tecnologia da Usiminas é o ERICHSEN (figura 4.11).



Figura 4.11 – Foto do equipamento ERICHSEN da Usiminas

O furo pré-preparado deve ser maior do que 40 mm de diâmetro (figura 4.12).

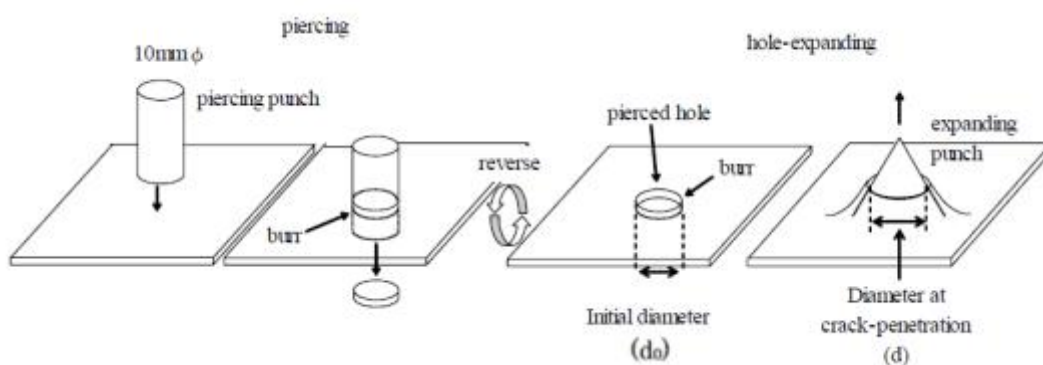


Figura 4.12 – Metodologia da preparação do furo e teste de expansão de furo (TAKAHASHI, 2009)

## CAPÍTULO 5: RESULTADOS E DISCUSSÃO

Foram produzidas três bobinas com diferentes composições químicas e parâmetros de processamento no recozimento contínuo, equipamento chamado CAPL (*Continuous Annealing Processing Line*).

Estas bobinas foram numeradas conforme tabela 5.1.

Tabela 5.1 – Produto por número da bobina

Produto	Bobina
6744896	1
3101500	2
6708283	3

### 5.1 – Composição Química

O material amostrado das três bobinas *Dual Phase* da classe 1000 MPa referente a dissertação foram produzidos com a composição química descritas na tabela 5.2, estando de acordo com as especificações descritas na tabela 3.3, na tentativa de adequar os valores da razão de expansão de furo e suas propriedades mecânicas.

Tabela 5.2 – Composição química do aço DP1000.

Bobina	C (%)	Si (%)	Mn (%)	S (%)	B (%)
1	0,17	0,45	2,17	0,005	0,0001
2	0,13	0,51	2,12	0,003	0,0041
3	0,12	0,61	2,30	0,004	0,0051

A variação de porcentagem de Carbono teve por objetivo a modificação da quantidade de segunda fase no aço. Já a variação do Manganês serviu para modificar as temperaturas de transformação. Em aços com alto teor de Manganês o encharque tem grande influência na microestrutura e nas propriedades mecânicas, isto porque em temperaturas elevadas o manganês facilita a formação de martensita. A adição de

Boro serviu para inibir a transformação da austenita em ferrita facilitando a formação da bainita.

## 5.2 – Processo no recozimento

As três bobinas foram processadas com a espessura de 1,60 mm no CAPL tendo os parâmetros de temperaturas de encharque e de envelhecimento e o encruamento visados descritos na tabela 5.3.

O esquema do ciclo de recozimento está representado na figura 3.1, já discutido anteriormente.

Tabela 5.3 – Valores utilizados durante processamento dos materiais no CAPL.

Bobina	temperatura encharque (°C)	temperatura envelhecimento (°C)	Encruamento (%)
1	802	257	0,3
2	810	316	0,3
3	838	323	0,4

Ressalta-se que as temperaturas de encharque e de envelhecimento e o encruamento estão de acordo com os parâmetros propostos para a produção do material na laminação a quente.

## 5.3 – Propriedades Mecânicas

Parte das amostras retiradas das bobinas foram enviadas a área responsável pela realização dos testes de tração. Os resultados encontrados estão descritos na Tabela 5.4.

As dimensões das amostras para o teste de tração foi descrito na figura 4.5, sendo utilizado a norma EN10002-1 para a realização dos testes.



Tabela 5.4 – Propriedades Mecânicas do aço DP1000.

Bobina	LE (MPa)	LR (MPa)	Alo (%)
1	683	1076	18
2	515	869	21,5
3	722	936	16,5

#### 5.4 - Expansão de Furo

Os testes realizados para se medir a razão de expansão de furo seguiu a norma ISO/TS 16630:2003 que está parcialmente descrita na seção de metodologia (4.4.4 - Expansão de Furo) desta dissertação.

Foram testadas cinco amostras do topo de cada bobina estudada, sendo estas amostras da mesma região, os resultados estão descritos na tabela 5.5.

