

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ**

**RAVILSON ANTONIO CHEMIN FILHO**

**ESTUDO DA FRATURA DE AÇOS DE NOVA GERAÇÃO DP600 ATRAVÉS DA  
VARIÇÃO DE PRESSÃO NO PRENSA-CHAPAS**

**CURITIBA  
2011**

**RAVILSON ANTONIO CHEMIN FILHO**

**ESTUDO DA FRATURA DE AÇOS DE NOVA GERAÇÃO DP600 ATRAVÉS DA  
VARIAÇÃO DE PRESSÃO NO PRENSA-CHAPAS**

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

RAVILSON ANTONIO CHEMIN FILHO

ESTUDO DA FRATURA DE AÇOS DE NOVA GERAÇÃO DP600 ATRAVÉS DA  
VARIAÇÃO DE PRESSÃO NO PRENSA-CHAPAS

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. Paulo Sergio C. P. da Silva  
USP  
Examinador externo

Prof. Dr. Luciano Pessanha Moreira  
UFF  
Examinador externo

Prof. Dr. Ramón Sigifredo C. Paredes  
UFPR  
Examinador interno

Prof. Dr. Adriano Scheid  
UFPR  
Examinador interno

Prof. Dr. Paulo Victor Prestes Marcondes  
UFPR  
Presidente

Curitiba, 29 de agosto de 2011.

***Aos meus pais,  
Ravilson A. Chemin e  
Maria Jussara Chemin,  
meus irmãos, familiares e  
Adriana***

## AGRADECIMENTOS

- À Deus, que me possibilitou realizar este trabalho;
- À minha esposa Adriana, que esteve sempre presente nos momentos difíceis;
- À minha família, pelo apoio e incentivo;
- Ao Professor Paulo Victor Prestes Marcondes pela orientação e auxílio prestados durante a realização deste trabalho;
- Aos colegas Luiz Mauricio Valente Tigrinho e Ângela Maria Cordeiro de Oliveira, pela ajuda na realização dos ensaios de laboratório;
- À empresa Usiminas pelo fornecimento do aço DP600.
- A todos os companheiros do Laboratório de Mecânica da UFPR.

## RESUMO

No tryout de ferramentas de estampagem, mudanças são freqüentemente necessárias, desde a escolha de um novo material com melhor conformabilidade, até ajustes no design de matrizes e punções a fim de se atingir o grau de satisfação esperado para o produto. Todas essas ações, no entanto, tomam tempo e dinheiro, o que mostra a necessidade de uma melhor avaliação das chapas metálicas a serem utilizadas, como uma forma de se evitar estas perdas provocadas pelo conhecimento insuficiente das reais condições de deformação a que os materiais podem ser submetidos. Desta forma, procura-se cada vez mais desenvolver ensaios de laboratório que permitam às indústrias de estampagem conhecer melhor a estampabilidade das chapas utilizadas, e que sirvam como base de dados para o desenvolvimento de modelos computacionais cada vez mais precisos para a simulação de processos de estampagem. Levando em conta que a eficiência na fabricação de um produto estampado está no grau máximo de deformação que a chapa metálica pode ser submetida antes da sua ruptura, pode-se dizer que o levantamento da curva limite de conformação (CLC) de um aço corresponde a um método bastante eficaz para esta avaliação, sendo bastante utilizada por diversos autores em publicações recentes. Um objeto de estudo pouco investigado, porém, é a influência do prensa-chapas na estampabilidade das chapas metálicas, em especial de aços de nova geração que possuem fases duras em sua microestrutura. Com base nisso, o projeto de pesquisa em questão tem como objetivo principal a avaliação da influência da carga do prensa-chapas na estampagem do aço “Dual Phase” DP600, que se caracteriza por ser um aço de alta resistência, com sua microestrutura composta de “ilhas” de martensita dispersas em uma matriz ferrítica numa proporção aproximada de 17%. No estudo realizado, foi levantada a curva limite de conformação do aço DP600 através do ensaio de estampagem Nakazima, com “draw bead” travando totalmente o escoamento do material e, posteriormente, variando a carga do prensa-chapas. As cargas utilizadas foram de 130tf, 80tf e 58tf. Para cada valor de carga, foram medidas as deformações planares principais e comparadas a CLC obtida pelo teste de Nakazima. Pelos resultados obtidos, verificou-se um aumento na conformabilidade máxima do aço para a carga de 130tf, uma equivalência de resultados com a CLC obtida pelo método Nakazima para a carga de 80tf e uma redução na estampabilidade do material para a carga de 58tf. Pela análise da fratura das amostras em um microscópio eletrônico de varredura, constatou-se que nos ensaios com as menores cargas no prensa-chapas, acentuou-se o surgimento de pontos de fratura frágil (clivagem) nas amostras, como consequência da maior taxa de deformação do material, o que induziu o surgimento das “shear fractures”, ou fratura por cisalhamento. Como conclusão do trabalho, pode-se dizer que a carga do prensa-chapas é altamente significativa na conformação de aços “dual phase”, uma vez que o seu ajuste correto pode levar a um ganho considerável na conformabilidade do material, permitindo a produção satisfatória de peças com maior grau de complexidade.

Palavras-chave: Estampagem. Curva CLC. Prensa-Chapas.

## ABSTRACT

In the tryout of stamping tools changes are often necessary, since the choice of a new material with better formability, adjustments to the design of dies and punches in order to achieve the expected level of satisfaction for the product. All of these actions, however, take time and money, which shows the need for better evaluation of sheet metal to be used as a way to avoid these losses caused by insufficient knowledge of actual conditions of deformation that the material can be submitted. Thus, the development of laboratory tests are important to the industries have better understand the formability of the sheet metal used, and to serve as a database for the development of computational models more accurate for the simulation of stamping process. Taking into account that the efficiency in the manufacture of a stamping product depend of the maximum degree of deformation that the sheet metal can be submitted before they fracture, it can be said that lifting the forming limit curve (CLC) corresponds to a very effective method for this assessment is widely used by several authors in recent publications. An object of study has been little researched, however, is the influence of blankholder on the drawability of sheet metals, especially the new generation steels, which have hard phases in its microstructure. Based on this, the research project in question has as main objective to evaluate the influence of blankholder in the formability of "Dual Phase" DP600 steel, which is characterized by a high-strength steel, with its microstructure is composed of "islands" of martensite dispersed in a ferritic matrix in a ratio of approximately 17%. In this study, was evaluated the forming limit curve of DP600 steel by Nakazima test, with "draw bead" totally catching the flow of material, and then by varying the force of the blankholder. The loads used were 130tf, 80tf and 58tf. For each load value, the deformations were measured and compared to the CLC Nakazima. From the results, there was an increase in the formability of steel for load 130tf, an equivalence of results obtained by the CLC method Nakazima and load of 80tf, and a decrease in drawability of the material to load 58tf. By the fracture analysis of the samples in a scanning electron microscope, in the tests with the lowest loads in the blankholder there was accentuated points of brittle fracture (cleavage) in the samples, as a consequence of the higher rate of deformation of the material, that induced the shear fractures. The main conclusion of the work is that the force of blankholder is highly significant in stamping of the "dual phase" steel, because there are a considerable gain in formability of the material, allowing satisfactory the production of parts with a higher degree of complexity.

Keywords: Stamping. FLC. Blankholder.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Estado de deformações atuantes no copo durante o embutimento profundo – Bresciani, 1997. ....	24
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.....	25
Figura 2.4 – Operação de estiramento, mostrando a região de deformação e forma de ruptura – Keeler, 1968.....	25
Figura 2.5 – Diagrama Limite de Conformação - modos de deformação para uma malha circular – Lange,1993. ....	29
Figura 2.6 - Distância l de apoio da chapa sobre a matriz – ASM Handbook, 1993..	30
Figura 2.7 - Modelo de ferramental utilizado por Pereira et al (2008). ....	32
Figura 2.8 - Ferramental utilizado por Altan et al (2007). ....	33
Figura 2.9 – Efeito do raio da matriz sobre a força de estampagem – ASM Handbook, 1993.....	34
Figura 2.10 – Fratura dúctil, formada por alvéolos ou “dimples”, vista com aumento de 2000x, sob um ângulo entre 40° a 50° em relação a superfície fraturada – Wulpi, 1999. ....	36
Figura 2.11 – Fratura por clivagem em um aço temperado, com aumento de 2000x – Wulpi, 1999. ....	36
Figura 2.12 – Fratura intergranular em um aço temperado, com aumento de 2000x – Wulpi, 1999. ....	37
Figura 2.13 – (a) Fratura por estrias em uma aço liga 8620, com aumento de 2000x. (b) Fratura por estrias numa liga de alumínio 7075-T6, com a carga alternada a cada 10 ciclos sob alta e baixa tensão, com aumento de 4900x – Wulpi, 1999.	37
Figura 2.14 – Representação esquemática dos mecanismos de trinca, em: (a) alveolar, (b) por clivagem e (c) intergranular – Effting, 2004.....	38
Figura 2.15 – (a) Fratura dúctil taça-cone em um aço inox 302. (b) Fratura dúctil de um aço baixo carbono, mostrando a propagação da trinca a 45° - Wulpi, 1999. ....	40



Figura 2.16 – Comportamento de um material dúctil antes da fratura, com apiação de 6x em (a), 50x em (b) e 250x em (c) – Wulpi, 1999. ....	41
Figura 2.17 – Partículas no interior dos alvéolos – Stahleisen, 1996. ....	42
Figura 2.18 – Alvéolos formados em inclusões alongadas – Stahleisen, 1996. ....	42
Figura 2.19 – Alvéolos alongados – Stahleisen, 1996. ....	43
Figura 2.20 – Distribuição bi-modal de alvéolos – Stahleisen, 1996. ....	43
Figura 2.21 – Linhas de deformação no interior dos alvéolos – Stahleisen, 1996. ....	43
Figura 2.22 – Influência da direção principal de carga no formato dos alvéolos formados na região fraturada do material – Wulpi, 1999. ....	44
Figura 2.23 – Mecanismo da fratura alveolar – Anderson, 1995. ....	46
Figura 2.24 – Modo de fratura por clivagem – Wulpi, 1999. ....	48
Figura 2.25 – Modo de fratura mista: clivagem e cisalhamento, de um aço temperado e revenido, com aumento de 750x (a) e 2500x (b) – Wulpi, 1999. ....	50
Figura 2.26. Modo de fratura combinada: com regiões de clivagem, intergranular e alveolar – Effting, 2004. ....	51
Figura 2.27 – Imagens da superfície da fratura do aço HSLA, aumento de 1500x. (a) e (b) condição de tração-compressão, (c) condição de deformação plana, (d), (e) e (f) condição de tração-tração – Narayanasamy, 2008 e 2009. ....	57
Figura 2.28 – Imagens da superfície da fratura do aço microligado. (a) condição de tração-compressão – 5000x, (b) condição de tração-compressão – 7000x, (c) condição de deformação plana – 3000x, (d) condição de deformação plana – 15000x, (e) condição de tração-tração – 5000x, (f) condição de tração-tração – 10000x – Narayanasamy, 2008 e 2009. ....	58
Figura 2.29 – Imagens da superfície da fratura do aço C-Mn. (a) condição de tração-compressão – 3000x, (b) condição de tração-compressão – 5000x, (c) condição de deformação plana – 2000x, (d) condição de deformação plana – 10000x, (e) condição de tração-tração – 5000x, (f) condição de tração-tração – 10000x – Narayanasamy, 2008 e 2009. ....	59
Figura 2.30 - Investigação do processo de falha 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 – falha ( $\epsilon_{eng} \approx 0,20$ ) – Kadkhodapour, 2011. ....	63

Figura 2.31 - A morfologia da fratura mostram distribuição homogênea dos dimples e pequeno número de inclusões estão presentes nos vazios - Kadkhodapour, 2011. ....	64
Figura 2.32 – Fractografia do aço CQ em baixa velocidade (a) e alta velocidade (b) e do aço DP590 em baixa velocidade (c) e alta velocidade (d) – Kim et al, 2011. 65	65
Figura 2.33 – Microestrutura do aço DP600 - Uthaisangasuk et al (2011). ....	67
Figura 2.34 – Representação esquemática da ferramenta para fratura por dobramento de Wagoner et al (2011) e os tipos de falhas observadas. ....	70
Figura 2.35. Relação entre ductilidade e resistência de várias categorias de aços amplamente utilizados na estrutura dos automóveis – ULSAB-AVC, 2001. ....	73
Figura 2.36. Representação esquemática da topologia da microestrutura bifásica – Hornbogen, 1980. ....	74
Figura 2.37. Possibilidades de aplicação do aço DP na carroceria dos automóveis – MARRA, 2008. ....	76
Figura 2.38. Aplicação de aço DP600 na carroceria do Ford 500 - WorldAutoSteel, 2009. ....	77
Figura 2.39. Micrografia do aço DP com ilhas de martensita em uma matriz ferrítica em: (a) esquemática, em (b) real de um aço DP600 – WorldAutoSteel, 2009. ...	78
Figura 2.40. Microestrutura do aço DP analisada no MEV em: (a) DP590 e (b) DP780 – DeArdo, 2008. ....	78
Figura 2.41. Curva tensão vs. deformação de engenharia (superior) e verdadeira (inferior), curvas para uma série de aços DP – WorldAutoSteel, 2009. ....	79
Figura 2.42. Aço DP 350/600 com maior TS que o HSLA 350/450 - Konieczny, 2003. ....	80
Figura 2.43. Valor instantâneo de n versus deformação para os aços DP 350/600 e HSLA 350/450 - Konieczny, 2003. ....	81
Figura 2.44. CLCs experimentais dos aços Doce 170/300, HSLA350/450 e DP 350/600 com espessura de 1.2 mm - Konieczny, 2003. ....	83
Figura 3.1 – Desenho do corpo de prova para o ensaio de tração.....	87
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 hemisférico, prensa-chapas e matriz sem “draw bead”.....	90

Figura 3.3 – Desenho dos corpos de prova utilizados no ensaio de estampagem Nakazima para o levantamento da CLC.....	91
Figura 3.4 – Esquema básico da difração de raios-X em um material com planos cristalinos separados por uma distância d. ....	97
Figura 4.1 – Metalografia do aço DP600 com aumento de 800x (a) e aumento de 3500x (b). ....	102
Figura 4.2 Curva Tensão vs Deformação de engenharia do aço DP600. ....	107
Figura 4.3 Curva Tensão vs Deformação de engenharia do aço DP600. ....	107
Figura 4.4 – Curva Limite de conformação do aço DP600, obtida através do ensaio de estampagem Nakazima.....	109
Figura 4.5 – Diagrama limite de conformação para corpos de prova de 200x200 mm e 150x200 mm, estampados com carga de 130 tf no prensa-chapas.....	110
Figura 4.6 – Variação provocada na curva limite de conformação para carga de 130 tf no prensa-chapas. ....	110
Figura 4.7 – Diagrama limite de conformação para corpos de prova de 200x200 mm e 150x200 mm, estampados com carga de 80 tf no prensa-chapas.....	111
Figura 4.8 – Variação provocada na curva limite de conformação para carga de 80 tf no prensa-chapas. ....	112
Figura 4.9 – Diagrama limite de conformação para corpos de prova de 200x200 mm e 150x200 mm, estampados com carga de 58 tf no prensa-chapas.....	113
Figura 4.10 – Variação provocada na curva limite de conformação para carga de 58 tf no prensa-chapas. ....	113
Figura 4.11 – Variação da força de estampagem em função do deslocamento do punção. ....	115
Figura 4.12 – Corpos de prova de 200x200 mm e 150x200 mm estampados com as forças de 130tf (a), 80tf (b) e 58tf (c).....	116
Figura 4.13 – Variação da taxa de deformação na flange em função da força do prensa-chapas. ....	117
Figura 4.14 – Variação da taxa de deformação na flange em função da força do prensa-chapas, com as cargas de 325,5tf e 632,9tf. ....	118
Figura 4.15 – Variação da deformação maior $\epsilon_1$ em função da força no prensa-chapas.....	119

Figura 4.16 - Superfície da fratura do aço DP600 sob estado uniaxial de tensão (direção 0°), em (a) ampliação 750x, (b) ampliação 2500x e (c) ampliação 5000x. ....	121
Figura 4.17 - Superfície da fratura do aço DP600 sob estado uniaxial de tensão (direção 45°), em (a) ampliação 750x, (b) ampliação 2500x e (c) ampliação 5000x. ....	122
Figura 4.18 - Superfície da fratura do aço DP600 sob estado uniaxial de tensão (direção 90°), em (a) ampliação 750x, (b) ampliação 2500x e (c) ampliação 5000x. ....	123
Figura 4.19 - Superfície da fratura do aço DP600, CP 200x200mm, carga no prensa-chapas de 130 tf, em (a) ampliação 750x, (b) ampliação 2500x e (c) ampliação 5000x. ....	125
Figura 4.20 - Superfície da fratura do aço DP600, CP 200x200mm, carga no prensa-chapas de 80 tf, em (a) ampliação 750x, (b) ampliação 2500x e (c) ampliação 5000x. ....	127
Figura 4.21 - Superfície da fratura do aço DP600, CP 200x200mm, carga no prensa-chapas de 58 tf, em (a) ampliação 750x, (b) ampliação 2500x e (c) ampliação 5000x. ....	128
Figura 4.22 - Superfície da fratura do aço DP600, CP 150x200mm, carga no prensa-chapas de 130 tf, em (a) ampliação 750x, (b) ampliação 2500x e (c) ampliação 5000x. ....	129
Figura 4.23 - Superfície da fratura do aço DP600, CP 150x200mm, carga no prensa-chapas de 80 tf, em (a) ampliação 750x, (b) ampliação 2500x e (c) ampliação 5000x. ....	130
Figura 4.24 - Superfície da fratura do aço DP600, CP 150x200mm, carga no prensa-chapas de 58 tf, em (a) ampliação 750x, (b) ampliação 2500x e (c) ampliação 5000x. ....	131
Figura 4.25. Difratoograma de DP600 mostrando as fases presentes no material antes da deformação. ....	135
Figura 4.26. Difratoograma de DP600 mostrando as fases presentes no material após a deformação. ....	135
Figura 4.27. Difratoogramas de DP600 antes e após a deformação, mostrando as fases presentes no material. ....	137

## LISTA DE QUADROS E TABELAS

Tabela 3.1 – Quantidade de corpos de prova necessários no ensaio de tração para levantamento das propriedades $n$ , $R$ , $LR$ , $LE$ , $AI$ .....	87
Tabela 3.2 – Quantidade de corpos de prova necessários para o ensaio de estampagem.....	92
Tabela 3.3 – Ensaio de estampagem com o aço DP600, variando a força no prensa chapa e dimensão do corpo de prova, para análise em MEV. ....	95
Tabela 4.1. Composição química resultante do ensaio de análise química do aço DP600. ....	100
Tabela 4.2. Principais elementos de liga presentes nos aços DP, sua razão e influência – MARRA, 2008. ....	101
Tabela 4.3. Comparativo das propriedades mecânicas $LE$ , $LR$ e $AI$ , do aço DP600, obtidos através dos ensaios de tração e fornecidos pelo fabricante do aço e por outros autores. ....	104
Tabela 4.4. Parâmetros de estampagem $R$ , $n$ , $\bar{R}$ e $\Delta R$ , do aço DP600, obtidos através dos ensaios de tração e fornecidos pelo fabricante do aço e por outros autores. ....	105
Tabela 4.5 – Tempo de estampagem, deslocamento da chapa e velocidade de deslocamento na flange para as diferentes forças do prensa-chapas. ....	116

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AHSS	“Advanced High Strength Steels”
ARBL	Aços de Alta Resistência e Baixa Liga
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
CP	“Complex Phase”
CP	Corpo de prova
CQ	Qualidade comercial
DIN	“Deutsche Industrie Normen”
DP	“Dual Phase”
FLD	“Forming Limit Diagram”
FLSD	“Forming Limit Stress Diagram”
FPC	Força no prensa-chapas
HSLA	“High Strangth Low Alloy”
LDR	“Limit drawing ratio”
LE	Limite de escoamento
MART	Martensíticos
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
RCD	Razão Crítica dos Diâmetros
TRIP	“Transformation Induced by Plasticity”
TS	“Tensile Strenght”
UFPR	Universidade Federal do Paraná
ULSAB	“Ultra Light Steel Auto Body”
UTS	“Ultimate Tensile Elongation”
YPE	“Yield Point Elongation”
YS	“Yield Strength”
ZC	Zona de cisalhamento

## LISTA DE SÍMBOLOS

$A_l$	Alongamento percentual
Al	Alumínio
b	Vetor de Burguers
C	Carbono
Cr	Cromo
Cu	Cobre
d	Distância entre os planos cristalinos
$D_m$	Diâmetro médio do corpo de prova
$D_{máximo}$	Diâmetro máximo do corpo de prova
$D_{mínimo}$	Diâmetro mínimo do corpo de prova
$D_o$	Diâmetro máximo do corpo de prova
$d_p$	Diâmetro do punção
$e_1$	Maior deformação convencional
$e_2$	Menor deformação convencional
F	Região fibrosa
$Fe_3C$	Cementita
K	Constante plástica de resistência
L	Comprimento do alvéolo
l	Distância da chapa apoiada sobre a matriz
$L_{grão}$	Comprimento do grão
ln	Logaritmo natural
LR	Limite de resistência à tração
$L_{segundafase}$	Comprimento da partícula de segunda fase
mm	Milímetro
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio
MPa	Mega Pascal
n	Coeficiente de encruamento por deformação
$n_{0^\circ}$	Coeficiente de encruamento a $0^\circ$ da direção de laminação
$n_{45^\circ}$	Coeficiente de encruamento a $45^\circ$ da direção de laminação
$n_{90^\circ}$	Coeficiente de encruamento a $90^\circ$ da direção de laminação

