

UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ

LUIZ MAURÍCIO VALENTE TIGRINHO

**ANÁLISE DA FRATURA DE CHAPAS DO AÇO AVANÇADO
DE ALTA RESISTÊNCIA DP600 QUANDO SUBMETIDO
A DIFERENTES ESTADOS DE TENSÕES**

**CURITIBA
2011**

LUIZ MAURÍCIO VALENTE TIGRINHO

**ANÁLISE DA FRATURA DE CHAPAS DO AÇO AVANÇADO
DE ALTA RESISTÊNCIA DP600 QUANDO SUBMETIDO
A DIFERENTES ESTADOS DE TENSÕES**

Tese apresentada como requisito para obter o título de Doutor em Engenharia Mecânica do Curso de Doutorado em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Paraná, na área de concentração Manufatura.

Orientador: Prof. Dr. Paulo Victor Prestes Marcondes.

**CURITIBA
2011**

TERMO DE APROVAÇÃO

LUIZ MAURÍCIO VALENTE TIGRINHO

ANÁLISE DA FRATURA DE CHAPAS DO AÇO AVANÇADO DE ALTA
RESISTÊNCIA DP600 QUANDO SUBMETIDO A
DIFERENTES ESTADOS DE TENSÕES

Tese aprovada como requisito parcial à obtenção de grau de Doutor em Engenharia Mecânica, área de concentração Manufatura, no Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Setor de Tecnologia da Universidade Federal do Paraná.

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Lirio Schaeffer
UFRGS
Examinador externo

Prof. Dr. Paulo Cesar Borges
UTFPR
Examinador externo

Prof. Dr. Pedro Amedeo N.i Bernardini
UFSC
Examinador externo

Prof. Dr. Rodrigo Perito Cardoso
UFPR
Examinador interno

Prof. Dr. Paulo Victor Prestes Marcondes
UFPR
Presidente

Curitiba, 30 de agosto de 2011.

***Aos meus pais Francisco
A. Tigrinho (in memorian) e
Maria Conceição V. Tigrinho,
minha esposa Eliza Schiavon,
meus filhos Camila e Pedro
Henrique, meus irmãos
e meus sobrinhos.***

AGRADECIMENTOS

- À Deus, que me possibilitou realizar este trabalho;
- Ao Professor Paulo Victor Prestes Marcondes, pela orientação e auxílio prestados durante a realização deste trabalho;
- À minha esposa Eliza que sempre me apoiou;
- Aos meus filhos Camila e Pedro Henrique que sempre estiveram presentes;
- Ao meu Pai Francisco, apesar de não estar presente, mas com certeza muito feliz, e minha Mãe Maria da Conceição, que muito se esforçaram para que eu pudesse estudar;
- Aos meus irmãos João, Marcos, Consuelo e Ana que, igualmente aos meus pais, ajudaram-me a chegar até aqui;
- À toda minha família, pelo apoio e incentivo;
- Aos colegas Ravilson Antônio Chemin Filho e Ângela Maria Cordeiro de Oliveira, pela ajuda na realização dos ensaios de laboratório;
- Ao amigo Geraldo Schiavon pelo incentivo e valorização dos meus trabalhos;
- À empresa Usiminas pelo fornecimento do aço DP600.

RESUMO

A estampagem tem por finalidade a fabricação de peças a partir de chapas planas. Este processo tem como um dos seus maiores usuários a indústria automobilística, que é um dos maiores mercados para aços de alta resistência e uma importante força motriz para o desenvolvimento de novos materiais e tecnologias. Desta forma, procura-se cada vez mais pesquisar a influência dos parâmetros nos processos de conformação, permitindo as indústrias conhecer melhor as variáveis e entender a estampabilidade das chapas utilizadas. Nas últimas décadas o aumento da concorrência e a crescente demanda por carros mais seguros, econômicos e menos poluentes exigiram das montadoras, siderúrgicas e comunidade científica investimentos na pesquisa de novos aços. O resultado dessas pesquisas foi o aumento significativo na utilização de aços avançados de alta resistência nos automóveis. O objetivo desse trabalho foi analisar o tipo de fratura em chapas de aço DP600 quando submetidos aos estados de tensões uniaxial, biaxial e plano de deformação, através dos ensaios de tração e estampagem (embutimento e estiramento). Para se obter o estado plano de deformação utilizou-se corpo de prova de $\varnothing 200\text{mm}$, punção no formato cilíndrico e uma leve carga no prensa-chapas, permitindo o escoamento do material, e também com corpo de prova de $125 \times 200\text{mm}$ estampado com punção hemisférico, travando totalmente a chapa; o estado biaxial de tensão obteve-se com a utilização de corpo de prova de $200 \times 200\text{mm}$, punção hemisférico e total restrição do fluxo da chapa; e através dos ensaios de tração com corpo de prova no formato “gravata” e estampagem do corpo de prova de $75 \times 200\text{mm}$, com punção hemisférico, travando totalmente a chapa foram obtidos o estado uniaxial de tensão. Foi constatado, através do MEV, que o estado de tensão teve influência no micromecanismo de fratura, principalmente no estado plano de deformação, que apresentou regiões de clivagem, portanto frágil, envoltas por alvéolos, fratura dúctil. Já nos estados uniaxial e biaxial de tração apresentaram somente alvéolos, caracterizando uma fratura dúctil clássica. Demonstrando que um material não é dúctil ou frágil, depende do estado de tensão ao qual foi submetido para provocar a fratura.

Palavras-chave: Estampagem. AHSS. Fratura.

ABSTRACT

Stamping is a major process for the manufacture of parts from flat sheets. The automobile industry is one of the largest markets for stamped parts and a major driving force for the development of new materials and technologies. In recent decades, the increasing competition and growing demand for safer cars - economical and less polluting - demanded of the steel industry, automakers and the scientific community major investments in research. As a result of these researches a significant increase in the use of steel of last generation in automobiles has been observed. However, aimed efficiency in the manufacture a precise knowledge of the material formability is a must. Recently, many authors have been researching advanced high strength steels (AHSS) in order to better understand the mechanical behavior - in particular the fracture aspects related to the stamping conditions. The main aim of this study was to analyze the type of fracture in DP600 steel when subjected to different stress/strain states - uniaxial and biaxial stress and plane strain - imposed by the uniaxial tensile test and stamping process (deep drawing and stretching). In order to obtain the state of plane strain it was used specimen of \varnothing 200mm, cylindrical punch and low blankholder force - allowing the flow of the material - and also with the specimen 125x200mm stamped with hemispherical punch, complete lock of the sheet. The biaxial stress state was obtained with the use of specimen 200x200mm, hemispheric punch and flow restriction of the sheet. The uniaxial stress state was obtained through the uniaxial tensile tests and with the stamping of samples of 75x200mm, with hemispherical punch and complete lock of the sheet. The experimentations led to a detailed understanding of the imposed stress state influence on the micro mechanism of fracture, particularly, in the plane strain - which showed cleavage regions surrounded by dimples. In addition, the microstructural analysis indicates that the DP600 steel can naturally show ductile or brittle fracture behavior during stamping, i.e. the type of failure may depend of the locally imposed stress/strain state during the deformation.

Keywords: Stamping. AHSS. Fracture.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Estados de tensões atuantes no copo durante o embutimento profundo – Bresciani, 1997	23
Figura 2.2 – Variação da espessura ao longo do copo embutido – Slater, 1997	24
Figura 2.3 – Operação de embutimento profundo, mostrando a região de deformação e forma de ruptura – Keeler, 1968	24
Figura 2.4 – Operação de estiramento, mostrando a região de deformação e forma de ruptura – Keeler, 1968	25
Figura 2.5 – Típico dobramento de uma chapa sobre uma linha reta – Barbosa, 2009	25
Figura 2.6 – Diagrama Limite de Conformação - modos de deformação para uma malha circular – Lange, 1993	29
Figura 2.7 – Relação entre ductilidade e resistência de várias categorias de aços amplamente utilizados na estrutura dos automóveis – IISI, 2002	31
Figura 2.8 – Representação esquemática da topologia da microestrutura bifásica – Hornbogen, 1980	33
Figura 2.9 – Possibilidades de aplicação do aço DP na carroceria dos automóveis – Marra, 2008	34
Figura 2.10 – Aplicação de aço DP600 na carroceria do Ford 500 - World AutoSteel, 2009	35
Figura 2.11 – Micrografia do aço DP com ilhas de martensita em uma matriz ferrítica, em (a) esquemática, em (b) real de um aço DP600 – WorldAutoSteel, 2009	36
Figura 2.12 – Microestrutura do aço DP analisada no MEV, em (a) DP590 e (b) DP780 – DeArdo, 2008	37
Figura 2.13 – Curva tensão vs deformação de engenharia para uma série de aços DP – WorldAutoSteel, 2009	37
Figura 2.14 – Aço DP 350/600 com maior limite de resistência que o HSLA 350/450 – Konieczny, 2003	38
Figura 2.15 – Valor instantâneo de n versus deformação para os aços DP 350/600 e HSLA 350/450 – Konieczny, 2003	39

Figura 2.16 – CLCs experimentais dos aços Doce 170/300, HSLA350/450 e DP 350/600 com espessura de 1.2 mm – Konieczny, 2003	40
Figura 2.17 – Micromecanismos de fraturas, aumento de 2000x, em (a) fratura dúctil, formada por alvéolos ou “dimples”, sob um ângulo entre 40° a 50° em relação a superfície fraturada, (b) fratura intergranular em um aço temperado, (c) fratura por clivagem em um aço temperado e (d) fratura por estrias do aço liga 8620 – Wulpi, 1999	42
Figura 2.18 – Representação esquemática dos micromecanismos de fratura, em (a) alveolar, (b) por clivagem e (c) intergranular – Effting, 2004	43
Figura 2.19 – (a) Fratura dúctil taça-cone em um aço inoxidável 302. (b) Fratura dúctil de um aço baixo carbono, mostrando a propagação da trinca a 45° – Wulpi, 1999	45
Figura 2.20 – Comportamento de um material dúctil antes da fratura, com ampliação em (a) 6x, (b) 50x e (c) 250x – Wulpi, 1999	46
Figura 2.21 – Partículas no interior dos alvéolos – Stahleisen, 1996	46
Figura 2.22 – Características dos alvéolos. (a) Alvéolos formados em inclusões alongadas, (b) alvéolos alongados, (c) distribuição bi-modal de alvéolos e (d) linhas de deformação no interior dos alvéolos – Stahleisen, 1996	47
Figura 2.23 – Influência da direção principal de carga no formato dos alvéolos formados na região fraturada do material – Wulpi, 1999	48
Figura 2.24 – Nucleação, crescimento e coalescência na fratura dúctil – Effting, 2004	49
Figura 2.25 – Micromecanismo da fratura alveolar – Anderson, 1995	50
Figura 2.26 – Modo de fratura por clivagem – Wulpi, 1999	53
Figura 2.27 – Modo de fratura combinada: com regiões de clivagem, intergranular e alveolar – Effting, 2004	54
Figura 2.28 – Imagens da superfície da fratura do aço HSLA, aumento de 1500x. Em (a) e (b) estado de tração-compressão, (c) estado plano de deformação, (d), (e) e (f) estado biaxial de tração – Narayanasamy, 2008 e 2009	60
Figura 2.29 – Imagens da superfície da fratura do aço microligado. Em (a) estado de tração-compressão – 5000x, (b) estado de tração-compressão –	

7000x, (c) estado plano de deformação – 3000x, (d) estado plano de deformação – 15000x, (e) estado biaxial de tração – 5000x, (f) estado biaxial de tração – 10000x – Narayanasamy, 2008 e 2009	61
Figura 2.30 – Imagens da superfície da fratura do aço C-Mn. Em (a) estado de tração-compressão – 3000x, (b) estado de tração-compressão – 5000x, (c) estado plano de deformação – 2000x, (d) estado plano de deformação – 10000x, (e) estado biaxial de tração – 5000x, (f) estado biaxial de tração – 10000x – Narayanasamy, 2008 e 2009	62
Figura 2.31 – Investigação da fratura em corpo de prova de tração para o aço DP800 com diferentes deformações: (a-d) 1ª fase – estricção difusa ($\epsilon_{eng} \approx 0,12$), (e-h) 2ª fase – estricção local ($\epsilon_{eng} \approx 0,17$), (i-l) 3ª fase – fratura ($\epsilon_{eng} \approx 0,20$) – Kadkhodapour, 2011	64
Figura 2.32 – Morfologia da fratura mostrando em (a) distribuição homogênea dos “dimples” e (b) pequeno número de inclusões estão presentes nos vazios – Kadkhodapour, 2011	66
Figura 2.33 – Fractografia do aço CQ em (a) baixa taxa de deformação e (b) alta taxa de deformação e do aço DP590 em (c) baixa taxa de deformação e (d) alta taxa de deformação – Kim <i>et al.</i> , 2011	68
Figura 2.34 – Fractografia da superfície do aço TRIP600 e DP600 em (a) TRIP600 – taxa de deformação $0,003s^{-1}$, (b) TRIP600 – taxa de deformação $200s^{-1}$, (c) DP600 – taxa de deformação $0,003s^{-1}$ e (d) DP600 – taxa de deformação $200s^{-1}$ – Huh <i>et al.</i> , 2008	69
Figura 3.1 – Desenho do corpo de prova para o ensaio de tração	75
Figura 3.2 – Ferramenta utilizada nos ensaios de estampagem, em (a) detalhe das principais partes da ferramenta de estampagem, (b) desenho mecânico da ferramenta para Ensaio Nakazima – punção hemisférico, prensa-chapas e matriz com “draw bead” e (c) desenho mecânico da ferramenta com punção cilíndrico, prensa-chapas e matriz sem “draw bead”	78
Figura 3.3 – Desenho dos corpos de prova utilizados no ensaio de estampagem Nakazima para o levantamento da CLC	80
Figura 3.4 – Desenho dos punções mostrando os raios de concordância de cada ferramenta	84

Figura 4.1 – Micrografia do aço DP600 com ilhas de martensita em uma matriz ferrítica, em (a) aumento de 800x e (b) 3500x	88
Figura 4.2 – Curvas Tensão vs Deformação de engenharia do aço DP600	93
Figura 4.3 – Comparação entre curvas Tensão vs Deformação de engenharia dos aços DP600 e HSLA450	94
Figura 4.4 – Curva Limite de Conformação do aço DP600, obtida através do ensaio estampagem de Nakazima	95
Figura 4.5 – Diagrama Limite de Conformação do aço DP600, obtido através do ensaio estampagem de Nakazima	97
Figura 4.6 – Corpos de prova após ensaios para análise de fratura, para obter os estados de tensão, em (a) CP 200x200mm – estado biaxial de tensão, (b) CP Ø200mm – estado plano de deformação, (c) CP 125x200mm – estado plano de deformação, (d) CP 75x200mm – estado uniaxial de tensão, (e) CPs 0°, 45° e 90° - estado uniaxial de tensão	99
Figura 4.7 – Detalhe macroscópico da fratura no CP de 200x200mm estampado com punção hemisférico, para obter o estado de tensão biaxial	99
Figura 4.8 – Detalhe macroscópico da fratura no CP de Ø200mm estampado com punção cilíndrico, para obter o estado plano de deformação ...	100
Figura 4.9 – Detalhe macroscópico da fratura no CP de 125x200mm estampado com punção hemisférico, para obter o estado plano de deformação	101
Figura 4.10 – Detalhe macroscópico da fratura no CP de 75x200mm estampado com punção hemisférico, para obter o estado uniaxial de tensão ...	101
Figura 4.11 – Detalhe macroscópico da fratura nos CPs submetidos ao ensaio de tração a 0°, 45° e 90° em relação a direção de laminação, para obter o estado uniaxial de tensão	102
Figura 4.12 – Detalhe macroscópico da fratura no CP 45° submetido ao ensaio de tração. (a) no plano da chapa e (b) no perfil da espessura	103
Figura 4.13 – Superfície da fratura do aço DP600 sob estado uniaxial de tensão (direção 0°), em (a) ampliação 750x, (b) ampliação 2500x e (c) ampliação 5000x	105

Figura 4.14 – Superfície da fratura do aço DP600 sob estado uniaxial de tensão (direção 45°), em (a) ampliação 750x, (b) ampliação 2500x e (c) ampliação 5000x	106
Figura 4.15 – Superfície da fratura do aço DP600 sob estado uniaxial de tensão (direção 90°), em (a) ampliação 750x, (b) ampliação 2500x e (c) ampliação 5000x	107
Figura 4.16 – Superfície da fratura do aço DP600, sob estado uniaxial de tensão – CP 75x200mm, em (a) ampliação 750x, (b) ampliação 2500x e (c) ampliação 5000x	108
Figura 4.17 – Superfície da fratura do aço DP600 sob estado biaxial de tensão, em (a) ampliação 750x, (b) ampliação 2500x e (c) ampliação 5000x.	109
Figura 4.18 – Superfície da fratura do aço DP600 sob estado plano de deformação – CP Ø200mm, em (a) ampliação 750x, (b) ampliação 2500x e (c) ampliação 5000x	110
Figura 4.19 – Superfície da fratura do aço DP600 sob estado plano de deformação – CP 125x200mm, em (a) ampliação 750x, (b) ampliação 2500x e (c) ampliação 5000x	111
Figura 4.20 – Micromecanismos de fratura presentes no aço DP600 nas regiões do DLC	117

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 – Quantidade de corpos de prova necessários no ensaio de tração para levantamento das propriedades n , R , LR, LE, A_l	77
Tabela 3.2 – Quantidade de corpos de prova necessários para o ensaio de estampagem	81
Tabela 3.3 – Corpos de prova de tração e estampagem ensaiados até a ruptura ..	85
Tabela 4.1 – Comparativo da composição química do aço DP600, obtida através do ensaio de análise química, norma EN 10338, fornecida pelo fabricante do aço e por outros autores	88
Tabela 4.2 – Principais elementos de liga presentes nos aços DP, sua razão e influência – Marra, 2008	89
Tabela 4.3 – Comparativo das propriedades mecânicas LE, LR e A_l , do aço DP600, obtidas através dos ensaios de tração, norma EN 10338, fornecidas pelo fabricante do aço e por outros autores	94
Tabela 4.4 – Parâmetros de estampagem R , n , \bar{R} e ΔR , do aço DP600, obtidos através dos ensaios de tração e fornecidos pelo fabricante do aço e por outros autores	95

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ABRL	Alta Resistência e Baixa Liga
AHSS	“Advanced High Strength Steels”
ASTM	“American Society for Testing and Materials”
AVC	“Advanced Vehicle Concepts”
BH	“Bake Hardening”
CAD	Desenho auxiliado por computador
CCV	“Conical Cup Value”
CLC	Curva Limite de Conformação
CLP	Controlador lógico programável
C-Mn	Carbono-manganês
CP	Corpo de prova
CP	“Complex Phase”
CQ	Qualidade comercial
DIN	“Deutsche Industrie Normen”
DP	“Dual Phase”
DLC	Diagrama limite de conformação
FLSD	“Forming Limit Strees Diagram”
FLD	“Forming Limit Diagram”
HSLA	“High Strength Low Alloy”
HSS	“High Strenght Steel”
LDR	“Limit drawing ratio”
MART	Martensíticos
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
NBR	Norma Brasileira
RCD	Razão Crítica dos Diâmetros
TRIP	“Transformation Induced by Plasticity”
TS	“Tensile Strength”
UFPR	Universidade Federal do Paraná
ULSAB	“Ultra Light Steel Auto Body”
UTS	“Ultimate Tensile Strength”
VNGIF	Fator de indução da nucleação e crescimento de vazios
YPE	“Yield Point Elongation”
YS	“Yield Strength”
ZC	Zona de cisalhamento

LISTA DE SÍMBOLOS

A_l	Alongamento máximo
Al	Alumínio
B	Boro
C	Carbono
Cr	Cromo
Cu	Cobre
D_0	Diâmetro máximo do corpo de prova
D_m	Diâmetro médio do corpo de prova
d_p	Diâmetro do punção
e	Deformação convencional
e_1	Maior deformação convencional
e_2	Menor deformação convencional
K	Constante plástica de resistência
kgf	Quilograma força
L	Comprimento
LE	Limite de escoamento
LR	Limite de resistência à tração
mm	Milímetro
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio
MPa	Mega Pascal
n	Coefficiente de encruamento
Nb	Nióbio
Ni	Níquel
P	Fósforo
P1	Punção hemisférico
P2	Punção cilíndrico
r	Raio de dobra
R	Coefficiente de anisotropia
R_{0°	Coefficiente de anisotropia a 0° da direção de laminação
R_{45°	Coefficiente de anisotropia a 45° da direção de laminação

R_{90°	Coeficiente de anisotropia a 90° da direção de laminação
\bar{R}	Anisotropia média
S	Enxofre
Si	Silício
t	Espessura
Ti	Titânio
V	Vanádio
V_1	Velocidade após dobramento
V_2	Velocidade antes do dobramento
vs	“versus”
W	Largura
Zr	Zircônio
ΔR	Anisotropia planar
ε	Deformação verdadeira
ε_{eng}	Deformação de engenharia
ε_{max}	Taxa máxima de deformação
ε_1	Deformação principal
ε_2	Deformação secundária
ε_{FLC}	Deformação de conformação
$\bar{\varepsilon}_{LC}$	Deformação efetiva
μm	Mícron metro
σ	Tensão verdadeira
σ_c	Tensão de compressão
σ_t	Tensão de tração
$\bar{\sigma}_{LC}$	Tensão limite de conformação efetiva
σ_{1LC}	Tensão limite de conformação pela deformação principal
$^\circ C$	Graus Celsius
\varnothing	Diâmetro
%	Por cento

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	18
1.1 Generalidades	18
1.2 Objetivos	20
1.2.1 Geral	20
1.2.2 Específicos	20
1.3 Hipótese	21
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	22
2.1 Ensaios para avaliação de produtos estampados	22
2.1.1 Testes tecnológicos	22
2.1.2 Curva Limite de Conformação (CLC)	28
2.2 Aços Avançados de Alta Resistência	30
2.2.1 Introdução	30
2.2.2 Aços bifásicos (Dual Phase)	32
2.2.3 Aço DP600	35
2.2.3.1 Introdução	35
2.2.3.2 Características e propriedades	36
2.3 Fratura em materiais metálicos	40
2.3.1 Ductilidade	41
2.3.2 Classificação dos micromecanismos de fratura	42
2.3.3 Fratura dúctil	44
2.3.4 Aspectos macroscópios da fratura dúctil	44
2.3.5 Aspectos microscópios da fratura dúctil	45
2.3.6 Micromecanismo da fratura alveolar	49
2.3.7 Fratura frágil	51
2.3.8 Aspectos macroscópios da fratura frágil	51
2.3.9 Aspectos microscópios da fratura frágil	52
2.3.10 Micromecanismos de fraturas combinados	54
2.3.11 Análise da fratura em chapas metálicas	55
2.3.12 Análise da fratura em aços avançados de alta resistência	59
3 MATERIAIS E MÉTODOS	73
3.1 Introdução	73

3.2 Material utilizado	73
3.3 Ensaios para caracterização do material	74
3.3.1 Análise química	74
3.3.2 Ensaio metalográfico	74
3.3.3 Ensaio de tração	75
3.3.4 Ensaio de estampagem Nakazima	77
3.4 Ensaios para análise da fratura	83
3.4.1 Ensaios de tração e estampagem	83
3.4.2 Fractografia	85
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	86
4.1 Análise química	86
4.2 Análise metalográfica	88
4.3 Ensaio de tração	89
4.4 Ensaio de estampagem	94
4.5 Ensaios de tração e estampagem para análise da fratura	98
4.5.1 Análise macroscópica da fratura	99
4.5.2 Análise microscópica da fratura	104
5 CONCLUSÃO	118
6 TRABALHOS FUTUROS	120
REFERÊNCIAS	121

1 INTRODUÇÃO

1.1 Generalidades

A indústria automobilística é um dos maiores mercados para aços de alta resistência e responsável pelo desenvolvimento de novos materiais e tecnologias. Nas últimas décadas a crescente demanda por carros mais seguros, econômicos e menos poluentes exigiram 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.

A contínua evolução tecnológica dos bens de consumo e a necessidade de se implantar uma infraestrutura adequada para atender às necessidades vitais da humanidade impôs o desenvolvimento de materiais de custo relativamente baixo cujo desempenho atendessem aos requisitos mecânicos, químicos e físicos necessários às mais variadas aplicações. Os produtos planos de aço possuem aplicação praticamente universal, devido à capacidade que tem de assumir os mais variados perfis através da escolha criteriosa dos elementos de liga e da aplicação de tratamentos termomecânicos ou térmicos específicos.

A indústria automobilística tem promovido enormes avanços na evolução metalúrgica dos aços ao longo dos anos. Basta lembrar que os primeiros automóveis possuíam feitiço quadrado basicamente em função da inadequada estampabilidade das chapas dos aços ferrítico-perlíticos, uma consequência não só da incipiente ciência metalúrgica da época, bem como das limitações dos processos industriais de refino e conformação. Contudo, a pressão da indústria automobilística pela redução de preço e melhoria do *design* dos automóveis forçou as usinas a evoluir tecnologicamente para produzir aços com alta estampabilidade.

Surgiram então os chamados aços de Alta Resistência e Baixa Liga – ARBL (*High Strength Low Alloy – HSLA*), contendo microadições de Nb (nióbio), Ti (titânio) e V (vanádio), cuja microestrutura ferrítica-perlítica mais refinada e capacidade de endurecimento por precipitação lhe proporcionavam maior resistência. Contudo, a contrapartida por essas vantagens foi uma ligeira perda da estampabilidade nesses novos produtos. A reação a isso foi o surgimento dos aços bifásicos (*dual phase*), cuja microestrutura peculiar minimizava as perdas de estampabilidade decorrentes dos maiores níveis de resistência mecânica.

Finalmente, o ambiente competitivo em escala global que surgiu a partir dos anos 1990 e os desafios ecológicos do início do milênio vêm impondo desafios cada vez mais sérios a esse setor. A resposta da siderurgia mundial foi o desenvolvimento contínuo de novos tipos de aços com características cada vez mais adequadas a aplicações específicas. A partir da década de 1990 todos esses novos aços foram englobados numa só família, designada como Aços Avançados de Alta Resistência (*Advanced High Strength Steels – AHSS*). O aumento do nível de resistência mecânica conseguidos com esses aços leva quase inevitavelmente à redução de seu alongamento total, ou seja, de sua estampabilidade. Contudo, o uso de microestruturas adequadas permite minimizar a perda de ductilidade.

Para redução de custos e otimização do processo, uma compreensão da conformabilidade de chapas metálicas é essencial para a produção de estampados de qualidade. Planejadores de processo e projetistas de ferramentas devem determinar o nível de conformabilidade requerido a cada peça, para que então possam ter certeza de conhecer o nível de conformação do material que utilizam.

A conformabilidade de chapas metálicas é difícil de ser prognosticada, uma vez que não existe um único parâmetro que permite sua avaliação para um dado material, de forma que estas condições sejam asseguradas para as diversas condições de produção e diferentes estampos que utilizam a mesma matéria-prima. Um material pode ser facilmente conformável em uma determinada ferramenta, com um certo lubrificante, sob certas condições de trabalho, ao passo que pode romper quando utilizado em outra ferramenta com diferente configuração.

Durante os testes com ferramentas de estampagem, mudanças são frequentemente necessárias, desde ajustes no projeto de matrizes e punções, força aplicada no prensa-chapas, substituição de lubrificantes e até a escolha de um novo material com melhor estampabilidade, a fim de se atingir o grau de satisfação esperado para o produto. Todas essas ações, no entanto, elevam os custos, o que mostra a necessidade de uma melhor avaliação das chapas metálicas juntamente com os parâmetros em questão a serem utilizados, como uma forma de se evitar perdas provocadas pelo conhecimento insuficiente das reais condições de deformação a que os materiais podem ser submetidos.

Desta forma, procura-se cada vez mais pesquisar a influência dos parâmetros nos processo de conformação, permitindo as indústrias conhecer melhor estas variáveis e entender a estampabilidade das chapas utilizadas que, em parte, pode

garantir que as peças produzidas serão estampadas sem maiores problemas. A identificação, por exemplo, se ocorrerá estiramento, deformação plana e/ou embutimento profundo em determinada região da peça durante o processo de conformação pode garantir a otimização do processo de estampagem através da melhoria da geometria das ferramentas, com ou sem o uso de lubrificantes, evitando até a substituição de um material por outro de melhor estampabilidade.

A curva limite de conformação do material, obtida a partir do ensaio de estampagem de Nakazima, corresponde ao lugar geométrico dos pontos de máxima deformação de uma chapa submetida a processos de conformação por embutimento, estado plano de deformação e estiramento. Esta prevê a máxima deformação que o material sofre até o instante em que ocorre a ruptura, de forma que o seu conhecimento é de fundamental importância para que o processo de estampagem em escala industrial não exceda um percentual de deformação seguro e, assim, garanta a qualidade da peça final sem que ocorra falha, sempre indesejável no processo de conformação.

1.2 Objetivos

1.2.1 Geral

O trabalho em questão tem por objetivo analisar o tipo de fratura em chapas de aço DP600 quando submetidos a estados de tensões uniaxial e biaxial de tração e deformação plana, através de ensaios de tração e estampagem.

1.2.2 Específicos

Na realidade, os objetivos específicos, nada mais são do que metas que devem ser atingidas para se chegar ao objetivo geral. Que constam de:

- Estudar os aços avançados de alta resistência e o micromecanismo de fratura em materiais metálicos, em especial do aço bifásico DP600;
- Determinar a composição química do aço;
- Determinar as fases presentes no aço, como recebido do fabricante e após ensaio de conformação;

- Desenvolver um ferramental para estampagem de aços avançados de alta resistência que permita a variação da geometria do punção e da matriz, para que sejam obtidos os diferentes estados de tensão;
- Levantar as propriedades mecânicas do aço, através de ensaios de tração e estampagem;
- Determinar o Diagrama Limite de Conformação, bem como a Curva Limite de Conformação para o aço DP600.

1.3 Hipótese

Demonstrar através de ensaios de tração e estampagem que o comportamento da fratura de chapas de aço DP600, quando submetido a diferentes estados de tensão, pode ser alterado. Comprovando que um material não é dúctil ou frágil, ele pode estar dúctil ou frágil, vai depender do estado de tensão ao qual foi submetido para provocar a fratura.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Ensaios para avaliação de produtos estampados

2.1.1 Testes tecnológicos

Schaeffer (1999) define o ensaio de tração como sendo um teste uniaxial e sem atrito, efetuado em máquinas de ensaios que possuem uma garra fixa e outra móvel, a fim de deformar o corpo de prova. Estas máquinas são equipadas com sensores para registrar a força e o alongamento do corpo de prova.

Segundo Dieter (1996), o teste de tração de engenharia é amplamente usado para obtenção de informações básicas sobre a resistência de materiais, e como um teste de controle de especificações.

Através do ensaio de tração, segundo Lorenz *et al.* (1998), é possível determinar as propriedades mecânicas de chapas metálicas, como a obtenção do limite de resistência, limite de escoamento, alongamento percentual uniforme, grau de encruamento e índice de anisotropia, que são parâmetros influentes no desempenho de materiais durante as operações de conformação.

Kuzman (2000), Altan *et al.* (2010) e Kim *et al.* (2011) no desenvolvimento dos seus trabalhos, fizeram a caracterização dos materiais das chapas metálicas através do ensaio de tração com corpos de prova no formato “gravata”. Determinaram a tensão de escoamento, tensão máxima, coeficientes de encruamento e anisotropia e deformação de engenharia.

Segundo o fascículo de informações técnicas da Usiminas (1999), os ensaios em laboratório visam simular o tipo de conformação que a chapa vai sofrer em escala industrial, podendo ser classificado de acordo com o modo de deformação que visam simular testes com predomínio de estiramento, testes com predomínio de embutimento, testes combinados (estiramento + embutimento), testes que simulam o flangeamento e testes de dobramento.

O estiramento, segundo Dieter (1996), é o processo de conformação que consiste na aplicação de forças de tração de maneira a tracionar o material sobre uma ferramenta ou bloco-modelo. Este processo é muito utilizado para a produção de peças com grandes raios de curvatura. Como neste modo de deformação predominam tensões trativas, apenas em materiais muito dúcteis podem ser obtidas

grandes deformações. 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.

O embutimento, por sua vez, corresponde ao processo de fabricação utilizado para modelar chapas planas em produtos com forma de copo. É realizado colocando-se uma amostra de tamanho adequado sobre uma matriz de forma definida e comprimindo o metal com um punção para o interior desta matriz. De acordo com Dieter (1996), a maior parte dos estudos experimentais e teóricos tem sido realizados no embutimento de um copo cilíndrico de fundo plano (teste de Swift) a partir de um disco plano (*blank*).

Segundo Bresciani *et al.* (1997), o embutimento submete a chapa plana a um estado de tensões e deformações que alteram sua espessura durante o processo. O estado típico de tensão varia conforme a posição da retirada do elemento de análise na peça que está sendo conformada. Para peças cilíndricas existem três diferentes estados de tensões: um no flange, um na lateral e um no fundo do copo, como pode ser visto na figura 2.1.

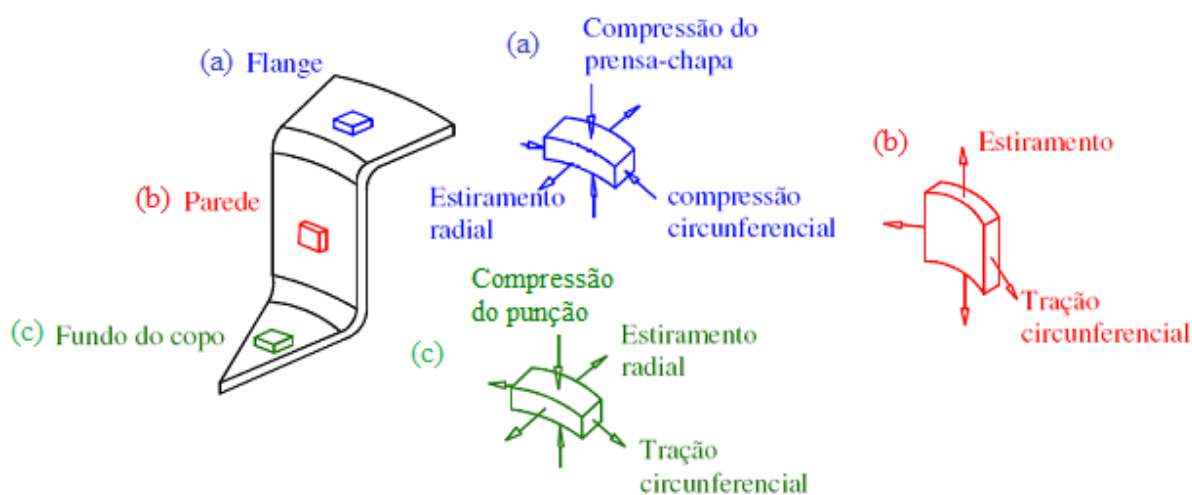


Figura 2.1. Estados de tensões atuantes no copo durante o embutimento profundo – Bresciani, 1997.

As variações de espessura devida a estes estados de tensões fazem com que a parede do copo fique com o aspecto mostrado na figura 2.2.

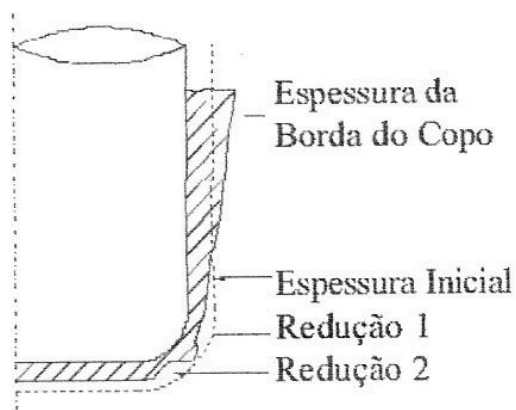


Figura 2.2. Variação da espessura ao longo do copo embutido – Slater, 1997.

Quando as variações de espessura na redução 1 são muito intensas, de acordo com Bresciani *et al.* (1997), ocorre a ruptura do fundo do copo, que é a principal causa de fratura no embutimento profundo.

Keeler (1968) fez uma representação dos testes de embutimento profundo e estiramento, como mostram as figuras 2.3 e 2.4 respectivamente, indicando não apenas a região de deformação da chapa, mas também o local da ruptura do material em cada caso.

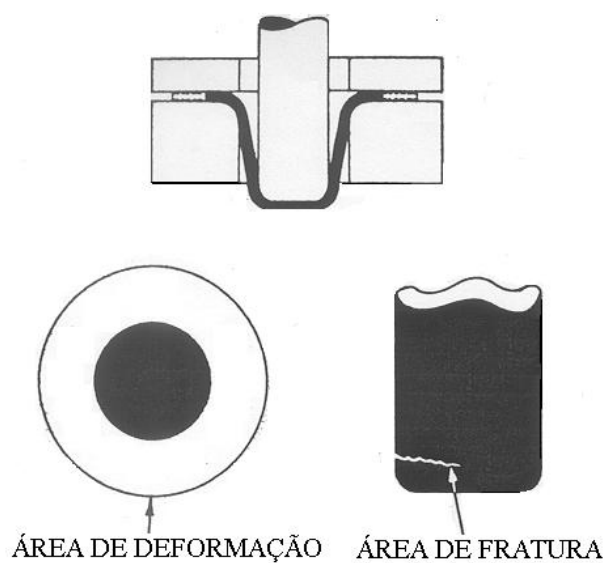


Figura 2.3. Operação de embutimento profundo, mostrando a região de deformação e forma de ruptura – Keeler, 1968.

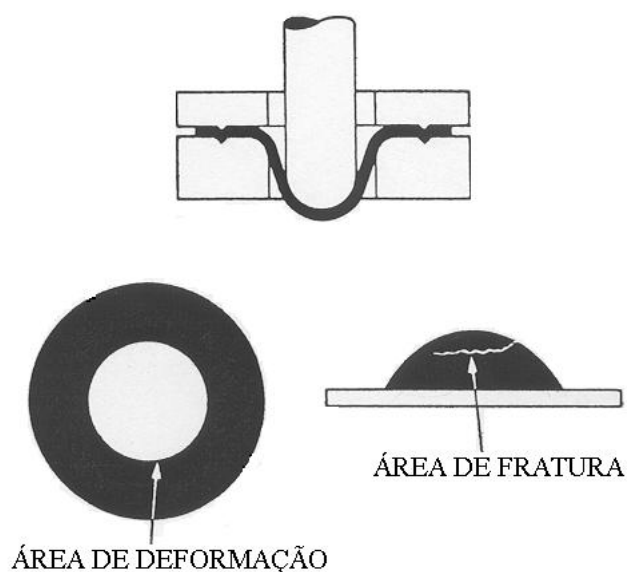


Figura 2.4. Operação de estiramento, mostrando a região de deformação e forma de ruptura – Keeler, 1968.

Na operação de dobramento, a chapa é submetida a esforços aplicados em duas direções opostas, para provocar a flexão e a deformação plástica, mudando a forma de uma superfície plana para duas superfícies concorrentes, em ângulo, com raio de concordância em sua junção. Fraturas durante o processo de dobramento são geralmente limitadas pela alta resistência e baixa ductilidade do material. De acordo com Barbosa (2009) e Kim *et al.* (2009), durante o dobramento sobre um raio há um gradiente de tensões atuando na espessura. Como todo material submetido a flexão, a chapa dobrada é solicitada por tração no lado externo da dobra (σ_t) e por compressão no lado interno (σ_c), caracterizando o estado duplo de tensão, conforme figura 2.5.

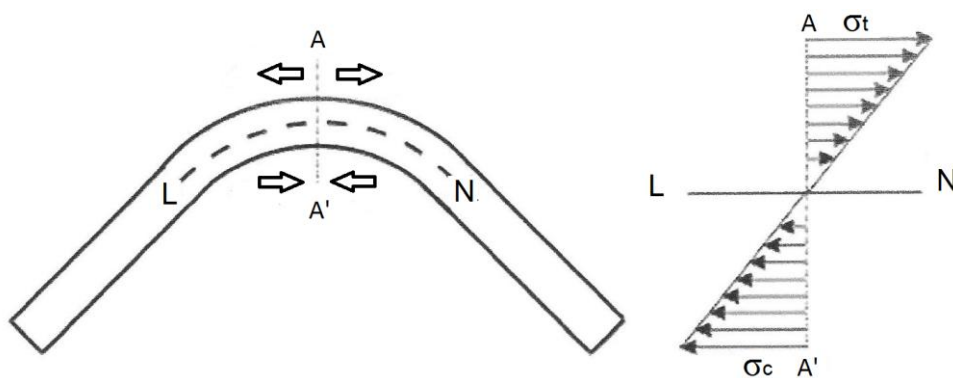


Figura 2.5. Típico dobramento de uma chapa sobre uma linha reta – Barbosa, 2009.

Assim sendo, as tensões a que está sujeito o material são decrescentes das faces externas em direção ao núcleo da chapa e, como as mesmas são de sentido inverso haverá uma linha onde essas tensões se anulam, que é chamada de linha neutra (LN).

De acordo com Sampaio *et al.* (1998), uma maneira tradicional de se avaliar a conformabilidade dos materiais, é através de ensaios simulativos como o ensaio Swift, Erichsen, Olsen, Bulge, Fukui, entre outros.