Tabela 5.5 – Resultados de expansão de furo

Bobina	Valores de Expansão de Furo (%)					MÉDIA (%)	Desvio
<b>1</b>	12,0	10	7	10	9	<b>9,6</b>	<b>1,8</b>
<b>2</b>	28	30	24	30	31	<b>28,6</b>	<b>2,8</b>
<b>3</b>	28	27	30	29	30	<b>28,8</b>	<b>1,3</b>

#### 5.5 - Microestrutura

Foram analisadas amostras do topo de cada bobina utilizando os reagentes Metabissulfito e Nital e depois analisado no microscópio ótico.

Nas figuras 5.1, 5.2 e 5.3 estão as microestruturas encontradas nas amostras do material em estudo.

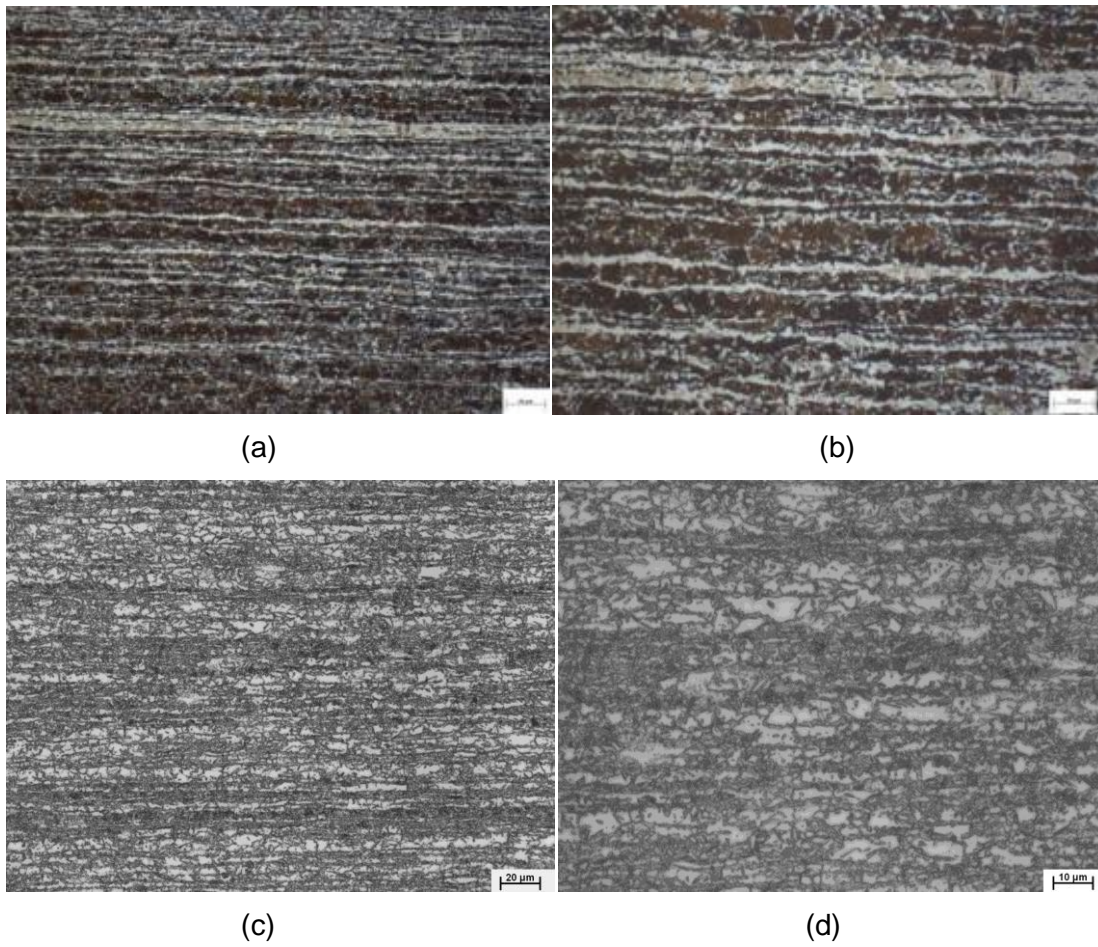


Figura 5.1 – Microestrutura da bobina 1 (a) Metabissulfito 500X (b) Metabissulfito 1000X (c) Nital 500X (d) Nital 1000X