Nb	Nióbio
Ni	Níquel
$n_{medio}$	Coeficiente de encruamento médio
P	Fósforo
P1	Carga de 130tf do prensa-chapas
P2	Carga de 80tf do prensa-chapas
P3	Carga de 58tf do prensa-chapas
$R$	Coeficiente de anisotropia de Lankford
$\bar{R}$	Anisotropia normal
$r$	Raio da partícula
$R_{0^\circ}$	Coeficiente de anisotropia a $0^\circ$ da direção de laminação
$R_{45^\circ}$	Coeficiente de anisotropia a $45^\circ$ da direção de laminação
$R_{90^\circ}$	Coeficiente de anisotropia a $90^\circ$ da direção de laminação
$rd$	Raio de dobra
$R_o$	Raio inicial da microcavidade
S	Enxofre
Si	Silício
$t$	Espessura da chapa
$te$	Tempo de embutimento
$tf$	Tonelada força
Ti	Titânio
V	Vanádio
$V_1$	Velocidade após o dobramento
$V_2$	Velocidade de escoamento antes do dobramento
VNGIF	Fator de indução da nucleação e crescimento de vazios
vs	“versus”
$V_s$	Velocidade de propagação de uma onda elástica longitudinal no material
$W$	Largura do alvéolo
$W_{segundafase}$	Largura da partícula de segunda fase
$\bar{\varepsilon}_{LC}$	Deformação efetiva
$\bar{R}m$	Média dos raios da micro-cavidade
$\dot{\varepsilon}_{max}$	Taxa de deformação máxima



$\overline{\sigma}_{LC}$	Tensão limite de conformação efetiva
%	Por cento
$\varnothing$	Diâmetro
$\varepsilon_1$	Maior deformação verdadeira
$\varepsilon_2$	Menor deformação verdadeira
$\Delta R$	Anisotropia planar
$\Delta df$	Deslocamento da chapa na flange
$\Delta\sigma_d$	Tensão na interface partícula / matriz
$\mu$	Módulo de rigidez
$\alpha$	Ferrita
$\alpha'$	Martensita
$\varepsilon_{FLC}$	Deformação verdadeira
$\theta$	Ângulo em relação à superfície do sólido
$\lambda$	Comprimento de onda
$\sigma_1$	Tensão máxima principal
$\sigma_{1LC}$	Tensão limite de conformação pela deformação maior
$\sigma_c$	Tensão na interface de uma partícula cilíndrica
$\sigma_e$	Tensão efetiva ou de Von Mises
$\sigma_{LC}$	Tensão limite de conformação
$\sigma_m$	Componente hidrostática do estado de tensões
$\sigma_{n(c)}$	Tensão crítica
$\varphi$	Estricção

# SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO E OBJETIVOS</b> .....	<b>19</b>
1.1 Introdução .....	19
1.2 Objetivos .....	21
1.2.1 Objetivo geral.....	21
1.2.2 Objetivos específicos .....	22
<b>1.3 Hipótese de trabalho</b> .....	<b>22</b>
<b>2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	<b>23</b>
2.1 Métodos de ensaios para avaliação de produtos estampados e ferramental <b>23</b>	
2.1.1 Testes tecnológicos .....	23
2.1.2 Curva Limite de Conformação (CLC).....	28
2.1.3 Efeito das variáveis de processo .....	30
<b>2.2 Fratura em materiais metálicos</b> .....	<b>34</b>
2.2.1 Conceitos sobre fraturas.....	35
2.2.2 Análise da fratura em chapas metálicas .....	51
<b>2.3 Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS)</b> .....	<b>71</b>
2.3.1 Introdução.....	71
2.3.2 Aços bifásicos (Dual Phase) .....	73
2.3.3 Aço DP600 .....	76
<b>3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL</b> .....	<b>84</b>
<b>3.1 Generalidades</b> .....	<b>84</b>
<b>3.2 Material utilizado</b> .....	<b>85</b>
<b>3.3 Ensaio para caracterização dos materiais</b> .....	<b>85</b>
3.3.1 Análise química .....	85
3.3.2 Ensaio metalográfico.....	86
3.3.3 Ensaio de tração .....	86
3.3.4 Ensaio de estampagem Nakazima .....	89
<b>3.4 Ensaio para análise da influência da carga do prensa-chapas</b> .....	<b>94</b>
3.4.1 Ensaio de estampagem variando a carga no prensa-chapas .....	94
3.4.2 Fractografia .....	95
3.4.3 Difração de Raios-X.....	96
<b>4 RESULTADOS E DISCUSSÕES</b> .....	<b>99</b>

<b>4.1 Caracterização do Material.....</b>	<b>99</b>
4.1.1 Análise química .....	99
4.1.2 Metalografia .....	102
4.1.3 Ensaios de tração .....	103
4.1.4 Ensaio de estampagem Nakazima .....	108
<b>4.2 Ensaios de Estampagem com Variação de Carga no Prensa-Chapas ..</b>	<b>109</b>
<b>4.3 Análise da Fratura do Material.....</b>	<b>120</b>
4.3.1 Microscopia eletrônica de varredura.....	120
4.3.2 Ensaios de Raios-X .....	134
<b>5 CONCLUSÃO .....</b>	<b>138</b>
<b>5.1 – Conclusões.....</b>	<b>138</b>
5.1.1 – Caracterização do material .....	138
5.1.2 – Influência da carga do prensa-chapas.....	138
<b>5.2 – Trabalhos futuros.....</b>	<b>140</b>
<b>REFERÊNCIAS.....</b>	<b>142</b>

# 1 INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

## 1.1 Introdução

A indústria automobilística é um dos maiores mercados para aços de alta resistência e uma importante força motriz para o desenvolvimento de novos materiais e tecnologias. Nas últimas décadas o aumento da concorrência e a crescente demanda por carros mais seguros, econômicos e menos poluentes exigiram das montadoras, das indústrias siderúrgicas e da comunidade científica grandes investimentos na pesquisa de novos aços. O resultado dessas pesquisas foi o aumento significativo na utilização de aços de última geração nos automóveis.

Basta lembrar que os primeiros automóveis possuíam feitiço quadrado basicamente em função da inadequada estampabilidade das chapas dos aços ferrítico-perlíticos da época, 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 aço com alta estampabilidade.

A evolução da tecnologia dos bens de consumo duráveis, impôs o desenvolvimento de materiais de custo relativamente baixo cujo desempenho atendesse aos requisitos mecânicos, químicos e físicos necessários às mais variadas aplicações. Os produtos planos de aço possuem aplicação praticamente universal, devido a sua capacidade de assumir os mais variados perfis de propriedades através da escolha criteriosa dos elementos de liga e da aplicação de tratamentos termomecânicos ou térmicos específicos.

A crise do petróleo terminou em meados de 1985, mas a exuberância econômica do pós-guerra estava irremediavelmente perdida. Portanto, a indústria automobilística continuou demandando por avanços nos materiais por ela adotados, visando diminuir o preço de aquisição e manutenção de seus produtos. Além disso, as crescentes exigências dos consumidores por maior conforto a bordo (ar condicionado, direção hidráulica, vidros elétricos) chegaram até mesmo a reverter a tendência de diminuição no peso dos automóveis. Finalmente, o ambiente extremamente 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 foi o surgimento dos aços de Alta Resistência e Baixa Liga – ARBL (*High Strength Low Alloy – HSLA*), contendo microadições de Nb, Ti e V, cuja microestrutura ferrítica-perlítica mais refinada e capacidade de endurecimento por precipitação lhe proporcionavam maior resistência mecânica. Contudo, a contrapartida por essas vantagens foi uma ligeira perda de sua estampabilidade nesses novos produtos. Surgiram então, aços cuja microestrutura minimizava as perdas de estampabilidade decorrentes dos maiores níveis de resistência mecânica.

A resposta da siderurgia mundial foi o desenvolvimento contínuo de novos tipos de chapas de aço 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 sob maiores níveis de resistência mecânica.

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 para cada peça a ser estampada, para que então possam ter certeza de conhecer o nível de conformação do material que utilizam.

A conformabilidade é uma qualidade difícil de ser medida, uma vez que não existe um único parâmetro que permite sua avaliação para um material específico, de forma que estas condições sejam asseguradas para as diversas condições de produção e diferentes estampos que utilizam a mesma matéria-prima.

Durante o “tryout” (testes) de ferramentas de estampagem, mudanças são freqüentemente necessárias, desde ajustes no “design” (projeto) de matrizes e punções, troca 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.

Diante do exposto, procura-se cada vez mais pesquisar a influência dos parâmetros envolvidos na estampagem, permitindo as indústrias conhecer melhor estas variáveis do processo e entender a estampabilidade das chapas utilizadas que, em parte, pode garantir que as peças produzidas serão estampadas sem maiores restrições.

## **1.2 Objetivos**

### **1.2.1 Objetivo geral**

O trabalho em questão tem por objetivo analisar a influência da carga do prensa-chapas na estampabilidade de aços de nova geração, quando submetidos ao teste de estampagem Nakazima. A pesquisa concentrar-se-á num trabalho experimental, onde será desenvolvido um ferramental para estampagem de chapas de aço que permita a regulação da força aplicada no prensa-chapas. Desta forma, analisar-se-á o efeito desta variável de processo através da curva limite de conformação do material em estudo e o seu comportamento metalúrgico, em especial pela caracterização das trincas ocasionadas durante a estampagem. Para isso está prevista a utilização do aço “Dual Phase” DP600.

Espera-se chegar, ao final do trabalho, à real compreensão do efeito que a carga do prensa-chapas tem sobre a estampagem do aço DP600, tendo como base resultados práticos, que mostrem de forma precisa, valores adequados para o dimensionamento e ajuste deste componente de ferramentas de estampagem. Estes resultados evidenciam a principal inovação do trabalho proposto, a partir dos quais pode-se obter um ganho significativo de tempo nas fases de projeto e testes de ferramentas, além da possibilidade de utilização do material na produção de componentes mais exigentes quanto ao grau de deformação requerido.

### 1.2.2 Objetivos específicos

- Realizar a caracterização experimental do aço “dual phase” DP600, a fim de se conhecer de forma precisa as características de conformabilidade deste aço chamado de nova geração;
- Desenvolvimento de um equipamento sofisticado para a realização do ensaio de estampagem Nakazima, permitindo a variação da carga do prensa-chapas durante a operação de estampagem das amostras;
- Verificação do efeito da carga do prensa-chapas na estampabilidade do aço DP600, através da curva limite de conformação e pela caracterização da trinca ocasionada no material;
- Organização dos resultados mostrando o efeito da carga do prensa-chapas na estampagem do aço DP600, que auxilie, em termos práticos, numa melhor condição de ajuste e dimensionamento deste componente do ferramental;
- Geração de dados experimentais que possam ser utilizados no desenvolvimento e aprimoramento de modelos numéricos para simulação de operações de estampagem.

### 1.3 Hipótese de trabalho

A hipótese de trabalho considerada é que a força do prensa-chapas afeta diretamente o estado de tensão e deformação do material durante a estampagem que, em consequência disso, interferiria no modo de trinca produzida no aço. Este fato implicaria no atingimento de um maior ou menor índice de conformabilidade do material durante a estampagem, fator este relacionado diretamente a restrição imposta ao escoamento da chapa em função da força utilizada no prensa-chapas.

Acredita-se ainda que este efeito seja bastante evidente em aços de nova geração, por possuírem fases duras em sua microestrutura, que sofreriam, conseqüentemente, uma variação em maior magnitude do seu grau máximo de estampabilidade.

Com isso espera-se tornar mais claro e preciso o efeito do prensa-chapas na estampagem de aços de nova geração, mostrando a importância e o benefício do estudo desta variável nos processos de estampagem.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 Métodos de ensaios para avaliação de produtos estampados e ferramental

#### 2.1.1 Testes tecnológicos

Segundo o fascículo de informações técnicas da Usiminas (1999), essa categoria de teste visa simular, em escala de laboratório, 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 esticar 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 têm 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 processo de 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 tensão: um no flange, um na lateral e um no fundo do copo, como pode ser visto na figura 2.1.

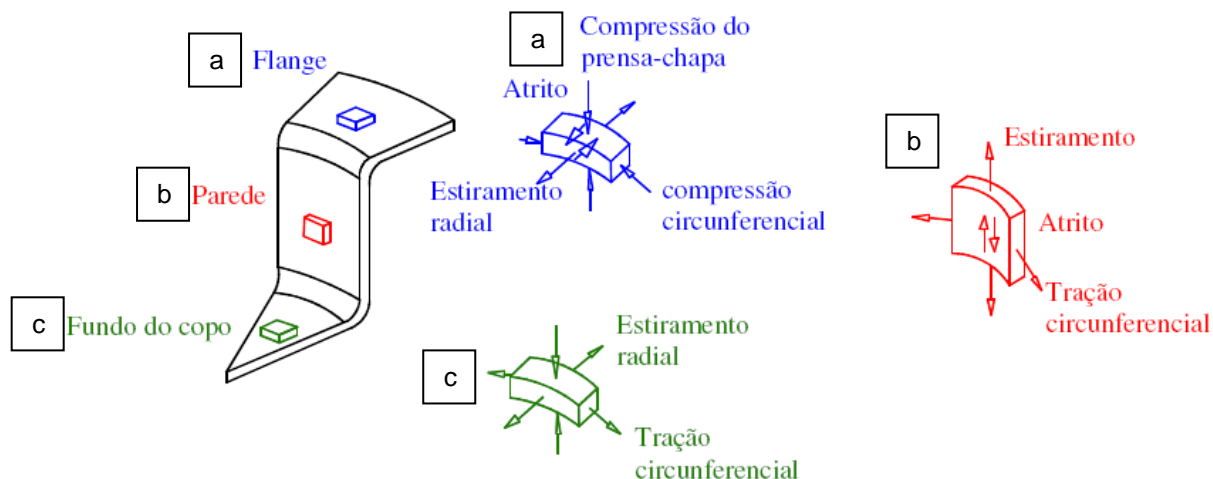


Figura 2.1 – Estado de deformações atuantes no copo durante o embutimento profundo – Bresciani, 1997.

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

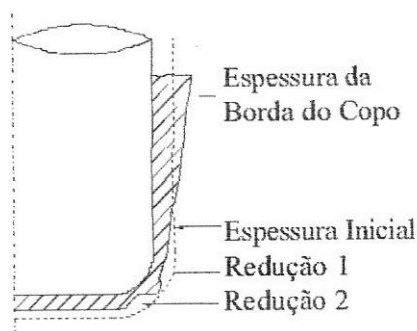


Figura 2.2 – Variação da espessura ao longo do copo embutido – Slater, 1997.

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 falha de processo no embutimento profundo.

Schaeffer (1999) e Keeler (1968), fazem 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 a forma de ruptura do material em cada caso.

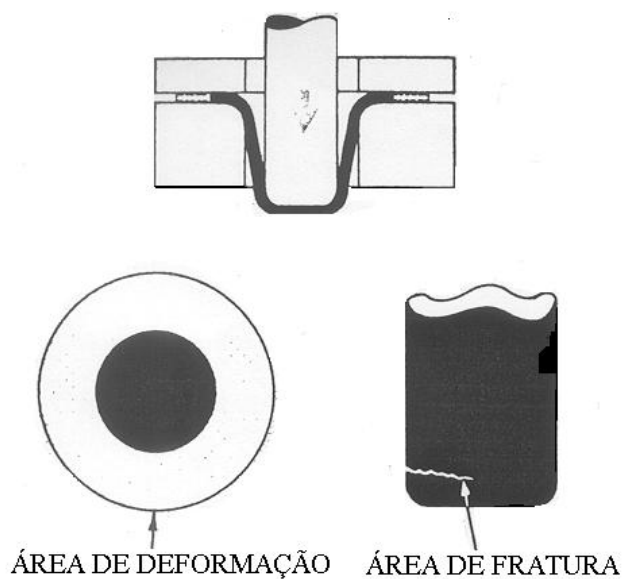


Figura 2.3 – Operação de embutimento profundo, mostrando a região de deformação e forma de ruptura – Keeler, 1968.

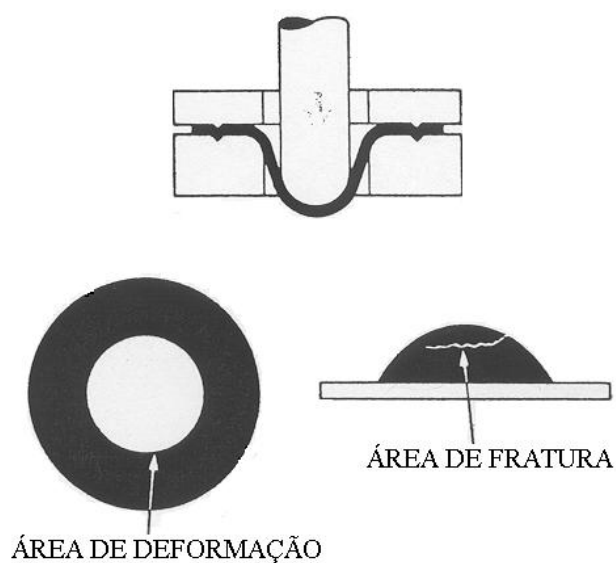


Figura 2.4 – Operação de estiramento, mostrando a região de deformação e forma de ruptura – Keeler, 1968.

De acordo com Sampaio et al (1998), uma maneira tradicional de se avaliar a aptidão dos materiais à conformação, 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.

Além do fato de sua longa utilização e da existência de inúmeros trabalhos sobre a sua reprodutibilidade, tem como principal vantagem a rapidez e simplicidade operacional.

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

O valor Erichsen correlaciona-se razoavelmente com o índice  $n$ , 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 hidráulica e a chapa é firmada através de pressão elevada no anti-ruga, que também dispõe de cordão esticador que se encaixa no entalhe da matriz, evitando que o flange escoe para dentro da matriz. Neste teste simula-se o estiramento puro e o valor medido é a altura da calota hemisférica (em mm) 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 gradativamente 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 ( $D_0/d_p$ ).

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 fenômeno de embutimento profundo, o qual está diretamente relacionado ao valor R de Lankford, 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 simultaneamente. Existem inúmeros tipos dos quais o mais conhecido é o ensaio Fukui ou CCV (“Conical Cup Value”), utilizando punção de cabeça esférica.

Neste teste a matriz é cônica na parte de apoio do corpo de prova sendo o corpo de prova 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  $\Delta R$  da chapa. Então, tem-se que:

$$\text{Valor CCV} = D_m = \frac{D_{\text{máximo}} + D_{\text{mínimo}}}{2} \quad (1)$$

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. O teste CCV, sendo combinado, correlaciona bem, tanto com o valor R de Lankford, como com o coeficiente de encruamento 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 (CLC). 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 (FLD) 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 FLD é definido nos eixos das menores e das 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 curva limite de conformação.

Richter (2003), define a curva limite de conformação 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 verdadeira maior x deformação verdadeira menor. 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 falha depende das propriedades do material, condições superficiais, tamanho e forma do “blank”, lubrificação, velocidade da prensa, pressão do prensa chapas, “design” 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, tanto no estiramento quanto no embutimento profundo. Este diagrama está apresentado na figura 2.5.

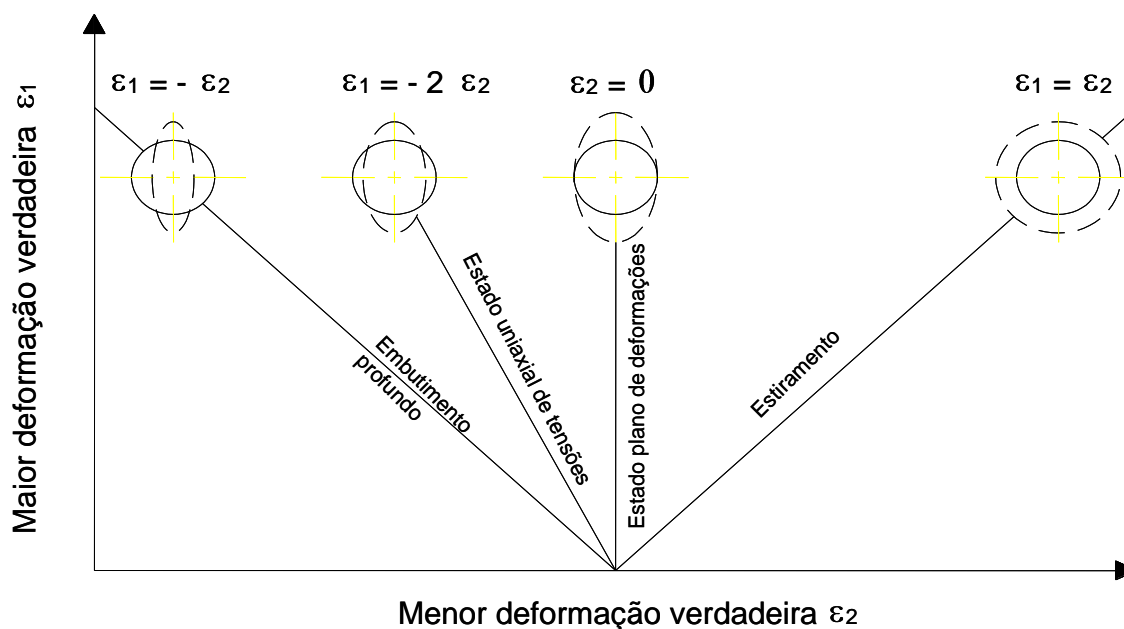


Figura 2.5 – Diagrama Limite de Conformação - modos de deformação para uma malha circular – Lange, 1993.

Muitos trabalhos de pesquisa são realizados pela análise através do FLD (Diagrama Limite de Conformação) pela investigação experimental e analítica do “necking”. Narayanasamy et al. (2006), porém, desenvolveram 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 dos aços de última geração, e também para a validação de modelos de elementos finitos. Trabalhos como o de Narayanasamy, et al. (2007), 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 do material, círculo de Mohr, coeficiente de encruamento, fator de anisotropia e pela dimensão do “necking”.

### 2.1.3 Efeito das variáveis de processo

Entre os diversos fatores que determinam o sucesso ou falha de um processo de estampagem podem ser destacados os raios do punção e da matriz, a folga entre eles, a velocidade de conformação, a lubrificação e a restrição ao escoamento da chapa. As características da chapa, como espessura, coeficiente de encruamento e fator de anisotropia também têm grande importância no processo.