Nos testes de estiramento, o material é submetido a um sistema biaxial de tensões de tração, em geral simétrico, através de um punção sólido hemisférico (Erichsen e Olsen) ou através de pressão hidráulica (Bulge Test), simulando uma operação de conformação por estiramento.

A grandeza medida é a profundidade de penetração do punção (em mm), desde o início da estampagem até a ruptura da chapa. A pressão no anti-ruga é elevada, mas a ausência do “*draw bead*” (cordões esticadores) para impedir que a chapa deslize para a cavidade da matriz impede que o teste tenha apenas deformações de estiramento.

O valor Erichsen correlaciona-se razoavelmente com o coeficiente de encruamento n , mas não é capaz de prever o comportamento da chapa quanto ao embutimento. Tem o inconveniente de não ser um número adimensional e depende essencialmente da espessura do material ensaiado, não se podendo estabelecer correlação entre materiais de espessuras diferentes.

No ensaio denominado “Bulge” o punção é substituído por pressão hidrostática e a chapa é fixa através de pressão elevada no prensa chapas, que também dispõe de “*draw bead*” que se encaixa no entalhe da matriz, evitando que o flange escoe para a cavidade da matriz, simulando o estiramento puro. O valor medido é a altura da calota hemisférica no momento da ruptura. Uma das vantagens é a eliminação do efeito do atrito entre a cabeça do punção e o corpo de prova.

Nos testes de embutimento a pressão no anti-ruga é a mínima para evitar a formação de rugas e permitir, o mais livremente possível, que o material do flange sob o anti-ruga flua para dentro da matriz. Na verdade não é possível uma conformação até a fratura por puro embutimento, pois o material se deforma até certo ponto por embutimento, passando a seguir para estiramento. Portanto quando se refere ao teste de embutimento, deve-se entender “teste onde predomina o modo de deformação por embutimento profundo”.

O teste mais representativo deste modo de conformação é o ensaio Swift. O ensaio consiste em realizar uma série de ensaios nos quais vai-se aumentando as dimensões do corpo de prova até que não se consiga mais estampar o material, isto é, até que o material se rompa antes de ser completamente embutido.

O valor medido é o denominado RCD ou razão crítica dos diâmetros (LDR: “*limit drawing ratio*”) que consiste na razão entre o diâmetro máximo do corpo de prova que estampou sem romper pelo diâmetro do punção (D_0/d_p). Wang *et al.* (2011), utilizaram esse ensaio no desenvolvimento de seu trabalho com aços bifásicos.

O grande inconveniente do teste Swift é o elevado número de ensaios, com corpos de prova de tamanhos diferentes, para se obter um único valor. O valor medido é uma grandeza adimensional e praticamente independe da espessura do corpo de prova.

O teste Swift simula preferencialmente o embutimento, estando diretamente relacionado ao valor R (coeficiente de anisotropia), de forma que o índice n , que está ligado a operações de estiramento, não tem uma relação direta com este ensaio.

Nos testes denominados combinados, procura-se simular operações em que haja embutimento e estiramento. Existem inúmeros tipos dos quais o mais conhecido é o ensaio Fukui ou CCV (“Conical Cup Value”), utilizando punção hemisférico.

Neste teste a matriz é cônica na parte de apoio do corpo de prova este de forma circular apoiado simplesmente, eliminando o dispositivo de anti-ruga. Quando o punção desce, o corpo de prova toma o formato cônico e, em seguida, é conformado cilíndricamente através da cavidade da matriz até iniciar-se a ruptura. O valor medido (D_m) através de dispositivo especial, é a média dos diâmetros máximo e mínimo (na direção circunferencial da parte mais larga do corpo de prova). As variações de diâmetros ocorrem por causa de anisotropia planar ΔR .

O valor CCV tem o inconveniente de ser dimensional (mm) e de depender do diâmetro inicial do corpo de prova que é padronizado por faixa de espessura, assim como o conjunto matriz e punção, tornando-se problemática a comparação de valores referentes a faixas de espessura diferentes. O posicionamento do corpo de prova na matriz influi notavelmente nos resultados, tornando sensível à influência do operador. Sendo combinado, correlaciona bem, tanto com o valor R , como com o coeficiente n , sendo esta uma de suas vantagens.

2.1.2 Curva Limite de Conformação (CLC)

Segundo Sampaio *et al.* (1998), uma boa ferramenta que tem sido utilizada para relacionar o limite de conformação do material, determinado em escala laboratorial, com as deformações em escala industrial é a curva limite de conformação. Essa relação permite concluir se o material e o processo estão adequados à manufatura da peça em questão. A utilização da CLC é uma importante ferramenta para o desenvolvimento da aplicação de um determinado produto, como por exemplo no “*tryout*” da indústria automobilística.

De acordo com Moreira *et al.* (2003), a quantidade de deformação plástica que a chapa metálica pode suportar antes da ocorrência da estricção localizada é assunto de grande importância na conformação de chapas. Com base em medidas experimentais, o conceito de Diagrama Limite de Conformação (DLC) foi inicialmente introduzido por Keeler (1965) para os valores positivos da menor deformação principal no plano da chapa. Este conceito foi então estendido por Goodwin (1968) e Woodthorpe *et al.* (1969) ao domínio de deformações compreendido entre os estados de tração uniaxial e estiramento biaxial. Desde então inúmeras pesquisas foram dedicadas a determinação experimental e ao modelamento teórico das deformações limite em chapas.

O DLC é definido nos eixos das menores e maiores deformações principais obtidas no plano da chapa, segundo Moreira *et al.* (2003). A curva estabelecida através de trajetórias lineares de deformação permanece constante durante o processo de deformação, sendo conhecida como CLC.

Richter (2003), define a CLC como sendo uma representação do comportamento de uma chapa metálica que é deformada em um processo de conformação mecânica e traçada em um diagrama deformação principal vs deformação secundária. É comum considerar que as deformações limites independam do tipo de ensaio empregado nas suas determinações e representem, portanto, uma propriedade intrínseca do material. Em outras palavras, assume-se que os efeitos estruturais, devido as condições de contorno do processo de deformação, não exerçam nenhuma influência nas deformações limites, sendo esta a razão pela qual a maioria dos modelos teóricos se baseiam em uma análise local, onde somente as propriedades dos materiais devem ser definidas para se determinar as deformações limites sob condições prescritas de carregamento.

Para Keeler (1968) e Kuzman (2000), a avaliação se uma chapa de metal pode ou não ser conformada sem fratura depende das propriedades do material, condições superficiais, tamanho e forma do “*blank*”, lubrificação, velocidade da prensa, pressão do prensa chapas, geometria do punção e da matriz, e muitos outros fatores conhecidos e desconhecidos.

Lange (1993), faz uma representação do Diagrama Limite de Conformação, mostrando o tipo de deformações sofridas pelo material para uma malha circular impressa na chapa, do estiramento ao embutimento profundo. Este diagrama está apresentado na figura 2.6. Schaeffer (2008) faz a mesma representação do DLC, porém com uma malha quadrada.

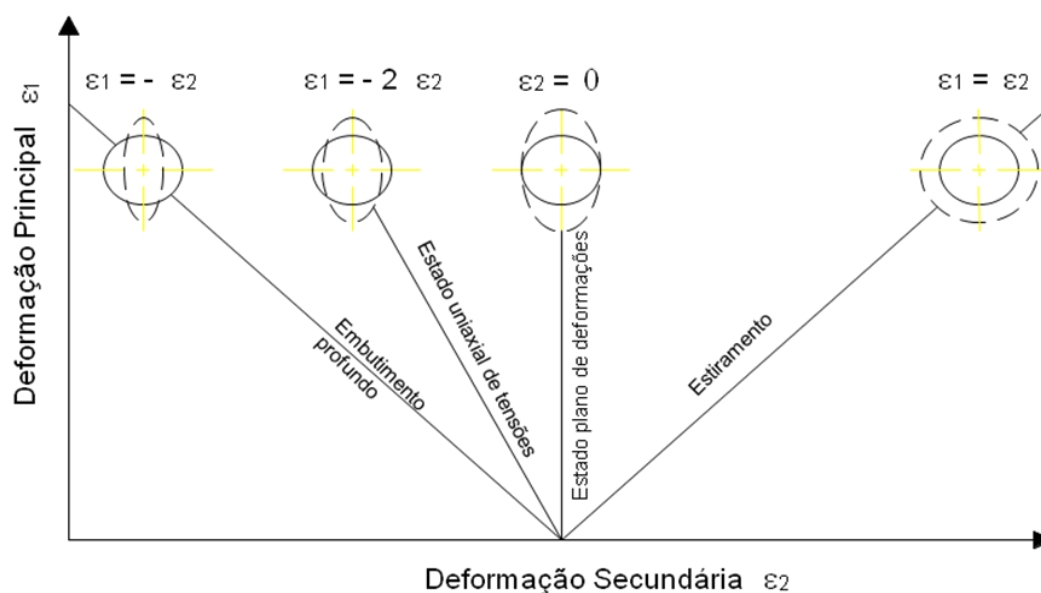


Figura 2.6. Diagrama Limite de Conformação - modos de deformação para uma malha circular – Lange, 1993.

Muitos trabalhos de pesquisa foram realizados pela análise através do FLD (*Forming Limit Diagram*) pela investigação experimental e analítica da estricção. Narayanasamy (2006), porém, desenvolveu uma análise do comportamento do material através do Diagrama Limite de Fratura do material, que vem a ser uma alternativa viável para a realização de ensaios laboratoriais necessários para uma melhor investigação de chapas metálicas, em especial as de última geração, e também para a validação de modelos de elementos finitos. Trabalhos como o de Narayanasamy *et al.* (2008), que utilizaram o diagrama limite de conformação e o diagrama limite de fratura, para análise do comportamento do material, investigaram

os resultados através da comparação com as propriedades mecânicas, círculo de Mohr, coeficiente de encruamento, fator de anisotropia e pela dimensão da estricção.

2.2 Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS)

2.2.1 Introdução

A concepção de novas ligas está sempre associada às exigências e aos contínuos desafios do mercado de aço. Quando se combina um bom projeto de liga com um processamento termomecânico adequado, conseguem-se inúmeras combinações de propriedades, tais como: alta resistência associada à ductilidade, tenacidade e conformabilidade. A coexistência de tais características mecânicas só se torna possível em decorrência da presença de diferentes constituintes microestruturais, segundo Bhadeshia (2001), Bleck (2005) e Gorni (2008).

A questão do desenvolvimento de novas ligas para uso da indústria automotiva é tão latente que nos últimos 20 anos vários projetos estão em andamento, envolvendo a comunidade científica e grandes fabricantes de aço no mundo. O grande objetivo desse setor tem sido oferecer materiais cada vez mais inovadores, bem como métodos de produção e técnicas de montagem mais adaptadas às suas necessidades, com enfoque na obtenção de um nível cada vez mais alto de segurança e de redução do peso do veículo, de acordo com Andrade *et al.* (2002), De Cooman (2004), Grajcar (2005) e Chen *et al.* (2009).

Destaque pode ser dado ao projeto intitulado *Ultra Light Steel Auto Body – ULSAB* sob a liderança da *Porsche Engineering* que conta com a parceria de 35 companhias siderúrgicas de 18 países. Um dos benefícios oriundos dessa grande iniciativa foi à introdução dos aços de alta resistência – HSS (*High Strength Steel*) nas estruturas dos automóveis, destacando-se entre esses os aços *Bake-Hardening* - BH e os Aços de Alta Resistência e Baixa Liga – HSLA (*High Strength Low Alloy*). Esse projeto finalizado em 1998, foi avaliado satisfatoriamente em relação aos objetivos almejados principalmente no que se refere à segurança e redução no consumo de combustível, Andrade *et al.* (2000).

Na continuação do projeto *ULSAB*, o novo programa *ULSAB-AVC (Advanced Vehicle Concepts)* propõe a aplicação de novos tipos de aços HSLA, os chamados “aços avançados de alta resistência”- AHSS (*Advanced High Strength Steel*) entre os

quais encontram-se os aços *Dual Phase* – DP, Aços de Plasticidade Induzida por Deformação – TRIP (*Transformation Induced by Plasticity*), *Complex Phase* - CP, e os aços Martensíticos – MART, (IISI, 2002).

Segundo Asgari *et al.* (2008) a principal diferença física entre os AHSS e os convencionais está na microestrutura. Os aços AHSS são materiais multifásicos que podem conter na microestrutura ferrita, martensita, bainita, e/ou austenita retida, em função dos elementos de liga e do processamento utilizado, Andrade *et al.* (2000).

Uma comparação entre as propriedades mecânicas de uma variedade de famílias de aços de alta resistência aplicados nas estruturas dos automóveis, são mostradas na figura 2.7.

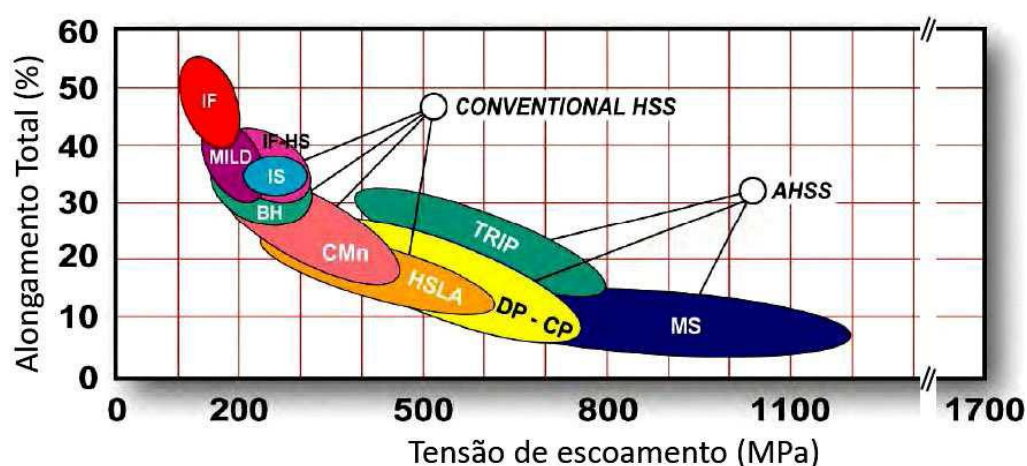


Figura 2.7. Relação entre ductilidade e resistência de várias categorias de aços amplamente utilizados na estrutura dos automóveis – IISI, 2002.

A figura 2.7 permite comparar as características de resistência mecânica e ductilidade dessa nova família de aços. O aumento do nível de resistência mecânica do produto leva quase inevitavelmente à redução de seu alongamento total, ou seja, de sua estampabilidade. Contudo, o uso de microestruturas adequadas permite minimizar a perda de ductilidade sob maiores níveis de resistência mecânica, Schröder (2004).

É possível observar que a família dos aços DP, CP e TRIP geralmente tem maior alongamento total que o HSLA com mesma tensão de escoamento. Outra característica é que os AHSS não tem nenhum alongamento no ponto de escoamento (YPE - Yield Point Elongation). Segundo a WorldAutoSteel (2009) muitas amostras de aços DP e TRIP podem apresentar YPE, mas o valor

tipicamente encontrado será menor que 1%. Estes valores estão em contraste com vários tipos de HSLA, que podem ter valores de YPE maiores que 5%.

2.2.2 Aços bifásicos (Dual Phase)

Um dos recursos disponíveis para se maximizar simultaneamente a ductilidade e resistência mecânica dos aços consiste no uso de microestruturas mais complexas do que ferríticas ou ferrítica-perlíticas normalmente presentes nas ligas comuns de baixo carbono. Essa abordagem está baseada nas interações mais complexas que ocorrem entre vários constituintes presentes na microestrutura, os quais também devem apresentar variações significativas de dureza entre si. No final da década de 1970 surgiu o primeiro desenvolvimento nesse sentido, o assim chamado aço bifásico (*Dual Phase*) que, como seu nome dá a entender, apresenta microestrutura constituída por uma matriz com 80 a 85% de ferrita poligonal macia mais 15 a 20% de martensita dura, Rashid (1977).

Hornbogen (1980) definiu a microestrutura bifásica como sendo uma fusão das três morfologias básicas das micro-estruturas com duas fases: duplex, dispersão e em rede. Por esse motivo, a microestrutura bifásica reúne as características topológicas peculiares de cada tipo de morfologia, conforme mostra a figura 2.8. Como ocorre com a microestrutura duplex, na bifásica as quantidades de grãos por volume das duas fases são iguais; logo, as razões entre os volumes dos grãos das duas fases e entre suas frações em volume devem ser iguais. Da microestrutura em dispersão tem-se que na bifásica a segunda fase dura deve ser totalmente isolada pela fase matriz macia, garantindo-se a ductilidade e conformabilidade do material. Finalmente, da mesma forma como a microestrutura em rede, na bifásica a segunda fase se localiza exclusivamente nos contornos de grão da fase matriz, Gorni (1995). A microestrutura bifásica, com seu arranjo particular de ilhas duras dispersas numa matriz macia, apresenta uma série de características mecânicas que lhe assegura boa conformabilidade: escoamento contínuo (ou seja, ausência do patamar de escoamento típico dos aços ferrítico-perlíticos, mesmo microligados); limite de escoamento (a 0,2% de deformação) entre 300 e 380 MPa; alto coeficiente de encruamento n , entre 0,2 e 0,3; limite de resistência entre 620 e 655 MPa; baixa razão elástica, entre 0,5 e 0,6; e alongamento total superior a 27%.

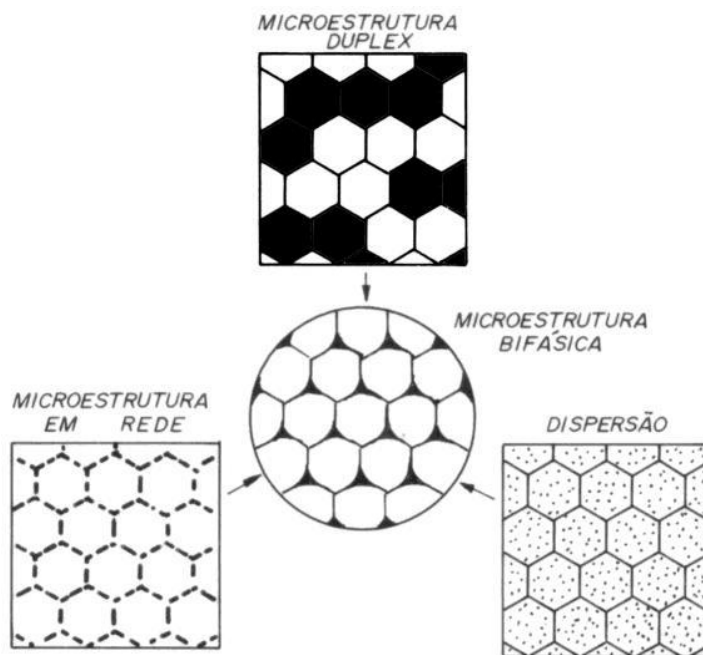


Figura 2.8. Representação esquemática da topologia da microestrutura bifásica – Hornbogen, 1980.

Durante a produção dos aços bifásicos, tanto através da laminação de chapas a quente como de recozimento contínuo, a matriz ferrítica se forma em primeiro lugar, enriquecendo a austenita remanescente com carbono e outros elementos de liga. Esta, por sua vez, ganha temperabilidade suficiente para se transformar mais tarde em martensita, sob temperaturas bem mais baixas. Essa transformação atrasada da martensita induz tensões residuais de compressão na matriz ferrítica, as quais facilitam o processo de escoamento e, dessa forma, reduzem o valor do limite de escoamento e suprimem a ocorrência de patamar. Um resfriamento lento após a formação da martensita pode proporcionar a redução da fragilidade da martensita recém formada através de efeitos de revenido. Durante a deformação plástica o escoamento da matriz ferrítica macia através das ilhas de martensita dura encrua significativamente o material, contribuindo para aumentar sua resistência mecânica.

Nos aços ferríticos com baixo carbono e alta estampabilidade, as correlações entre propriedades mecânicas e microestrutura são relativamente simples, já que esta é caracterizada apenas através do tamanho e formato de seus grãos, bem como de sua textura cristalográfica. A situação se complica no caso dos aços bifásicos, já que a caracterização de sua microestrutura é mais complexa, envolvendo parâmetros como tamanho de grão das duas fases, a razão entre suas

durezas, o caminho livre médio da ferrita e o grau de contiguidade entre as duas fases, Gorni (1995).

Em meados da década de 1980 foi desenvolvida uma variante de aço bifásico, onde a martensita presente como segunda fase na martensita foi substituída pela bainita. Essa evolução foi motivada pelo fato de que a microestrutura ferrítica-bainítica apresenta menor número de locais onde ocorre concentração de tensão e deformação, uma vez que é mais uniforme do que a ferrítica-martensítica. Isso proporciona melhores características de ductilidade e tenacidade à chapa, fato de grande importância em aplicações como a fabricação de rodas automotivas, em função da maior capacidade de expansão de orifício desse material. Um aço ferrítico-bainítico ideal para esta aplicação deve apresentar microestrutura ferrítica com 10 a 15% de bainita, a qual proporciona limite de escoamento entre 450 e 550 MPa, limite de resistência entre 550 e 650 MPa, razão elástica menor ou igual a 85% e alongamento total mínimo de 25%. Um exemplo desse material, obtido através de laminação a quente, apresenta a seguinte composição química: 0,05% C, 1,60% Mn, 0,49% Si, 0,033% Al e 0,025% Nb, Sudo (1983) e Gorni (2007).

A figura 2.9 mostra as diversas possibilidades de utilização do aço DP na indústria automotiva.

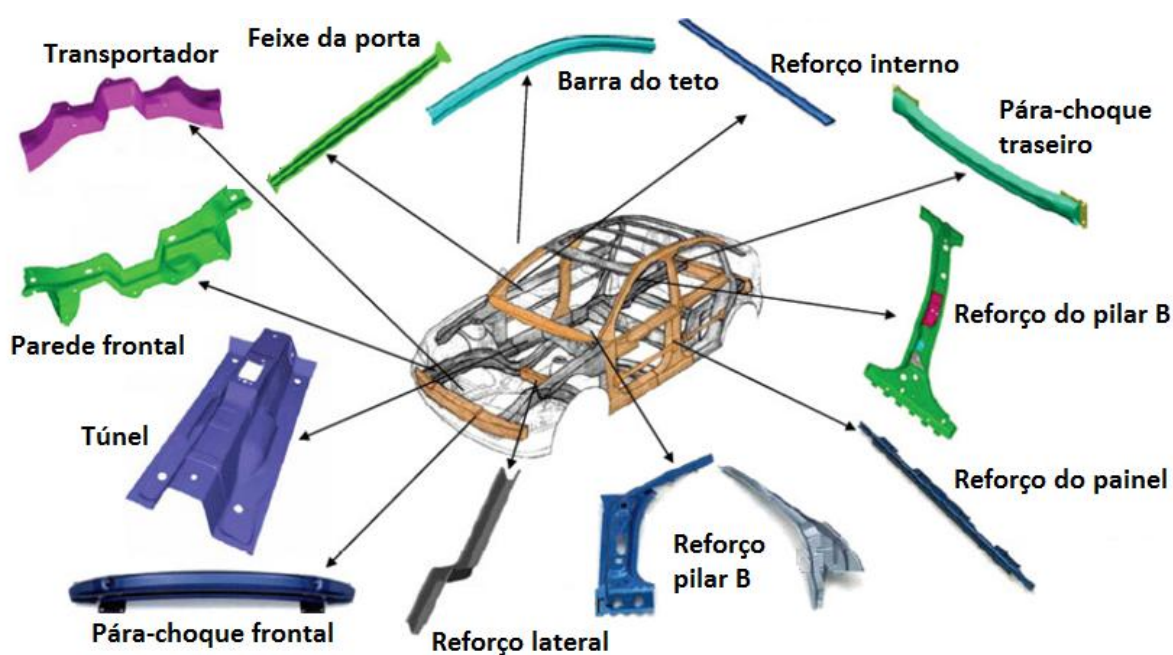


Figura 2.9. Possibilidades de aplicação do aço DP na carroceria dos automóveis – Marra, 2008.

2.2.3 Aço DP600

2.2.3.1 Introdução

Aço *Dual Phase* consiste de uma matriz ferrítica contendo uma segunda fase martensítica disposta em forma de ilhas. Segundo a WorldAutoSteel (2009) a fração volumétrica dessa segunda fase mais dura, que nos aços DP600 giram em torno de 15%, é responsável pelo nível de resistência do material. Os aços DP são produzidos por meio de um resfriamento controlado da fase austenítica (em produtos laminados a quente) ou de duas fases ferrita mais austenita (para produtos laminados a frio e revestido por imersão a quente). Esse resfriamento tem como objetivo transformar uma parte de austenita em ferrita antes de um rápido resfriamento que transformará o restante da austenita em martensita.

Aços DP apresentam uma excelente combinação de alta resistência e capacidade de deformação, resultado da sua microestrutura com grande capacidade de encruamento. A alta capacidade de encruamento garante a esses aços excelente capacidade de absorção de impacto e resistência a fadiga. Todas essas características fazem dos aços DP uma opção interessante para componentes estruturais e de segurança nos automóveis, tais como, barras transversais da porta, longarinas, colunas A e B, soleira da porta, arco do teto, pára-choque entre outros (WORLDAUTOSTEEL, 2009).

Um exemplo atual de aplicação automotiva de aço DP pode ser visto na figura 2.10 onde 15% do peso do automóvel Ford 500 é devido a utilização de aço DP600.

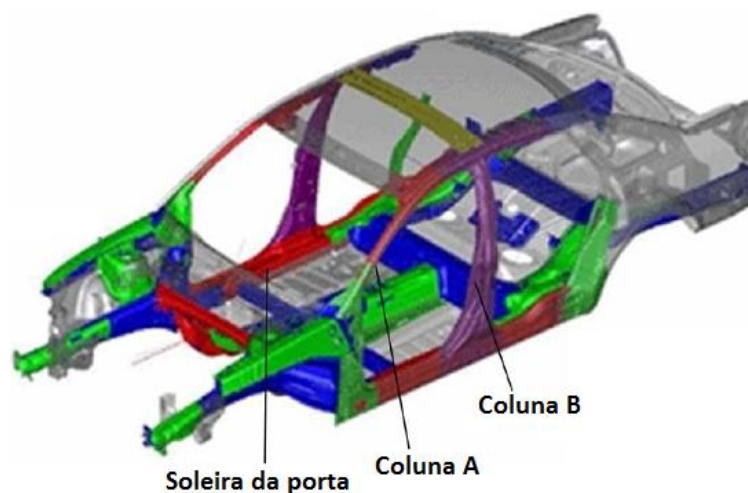


Figura 2.10. Aplicação de aço DP600 na carroceria do Ford 500 – WorldAutoSteel, 2009.

2.2.3.2 Características e propriedades

Na figura 2.11 é ilustrada uma microestrutura esquemática e uma real do aço DP600, que contém ferrita mais ilhas de martensita. A fase macia ferrítica é geralmente contínua, dando a estes aços uma excelente ductilidade. Quando esses aços se deformam a deformação é concentrada na fase de menor resistência (ferrita) em torno das ilhas de martensita, propiciando uma alta taxa de encruamento para esses aços.

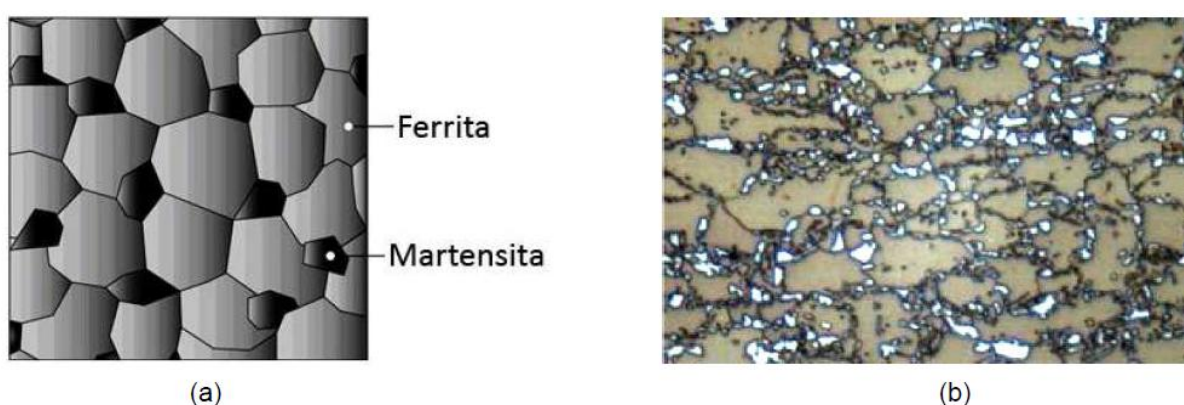


Figura 2.11. Micrografia do aço DP com ilhas de martensita em uma matriz ferrítica, em (a) esquemática, em (b) real de um aço DP600 – WorldAutoSteel, 2009.

A microestrutura do aço DP590 é mostrado na figura 2.12, DeArdo (2008). Este trabalho demonstrou que o aço DP590 apresentou cerca de 19% de martensita, enquanto o aço DP780 tinha em torno de 30%. Estas quantidades são muito semelhantes aos encontrados em um estudo anterior de Bucher e Hamburg (1977), onde encontraram cerca de 15 e 35%, respectivamente.

A curva tensão vs deformação é uma descrição bastante útil de algumas características do material, permitindo que diferentes tipos de aços sejam comparados. Na curva de engenharia é possível observar a tensão máxima de resistência, alongamento uniforme, alongamento total, em alguns casos ela realça o escoamento, assim como outras características de deformação. Na figura 2.13 são ilustradas diversas curvas tensão vs deformação de engenharia para diferentes aços DP. Uma curva de aço baixo teor de carbono está incluída no gráfico com propósito de referência. Isto permite comparar os parâmetros de conformação, carga de prensa que é necessária para estampar esses materiais, entre outros. Pode ser

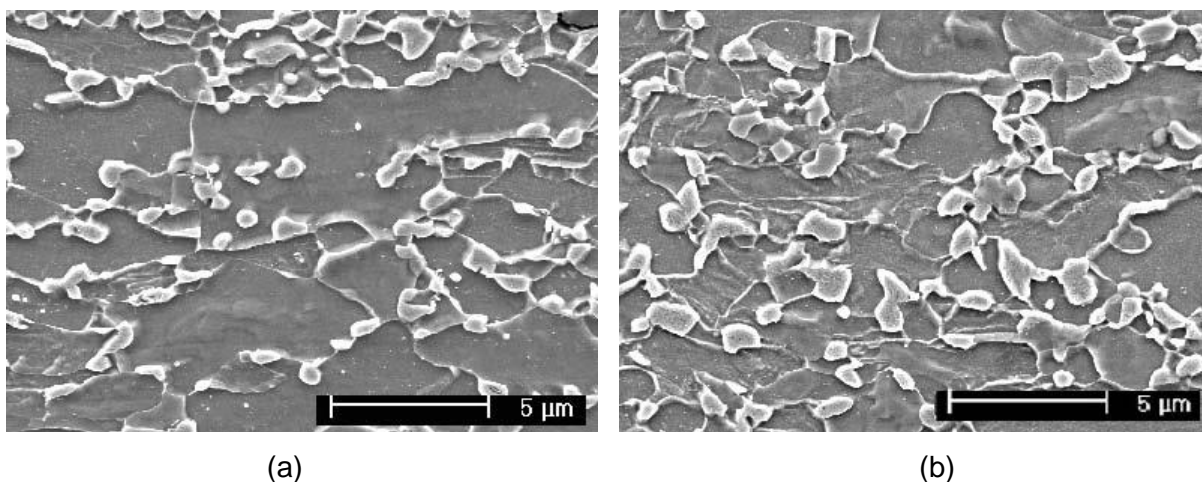


Figura 2.12. Microestrutura do aço DP analisada no MEV, em (a) DP590 e (b) DP780 – DeArdo, 2008.

observado que os aços DP apresentam resistência muito maior que o aço baixo teor de carbono aliada a uma boa capacidade de alongamento. É possível observar também o alto encruamento inicial ocorrido logo após a transição do ponto de escoamento. Isso indica que é um material que ganha um incremento de resistência mesmo com pequenos percentuais de deformação.

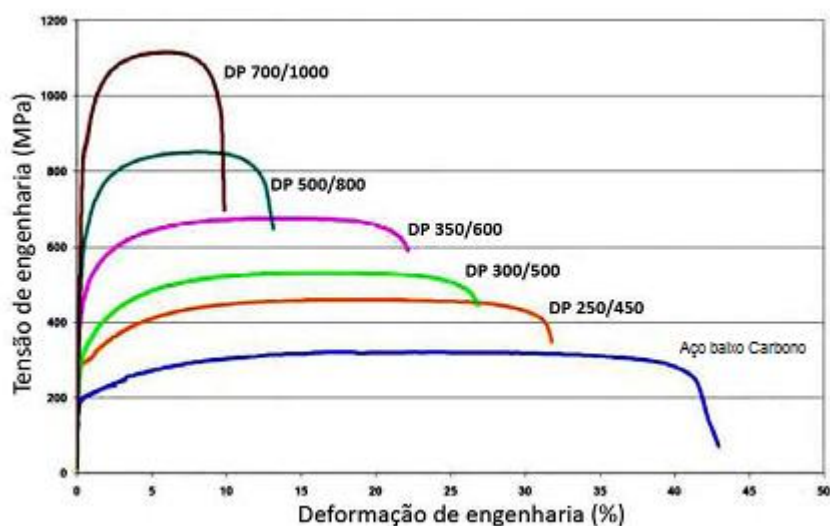


Figura 2.13. Curva tensão vs deformação de engenharia para uma série de aços DP – WorldAutoSteel, 2009.

Konieczny (2003) menciona que a taxa de encruamento aliada ao excelente alongamento dá ao aço DP um maior limite de resistência a tração (UTS - Ultimate

Tensile Strength) do que os aços convencionais de mesma tensão de escoamento. Na figura 2.14 é ilustrada a curva tensão vs deformação de um aço HSLA e um DP600 com semelhante tensão de escoamento. O aço DP600 exibe inicialmente uma maior taxa de encruamento, maior UTS e menor relação tensão de escoamento por limite de resistência (YS/TS – Yield Strength / Tensile Strength) que o HSLA.

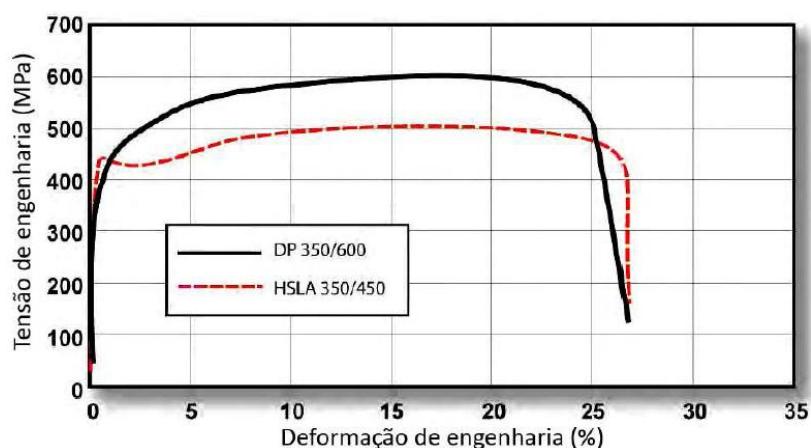


Figura 2.14. Aço DP 350/600 com maior limite de resistência que o HSLA 350/450 - Konieczny, 2003.

A capacidade de estiramento da chapa metálica é fortemente influenciada pelo coeficiente de encruamento n . O valor de n é o parâmetro chave para determinar o estiramento máximo geralmente indicado por meio da Curva Limite de Conformação. A altura da CLC é diretamente proporcional ao valor terminal do n . Esse valor também contribui para distribuir a deformação de forma mais uniforme na presença de um gradiente de deformação.

Konieczny (2003) observou que a comparação do valor de n entre aços DP e HSLA requer mais que uma simples comparação de dois valores. No estudo, o HSLA 350/450 e o DP 350/600 tiveram um valor de 0,14, ambos obtidos por meio de um teste de tração e determinados em uma faixa de deformação de 10% à 20%. A equivalência no resultado não condiz com o aumento da capacidade de estiramento apresentada pelo aço DP. Pode ser observado que o aço HSLA 350/450 teve um valor n quase constante sobre diferentes deformações. Já o valor para o aço DP 350/600 começa maior e então diminui com o aumento da deformação como efeito inicial da transformação metalúrgica. Para capturar este comportamento, deve ser determinado o valor de n instantâneo como função da deformação. A curva com o valor instantâneo de n dos dois aços exibida na figura 2.15 indica claramente o alto

valor para o aço DP com valores de deformação menores que 7%, com valor de n constante a partir dos 10% de deformação indicando o valor final. Segundo a WorlAutoSteel (2009) este valor final é a principal informação de entrada para determinar a deformação máxima permitida em uma operação de estiramento.

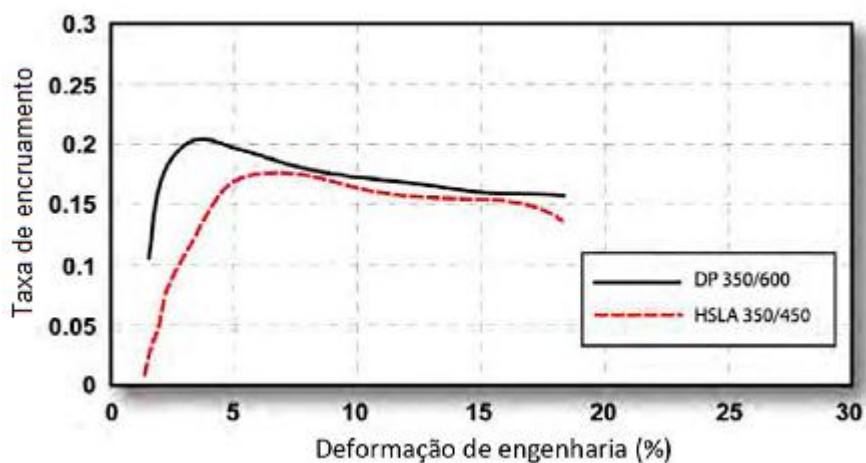


Figura 2.15. Valor instantâneo de n versus deformação para os aços DP 350/600 e HSLA 350/450 - Konieczny, 2003.

Conhecer os limites de conformação de um material é importante durante todo o ciclo de produção do produto. Durante a etapa computacional de projeto e planejamento do processo de conformação (projeto e configuração virtual da ferramenta) é importante conhecer os limites de conformação dos materiais para selecionar o tipo de aço adequado. Conhecer os limites de conformação também é importante para rastrear a severidade do processo durante todo o ciclo de produção do componente, como por exemplo, identificar falhas do ferramental causadas tanto por modificações intencionais (de engenharia) quanto não intencionais (desgastes), (WORLDASTEEL, 2009).

Existem diferentes tipos de indicadores de limite de conformação, mas o mais tradicionalmente utilizado é a CLC proposta inicialmente por Keeler (1965) e posteriormente aprimorada por Goodwin (1968) e Woodthorpe *et al.* (1969).

A CLC é um mapa de deformações que indica o início do local crítico de estriccionamento para diferentes modos de deformação, representado por deformação principal (maior, ϵ_1) e secundária (menor, ϵ_2). Segundo Moreira *et al.* (2003), existem na literatura muitos ensaios experimentais destinados a determinação da CLC, porém, Sampaio *et al.* (1998) mencionam que as duas

técnicas mais comuns são os métodos propostos por IRSID e Nakazima, sendo este último mais simples pelo fato de usar apenas uma ferramenta. Richter (2003) afirma que os métodos mais utilizados são os de Marciniak e Kuczynski (1967) e Nakazima (1970) que permitem determinar a CLC com o auxílio de um ferramental simples empregando corpos de prova de diferentes larguras, nos quais a chapa é restringida na borda e deformada devido a ação de um punção hemisférico (Nakazima) ou cilíndrico (Marciniak). Na figura 2.16 é ilustrada a CLC dos aços, baixo teor de carbono 170/300, HSLA 350/450, e DP 350/600 com espessura de 1.2 mm, determinadas experimentalmente por Konieczny (2003).

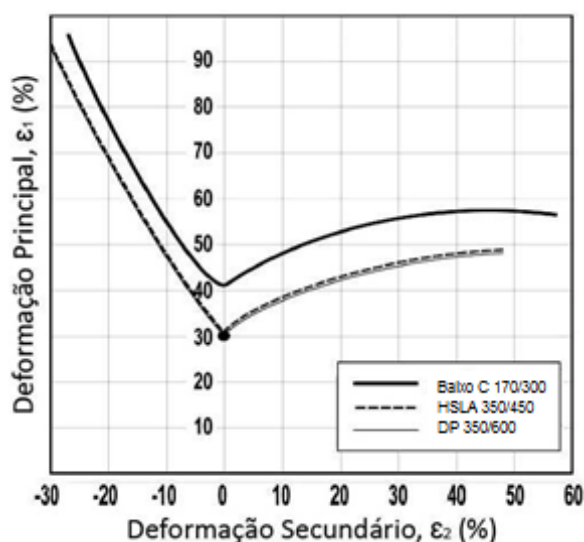


Figura 2.16. CLCs experimentais dos aços Doce 170/300, HSLA350/450 e DP 350/600 com espessura de 1.2 mm – Konieczny, 2003.