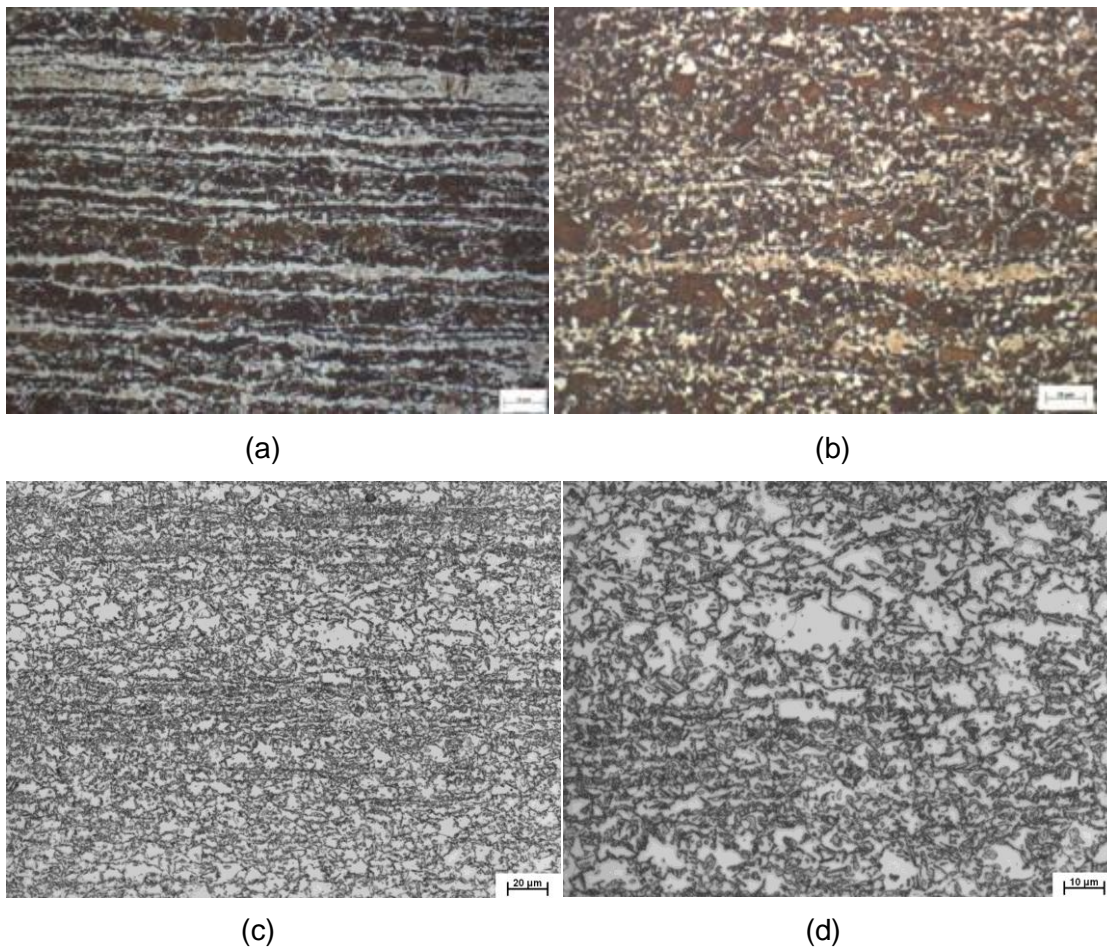


Figura 5.2 – Microestrutura da bobina 2 (a) Metabissulfito 500X (b) Metabissulfito 1000X (c) Nital 500X (d) Nital 1000X