Conforme descrito anteriormente, o objetivo do trabalho é avaliar a influência da força do prensa-chapas no modo de trinca de aços de última geração, de maneira tal que uma abordagem sobre o efeito dessa variável vem a ser importante.

De acordo com o ASM Handbook (1993), tanto a espessura da chapa quanto o raio da matriz oferecem resistência ao escoamento da chapa durante a estampagem. Apesar disso, em muitas operações se torna necessário um aumento dessa resistência através de uma maior força no prensa-chapas a fim de se evitar problemas como o orelhamento, papel este desempenhado pelo prensa-chapas.

Até certo limite é possível a estampagem sem prensa-chapas, isto para alumínio e aços de baixo teor de carbono, quando a razão  $l/t$  fica entre 1 e 3, sendo  $l$  a distância da chapa apoiada sobre a matriz e  $t$  a espessura da chapa, como mostra a figura 2.6. Uma forma de se melhorar esta condição, segundo o Metals Handbook, seria a utilização de uma matriz com entrada elíptica ou cônica, em ângulos de  $30^\circ$ ,  $45^\circ$  ou  $60^\circ$ .

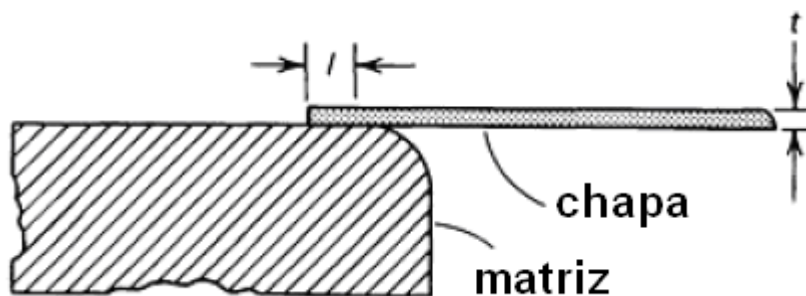


Figura 2.6 - Distância  $l$  de apoio da chapa sobre a matriz – ASM Handbook, 1993.

O ASM Handbook (1993) destaca ainda a função do prensa-chapas nas operações de estampagem, onde menciona a existência de forças compressivas sobre a chapa na superfície de apoio sobre a matriz, que fazem o material curvar. Se esta curvatura ou orelhamento da chapa ocorre para dentro da matriz durante a estampagem, a deformação na região entre a ponta do punção e a região da fratura da chapa ocorre após o início da estampagem. A força utilizada no prensa-chapas serve para prevenir este orelhamento e a fratura posteriormente, de maneira tal que deve ser de 1/3 da força necessária para a conformação da chapa. Deve-se levar em conta, no entanto, a espessura da chapa, uma vez que o afinamento do material é decorrente de uma maior força do prensa-chapas.

Ainda segundo o ASM Handbook (1993), não existem equações que permitam uma quantificação precisa da força do prensa-chapas, sendo este parâmetro determinado de forma empírica. A força do prensa-chapas deve ser o suficiente para se evitar o orelhamento da chapa, o que depende do seu afinamento, da espessura, das suas propriedades e da lubrificação entre outros fatores. Em casos particulares, a determinação da melhor força no prensa-chapas é feita de forma experimental.

Pereira et al (2008) fez uma análise relativa à influência das principais variáveis ligadas ao processo de estampagem, entre as quais comenta sobre a influência do prensa-chapas e do raio do punção na pressão de contato entre o punção e a chapa. Importante destacar que o autor utilizou o Abaqus 6.5 para a simulação numérica, e os resultados foram avaliados através de ensaios práticos com ferramental que, segundo ele, simula as reais condições dos estampos utilizados na indústria automobilística, como mostra a figura 2.7.



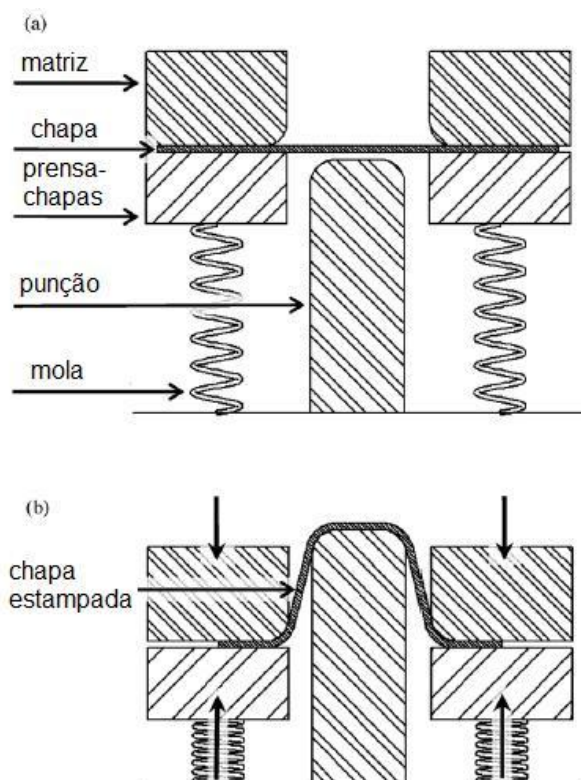


Figura 2.7 - Modelo de ferramental utilizado por Pereira et al (2008).

Na ferramenta utilizada por Pereira et al (2008) o controle da força no prensa-chapas é feita através de molas a gás, com cargas de 112,5 N, 450 N e 900 N. O autor analisou a pressão de contato a fim de verificar o desgaste do ferramental, porém, o modelo de ferramenta apresentado, assim como a metodologia de análise servem de modelo para a verificação da influência da força do prensa-chapas no modo de trinca do material.

Altan et al (2007) também apresentou em sua pesquisa o modelo de ferramental utilizados nos ensaios práticos de estampagem, que também serve como referência para o estudo do mecanismo de trincas de aços de última geração. O ferramental utilizado por Altan et al (2007), porém, é mais sofisticado, envolvendo uma prensa de duplo efeito, onde um dos cilindros de acionamento realiza especificamente a aplicação da carga do prensa-chapas. O sistema conta ainda com uma célula de carga para a verificação da força de estampagem como mostram a figura 2.8 .

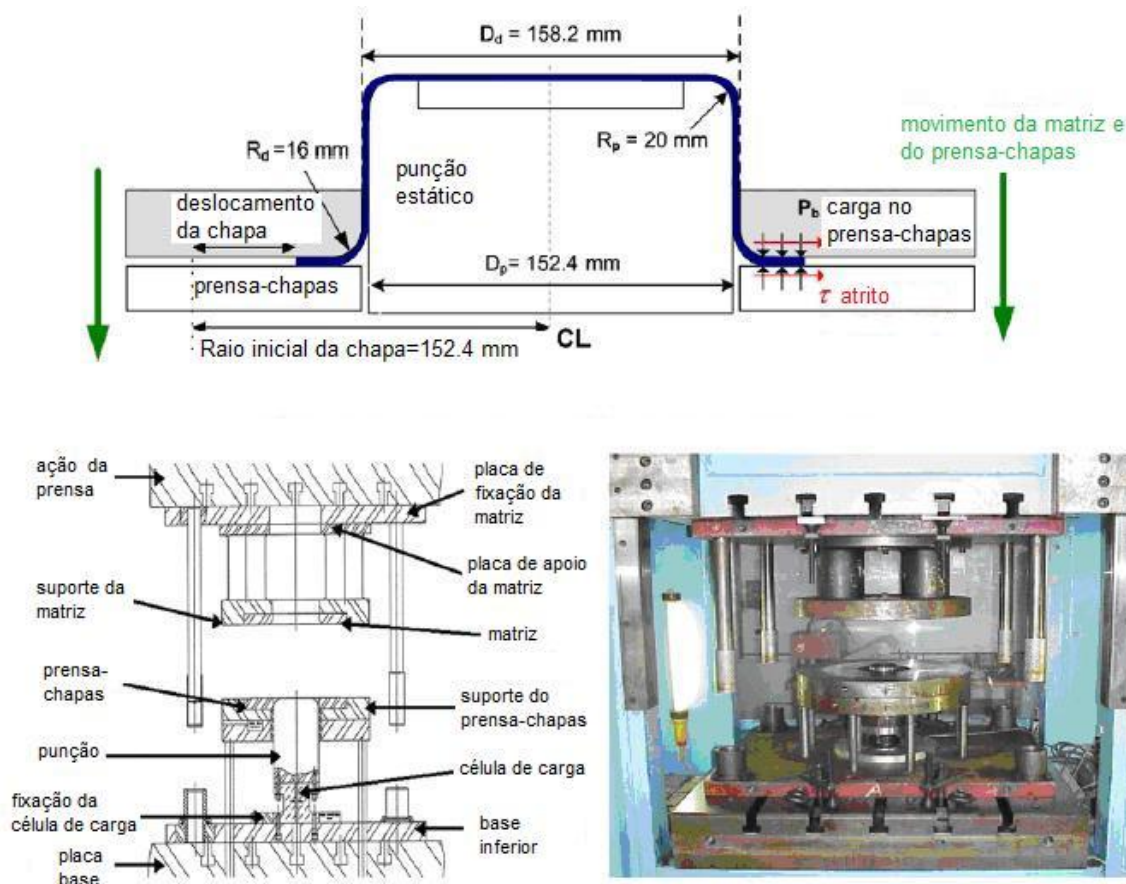


Figura 2.8 - Ferramental utilizado por Altan et al (2007).

Outra variável de grande importância nos processos de estampagem são os raios do punção e da matriz. Segundo o ASM Handbook (1993), como o punção age diretamente sobre a chapa no início da estampagem, a chapa assume o formato dos raios do punção e da matriz, de maneira que as tensões e deformações geradas são similares ao que ocorre no processo de dobramento. A dobra sobre o punção é estacionária, enquanto que sobre o raio da matriz é constantemente deslocada, ocasionando um afinamento gradativo. A força para estampagem numa posição intermediária do processo é decomposta em pelo menos três componentes: a força necessária para a dobra da chapa entre a flange e a parede lateral do copo; a força necessária para vencer a resistência do prensa chapas; a força necessária para o estiramento decorrente de uma compressão circunferencial e radial.

Em função da deformação do material e da resistência ao seu escoamento, a força do punção aumenta rapidamente, atingindo um valor máximo e, gradativamente reduzindo a zero a medida que o material escoo do ombro da matriz para dentro dela, formando a parede lateral do copo. Como o diâmetro do copo

permanece constante, a carga necessária para estampagem depende do tamanho do blank.

Ainda segundo o ASM Handbook (1993), os raios do punção e da matriz e o percentual de redução determinam a carga de estampagem necessária. Dessa forma, a estampabilidade do material tende a melhorar com o aumento dos raios do punção e da matriz, em outras palavras, a força necessária para execução do processo diminui a medida que esses raios aumentam, como mostra a figura 2.9.

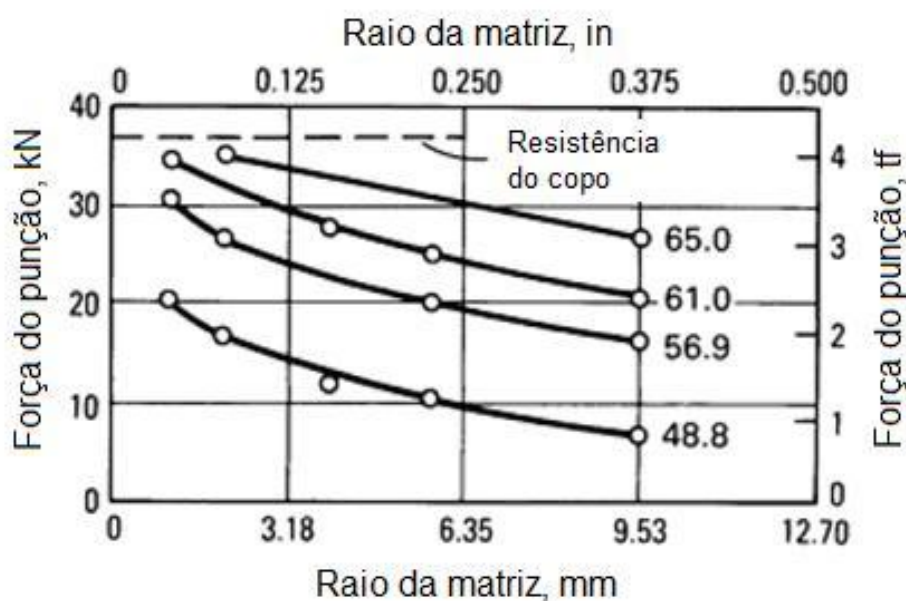


Figura 2.9 – Efeito do raio da matriz sobre a força de estampagem – ASM Handbook, 1993.

## 2.2 Fratura em materiais metálicos

Para o desenvolvimento de um projeto de pesquisa que envolve diretamente a análise do mecanismo 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), Stahleisen (1996), Silva (1999) 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 (2007, 2008, 2009 e 2010), Langseth et al (2010), Kim et al (2011), entre outros.

## 2.2.1 Conceitos sobre fraturas

### 2.2.1.1 Ductilidade

Para que se possa estudar o mecanismo de trinca dos materiais metálicos, alguns conceitos básicos se fazem necessários. Entre estes conceitos aparece a ductilidade, que corresponde a capacidade do material se deformar sem que ocorra fratura, condição esta imprescindível em processos de conformação mecânica, onde o produto é obtido essencialmente em função da deformação plástica do material a ser utilizado. De acordo com Silva (1999), a importância da ductilidade para a conformação mecânica de metais é óbvia pela própria definição. Para o projeto de máquinas e equipamentos 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 freqüentemente 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 Silva (1999), não se calcula a ductilidade mínima necessária num componente ou estrutura, como se faz com a resistência. Os valores mínimos de alongamento ou estrição são determinados empiricamente, isto é, baseando-se em experiência anterior que, em alguns casos, se encontra consolidada em normas ou códigos.

Segundo o autor, um erro conceitual bastante comum é raciocinar-se 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 de discordâncias. Estas 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 mecanismo de fratura dúctil.

### 2.2.1.2 Classificação dos mecanismos de fratura

O ASM Handbook (1993), assim como Silva (1999) e Wulpi (1999) classifica a fratura dos materiais metálicos em quatro tipos principais: alveolar, clivagem, intergranular ou por estrias. As Figuras. 2.10, 2.11, 2.12 e 2.13 ilustram estes modos de fraturas através de fotos obtidas por microscopia eletrônica de varredura.

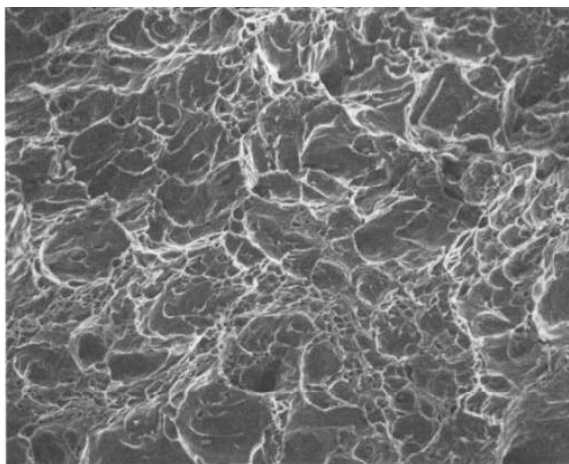


Figura 2.10 – Fratura dúctil, formada por alvéolos ou “dimples”, vista com aumento de 2000x, sob um ângulo entre 40° a 50° em relação a superfície fraturada – Wulpi, 1999.

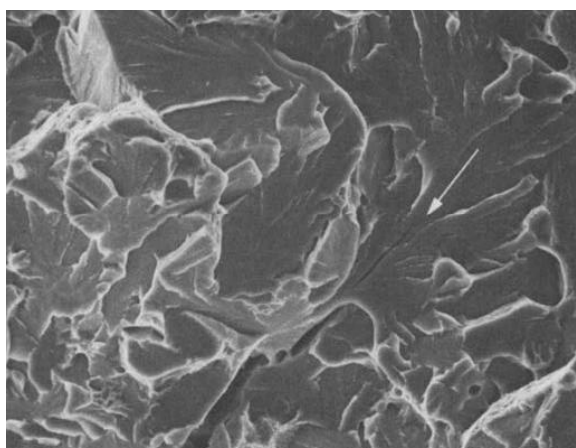


Figura 2.11 – Fratura por clivagem em um aço temperado, com aumento de 2000x – Wulpi, 1999.

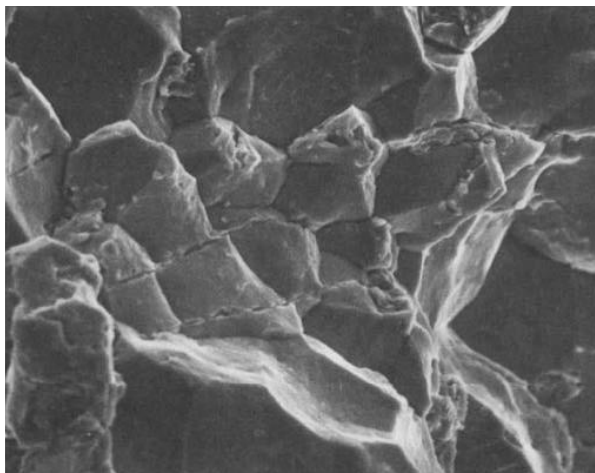
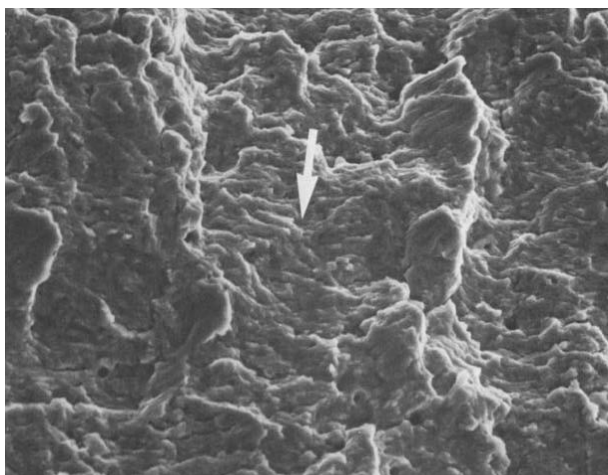


Figura 2.12 – Fratura intergranular em um aço temperado, com aumento de 2000x – Wulpi, 1999.



(a)



(b)

Figura 2.13 – (a) Fratura por estrias em uma aço liga 8620, com aumento de 2000x. (b) Fratura por estrias numa liga de alumínio 7075-T6, com a carga alternada a cada 10 ciclos sob alta e baixa tensão, com aumento de 4900x – Wulpi, 1999.

Effting (2004) representa esquematicamente os mecanismos de trinca alveolar, por clivagem e intergranular, como mostra a figura 2.14.

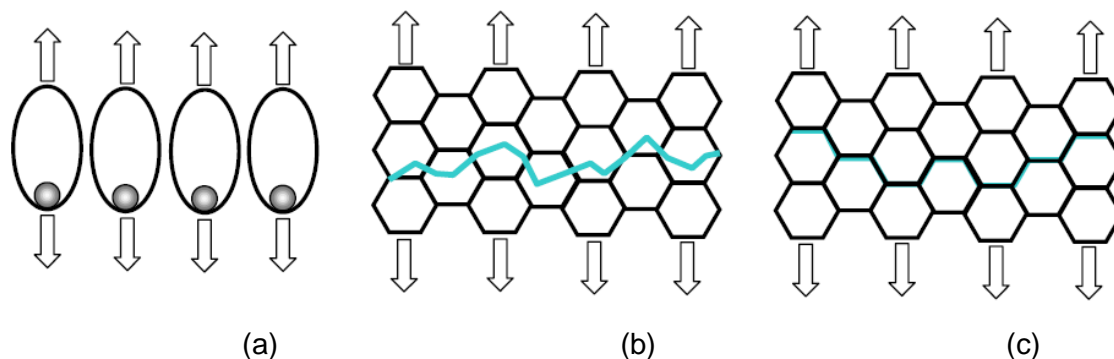


Figura 2.14 – Representação esquemática dos mecanismos de trinca, em: (a) alveolar, (b) por clivagem e (c) intergranular – Effting, 2004.

Desta forma, Silva (1999) afirma que toda fratura dúctil ocorre por mecanismo alveolar. O mecanismo de clivagem absorve energia tão baixa que a fratura por esse mecanismo é sempre frágil. O mecanismo intergranular é considerado anormal nos metais, ou seja, sua ocorrência é indício de que algum mecanismo de fragilização ocorreu durante a elaboração ou utilização do material, enquanto que o mecanismo 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 ou monotônicas, 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 mecanismo 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 esta originada especificamente por um processo de fragilização dos contornos de grão, 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 dos mesmos.

### 2.2.1.3 – Fratura dúctil

Silva (1999) 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.

### 2.2.1.4 – 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  $45^\circ$  em torno da periferia do corpo de prova, como mostram as figuras 2.15(a) e 2.15(b). Independentemente, porém, 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  $45^\circ$ , chamada zona de cisalhamento (ZC).

O ASM Handbook (1993), Wulpi (1999) e Silva (1999) descrevem este mecanismo de trinca de forma semelhante. Segundo os autores, a fratura inicia-se no centro da amostra e, após a formação do pescoço, o estado de tensões torna-se triaxial, de maneira tal que no centro da seção de menor diâmetro, chega-se ao estado máximo tanto em relação a tensão longitudinal quanto ao estado triaxial 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.