As três curvas tem aproximadamente o mesmo perfil. Considerando que os aços HSLA e DP tem aproximadamente o mesmo valor de n (conforme visto na Figura 2.15) CLCs parecidas é algo esperado. O aço baixo carbono tem uma curva elevada devido ao valor de n substancialmente maior (WORLD AUTOSTEEL, 2009).

2.3 Fratura em materiais metálicos

Para o desenvolvimento de um projeto de pesquisa que visa principalmente a análise do micromecanismo de fratura de chapas metálicas, se faz necessária uma conceituação envolvendo os tipos de fraturas existentes e suas principais características. Esta conceituação inicial envolve referências bibliográficas clássicas

na análise de fraturas, como o ASM Handbook (1993), Anderson (1995) e Wulpi (1999) que, posteriormente, podem ser correlacionadas a trabalhos recentes publicados por autores como Iguchi (2006), Levy e Van Tyne (2008), Narayanasamy *et al.* (2008 e 2009), Kim *et al.* (2011), Wagoner *et al.* (2011), entre outros.

2.3.1 Ductilidade

Para estudar o micromecanismo de fratura dos materiais metálicos, alguns conceitos básicos se fazem necessários. Entre estes conceitos aparece a ductilidade, que corresponde a capacidade do material deformar sem que ocorra fratura. Além dos parâmetros que medem esta propriedade, a saber, o alongamento total, o alongamento uniforme e a estricção.

De acordo com o ASM Handbook (1993), a importância da ductilidade para a conformação mecânica de metais é óbvia pela própria definição; para o projeto de máquinas e a utilização de componentes e estruturas metálicas é esta propriedade que permite aos componentes aliviarem concentrações locais de tensões. Num material pouco dúctil, concentrações de tensões frequentemente causam trincas que podem dar origem a fraturas frágeis, por fadiga ou por corrosão-sob-tensão, enquanto que num material com ductilidade adequada as tensões em pontos de concentração são redistribuídas, diminuindo o valor máximo dessas tensões ainda que aumente o volume de material submetido a tensões maiores do que a média.

Ainda segundo o ASM Handbook (1993), não se calcula a ductilidade mínima necessária num componente ou estrutura, como se faz com a resistência. Os valores mínimos de alongamento ou estricção são determinados empiricamente, isto é, baseando-se em experiências anteriores que, em alguns casos, se encontra consolidada em normas ou códigos.

Um erro conceitual bastante comum é raciocinar com a ductilidade como o oposto da resistência. Assim, se da forma mais geral possível, aumentar a resistência de um material metálico significa dificultar a movimentação de discordâncias, aumentar a ductilidade significaria facilitar a movimentação das mesmas. É verdade que estas duas propriedades normalmente variam em sentidos contrários, isto é, um aumento de resistência corresponde, no mesmo material, a uma diminuição de ductilidade; entretanto, o objetivo do engenheiro de materiais ou do metalurgista, é conseguir um aumento de resistência sem prejuízo da ductilidade.

Isto evidentemente é possível, pois estas duas propriedades, embora relacionadas, dependem de variáveis diferentes. A maneira correta de se raciocinar com a ductilidade só se aprende com a compreensão do micromecanismo de fratura dúctil.

2.3.2 Classificação dos micromecanismos de fratura

Anderson (1995) classifica a fratura dos materiais metálicos em quatro tipos principais: alveolar, clivagem, intergranular ou por estrias. A figura 2.17 ilustra estes micromecanismos de fraturas através de fotos obtidas por microscopia eletrônica de varredura.

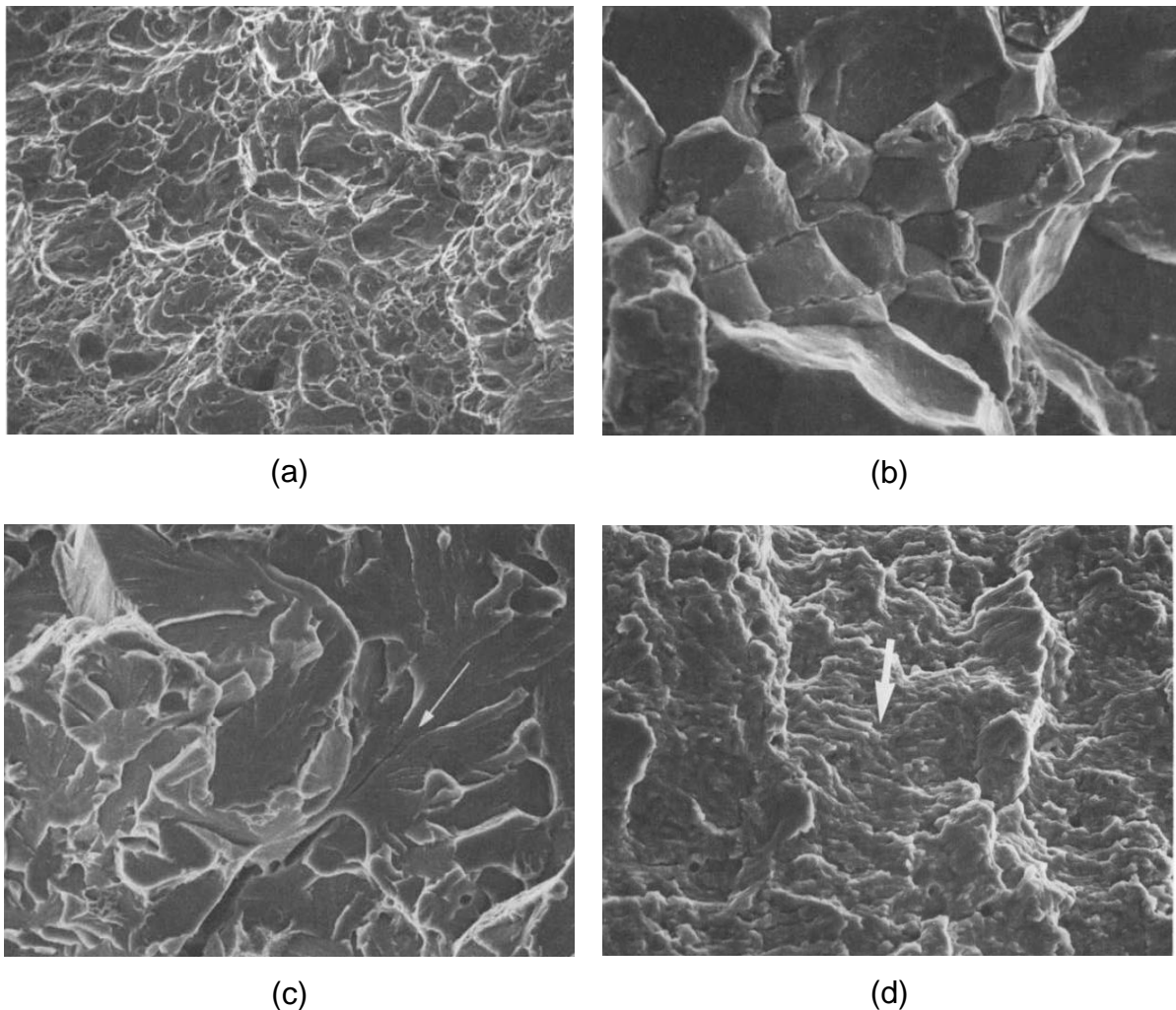


Figura 2.17. Micromecanismos de fraturas, aumento de 2000x, em (a) fratura dúctil, formada por alvéolos ou “dimples”, sob um ângulo entre 40° a 50° em relação a superfície fraturada, (b) fratura intergranular em um aço temperado, (c) fratura por clivagem em um aço temperado e (d) fratura por estrias do aço liga 8620 – Wulpi, 1999.

A figura 2.18 representa esquematicamente os micromecanismos de fratura alveolar, por clivagem e intergranular.

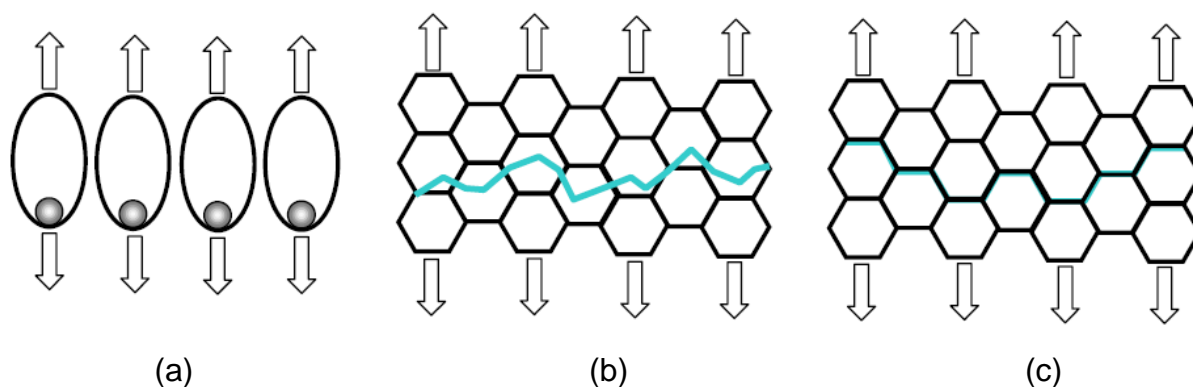


Figura 2.18. Representação esquemática dos micromecanismos de fratura, em (a) alveolar, (b) por clivagem e (c) intergranular – Effting, 2004.

Anderson (1995) afirma que toda fratura dúctil ocorre por micromecanismo alveolar. O micromecanismo de clivagem absorve pouca energia e a fratura será sempre frágil. O micromecanismo intergranular é considerado anormal nos metais, ou seja, sua ocorrência é indício de que ocorreu algum tipo de fragilização durante a elaboração ou utilização do material, enquanto que o micromecanismo de estriais é característico quando a fratura ocorre por fadiga.

Wulpi (1999) também faz uma classificação dos diferentes modos de fraturas que podem ocorrer nos metais. Segundo o autor, os metais podem fraturar por cisalhamento ou clivagem quando submetidos a cargas únicas, dependendo de como a estrutura cristalina do material se comporta sob um determinado carregamento. De acordo com Wulpi (1999), a fratura por cisalhamento é essencialmente dúctil, originando-se por micromecanismo alveolar, enquanto que a clivagem é vista como uma fissuração dos grãos, ou seja, uma fratura frágil.

Wulpi (1999) classifica ainda a fratura intergranular como frágil, sendo originada especificamente por um processo de fragilização dos contornos de grãos, que os tornam mais fracos em relação ao interior dos grãos. Neste caso, a fratura ocorre preferencialmente ao longo dos contornos dos grãos e não através deles.

2.3.3 Fratura dúctil

Anderson (1995) define a fratura dúctil como sendo aquela que ocorre acima do limite de escoamento generalizado, ou seja, após a plastificação de toda a seção resistente do componente ou estrutura, de maneira tal que a deformação plástica torna-se visível macroscopicamente. O autor em questão classifica a fratura dúctil como sendo estável, ou seja, que ocorre sob tensões crescentes, ao passo que uma trinca instável é aquela que se propaga sob tensões constantes ou mesmo decrescentes, no caso de uma fratura frágil.

Wulpi (1999) define esta condição de fratura de forma análoga destacando, porém, a sua ocorrência em deformações por cisalhamento, que leva a formação de microcavidades nas regiões de maior tensão. Ainda segundo o autor, estas microcavidades coalescem e se interconectam, produzindo uma superfície de fratura composta por “*dimples*” ou vazios, correspondente ao modo de fratura alveolar.

2.3.4 Aspectos macroscópicos da fratura dúctil

Especificamente em corpos de prova cilíndricos, a fratura dúctil é denominada taça-cone pelo fato de apresentar duas regiões: uma central, correspondente à taça e um tronco de cone, com inclinação aproximada de 45° em torno da periferia do corpo de prova, como mostra a figura 2.19. Independentemente da geometria do corpo de prova, uma fratura dúctil se caracteriza por apresentar duas regiões: a região central, denominada região fibrosa (F) e outra inclinada de aproximadamente 45° , chamada zona de cisalhamento (ZC).

Segundo Anderson (1995), a fratura inicia-se no centro da amostra e, após a formação da estrição, o estado de tensões torna-se triaxial, de maneira tal que no centro da seção de menor diâmetro, tem-se a máxima tensão longitudinal e a máxima triaxialidade de tensões. Desta forma, com tensões crescentes, a trinca se propaga estavelmente, descrevendo um trajeto em zig-zag. Devido a este aspecto se compreende que se chame a fratura dúctil de “fratura por cisalhamento”, embora esta afirmação não esteja rigorosamente correta.

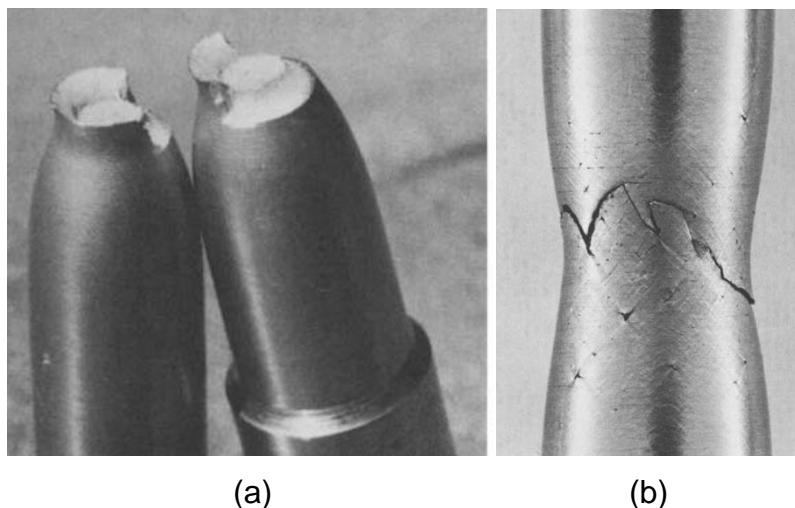


Figura 2.19. (a) Fratura dúctil taça-cone em um aço inoxidável 302. (b) Fratura dúctil de um aço baixo teor de carbono, mostrando a propagação da trinca a 45° – Wulpi, 1999.

Quando a fratura se aproxima da superfície livre do corpo de prova, a trinca segue a trajetória a 45° com o eixo, sem sofrer mais alterações na sua direção de propagação, formando a “zona de cisalhamento”, que se forma quando a triaxialidade de tensões é reduzida praticamente a zero, devido a pequena espessura resistente do corpo de prova.

De acordo com Anderson (1995), uma fratura de material dúctil com aspecto mais complexo apresenta, além das zonas fibrosa e de cisalhamento, uma região de separação caracterizada por um anel, com marcas radiais, por isso chamada “zona radial”. Esta região corresponde a uma região de fratura instável, isto é, a trinca propagou-se desde o final da zona fibrosa sem que houvesse aumento de tensões, o que não significa que a ductilidade de um corpo de prova seja dependente essencialmente da área da zona radial. O aparecimento da fratura na zona radial implica dizer que a ductilidade já sofreu decréscimo significativo.

2.3.5 Aspectos microscópicos da fratura dúctil

Segundo Wulpi (1999), numa análise em escala microscópica pode-se perceber com maior clareza, características específicas de deformação plástica e ruptura de um material dúctil. A figura 2.20 mostra o comportamento de um aço 1020 laminado a quente antes da fratura, quando submetido a uma carga de tração, em três diferentes ampliações.

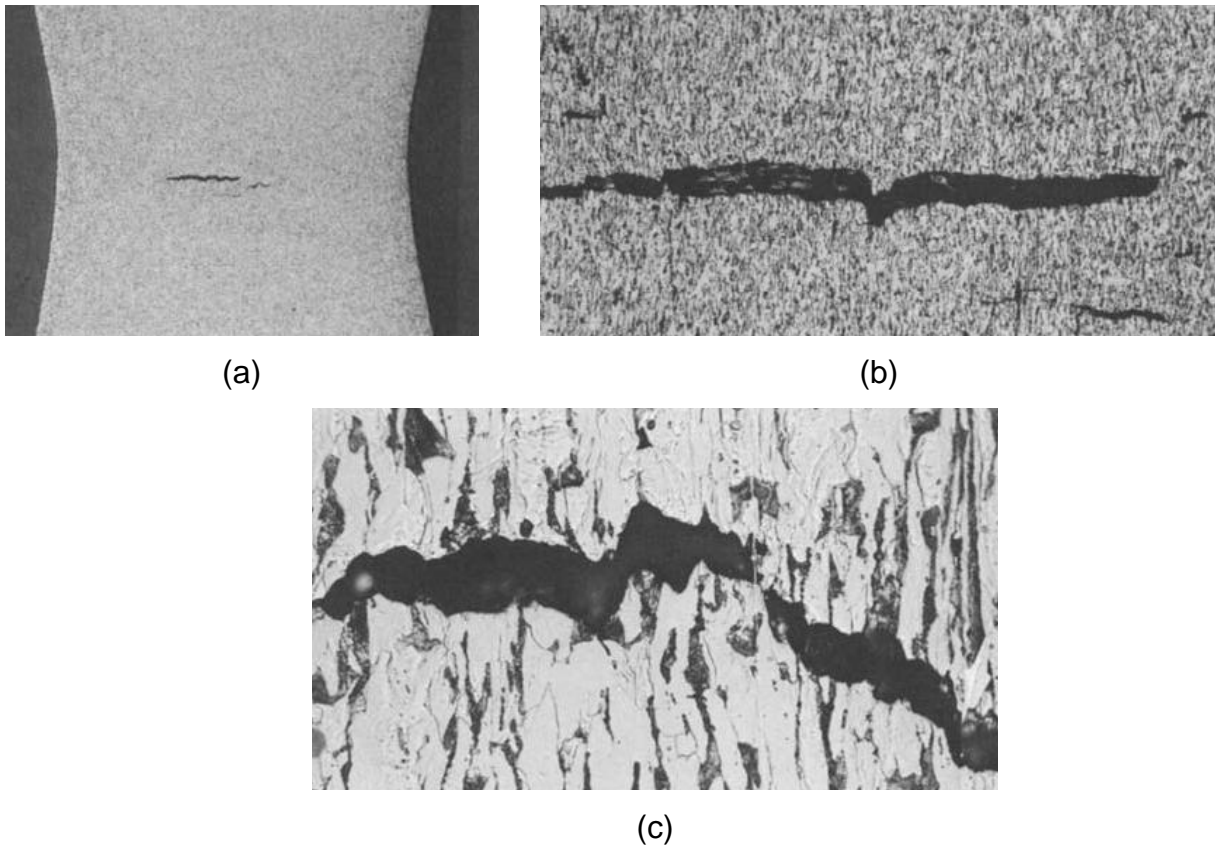


Figura 2.20. Comportamento de um material dúctil antes da fratura, com ampliação em (a) 6x, (b) 50x e (c) 250x – Wulpi, 1999.

De acordo com o ASM Handbook (1993), a região característica de uma fratura dúctil é sempre formada por micromecanismo alveolar. A figura 2.21 mostra outro aspecto desse micromecanismo em que se notam partículas arredondadas no interior dos alvéolos, partículas estas que deram origem aos alvéolos.

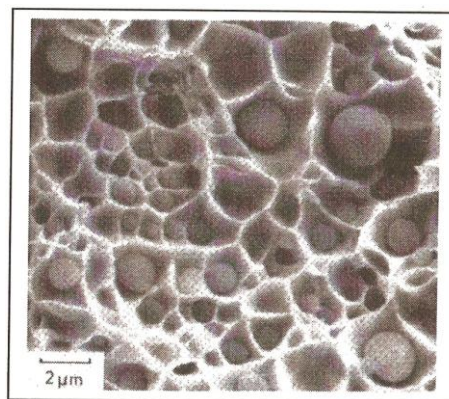
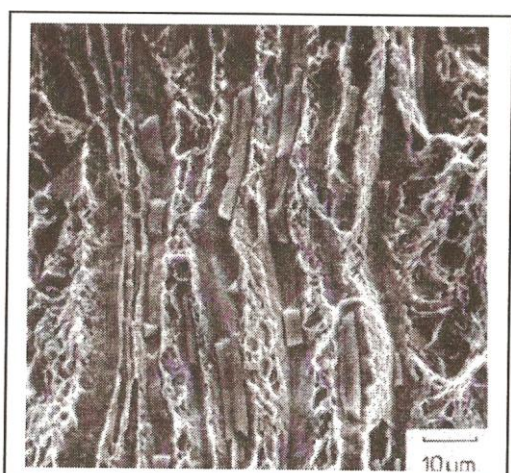
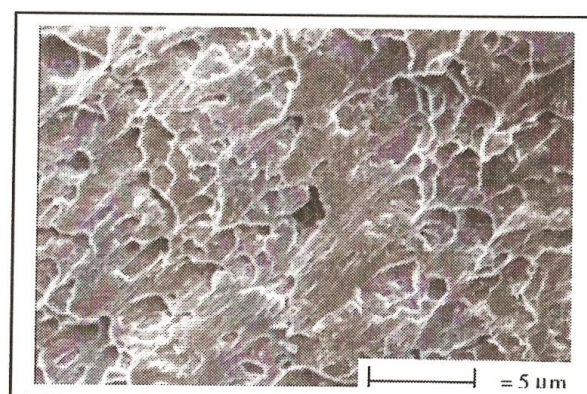


Figura 2.21. Partículas arredondadas no interior dos alvéolos – Stahleisen, 1996.

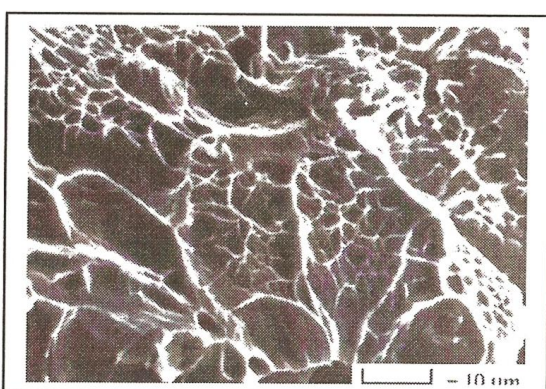
Quando a forma das partículas é alongada, como a das inclusões de sulfetos de manganês, uma fratura resultante de sollicitação na direção transversal à da laminação numa chapa de aço, o aspecto dos alvéolos também é alongado, como mostra a figura 2.22 (a). Dependendo de detalhes do processo de formação dos alvéolos, eles podem ser arredondados (equiaxiais) como a figura 2.21 ou alongados como mostra a figura 2.22 (b). O tamanho dos alvéolos pode ser uniforme, ou apresentarem-se com uma distribuição de tamanhos bi-modal, figura 2.22 (c). Em alvéolos grandes, como na figura 2.22 (d), podem-se observar linhas de escorregamento nas suas paredes internas o que mostra que foram formados por deformação plástica.



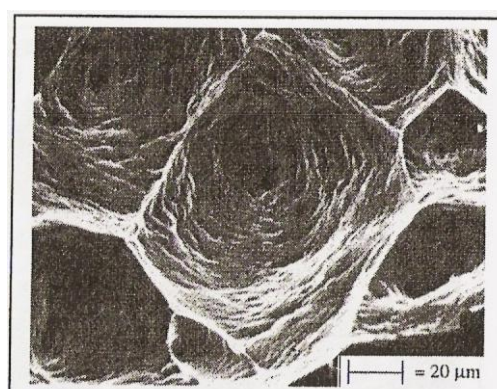
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 2.22. Características dos alvéolos. (a) Alvéolos formados em inclusões alongadas, (b) alvéolos alongados, (c) distribuição bi-modal de alvéolos e (d) linhas de deformação no interior dos alvéolos – Stahleisen, 1996.

Com relação ao aspecto microscópico da fratura, Wulpi (1999) representa a influência da direção da carga aplicada sobre o aspecto da fratura alveolar, como mostra a figura 2.23.

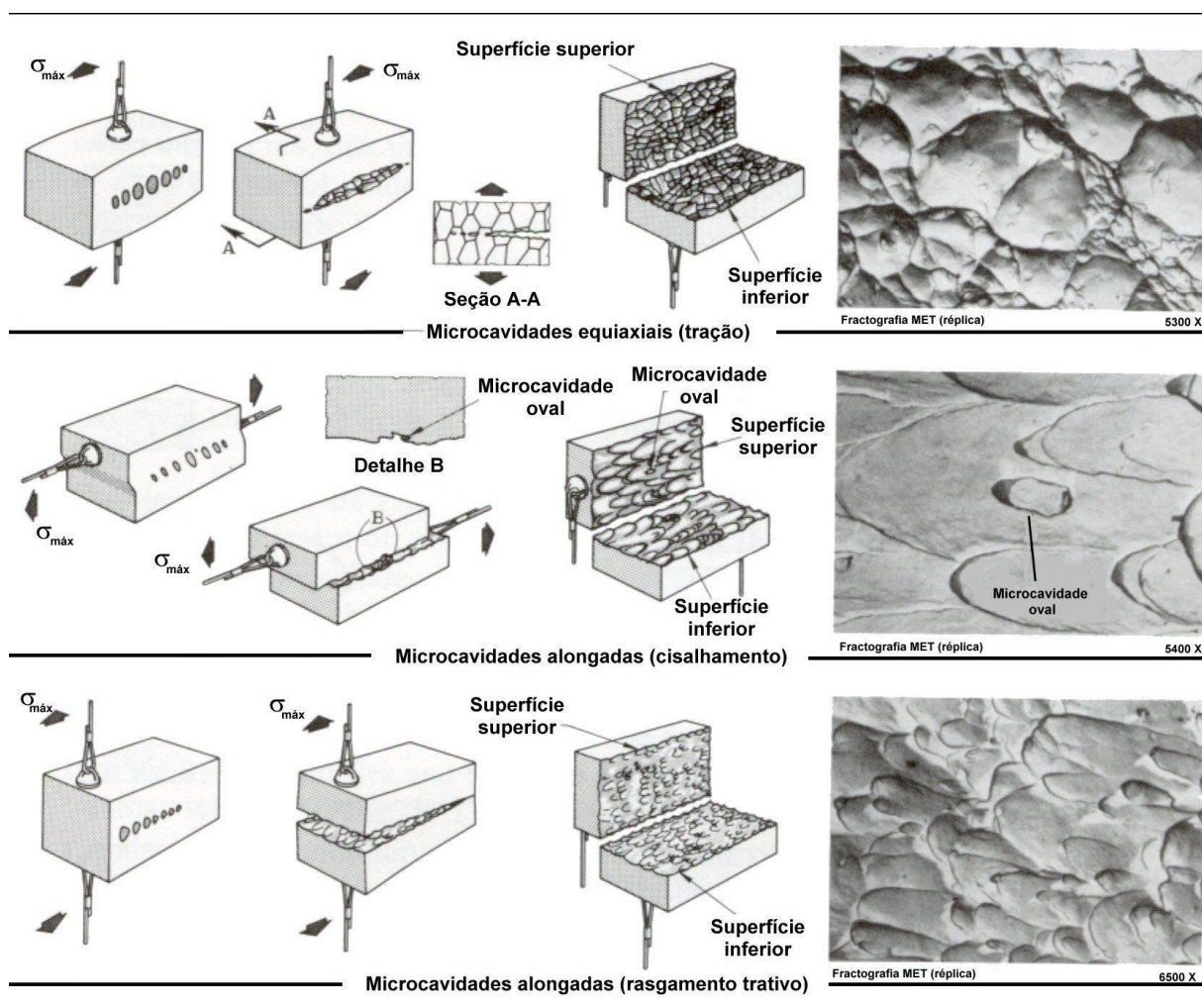


Figura 2.23. Influência da direção principal de carga no formato dos alvéolos formados na região fraturada do material – Wulpi, 1999.

De acordo com a figura 2.23, o esforço de tração tende a provocar a formação de alvéolos equiaxiais, condição que, segundo o autor, será perceptível somente se a superfície da fratura for observada perpendicularmente. A segunda condição, ruptura por cisalhamento puro, mostra um alongamento dos alvéolos formados na superfície da fratura, condição esta, similar aos casos de fratura por torção em materiais dúcteis. Ainda na mesma figura é apresentada a condição de esforço denominada rasgamento trativo, na qual a força aplicada difere do modo por tração

pura devido ao deslocamento do ponto de aplicação das forças para a extremidade da amostra. A consequência é a formação de alvéolos alongados na região da fratura devido ao dobramento sofrido pelo material, que leva a formação diferenciada dos alvéolos do ponto de início da fratura, onde se inicia com alvéolos equiaxiais até o ponto final da fratura, onde os alvéolos tendem a ficar alongados.

Wulpi (1999) destaca ainda que, além destes modos básicos de carregamentos, muitos outros podem ocorrer pela combinação entre eles. De acordo com o autor, o efeito da direção da fratura pode se tornar crítica em casos de ruptura por dobramento de materiais dúcteis, em especial quando o material apresenta regiões endurecidas na parte externa à curvatura, onde se inicia a fratura e se propaga até o lado oposto do material, ou seja, na região côncava. Neste caso, a região de início da fratura (externa) tende a apresentar alvéolos equiaxiais e a região final da fratura (interna) apresenta alvéolos alongados, como ocorre no caso de rasgamento trativo apresentado na figura 2.23. Desta forma, o estado de tensão é diferente nas regiões externa e interna do material, uma vez que ocorre tração pura e rasgamento trativo nestas regiões, respectivamente.

2.3.6 Micromecanismo da fratura alveolar

Effting (2004) apresenta de forma esquemática na figura 2.24 o micromecanismo de uma fratura alveolar na região fibrosa de uma fratura dúctil. Segundo o autor, a fratura ocorre em três etapas: (a) nucleação de micro-cavidades; (b) crescimento de micro-cavidades e (c) coalescência de micro-cavidades.

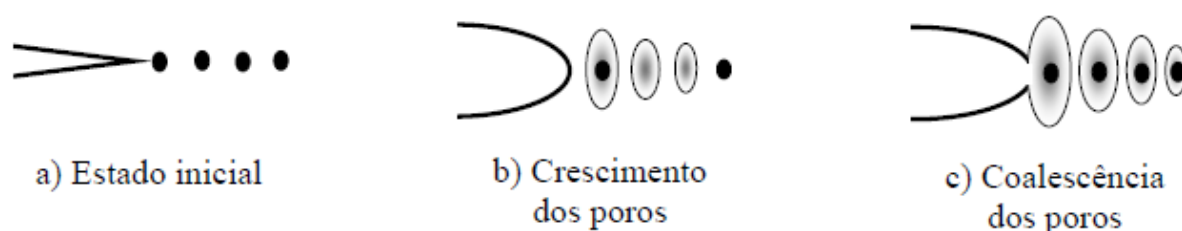


Figura 2.24. Nucleação, crescimento e coalescência na fratura dúctil – Effting, 2004.

Através da figura 2.25 (ASM HANDBOOK, 1993) é possível visualizar o micromecanismo da fratura alveolar. O esquema (a) representa partículas de segunda fase – inclusões ou precipitados – distribuídas numa matriz. As micro-

cavidades são nucleadas pela quebra das partículas ou pela abertura na interface partícula / matriz, como esquematizado em (b). No início do processo (c), as cavidades não interagem e o processo de deformação da matriz ocorre uniformemente, provocando o crescimento das micro-cavidades. Com o crescimento (d), as cavidades começam a interagir e a deformação concentra-se em bandas, resultando na instabilidade mecânica dos ligamentos (estricção) – esquema (e), e no coalescimento das cavidades, que constitui a fratura propriamente dita em (f).

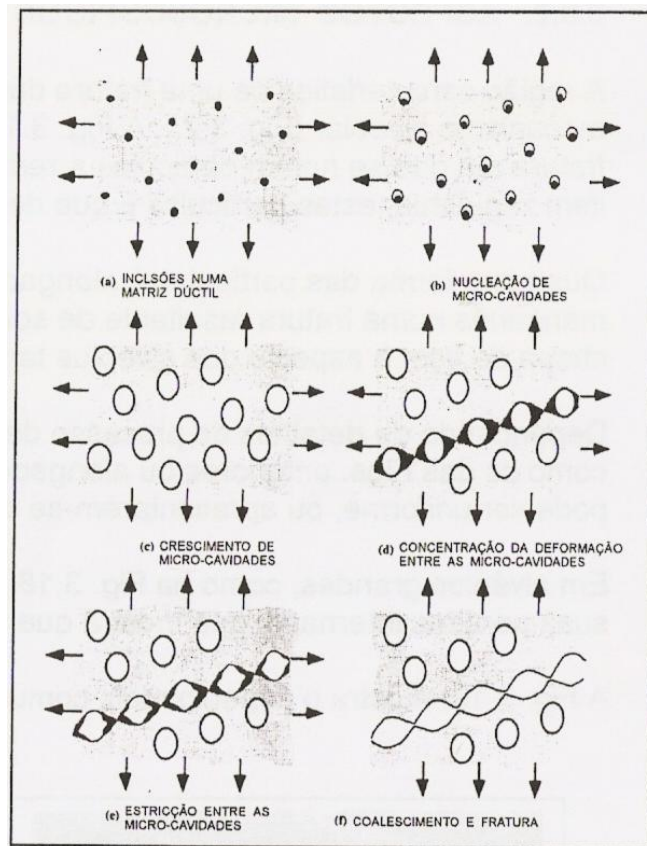


Figura 2.25. Micromecanismo da fratura alveolar – Anderson, 1995.

A forma como a deformação entre as cavidades se concentra, é fundamental para o aspecto final da fratura. Com uma distribuição uniforme de partículas de segunda fase e tensões aproximadamente uniformes, como no esquema, as bandas de deformação tendem a se concentrar ao longo de planos de 45° , em que as tensões de cisalhamento são máximas; o resultado final é o aspecto em zig-zag da trinca, mostrado na figura 2.20 (c). Com elevados gradientes de tensões, ou com partículas não homogêneas, quanto a forma, natureza ou distribuição, o processo de concentração das deformações e do coalescimento das micro-cavidades pode

adquirir outra geometria, dando à fratura aspectos diferentes como, por exemplo, a distribuição bi-modal de alvéolos da figura 2.22 (c).

2.3.7 Fratura frágil

Conforme o ASM Handbook (1993), em estruturas de equipamentos utilizados na indústria, é importante a avaliação do comportamento de trincas e de defeitos semelhantes a trincas, resultantes dos processos de fabricação ou desenvolvidas durante a operação. Neste caso, entende-se tenacidade como a resistência à propagação instável de uma trinca, ou seja, à ocorrência de fratura frágil.

De acordo com o ASM Handbook (1993), a diferença essencial entre uma fratura dúctil e uma frágil é o mecanismo de propagação que no primeiro caso é estável, isto é, ocorre sob cargas crescentes, e no segundo é instável, isto é, ocorre quando uma certa tensão crítica é atingida, sem necessidade de aumento de carga para manter a propagação.

É conveniente não confundir instabilidade de uma trinca com instabilidade de uma estrutura. A instabilidade de uma estrutura, mesmo na ausência de trincas, resulta de um processo de deformação localizada, ocorrendo o “colapso plástico”, como no caso da formação do pescoço num corpo de prova de tração. A capacidade da estrutura de sustentar cargas externas atinge um limite e a deformação prossegue sem necessidade de aumento de carga. Outro processo de instabilidade estrutural é a flambagem que ocorre em componentes ou estruturas submetidas à compressão, em regime elástico. A capacidade de sustentar cargas fica limitada pela ocorrência de deformações não axiais e redistribuição das tensões resultantes.

Wulpi (1999) define a fratura frágil como aquela em que pouca ou nenhuma deformação ocorre antes da ruptura, sendo comuns em materiais de elevada dureza e resistência mecânica, com baixa tolerância a descontinuidades.

2.3.8 Aspectos macroscópicos da fratura frágil

Sendo a fratura frágil instável, o problema fundamental no exame dos seus aspectos macroscópicos é a determinação do ponto de origem da fratura. Desta forma o ASM Handbook (1993) cita quatro maneiras de se determinar a sua origem:

(i) marcas radiais ou marcas de sargento: quando a seção da peça fraturada é retangular, ou seja, largura significativamente maior do que espessura, como numa chapa, por exemplo, as marcas radiais adquirem a configuração de V, que apontam para a origem da fratura.

(ii) ausência de zona de cisalhamento: quando toda a seção fraturada apresenta na sua periferia zona de cisalhamento pode-se concluir que a fratura originou-se internamente.

(iii) rios: em aços de alta resistência, temperados e revenidos, em particular, aços ferramenta, a superfície de uma fratura frágil é preponderantemente lisa, isto é, sem acidentes morfológicos que permitam a identificação da origem. Junto ao ponto de nucleação da trinca ou em outras regiões da superfície, em consequência da mudança de plano de propagação, podem-se formar “rios”, isto é, degraus que convergem na direção de propagação, tomando o aspecto de uma bacia fluvial.

(iv) bifurcação: quando a trinca original não tem uma tangente comum com nenhum dos ramos bifurcados. Seguindo-se as bifurcações e “juntas T”, com auxílio eventual das “marcas de sargento”, é possível reconstituir o caminho seguido pela fratura no caso de uma ruptura catastrófica de uma grande estrutura.

2.3.9 Aspectos microscópicos da fratura frágil

De acordo com ASM Handbook (1993), a fratura frágil pode ocorrer por dois micromecanismos principais: intergranular e clivagem, mostrados na figura 2.17 (b) e (c), respectivamente.

As facetas de clivagem, que correspondem a um grão da estrutura cristalina, apresentam degraus, semelhantes aos “rios” macroscópicos (figura 2.26). Existem vários mecanismos propostos na literatura para a formação desses degraus, mas sempre correspondem à propagação da fratura em planos de clivagem paralelos, isto é, no mesmo plano cristalográfico. Quando este plano cristalográfico está orientado normal à direção da tensão de tração principal, a faceta adquire um aspecto de “leque” com os “rios” divergindo a partir do ponto de início da trinca da faceta específica. Através dos “rios” e dos “leques” é possível determinar a direção de propagação da trinca em cada faceta.

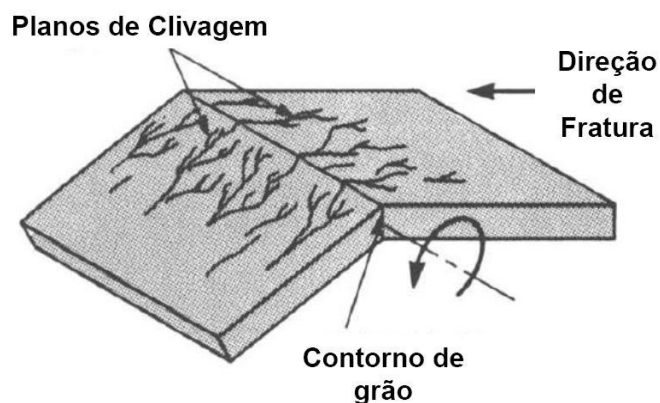


Figura 2.26. Modo de fratura por clivagem – Wulpi, 1999.

Segundo Wulpi (1999), na clivagem, a separação da célula unitária ocorre repentinamente entre uma de suas faces e a face gêmea da célula adjacente, pelo menos em escala macroscópica. Ainda de acordo com o autor, a clivagem ocorre normalmente em materiais de dureza relativamente elevada embora, sob certas condições, metais que normalmente fraturariam por cisalhamento (fratura dúctil) possam vir a sofrer fratura por clivagem. Porém, metais com estrutura cristalina cúbica de face centrada, como o alumínio e o aço inoxidável austenítico, não fraturam por clivagem. Wulpi (1999) ressalta ainda que, em escala microfratográfica, a clivagem ocorre ao longo dos planos das faces das células unitárias, mas são vistas como uma fissuração dos grãos, sem nenhuma relação com os seus contornos. Referindo-se a clivagem como transcristalina ou transgranular.

O micromecanismo intergranular, corresponde a uma anomalia no comportamento dos metais. Isto é, ele ocorre não apenas devido a condições de solicitação externa específicas, como, por exemplo, baixa temperatura ou choque que induzem a clivagem, mas por algum mecanismo de fragilização a que o material foi submetido. A fratura intergranular, frequentemente, apresenta trincas secundárias que facilitam a identificação desse micromecanismo em seções polidas, normais à superfície da fratura.

Como mencionado anteriormente, para Wulpi (1999), a fratura intergranular ocorre quando há uma fragilização dos contornos de grão em relação ao seu interior, de forma que esta fragilização pode ocorrer por envelhecimento por deformação, envelhecimento por têmpera, fragilidade ao revenido, fragilidade entre 400 e 500°C, formação de fase sigma, grafitação, formação de compostos intermetálicos, fragilização por hidrogênio, corrosão sob tensão ou fragilização em metal líquido.

2.3.10 Micromecanismos de fraturas combinados

De acordo com Wulpi (1999), em grande parte dos casos a fratura de um metal ocorre predominantemente por um modo de ruptura, seja ele dúctil ou frágil porém, não sendo único. Segundo o autor, pode-se encontrar na análise de uma fratura regiões de clivagem e regiões de fratura intergranular, assim como, pode-se encontrar algumas regiões apresentando clivagem e cisalhamento (fratura dúctil), em proporções variadas. Esta combinação de diferentes modos de fratura depende basicamente da composição química, do estado de tensões, do ambiente, de possíveis imperfeições ou da orientação cristalina dos grãos do material.

Um exemplo de fratura alveolar (dúctil) mesclada com pontos de clivagem (fratura frágil) foi obtida na análise fractográfica feita por Uthaisangasuk *et al.* (2011) em amostras do aço TRIP600 estampadas através do ensaio Nakazima.