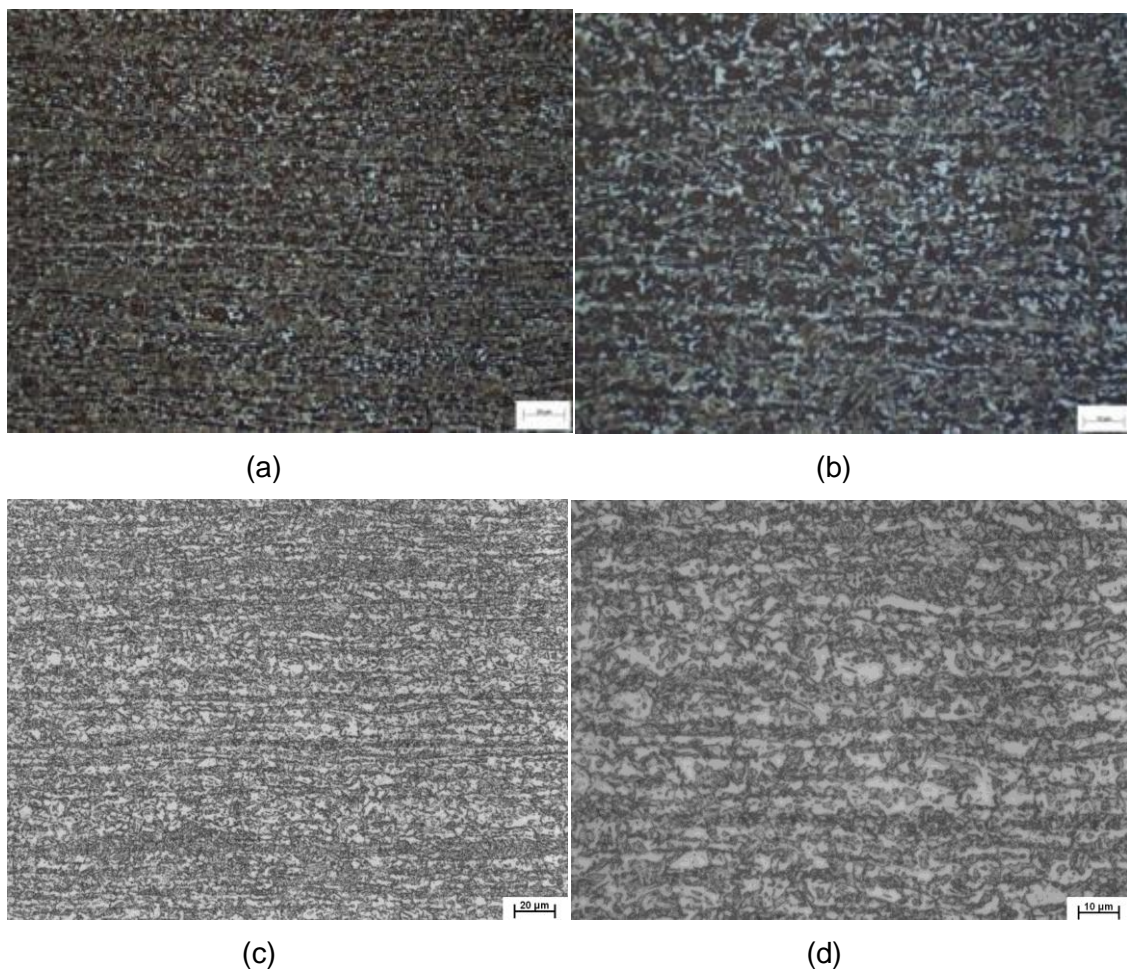


Figura 5.3 – Microestrutura da bobina 3 (a) Metabisulfito 500X (b) Metabisulfito 1000X (c) Nital 500X (d) Nital 1000X

A quantificação das fases de ferrita, martensita e bainita, em porcentagem, em cada bobina estudada estão descritas na tabela 5.6.

Tabela 5.6 – Microestrutura nas bobinas do estudo.

<b>bobina</b>	<b>ferrita (%)</b>	<b>martensita (%)</b>	<b>bainita (%)</b>
1	25	32	43
2	37	28	35
3	28	22	50

## 5.6 – Correlações dos Resultados

De acordo com estudo de Fujita et al (2007) a razão da expansão de furo está ligado a presença de uma fase com uma dureza entre a ferrita e a martensita; no caso dos aços Dual Phase da classe 1000 MPa de resistência deste estudo esta fase é a bainita. Quanto maior a quantidade de bainita maior será a razão da expansão de furo, conforme descrito na figura 3.8 desta dissertação.

Na figura 5.4 pode-se observar a relação entre a razão da expansão de furo e a porcentagem de bainita encontrados nas microestruturas dos materiais em estudo.

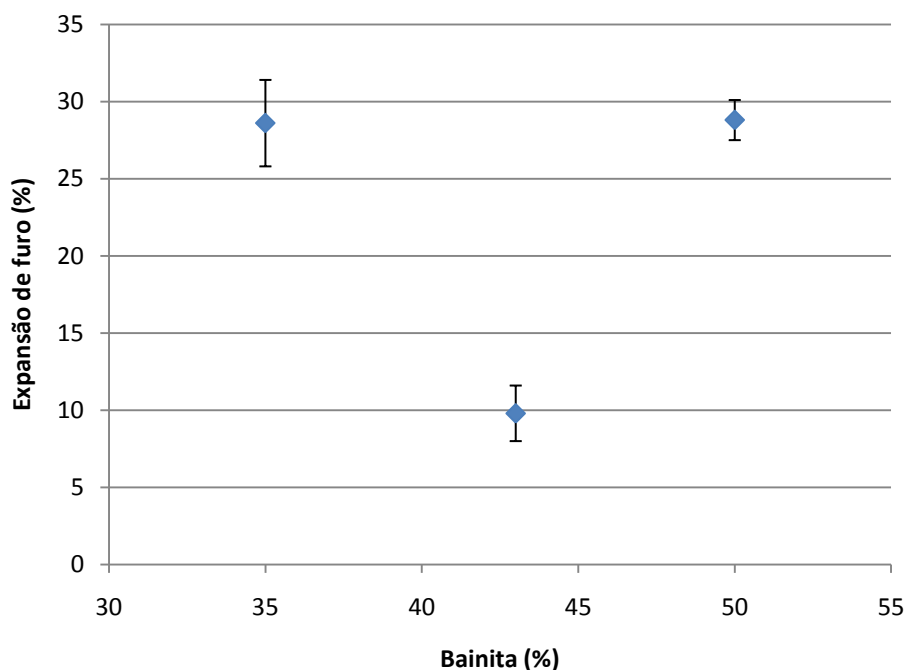


Figura 5.4 – Relação entre razão de expansão de furo e porcentagem da fase bainítica dos três produtos.

Com os valores encontrados não foi possível encontrar a correlação entre a quantidade de bainita nos produtos e a razão de expansão de furo comentada por Fujita et al (2007). Com este resultado foi analisado se havia uma correlação entre a razão da expansão de furo e as outras fases presentes na microestrutura do material, sendo elas a ferrita e a martensita (figura 5.5 e 5.6), concluindo-se que:

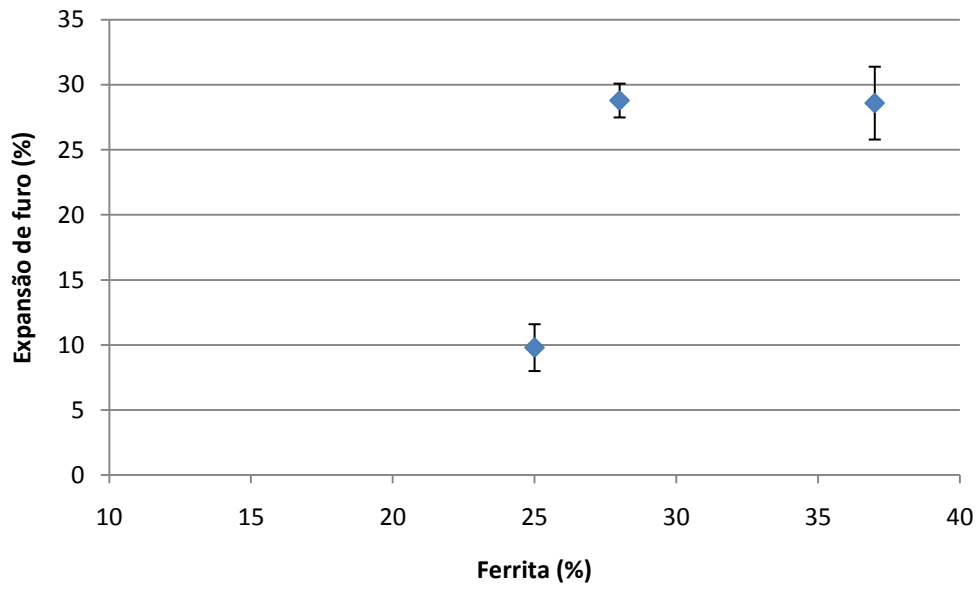


Figura 5.5 – Relação entre razão de expansão de furo e porcentagem da fase ferrítica dos três produtos.

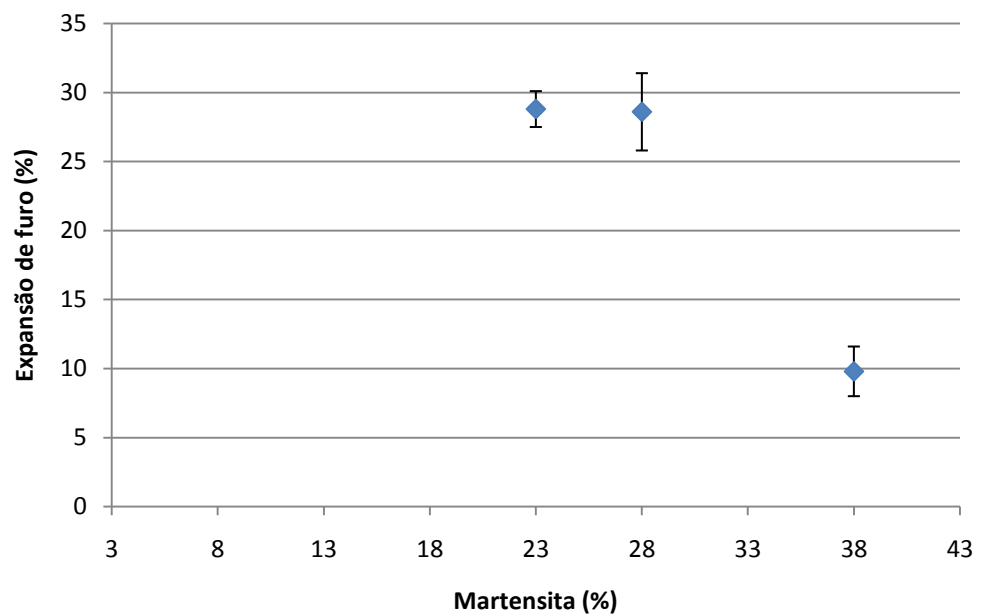


Figura 5.6 – Relação entre razão de expansão de furo e porcentagem da fase martensítica dos três produtos.

- 1- Existe uma tendência de que quanto maior a porcentagem de ferrita na microestrutura do material, maior a razão da expansão de furo;
- 2- Existe uma tendência de que quanto maior a porcentagem de martensita na microestrutura menor a razão da expansão de furo.

O mesmo estudo de Fujita et al (2007) descreve que os valores de alongamento dos materiais também são influenciados pela microestrutura e quanto maior o alongamento menos bainita na sua microestrutura, e conseqüentemente menor será a razão de expansão de furo. Foram realizadas análises para comprovar esta relação, não sendo possível determinar qualquer correlação entre razão da expansão de furo e alongamento (figura 5.7).