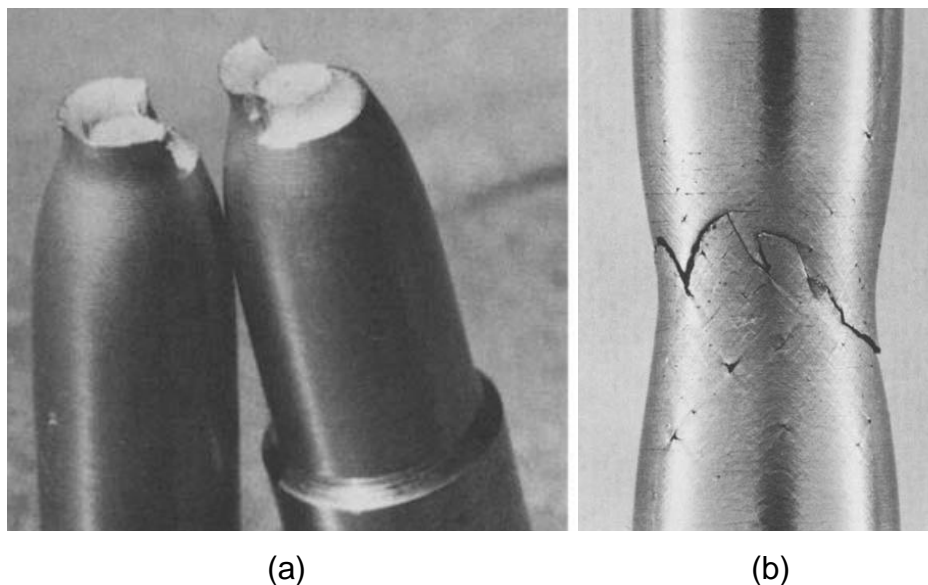


Figura 2.15 – (a) Fratura dúctil taça-cone em um aço inox 302. (b) Fratura dúctil de um aço baixo carbono, mostrando a propagação da trinca a 45° - Wulpi, 1999.

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 à zero, devido à pequena espessura resistente do corpo de prova.

De acordo com Silva (1999), 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.

#### 2.2.1.5 – Aspectos microscópicos

Segundo Wulpi (1999), numa análise em escala microscópica se pode perceber com maior clareza, características específicas de deformação plástica e ruptura de um material dúctil. A figura 2.16 mostra o comportamento de um aço 1020 laminado a quente antes da fratura, quando submetido a uma carga de tração, em três diferentes ampliações.

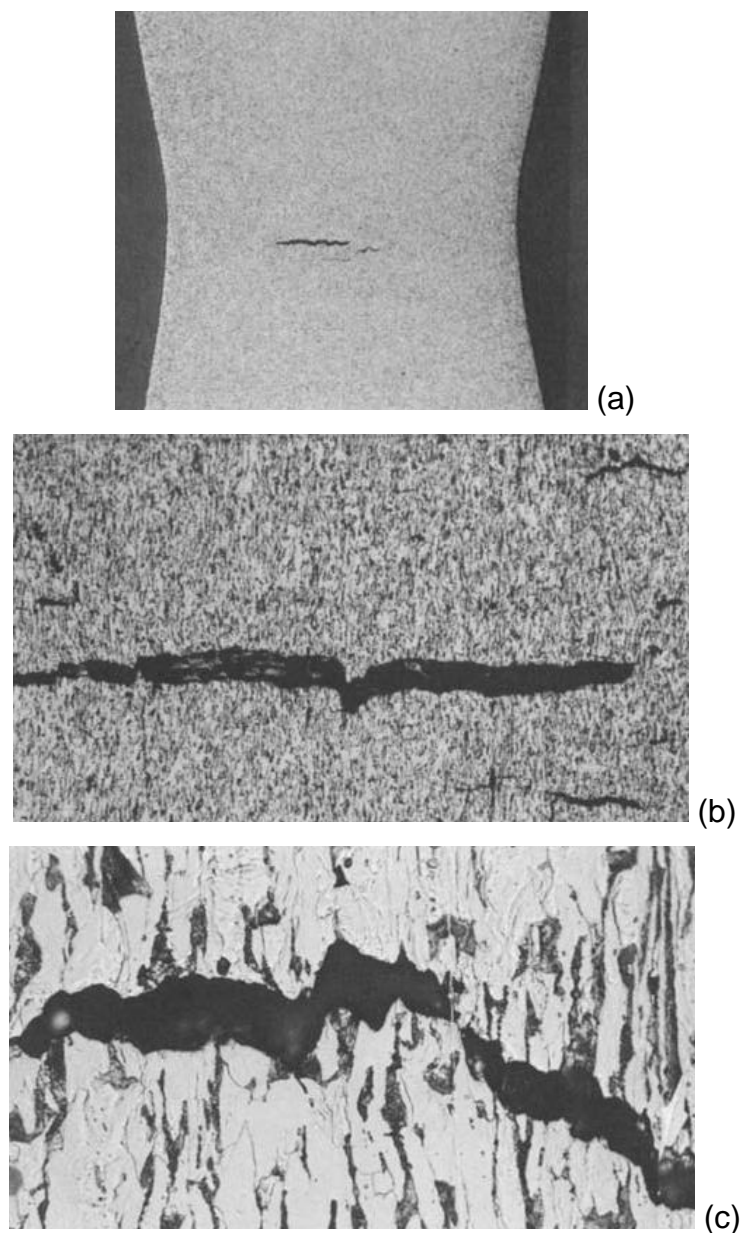


Figura 2.16 – Comportamento de um material dúctil antes da fratura, com aplicação de 6x em (a), 50x em (b) e 250x em (c) – Wulpi, 1999.

De acordo com o ASM Handbook (1993), a região característica de uma fratura dúctil, isto é, a região fibrosa, é sempre formada pelo mecanismo alveolar. A figura 2.17 mostra um outro aspecto desse mecanismo de fratura em que se notam partículas arredondadas no interior dos alvéolos, a partir das quais os alvéolos se formaram.

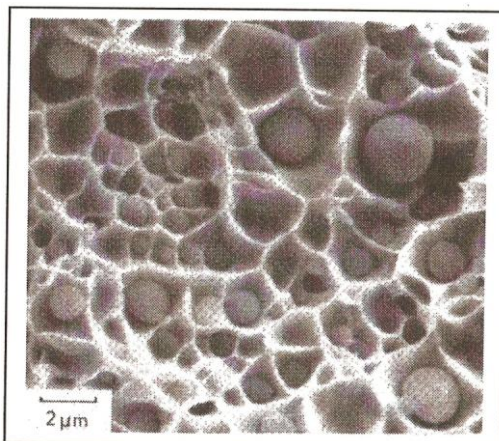


Figura 2.17 – Partículas no interior dos alvéolos – Stahleisen, 1996.

Quando a forma das partículas é alongada, por exemplo, como a das inclusões de sulfetos de manganês uma fratura resultante de solicitação na direção transversal à da laminação numa chapa de aço, o aspecto dos alvéolos também é alongado, como mostra a figura 2.18. Dependendo de detalhes do processo de formação dos alvéolos, eles podem ser arredondados como os das figuras anteriores ou alongados como mostra a figura 2.19. O tamanho dos alvéolos pode ser uniforme, ou apresentarem-se com uma distribuição de tamanhos bi-modal (figura 2.20).

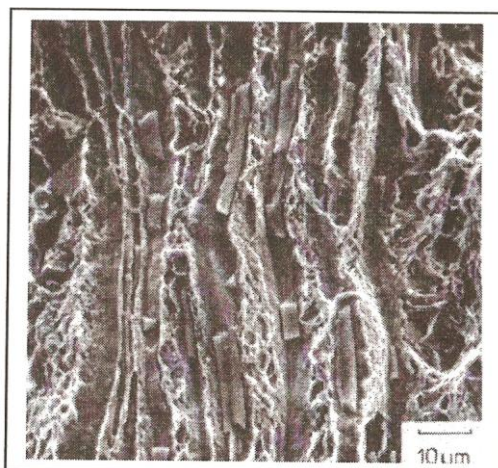


Figura 2.18 – Alvéolos formados em inclusões alongadas – Stahleisen, 1996.

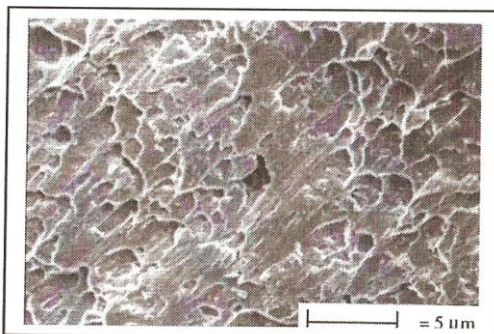


Figura 2.19 – Alvéolos alongados – Stahleisen, 1996.

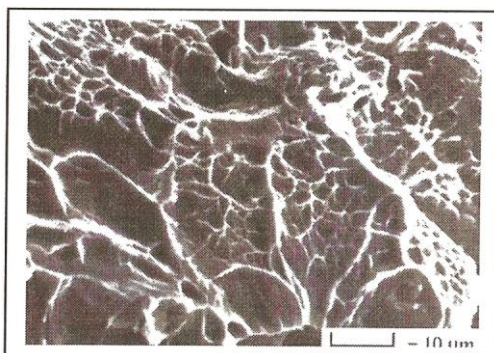


Figura 2.20 – Distribuição bi-modal de alvéolos – Stahleisen, 1996.

Em alvéolos grandes, como na figura 2.21, podem-se observar linhas de escorregamento nas suas paredes internas o que mostra que foram formados por deformação plástica.

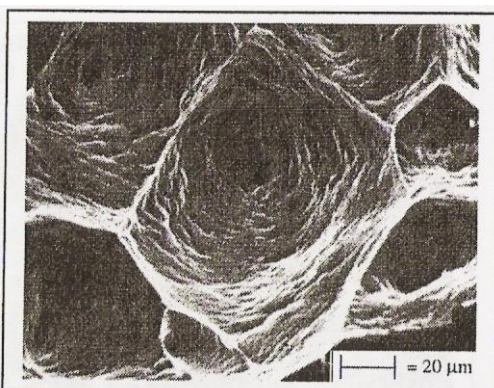


Figura 2.21 – Linhas de deformação no interior dos alvéolos – Stahleisen, 1996.

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 2.22.

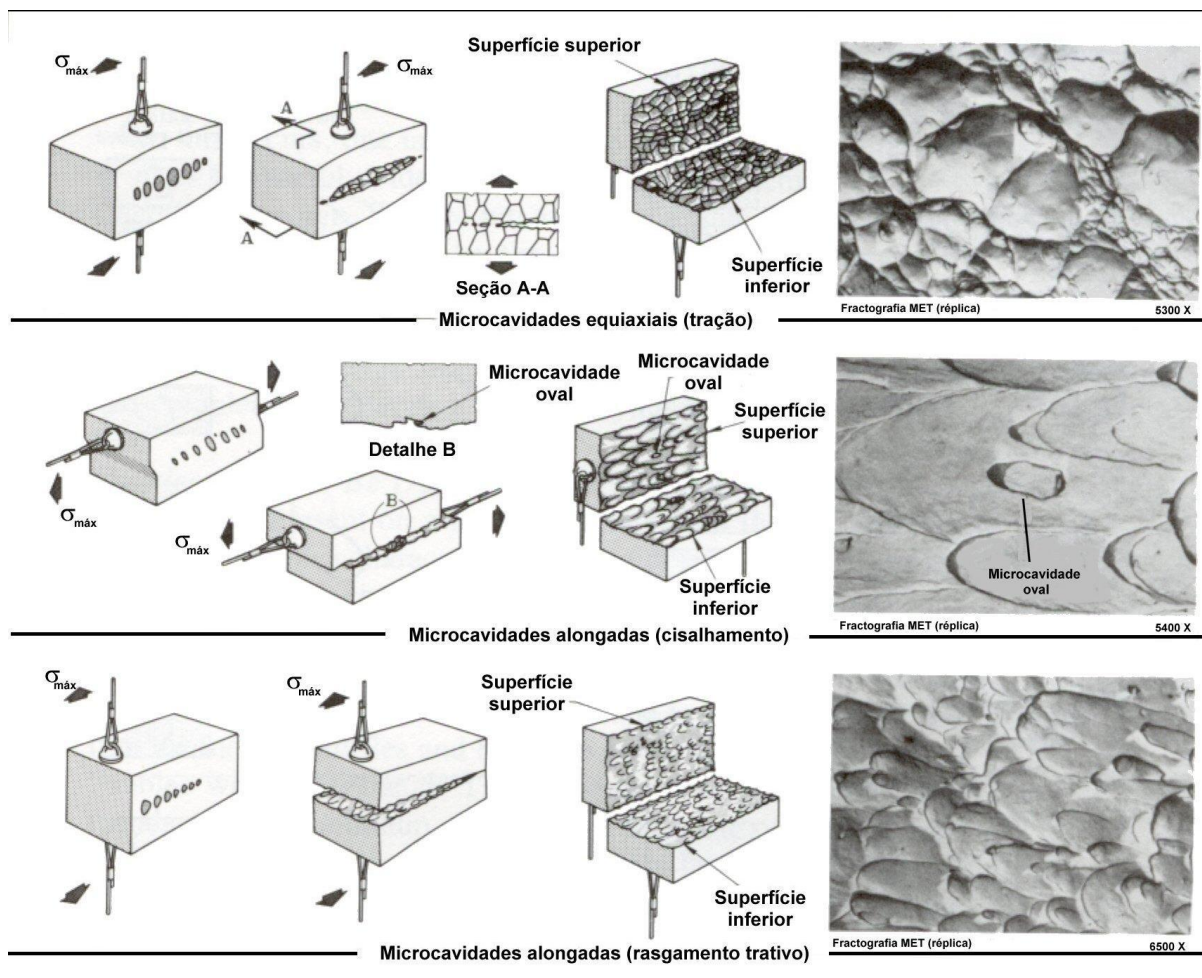


Figura 2.22 – Influência da direção principal de carga no formato dos alvéolos formados na região fraturada do material – Wulpi, 1999.

De acordo com a figura 2.22, o esforço de tração tende a provocar a formação de alvéolos equiaxiais, condição que, segundo o autor, será perceptível somente se a superfície fratura for observada perpendicularmente. A segunda condição ilustrada na figura 2.22, 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 disso 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 2.22. 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.

#### 2.2.1.6 Mecanismo da fratura alveolar

De forma similar a Effting (2004), o Anderson (1995) apresenta de forma esquemática na figura 2.23 o mecanismo de uma fratura alveolar na região fibrosa de uma fratura dúctil. Segundo o autor, a fratura inicia-se num processo de nucleação de micro-cavidades, que numa segunda etapa crescem e, numa terceira etapa sofrem um coalescimento. Desta forma, Silva (1999) faz uma descrição da representação da figura 2.23, como sendo (a) a representação de partículas de segunda fase, que podem ser inclusões ou precipitados, distribuídas numa matriz. Segundo o autor, as micro-cavidades são nucleadas pela quebra das partículas ou pela abertura na interface partícula / matriz, como esquematizado em (b). No início do processo, não há uma interação entre as cavidades, e o processo de deformação da matriz ocorre uniformemente, provocando o crescimento das micro-cavidades, como representado em (c). À medida que as cavidades crescem, inicia-se um processo de interação, concentrando a deformação em bandas, como mostrado no item (d) da figura 2.23. Isto resulta na instabilidade mecânica dos ligamentos (estricção), como mostrado em (e) e no coalescimento das cavidades, que constitui a fratura propriamente dita, conforme representado em (f).

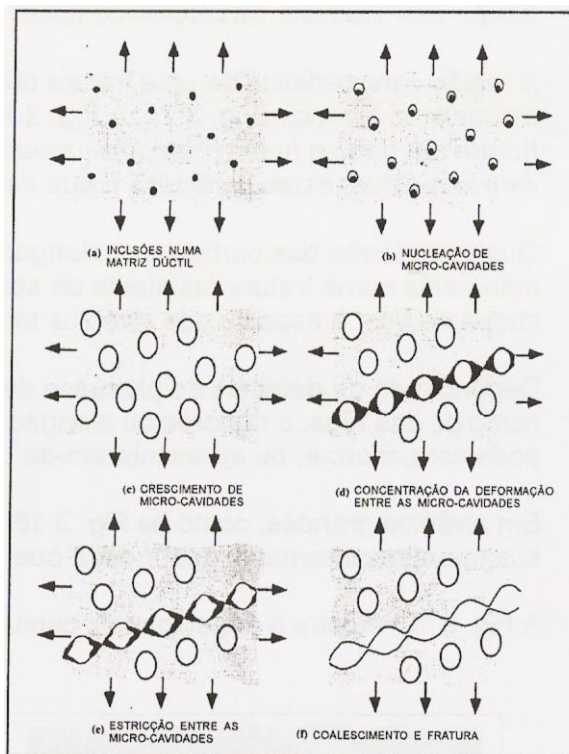


Figura 2.23 – Mecanismo da fratura alveolar – Anderson, 1995.

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  $45^\circ$ , em que as tensões de cisalhamento são máximas; o resultado final é o aspecto em zig-zag da trinca, mostrado na figura 2.16. 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 2.20.

#### 2.2.1.9 Tenacidade e fratura frágil

De acordo com o Silva (1999), em estruturas de equipamentos utilizados na indústria de modo geral, 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.

Segundo o autor, 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. A trinca propaga-se com alta velocidade, podendo atingir  $0,38 V_s$ , onde  $V_s$  é a velocidade de propagação de uma onda elástica longitudinal no material.

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 externas 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.

#### 2.2.1.10 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 Silva (1999) cita quatro maneiras de se determinar a origem, a saber:

(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, análoga às divisas de sargento, e 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 falhas morfológicas 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.

#### 2.2.1.11 – Aspectos microscópicos da fratura frágil

De acordo com ASM Handbook (1993), a fratura frágil pode ocorrer por dois micro mecanismos principais: clivagem, mostrada na figura 2.11 e intergranular, apresentada na figura 2.12.

As facetas de clivagem, que correspondem a um grão da estrutura cristalina, apresentam degraus, semelhantes aos “rios” macroscópicos. 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, portanto, possível determinar a direção de propagação da trinca em cada faceta.

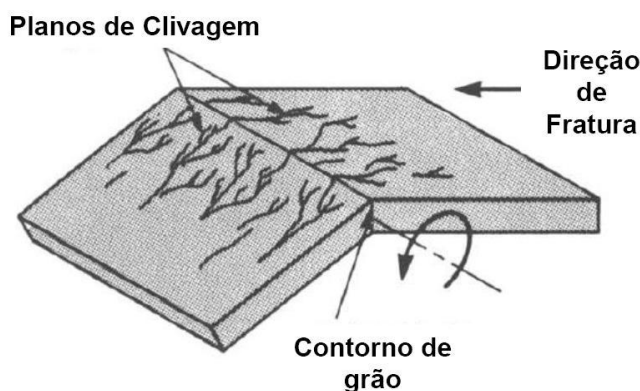


Figura 2.24 – Modo de fratura por clivagem – Wulpi, 1999.

Outro detalhe que pode ser observado são as “línguas” (“tongues”), que correspondem à propagação local da trinca em planos de clivagem com outra orientação ou secundários.

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 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. Por este motivo a clivagem é referida como transcristalina ou transgranular.

O mecanismo intergranular, corresponde a uma anomalia no comportamento dos metais. Isto é, ele ocorre não apenas devido a condições de solitação 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, freqüentemente, apresenta trincas secundárias que facilitam a identificação desse mecanismo em seções polidas, normais à superfície da fratura.

Como mencionado anteriormente, para Silva (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 azul, fragilidade ao revenido, fragilidade entre 400 e 500°C, formação de fase sigma, grafitação, formação de compostos intermetálicos, fragilização ao hidrogênio, corrosão sob tensão ou fragilização em metal líquido.

#### 2.2.1.12 – Modos de fraturas combinadas

De acordo com Wulpi (1999), em grande partes 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.

A figura 2.25 mostra a fratura de um aço temperado e revenido, que se caracteriza pela combinação de cisalhamento e clivagem. Nota-se na figura a presença de “micro-dimples” (pequenos alvéolos) nos planos de fratura por clivagem.

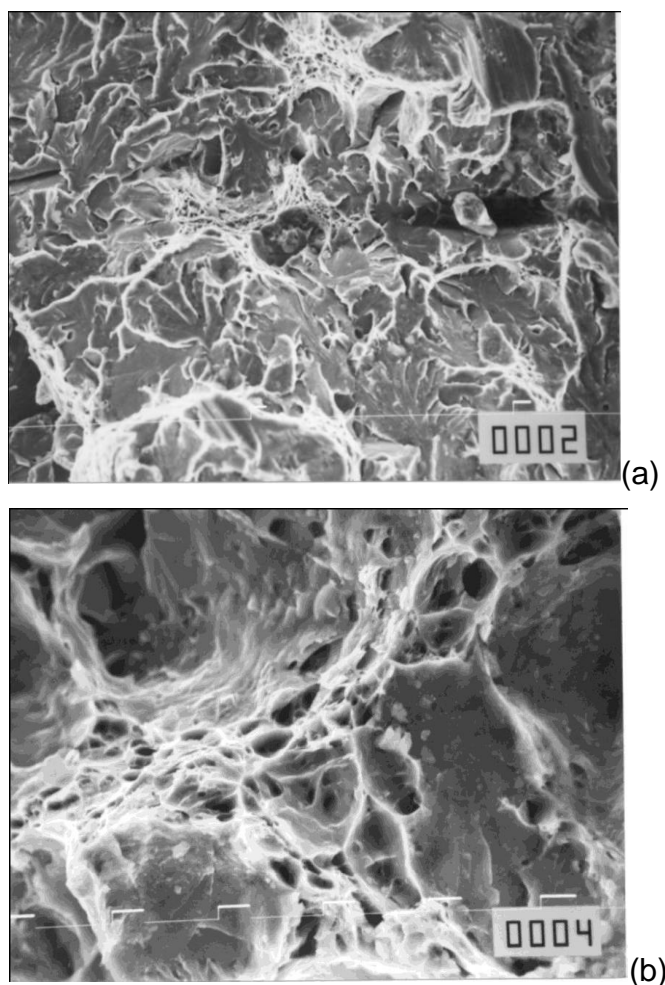


Figura 2.25 – Modo de fratura mista: clivagem e cisalhamento, de um aço temperado e revenido, com aumento de 750x (a) e 2500x (b) – Wulpi, 1999.