A Figura 2.27 ilustra um caso de fratura num processo de soldagem circunferencial onde ocorreram os três tipos de fratura na mesma peça.

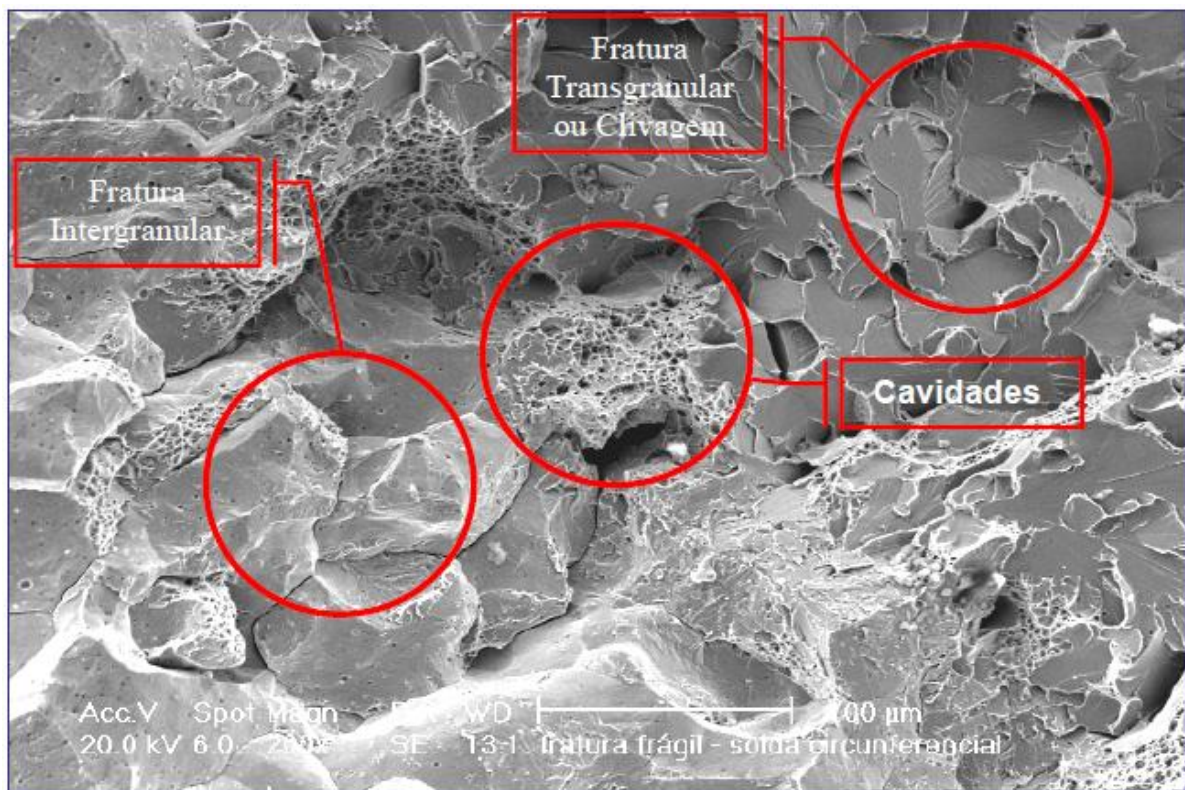


Figura 2.27. Micromecanismos de fratura combinada: com regiões de clivagem, intergranular e alveolar – Effting, 2004.

2.3.11 Análise da fratura em chapas metálicas

Narayanasamy *et al.* (2008) desenvolveram um estudo do comportamento da trinca em três diferentes aços, um aço de alta estampabilidade, aplicado na indústria automobilística, um aço micro-ligado e um aço carbono-manganês. Os autores fizeram uso de métodos experimentais para a realização do trabalho em questão, onde levantaram o diagrama limite de conformação e o diagrama limite de fratura dos materiais analisados, metodologia proposta por Narayanasamy em 2006. Levou-se em conta para a análise dos resultados o comportamento dos materiais durante a conformação até a fratura, onde se observou a dimensão das marcas produzidas na região fraturada do material através de um ensaio de microscopia eletrônica. A quantificação destas marcas deixadas pela fratura produzida no material foi realizada através de duas medidas, da largura (W) e do comprimento (L) das marcas, através das quais foi estabelecida uma relação L/W .

A fim de se identificar as causas, ou mesmo explicar os resultados referentes ao comportamento dos materiais ensaiados, os autores buscaram estabelecer uma correlação entre estes resultados com as propriedades mecânicas dos aços. Para isso realizaram ensaios de metalografia, para verificação das características microestruturais das chapas metálicas, mediram a menor deformação até a ruptura, calcularam o círculo de Mohr, estabeleceram comparações com a maior deformação obtida e também com parâmetros de estampabilidade do material obtidos de ensaios de tração, como o coeficiente de encruamento, o fator de anisotropia e a dimensão da estricção produzida nos corpos de prova.

Outros autores realizaram estudos na tentativa de otimizar análises baseadas no limite de conformabilidade do material, como Butuc *et al.* (2003) e Ávila *et al.* (2003). De acordo com Son *et al.* (2003), este limite do material determina uma região de segurança para a estampagem enquanto que o limite a fratura mostra apenas o estágio final de ruptura do material. Desta forma, é entre estes limites que a estricção começa a se formar e evolui até a fratura, correspondendo ao local onde ocorre a nucleação e o crescimento das marcas deixadas no local da fratura. Tendo em vista que as características das marcas deixadas pelo material na região da fratura tem uma correlação direta com suas propriedades, Li (2005) estudou o efeito combinado entre a forma e a dimensão das marcas deixadas na região da fratura.

Com o uso de novos materiais na indústria automobilística a incidência de trincas no raio da matriz tem aumentado. Essas trincas, porém, tem ocorrido em níveis de deformação inferior ao limite de deformação previsto pela CLC determinada experimentalmente. Estes tipos de trincas, denominadas “*shear fractures*” (fraturas de cisalhamento) tem seu comportamento analisado em chapas de aço por Walp *et al.* (2006). Levy e Van Tyne (2008) desenvolveram um estudo buscando uma melhor compreensão deste tipo de fratura através de ensaios de estampagem. Nesse trabalho os resultados experimentais para a tensão foram obtidos a partir de ensaios de estiramento, que permitiram prever o limite de ruptura do material em função de sua tensão de ruptura. Esse limite foi comparado a tensão limite de conformação, proveniente da CLC, calculada a partir do modelo modificado de Stoughton (2000).

Segundo o autor, a validade da pesquisa está vinculada ao fato de que ambos os casos apresentaram fratura dúctil, onde a seção fraturada apresentou a nucleação de vazios, coalescência e crescimento das fendas. Ainda segundo o autor, durante esse processo houve uma redução dos esforços, culminando na fratura da chapa. A tensão limite de conformação, calculada a partir do estado plano de deformação em uma CLC caracteriza o efeito primário das propriedades do material na trinca. O cálculo dessa tensão em ensaios de estampagem permite que se faça uma previsão da ocorrência da trinca na parede do material.

Weiss *et al.* (2008) realizaram um estudo com o objetivo de analisar o comportamento da fratura de aços de alta resistência, através de ensaios de tração, embutimento e estiramento. Através destes testes tornou-se possível uma análise comparativa do afinamento, da estricção e das características da fratura apresentada pelos aços utilizados. Os resultados apresentados nesse trabalho apontam para um método eficaz para avaliação comparativa entre diferentes tipos de materiais, posteriormente validados por um método de elementos finitos.

Recentemente, a simulação numérica vem sendo amplamente utilizada para o desenvolvimento de processos de conformação mecânica, em especial aplicados à chapas metálicas. A precisão destas simulações dependem não apenas de um bom modelo de elementos finitos, mas também do desenvolvimento de um modelo matemático para a conformabilidade do material. Com base nisso, Igushi (2006) considera uma condição de fratura dúctil suficiente para a abordagem do limite de conformação, ou limite de fratura do material. Um dos métodos mais utilizados para

esta avaliação é o Diagrama Limite de Conformação (DLC ou *Forming Limit Diagram* - FLD), que corresponde a um método baseado nas deformações sofridas pelo material, desenvolvido por Keeler (1966).

Sabe-se que o método do FLD só é válido quando se trata de um carregamento linear, onde a taxa de deformação é constante ao longo do processo. Nakazima (1970) e Kleemola (1977) consideram que se o carregamento não é linear, o FLD não pode ser determinado unicamente, uma vez que não se torna possível avaliar o limite de conformabilidade da chapa. Assumir uma condição de carregamento linear não vem a ser inapropriado, sendo uma boa aproximação para casos mais simples. Em situações mais complexas existe a necessidade de se avaliar o processo de forma mais precisa, em especial quando o processo envolve uma combinação de diferentes modos de deformação.

Como o método do FLD é empírico, ele não é consistente para todas as condições de deformação. Como solução para isto, muitos trabalhos buscam estabelecer teorias consistentes que caracterizem a fratura dúctil do material, ou seja, o seu limite de conformabilidade. Em meio a isto, existem teorias consagradas, como o método do “diffused necking” de Swift (1952) e do “local necking” de Hill (1952). Desde então muitos pesquisadores tem proposto teorias para a fratura dúctil dos aços, muitas delas desenvolvidas em códigos de elementos finitos e direcionados para a estampagem, como Iwata *et al.* (1992 “a” e “b”) e Yoshida (2001), apesar destes métodos não serem amplamente utilizados. O maior problema, segundo Iguchi (2006), concentra-se na complexidade algébrica dos modelos, o que dificulta a implantação dos códigos e, conseqüentemente, a consistência dos resultados. Segundo pesquisadores, um método simples e eficaz para o estudo da conformabilidade de chapas é o diagrama limite de tensão (*Forming Limit Stress Diagram* - FLSD), que tem como principal vantagem a sua determinação através de uma abordagem para carregamento linear, sendo válido, no entanto, para condições de não linearidade.

Desta forma, muitos pesquisadores como Granostajski (1984), Arrieux (1987), Zhao *et al.* (1996) e Stoughton (2000) tem proposto alternativas variadas para a aceitação do método do FLSD, principalmente pela dificuldade de se medir a tensão gerada no material de forma prática, ao passo que as deformações são facilmente avaliadas pela malha impressa. Outra razão é que a teoria não é derivada simplesmente de conceitos teóricos, está vinculada a um procedimento empírico.

Desta forma, Stoughton (2000) formulou um método para a conversão do FLD em FLSD. Trata-se de um método conveniente de se utilizar, mas que gera certa discussão entre a sua validação de resultados teóricos e os resultados práticos das tensões medidas de forma direta, que fora aplicado por Levy e Van Tyne (2008) conforme a sequência:

- Cálculo da deformação maior (FLC) através da equação:

$$FLC = (23,3 + 14,14.t) \left(\frac{n}{0,21} \right) \quad (1)$$

onde t corresponde a espessura da chapa e n é o coeficiente de encruamento;

- Conversão da deformação maior (FLC) em deformação verdadeira (ε_{FLC});
- Obtenção do coeficiente de rigidez K constante plástica de resistência;
- Cálculo da tensão limite de conformação (σ_{LC}) à partir da ε_{FLC} ;
- Conversão da deformação de conformação numa deformação efetiva pela equação:

$$\overline{\varepsilon}_{LC} = \frac{1 + \overline{R}}{\sqrt{1 + 2\overline{R}}} \cdot \varepsilon_{FLC} \quad (2)$$

onde \overline{R} corresponde a anisotropia normal da chapa;

- Cálculo da tensão limite de conformação efetiva ($\overline{\sigma}_{LC}$) pela equação:

$$\overline{\sigma}_{LC} = K \left(\frac{1 + \overline{R}}{\sqrt{1 + 2\overline{R}}} \cdot \varepsilon_{FLC} \right)^n \quad (3)$$

- Cálculo da tensão limite de conformação pela deformação principal (σ_{1LC}):

$$\sigma_{1LC} = \sqrt{\frac{1 + 2\overline{R}}{(1 + \overline{R})^2}} \cdot \overline{\sigma}_{LC} \quad (4)$$

Recentemente, Yoshida *et al.* (2004 e 2006) publicaram trabalhos fazendo uma verificação entre o método teórico para o cálculo das tensões e a sua medição prática em tubos de alumínio hidroconformados. Entretanto, são raros os casos onde se pode medir as tensões diretamente durante a conformação.

Iguchi e Yanagimoto (2007) mediram o limite de conformação dúctil do material em alguns casos de conformação não-linear e converteram para o FLSD. Iguchi (2006) levantou o FLSD através de um modelamento numérico baseado na teoria de Marciniak e Kuczynsky (1967). Iguchi (2006) realizou ensaios para a

medição da tensão em um sistema não linear e comparou os resultados ao FLSD convertido teoricamente à partir do FLD.

Torna-se importante mencionar que as tensões obtidas experimentalmente para o FLSD são valores que foram convertidos das deformações. O desenvolvimento teórico do FLSD é baseado em teorias de plasticidade, de maneira tal que a precisão desta abordagem depende diretamente da precisão da teoria aplicada, que requer um modelamento em torno do encruamento do material, do escoamento e dos parâmetros de anisotropia. O problema é o mesmo na abordagem teórica do FLSD, porque a teoria da plasticidade também é aplicada aos cálculos.

Deve-se destacar que a abordagem realizada por Iguchi (2006) corresponde à tensão física no início da estrição e não na ruptura final do corpo de prova e que a principal conclusão do autor foi que o FLSD obtido de forma teórica apresentou resultados coincidentes com o FLSD obtido experimentalmente, tornando válida a metodologia de cálculos utilizada.

Chen *et al.* (2007) também realizaram um estudo utilizando o diagrama limite de tensão para a previsão do limite de conformabilidade de componentes automotivos. Neste trabalho foram realizados ensaios para a caracterização do material utilizado, e então construído o FLSD à partir da determinação dos valores críticos de tensão correspondentes a cada ponto crítico de deformação, através da conversão matemática decorrente da teoria da plasticidade. Para isso, Chen (2007) utilizou as notações de Graf (1993 “a” e “b”) para análise do estado plano de tensões, combinadas com a teoria de Hill (1979).

2.3.12 Análise da fratura em aços avançados de alta resistência

O foco principal de trabalhos publicados recentemente está na abordagem do comportamento mecânico dos chamados aços de última geração.

Desta forma, Narayanasamy *et al.* (2008) fizeram uma análise comparativa da fratura em aços HSLA (Alta Resistência Baixa Liga), microligado e carbono-manganês (C-Mn). Primeiramente levantaram as propriedades mecânicas e parâmetros de conformabilidade dos aços e investigaram a fratura dos mesmos, observando o tamanho e o formato dos vazios formados através de ensaios de MEV. Nessa análise foi medida a relação entre o comprimento (L) e a largura (W) dos vazios, denominada L/W em três diferentes condições de esforços, e os resultados

comparados às propriedades mecânicas e parâmetros de estampabilidade dos materiais, estabelecendo-se uma relação entre eles. As principais conclusões do autor foram relativas ao modo de fratura dos materiais, onde destacou-se o formato elíptico obtidos em todos os aços, como mostram as figuras 2.28 - 2.30.

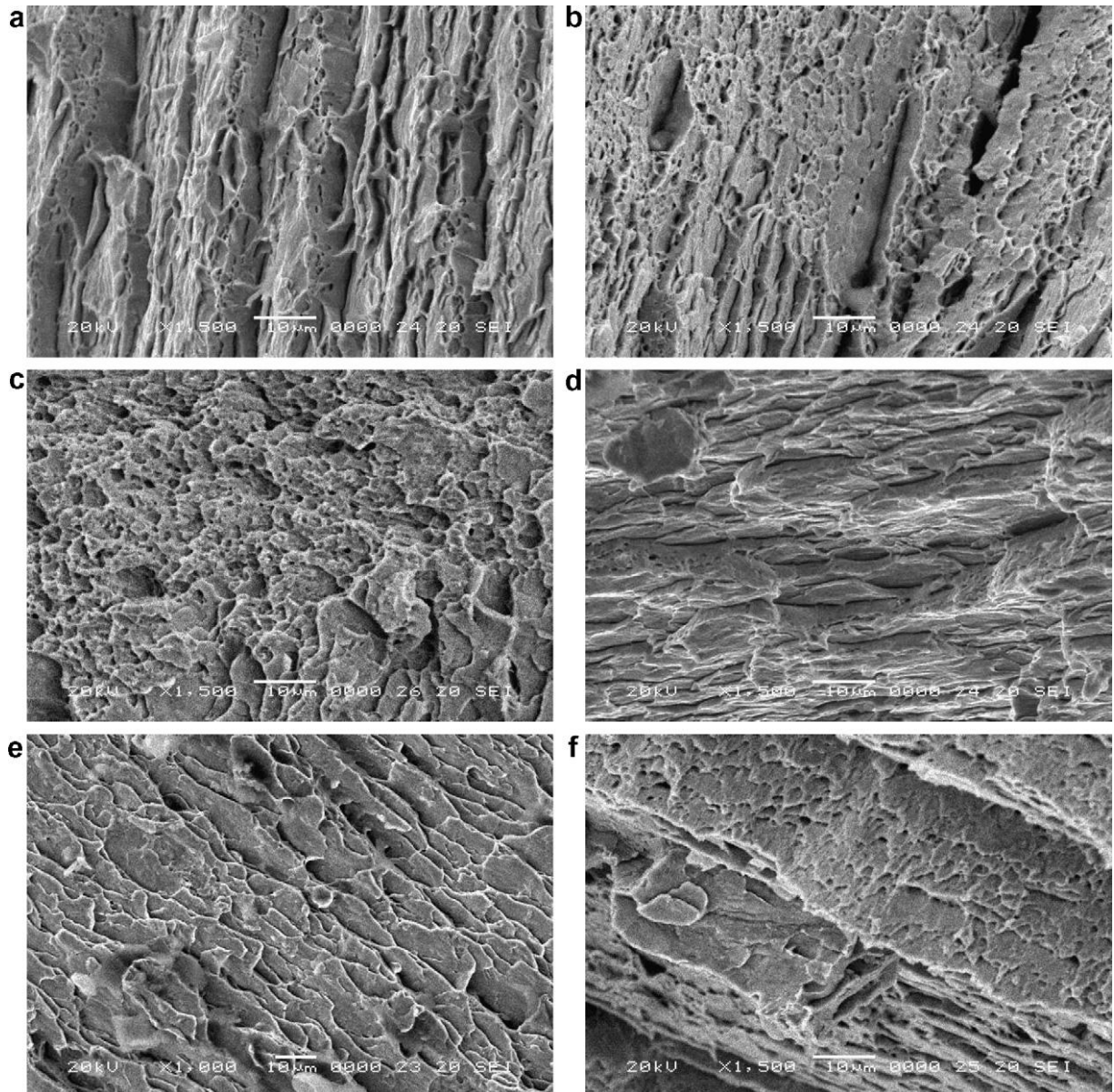


Figura 2.28. Imagens da superfície da fratura do aço HSLA, aumento de 1500x. Em (a) e (b) estado de tração-compressão, (c) estado de plano de deformação, (d), (e) e (f) estado biaxial de tração – Narayanasamy, 2008 e 2009.

Segundo Narayanasamy *et al.* (2008), a fratura tende cada vez mais a um formato elíptico à medida que avança de um carregamento tração-compressão para

um carregamento biaxial de tração. Ainda segundo o autor, a deformação cisalhante planar aumenta à medida que a relação L/W diminui, ao passo que a deformação cisalhante na espessura aumenta com o aumento da relação L/W . Foi observada ainda uma menor região de estricção localizada no aço HSLA, onde os vazios assumiram um formato elíptico mais acentuado, devido a maior quantidade de partículas de carbonetos em sua microestrutura.

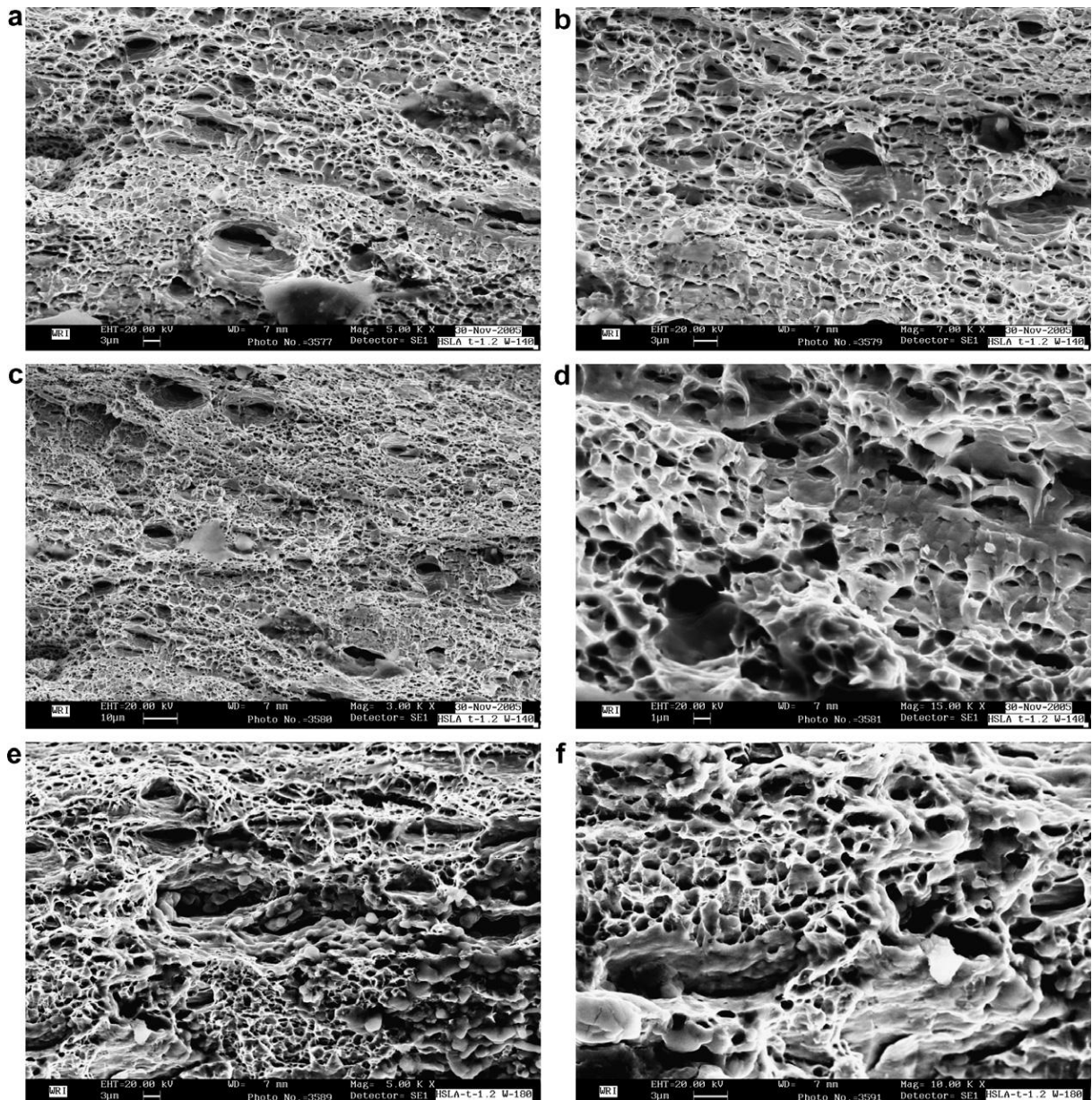


Figura 2.29. Imagens da superfície da fratura do aço microligado. Em (a) estado de tração-compressão – 5000x, (b) estado de tração-compressão – 7000x, (c) estado plano de deformação – 3000x, (d) estado plano de deformação – 15000x, (e) estado biaxial de tração – 5000x, (f) estado biaxial de tração – 10000x – Narayanasamy, 2008 e 2009.

Com base neste trabalho, Narayanasamy (2009) analisa para os mesmos aços investigados em 2008 o efeito da sua microestrutura na nucleação e coalescência dos vazios gerados na fratura que, segundo o autor, estão diretamente relacionados ao tamanho dos grãos de ferrita e das partículas de segunda fase.

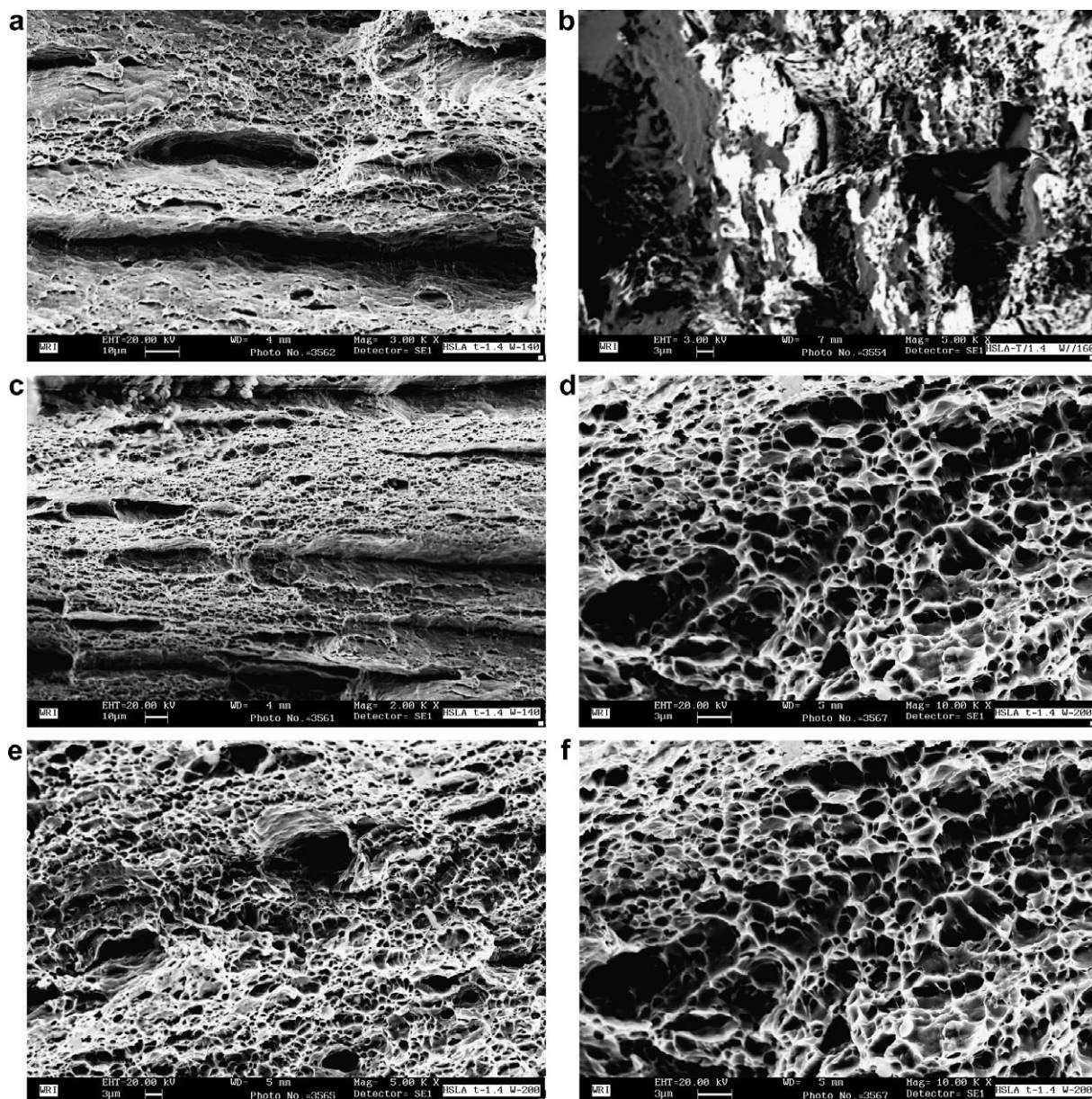


Figura 2.30. Imagens da superfície da fratura do aço C-Mn. Em (a) estado de tração-compressão – 3000x, (b) estado de tração-compressão – 5000x, (c) estado plano de deformação – 2000x, (d) estado plano de deformação – 10000x, (e) estado biaxial de tração – 5000x, (f) estado biaxial de tração – 10000x – Narayanasamy, 2008 e 2009.

Narayanasamy *et al.* (2009) classificam então três diferentes tipos de vazios observados nas figuras 2.31 - 2.33 como esférico, “prolate” e “oblate”, formados pelos diferentes estados de tensão e deformação induzidos pela presença das partículas de segunda fase. Os formatos de vazios “prolate” e “oblate”, correspondem a modelos elípticos alongados na direção da espessura e na direção do plano do material, respectivamente. Segundo o autor, não apenas o tipo dos vazios, mas também o seu número são afetados pela condição de deformação. Em todas as condições de carga, os vazios do tipo “prolate” são dominantes. Nos aços microligado e C-Mn, observou-se uma mistura de vazios “prolate” e “oblate”, mas o tipo “prolate” em maior quantidade.

Um novo fator, chamado “Fator de Indução da Nucleação e Crescimento de Vazios” (VNGIF) é introduzido por Narayanasamy *et al.* (2009), sendo função das características das partículas de segunda fase e da sua relação com a matriz do material.

$$VNGIF = \frac{1}{(L_{grão} / L_{segundafase})} + \frac{1}{(L_{segundafase} + W_{segundafase})} \quad (5)$$

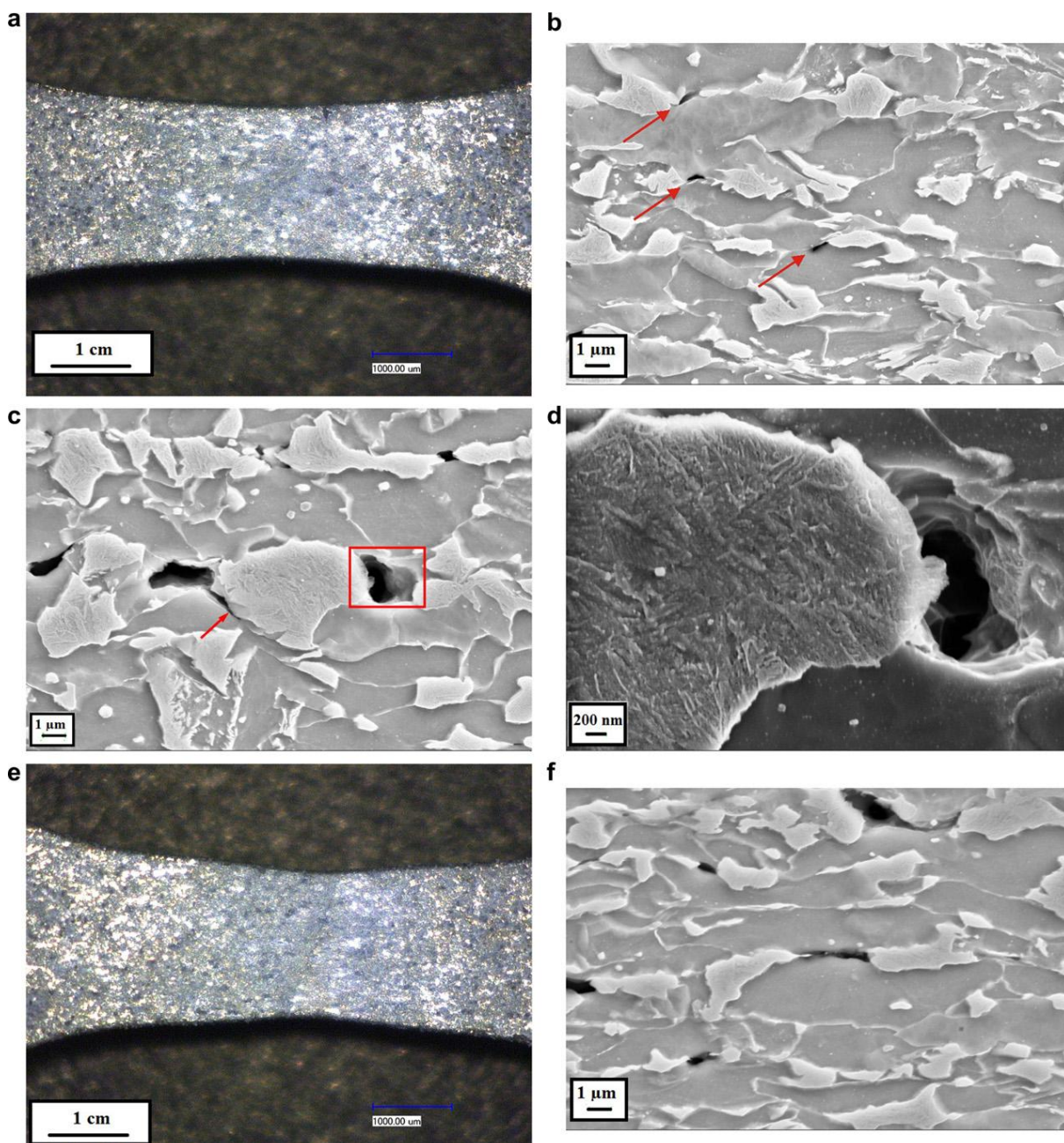
Segundo o autor esta é a razão pela qual os vazios são formados em torno das partículas de segunda fase.

O aço HSLA, por apresentar carbonetos em sua microestrutura, tem um baixo valor de coeficiente de encruamento e uma formação prematura de vazios, o que antecipa sua fratura. Analisando este aço, Narayanasamy *et al.* (2009) observam uma relação L/W de aproximadamente 1 para os carbonetos, o que também contribui para a sua baixa resistência após a nucleação e coalescência de vazios. Comparativamente, os aços C-Mn e microligado apresentam alto valor de coeficiente de encruamento e valor do fator VNGIF igual a 0,56 e 0,71, respectivamente, enquanto que os aço HSLA tem o fator VNGIF igual a 1,0067.

Kadkhodapour *et al.* (2011) utilizaram métodos experimentais e numéricos para investigar o micromecanismo de fratura em aços bifásicos DP800. Entre os testes, realizou o ensaio de tração fazendo interrupções em diferentes etapas, a fim de capturar o mecanismo de iniciação e crescimento dos vazios durante a fratura do material, como mostra a figura 2.31.

A figura 2.31 (a) - (d) mostra detalhes do início dos vazios, sendo (a) a vista superior do corpo de prova, que é deformado ao ponto de estrição difusa, e de (b) a

(d) imagens em MEV de uma seção desse corpo de prova. Nota-se em (b) que algumas das fraturas são nucleadas nos contornos de grão ferrita-ferrita. Este tipo de início do vazio parece ocorrer sempre na vizinhança direta de uma partícula de martensita. A concentração de tensão ou incompatibilidade de deformação pode ser uma razão. No contorno de grão ferrita-martensita dois padrões de início dos vazios podem ser observados. O primeiro padrão que é indicado pela seta em (c) é similar à propagação de trincas. Parece que nesta região os vazios se formam inicialmente em contornos de grão ferrita-ferrita e, em seguida, propagam-se ao contorno de grão ferrita-martensita como uma trinca. O segundo padrão, que é indicado pelo



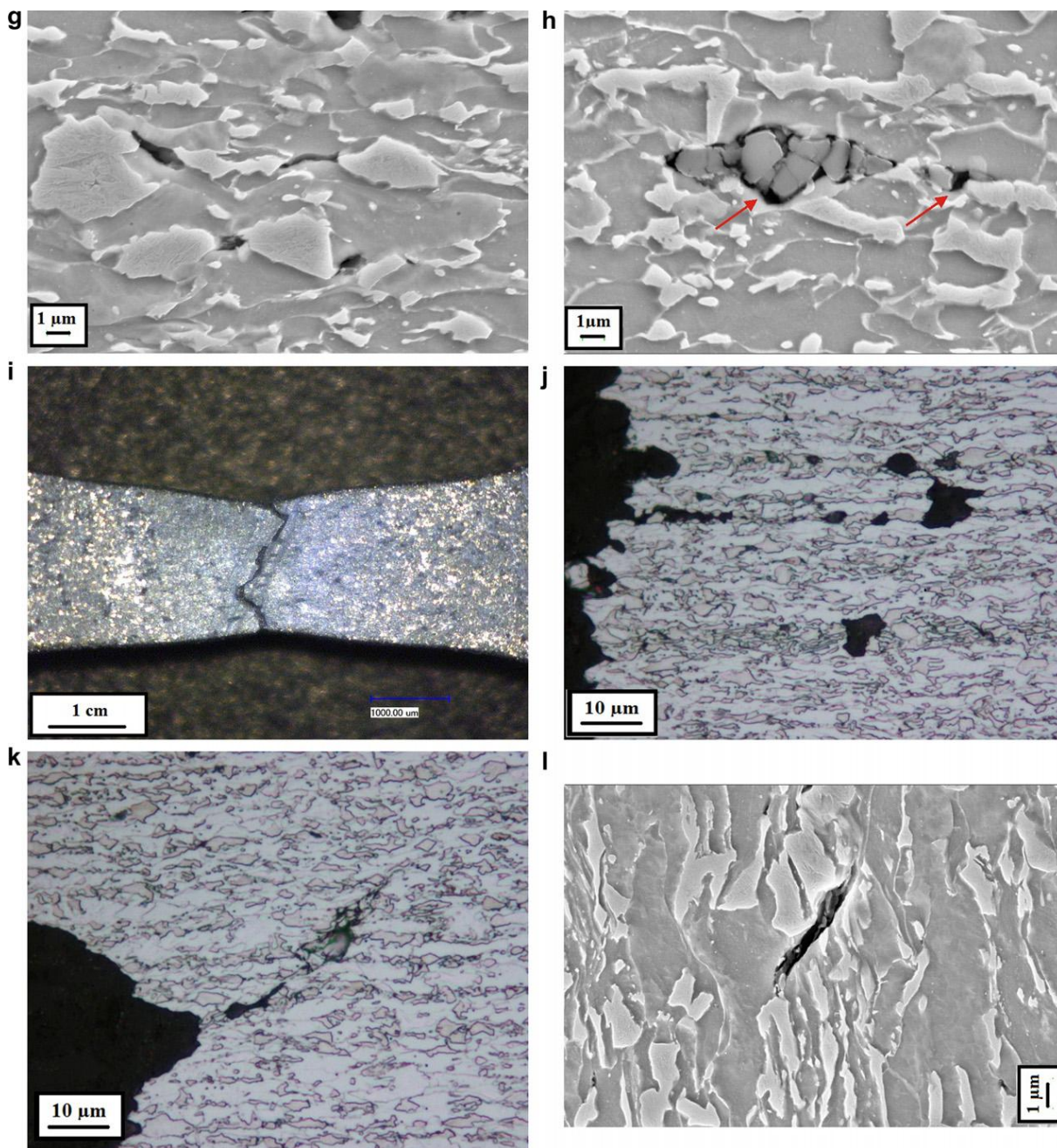


Figura 2.31. Investigação da fratura em corpo de prova de tração para o aço DP800 com diferentes deformações: (a-d) 1ª fase – estrição difusa ($\epsilon_{eng} \approx 0,12$), (e-h) 2ª fase – estrição local ($\epsilon_{eng} \approx 0,17$), (i-l) 3ª fase – fratura ($\epsilon_{eng} \approx 0,20$) – Kadkhodapour, 2011.

retângulo em (c) e ampliado em (d), pode ser chamado de separação normal de contornos de grãos ferrita/martensita.

A figura 2.31 (e) - (h), mostra o crescimento de vazios de uma seção do corpo de prova localizado no ponto de estrição. Na região central observa-se em (f) e (g), que a maioria dos vazios estendem-se em direção transversal à tração e no contorno de grãos de ferrita. Vazios também se situam entre dois grãos espaçados de

martensita. Podem ser considerados como os espaços vazios em torno de partículas de martensita, mas se originam da separação de contornos de grãos de ferrita-ferrita. Mesmo estes vazios podem se propagar como uma trinca no contorno de grão ferrita-martensita. O detalhe (h) mostra dois vazios que crescem em torno de inclusões. Apenas um pequeno número de inclusões foram encontradas, portanto, não se espera que venham desempenhar um papel importante para o micromecanismo de fratura principal. A fratura da martensita pode contribuir para anular o início dos vazios, mas isso não pode ser frequentemente observado.

Os padrões de vazios para um corpo de prova rompido são mostrados na figura 2.31 (i) - (l). A fratura do corpo de prova observada nestas figuras, correspondem a imagens de MEV de uma seção do corpo de prova. Na região central do corpo de prova pode-se observar fratura dúctil (j), mas afastando-se do centro, a fratura de cisalhamento é dominante, mostrado em (i). Um padrão típico de vazio pode ser observado na região da fratura (l), onde as cavidades se classificam como vazios tipo cisalhamento ou vazios de ruptura.

Kadkhodapour *et al.* (2011) mencionam que o material em questão pode ser considerado um aço dupla fase muito puro, uma vez que o fabricante alega existir um baixo percentual em volume de inclusões na sua microestrutura. Os resultados da fractografia na figura 2.32 (a) mostram que os vazios tem um padrão homogêneo e a extensão de grandes vazios não pode ser observado com tanta frequência. Também na figura 2.32 (b) pode-se observar que as inclusões de cerâmica não estão presentes no fundo dos vazios.