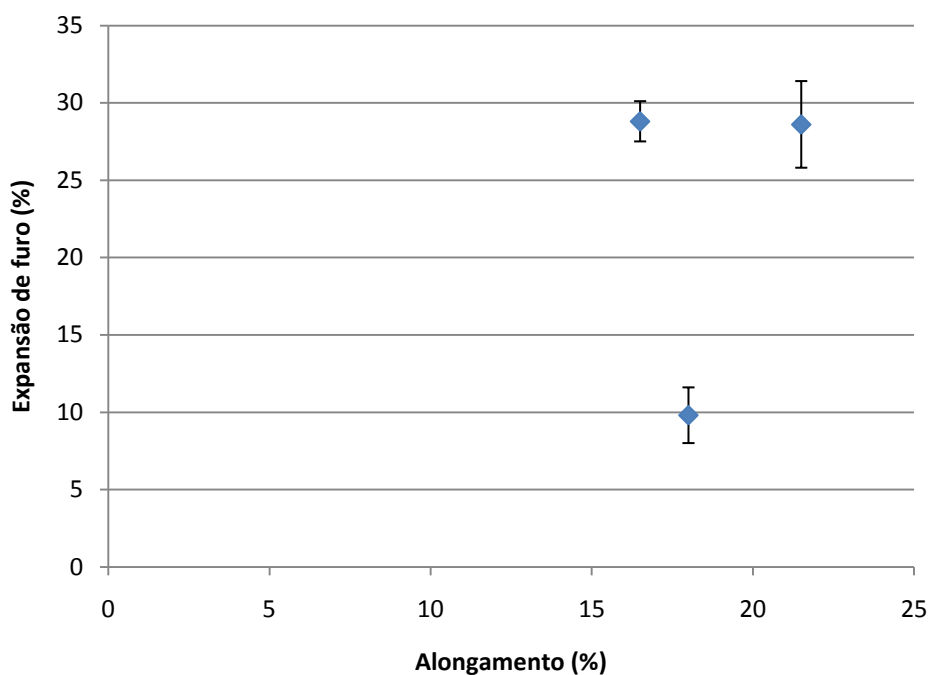


Figura 5.7 – Relação entre razão de expansão de furo e os valores de alongamento dos três produtos.

Na figura 5.8 é possível verificar uma tendência de quanto menor quantidade de fase bainítica na microestrutura do material maior será o valor do alongamento, estando de acordo com estudos anterior tais como Fujita et al (2007) e Hasegawa et al (2003).

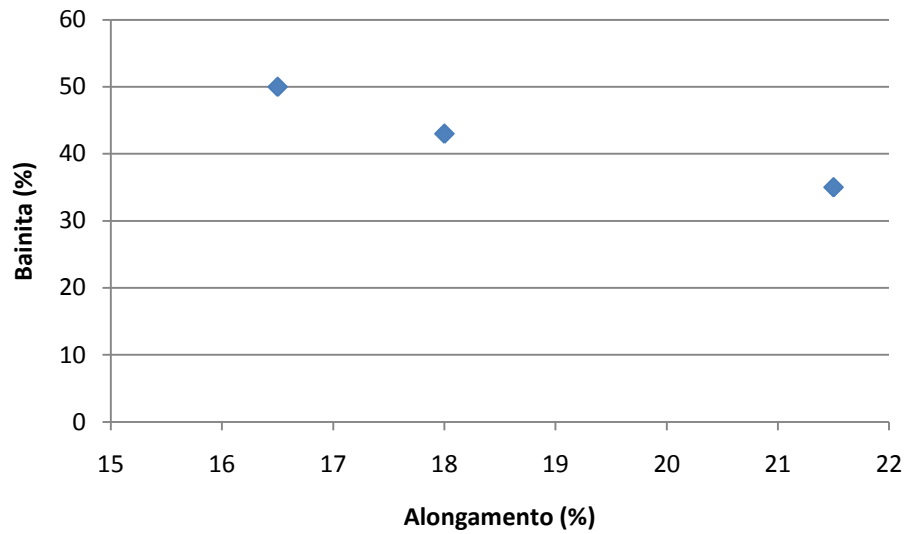


Figura 5.8 – Relação entre a porcentagem de fase bainítica e os valores de alongamento dos três produtos.

Completando as análises foram verificadas as relações entre a expansão de furo e o limite de escoamento (figura 5.9) e expansão de furo e limite de resistência (figura 5.10).

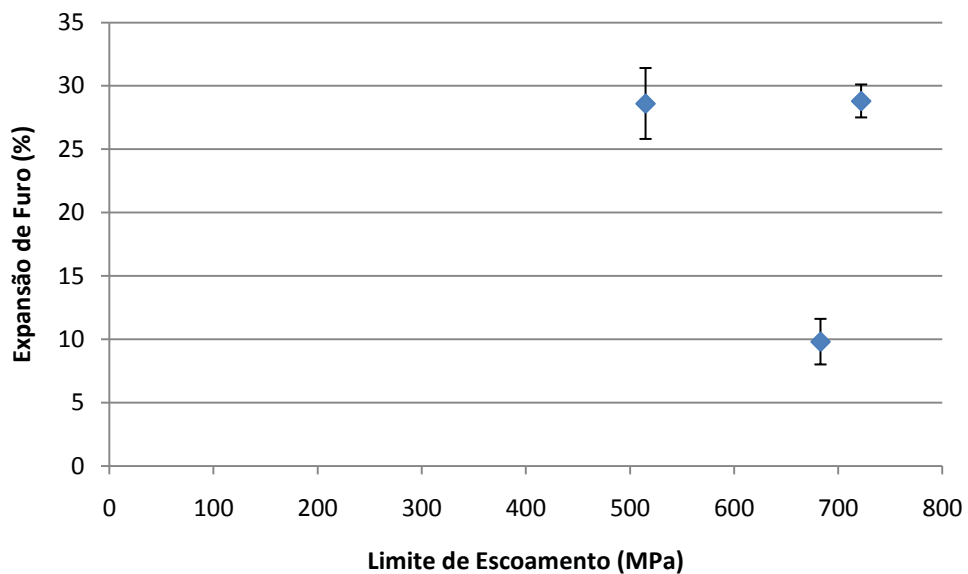


Figura 5.9 – Relação entre a razão de expansão de furo e os valores de limite de escoamento.