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

A Figura 2.26 ilustra um caso de fratura num processo de soldagem circunferencial onde ocorreram os três mecanismos de fratura na mesma peça.

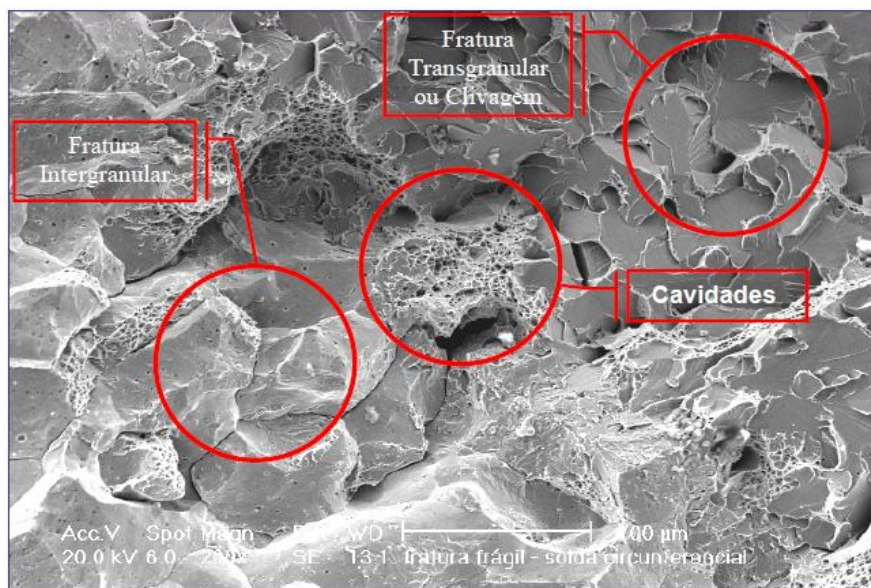


Figura 2.26. Modo de fratura combinada: com regiões de clivagem, intergranular e alveolar – Effting, 2004.

### 2.2.2 Análise da fratura em chapas metálicas

Narayanasamy et al (2007) desenvolveram um estudo do comportamento da trinca em três aços diferentes, 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 et al. (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 dos alvéolos produzidos 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 estabeleceu uma relação  $L / W$  para elas. 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 fratura, 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 do pescoço produzido 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), o limite de conformabilidade 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 o pescoço 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 trinca. Tendo em vista que as características das marcas deixadas pelo material na região a trinca 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 trinca.

Com o uso de novos materiais na indústria automobilística, porém, 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 levantada experimentalmente. Estes tipos de trincas, denominadas “shear fractures” tem seu comportamento analisadas em chapas de aço por Walp et al (2006). Levy e Van Tyne (2008) desenvolveram um estudo buscando uma melhor compreensão deste tipo de falha 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 do material, 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 convencional 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) realizou um estudo com o objetivo de analisar o comportamento a 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, do pescoço 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 (FLD), que corresponde a um método baseado nas deformações sofridas pelo material, desenvolvido por Keeler (1966). Sabe-se, porém, 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, porém, 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 basicamente 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 têm 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), se concentra 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 e deformação (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 Staughton (2000) têm 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 na amostra. Outra razão é que a teoria não é derivada simplesmente de conceitos teóricos, esta 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 medidos de forma direta, que fora aplicado por Levy e Van Tyne (2008) conforme a seqüência abaixo:

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

$$FLC = (23,3 + 14,14 \cdot e) \cdot \left(\frac{n}{0,21}\right) \quad (2),$$

onde  $e$  corresponde a espessura da chapa e  $n$  é o fator de anisotropia do material;

- Conversão da deformação maior (FLC) em deformação verdadeira ( $\epsilon_{FLC}$ );
- Obtenção do coeficiente de rigidez  $K$  (através da “power law”) pelo ensaio de tração;
- Cálculo da tensão limite de conformação ( $\sigma_{LC}$ ) à partir da  $\epsilon_{FLC}$ ;
- Conversão da deformação de conformação numa deformação efetiva pela

equação: 
$$\bar{\epsilon}_{LC} = \frac{1 + \bar{R}}{\sqrt{1 + 2\bar{R}}} \cdot \epsilon_{FLC} \quad (3),$$

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

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

$$\overline{\sigma}_{LC} = K \left( \frac{1 + \overline{R}}{\sqrt{1 + 2\overline{R}}} \cdot \varepsilon_{FLC} \right)^n \quad (4);$$

- Cálculo da tensão limite de conformação pela deformação maior ( $\sigma_{1_{LC}}$ ):

$$\sigma_{1_{LC}} = \sqrt{\frac{1 + 2\overline{R}}{(1 + \overline{R})^2}} \cdot \overline{\sigma}_{LC} \quad (5).$$

Recentemente, Yoshida et al (2004 e 2006) publicou 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-lineares 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 do pescoço 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 realizou 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 diagrama limite de tensão e deformação 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).

#### 2.2.2.1 Análise da fratura em aços de última geração

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) faz uma análise comparativa da fratura em aços HSLA (Alta Resistência Baixa Liga), micro-ligados e carbono-manganês (C-Mn). Primeiramente o autor levantou as propriedades mecânicas e parâmetros de conformabilidade dos aços e investigou a fratura dos mesmos, observando o tamanho e o formato dos vazios formados através de ensaios de microscopia eletrônica de varredura (MEV). Nessa análise foi medida a relação entre o comprimento (L) e a largura (W) dos vazios, denominada LW 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 elipsoidal obtidos em todos os aços, como mostram as figuras 2.27, 2.28 e 2.29.

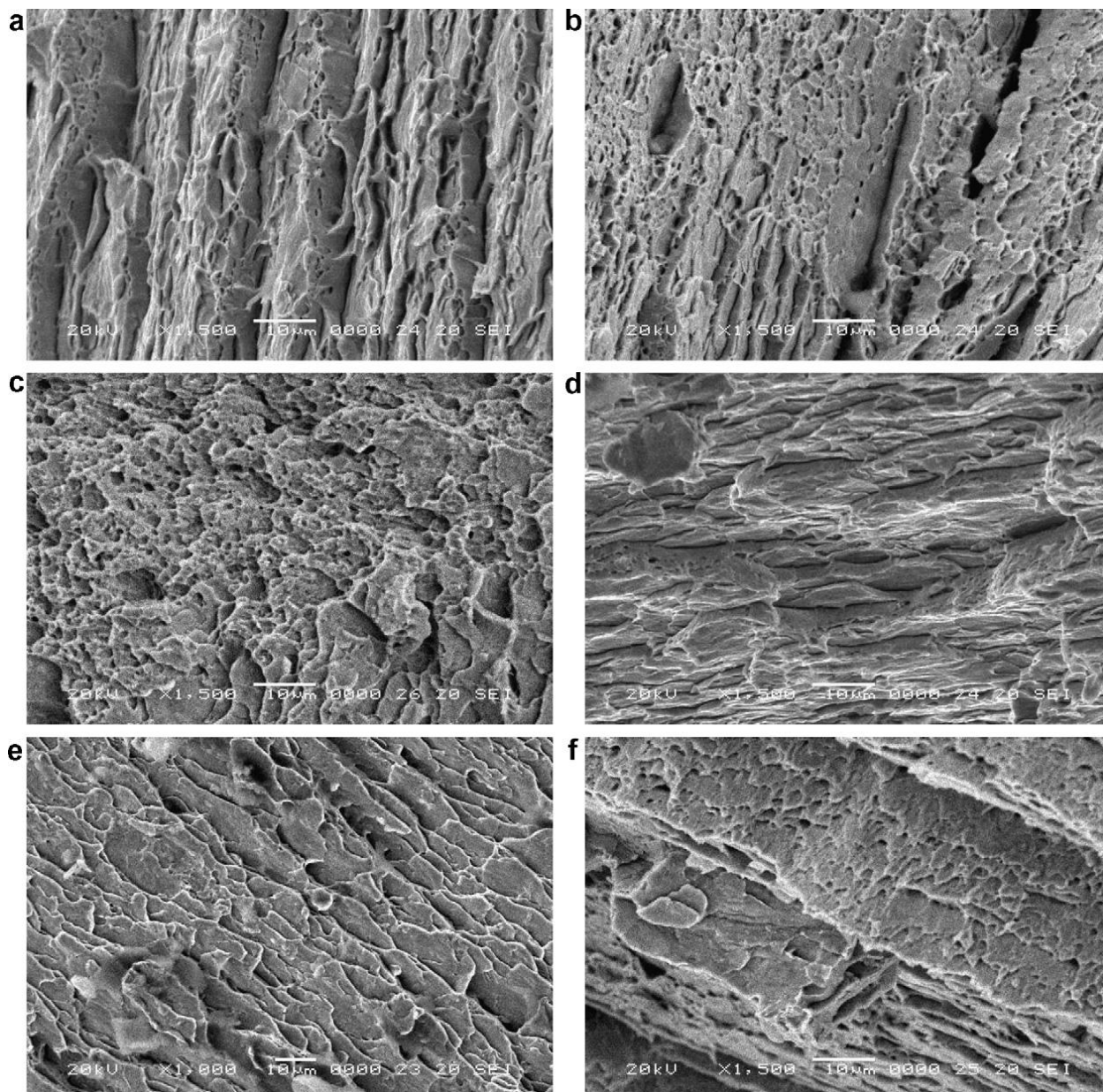


Figura 2.27 – Imagens da superfície da fratura do aço HSLA, aumento de 1500x. (a) e (b) condição de tração-compressão, (c) condição de deformação plana, (d), (e) e (f) condição de tração-tração – Narayanasamy, 2008 e 2009.

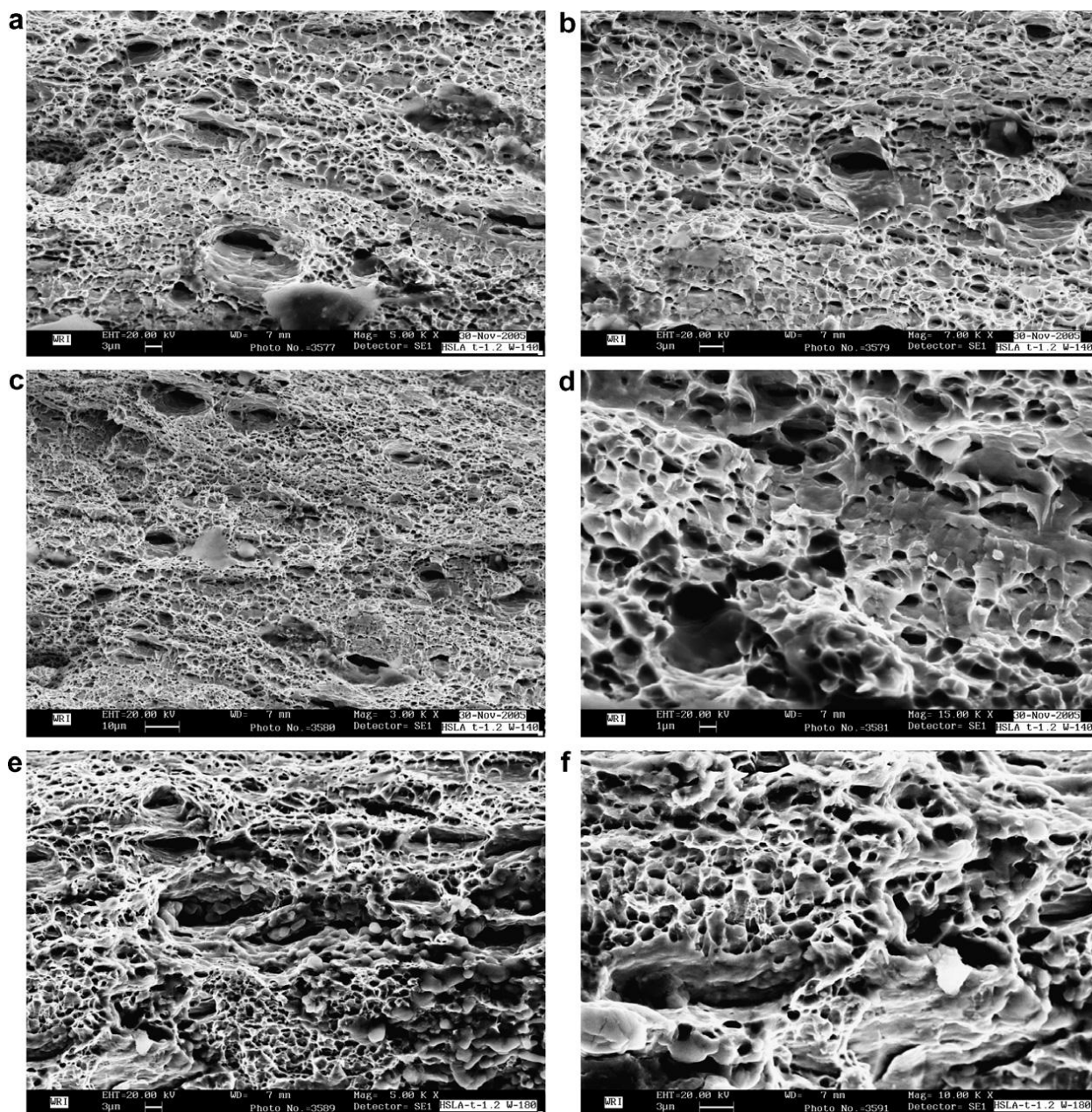


Figura 2.28 – Imagens da superfície da fratura do aço microligado. (a) condição de tração-compressão – 5000x, (b) condição de tração-compressão – 7000x, (c) condição de deformação plana – 3000x, (d) condição de deformação plana – 15000x, (e) condição de tração-tração – 5000x, (f) condição de tração-tração – 10000x – Narayanasamy, 2008 e 2009.

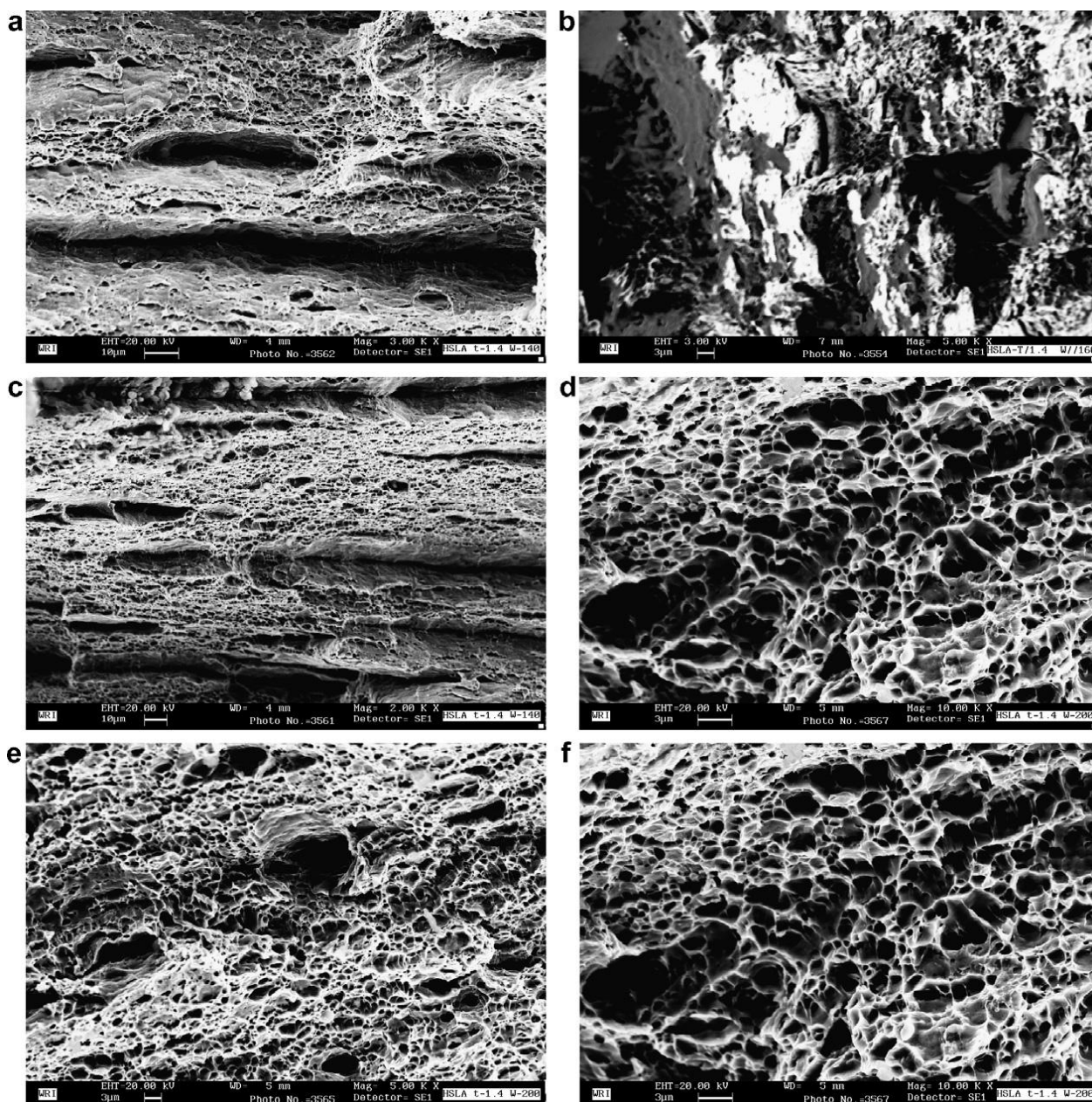


Figura 2.29 – Imagens da superfície da fratura do aço C-Mn. (a) condição de tração-compressão – 3000x, (b) condição de tração-compressão – 5000x, (c) condição de deformação plana – 2000x, (d) condição de deformação plana – 10000x, (e) condição de tração-tração – 5000x, (f) condição de tração-tração – 10000x – Narayanasamy, 2008 e 2009.

Segundo Narayanasamy et al (2008), a fratura tende cada vez mais a um formato elipsoidal à medida que se avança de um carregamento tração-compressão para um carregamento tensão-tensão. 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 elipsoidal mais acentuado, devido a maior quantidade de partículas de carbonetos em sua microestrutura.

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.

Narayanasamy et al (2009) classifica então três diferentes tipos de vazios observados nas figuras 2.27, 2.28 e 2.29 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 microligados 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.

$$VNGIF = \frac{1}{(L_{grão} / L_{segundafase})} + \frac{1}{(L_{segundafase} + W_{segundafase})} \quad (6)$$

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

O aço HSLA, que apresenta carbonetos em sua microestrutura, o que leva a um baixo valor de coeficiente de encruamento e a uma formação prematura de vazios, o que antecipa sua fratura. Analisando este aço, Narayanasamy et al (2009) observa 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.

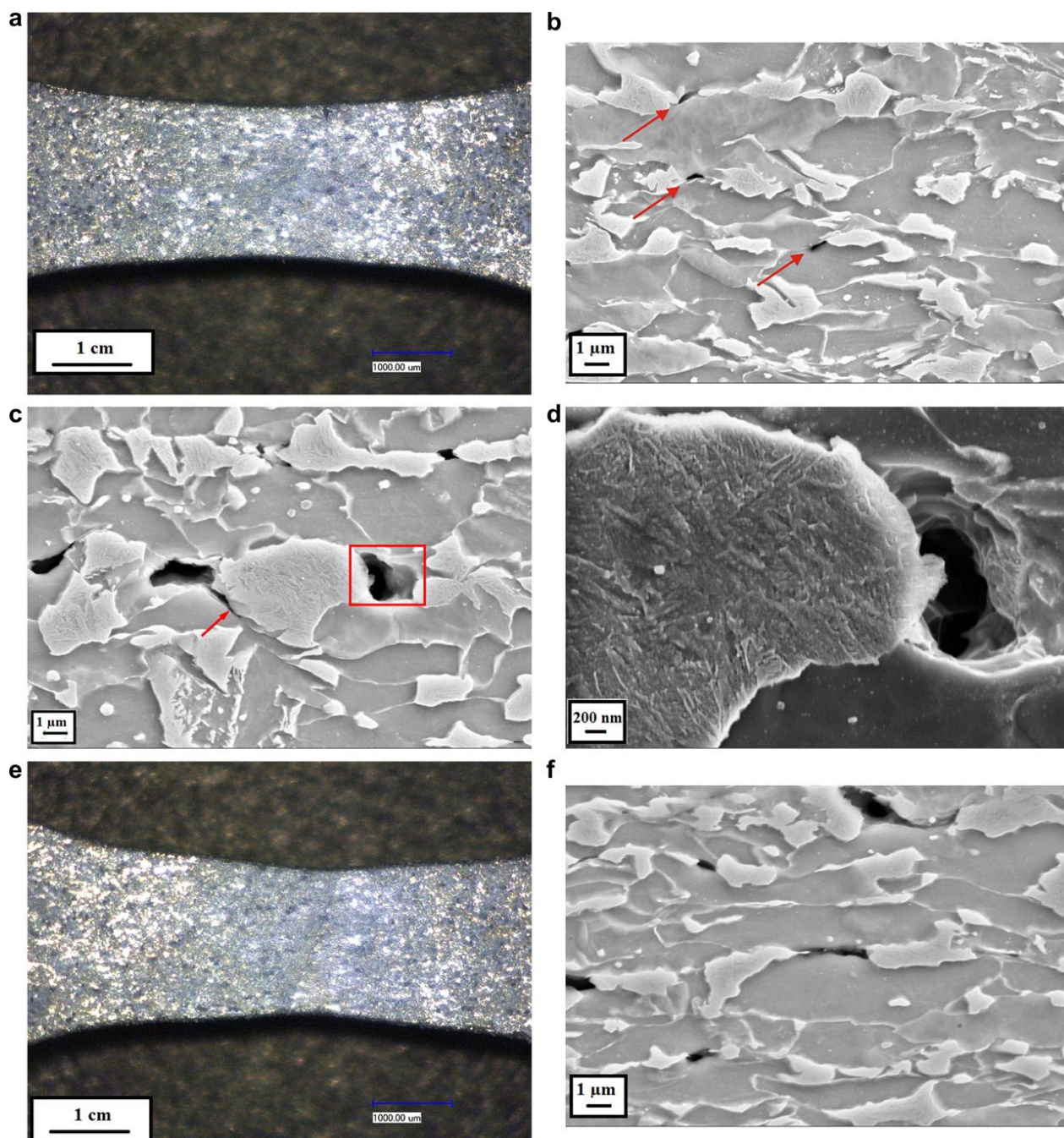
Kadkhodapour et al (2011) utilizou métodos experimentais e numéricos para investigar o mecanismo de falha em aços bifásicos DP800. Entre os testes, realizou o ensaio de tração fazendo interrupções em diferentes etapas a fim de capturar o mecanismo de iniciação e crescimento dos vazios durante a falha do material, como mostra a figura 2.30.