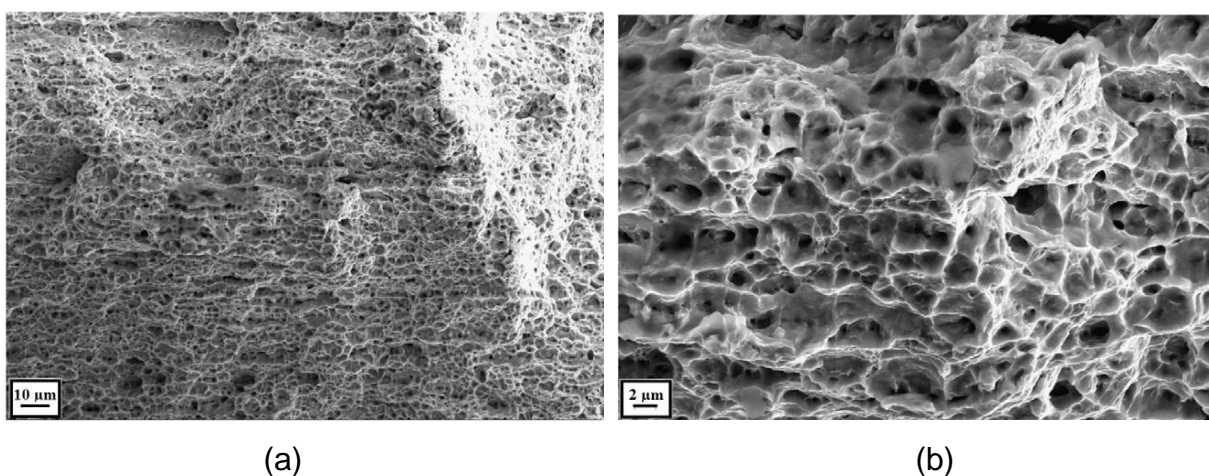


Figura 2.32. Morfologia da fratura mostrando em (a) distribuição homogênea dos “dimples” e (b) pequeno número de inclusões estão presentes nos vazios – Kadkhodapour, 2011.

Pode-se dizer que a análise numérica e experimental realizada por Kadkhodapour *et al.* (2011) para investigar o processo de fratura em aços bifásicos, mostraram que o padrão de fratura não é desviado da fratura dúctil clássica. Mas observa-se que a deformação de grãos de martensita causa uma deformação localizada na matriz ferrítica, influenciando diretamente na fratura final do material.

Kim *et al.* (2011) fizeram uma análise das propriedades mecânicas e da estampabilidade dos aços de qualidade comercial (CQ) e bifásico DP590, desde baixas taxas de deformações de $0,001$ à $0,01s^{-1}$ até valores de $0,1$ a $100s^{-1}$. Nestas condições percebeu-se um aumento no alongamento até a fratura do aço CQ, enquanto que no aço DP590 houve uma diminuição no alongamento quando deformado em taxas mais elevadas. Segundo o autor, o alongamento e o coeficiente de encruamento diminuem gradativamente com o aumento da taxa de deformação. O valor do fator de anisotropia, medido através de câmeras de alta velocidade, também mostrou-se sensível à variação da taxa de deformação.

Kim *et al.* (2011) ainda determinaram as curvas limite de conformação dos aços para uma condição chamada quase-estática e para alta taxa de deformação. Comparando as curvas, o autor observou que a CLC em alta taxa de deformação do aço CQ diminui no estado biaxial de tensões, assim como o aço DP590. O autor atribui a redução na curva CLC dos materiais no estado biaxial de tensões, quando deformados em altas velocidades, à ocorrência de uma fratura por cisalhamento observada em MEV (microscopia eletrônica de varredura) que, segundo ele, implica numa redução da ductilidade do material. A figura 2.33 mostra a fratura ocorrida nos aços CQ e DP590, em baixas e altas taxas de deformações.

Nota-se pela figura 2.33 (d) a presença de pontos de clivagem na fractografia do aço DP590 em altas taxas de deformação, ou seja, o aumento na velocidade de deformação faz o material tender para uma condição de fratura frágil.

Assim como Kim *et al.* (2011), Huh *et al.* (2008) já haviam realizado ensaios variando a taxa de deformação utilizando aços avançados de alta resistência. Neste trabalho, Huh *et al.* (2008) estabeleceram uma comparação entre aços TRIP e DP, com taxas de deformação entre $0,003$ e $200s^{-1}$. Os aços avaliados foram o TRIP600, TRIP800, DP600 e DP800 e a investigação foi realizada pelo levantamento da curva Tensão vs Deformação dos materiais. Os experimentos apontaram para um

aumento na tensão de deformação à medida que se aumentava a taxa de deformação, ao passo que o alongamento até a fratura e a conformabilidade dos aços TRIP apresentaram melhores resultados que os aços DP em taxas intermediárias de deformação. Outro fator analisado por Huh *et al.* (2008) foi a influência da pré-deformação de 5% e 10% aplicadas às amostras. Nesta condição, os resultados apontaram para uma variação nas propriedades mecânicas dos materiais para taxas de deformações acima de $1s^{-1}$, de maneira que a tensão máxima e a tensão de escoamento aumentaram devido à pré-deformação utilizada.

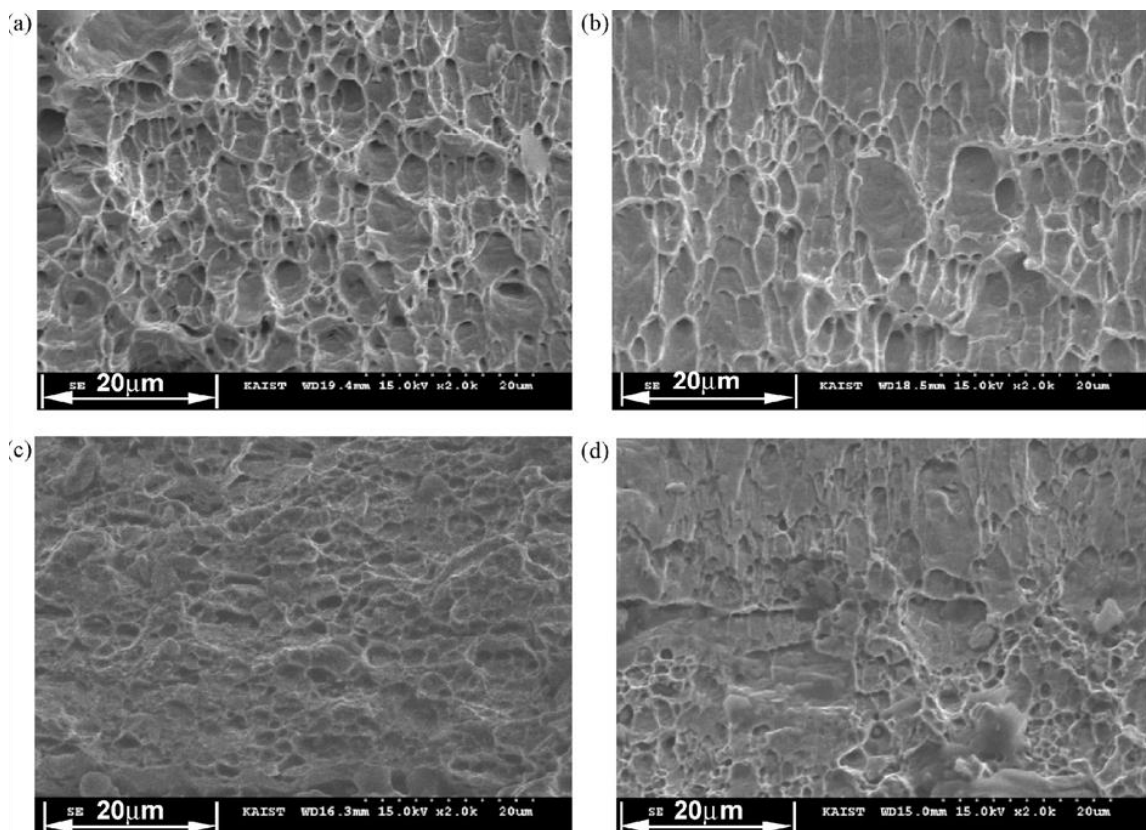


Figura 2.33. Fractografia do aço CQ em (a) baixa taxa de deformação e (b) alta taxa de deformação e do aço DP590 em (c) baixa taxa de deformação e (d) alta taxa de deformação – Kim *et al.*, 2011.

Quanto à análise da fratura, figura 2.34, Huh *et al.* (2008) concluíram que, em ambos os materiais utilizados, a região fraturada caracterizou-se essencialmente pela presença de “dimples”, ou seja, essencialmente dúctil. Uma observação importante feita pelo autor foi que, para taxas de deformação de $200s^{-1}$, os “dimples”

formados foram maiores e mais profundos quando comparados aos “dimples” formados para baixas taxas de deformações. Desta forma, o autor conclui que a ductilidade do material pode ser comprometida com o aumento da taxa de deformação.

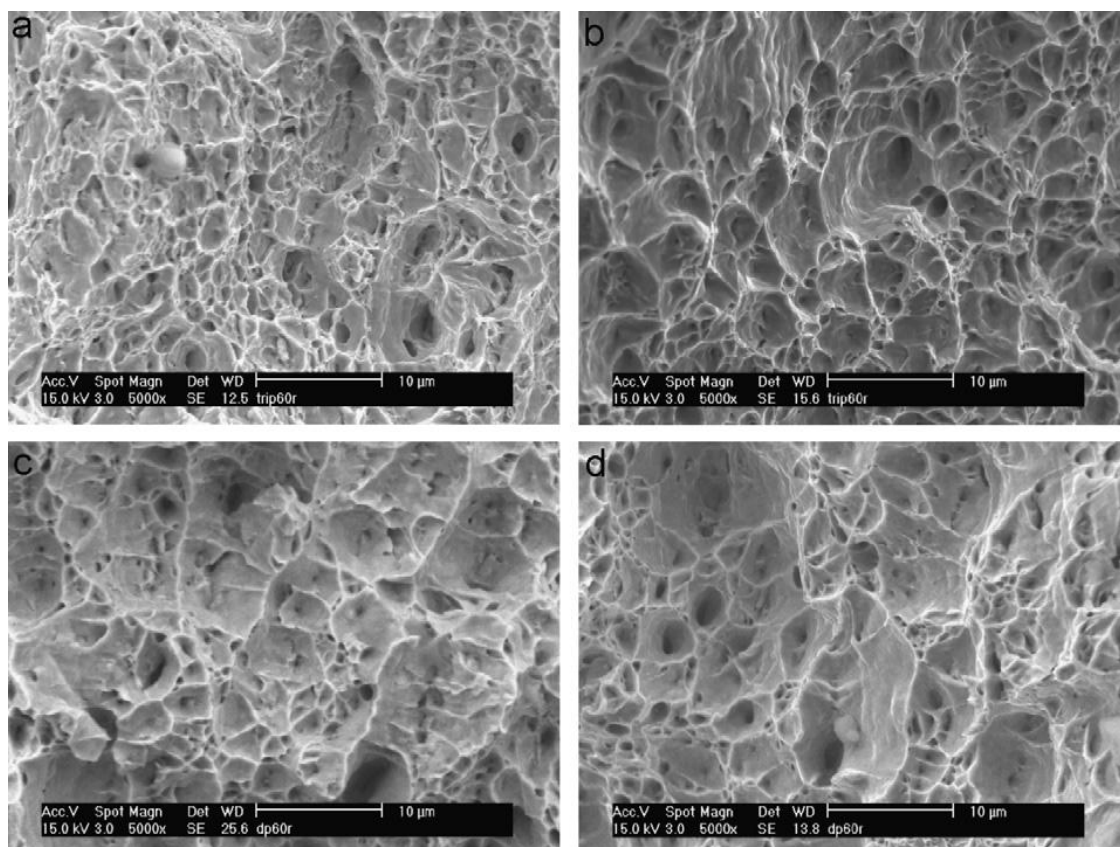


Figura 2.34. Fractografia da superfície do aço TRIP600 e DP600 em (a) TRIP600 – taxa de deformação $0,003s^{-1}$, (b) TRIP600 – taxa de deformação $200s^{-1}$, (c) DP600 – taxa de deformação $0,003s^{-1}$ e (d) DP600 – taxa de deformação $200s^{-1}$ – Huh *et al.*, 2008.

Algo importante a ser observado, é que trabalhos publicados recentemente tem como foco principal o desenvolvimento de modelos numéricos que simulem de forma mais precisa o momento de início e evolução da fratura, até a ruptura final de aços de alta resistência, como nas pesquisas feitas por Uthaisangsuk *et al.* (2011) e Bettaieb *et al.* (2011). Uthaisangsuk *et al.* (2011) utilizaram em seu trabalho os aços TRIP600 e DP600, realizando ensaios práticos para caracterização dos aços e, posteriormente, desenvolvendo um modelo computacional para investigação da

fratura dos materiais. Informações importantes sobre os aços utilizados podem ser obtidas deste trabalho.

Quanto às características da fratura do aço DP600, Uthaisangasuk *et al.* (2011) afirma que, quanto maiores as ilhas de martensita dispersas na matriz ferrítica, menor será o alongamento do material até a fratura. Outro aspecto importante observado pelo autor diz respeito às características da martensita que, se estiver na forma de fibras finas ou pequenos glóbulos ao longo dos contornos da ferrita, o material tende a apresentar maior alongamento até a fratura. Segundo Uthaisangasuk *et al.* (2011), a fratura do material ocorre com o início da clivagem na martensita, ainda em pequenos níveis de deformações, e a nucleação e coalescência de vazios na interface entre a matriz ferrítica e as ilhas de martensita.

O trabalho de Bettaieb *et al.* (2011) se concentrou no desenvolvimento de um modelo numérico mais sofisticado para análise da evolução da fratura em aços DP, baseando-se principalmente na anisotropia e no coeficiente de encruamento do aço.

Nota-se, porém, que a validação dos diversos modelos numéricos utilizados na simulação de processos de estampagem por elementos finitos é feita pela equivalência com resultados obtidos experimentalmente, como nos trabalhos de Li *et al.* (2010), Wang *et al.* (2011) e Wagoner *et al.* (2011). Apesar destes autores focarem sua análise principalmente em modelos numéricos para a simulação de processos de estampagem, importantes constatações podem ser feitas quanto a análise e previsão da fratura do material. Outro aspecto relevante é a utilização de aços avançados de alta resistência nestes estudos.

Wang *et al.* (2011) desenvolveram um estudo para a determinação de um limite crítico de diâmetro (LDR) de “blanks” para estampagem. Entre os aços analisados, encontram-se o DP600, DP800 e DP1000. Ficou estabelecido uma comparação entre as amostras ensaiadas e uma classificação de fratura: denominadas por estrição e por cisalhamento.

Segundo Wang *et al.* (2011) o limite crítico de diâmetro para os corpos de prova de estampagem corresponde a um indicador da conformabilidade do material, a partir do qual se conhece o diâmetro máximo da amostra que pode ser seguramente estampada em um copo sem flange. Uma importante constatação feita por Wang *et al.* (2011) foi a observação de que, para os aços DP, de maior

resistência mecânica, a fratura começa no estágio inicial do embutimento, onde pode-se perceber uma estrição bastante limitada. Neste caso percebeu-se uma estrição latitudinal para o aço DP600, enquanto que para os aços DP800 e DP1000, constatou-se uma estrição latitudinal e longitudinal. Desta forma, o autor classifica o modo de fratura dos aços DP ensaiados como cisalhamento com uma limitada estrição localizada.

A análise do modo de fratura por cisalhamento em operações de estampagem torna-se essencial, para que se conheça as reais condições de conformabilidade de aços de alta resistência, como reportado por Li *et al.* (2010) e Wagoner *et al.* (2011).

Segundo Li *et al.* (2010), a estrição localizada corresponde ao modo de fratura predominante nas chapas de aços utilizadas na indústria, de maneira que inúmeras ferramentas analíticas e numéricas foram desenvolvidas para a sua previsão. Com o surgimento dos aços avançados de alta resistência, com menor ductilidade, o modo de fratura do material passou a caracterizar-se por cisalhamento o que, de acordo com Li *et al.* (2010), não é previsto pelo modelo da curva limite de conformação (CLC). Para a solução desta condição de fratura, o autor trabalha com um modelo 3D de Mohr-Coulomb Modificado, desenvolvido recentemente para análise da fratura dúctil em chapas de aço.

Sendo assim, Li *et al.* (2010) realizaram a simulação de processos de estampagem por elementos finitos em três condições específicas: com um punção quadrado e a direção de laminação da chapa alinhada a 0° com o punção, com o mesmo punção quadrado, porém, com a direção de laminação da chapa a 45° com o punção e com um modelo de punção cilíndrico, similar ao modelo de Marciniak e Kuczynski (1967). Os resultados da simulação foram validados pela comparação com os resultados experimentais obtidos nas mesmas condições descritas, onde pode-se perceber, em regiões específicas das amostras, a fratura produzida por cisalhamento.

A conclusão de Li *et al.* (2010) ao final do trabalho é que o modelo de curva limite de conformação realmente não permite a solução de problemas em regiões do material onde a fratura ocorre por cisalhamento, em decorrência do dobramento ocasionado durante o embutimento, sendo esta uma característica importante da conformação de aços avançados de alta resistência.

De acordo com a constatação de Li *et al.* (2010), Wagoner *et al.* (2011) desenvolveram um estudo com o intuito de melhor compreender a origem da fratura por cisalhamento e prever a sua ocorrência com maior precisão. Para isso elaborou um modelo de ensaio de dobramento e realizou a simulação do processo por elementos finitos fazendo uso de um modelo de elemento termo-mecânico para a previsão da fratura nos aços DP590, DP780 e DP980.

As velocidades de ensaio V_1 e V_2 , correspondem às velocidades constantes da chapa metálica após o dobramento e a velocidade de escoamento do material antes de sofrer o dobramento, respectivamente. Wagoner *et al.* (2011) estabeleceram uma relação fixa entre essas velocidades, V_2/V_1 .

Segundo Wagoner *et al.* (2011), o controle das velocidades V_1 e V_2 implica num movimento uniforme da amostra ao longo da sua direção de movimentação sobre o raio da ferramenta, de maneira que a fratura deve sempre ocorrer na região após o dobramento, o que não é garantido para uma força resistiva pré estabelecida.

Wagoner *et al.* (2011) mostram ainda três tipos de trincas observadas nos experimentos. A trinca do tipo 1, que ocorre no raio de dobra da ferramenta sob uma condição de tração, a trinca do tipo 2, no ponto de desdobramento do material, onde ocorre uma fragilização após a deformação plástica e a trinca do tipo 3 na região já desdobrada da chapa, onde se caracteriza a fratura por cisalhamento.

De acordo com Wagoner *et al.* (2011), a trinca do tipo 3 é ocasionada devido a uma estricção localizada originada pela tensão trativa sofrida pelo material no dobramento. Há a possibilidade também deste tipo de fratura ocorrer devido a um estado de tensão e deformação que leve a uma fragilização do material durante a dobra. A trinca do tipo 2, deve-se ao material estar sob uma condição aproximada de tensão uniaxial, conforme se afasta do raio de dobra, e a perda de resistência sofrida pela chapa devido ao aquecimento induzido pela deformação e ao afinamento sofrido durante a dobra. Segundo o autor, o aquecimento induzido por deformação tem grande influência na ocorrência da fratura por cisalhamento, devido ao elevado nível de energia dissipada e a sensibilidade do material ao encruamento, para um aumento de temperatura na ordem de 75°C. A trinca do tipo 2 é favorecida quando se tem valores elevados para a relação V_2/V_1 . A trinca do tipo 1 ocorre quando se ultrapassa o limite de resistência do material durante o dobramento.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Introdução

O objetivo deste estudo é analisar o tipo de fratura em chapas de aço DP600 quando submetidos a estados de tensões uniaxial, biaxial e plano de deformação, através de ensaios de tração e estampagem utilizando punções cilíndrico e hemisférico.

Foi necessária uma análise prévia do material a ser utilizado nos ensaios. Iniciando com uma análise microestrutural em MEV, para identificação e quantificação das fases presentes no aço; realização de uma análise química, para verificação da composição química das chapas a serem utilizadas; e de ensaios de tração, para caracterização das propriedades mecânicas e parâmetros de estampabilidade do material, bem como avaliação do estado de tensão uniaxial.

Conhecido o material base de estudo, foram realizados os ensaios de estampagem Nakazima, realizados inicialmente pelo método tradicional, com punção hemisférico, para obtenção do DLC e CLC da chapa metálica e análise do estado de tensão biaxial e posteriormente com punção cilíndrico, modelo de Marciniak, para análise do estado plano de deformação. Analisando a dispersão das deformações para gerar o DLC é possível localizar quais corpos de prova encontram-se na região do estado plano de deformação e uniaxial, sendo estes corpos de prova também analisados.

Por fim, foram analisadas no MEV as regiões fraturadas dos corpos de prova a fim de identificar o tipo de fratura gerado em cada diferente estado de tensão.

3.2 Material utilizado

Uma boa conformabilidade é caracterizada por baixos valores de tensão de escoamento e altos valores de alongamento, coeficientes de anisotropia normal e encruamento. Tendências na indústria automotiva como redução de massa e economia de energia levam ao uso de aços de alta resistência com novo conceito.

Foram utilizadas chapas de aço DP600, com 2,1mm de espessura, produzido e fornecido pela Usiminas-MG, que tem como principais características, segundo a norma DIN EN 10338: tensão de escoamento de 340 a 420MPa, limite mínimo de resistência a tração de 600MPa e alongamento mínimo de 20%.

Aços AHSS são alvo de vários estudos nos últimos tempos, em especial o DP. Pode-se citar alguns estudos que utilizaram o aço DP600 em seus trabalhos, como DeArdo (2008), Huh *et al.* (2008), Curtze (2009), Cora (2009), Altan *et al.* (2010), Farabi *et al.* (2010), Uthaisangsuk *et al.* (2011), Bettaieb *et al.* (2011), Wang *et al.* (2011), Wagoner *et al.* (2011), Kim *et al.* (2011), entre tantos outros.

3.3 Ensaios para caracterização do material

3.3.1 Análise química

Para se conhecer a real composição química do lote de material recebido e comparar com a fornecida pelo fabricante e também com outros trabalhos, foi realizado um ensaio de análise química na empresa SpectroScan. O instrumento utilizado foi um espectômetro de emissão óptica, da marca ARL - Metal Analyser.

Esse equipamento utiliza como fonte de excitação uma centelha de alta energia, que é criada numa fenda entre um eletrodo e a amostra do material a ser analisada. A centelha gera uma emissão da radiação provinda da excitação superficial da amostra, com ondas características da composição elementar. O espectro da radiação é então separado por um conjunto de prismas e lentes, em linhas distintas, de forma que a intensidade de cada linha será medida. Estas medidas são precisamente convertidas em valores de concentração, sendo estes os resultados percentuais de cada elemento presente na amostra.

3.3.2 Ensaio metalográfico

As análises metalográficas foram realizadas no Laboratório de Materiais, no Departamento de Engenharia Mecânica da UFPR.

A preparação do corpo de prova seguiu o procedimento padrão de ensaio, partindo do embutimento da amostra da chapa em baquelite, sob condições controladas de pressão e temperatura; lixamento, utilizando-se quatro tipos de lixas com diferentes granulações; polimento e ataque químico, onde a amostra é imersa por alguns segundos em nital (solução de ácido nítrico e álcool), Colpaert (2008).

Finalizado o ataque químico, encaminha-se a amostra ao MEV, onde observa-se então a sua microestrutura.

Esta análise foi realizada com o objetivo de identificar as fases presentes no aço DP600, para posteriormente, através da análise de imagem, quantificar as fases.

3.3.3 Ensaio de tração

O dimensionamento e o formato adotados para os corpos de prova foram tomados a partir das normas ABNT NBR 6673, ASTM E 646 e DIN EN 10 002-1 que descrevem o ensaio. Desta forma convencionou-se a utilização dos corpos de prova com formato “gravata”, figura 3.1, considerado ideal para o ensaio, com suas dimensões estabelecidas de forma a atender as três normas indicadas. Isto foi possível, uma vez que nenhuma das três normas estabelece medidas exatas para os corpos de prova e sim dimensões mínimas e máximas dentro das quais os corpos de prova atendem às exigências de ensaio.

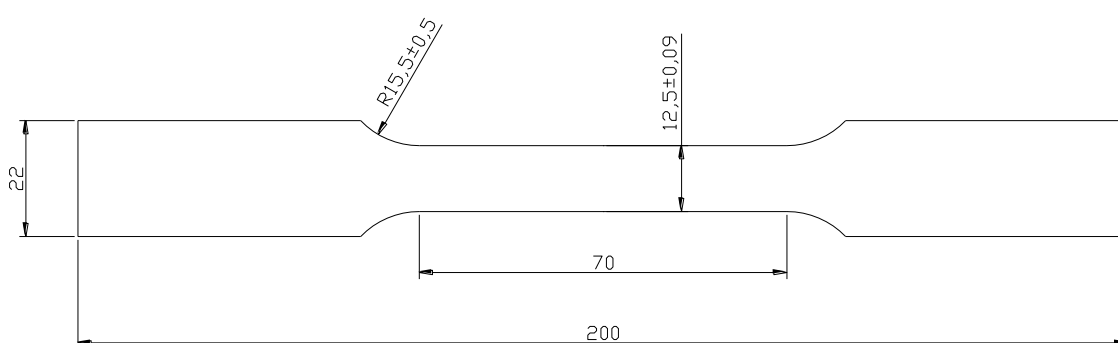


Figura 3.1. Desenho do corpo de prova para o ensaio de tração.

Os corpos de prova foram estampados (recortados) no Laboratório de Conformação Mecânica da UFPR, em uma matriz desenvolvida especialmente para confecção destas amostras, passando em seguida por uma operação de fresamento

da seção lateral (na região útil), com o propósito de reduzir a incidência de sulcos ou rebarbas que podem acarretar pontos de concentração de tensão e mascarar os resultados obtidos. Os corpos de prova foram extraídos formando ângulos de 0°, 45° e 90° em relação à direção de laminação.

Ao todo foram produzidos dez corpos de prova para cada direção de laminação das chapas de aço, conforme a tabela 3.1, (cinco para determinar o fator de anisotropia e o coeficiente de encruamento e cinco para a obtenção do limite de resistência). Desta forma, foi preparado um total de trinta corpos de prova. O número de corpos de prova depende do número de ensaios, podendo variar de três a cinco para cada direção de laminação, conforme previsto pelas normas técnicas citadas anteriormente para o ensaio de tração.

Tabela 3.1. Quantidade de corpos de prova necessários no ensaio de tração para levantamento das propriedades n , R , LR , LE , AI .

Aço	Direção de laminação	Quantidade de CPs para determinar n e R	Quantidade de CPs para determinar LR , LE e AI	Total de CPs para cada direção de laminação
DP600	0°	5	5	10
	45°	5	5	10
	90°	5	5	10
Total de corpos de prova				30

A máquina de tração é da marca EMIC, com capacidade de 10 toneladas e está alocada no Laboratório de Materiais, no Departamento de Engenharia Mecânica da UFPR.

Para realização dos testes, seleciona-se inicialmente o programa para determinação do fator de anisotropia e encruamento. Em seguida toma-se um dos corpos de prova recortado a 0° da direção de laminação, no qual mede-se os valores da espessura e da largura da região útil, acopla-se o extensômetro, entra com os dados pedidos pelo programa (espessura inicial, largura inicial, comprimento útil e direção de laminação). Para determinar os coeficientes de anisotropia e encruamento o corpo de prova foi deformado até um percentual de 18% do seu comprimento útil.

Foram determinados os valores do fator de anisotropia R e coeficiente de encruamento n , além do limite de resistência, alongamento e tensão de escoamento do aço. Estes dados auxiliam na avaliação das características de estampabilidade

das chapas, servindo de parâmetro para análise das condições do material em relação ao grau de conformabilidade ao qual será submetido durante o processo de fabricação do componente.

Retirado o corpo de prova da máquina, mediu-se novamente os valores da espessura e da largura da região útil, estes agora tomados como valores finais, após a deformação do corpo de prova. Desta forma determina-se o valor da anisotropia R_{0° para aquele corpo de prova, retirado a 0° da direção de laminação.

Para os ensaios seguintes apenas repete-se o procedimento descrito anteriormente, sendo que foram realizados outros quatro testes com corpos de prova a 0° da direção de laminação. Realiza-se ainda mais cinco testes para os corpos de prova a 45° e 90° da direção de laminação, totalizando quinze ensaios.

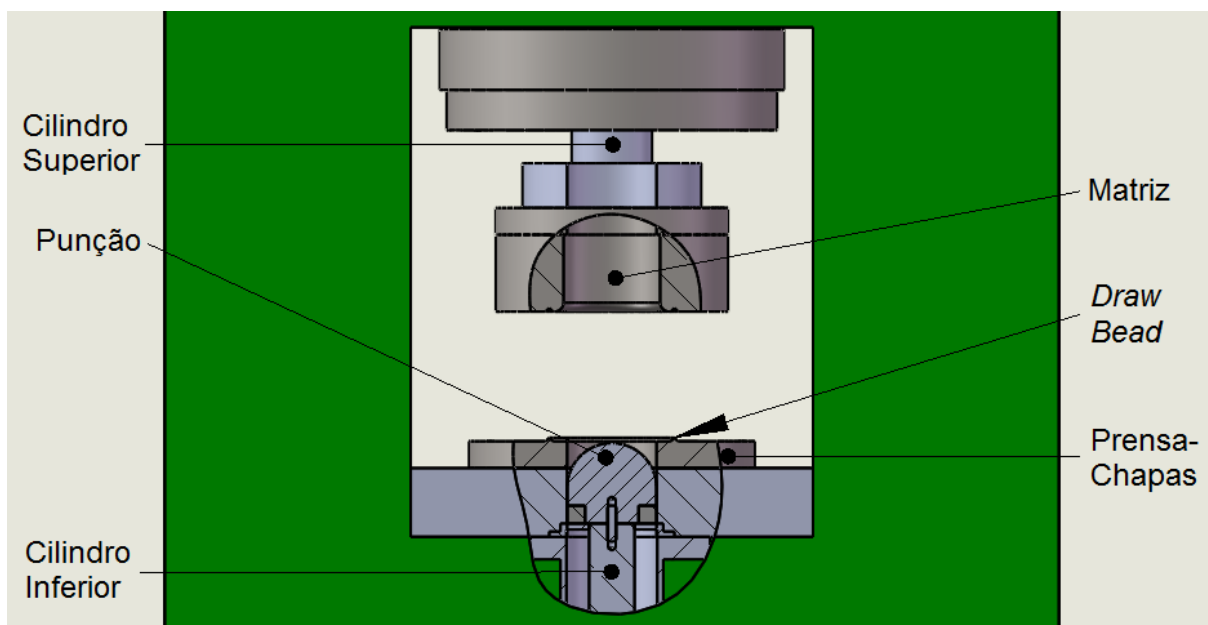
Com o resultado, determina-se ainda o valor médio da anisotropia para cada direção, caracterizada por R_{0° , R_{45° e R_{90° (fator de anisotropia médio a 0° , 45° e 90° , respectivamente), além da média \bar{R} e da tendência ao orelhamento ΔR .

Utilizando os mesmos dados do ensaio anterior realizou-se o cálculo do coeficiente de encruamento, apenas selecionado o programa correspondente a este ensaio.

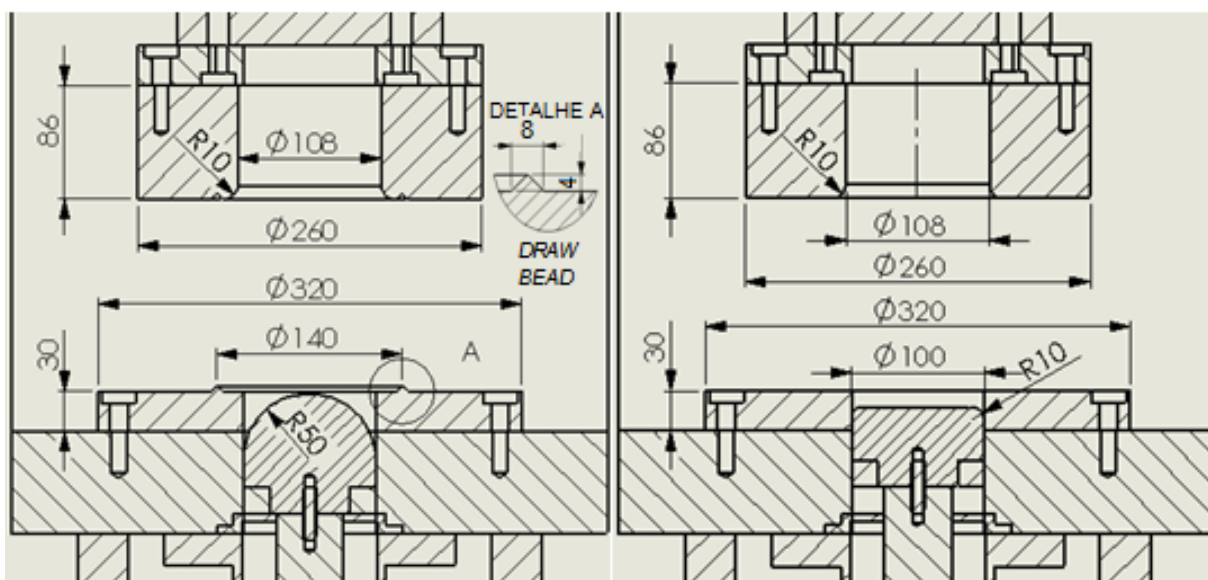
A seguir realizou-se os testes para obtenção dos limites de resistência e escoamento e alongamento do aço DP600. Utilizou-se cinco corpos de prova para cada direção de laminação, os quais foram tracionados até sua ruptura.

3.3.4 Ensaio de estampagem Nakazima

A ferramenta de ensaio, mostrada na figura 3.2, pertence ao Laboratório de Conformação Mecânica da UFPR, projetada e construída de forma a ser utilizada em diversos trabalhos de pesquisa de mestrado, como o de Srour (2002), Chemin Filho (2004), Tigrinho (2005) e Santos (2006). A ferramenta foi adaptada para esse novo estudo, com duplo acionamento dos cilindros, permitindo o total controle das cargas aplicadas no prensa-chapas e no punção durante a estampagem, além da variação das geometrias do punção e da matriz.



(a)



(b)

(c)

Figura 3.2. Ferramenta utilizada nos ensaios de estampagem, em (a) detalhe das principais partes da ferramenta de estampagem, (b) desenho mecânico da ferramenta para Ensaio Nakazima – punção hemisférico, prensa-chapas e matriz com “draw bead” e (c) desenho mecânico da ferramenta com punção cilíndrico, prensa-chapas e matriz sem “draw bead”.

A ferramenta de ensaio Nakazima tem a seguinte configuração:

- Cilindro superior: tem a função de deslocar a matriz de encontro ao prensa-chapas e regular a carga que será aplicada no mesmo, capacidade de $145 \times 10^3 \text{ kgf}$;

- Cilindro inferior: tem a função de deslocamento do punção com velocidade constante e controlada, capacidade de estampagem de $52 \times 10^3 \text{kgf}$;
- Inserto: Possui o mesmo diâmetro do punção e está acoplado no cilindro inferior. Serve para aumentar o comprimento útil da ferramenta, ou seja, garante desta forma que o punção terá comprimento suficiente para ultrapassar a espessura do prensa-chapas e estampar o material até sua ruptura;
- Suporte da matriz: sua função é fixar a matriz ao êmbolo da prensa;
- Punção: responsável direto pela deformação do material. Com duas geometrias, conforme figura 3.4, hemisférico com raio de 50mm utilizado para determinar a CLC e também obter o estado biaxial de tensão e cilíndrico com diâmetro de 100mm e raio de ponta de 10mm para obter o estado plano de deformação;
- Matriz: Diâmetro interno de 108mm e raio de 10mm (ombro da matriz), atua de maneira tal que a chapa será empurrada pelo punção para dentro da sua cavidade central, servindo como uma espécie de “forma” que delimita o diâmetro externo do copo embutido. Com duas configurações, com e sem “*draw bead*”;
- Prensa-chapas: Diâmetro interno de 100mm, será o responsável por posicionar e prender a chapa que será ensaiada, de forma que esta fique devidamente alinhada com o equipamento. Sua função é regular o fluxo da chapa (sem “*draw bead*”) ou evitar o fluxo (com “*draw bead*”) para dentro da matriz sob o efeito do punção;
- “*Draw deab*”: Também conhecido como cordão esticador, responsável pela fixação da chapa, para que a mesma não deslize para dentro da matriz.

O ensaio Nakazima prevê originalmente um total de dezoito corpos de prova, todos com 200mm de comprimento, porém, com a largura variando de 25mm à 200mm. Esta variação na largura dos corpos de prova é o fator determinante para a obtenção desde os modos de deformação por estiramento, quando a largura da amostra for suficiente para a plena atuação do prensa-chapas em todo o contorno do copo estampado, passando pelo estado plano de deformação, até embutimento profundo, quando a chapa é mais estreita, de forma que uma porção lateral do corpo de prova não fica presa pelo prensa-chapas.

Para determinar a CLC, segundo o método tradicional de ensaio, foram utilizados oito corpos de prova, quantidade considerada suficiente para o propósito esperado. Os corpos de prova com entalhe foram cortados a laser, (estes corpos de

provas mais estreitas tendem a romper próximos ao raio da matriz, pela ação do “draw bead”, por isso foram preparados com entalhe), enquanto que os demais foram cortados na guilhotina. A figura 3.3 mostra o desenho destas amostras.

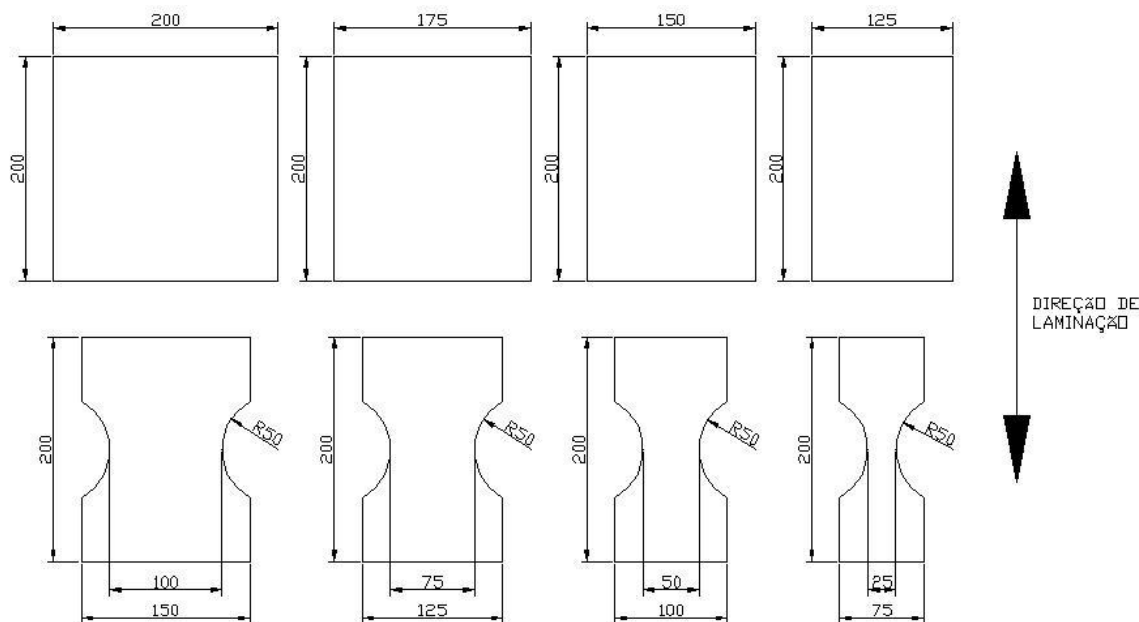


Figura 3.3. Desenho dos corpos de prova utilizados no ensaio de estampagem Nakazima para o levantamento da CLC.

Ao todo foram confeccionados quarenta corpos de prova para determinação da CLC, conforme a tabela 3.2. Cinco corpos de prova para cada dimensão, variando de 25x200mm até 200x200mm.

Tabela 3.2. Quantidade de corpos de prova necessários para o ensaio de estampagem.

Dimensões dos corpos de prova (mm)	Quantidade de corpos de prova	Carga aplicada no prensa-chapas	Finalidade dos corpos de prova
25 x 200	5		Determinação da CLC
50 x 200	5		
75 x 200	5		
100 x 200	5	220MPa	
125 x 200	5	$130 \times 10^3 \text{ kgf}$	
150 x 200	5	<i>draw bead</i>	
175 x 200	5		
200 x 200	5		
Total de corpos de prova	40		

Os corpos de prova, passaram ainda pela impressão da malha de círculos na sua superfície, no laboratório de Conformação Mecânica na UFPR. Malha esta destinada à medição da deformação sofrida pelo material após a estampagem.

Foi utilizado o processo eletrolítico para gravação da malha nos corpos de prova, seguindo a sequência (Schaeffer, 2008):

- Limpeza dos corpos de prova, para garantir a ausência de sujeira e/ou gordura na superfície, evitando o desprendimento da malha durante o ensaio;
- Os corpos de prova são colocados sobre uma chapa metálica de sacrifício, onde é ligado o pólo negativo do gerador de energia. Sobre os corpos de prova é colocada uma tela semi-permeável de Stencil, com a geometria da malha a ser gravada;
- Sobre a tela é colocado um feltro embebido em solução com eletrólito;
- O gerador de energia é regulado;
- Passa-se um rolo de material inoxidável (ligado ao outro pólo do gerador) sobre o feltro, fazendo circular corrente elétrica entre o rolo e a chapa, provocando o ataque químico dos corpos de prova. Foi feita uma sequência de seis passes (três de ida e três de volta) para a perfeita marcação;
- Em seguida aplica-se uma solução neutralizadora nos corpos de prova para cessar o ataque químico.