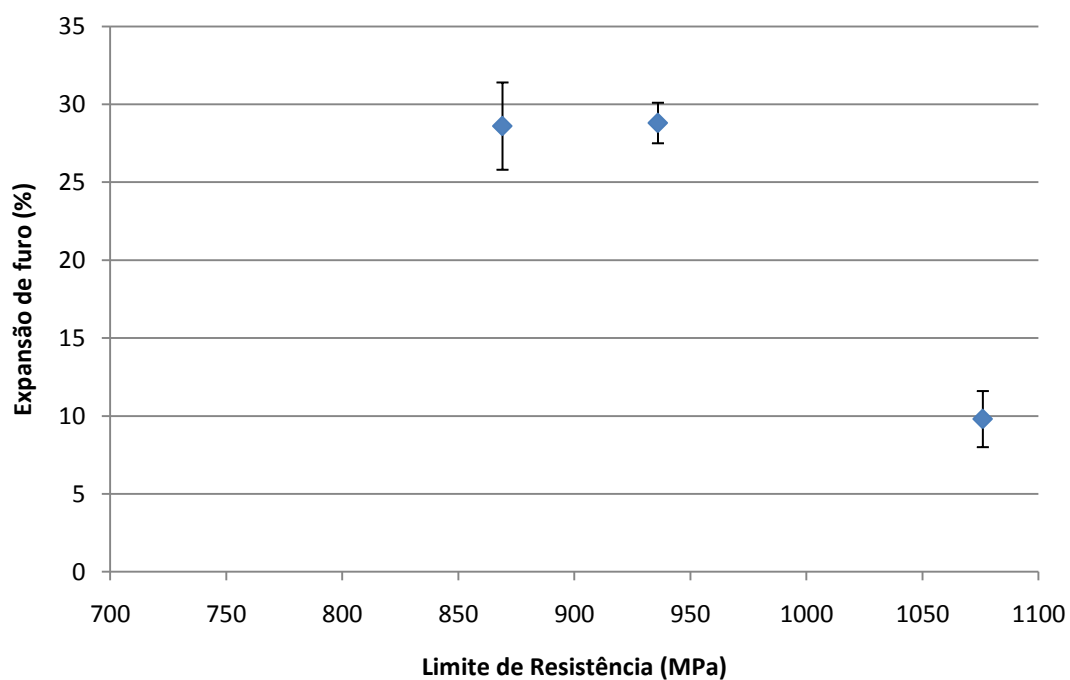


Figura 5.10 – Relação entre a razão de expansão de furo e os valores de limite de resistência.

Analisando a figura 5.9 não foi possível encontrar nenhuma relação entre a razão da expansão de furo e o limite de escoamento. Já na figura 5.10 se verifica uma tendência entre a razão de expansão de furo e os resultados de limite de resistência.

## CAPÍTULO 6: CONCLUSÕES

Neste trabalho foram comparados os valores da razão de expansão de furo, quantidade das fases bainítica, ferrítica e martensítica, valores do alongamento, limite de escoamento e limite de resistência com o objetivo de se encontrar correlações entre as fases e as propriedades do aço.

Foram encontradas tendências nas correlações entre:

- A quantidade da fase bainítica e os valores de alongamento; quanto maior a quantidade de bainita presente no aço menor é o valor de alongamento.
- A razão de expansão de furo e os valores do limite de resistência; quanto menor o valor da razão de expansão de furo, maior o valor do limite de resistência.
- A quantidade da fase martensítica e os valores da razão de expansão de furo; quanto menor a quantidade de martensita presente no aço maior a razão de expansão de furo.
- A quantidade da fase ferrítica e os valores da razão de expansão de furo; quanto maior a quantidade de ferrita presente no aço maior a razão de expansão de furo.

Não foi possível encontrar uma correlação entre a razão de expansão de furo e a quantidade de bainita conforme descrito no estudo de Fujita et al (2007), na qual se afirma que quanto maior a quantidade de bainita presente no aço maior é a razão de expansão de furo.

Com a quantidade de amostras analisadas não é possível afirmar que as tendências encontradas sejam uma regra; são necessários mais estudos com quantidades maiores de amostras para se obter uma comprovação através de análises estatísticas.