A figura 2.30 de (a) a (d) mostra detalhes do início dos vazios, sendo (a) a vista superior do corpo de prova, que é deformado ao ponto de estricção difusa, e de (b) a (d) imagens em MEV de uma seção desse corpo de prova. Nota-se na figura 2.29 (b) que algumas das falhas são nucleadas nos contornos de grão ferrita-ferrita. Este tipo de iniciação vazio parece ocorrer sempre na vizinhança direta de uma partícula de martensita. Assim, a concentração de tensão ou incompatibilidade de deformação pode ser uma razão. No contorno de grão ferrita-martensita dois padrões de iniciação do vazio pode ser observado. O primeiro padrão que é indicado pela seta na figura 2.30 (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, se propagam ao contorno de grão ferrita-martensita como uma trinca. O segundo padrão, que é indicado pelo retângulo na figura 2.30 (c) e ampliada na figura 2.30 (d), pode ser chamado de separação normal de contornos de grãos ferrita/martensita.

A figura 2.30, de (e) até (h), mostra uma inspeção detalhada em MEV do crescimento de vazios de uma seção do corpo de prova localizado no ponto de estricção. Na região central se observa pelas figuras 2.30 (f) e (g), que a maioria dos vazios estendem-se em direção à tração e no contorno de grãos de ferrita. Vazios também se situam entre dois grãos espaçados de martensita. Eles 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. A figura 2.30 (h) mostra dois vazios que crescem em torno de inclusões. Apenas um pequeno número de inclusões foram encontradas na análise completa, portanto, não se espera que eles venham a desempenhar um papel importante para o mecanismo de falha principal. A fratura de partículas de martensita pode contribuir para anular o início dos vazios, mas isso não pode ser frequentemente observado.

Os padrões de vazios para uma corpo de prova rompido são mostrados na figura 2.30 de (i) até (l). A falha do corpo de prova observada nestas figuras,

correspondem a imagens de MEV de uma seção do referido corpo de prova. Na região central do corpo de prova pode-se observar fratura dúctil (figura 2.30 (j)), mas afastando-se do centro, a fratura de cisalhamento é dominante, como mostra a figura 2.30 (i). Um padrão típico de vazios pode ser observado na região da falha (figura 2.30 (l)), onde as cavidades se classificam como vazios tipo cisalhamento ou vazios de ruptura.



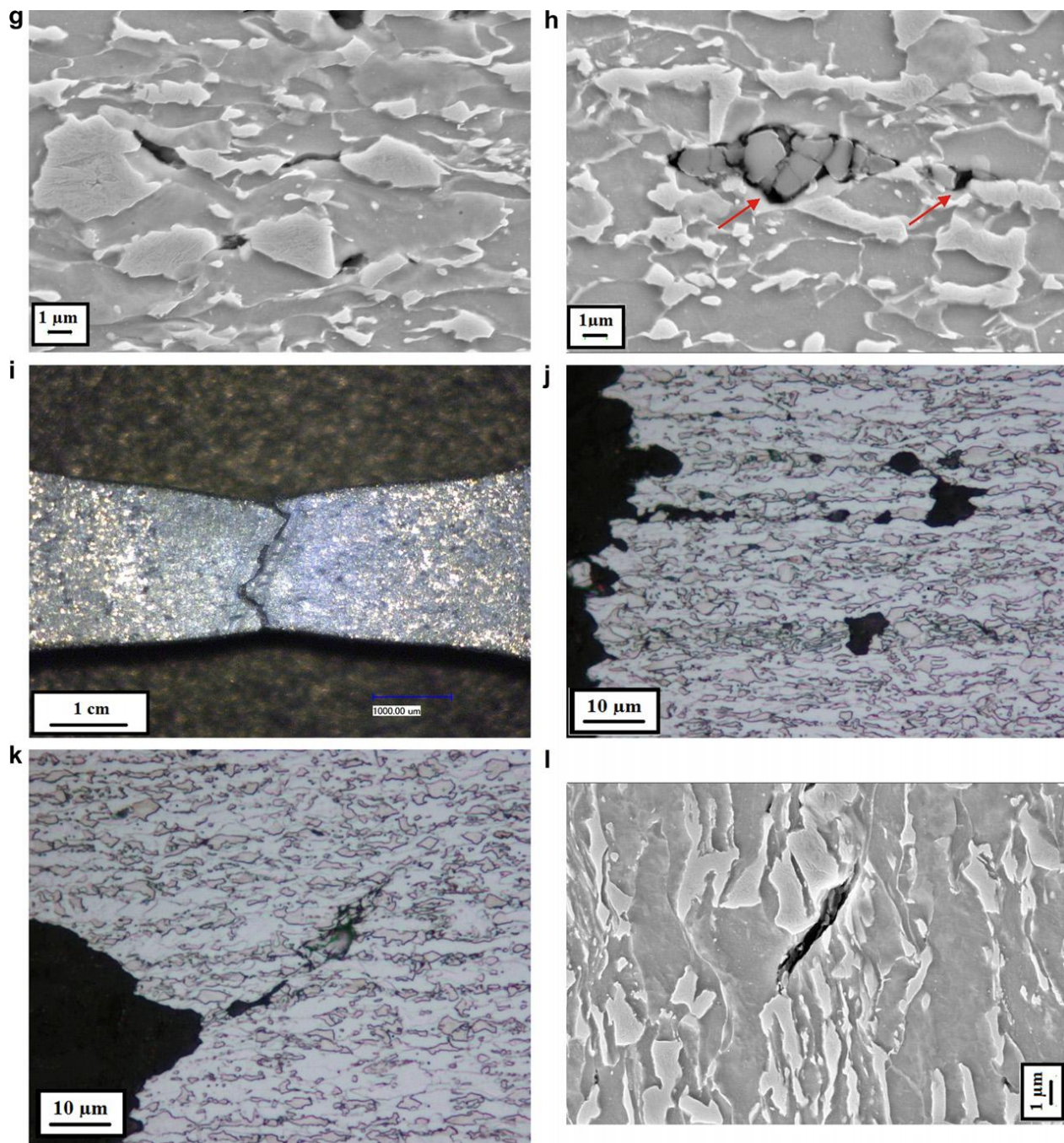


Figura 2.30 - Investigação do processo de falha em corpo de prova de tração para o aço DP800 com diferentes deformações: (a-d) 1ª fase – estrição difusa ( $\epsilon_{\text{eng}} \approx 0,12$ ), (e-h) 2ª fase – estrição local ( $\epsilon_{\text{eng}} \approx 0,17$ ), (i-l) 3ª fase – falha ( $\epsilon_{\text{eng}} \approx 0,20$ ) – Kadkhodapour, 2011.

Kadkhodapour et al (2011) menciona 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 composição. Os resultados da fractografia na figura 2.31 (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 2.30 (b) pode-se observar que as inclusões não metálicas não estão presentes no fundo dos vazios.

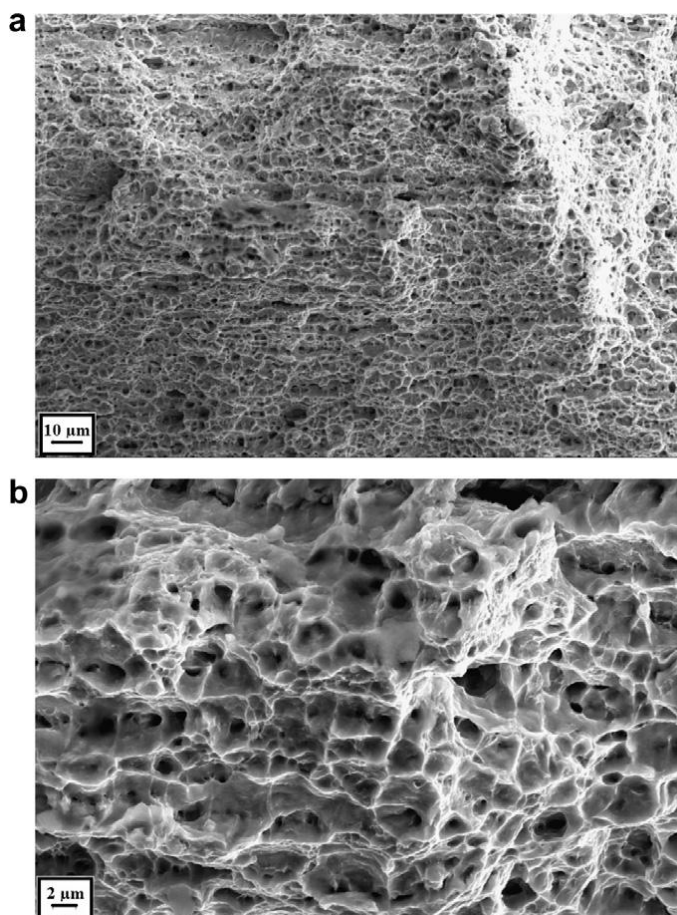


Figura 2.31 - A morfologia da fratura mostram distribuição homogênea dos dimples e pequeno número de inclusões estão presentes nos vazios - Kadkhodapour, 2011.

Como uma conclusão, pode-se dizer que a análise numérica e experimental realizada por Kadkhodapour et al (2011) para investigar o processo de falha em aços bifásicos, mostrou que o padrão de falha não é desviado da fratura dúctil clássica. Mas observa-se que a incompatibilidade de deformação entre a ferrita e a martensita influencia diretamente na falha final do material.

Kim et al (2011) fez uma análise das propriedades mecânicas e da estampabilidade de aços de qualidade comercial (CQ) e do aço bifásico DP590, para baixas taxas de deformações (deformações de 0,001 a 0,01 /s) e em altas velocidades (deformações de 0,1 a 100/s). 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 estampado em taxas mais elevadas de deformações. 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.

Desta forma, Kim et al (2011) construiu as curvas limite de conformação (CLC) dos aços para uma condição chamada quase-estática e para alta taxa de deformação. Comparando as curvas, Kim 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 nos estado biaxial de tensões, quando deformados em altas taxas de deformações, 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 2.32 mostra a fratura ocorrida nos aços CQ e DP590, em baixas e altas taxas de deformações.

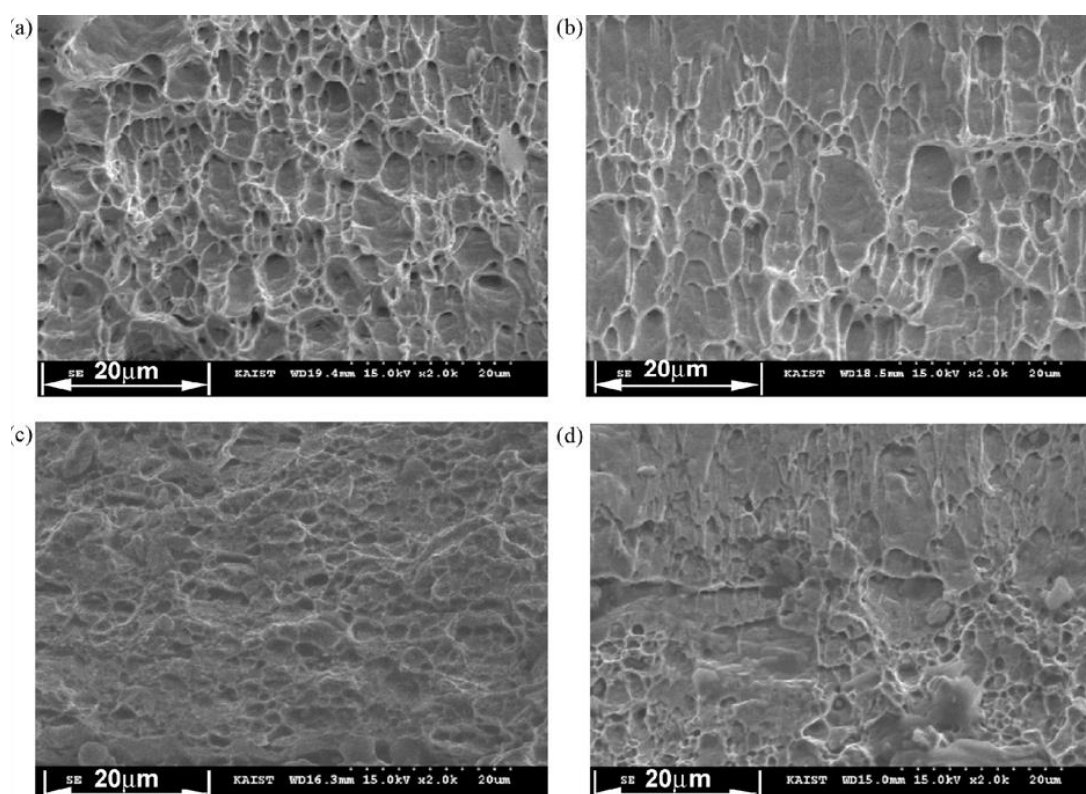


Figura 2.32 – Fractografia do aço CQ em baixa velocidade (a) e alta velocidade (b) e do aço DP590 em baixa velocidade (c) e alta velocidade (d) – Kim et al, 2011.

Nota-se pela figura 2.32 (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 havia realizado ensaios variando a taxa de deformação utilizando aços de última geração. Neste trabalho, Huh et al (2008) estabeleceu uma comparação entre aços TRIP (“Transformation Induced by Plasticity”) e DP (“Dual-Phase”), com taxas de deformação entre 0,003 e 200 s<sup>-1</sup>. 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 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% aplicada às amostras. Nesta condição, os resultados apontaram para uma variação nas propriedades mecânicas dos materiais para taxas de deformações acima de 1 s<sup>-1</sup>, de maneira que a tensão máxima e a tensão de escoamento aumentaram devido à pré-deformação utilizada.

Quanto à análise da fratura, Huh et al (2008) concluiu que, em ambos materiais utilizados, a região fraturada caracterizou-se essencialmente pela presença de “dimples”, ou seja, um modo essencialmente dúctil. Uma observação importante feita pelo autor foi que, para taxas de deformação de 200 s<sup>-1</sup>, 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.

Algo importante a ser observado, é que trabalhos publicados recentemente têm 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) utilizou 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. Segundo o autor, o aço DP600 apresenta uma fração volumétrica de 27% da fase martensítica e 73% da fase ferrítica. O resultado da

metalografia realizada por Uthaisangsuk et al (2011) para o aço DP600 pode ser vista na figura 2.33.

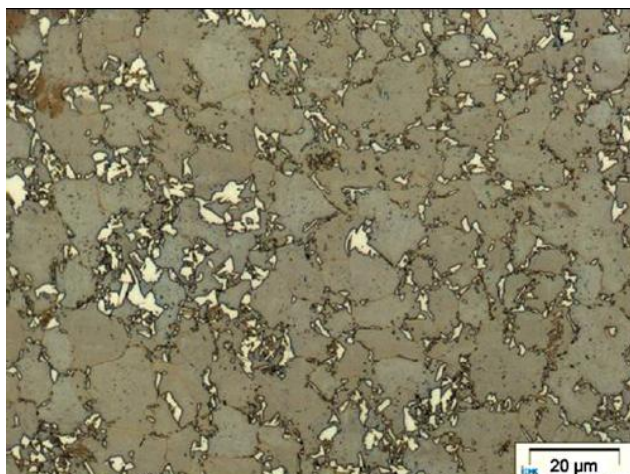


Figura 2.33 – Microestrutura do aço DP600 - Uthaisangsuk et al (2011).

Quanto às características da fratura do aço DP600, Uthaisangsuk 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 Uthaisangsuk et al (2011), a falha 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 especificamente no desenvolvimento de um modelo numérico mais sofisticado para análise da evolução da falha em aços DP, que se baseia principalmente na anisotropia e no coeficiente de encruamento do material.

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) desenvolveu 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. Desta forma estabeleceu-se uma comparação entre as amostras ensaiadas e uma classificação de falha: 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 falha 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 falha dos aços DP ensaiados como cisalhamento com uma limitada estrição localizada.

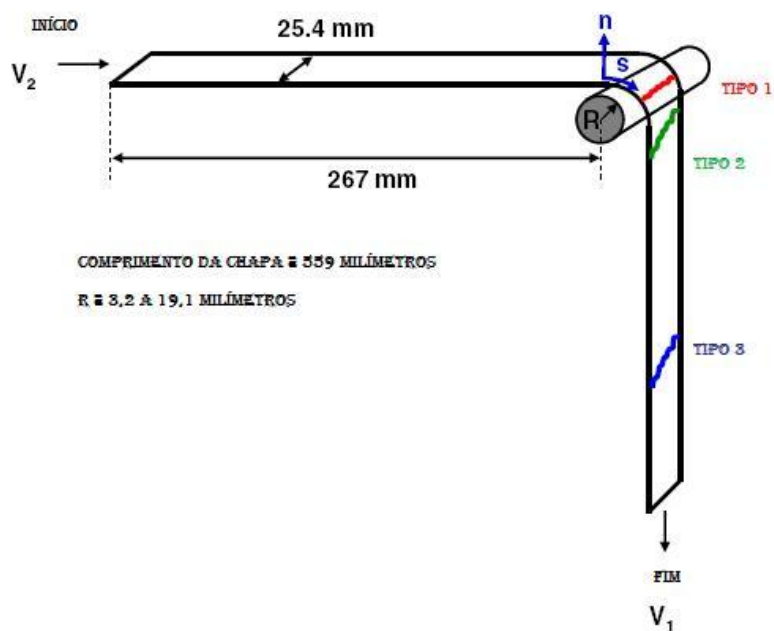
A análise do modo de falha por cisalhamento em operações de estampagem torna-se, portanto, essencial para que se conheça as reais condições de conformabilidade de aços de alta resistência, como reportado por Li et al (2010) e Wagoner et al (2011).

Segundo Li et al (2010), a estrição localizada corresponde ao modo de falha predominante na 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 (AHSS), 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 falha, 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) realizou 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  $0^\circ$  com o punção, com o mesmo punção quadrado, porém, com a direção de laminação da chapa a  $45^\circ$  com o punção e com um modelo de punção cilíndrico,

similar ao modelo de Marciniak et al (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 falha 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) desenvolveu 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, representado esquematicamente na figura 2.34 (a) e (b), e realizou a simulação do processo por elementos finitos fazendo uso de um modelo de elemento termo-mecânico para a previsão da falha. Os aços testados e simulados foram: o DP590, DP780 e DP980.



(a)

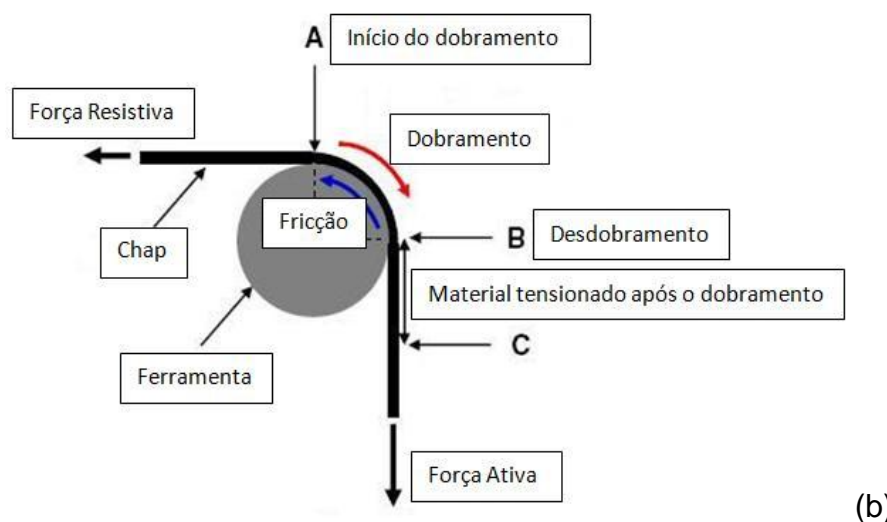


Figura 2.34 – Representação esquemática da ferramenta para fratura por dobramento de Wagoner et al (2011) e os tipos de falhas observadas.

A figura 2.34 (a) mostra as velocidades  $V_1$  e  $V_2$ , que 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) estabelece uma relação fixa entre esas velocidades:  $V_2/V_1$ . Segundo o autor, a diferença  $V_2 - V_1$  determina a taxa de deformação do material. De acordo com os resultados das simulações realizadas, uma equação é estabelecida para a determinação da taxa máxima de deformação  $\dot{\varepsilon}_{\max}$ .

$$\dot{\varepsilon}_{\max} = \frac{V_1 (mm/s)}{3t(mm)} \cdot \ln(1 + t/rd) \quad (7)$$

Onde  $t$  corresponde a espessura inicial da chapa e  $rd$  ao raio de dobra da ferramenta.

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.

A figura 2.34 (a) mostra ainda três tipos de trincas observadas por Wagoner et al (2011) nos experimentos. A trinca 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.

A figura 2.34 (b) mostra uma representação esquemática dos esforços aos quais o material está submetido durante o dobramento, indicando as regiões de início do dobramento (ponto A), final de dobramento ou desdobramento (ponto B) que ocorre a uma distância de aproximadamente três vezes o valor da espessura da chapa. Devido a fricção e ao dobramento, há uma variação crescente tensão sobre o material desde o ponto onde a força resistiva atua até o ponto onde a força ativa atua, que varia de acordo com a movimentação da chapa sobre a região de contato com a ferramenta.