Apesar de Keeler (1968) e Hosford *et al.* (1993) proporem uma malha de diâmetro 1/10 de polegada (2,54mm), a impressão da malha de círculos foi feita com diâmetro de 4,2mm. Para tanto, Marcondes (2002) realizou ensaios nas mesmas circunstâncias deste trabalho e obteve as deformações de um aço que concordou com a CLC fornecida pelo fabricante deste material. Isto demonstra que os diâmetros da malha utilizados neste trabalho não interferiram de forma significativa nos resultados, além de validar o ensaio aqui proposto.

Realiza-se então a montagem e regulagem dos dispositivos de controle e aquisição dos dados, sendo estes duas válvulas de controle de fluxo, um sensor de deslocamento, dois manômetros e um CLP (controlador lógico programável).

São duas válvulas reguladoras de fluxos, uma permite o controle da velocidade de acionamento da matriz de encontro ao prensa chapa e outra que controla a velocidade do punção (60mm/min), mesma velocidade utilizada em outros

trabalhos, como o de Uthaisangsuk *et al.* (2011), de forma que a ruptura do corpo de prova não exceda um patamar que comprometa os resultados. Ou seja, a válvula permite que, com esta velocidade do punção, os corpos de prova não se rompam por completo, de forma a apresentar uma leve trinca que determina o final do ensaio.

Os dois manômetros por sua vez fornecem o valor da carga aplicada no prensa chapa (220MPa, 130×10^3 kgf) e a leitura da carga exigida para a deformação do material (resistência da chapa metálica). Este último interligado ao CLP, permite a percepção prévia do instante de ruptura do aço. Isto é percebido quando, durante a estampagem, a carga para de aumentar devido ao material sofrer estricção (relaxamento de tensões do material), fenômeno este que ocorre num último instante antes da ruptura. A resistência do material corresponde ao máximo valor da carga indicada no manômetro até a estricção e ao mesmo tempo captada pelo CLP.

O sensor de deslocamento acoplado em uma haste na parte de baixo do cilindro inferior, interligado ao CLP permite a leitura do percurso do punção, que corresponde à altura máxima do copo formado no corpo de prova, medido do instante em que o punção encosta na chapa metálica até o instante de sua ruptura.

A função do CLP é registrar o deslocamento do punção em função da carga requerida para a estampagem do corpo de prova, até o momento da ruptura.

Após o processo de estampagem, os corpos de prova, que possuíam uma malha de círculos uniforme, deformaram-se até o instante da ruptura. Os círculos inicialmente com 4,2mm de diâmetro, tomaram o formato de círculos e/ou elipses após a deformação, sendo que o alongamento foi maior nos pontos de maior deformação do material.

Após deformados, os corpos de prova foram medidos em um gabarito plástico flexível e transparente, com resolução de 0,1mm, onde são tomados os valores do eixo maior e menor das elipses formadas pela deformação do material.

Todo o processo de medição das deformações sempre foi realizado no lado oposto à fratura, medindo as deformações maior e menor na mesma latitude e nas faixas imediatamente superior e inferior à linha fraturada.

A partir dos valores do eixo maior e menor de cada elipse medida, são então calculadas as deformações convencionais e_1 e e_2 . Com esses valores, calcula-se os valores das deformações verdadeiras ϵ_1 e ϵ_2 , para determinação da CLC.

3.4 Ensaios para análises da fratura

3.4.1 Ensaios de tração e estampagem

Os ensaios iniciais de tração, vistos no capítulo 3.3.3, foram realizados para determinar as propriedades mecânicas do aço. Esses mesmos ensaios serviram para analisar o estado de tensão uniaxial presente, quando os corpos de prova foram tracionados até a ruptura.

A primeira etapa dos ensaios de estampagem, vistos no capítulo 3.3.4, serviram para determinar o DLC e a CLC, com punção hemisférico de 50mm de raio. Já a segunda etapa dos ensaios visam obter os estados de tensão biaxial e plano de deformação aos quais estarão submetidos as chapas estampadas, e assim como no estado uniaxial de tensão (ensaio de tração) verificar o tipo de fratura presente no material. Também foram analisados os corpos de prova de 75x200mm e 125x200mm estampados com punção hemisférico, pois através destes é possível obter os estados de tensão uniaxial e plano de deformação, respectivamente.

Foram ensaiados cinco corpos de prova para cada estado de tensão, conforme tabela 3.3. Além do punção hemisférico P1 (modelo de ensaio Nakazima), já ensaiado anteriormente, para determinar a CLC e agora obter o estado biaxial de tensão e também uniaxial e plano de deformação, foi utilizado o punção cilíndrico P2 (modelo de ensaio Marciniak), para obter o estado plano de deformação.

O punção hemisférico P1 (figura 3.4) utilizando o corpo de prova de 200x200mm e total restrição ao fluxo do material, pela ação do “*draw bead*”, com uma carga de 130×10^3 kgf aplicada no prensa chapa, obterá o modo de deformação por estiramento, sendo possível avaliar o estado de tensão biaxial, através da fratura que ocorre próxima ao pólo do corpo de prova.

Ainda utilizando o punção P1, aplicando a mesma carga no prensa chapa (130×10^3 kgf), só que com corpos de prova mais estreitos (75x200 e 125x200mm), escolhidos através do DLC, é possível obter também os estados de tensão uniaxial e plano de deformação.

O punção cilíndrico P2 (figura 3.4) utilizando o corpo de prova com $\varnothing 200$ mm e permitindo o fluxo do material sem ação do “*draw bead*”, aplicando uma carga de

$35 \times 10^3 \text{ kgf}$ no prensa chapa, obterá o modo de deformação por embutimento profundo, e através da fratura no raio deste corpo de prova será possível avaliar o estado plano de deformação.

Tabela 3.3. Corpos de prova de tração e estampagem ensaiados até a ruptura.

Material	Estado	Ensaio	Condições de ensaio	Prensa-chapa (kgf)	Quantidade de CPs	Finalidade
Aço DP600	Uniaxial de tensão	Tração	Padrão ABNT NBR 6673	x	5	- Obter os estados de tensão
		Estampagem	CP 75x200mm, Punção hemisférico	130×10^3 draw bead	5	
	Plano de Deformação	Estampagem	CP 200x200mm, Punção hemisférico	130×10^3 draw bead	5	- Verificar no MEV o tipo de fratura
		Estampagem	CP $\varnothing 200$ mm, Punção cilíndrico	35×10^3	5	
		Estampagem	CP 125x200mm, Punção hemisférico	130×10^3 draw bead	5	

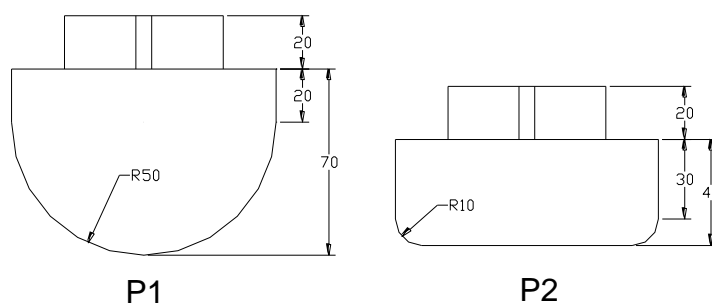


Figura 3.4. Desenho dos punções mostrando os raios de concordância de cada ferramenta.

O punção é a parte da ferramenta diretamente responsável pela deformação causada na chapa metálica durante o ensaio, uma vez que atua diretamente (num movimento vertical ascendente) sobre a amostra. Desta forma, a realização de sucessivos ensaios, substituindo o modelo de punção, P1 e P2, tende a promover uma deformação diferenciada no material, não apenas em termos do formato do “copo” estampado, mas pela própria distribuição das deformações ao longo do corpo de prova e pelos níveis de estampabilidade atingidos, Chemin Filho (2004).

Após os ensaios de tração e estampagem as amostras foram submetidas a análise de fractografia, para avaliar o tipo de fratura presente no material, conforme o estado de tensão proposto.

3.4.2 Fractografia

As fractografias foram obtidas no microscópio eletrônico de varredura JEOL, modelo JSM 6360-LV instalado no Centro de Microscopia Eletrônica da UFPR.

A técnica de microscopia eletrônica permite o mapeamento de superfícies em altas magnificações. O princípio de funcionamento consiste na emissão de um feixe de elétrons de um filamento de tungstênio, sob uma diferença de potencial que pode variar de 0,5 à 30kV. Essa diferença de potencial acelera os elétrons (primários) até a superfície das amostras, e como resultado da interação do feixe com a amostra ocorre concomitantemente uma série de fenômenos, como por exemplo, a emissão de elétrons secundários, elétrons Auger, elétrons retroespalhados, emissão de raios-X característicos e luminescência, sendo que todos esses sinais são captados com detectores específicos. Desta forma, micrografias da superfície, composição e cristalografia da amostra podem ser determinadas.

O feixe de elétrons proveniente do filamento é convergido por um conjunto de lentes magnéticas para uma pequena área ou microvolume da amostra. O feixe varre a amostra lateralmente por meio das bobinas de deflexão ou varredura e um detector registra os elétrons secundários. Esses elétrons possuem energia inferior a 30kV e são provenientes de uma camada de 50nm da superfície da amostra, possibilitando a formação da imagem.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Análise química

A análise química do material possibilitou a verificação da real composição química da amostra fornecida para os ensaios, bem como sua comparação com a especificação fornecida pelo fabricante do aço e também de autores que realizaram trabalhos com o aço DP600.

A tabela 4.1 mostra tanto a composição química mássica percentual prevista para o material segundo o fabricante e a norma DIN EN 10338, quanto o resultado do ensaio de análise química realizado em uma amostra do material utilizado neste trabalho, como também de pesquisas realizadas por Kim *et al.* (2011), Uthaisangasuk *et al.* (2011) e Farabi *et al.* (2010).

Tabela 4.1. Comparativo da composição química do aço DP600, obtida através do ensaio de análise química, norma EN 10338, fornecida pelo fabricante do aço e por outros autores.

Composição química do aço DP600 (partes da massa em %)										
Ensaio de laboratório										
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Nb	Ti	
0,086	0,053	1,739	0,027	0,007	0,031	0,048	0,226	0,028	0,004	
DIN EN 10338 (valores máximos)										
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr + Mo		Nb + Ti	V	B
0,17	0,80	2,20	0,08	0,015	2,00	1,00		0,15	0,20	0,0050
Fornecida pelo fabricante										
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Nb	Ti	V
0,07	0,01	1,66	0,019	0,005	0,043	0,03	0,16	0,015	<0,005	<0,005
(Kim <i>et al.</i>, 2011)										
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Nb	Ti	V
0,092	0,123	1,7	0,016	0,001						
(Uthaisangasuk <i>et al.</i>, 2011)										
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Nb	Ti	V
0,072	0,246	1,58	0,015	0,001	0,031	0,053				
(Farabi <i>et al.</i>, 2010)										
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Nb	Ti	V
0,09	0,36	1,84		0,005	0,05	0,02	0,01			

Entre os valores fornecidos pelo fabricante do aço e os obtidos através de ensaios de laboratório, observa-se pela tabela 4.1, que não houve uma diferença muito significativa nas quantidades dos elementos químicos que compõe o aço DP600 e todos os valores estão de acordo com a norma DIN EN 10338. Se a comparação for estendida aos trabalhos realizados por Kim *et al.* (2011), Uthaisangasuk *et al.* (2011) e Farabi *et al.* (2010) os resultados são similares com os dados fornecidos pelo fabricante do aço e o ensaio de laboratório.

Marra (2008), através da tabela 4.2, demonstra a importância de cada elemento de liga presente na composição dos aços DP, em quantidades compatíveis com a característica desses aços.

Tabela 4.2. Principais elementos de liga presentes nos aços DP, sua razão e influência – Marra, 2008.

Principais elementos de liga presentes nos aços DP		
Elemento	% em peso	Razão / influência da adição
Carbono	0,06 à 0,15%	Estabilizador da austenita
		Endurecedor da martensita
		Determina a distribuição da fases
Manganês	1,5 à 2,5%	Estabilizador da austenita
		Endurecedor da ferrita
		Retarda a formação da ferrita
Cromo e Molibdênio	até 0,40%	Estabilizador da ferrita
		Retarda a formação da perlita e da bainita
Vanádio	até 0,06%	Estabilizador da ferrita
		Endurecedor por precipitação
		Refina a microestrutura
Nióbio	até 0,04%	Estabilizador da ferrita
		Reduz a temperatura Ms
		Refina a microestrutura
Silício	até 1,0%	Abaixa a solubilidade do carbono na ferrita
		Piora a molhabilidade

Como os resultados apresentados na tabela 4.1 foram compatíveis com os limites apresentados para cada elemento da tabela 4.2, pode-se dizer que todas as características do aço DP600 em termos de composição química foram preservadas.

A composição química característica apresentada pelo material confere um certo índice de conformabilidade ao aço DP600 sem que ocorra uma perda em termos de resistência mecânica, como será visto no capítulo 4.3 de acordo com os resultados dos ensaios de tração.

4.2 Análise Metalográfica

Os ensaios metalográficos realizados permitiram identificar as fases presentes no aço DP600. A figura 4.1, mostra as micrografias, realizadas no MEV, da seção longitudinal da chapa submetida ao ensaio, com aumento de 800x em (a) e 3500x em (b).

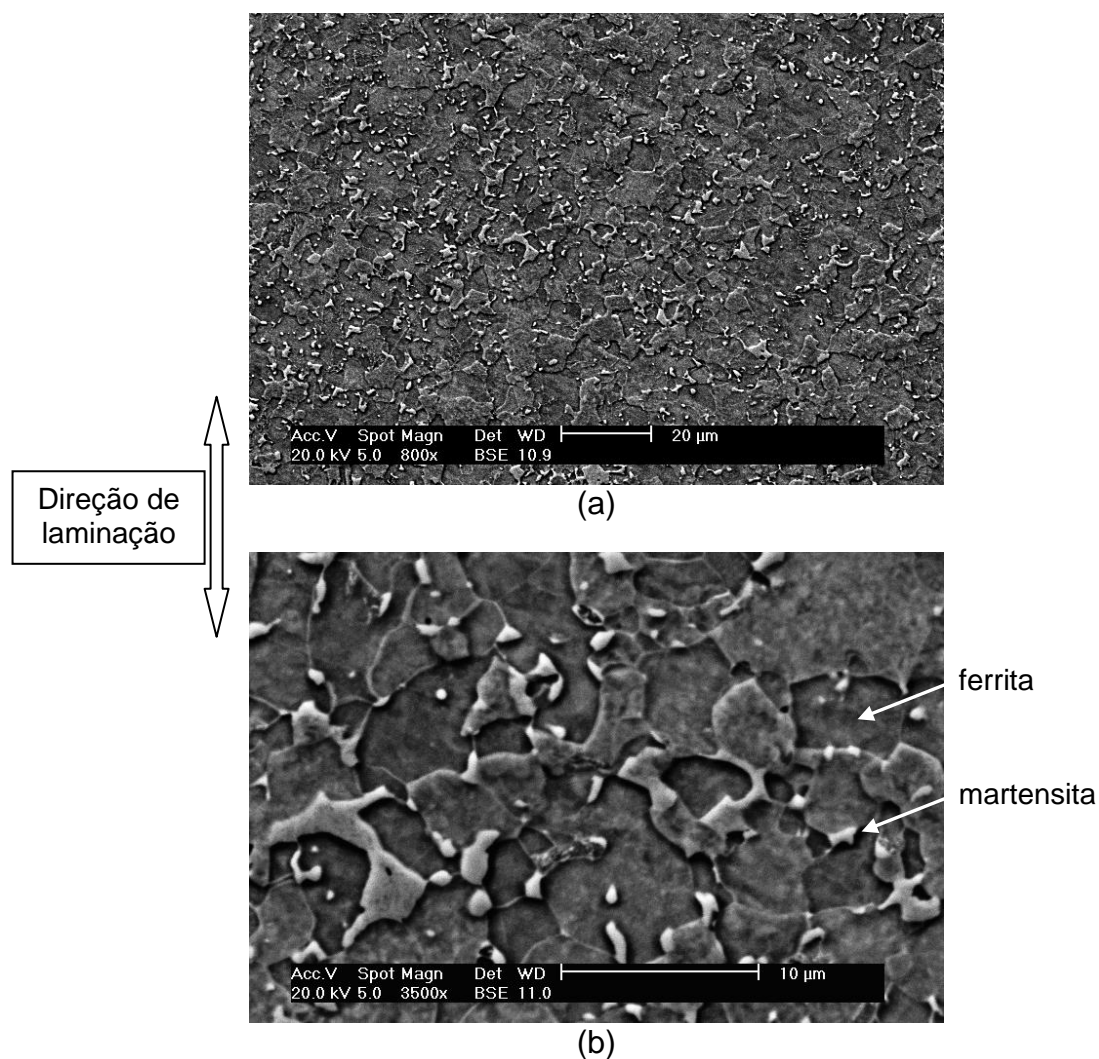


Figura 4.1. Micrografia do aço DP600 com ilhas de martensita em uma matriz ferrítica, em (a) aumento de 800x e (b) 3500x.

As micrografias da figura 4.1 mostram claramente as duas fases presentes no aço DP600. A porção dura do material representada pela fase martensítica na forma de ilhas (região clara), envolta pela matriz ferrítica macia (região escura), ficando de acordo com o trabalho de DeArdo (2008), conforme mostrado na figura 2.12 (a). Outra característica apresentada, é a fase matriz de forma contínua, com pequenos glóbulos de martensita distribuídos de maneira uniforme, dando a esse material excelente ductilidade aliado a um certo nível de resistência.

Uthaisangsuk *et al.* (2011) afirmaram que, quanto maiores as ilhas de martensita dispersas na matriz ferrítica, menor será o alongamento do aço DP600 até a ruptura. Se a martensita estiver na forma de fibras finas ou pequenos glóbulos ao longo dos contornos da ferrita, a tendência é do material apresentar um maior alongamento até a fratura.

Através da análise de imagem, foi possível determinar a quantidade de cada fase presente no material. A ferrita presente em maior proporção, representou 83,5%, enquanto a martensita apareceu na proporção de 16,5%. Quantidades semelhantes como os trabalhos de Bucher e Hamburg (1977) que apresentou 15% de martensita e DeArdo (2008) com 19%.

4.3 Ensaio de tração

Os ensaios de tração, realizados com os corpos de prova retirados formando ângulos de 0°, 45° e 90° em relação à direção de laminação da chapa, forneceram informações relativas às propriedades mecânicas do material, como o limite de resistência (LR), tensão de escoamento (LE) e alongamento (*A*). Estas propriedades caracterizam o material quanto aos seus valores limite em termos de resistência (LR), a tensão máxima atingida ao final da deformação elástica e conseqüente início de deformação plástica (LE) e finalmente o alongamento máximo (*A*) do material até o instante da fratura.

Outros dados calculados ao final dos ensaios de tração foram o fator de anisotropia “*R*” e coeficiente de encruamento “*n*” do material. Estes dois parâmetros caracterizam o material quanto a sua estampabilidade.

Além das propriedades mecânicas e dos parâmetros de estampabilidade do material, o ensaio de tração permitiu ainda uma avaliação do material quanto ao perfil da curva Tensão vs Deformação da chapa metálica.

A tabela 4.3 mostra os resultados referentes às propriedades mecânicas do material obtidas através dos ensaios de tração, em comparação aos valores fornecidos pelo fabricante do aço, da norma DIN EN 10338 e de outros trabalhos realizados com o mesmo material, como o de Huh *et al.* (2008), Kim *et al.* (2011) e Wang *et al.* (2011).

Tabela 4.3. Comparativo das propriedades mecânicas LE, LR e *Al*, do aço DP600, obtidas através dos ensaios de tração, norma EN 10338, fornecidas pelo fabricante do aço e por outros autores.

Propriedades Mecânicas do aço DP600			
Propriedades	LE (MPa)	LR (MPa)	<i>Al</i> (%)
Ensaio de tração	385	602	23,0
Norma EN10338	340 - 420	≥600	≥20
Fornecidas pelo fabricante	385	621	23,9
DP600 (Huh <i>et al.</i> , 2008)	422	632	26,9
DP590 (Kim <i>et al.</i> , 2011)	380	619	28,2
DP600 (Wang <i>et al.</i> , 2011)	412	676	27,0

Os resultados apresentados na tabela 4.3 mostraram que tanto os valores do LR quanto do LE e do *Al*, obtidos pelos ensaios de tração, enquadram-se dentro dos valores fornecidos pelo fabricante do aço, pela norma DIN EN 10338 e apresentados por trabalhos de outros autores. Somente o valor do alongamento de 23,0% obtido nos ensaios de tração apresentou uma diferença mais significativa se comparado ao valor fornecido por outros autores, mas mesmo assim, o resultado ficou próximo ao valor fornecido pelo fabricante que foi de 23,9% e acima do previsto pela norma que é no mínimo de 20%. Isto garante que, em termos de propriedades mecânicas, a amostra de aço a ser utilizada nos testes subsequentes não apresenta nenhuma restrição que possa influenciar nos resultados dos próximos ensaios de laboratório.

Os parâmetros de estampabilidade R e n da chapa, obtidos pelos ensaios de tração, estão apresentados na tabela 4.4. Os valores foram obtidos a partir da realização de cinco ensaios para cada direção de laminação do corpo de prova, através dos quais foi calculada uma média para cada direção, conforme prevê a norma NBR 8164. A tabela 4.4 apresenta, além dos valores médios de R e n para as direções de 0° , 45° e 90° , o valor da anisotropia média (\bar{R}) e da anisotropia planar (ΔR). Resultados que foram comparados aos fornecidos pelo fabricante bem como de outros trabalhos, como Altan *et al.* (2010), Kim *et al.* (2011) e Wang *et al.* (2011).

Tabela 4.4. Parâmetros de estampagem R , n , \bar{R} e ΔR , do aço DP600, obtidos através dos ensaios de tração e fornecidos pelo fabricante do aço e por outros autores.

Parâmetros de estampabilidade do aço DP600									
Parâmetros	\bar{R}	R_{0°	R_{45°	R_{90°	ΔR	$n_{\text{médio}}$	n_{0°	n_{45°	n_{90°
Ensaio de tração	0,94	0,68	1,04	1,00	0,20	0,19	0,19	0,19	0,18
Fabricante do aço	0,84	0,70	1,06	0,70	x	0,18	0,17	0,19	0,17
DP590 (Kim, 2011)	0,98	0,82	1,02	1,08	x	0,22	0,22	0,23	0,22
DP600 (Altan, 2010)	1,01	0,94	1,01	1,08	0,001				
DP600 (Wang, 2011)		1,16	0,67	1,02		0,21			

Os resultados da tabela 4.4 reforçam que o aço DP600 é um material destinado a operações que exigem um certo nível de estampagem, uma vez que o fator R e especialmente o coeficiente n apresentaram valores suficientemente elevados, próximos ou acima de 1,0 para o R e próximos a 0,2 para o n , a ponto de garantir esta característica do material. De acordo com Kumar (2002), um aço que apresenta valores para \bar{R} maior que 1,6, n maior que 0,2 e ΔR próximo a zero, é considerado um material de alta conformabilidade. Nesse caso somente \bar{R} ficou abaixo de 1,6.

Um fator importante a ser observado é a variação dos resultados do fator R para cada uma das três direções (0° , 45° e 90°), representados por R_{0° , R_{45° e R_{90° respectivamente. Neste caso, o maior valor de R foi atingido para a direção de 45° , em torno de 1,03, o que implica dizer que o material apresenta melhor

estampabilidade nesta direção, ou seja, apresenta uma tendência de se deformar mais eficientemente aos esforços a 45° em relação a direção de laminação da chapa, atingindo um nível de conformação maior e sem ruptura nesta direção. Para as direções de 0° e 90°, os valores de R apresentaram-se na faixa de 0,67 e 1,0 respectivamente. Estes valores se encontram dentro de uma faixa típica para materiais com boa conformabilidade, apesar de serem inferiores aos valores atingidos para a direção de 45°.

Desta forma pode-se classificar o material ensaiado como sendo um aço anisotrópico planar, uma vez que apresentou valores diferentes para R_{0° , R_{45° e R_{90° ($R_{0^\circ} \neq R_{45^\circ} \neq R_{90^\circ}$). 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. Os diferentes valores para cada uma das direções consideradas nos ensaios, implica dizer que o material apresenta uma tendência a sofrer um fenômeno conhecido como orelhamento. A tendência do material sofrer o orelhamento é quantificado pelo ΔR , apresentado na tabela 4.4 com valor de 0,20. Valor considerado baixo, mas mesmo assim, bem maior do que o apresentado no trabalho de Altan *et al.* (2010) que ficou muito próximo a zero (0,001). Quanto maior o valor do ΔR , segundo Schaeffer (1999) e Keeler (1968), maior a tendência do material sofrer orelhamento, ao passo que, se este valor fosse nulo ($\Delta R = 0$), este fenômeno não aconteceria com o material.

O coeficiente de encruamento resultante dos ensaios foi de aproximadamente 0,19 para cada uma das três direções em que o material foi ensaiado, representados por n_{0° , n_{45° e n_{90° para os ângulos de 0°, 45° e 90° respectivamente. A partir deste valor pode-se dizer que o DP600 apresenta uma boa estampabilidade. Assim como o valor do fator R , quanto maior o valor do coeficiente de encruamento n , melhor será a estampabilidade do material, Kumar (2002).

Desta forma, o resultado obtido para o expoente n nos ensaios mostra que o material em estudo tende a apresentar um elevado limite de instabilidade plástica, o que confere boa estampabilidade por estiramento, uma vez que, quanto maior o limite de instabilidade do material, o material quando submetido a estampagem, tende a distribuir a deformação para as regiões vizinhas ao local mais deformado, resultando em um afinamento (redução de espessura) mais homogêneo da chapa.

Isso evita que ocorra uma redução da espessura localizada numa porção do material, onde fatalmente ocorreria a ruptura da chapa.

A figura 4.2 mostra a curva Tensão vs Deformação de engenharia do aço DP600 obtida através do ensaio de tração.

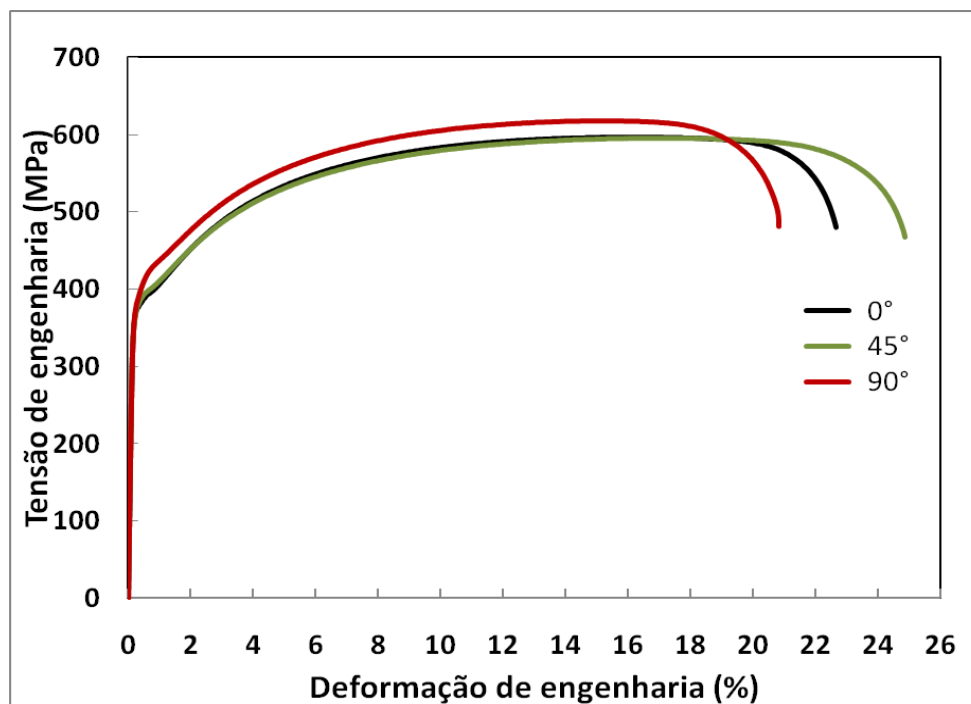


Figura 4.2. Curvas Tensão vs Deformação de engenharia do aço DP600.

Analisando a figura 4.2, pode-se afirmar que a curva demonstrou características de um material que apresenta fratura dúctil, devido ao ponto mais alto da curva, limite de resistência LR, não ser coincidente com a tensão de ruptura. Anderson (1995), classificou a fratura dúctil como estável, que ocorre sob tensões crescentes, ao contrário de uma fratura frágil (trinca instável), que se propaga sob tensões constantes ou mesmo decrescentes.

Fazendo uma comparação entre a figura 2.14 obtida por Konieczny (2003) e a figura 4.2 obtida através dos ensaios de tração, gerou-se a figura 4.3.

As curvas Tensão vs Deformação de engenharia do aço DP600 representadas na figura 4.3 estão em consonância. Apesar da curva obtida nos ensaios de tração apresentar maiores valores para LE e LR, se comparada a curva obtida por Konieczny (2003).

Analisando a figura 4.3, observa-se a inexistência do ponto de escoamento definido no final da região elástica para as duas curvas do aço DP600, contrário ao aço HSLA450 que apresenta uma região de escoamento bem definida. Este é um dado importante para operações de estampagem, uma vez que na conformação este ponto poderia acarretar defeitos no produto, como as linhas de Lüders, conforme Smith (1996), quando a deformação em alguns pontos da peça atingem uma deformação plástica porém próxima da região elástica, ocasionando a fratura. Este defeito ainda sim pode ocorrer, caso o material esteja envelhecido, o que seria evidenciado por uma consequente elevação na posição do ponto de escoamento.

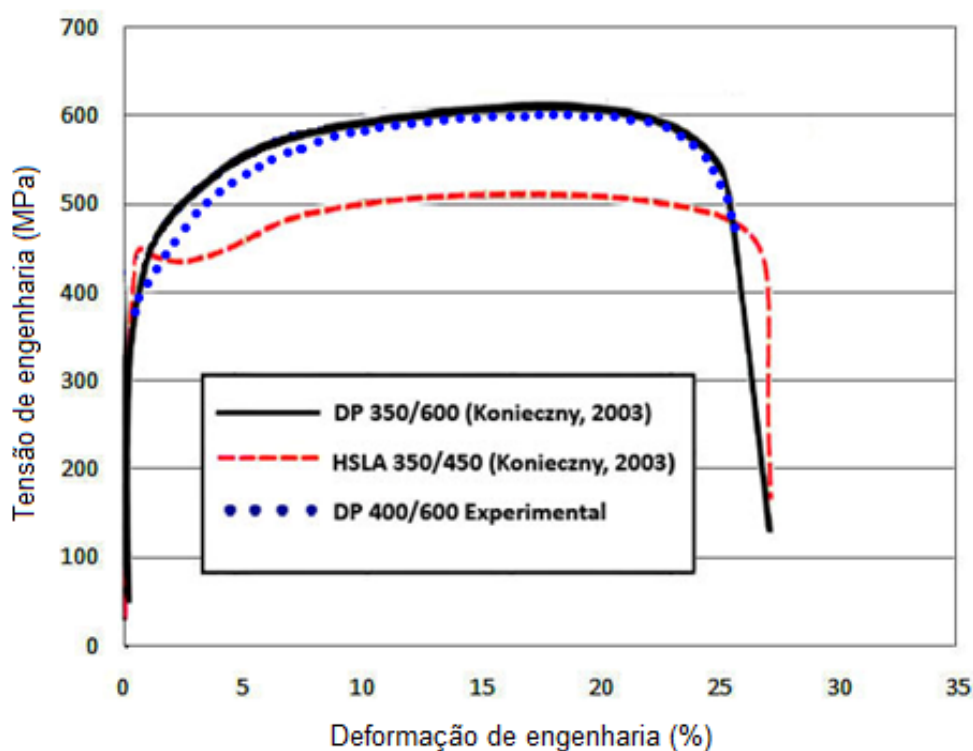


Figura 4.3. Comparação entre curvas Tensão vs Deformação de engenharia dos aços DP600 e HSLA450.

Aços DP apresentam uma excelente combinação de alta resistência e capacidade de deformação, resultado da sua microestrutura com grande capacidade de encruamento. A alta capacidade de encruamento garante a esses aços excelente capacidade de absorção de impacto, tornando esse aço uma opção interessante para componentes estruturais e de segurança nos automóveis.

4.4 Ensaio de estampagem

Os ensaios de estampagem realizados nesta etapa segundo o método tradicional proposto por Nakazima, tiveram dois focos importantes no estudo. O primeiro visando finalizar a caracterização da chapa de aço DP600 quanto a sua estampabilidade através da CLC, e o segundo com o objetivo de gerar o DLC onde observa-se os diferentes tipos de esforços aos quais foram submetidos as chapas, de acordo com a largura dos corpos de prova.

O ensaio originalmente proposto por Nakazima utiliza um único formato de punção, hemisférico com raio de 50mm e diâmetro de 100mm, e um total de 18 corpos de prova com largura variando de 25 à 200mm, todos com 200mm de comprimento. A partir desta configuração de ensaio, tomando-se, porém, um número reduzido de corpos de prova (ver item 3.3.4 do procedimento experimental) e sem lubrificação do punção, foram obtidos a Curva Limite de Conformação, figura 4.4, e Diagrama Limite de Conformação, figura 4.5, do aço DP600.

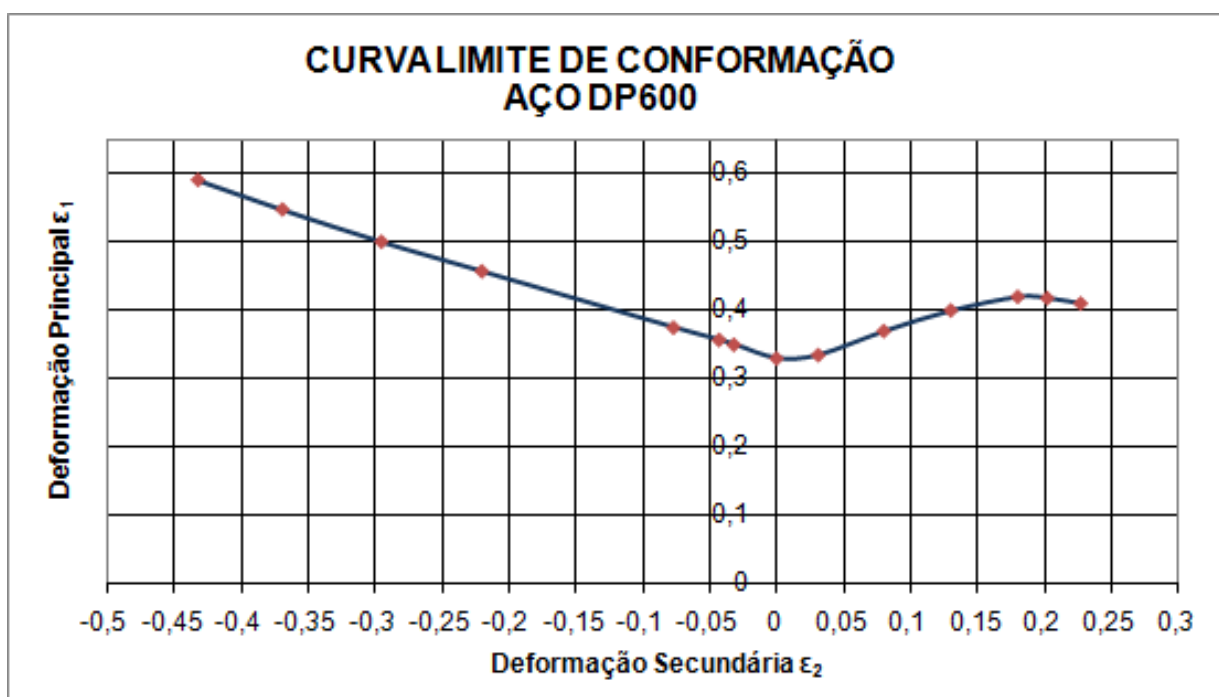


Figura 4.4. Curva Limite de Conformação do aço DP600, obtida através do ensaio estampagem de Nakazima.

Analisando a figura 4.4, ficou evidenciado a dependência da lubrificação nos modos de deformação. No embutimento profundo e estado plano de deformação a CLC apresentou altos níveis de deformação ($\epsilon_1=0,59$ e $\epsilon_2=0,43$, $\epsilon_1=0,33$ e $\epsilon_2=0$, respectivamente), demonstrando com isso que estes modos de deformação não tendem a ser dependentes da lubrificação, segundo Keeler (2000) e Tigrinho (2005).

No modo de deformação por estiramento a CLC não ficou totalmente representada, com baixos níveis de deformação, $\epsilon_1=0,42$ e principalmente $\epsilon_2=0,20$, o que demonstra a dependência deste modo de deformação com a lubrificação, para que se tenha redução do atrito na interface punção – chapa e, conseqüentemente maiores níveis de deformação ϵ_2 . A lubrificação do punção não tem grande influência no embutimento profundo, ao passo que no estiramento, o punção deve ser muito bem lubrificado, para que a CLC possa ser prolongada a um maior nível de deformação no estiramento, conforme relataram Keeler (1968) e Tigrinho (2005).

É na interface punção – chapa metálica que ocorre um movimento relativo, durante a estampagem, pois o material é conformado através da redução de sua espessura. Então a utilização de um material lubrificante com a função de isolar estas superfícies deve ser utilizado para diminuir o atrito, facilitando esta movimentação, para que se aumente ϵ_2 e a CLC seja prolongada à sua direita.

Esse baixo nível de deformação, provocado pelo ruptura prematura do material devido a falta de lubrificação, pode ter provocado uma fratura diferente das outras regiões da CLC, podendo ter ocorrido fratura frágil, fato que poderá ser comprovado ou não através da análise da fratura, do corpo de prova de 200x200mm, no MEV.

Procurou-se desenvolver de forma bastante minuciosa todas as regiões do DLC, mostrado na figura 4.5, por ser este diagrama o padrão para seleção dos corpos de prova que encontram-se na região do estado uniaxial e plano de deformação, para posterior análise da fratura no MEV e comparar as fractografias nos mesmos estados de tensão, só que obtidos pelo ensaio de tração no caso uniaxial e estampagem com punção cilíndrico, estado plano de deformação.

Analisando o DLC, representado na figura 4.5, tem-se definidas quatro regiões. Sendo a direita o estiramento (biaxial de tração); exatamente sobre o eixo x, o estado plano de deformação; ligeiramente do lado esquerdo, o estado uniaxial de

tração; e mais a esquerda o embutimento. Através dessas regiões foram selecionados os corpos de prova que geraram pontos próximos ao estado uniaxial de tração e plano de deformação, sendo estes 75x200mm e 125x200mm, respectivamente. Estas amostras foram encaminhadas ao MEV para análise da fratura.

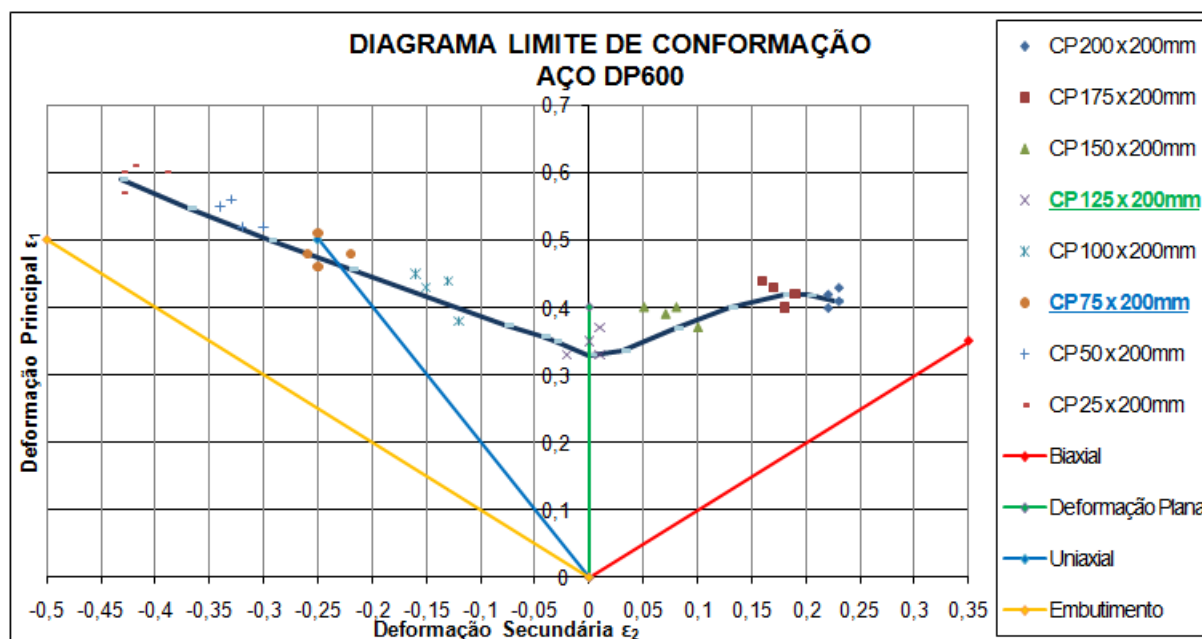


Figura 4.5. Diagrama Limite de Conformação do aço DP600, obtido através do ensaio estampagem de Nakazima.