## **CAPÍTULO 7: SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

- Avaliar a influência da microestrutura na razão da expansão de furo modificando apenas os parâmetros de recozimento na laminação a frio, mantendo a composição química e parâmetros de laminação a quente.
- Estudar o comportamento de estampagem do aço DP1000 com diferentes microestruturas.
- Avaliar a correlação da razão de expansão de furo do aço DP1000 no comportamento durante estampagem.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ASM International Handbook Committee. **ASM Handbook - Properties and Selection: Irons, Steel, and High Performance Alloy**. Vol 1, 697p – 707p. 1990.
- ASTM. ASTM E562, **Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count**. 2008. 7f. Norma ASTM. 2008.
- BRANDÃO, A., **Redução de massa em elemento estrutural de veículos automotivos através da utilização de aços de alta resistência**. 2005. 113f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Automotiva) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo. 2005.
- DALCIN, G. B., **Ensaio dos Materiais**. 2007. 41f. Apostila (curso engenharia industrial mecânica) – Universidade Regional Integrada do Alto Uruguai e das Missões. 2007.
- EN 10002-1, **Metallic materials - Tensile testing - Part 1: Method of test at ambient temperature**. 2001. 54 f. Norma ISO. 2001.
- FUJITA, N., NONAKA. et al. **Development of Ultra-High Strength Steel Sheets with Tensile Strength of 980 MPa**. 2007. 5f. Artigo para SAE Internacional. Abril de 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.
- HASEGAWA, K. et al. **Effects of Microstructure on Stretch-flange-formability of 980MPa Grade Cold-rolled Ultra High Strength Steel Sheets**. 2003. *The Iron and Steel Institute of Japan*. Vol 44. 603p-609p. Outubro, 2003.
- ISO. ISO/TS 16630. **Mettalic Materials – Method of Hole Expansion Test**. 2003. 7f. Norma ISO. 2003.
- 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.

MARRA, K. M. TAISS, E. J., TURANI, L. O., **Aços Dual Phase Processados a Frio: Características e Potencial de Aplicação em Veículos Automotores**. 2008. 39f. Contribuição Técnica ao 45º Seminário de Laminadores e Revestidos, Santos SP. 2008.

MURARI, F. D. **Cinética de Envelhecimento de Aços Dual Phase de Baixa Resistência Mecânica Laminados a Frio**. 2009. 182f. Tese (Doutorado em engenharia metalúrgica) – Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG. 2009.

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.

NETO, B. **Comparação da Influência dos Parâmetros Industriais na Microestrutura de Dois Aços Dual-Phase**. 2009. 71f. Trabalho de Conclusão de Curso (Engenharia de materiais) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, RS. 2009.

NIGRI, E. **Estudo Exploratório da Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica de um Aço TRIP 800**. 2008. 94f. Dissertação (mestrado em engenharia metalúrgica e de materiais) – Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, RJ. 2008.

PASCOALI, S., **Apostila de Tecnologia dos Materiais I**. 2008. 104f. Apostila do curso técnico em eletrotécnica do Centro Federal de Educação Tecnológica de Santa Catarina, Araranguá SC. 2008.

PEDRAZA, A. J., COUTINHO, C. A. B., **Solidificação e Tratamentos Térmicos dos Aços**. 1978. 313p. Volume 2 do livro publicado pela UFMG, Belo Horizonte, MG.

SILVEIRA, V. H. M., SHAEFFER, L.. **Estampagem de Chapas de Alta Resistência para Uso Automotivo**. 2009. Disponível em

<http://www.guiadasiderurgia.com.br/novosb/links/1966-estampagem-de-chapas-de-alta-resistencia-para-uso-automotivo--parte-1>. Acessado em 23 de outubro de 2012.

SOUZA, R. R. **Ensaio mecânicos. Ensaio de Tração**. 2010. 37f. Apostila (curso de mecânica aplicada) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul. 2010

TAKAHASHI, T., KAWANO, O., TANAKA, Y. **Fracture Mechanical Study on Edge Flange-Ability of High Tensile-Strength Steel Sheets**. 2009. 12f. *Materials Science & Technology 2009 Conference and Exhibition*. 2009.

**ULSAB-AVC Body Structure Materials**, 2001. Disponível em

[http://www.autosteel.org/~media/Files/Autosteel/Programs/ULSAB-AVC/avc\\_ttd6.ashx](http://www.autosteel.org/~media/Files/Autosteel/Programs/ULSAB-AVC/avc_ttd6.ashx). Acessado em maio de 2012.

USIMINAS. **Catálogo de Produtos da Usiminas**, 2013. Disponível em

<http://www.usiminas.com>. Acessado em junho de 2013.

USIMINAS. **Comunicação Interna da Usiminas**, 2009. Disponível na intranet da empresa. Acessado em dezembro de 2009.

USIMINAS. **Fluxo de produção da Usiminas – Ipatinga**, 2010. Disponível na intranet da empresa. Acessado em maio de 2010.

UTHAISANGSUK, V., PRAHL, U., BLECK, W. **Stretch-Flangeability Characterization of Multiphase Steel using a Microstructure based failure modeling**. *Computational Materials Science*. 617p-623p. 2009.

VENSON, I. **Material da disciplina de processos de corte na Universidade Federal do Paraná**. Disponível em

[http://www.madeira.ufpr.br/disciplinasivan/processoscorte\\_arquivos/FerroAcoConceitos.pdf](http://www.madeira.ufpr.br/disciplinasivan/processoscorte_arquivos/FerroAcoConceitos.pdf). Acessado em 08 de junho de 2013.