De acordo com Wagoner et al (2011), a trinca do tipo 3 é ocasionada devido a uma estrição 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 uma fragilização do material durante a dobra. A trinca do tipo 2, que ocorre entre os pontos B e C indicados na figura 2.34 (b), se deve ao material estar sob uma condição aproximada de tensão uniaxial quando se aproxima do ponto B e a perda de resistência sofrida pela chapa devido ao aquecimento induzido pela deformação e ao afinamento sofrido durante a dobra. Segundo Wagoner et al (2011), 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. Segundo o autor, 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.

## **2.3 Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS)**

### **2.3.1 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) e Grajcar (2005).

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*, *Complex Phase - CP*, e os aços *Martensíticos – MART*, (IISI, 2002).

Segundo Asgari et al (2007) a principal diferença física entre os aços 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 2.35.

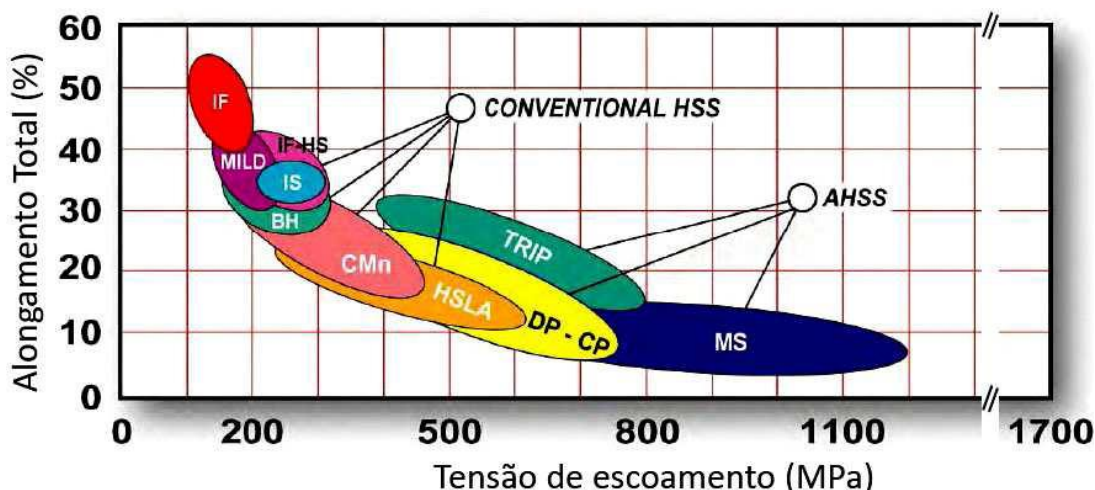


Figura 2.35. Relação entre ductilidade e resistência de várias categorias de aços amplamente utilizados na estrutura dos automóveis – ULSAB-AVC, 2001.

A figura 2.35, já clássica, permite comparar as características do limite de escoamento 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. Segundo a WorldAutoSteel (2009) muitas amostras de aços DP e TRIP podem apresentar ponto de escoamento (YPE- Yield Point Elongation), 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%.

### 2.3.2 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 2.36. 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).

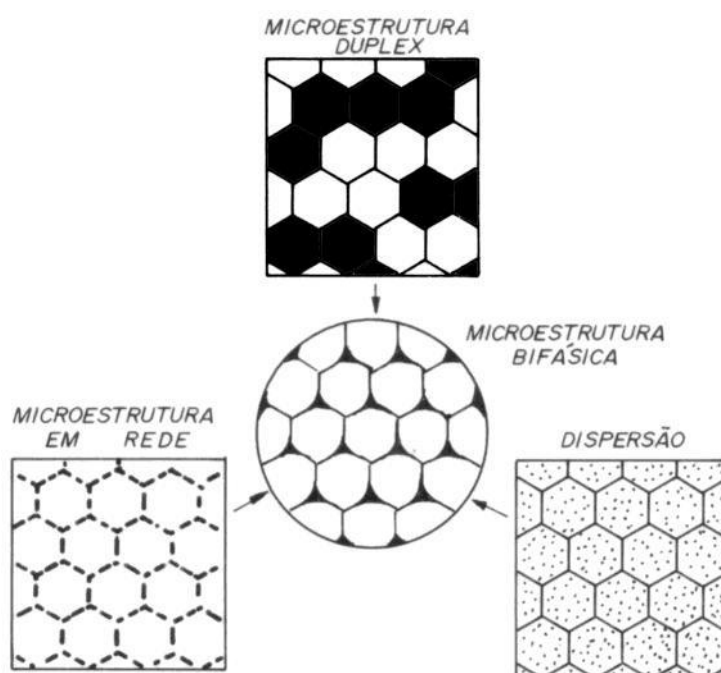


Figura 2.36. Representação esquemática da topologia da microestrutura bifásica – Hornbogen, 1980.

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%.

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 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 2.37 mostra as diversas possibilidades de utilização do aço DP na indústria automotiva.

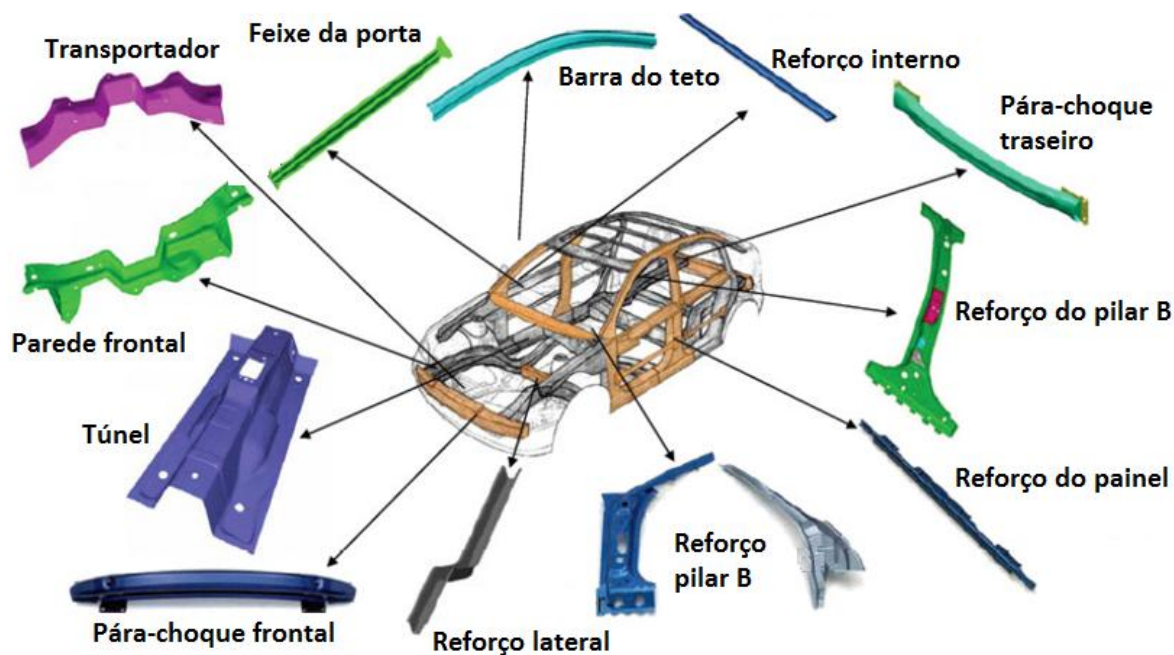


Figura 2.37. Possibilidades de aplicação do aço DP na carroceria dos automóveis – MARRA, 2008.

### 2.3.3 Aço DP600

#### 2.3.3.1 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 por indicar o 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 (ACELORMITTAL, 2009).

Um exemplo atual de aplicação automotiva de aço DP pode ser visto na figura 2.38 onde 15% do peso do automóvel Ford 500 é devido a utilização de aço DP600.

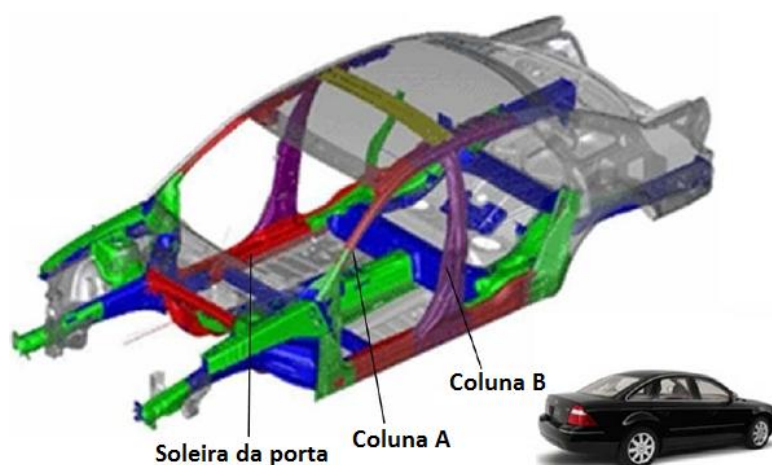


Figura 2.38. Aplicação de aço DP600 na carroceria do Ford 500 - WorldAutoSteel, 2009.

### 2.3.3.2 Características e propriedades

Na figura 2.39 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.

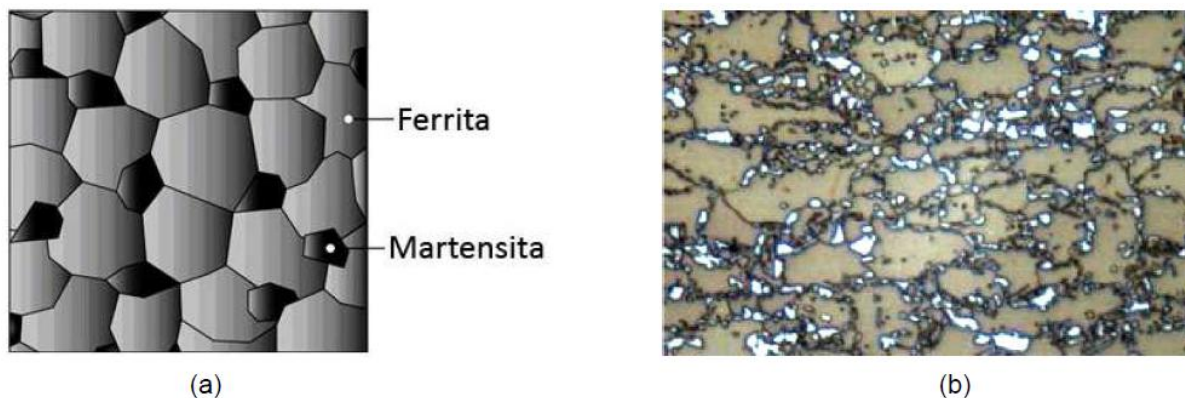


Figura 2.39. Micrografia do aço DP com ilhas de martensita em uma matriz ferrítica em: (a) esquemática, em (b) real de um aço DP600 – WorldAutoSteel, 2009.

A microestrutura do aço DP590 é mostrado na figura 2.40, 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.

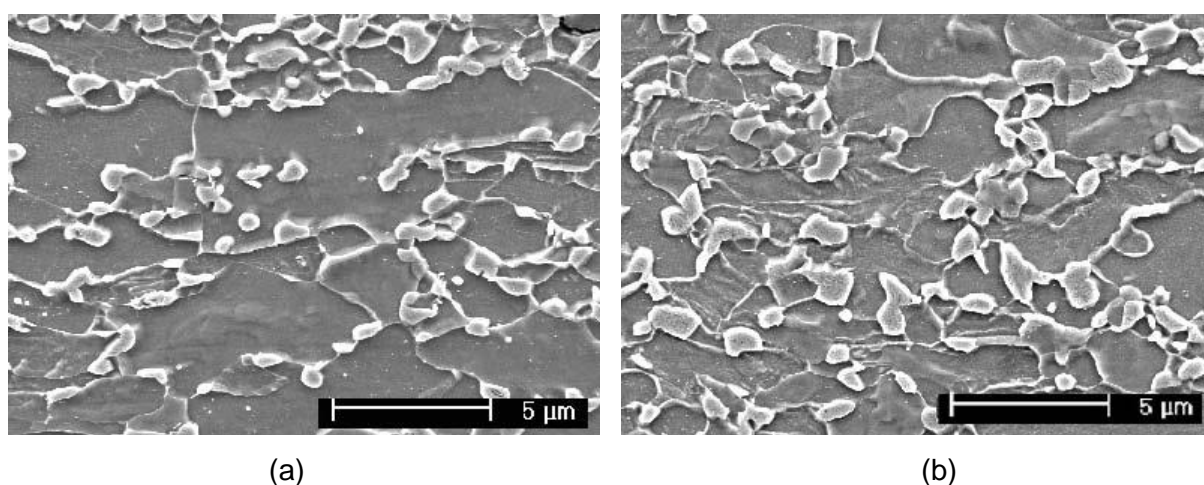


Figura 2.40. Microestrutura do aço DP analisada no MEV em: (a) DP590 e (b) DP780 – DeArdo, 2008.

A curva tensão-deformação é uma descrição bastante útil de algumas características do material, permitindo que diferentes tipos aços sejam comparados. Na curva tensão vs. deformação 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. Por outro lado, a curva tensão vs. deformação verdadeira é baseada na deformação instantânea do corpo de prova ensaiado. Na figura 2.41 são ilustradas diversas

curvas tensão vs. deformação de engenharia e verdadeira para diferentes aços DP. Uma curva tensão vs. deformação de Aço baixo carbono está incluída no gráfico com propósito de referência. Isto permite um potencial comparativo dos parâmetros de conformação, carga de prensa que é necessária para estampar esses materiais entre outros. Pode ser observado que os aços DP apresentam resistência muito maior que o aço baixo 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.

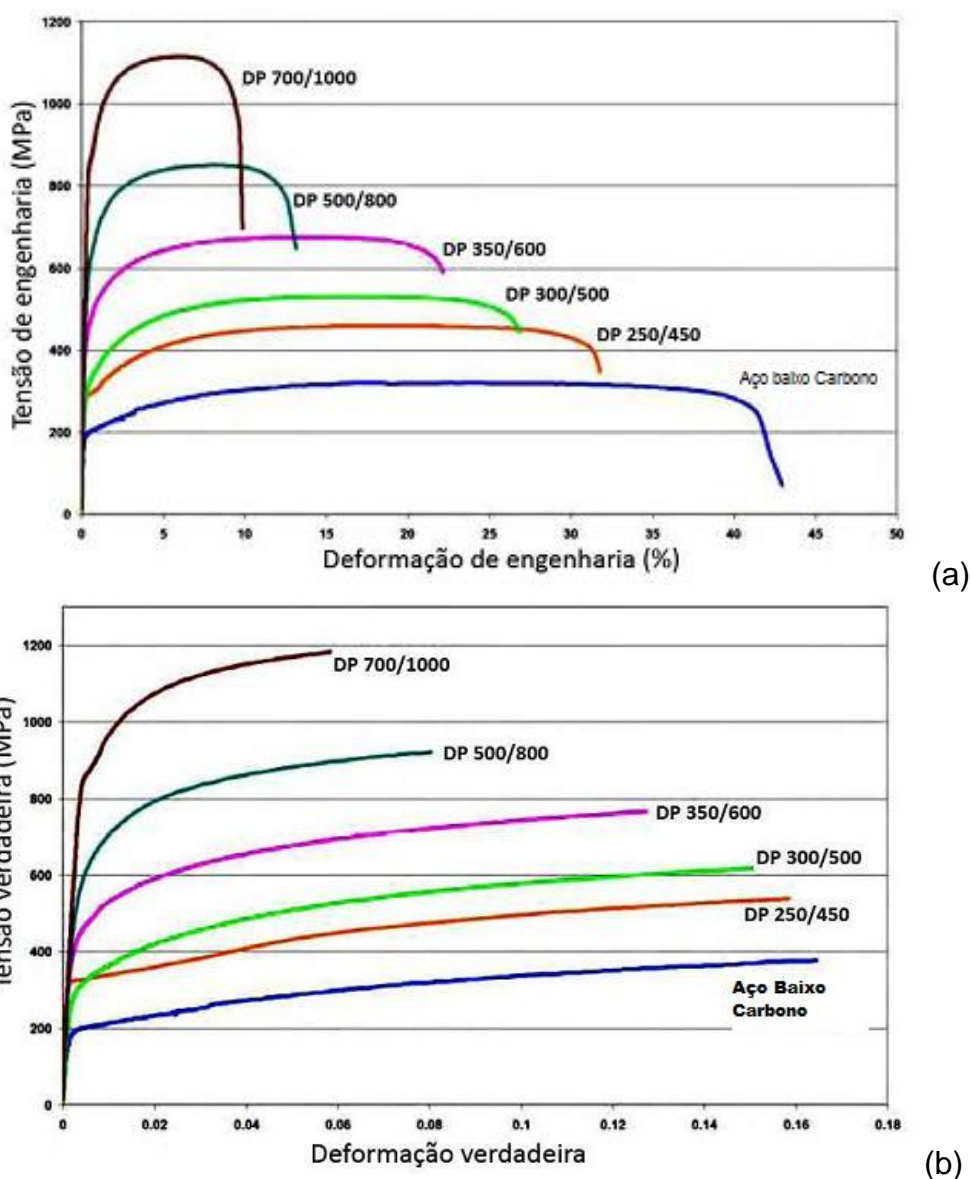


Figura 2.41. Curva tensão vs. deformação de engenharia (superior) e verdadeira (inferior), curvas para uma série de aços DP – WorldAutoSteel, 2009.



Konieczny (2003) menciona que a taxa de encruamento aliada ao excelente alongamento dá ao aço DP uma maior tensão máxima de resistência (UTS - Ultimate Tensile Strength) do que os aços convencionais de mesma tensão de escoamento. Na figura 2.42 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.

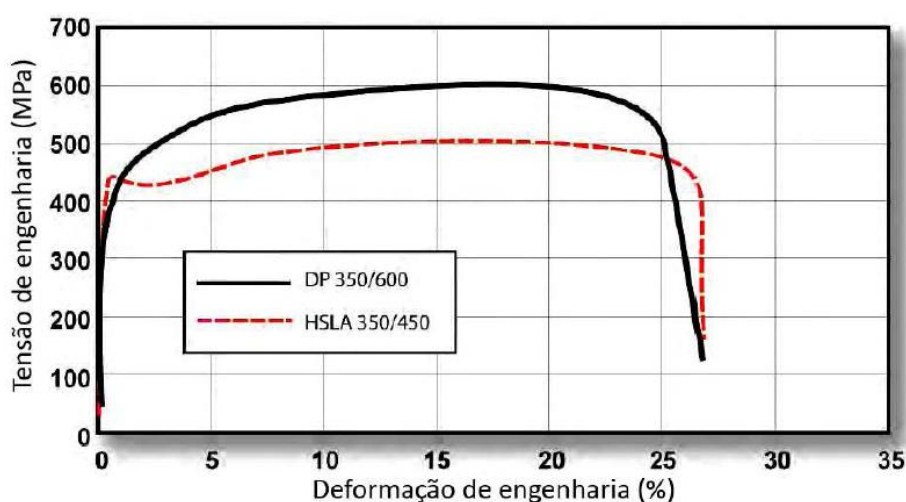


Figura 2.42. Aço DP 350/600 com maior TS que o HSLA 350/450 - Konieczny, 2003.

A capacidade de estiramento da chapa metálica é fortemente influenciada pelo coeficiente de encruamento “n”, que determina a habilidade do material de ser estiracionado.

As curvas tensão x deformação para muitos metais, especialmente aço, podem ser aproximadas pela equação da conservação de energia (equação de Holloman -  $\sigma = K \epsilon^n$ ). Da equação de conservação de energia, n é definido como o expoente da relação tensão deformação. Também chamado de coeficiente de encruamento, sendo que ele determina o aumento de tensão para cada incremento de deformação. Quanto maior o valor de n, mais duro será o material. Quanto maior o valor de n, maior a resistência à estrição.

Existem vários métodos para medir o valor de n. A base para a maioria é reescrever a equação da lei de conservação de energia como:  $\log \sigma = \log K + n \log \epsilon$

Desta forma, pode-se dizer que o valor de  $n$  é o parâmetro chave para determinar o estiramento máximo geralmente indicado por meio da Curva Limite de Conformação (CLC). A altura da CLC é diretamente proporcional ao valor terminal do  $n$ . O valor de  $n$  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  $n = 0.14$ , ambos obtidos por meio de um teste de tração convencional e levantados 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 taxas de deformação. Já o valor de  $n$  do DP 350/600 começa maior e então diminui com o aumento da taxa de 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 2.43 indica claramente o alto valor de  $n$  para o aço DP com valores de deformação menores que 7%, com valor de  $n$  constante a partir dos 10% de deformação indica o valor final de  $n$ . Segundo a WorlAutoSteel (2009) este valor final de  $n$  é a principal informação de entrada para determinar a deformação máxima permitida em uma operação de estiramento.

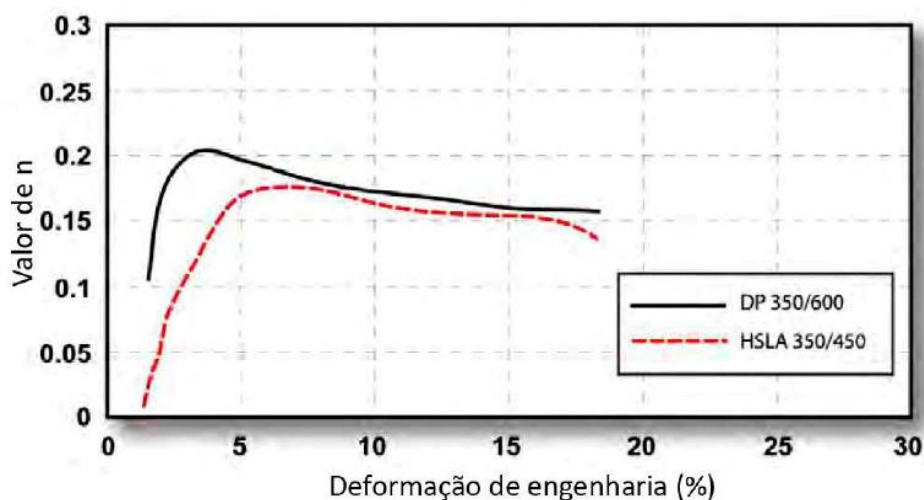


Figura 2.43. Valor instantâneo de  $n$  versus deformação para os aços DP 350/600 e HSLA 350/450 - Konieczny, 2003.