A diferença nos níveis de deformação atingidos nos modos de deformação por embutimento profundo e estiramento encontra-se na variação da largura dos corpos de prova. Como o embutimento profundo é um modo de deformação que permite certo escorregamento da chapa durante a estampagem, à medida que se reduzia a largura dos corpos de prova diminuía-se conseqüentemente a ação do “draw bead”, que prende o material circunferencialmente em torno da matriz, com a finalidade de impedir o escorregamento da chapa. Desta forma, uma porção lateral dos corpos de prova mais estreitos que o diâmetro do “draw bead” (em torno de 125mm) oferecia certa liberdade para o material deformar-se, tendendo a promover um esforço uniaxial de tração, gerando assim um maior alongamento do corpo de prova no sentido do comprimento e uma redução na largura do corpo de prova. Isto

gerou elipses mais alongadas (maior deformação ε_1) e estreitas (deformação negativa ε_2). Assim sendo, quanto menor a largura dos corpos de prova utilizados menores eram as deformações ε_2 obtidas, fato este que permitiu a extensão do perfil do DLC para o embutimento profundo, lado esquerdo da curva.

Ao contrário do embutimento profundo, para o qual é possível a utilização de corpos de prova cada vez mais estreitos para se obter deformações ε_2 cada vez menores (aumentando assim o perfil do DLC), o modo de deformação por estiramento era limitado em termos do número de corpos de prova possíveis de serem utilizados. Isto porque a partir de certa largura, acima de 125mm, o “*draw bead*” já atuava em todo o contorno do corpo de prova, o que mantinha a chapa presa em todos os sentidos de deformação, gerando um estado biaxial de tensão. Nestas condições, a malha impressa no material gerou círculos de diâmetros maiores, resultando em deformações positivas tanto para ε_1 quanto para ε_2 .

4.5 Ensaio de tração e estampagem para análise da fratura

Como previsto no capítulo 3.4 foram realizados mais alguns ensaios de tração e estampagem visando obter os estados de tensão uniaxial, biaxial e deformação plana. Os corpos de prova utilizados nos ensaios de tração iniciais foram utilizados novamente, agora para analisar a fratura da chapa de aço no seu estado uniaxial de tensão, não sendo necessário novos ensaios. O mesmo para os corpos de prova de 200x200mm estampados com punção hemisférico, para obter o estado de tensão biaxial. Para analisar o estado plano de deformação foram realizados novos ensaios de estampagem, mas agora com punção cilíndrico. Também foram utilizados os corpos de prova de 75x200mm que através do DLC (figura 4.5) originaram pontos na região do estado uniaxial e 125x200mm que pela mesma base de comparação geraram pontos no estado plano de deformação.

Através da figura 4.6 é possível visualizar todos os corpos de prova após seus respectivos ensaios que foram utilizados para análise da fratura do aço DP600.

Na figura 4.6 (c-d) é possível observar as regiões, demarcadas pelos círculos, de onde foram retiradas as amostras para análise da fratura realizadas no MEV.

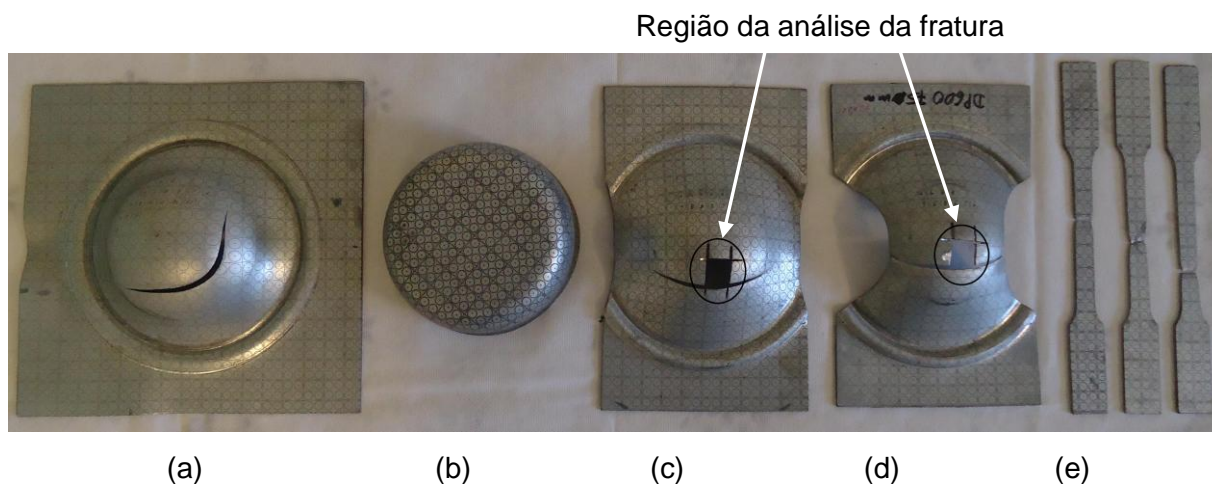


Figura 4.6. Corpos de prova após ensaios para análise de fratura, para obter os estados de tensão. (a) CP 200x200mm – estado biaxial de tensão, (b) CP \varnothing 200mm – estado plano de deformação, (c) CP 125x200mm – estado plano de deformação, (d) CP 75x200mm – estado uniaxial de tensão, (e) CPs 0°, 45° e 90° - estado uniaxial de tensão.

4.5.1 Análise macroscópica da fratura

Através da figura 4.7 é possível observar em detalhe a fratura e sua localização do corpo de prova de 200x200mm estampado com punção hemisférico, para obter o estado de tensão biaxial.



Figura 4.7. Detalhe macroscópico da fratura no CP de 200x200mm estampado com punção hemisférico, para obter o estado de tensão biaxial.

Como era de se esperar, analisando a figura 4.7, a fratura ocorreu afastada do pólo devido a falta de eficiência da lubrificação, já que o ensaio foi realizado sem lubrificante.

Assim como o baixo nível de deformação atingido na região do estiramento demonstrado pela CLC, figura 4.4, a posição da fratura afastada do pólo do corpo de prova, observada na figura 4.7, devido a uma deformação não homogênea do material, Keeler (2000) e Tigrinho (2008), também é um indício de que pode ter ocorrido fratura frágil para o estado de tensão biaxial. Uma investigação mais concisa, neste estado de tensão, foi realizada no capítulo 4.5.2, através da análise microscópica realizada no MEV.

A figura 4.8 mostra em detalhe a fratura e conseqüentemente sua localização, para o corpo de prova de $\varnothing 200\text{mm}$ estampado com punção cilíndrico, sem a utilização do “*draw bead*”, para obtenção do estado plano de deformação.

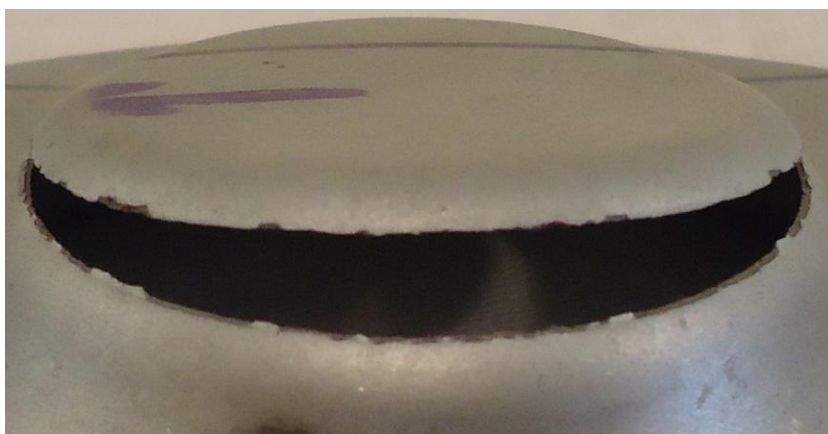


Figura 4.8. Detalhe macroscópico da fratura no CP de $\varnothing 200\text{mm}$ estampado com punção cilíndrico, para obter o estado plano de deformação.

Conforme esperado, a fratura ocorreu exatamente no raio do corpo de prova, figura 4.8, característica observada quando são realizados ensaios com punção cilíndrico para se obter o estado plano de deformação.

Para se obter novamente o estado plano de deformação ainda se fez uso do corpo de prova de $125 \times 200\text{mm}$ estampado com punção hemisférico. Através da figura 4.9 é observado sua fratura e a região onde a mesma ocorreu.

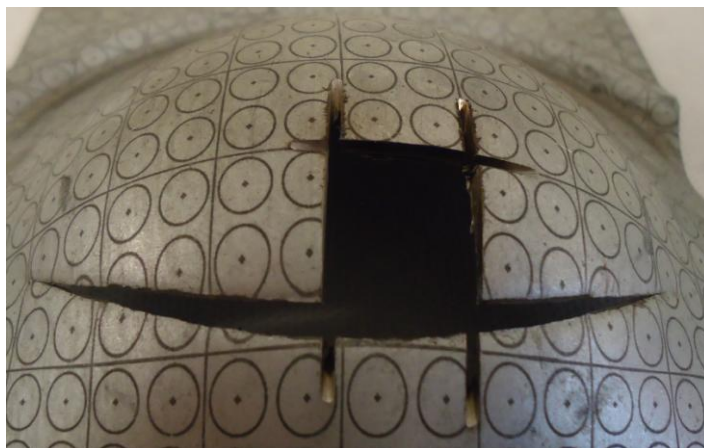


Figura 4.9. Detalhe macroscópico da fratura no CP de 125x200mm estampado com punção hemisférico, para obter o estado plano de deformação.

Como no corpo de prova de 200x200mm, como demonstrado na figura 4.7, a ruptura ocorreu afastada do pólo, como pode ser observado na figura 4.9, devido mais uma vez pela falta de lubrificação com a qual foi realizado o ensaio.

Nas figuras 4.9 e 4.10 ainda é possível observar a exata posição de onde foram retiradas as amostras para análise microscópica da fratura realizadas posteriormente no MEV.

A figura 4.10 mostra em detalhe a fratura e sua localização, do corpo de prova de 75x200mm estampado com punção hemisférico, para obter o estado uniaxial de tensão.

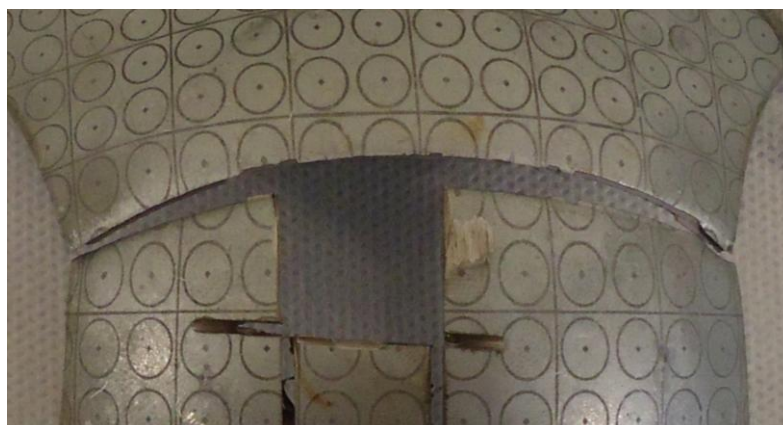


Figura 4.10. Detalhe macroscópico da fratura no CP de 75x200mm estampado com punção hemisférico, para obter o estado uniaxial de tensão.

Analisando a figura 4.10 pode-se observar que a fratura dessa vez ocorreu próxima ao pólo do punção, pois justamente nessa região encontra-se a menor largura desse corpo de prova que é de 75mm.

Outra maneira de se obter o estado uniaxial de tensão é através do ensaio de tração. A figura 4.11 mostra em detalhe a fratura dos três corpos de prova submetidos ao ensaio, 0° , 45° e 90° em relação a direção de laminação.

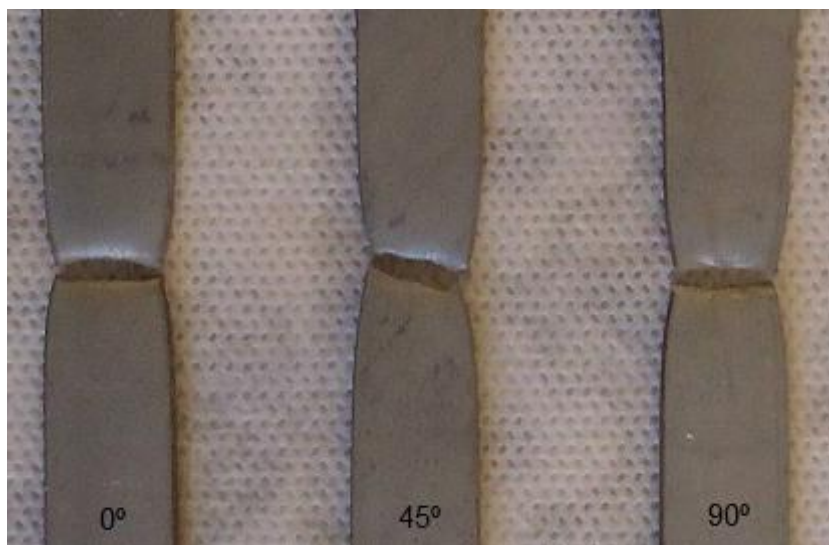


Figura 4.11. Detalhe macroscópico da fratura nos CPs submetidos ao ensaio de tração a 0° , 45° e 90° em relação a direção de laminação, para obter o estado uniaxial de tensão.

A característica da fratura nos três corpos de prova é do tipo dúctil. Pode-se observar através da figura 4.11 uma estrição localizada, característica desse tipo de fratura. No corpo de prova a 45° a estrição foi mais acentuada se comparada as outras duas direções de laminação. Através do ensaio de tração pode-se detectar um maior alongamento no corpo de prova para essa direção de laminação que foi de 24,8%, contra 22,6% e 20,9% para 0° e 90° , respectivamente. Portanto, era de se esperar uma maior redução de área para essa direção de laminação.

Esse resultado corrobora com Anderson (1995), que definiu a fratura dúctil àquela que ocorre acima do limite de escoamento, após a plastificação de toda a seção resistente, tornando a deformação plástica visível macroscopicamente.

A figura 4.12 mostra o aspecto da fratura do corpo de prova retirado a 45° em relação a direção de laminação da chapa, em (a) no plano da chapa e em (b) na direção da sua espessura.

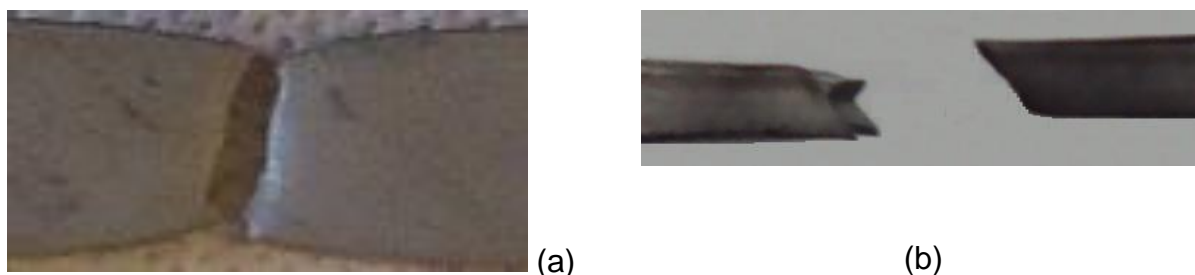


Figura 4.12. Detalhe macroscópico da fratura no CP 45° submetido ao ensaio de tração. (a) no plano da chapa e (b) no perfil da espessura.

Pode-se observar através da figura 4.12 que a trinca apresentou uma trajetória em zig-zag, formando um ângulo de aproximadamente 45° , característica de uma fratura dúctil, conforme relatos de Anderson (1995), Wulpi (1999) e Kadkhodapour *et al.* (2011) e descrito no ASM Handbook (1993) como bandas de deformação que tendem a se concentrar ao longo de planos a 45° , onde as tensões de cisalhamento são máximas.

Wulpi (1999) afirmou que a fratura frágil é aquela em que praticamente nenhuma deformação ocorre antes da ruptura, sendo comum em materiais de elevada dureza e resistência mecânica, e que apresente poucas descontinuidades.

Somente pela análise macroscópica da fratura, através das figuras 4.7 à 4.10, é praticamente impossível afirmar que a fratura do aço DP600 teve comportamento dúctil ou frágil, ou até mesmo apresentou um modo combinado, conforme o estado de tensão ao qual foi solicitado o material. Mesmo através dos ensaios de tração, que demonstraram várias características de fratura dúctil, torna-se importante verificar se a fratura se comportou totalmente dessa maneira. Sendo então, necessária uma análise microscópica das regiões fraturadas, para se analisar e discutir com mais clareza antes de uma conclusão final, a respeito do micromecanismo de fratura do material.

4.5.2 Análise microscópica da fratura

Com o objetivo de analisar as diferenças na fratura do aço DP600 para diferentes estados de tensão uniaxial e biaxial de tração e estado plano de deformação, foram realizadas imagens no microscópio eletrônico de varredura, sendo utilizadas em todos os casos três ampliações, 750x, 2500x e 5000x da região fraturada para cada amostra, após os ensaios de tração e estampagem.

As figuras 4.13 – 4.15 mostram as fractografias na região da fratura dos corpos de prova submetidos aos ensaios de tração, nas direções de 0°, 45° e 90° em relação a direção de laminação. Já a figura 4.16 mostra as imagens do corpo de prova de 75x200mm estampados com punção hemisférico com a utilização de “*draw bead*”. Essas quatro figuras representam o estado de tensão uniaxial, aos quais foram submetidos os corpos de prova.

O estado de tensão biaxial foi obtido através do ensaio de estampagem com punção hemisférico e corpo de prova de 200x200mm, travando totalmente o fluxo da chapa pela ação do “*draw bead*”. As imagens desse estado de tensão são mostradas na figura 4.17.

As figuras 4.18 e 4.19 mostram as fractografias dos ensaios com os corpos de prova de Ø200mm estampado com punção cilíndrico e fluxo livre da chapa, sem a utilização do “*draw bead*” e 125x200mm estampado com punção hemisférico fazendo o uso de “*draw bead*” para evitar o escoamento da chapa. Em ambos os casos foi obtido o estado plano de deformação.

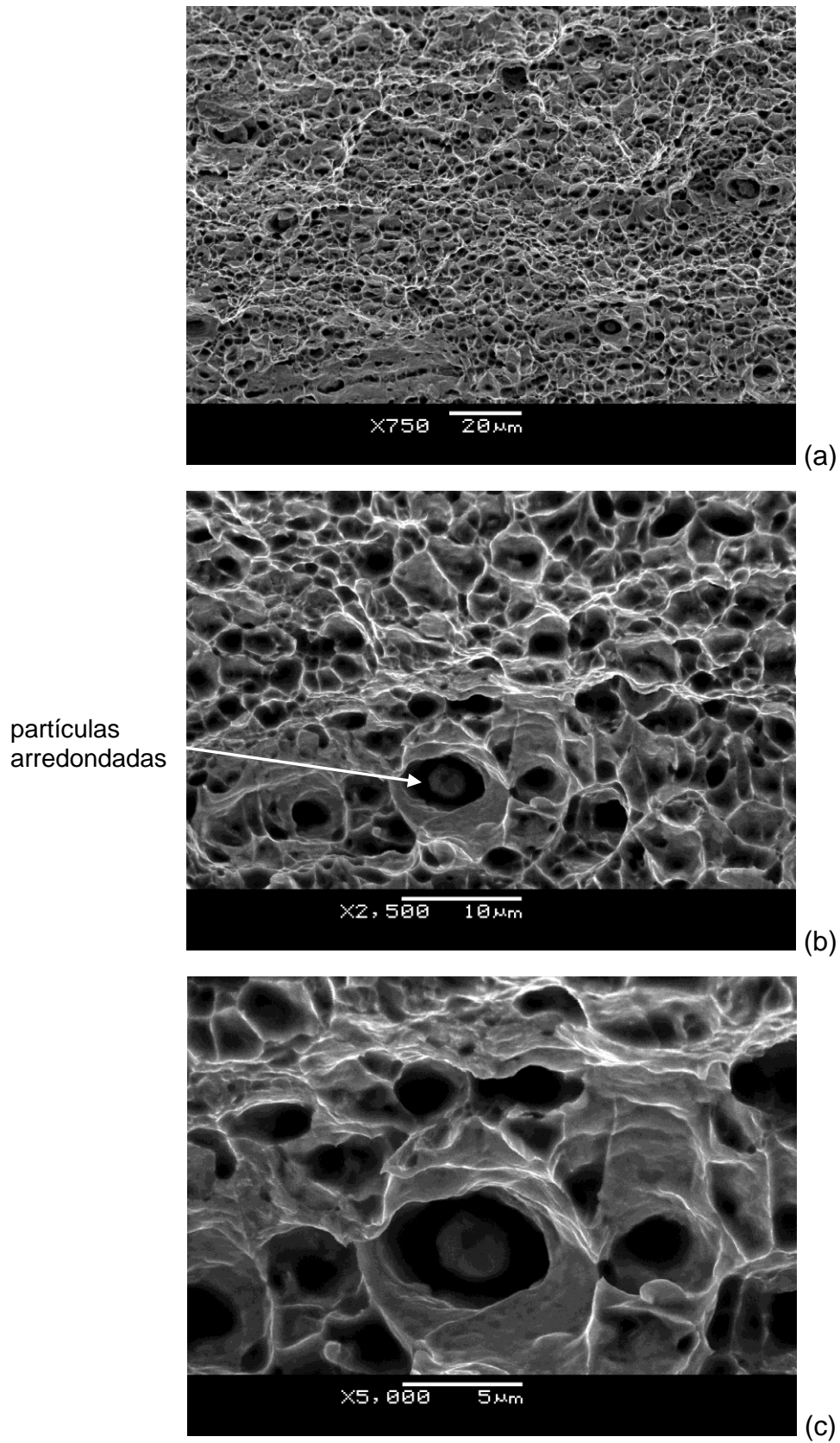


Figura 4.13. Superfície da fratura do aço DP600 sob estado uniaxial de tensão (direção 0°), em (a) ampliação 750x, (b) ampliação 2500x e (c) ampliação 5000x.

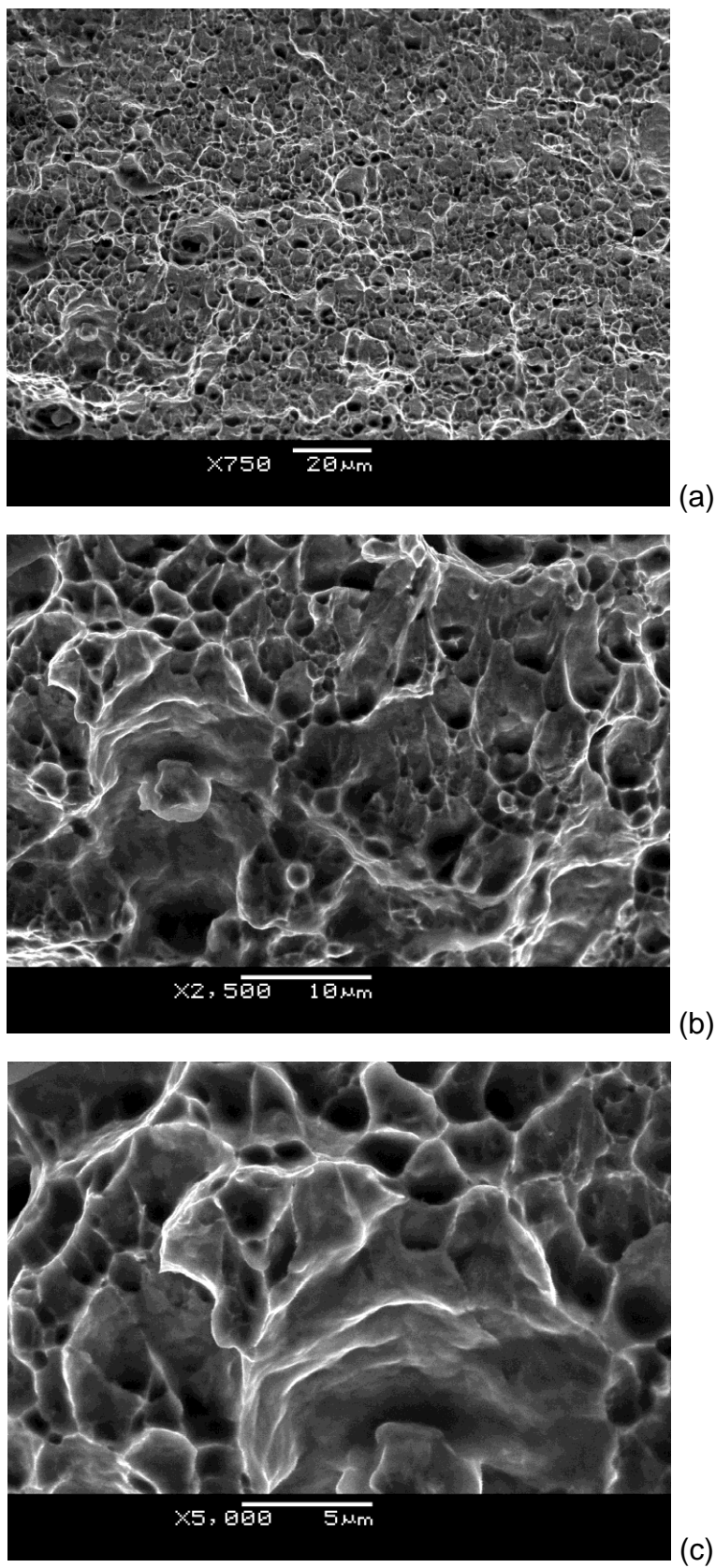


Figura 4.14. Superfície da fratura do aço DP600 sob estado uniaxial de tensão (direção 45°), em (a) ampliação 750x, (b) ampliação 2500x e (c) ampliação 5000x.

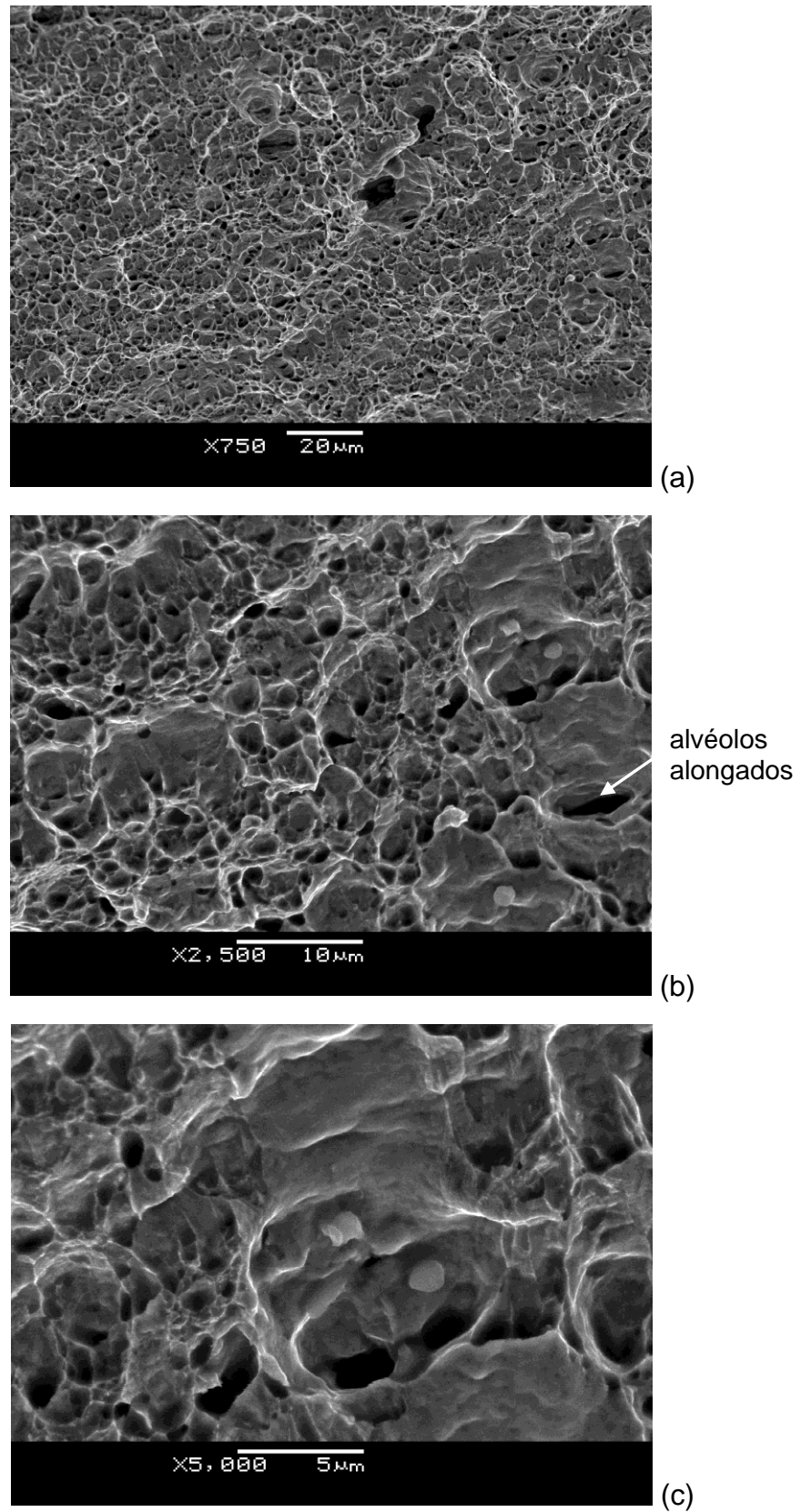


Figura 4.15. Superfície da fratura do aço DP600 sob estado uniaxial de tensão (direção 90°), em (a) ampliação 750x, (b) ampliação 2500x e (c) ampliação 5000x.

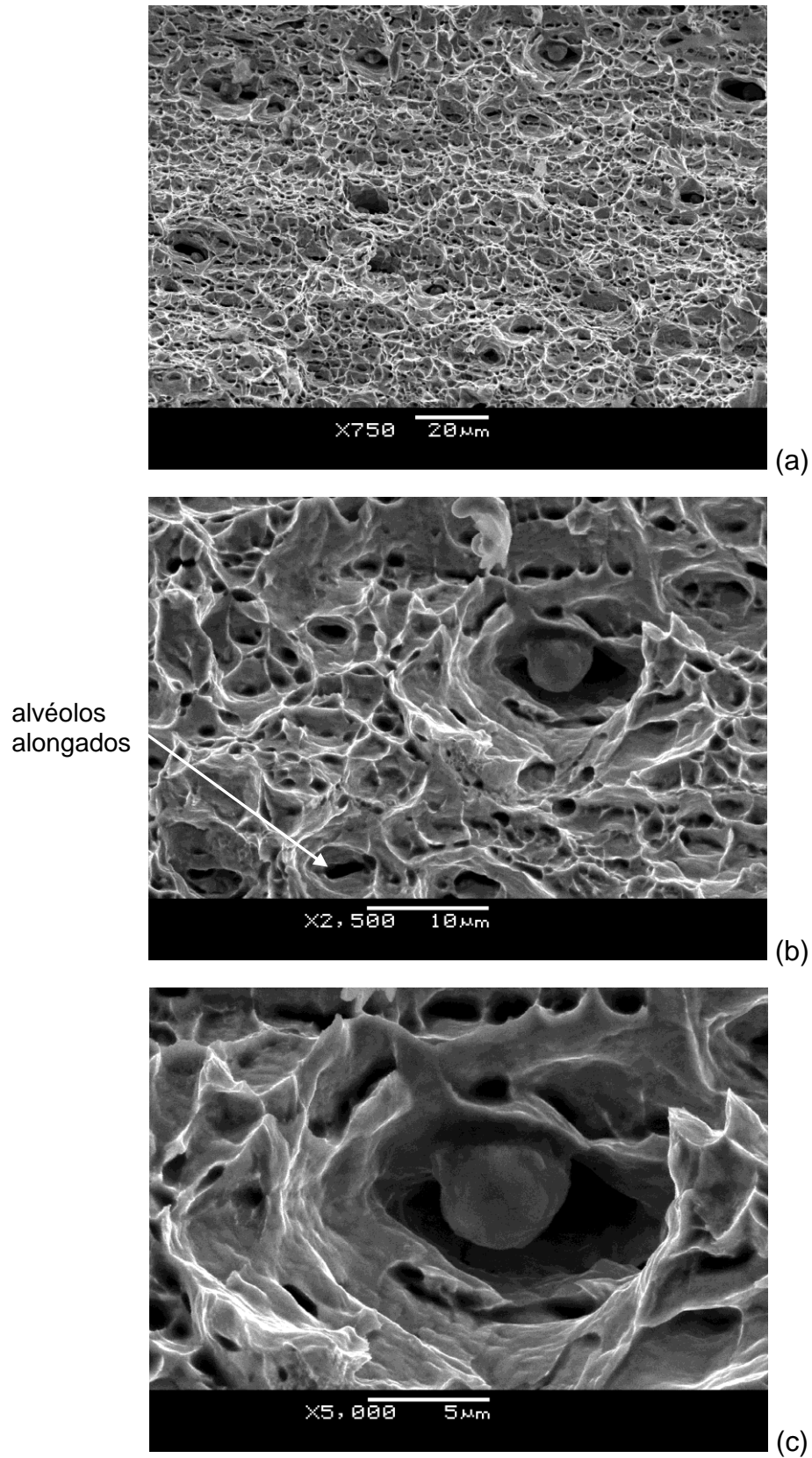


Figura 4.16. Superfície da fratura do aço DP600, sob estado uniaxial de tensão – CP 75x200mm, em (a) ampliação 750x, (b) ampliação 2500x e (c) ampliação 5000x.

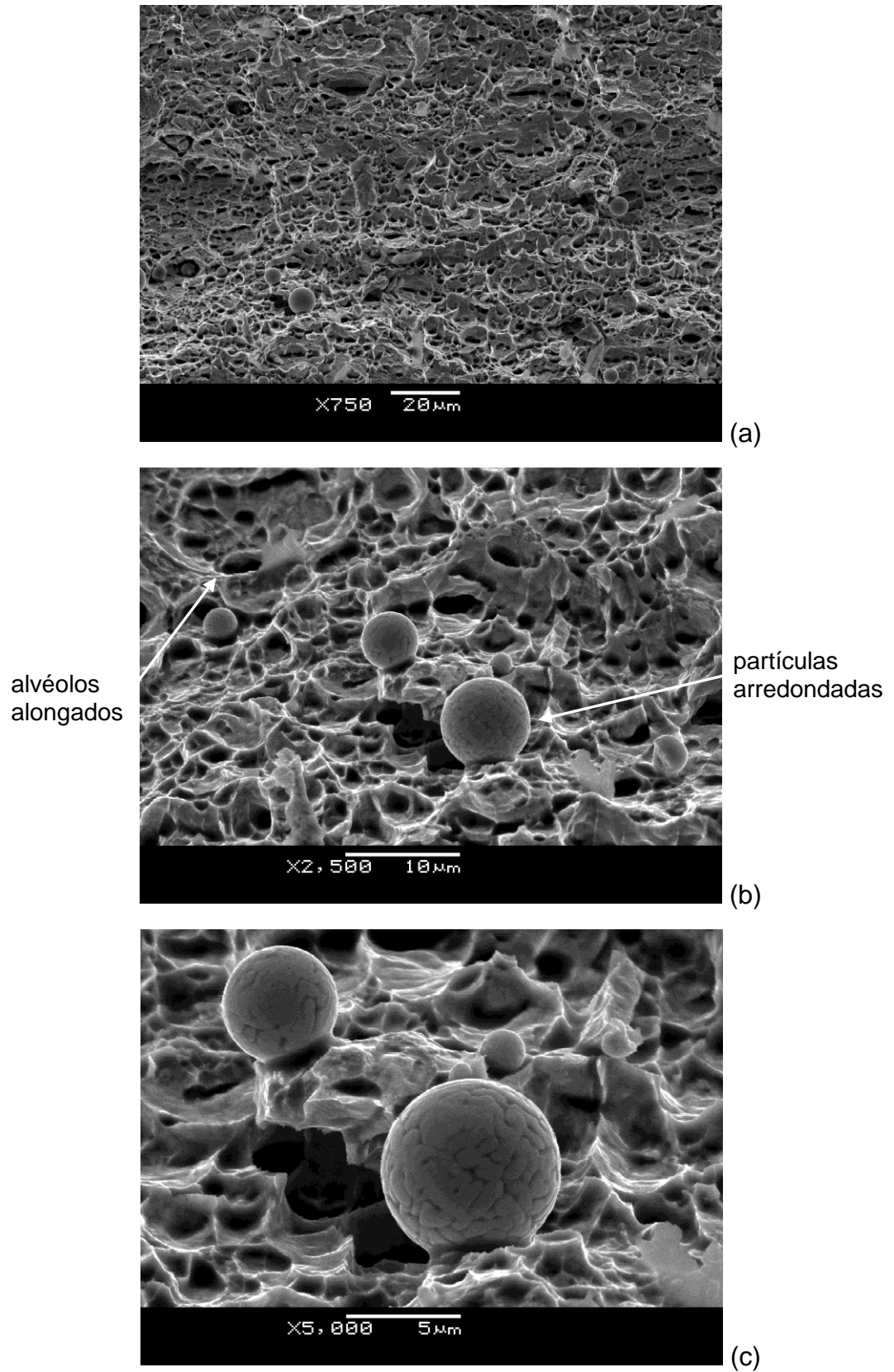


Figura 4.17. Superfície da fratura do aço DP600 sob estado biaxial de tensão, em (a) ampliação 750x, (b) ampliação 2500x e (c) ampliação 5000x.

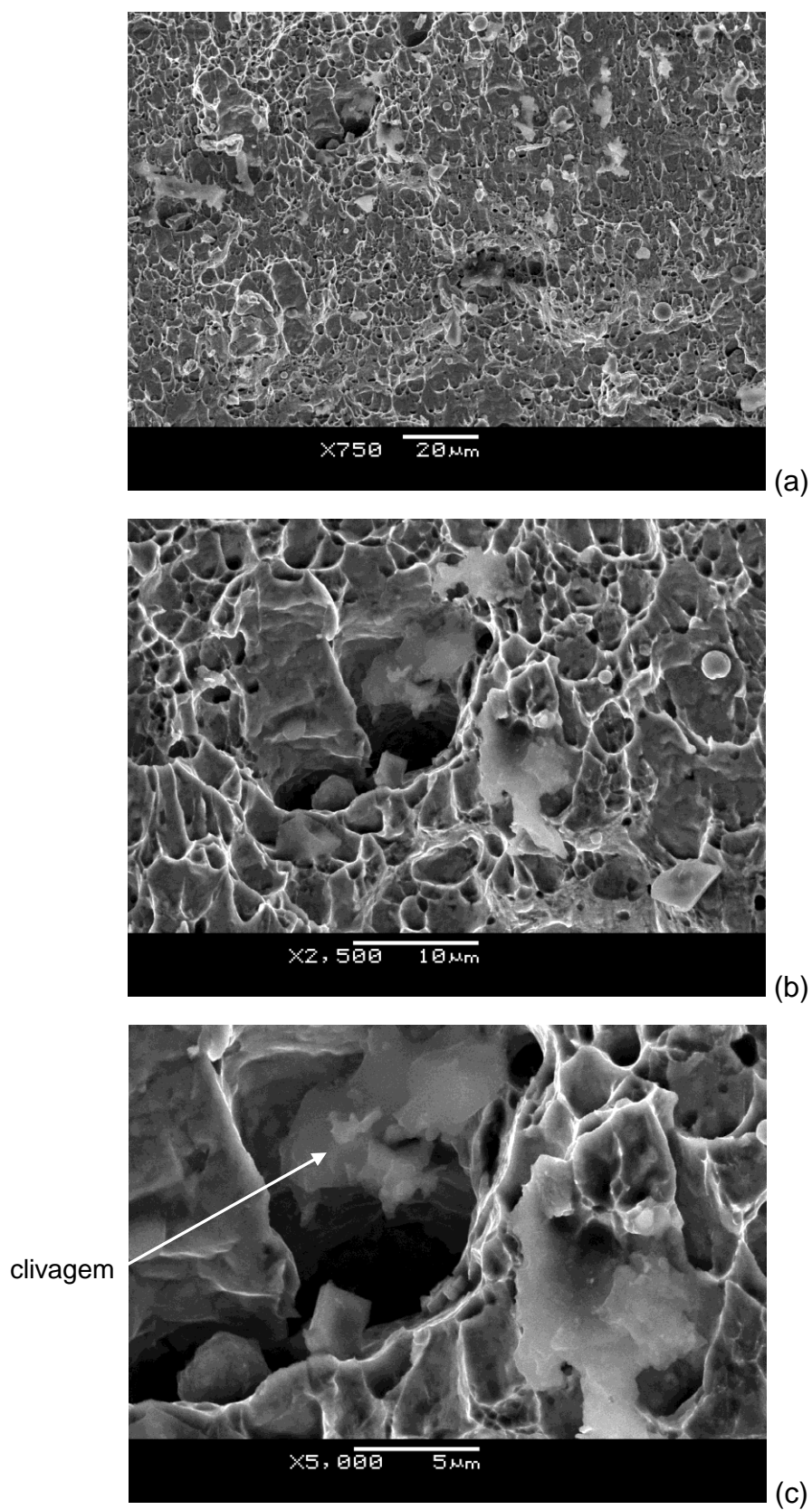


Figura 4.18. Superfície da fratura do aço DP600 sob estado plano de deformação – CP Ø200mm, em (a) ampliação 750x, (b) ampliação 2500x e (c) ampliação 5000x.

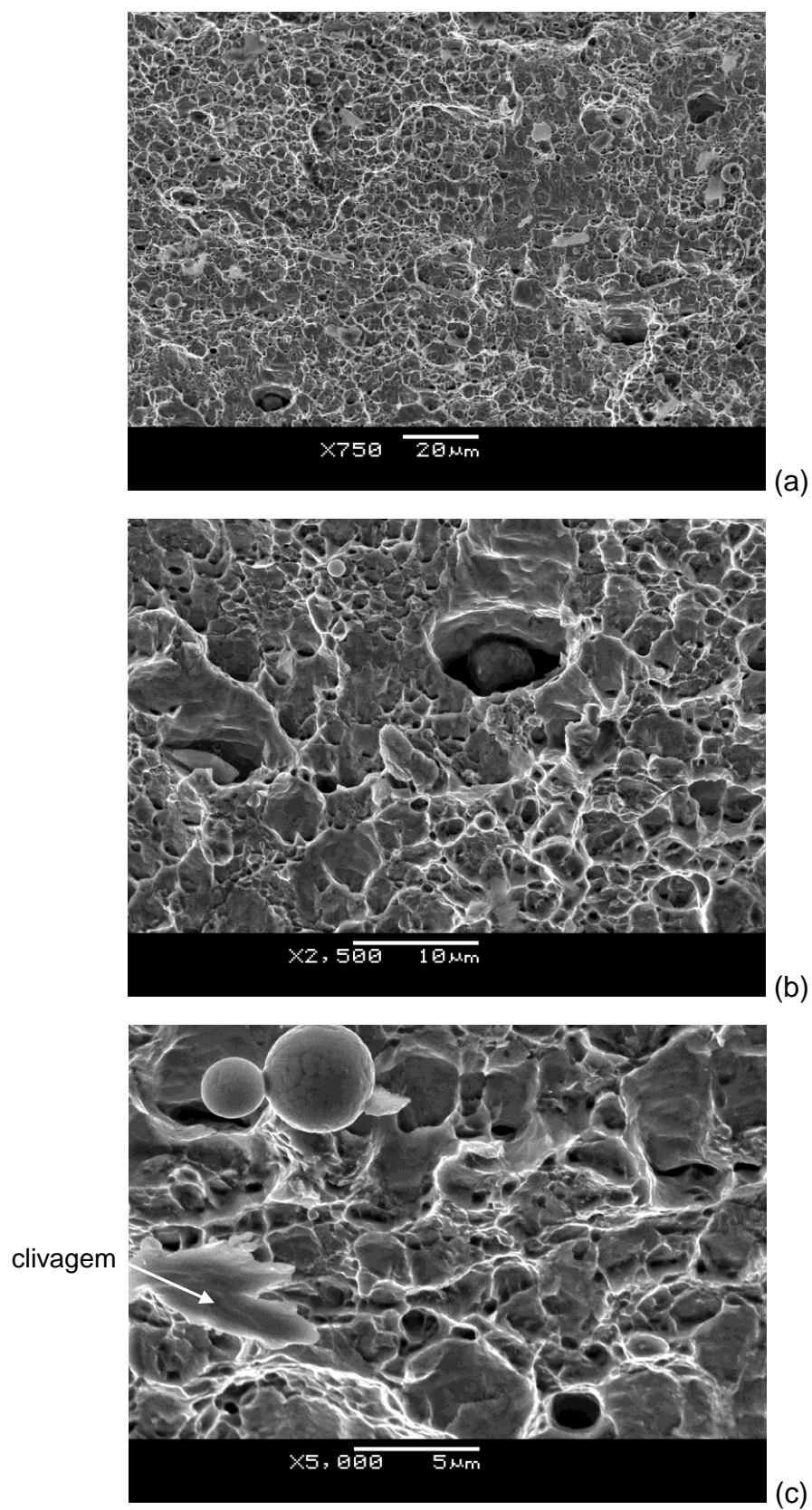


Figura 4.19. Superfície da fratura do aço DP600 sob estado plano de deformação – CP 125x200mm, em (a) ampliação 750x, (b) ampliação 2500x e (c) ampliação 5000x.

Através da análise das fractografias nas figuras 4.13 – 4.15, referente aos ensaios de tração nas três direções (0° , 45° e 90°), é possível observar que a direção de laminação não influenciou de maneira significativa o tipo de fratura do aço DP600. Em todos os casos, percebe-se apenas fratura dúctil, formada por alvéolos, distribuídos de forma homogênea, com uma certa quantidade de partículas arredondadas em seu interior.

Nas figuras 4.13 e 4.14, 0° e 45° em relação a direção de laminação, respectivamente, encontram-se predominantemente alvéolos equiaxiais, demonstrado através da figura 2.23 de Wulpi (1999), devido ao esforço uniaxial de tração, com partículas arredondadas em seu interior, conforme mostrado na figura 2.21 de Stahleisen (1996).

Já na figura 4.15 onde o corpo de prova foi retirado a 90° em relação a direção de laminação predominam alvéolos equiaxiais mas também apareceram alvéolos alongados, devido a direção de laminação a qual foi retirado o corpo de prova, pois a fratura ocorreu justamente na direção de laminação do material, onde pode-se ter um certo alinhamento preferencial dos grãos devido ao processo de fabricação da chapa.

Na figura 4.16, que mostra a fratura do corpo de prova de 75x200mm, representando o estado de tensão uniaxial que foi obtido através do ensaio de estampagem, também é possível observar que a fratura teve um comportamento dúctil, com a predominância de alvéolos equiaxiais e uma certa quantidade de alvéolos alongados, aproximando-se da figura 4.15, onde o corpo de prova foi retirado a 90° da direção de laminação para o ensaio de tração.

Outra constatação a ser observada é que independente do ensaio proposto, tração ou estampagem, para obter o estado de tensão uniaxial, a fratura sempre ocorreu de maneira dúctil, formada por alvéolos, sem indícios de clivagem, apesar do aço DP600 conter em sua microestrutura 16,5% de martensita, a qual não foi suficiente para modificar o micromecanismo de fratura do material, independente da direção de laminação e do ensaio.

Na figura 4.17, onde foi obtido o estado biaxial de tensão, mais uma vez observa-se a predominância de alvéolos equiaxiais, mas dessa vez com uma quantidade maior de alvéolos alongados se comparados com as figuras 4.15 e 4.16.

Essa maior quantidade de alvéolos alongados deve-se pelo modo de solicitação a que foi submetida a chapa, biaxial de tração. Pelo fato da fratura apresentar somente alvéolos, pode-se dizer que trata-se de uma fratura dúctil, e mais uma vez sem vestígios de fratura frágil por clivagem ou outro micromecanismo.

Através da CLC, figura 4.4, verificou-se que a curva não ficou bem representada do lado direito, região do estiramento (estado biaxial de tração), com pequenas deformações, devido a falta de lubrificação. Pelos baixos valores de deformação e também pela fratura ter ocorrido afastada do pólo (figura 4.7), esperava-se encontrar regiões de fratura frágil por clivagem nesse estado de tensão, fato não observado na figura 4.17 nas fractografias dos corpos de prova de 200x200mm, estampados com punção hemisférico.

As figuras seguintes, 4.18 e 4.19, representam o estado plano de deformação. E dessa vez, apesar do predomínio de fratura dúctil alveolar o material apresentou regiões com características frágil por clivagem, portanto dessa vez, o estado de deformação teve influência no micromecanismo de fratura do aço DP600, independente da configuração utilizada para estampagem (formato do corpo de prova e punção).

Quando utilizado corpo de prova e punção cilíndrico, figura 4.18, observa-se uma quantidade maior de pontos de clivagem se comparados com a figura 4.19, onde foi utilizado punção hemisférico e corpo de prova retangular.

Li *et al.* (2010) já haviam previsto em seu trabalho que durante o embutimento, devido ao dobramento ocasionado no “*blank*”, há tendência de ocorrer fratura por cisalhamento (“*shear fractures*”), na conformação de aços avançados de alta resistência.

A hipótese apresentada quando foi utilizado corpo de prova e punção cilíndricos, como a fratura aconteceu justamente na região da chapa onde atuou o raio do punção, ocorreu um rasgamento trativo, dando origem a fratura frágil, fato comprovado pela presença de clivagem, já que o material contém uma certa quantidade de fase dura representada pela martensita.

Já no caso onde também ocorreu fratura frágil, só que dessa vez utilizando corpo de prova retangular e punção hemisférico, a hipótese é que também ocorreram fraturas pelo micromecanismo de clivagem, devido principalmente ao

escoamento do material na porção mais estreita do corpo de prova (75mm) onde a ação do prensa chapas não foi plena, justamente pela largura insuficiente do corpo de prova.

Nos outros casos, pelo fato dos carregamentos serem uniaxial e biaxial de tração, a hipótese é de que somente poderiam ocorrer fraturas dúcteis, com presença de microcavidades equiaxiais e a direção de laminação não foi um fator suficiente para alterar essa condição, mesmo o material apresentando uma certa quantidade de fase dura. Essa condição poderia ser alterada com uma presença maior de fase dura (martensita e/ou o microconstituente bainita), como nos aços DP800, DP1000 ou até mesmo outro aço avançado de alta resistência, como os aços TRIP e *CP (complex phase)*.

Nos últimos anos, vários trabalhos investigaram o micromecanismo de fratura dos aços, em especial os AHSS. A maior diferença entre uma fratura dúctil e frágil está no mecanismo de propagação, que no primeiro caso é estável e ocorre sob tensões crescentes, já no segundo, é instável, ocorrendo quando uma certa tensão crítica é atingida, sem a necessidade de aumentar a carga para manter sua propagação.

O trabalho que mais se aproximou do estudo em questão foi o realizado por Narayanasamy *et al.* (2008), que primeiramente determinaram as propriedades mecânicas e parâmetros de conformabilidade e posteriormente investigaram a fratura dos aços HSLA, microligado e carbono-manganês, sob três diferentes estados de tensões, a saber, tração-compressão, plano de deformação e biaxial de tração. Como principais resultados, através de análises no MEV, encontraram praticamente fratura dúctil, com algumas peculiaridades nos alvéolos. Formato elíptico (alongado), principalmente no aço HSLA, devido a presença de partículas de segunda fase. Nos aços microligado e carbono-manganês, também pode-se observar alvéolos alongados, mas a presença de alvéolos equiaxiais foi dominante. Uma outra importante contribuição, foi a constatação da formação dos vazios em torno das partículas de segunda fase.

Apesar dos ensaios realizados por Narayanasamy *et al.* (2008) serem parecidos com os realizados nesse estudo, encontraram apenas fratura dúctil, salientando apenas a diferença entre os alvéolos encontrados e sua influência na

conformabilidade, devido principalmente aos diferentes estados de tensão e os três materiais empregados. Em nenhum momento, o autor relata a presença de fratura frágil, justamente pelo fato de não ter trabalhado com nenhum aço avançado de alta resistência.

Segundo Uthaisangasuk *et al.* (2011), a fratura do material tem início na clivagem da fase dura martensítica, ainda em pequenos níveis de deformação, e a nucleação e coalescência, de vazios na interface da matriz ferrítica em torno das ilhas de martensita.

Kadkhodapour *et al.* (2011), através de ensaios de tração, interrompendo-os em várias etapas antes da ruptura, fizeram uma importante contribuição para o entendimento do modo de fratura, desde sua nucleação, passando pelo crescimento, até a coalescência do aço DP800. Observaram que, algumas das fraturas foram nucleadas nos contornos de grãos ferrita-ferrita e ocorreram na vizinhança de partículas de martensita. No contorno de grão ferrita-martensita dois padrões de nucleação foram observados. O primeiro, forma-se inicialmente nos contornos de grãos ferrita-ferrita e se propaga ao encontro do contorno de grão ferrita-martensita, como uma trinca. O segundo, foi chamado de separação normal dos contornos de grãos ferrita-martensita, sendo creditado à concentração de tensão ou incompatibilidade de deformação.

Kadkhodapour *et al.* (2011), através da análise no MEV do aço DP800, concluíram que os alvéolos tem um padrão homogêneo e a extensão de grandes vazios não foram observadas com tanta frequência, corroborando com as fractografias do aço DP600, figuras 4.13 – 4.15, que foram alvo de análise do presente estudo.

Finalizando a discussão do estudo do Kadkhodapour *et al.* (2011), que investigaram a fratura em aços bifásicos, observou-se que a deformação de grãos de martensita causaram uma deformação localizada na matriz ferrítica, influenciando diretamente na fratura final do material. Mas mesmo assim, o padrão não foi desviado da fratura dúctil clássica, mesmo entendimento do trabalho em questão utilizando o aço DP600.

Kim *et al.* (2011) realizaram ensaios uniaxial e biaxial de tração, variando a taxa de deformação, utilizando aços CQ e DP590. Uma das contribuições desse

trabalho, foi a observação da diminuição gradativa no coeficiente de encruamento e no alongamento dos materiais com o aumento da taxa de deformação. Com respeito a análise das fractografias, principalmente do aço bifásico, observou-se alguns pontos de clivagem em meio aos alvéolos em altas taxas de deformação, ou seja, aumentando a velocidade de deformação, o material tende para uma condição, pelo menos inicial, de fratura frágil no estado biaxial.

Fazendo um comparativo entre o trabalho de Kim *et al.* (2011) e o presente trabalho, a semelhança está somente nos ensaios realizados a baixa taxa de deformação, pois foi somente nessa condição que foram realizados os ensaios propostos nesse estudo. Em ambos os trabalhos não foram encontrados fratura frágil para baixas taxas de deformação, quer seja no estado uniaxial ou biaxial de tensões. Na investigação realizada por Kim, pontos de clivagem surgiram a altas taxas de deformação no estado biaxial, já no presente estudo, regiões de fratura frágil foram observados no estado plano de deformação.

Huh *et al.* (2008) já haviam realizado ensaios uniaxiais com aços avançados de alta resistência (DP600, DP800, TRIP600 e TRIP800) variando a taxa de deformação. Concluindo que, para todos os aços estudados, a fratura apresentou comportamento dúctil, muito semelhante as fractografias apresentadas no trabalho atual. A diferença encontrada está na morfologia dos alvéolos que, para altas taxas de deformação foram maiores e mais profundos, comprometendo a ductilidade do material.

Diante do exposto, pode-se observar que a análise da fratura, em especial dos aços avançados de alta resistência é alvo de estudos nos últimos anos. Com o intuito de melhor entender esse mecanismo, procurando prever em que circunstâncias as variáveis do processo de conformação podem interferir no micromecanismo de fratura de cada material.

Através da figura 4.20 é possível visualizar quais são os micromecanismos de fratura presentes no aço DP600 nas diferentes regiões do DLC.

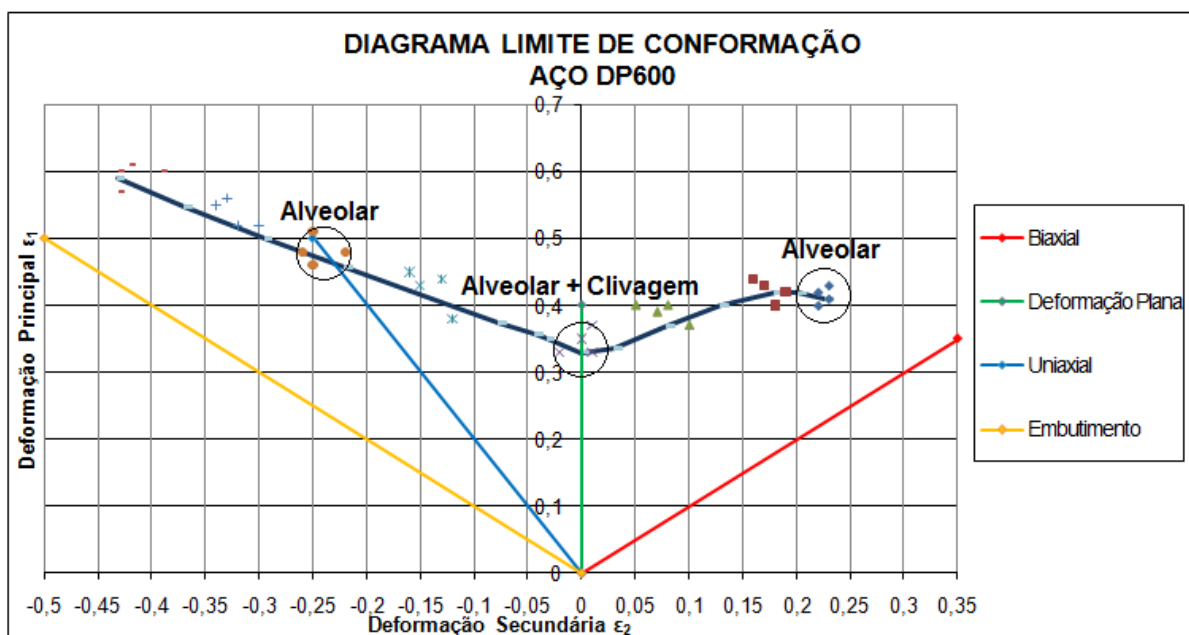


Figura 4.20. Micromecanismos de fratura presentes no aço DP600 nas regiões do DLC.

A inovação do trabalho em questão está no fato de investigar a fratura do aço avançado de alta resistência DP600 variando os estados de tensão, visto que, muitos o fizeram, mas variaram principalmente a taxa de deformação e em alguns casos não empregaram aços de última geração.

Através dos resultados apresentados no presente trabalho, a contribuição tecnológica que se pode deixar, é um maior entendimento no micromecanismo de fratura e do comportamento do aço DP600 quando solicitado de diferentes maneiras. Como resultado foram encontrados, na sua grande maioria, fraturas com características dúcteis do tipo alveolar, nos estados de tensão uniaxial e biaxial e modo combinado de fratura frágil pelo micromecanismo de clivagem com predominância dúctil alveolar no estado plano de deformação. Demonstrando com isso que, um material não é dúctil ou frágil, vai depender do estado de tensão empregado para deformá-lo e conseqüentemente levá-lo à fratura.

5 CONCLUSÃO

Pelos resultados dos ensaios de análise química, metalográfico e tração realizados no material da chapa, pode-se concluir que o aço DP600 encontra-se de acordo com a especificação de norma, corroborando com os dados fornecidos pelo fabricante e com outros autores que também realizaram trabalhos com o mesmo material, caracterizando o DP600 como um aço de estampabilidade moderada devido ao seu nível de resistência mecânica.

O baixo percentual de carbono, assim como dos demais constituintes do aço, obtidos a partir do ensaio de análise química, evidenciaram o material como um aço típico para operações que exigem um certo grau de estampabilidade, confirmado através dos ensaios de tração.

Os ensaios de tração apresentaram valores altos para o coeficiente de encruamento e moderado para o coeficiente de anisotropia, características típicas de chapas de aço avançado de alta resistência utilizadas na indústria automotiva, como é o caso do DP600.

Através da metalografia foi possível identificar as fases presentes no aço. Composta por uma quantidade menor de martensita, em torno de 16,5%, dispersa em uma matriz ferrítica contínua, que representou 83,5%.

Por meio do ensaio de estampagem foi possível determinar a curva limite de conformação e também do diagrama limite de conformação. Através da CLC foi possível determinar todas as deformações obtidas pelo material, demonstrando que a curva não ficou bem definida no estiramento, confirmando a dependência dessa região com uma lubrificação eficiente. E por meio do DLC foi determinado quais os níveis de deformação atingido por cada corpo de prova e determinar em quais regiões do diagrama os mesmos se localizavam, com isso ficou definido os corpos de prova de 75x200mm para obter o estado de tensão uniaxial e de 125x200mm para o estado plano de deformação.

Com respeito as fraturas encontradas no aço DP600, pode-se dizer que em todos os casos, independente do estado de tensão empregado, quer seja, uniaxial, biaxial ou plano de deformação, e independente do ensaio empregado (tração ou estampagem), observou-se predominância de fratura dúctil do tipo alveolar.

Os corpos de prova oriundos do ensaio de tração, que representaram o estado de tensão uniaxial, demonstraram que a direção de laminação não influenciou de maneira significativa no formato dos alvéolos. Somente no corpo de prova retirado a 90°, referente a direção de laminação da chapa, foram encontrados uma pequena quantidade de alvéolos alongados, justamente pela fratura ter ocorrido na direção de laminação da chapa, mesmo assim, a quantidade de alvéolos equiaxiais foi sempre superior.

Outra amostra representando o estado de tensão uniaxial, só que agora obtido através do ensaio de estampagem com punção hemisférico e corpo de prova com dimensões de 75x200mm, também apresentou fratura muito semelhante se comparadas com o ensaio de tração, ou seja, fratura dúctil e do tipo alveolar, com a presença de alvéolos alongados, aproximando-se mais do corpo de prova a 90°.

No estado biaxial, representado pelo corpo de prova de 200x200mm estampado com punção hemisférico, também apresentou fratura dúctil do tipo alveolar. Pela CLC ter atingido um pequeno nível de deformação no estiramento, devido a não utilização de lubrificação, podia-se esperar que fossem encontrados pontos de clivagem nessa região, fato que não foi comprovado pelas fractografias.

Regiões com características de fratura frágil pelo micromecanismo de clivagem só foram encontradas no estado plano de deformação, caracterizando um modo combinado de fratura, já que a fratura dúctil ainda pode ser observada e em maior quantidade. Foram utilizados os ensaios de estampagem com punção cilíndrico e corpo de prova de $\varnothing 200$ mm e punção hemisférico com corpo de prova de 125x200mm. Com a diferença que, no primeiro caso as regiões com características frágil, ou seja, com pontos de clivagem, foram em maior proporção.

Portanto, o aço DP600 não é um material dúctil ou frágil, ele pode estar dúctil ou frágil, vai depender do carregamento ao qual foi submetido, variando com isso o seu estado de tensão, passando de uma situação dúctil para um estado frágil ou mesmo o contrário, podendo ainda mesclar uma combinação de ambos.

6 TRABALHOS FUTUROS

Considerando que o processo de estampagem de chapas metálicas envolve muitas variáveis, tais como: material, lubrificação, velocidade de conformação, geometria da ferramenta, ficam abertas novas possibilidades para realização de pesquisas futuras nesta área:

- Investigar o tipo de fratura em todo o perfil da CLC, já que nesse trabalho basicamente foram analisados três corpos de prova utilizados para determinação da curva;
- Variar outras geometrias de ferramenta com o intuito de variar o estado de tensão;
- Repetir os ensaios propostos nesse trabalho com outros materiais avançados de alta resistência com diferentes espessuras;
- Através de simulação numérica, relacionar todas as variáveis citadas anteriormente, otimizando a pesquisa.

REFERÊNCIAS

- ALTAN, T.; NASSER, A.; YADAV, A.; PATHAK, P. Determination of the flow stress of five AHSS sheet materials (DP600, DP780, DP780-CR, DP780-HY and TRIP780) using the uniaxial tensile and the biaxial Viscous Pressure Bulge (VPB) tests. *Journal of Materials Processing Technology*, 210., p.429-436, 2010.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E 646 – 78**: Standard Test Method for Tensile Strain-Hardening Exponents (n-values) of Metallic Sheet Metals. 1984.
- ANDERSON, T. L. *Fracture Mechanics – Fundamentals and Applications – 2nd Edition*, CRC Press, 1995.
- ANDRADE, S. L.; BATISTA, J. F.; TAISS, J. M.; ROSA, L. K. ULSAB-AVC – O aço no automóvel do futuro: A estratégia da USIMINAS. In: 55^o Congresso da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2000, Rio de Janeiro, *Anais...* Rio de Janeiro, Julho 2000.
- ANDRADE, S. L., TAISS, J. M., ROSA, L. K. O aço no automóvel do futuro. In: 57^o Congresso da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2002, São Paulo, *Anais...* São Paulo, Julho 2002.
- ARRIEUX, R. *Ann. CIRP*, 36., n^o 1, p. 195, 1987.
- ASGARI, S. A.; PEREIRA, M.; ROLFE, B. F.; DINGLE, M.; HODGSON, P. D., Statistical analysis of finite element modeling in sheet metal forming and springback analysis. *Journal of Materials Processing Technology*, 203., p. 129-136, 2008.
- ASM INTERNATIONAL, *Metals Handbook*, vol. 12 e 14., 9. ed., 1993.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 6673**: Produtos Planos de Aço – Determinação das Propriedades Mecânicas a Tração. 1981.
- BARBOSA, G. M. Processo de dobramento de chapas metálicas. *Exacta*, São Paulo, v. 7, n. 1, p. 109-120, jan./mar. 2009.
- BETTAIEB, M. B.; LEMOINE, X.; BOUAZIZ, O.; HABRAKEN, A. M.; DUCHÊNE, L. Numerical modeling of damage evolution of DP steels on the basis of X-ray tomography measurements. *Mechanics of Materials*, 43., p. 139–156, 2011.
- BHADESHIA, H. K. D. H. Bainite in Steels. London, *The Institute of Materials*, 2001.
- BLECK, W.; Kriangyut, P. O., Microalloying of Cold-Formable Multiphase Steel Grades. *Materials Science Forum*, p. 7-113, 2005.

BRESCIANI FILHO, E.; BUTTON, S.T.; GOMES, E.; NERY, F.A.C.; ZAVAGLIA, C.A.C. *Conformação Plástica dos Metais*. São Paulo: UNICAMP, 1997.

BUCHER, J. H.; HAMBURG, E. G. SAE Trans 86.730, Sect. 1, 1977.

BUTUC, M. C.; GRACIO J. J.; BARATA, A. A. A theoretical study on forming limits prediction. *J Mater Process Technol.*, 142., p. 714-724, 2003.

CHEMIN FILHO, R. A. *Avaliação das deformações de Chapas Finas e Curvas CLC para Diferentes Geometrias de Punções*. 127f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2004.

CHEN M. H.; GAO, L.; ZUO, D. W.; WANG, M. Application of the Forming Limit Stress Diagram to Forming Limit Prediction for the Multi-Step Forming of Auto Panels. *Journal of Materials Processing Technology*, 187-188., p. 173-177, 2007.

CHEN, F. K.; LIU, S. W.; CHIANG, T. S.; HSU, K. M., PAN, Y. R. Die design for stamping automotive structural parts with advanced high strength steel sheets. *International Deep Drawing Research Group, IDDRG 2009 International Conference*, Golden, CO, USA, 2009.

COLPAERT, H. *Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns*. 4. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2008.

CORA, Ö. N.; KOÇ, M. Experimental investigations on wear resistance characteristics of alternative die materials for stamping of advanced high-strength steels (AHSS). *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 49., p. 897-905, 2009.

CURTZE, S.; KUOKKALA, V. T.; HOKKA, W.; PEURA, P. Deformation behavior of TRIP and DP steels in tension at different temperatures over a wide range of strain rates. *Materials Science and Engineering*, A 507., P. 124–131, 2009.

DE COOMAN, B. C. Structure-properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 8., p. 285-303, 2004.

DEARDO, A. J. de; GARCIA, C. I.; CHO, K.; HUA, M. New method of Characterizing and quantifying complex microstructures in steels. In: *New Developments on Metallurgy and Applications of High Strength Steels*, 2008, Buenos Aires. *Anais...* Buenos Aires, 2008.

DIETER, G. E. *Metalurgia Mecânica*. 4. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1996.

EFFTING, C. *Mecânica da Fratura Aplicada aos Materiais Dúcteis e Frágeis*. Joinville, 2004, 247f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia dos Materiais) – Setor de Ciências Tecnológicas, Universidade do Estado de Santa Catarina.

FARABI, N.; CHEN, D. L.; LI, J.; ZHOU, Y.; DONG, S. J. Microstructure and mechanical properties of laser welded DP600 steel joints. *Materials Science and Engineering*. A 527., p.1215–1222, 2010.

FISCHER, F.D.; REISNER, G.; WERNER, E.; TANAKA, K.; CAILLETAUD, G.; ANTRETTTER, T. A new view on transformation induced plasticity (TRIP). *International Journal of Plasticity*, 16., p. 723-748, 2000.

GOODWIN, G. M. Application os strain analyses to sheet metal forming problems in the press shop. *Metall Italiana*, 60., p. 764-774, 1968.

GORNI, A. A. Caracterização Topológica da Microestrutura Bifásica, *Revista Escola de Minas*, 49:1, pp. 40-44, Janeiro-Março 1995.

GORNI, A. A.; XAVIER, M. D.; CHIVITES, B. D.; CAMPOS JR., M. D. Desenvolvimento de Aços Microligados com Alta Resistência e Boa Ductilidade. In: Congresso Anual da ABM. *Anais...* Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, Vitória, p. 3269-3272, Julho 2007.

GORNI, A. A. Engenharia Microestrutural das Chapas de Aços de Alta Resistência. In: Conferência Nacional de Conformação de Chapas, 11., Outubro 2008, Porto Alegre. *Anais...* Porto Alegre: Centro Brasileiro de Inovação em Conformação Mecânica, 2008.

GRAF, A. F.; HORSFORD, W. F. Calculations of Forming Limit Diagram for Changing Strain Paths. *Metall. Trans. A24* (3), 2497-2501, 1993a.

GRAF, A.; HORSFORD, W. F. Effects of Changing Strain Paths on Forminf Limit Diagrams of Al. *Metall Trans. A24* (3), p. 2503-2512, 1993b.

GRAJCAR, A.; ADAMCZYK, J. Structure and mechanical properties of DP-type and TRIP-type sheets obtained after the thermomechanical processing. *Journal of Materials Processing Technology*, 162-163, p. 267-274, 2005.

GRONOSTAJSKI, J. *J. Mech. Work. Tech.*, 10., p. 349, 1984.

EFFTING, C. *Mecânica da Fratura Aplicada aos Materiais Dúcteis e Frágeis*. 247f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia dos Materiais) – Centro de Ciências Tecnológicas, Universidade do Estado de Santa Catarina, Joinville, 2004.

HILL, R. *J. Mech. Phys. Solids*, 1., p.19, 1952.

HILL, R., *Math. Proc. Camb. Philos. Soc.* 85(4), p. 179-185, 1979.

HORNBOGEN, E.; BECKER, J.; STRATMANN, P. Dual-Phase Gefüge. *Zeitschrift für Metallkunde*, 71(1), p. 27-31, January 1980.

HOSFORD, W. F.; CADDELL, R. M. *Metal Forming – Mechanics and Metallurgy*. 2nd Edition. N. J.: Prentice Hall, 1993.

HUH, H.; KIM, S. B.; SONG, J. H.; LIM, J. H. Dynamic tensile characteristics of TRIP-type and DP-type steel sheets for an auto-body. *International Journal of Mechanical Sciences*, 50., p. 918-931, 2008.

IGUCHI, T. Evaluation of Ductile Forming Limit Stress in Sheet Forming Processes and Measurement of Actual Stress at Fracture. *ISIJ International*, vol. 47, 3., p. 493-501, 2006.

IISI - International Iron and Steel Institute, *UltraLight Steel Auto Body - Advanced Vehicle Concepts (ULSAB-AVC) Overview Report (2002)*, disponível em: www.worldautosteel.org.

IWATA, N.; MATSUI, M.; GOTOH, M. *Jpn. Soc. Technol. Plast.*, 33., n° 381, p. 1196, 1992a.

IWATA, N.; MATSUI, M.; GOTOH, M. *Jpn. Soc. Technol. Plast.*, 33., n° 381, p. 1202, 1992b.

KEELER, S. P. Determination of forming limits in automotive stampings. *Sheet Met Ind*, 42., p. 683-691, 1965.

KEELER, S. P. *Trans. SAE*, 74., paper n° 650355, 1966.

KEELER, S. P. Understanding Sheet Metal Formability. *Machinery*, 1968.

KEELER, S. P. To Lube or Not to Lube. *Magazine Metal Forming*, p. 68-69, April 2000.

KLEEMOLA, H. J.; PELKKIKANGAS, M. T. *Sheet Met. Ind.*, 63., p. 591, 1977.

KIM, H.; BANDAR, A. R.; YANG, Y. P.; SUNG, J. H.; WAGONER, R. H. Failure analysis of advanced high strength steels (AHSS) during draw bending. *International Deep Drawing Research Group, IDDRG 2009 International Conference*, Golden, CO, USA, 2009.

KIM, S. B.; HUH, H.; BOK, H. H.; MOON, M. B. Forming limit diagram of auto-body steel sheets high-speed sheet metal forming. *Journal of Materials Processing Technology*, 211., p.851-862, 2011.

KADKHODAPOUR, J.; BUTZ, A.; ZIAEI-RAD, S.; SCHMAUDER, S. A micro mechanical study on failure initiation of dual phase steels under tension using single crystal plasticity model. *International Journal of Plasticity*, 27., p.1103-1125, 2011.

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

KUZMAN, K. Environmental Friendly Lubricants in Deep Drawing of Steel Sheet Metal. *Enform Project*. Slovenia, TECOS Celje, 2000.

LANGE, K. *Forming Handbook*. New York: Mcgraw Hill and SME, 1993.

LEVY, B. S.; VAN TYNE, C. J. Predicting Breakage on a Die Radius with a Straight Bend Axis During Sheet Forming. *Journal of Materials Processing Technology*. 2008.

LI, Z.; HUANG, M. Combined effects of void shape and void size – oblate spheroidal microvoid embedded in infinite non-linear solid. *Int J Plasticity*, 21., p. 625-650, 2005.

LI, Y.; LUO, M.; GERLACH, J.; WIERZBICKI, T. Prediction of shear-induced fracture in sheet metal forming. *Journal of Materials Processing Technology*, 210., 1858–1869, 2010.

LORENZ, R.; GILAPA, G. M. Avaliação da Conformabilidade de Chapas de Aço Plano. In: Conferência Nacional de Conformação de Chapas, 1., 1998, Porto Alegre. *Anais...* Porto Alegre: UFRGS – Centro de Tecnologia, p. 141-150, 1998.

MARCINIAK, Z.; KUCZYNSKI, K. Limit Strains in the Process of Stretch-Forming Sheet Metals. *International Journal of Mechanical Sciences*, p. 609-620, 1967.

MARCONDES, P. V. P. *Avaliação da deformação da lateral do Clio (Renault) via curva limite de conformação*. Curitiba: UFPR, 2002. Relatório Técnico.

MARRA, K. M. Aços dual phase da Usiminas: características e potencial de aplicação em veículos automotores. *2º Workshop sobre inovações para o desenvolvimento de aços de elevado valor agregado - Foco indústria automotiva*, 2008.

MOREIRA, L. P.; SAMPAIO, A. P.; FERRON, G.; LACERDA, A. C. Análise numérica e experimentação da influência da espessura inicial das deformações limites em chapas. In: CONFERÊNCIA NACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS, 6., 2003, Porto Alegre. *Anais...* Porto Alegre: UFRGS – Centro de Tecnologia, p. 39-49, 2003.

NAKAZIMA K. *Jpn. Soc. Technol. Plast.*, 11., nº 109, p. 112, 1970.

NARAYANASAMY, R.; SATHIYA, C. S. Some Aspects on Fracture Limit Diagram Developed for Different Steel Sheets. *Mater Sci Eng A*, 417., p.197-224, 2006.

NARAYANASAMY, R.; PARTHASARATHI, N. L., SATHIYA NARAYANAN, C., VENUGOPAL, T. PRADHAN, H. T. A Study on Fracture Behaviour of Three Different

High Strength Low Alloy Steel Sheets During Formation with Different Strain Ratios. *Materials and Design*, 29., 1868-1885, 2008.

NARAYANASAMY, R.; PARTHASARATHI, N. L., SATHIYA NARAYANAN, C. Effect of microstructure on void nucleation and coalescence during forming of three different HSLA steel sheets under different stress. *Materials and Design*, 30., 1310-1324, 2009.

PORSCHE Engineering. ULSAB-AVC - Ultra Light Steel Auto Body – Advanced Vehicle Concepts. Porsche, October 2001. Engineering Report.

RASHID, M. S. GM 980X – Potential Applications and Review. *International Automotive Engineering Congress and Exposition*. S.A.E. Technical Publication n° 770211. Detroit, 12 p., February-March 1977.

RICHTER, A. Comparação dos Resultados de Diferentes Testes para a Determinação da Curva Limite de Conformação. In: CONFERÊNCIA NACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS, 6., 2003, Porto Alegre. *Anais...* Porto Alegre: UFRGS – Centro de Tecnologia, p. 24-29, 2003.

SAMPAIO, A. P.; MARTINS, C. A.; SOUZA, P. C. Caracterização da Conformabilidade de Aço Livre de Intersticiais – IF – Produzido Via Recozimento em Caixa na Companhia Siderúrgica Nacional. In: CONFERÊNCIA NACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS, 1., 1998, Porto Alegre. *Anais...* Porto Alegre: UFRGS – Centro de Tecnologia, p. 89-100, 1998.

SANTOS, R. A. dos. *Avaliação de estampabilidade do aço DC 06 (DIN 10.152) e validação das deformações verdadeiras obtidas via simulação numérica*. 97f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2006.

SCHAEFFER, L. *Conformação Mecânica*. Porto Alegre: Imprensa Livre, 1999.

SCHAEFFER, L.; FOLLE, L. F.; ARRUDA, R. P.; MARCA, D. Escolha do lubrificante correto torna mais precisa a curva-limite de conformação. *Corte & Conformação de Metais*, p. 64-76, Abril 2008.

SCHRÖDER, T. Ausgekochter Stahl für das Auto von morgen. *Max Planck Forschung*, 3., p. 36-41, 2004.

SLATER, R. A. C. *Engineering Plasticity*. The Macmillian Press, 1997.

SMITH, W. F. *Princípio de Ciência e Engenharia dos Materiais*. 3. ed. Rio de Janeiro: McGraw-Hill, 1996.

SON, H. S.; KIM, Y. S. Prediction of forming limits for anisotropic sheets containing prolate ellipsoidal voids. *International Journal of Mechanical Sciences*, 45., p. 1625-1642, 2003.

STAHLEISEN, V. *The Appearance of Cracks and Fractures in Metallic Materials*. 1996.

STOUGHTON, T. B. A General Forming Limit Criterium for Sheet Metal Forming. *International Journal of Mechanical Sciences*, 42., p. 1-27, 2000.

SUDO, M. *et al.* Niobium Bearing Ferrite-Bainite High Strength Hot-Rolled Sheet Steel with Improved Formability. *Transactions of the ISIJ*, 23:4, p. 303-311, April 1983.

SWIFT, H. W. *J. Mech. Phys. Solids*, 1., p. 1, 1952.

TIGRINHO, L. M. V. *Influência da Lubrificação na Estampagem Via Análise das Deformações Obtidas em uma Chapa de Aço de Alta Estampabilidade*. Curitiba, 2005, 112f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná.

TIGRINHO, L. M. V.; SANTOS, R. A. dos; CHEMIN FILHO, R. A.; MARCONDES, P. V. P. Experimental Investigation on the Influence of the Lubricant Type in the Punch Stretching of Extra Deep-Drawing Steel. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 30., issue 4, p. 286-290, 2008.

USIMINAS. *Conformação na Prensa*. n. 6. Usiminas: 1999.

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

WAGONER, R. H.; KIM, R. J.; SUNG, J. H.; PIAO, K. The shear fracture of dual-phase steel. *International Journal of Plasticity*, 27., p.1658-1676, 2011.

WALP, M. S.; WURM, S.; DESAI, A. Shear Fracture in Advanced High Strength Steels. *SAE Paper No. 2006-01-1433*, SAE 2006 World Congress, Detroit, MI, USA, 2006.

WANG, W. R.; HE, C. W.; ZHAO, Z. H.; WEI, X. C. The limit drawing ratio and formability prediction of advanced high strength dual-phase steels. *Materials and Design*, 32., p. 3320-3327, 2011.

WEISS, M.; NIKHARE, C.; MARCONDES, P. V. P.; HODGSON, P. D. Experimental and numerical evaluation of forming and fracture behaviour of high strength steel. In: *New Developments on Metallurgy and Applications of High Strength Steels*, 2008, Buenos Aires. *Anais...* Buenos Aires, 2008.

WOODTHORPE, J.; PEARCE, R. The Effect of r and n Upon the Forming Limit Diagrams of Sheet Metal. *Sheet Metal Industries*. p. 1061-1067, 1969.

WorldAutoSteel. *Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guidelines*, Versão 4.1, 2009. Disponível em: www.worldautosteel.org.

WULPI, D. J. *Understanding How Components Fail*. 2nd Edition. ASM International, 1999.

YOSHIDA, T.; ITO, K.; KURIYAMA, Y.; USUDA, M. *Jpn. Soc. Technol. Plast.*, 42., n° 488, p. 919, 2001.

YOSHIDA, K.; KUWABARA, T.; NARIHARA, K.; TAKAHASHI, S. *Jpn. Soc. Technol. Plast.*, 45., n° 517, p. 123, 2004.

YOSHIDA, K.; KUWABARA, T. *Tetsu-to-Hagané*, 92., n° 1, p. 36, 2006.

ZHAO, L.; SOWERBY, R.; SKLAD, M. P. A Theoretical And Experimental Investigation of Limit Strains in Sheet Metal Forming. *International Journal of Mechanical Sciences*, 38., p. 1307-1317, 1996.