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 requerido 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), (WORLD AUTOSTEEL, 2009).

Existem diferentes tipos de indicadores de limite de conformação, mas o mais tradicionalmente utilizado é a Curva Limite de Conformação (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 estresse para diferentes modos de deformação, representado por deformação principal (maior,  $\epsilon_1$ ) e secundária (menor,  $\epsilon_2$ ). 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 *et al.* (1968) 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). Segundo o autor, a força aplicada no prensa chapas evita qualquer escorregamento da borda do material para a parte central do corpo de prova que é deformado biaxialmente durante o ensaio. Tigrinho (2005), Chemin e Marcondes (2008), utilizaram o ensaio proposto por Nakazima para descreverem a CLC de chapas de aço DC 06. Santos (2007) descreveu a CLC do mesmo material utilizando o ensaio proposto por Marciniak.

Na figura 2.44 é ilustrada a CLC dos aços, baixo carbono 170/300, HSLA 350/450, e DP 350/600 com espessura de 1.2 mm, determinadas experimentalmente por Konieczny (2003).

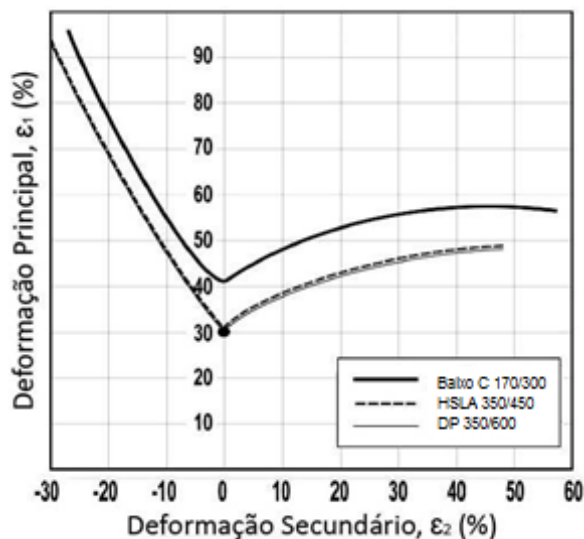


Figura 2.44. CLCs experimentais dos aços Doce 170/300, HSLA350/450 e DP 350/600 com espessura de 1.2 mm - Konieczny, 2003.

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 2.43) CLCs parecidas é algo esperado. O Aço Doce tem uma curva elevada devido ao valor de  $n$  substancialmente maior (WORLDAUTOSTEEL, 2009).

## 3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

### 3.1 Generalidades

O objetivo deste estudo é analisar o tipo de fratura em chapas de aço DP600 quando submetidos a ensaios de estampagem com diferentes cargas aplicadas no prensa chapa, desde a completa fixação da chapa até o seu fluxo praticamente livre de restrições.

Foi necessária uma análise prévia do material a ser utilizado nos ensaios. Esta análise inicia com um ensaio metalográfico no MEV, para verificação da direção de laminação, textura metalográfica do material e principalmente identificação 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.

Conhecido o material base de estudo, partiu-se para os ensaios de estampagem Nakazima, realizados inicialmente pelo método tradicional, com punção hemisférico para obtenção da curva limite de conformação das chapas metálicas. Nesse primeiro momento permitiu-se o menor fluxo possível da chapa para dentro da matriz, empregando 130tf no prensa chapa, que corresponde ao máximo valor de carga da prensa. Na sequência foi utilizada uma carga intermediária de 80tf, que já permitiu certo fluxo da chapa durante a estampagem, e finalmente, empregou-se a menor carga no prensa chapa de 58tf, somente para evitar enrugamento, deixando que a chapa escoasse livremente para dentro da matriz. Com essa variação de carga no prensa chapa, espera-se encontrar diferentes tipos de fraturas.

Foram realizados ensaios de difração de raios-x para identificação das fases presentes no aço, como recebido do fabricante e após a realização dos ensaios propostos, para verificar se ocorreu ou não mudança de fase devido aos esforços aos quais o material foi submetido. O esperado é a não ocorrência de mudança de fase.

Por fim, foram analisadas no MEV (microscópio eletrônico de varredura) as regiões fraturadas dos corpos de prova a fim de identificar o tipo de fratura gerado para cada carga aplicada no prensa chapa.

### **3.2 Material utilizado**

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

Foi utilizado o aço DP600, produzido e fornecido pela Usiminas-MG, que tem por características: 2,0mm de espessura, 350MPa de tensão de escoamento e 600MPa de máxima tensão. 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 (2008), Curtze (2009), Cora (2009), Nasser (2010), Farabi (2010), Uthaisangsuk (2011), Bettaieb (2011), Wu-rong (2011), Kim H. J. (2011), Kim S. B. (2011), entre tantos outros.

### **3.3 Ensaio para caracterização dos materiais**

#### **3.3.1 Análise química**

Com o objetivo de conhecer a composição química do material de estudo 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 Ensaaios metalográficos

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 da retirada da amostra na direção longitudinal da chapa (ao longo da direção de laminação); 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), Souza (2004).

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

Esta análise deve ser realizada com três objetivos principais. O primeiro visando uma análise da morfologia dos grãos (observada na direção longitudinal da amostra), o que influencia diretamente as propriedades mecânicas de cada aço e, conseqüentemente, sua estampabilidade. O segundo objetivo será a identificação da direção de laminação da chapa, caso não se conheça, uma vez que os ensaios de tração são realizados com corpos de prova recortados formando ângulos  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$  em relação a direção de laminação do material. E o terceiro, e mais importante, para identificar as fases presentes no aço.

### 3.3.3 Ensaios 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.

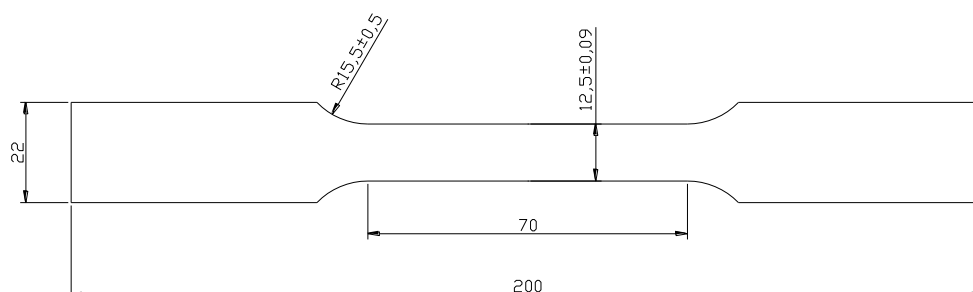


Figura 3.1 – Desenho do corpo de prova para o ensaio de tração.

Os corpos de prova serão 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 são dez corpos de prova para cada direção de laminação das chapas de aço, conforme a tabela 3.1, (cinco para levantar o fator de anisotropia e o coeficiente de encruamento e cinco para a obtenção do limite de resistência). Desta forma, será 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  $n$ ,  $R$ ,  $LR$ ,  $LE$ ,  $A1$ .

Aço	Direção de laminação	Quantidade de CPs para determinar $n$ e $R$	Quantidade de CPs para determinar $LR$ , $LE$ e $A1$	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 no microcomputador, instalado na máquina, 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. Entra com estes dados no programa, de forma que o computador calcule o valor da anisotropia  $R_{0^\circ}$  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 dois testes com corpos de prova a 0° da direção de laminação. Realiza-se ainda mais três testes para os corpos de prova a 45° e 90° da direção de laminação, totalizando dezoito ensaios.

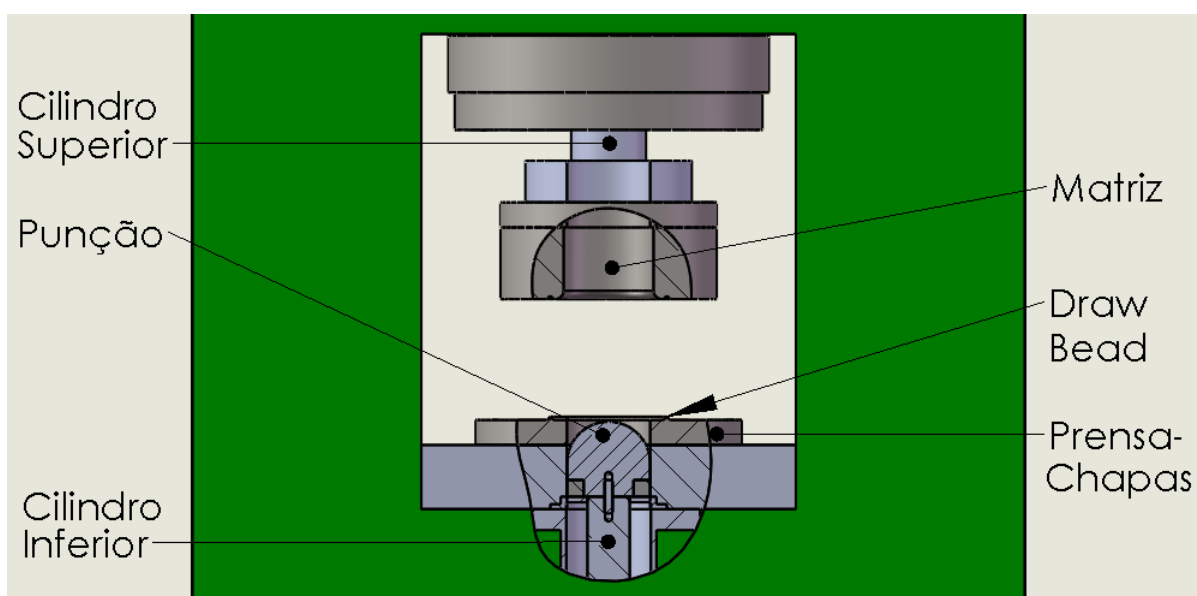
Com o resultado, o programa calculou ainda o valor médio da anisotropia para cada direção, caracterizada por  $R_{0^\circ}$ ,  $R_{45^\circ}$  e  $R_{90^\circ}$  (fator de anisotropia médio a 0°, 45° e 90° respectivamente), além da média  $\bar{R}$  e da tendência ao orelhamento  $\Delta R$ .

Utilizando-se 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 material. Utilizou-se três 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 (2004), Silva (1999), 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 chapa e no punção durante a espampagem.



(a)

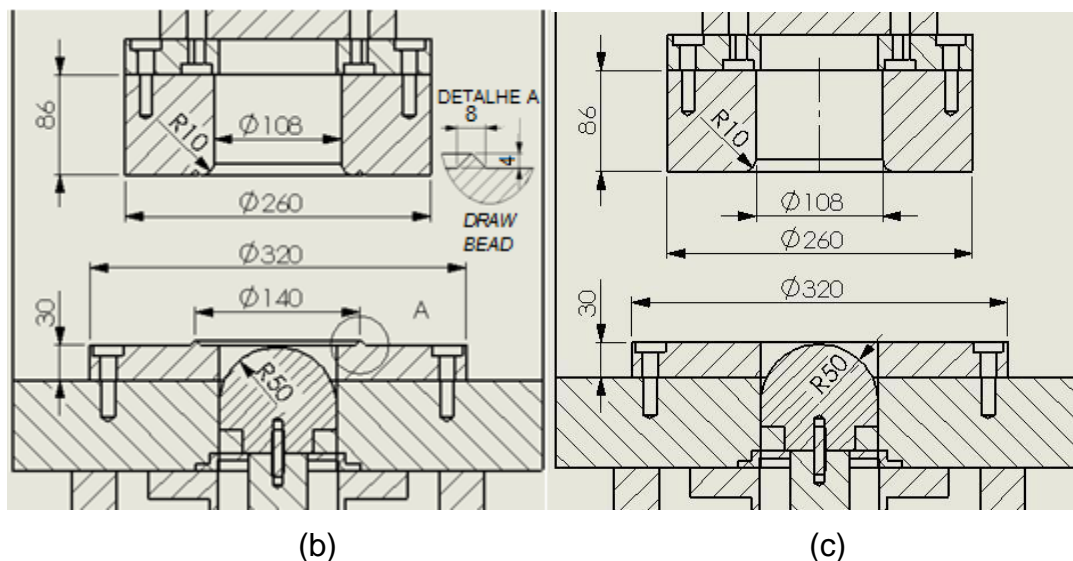


Figura 3.2 – Ferramenta utilizada nos ensaios de estampagem, em (a) detalhe das principais partes da ferramenta de estampagem, (b) desenho mecânico da ferramenta para Ensaio Nakazima – punção hemisférico, prensa-chapas e matriz com “draw bead” e (c) desenho mecânico da ferramenta com punção hemisférico, 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 chapa e regular a carga que será aplicada no mesmo, capacidade de 130tf (toneladas força);
- Cilindro inferior: tem a função de deslocamento do punção com velocidade constante e controlada e capacidade de 52tf;
- 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 chapa e estampar o material até sua ruptura;
- Suporte da matriz: tem a função única e exclusiva de fixar a matriz ao êmbolo da prensa;
- Punção: responsável direto pela deformação do material. Com geometria hemisférica e raio de 50mm utilizado para determinar a CLC.
- 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;
- 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 principal é regular o fluxo da chapa ou não para dentro da matriz sob o efeito do punção.

- “Draw bead”: 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 40mm à 200mm. Esta variação na largura dos corpos de prova é o fator determinante para a simulação desde os modos de deformação por estiramento, quando a largura da amostra for suficiente para a plena atuação do prensa chapa em todo o contorno do copo estampado, passando pela deformação plana, até embutimento profundo, quando a chapa é mais estreita, de forma que uma porção lateral do corpo de prova não fica presa pelo prensa chapa.

Para o levantamento da CLC, segundo o método tradicional de ensaio, foram utilizados oito corpos de prova, quantidade esta considerada suficiente para o propósito esperado. Os corpos de prova com entalhe foram cortados a laser, (estes corpos de provas mais estreitos tendem a romper próximos ao raio da matriz, pela ação do prensa chapa, por isso foram preparados com entalhe), enquanto que os demais foram cortados na guilhotina. A figura 3.3 mostra o desenho destas amostras.

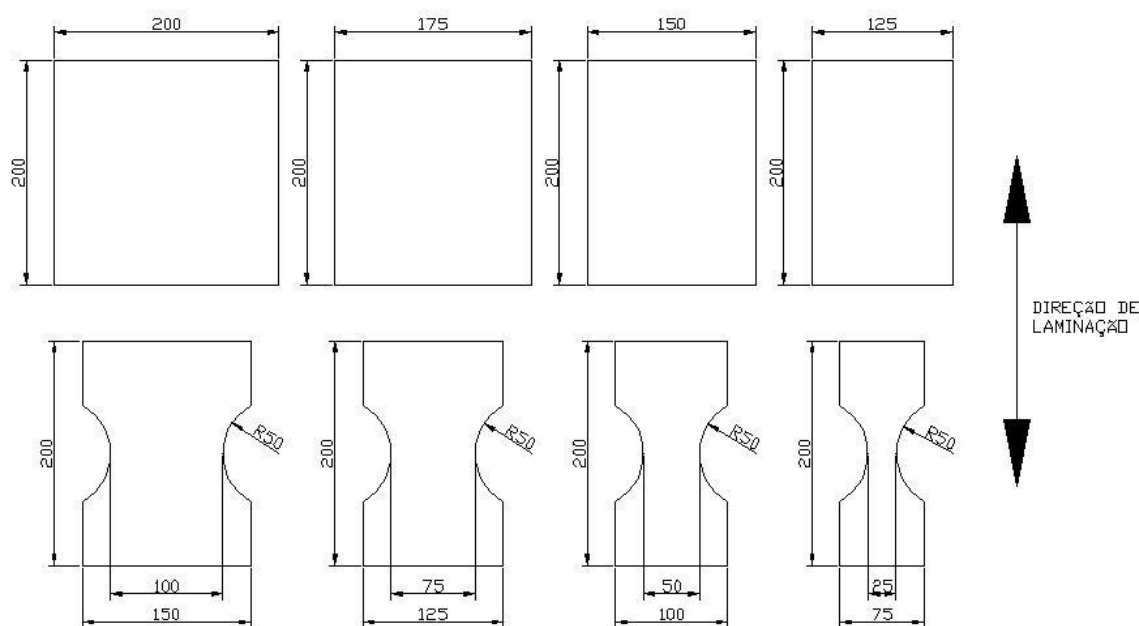


Figura 3.3 – Desenho dos corpos de prova utilizados no ensaio de estampagem Nakazima para o levantamento da CLC.

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 chapa	Finalidade dos corpos de prova
25 x 200	5		
50 x 200	5		
75 x 200	5		
100 x 200	5	130tf com “draw bead”	Determinação da CLC
125 x 200	5		
150 x 200	5		
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 uma corrente elétrica entre o rolo e a chapa, provocando o ataque químico dos corpos de prova. Foi feita uma seqüência 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.

Com a ferramenta em perfeita condição de uso, realiza-se então a montagem e regulagem dos dispositivos de controle e aquisição dos resultados de ensaio, 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 (220bar, 130tf) e a leitura da carga exigida para a deformação do material (resistência da chapa metálica). Este último interligado ao CLP, permite durante os testes a percepção prévia do instante de ruptura do material. 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 a um 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 de 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 trinca, 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 os valores das deformações de engenharia, calcula-se os valores das deformações verdadeiras  $\epsilon_1$  e  $\epsilon_2$ , para determinação da CLC.

### **3.4 Ensaios para análise da influência da carga do prensa-chapas**

#### **3.4.1 Ensaios de estampagem variando a carga no prensa-chapas**

Através da primeira etapa dos ensaios de estampagem, vistos no capítulo 3.3.4, buscar-se-á o levantamento da curva limite de conformação (CLC) do aço DP600. Já a segunda etapa de ensaios visam a análise da influência da força do prensa chapas no surgimento, localização e caracterização das trincas nas chapas estampadas. O ferramental foi projetado de maneira a tornar possível a realização dos ensaios de estampagem utilizando diferentes cargas no prensa-chapas, a cada seção de testes. Este novo projeto do ferramental segue o modelo utilizado por Altan et al (2007), ilustrado no item 2.1.3.

Foram aplicadas três diferentes valores de carga no prensa-chapas, denominadas  $P_1$ ,  $P_2$  e  $P_3$ , de maneira a permitir um maior escorregamento da chapa

(para a carga  $P_3$ ) e um menor escorregamento (quando a carga for  $P_1$ ). Para cada condição de carga no prensa-chapas serão medidas as deformações nos corpos de prova e os resultados comparados aos ensaios realizados através do método originalmente proposto por Nakazima, para obtenção do diagrama limite de conformação (FLD) e da curva limite de conformação (CLC). Através desta análise comparativa, verificou-se o efeito prático da variação de força no prensa-chapas no comportamento mecânico dos materiais durante a estampagem, através dos resultados apresentados pelo FLD e CLC.

Posteriormente a esta análise realizaram-se ainda os testes das amostras através de microscopia eletrônica, a fim de se observar as características dos vazios gerados na região fraturada. Com base nestes resultados espera-se verificar a real influência da carga do prensa-chapas no processo de trinca do material.

Deve-se observar que, para cada carga serão estampadas cinco amostras para cada medida de corpo de prova, conforme tabela 3.3. Os testes com cada um destes conjuntos de amostras apresentados nestas tabelas, foram repetidos ainda para cada condição de carga prevista para o prensa-chapas.

Tabela 3.3 – Ensaios de estampagem com o aço DP600, variando a força no prensa chapa e dimensão do corpo de prova, para análise em MEV.

Material	Dimensões dos corpos de prova (mm)	Quantidade de corpos de prova	Força prensa-chapas (tf)	Finalidade dos corpos de prova
DP600	150 x 200	5	P1 = 130	Análise das trincas no MEV
	200 x 200	5		
	150 x 200	5	P2 = 80	
	200 x 200	5		
	150 x 200	5	P3 = 58	
	200 x 200	5		

Após os ensaios de estampagem as amostras foram submetidas a análise de fractografia, para avaliar o tipo de fratura presente no material, conforme a variação da carga no prensa chapa.

### 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 50keV e são provenientes de uma camada de 50nm da superfície da amostra, possibilitando a formação da imagem.

### 3.4.3 Difração de Raios-X

A técnica de difratometria de raios-X é muito importante no que tange a caracterização microestrutural e composicional dos sólidos, isso se deve ao fato dos raios-X possuírem comprimento de onda comparável às distâncias interatômicas, que é da ordem de alguns Å (angstroms). Nesse trabalho essa técnica foi utilizada para determinar as fases presentes no aço DP600 em duas etapas, no material como recebido do fabricante e posteriormente deformado, para verificação se houve alguma mudança de fase.

Os raios-X são gerados através da colisão de um feixe de elétrons acelerados por uma diferença de potencial em direção a um metal, frequentemente chamado de alvo. Ao colidir, a formação dos raios-X se dá por dois mecanismos: primeiro, a desaceleração das partículas carregadas gera radiação, cujo comprimento de onda forma a parte contínua do espectro. Segundo, devido à interação dos elétrons com o material do alvo, que promovem transições eletrônicas que produzem fótons

características destas transições, emitindo raios-X, específicos do elemento que compõe o alvo.

Quando o feixe de raios-X incide num sólido, há espalhamento em todas as direções e as ondas que estão em fase interferem de maneira construtiva e difratam pela rede cristalina do material, trazendo informações sobre a orientação cristalográfica e o tamanho dos cristalitos. A figura 3.4 mostra um esquema básico de um feixe de raios-X que difrata ao incidir em um sólido que possui estrutura cristalina bem definida.

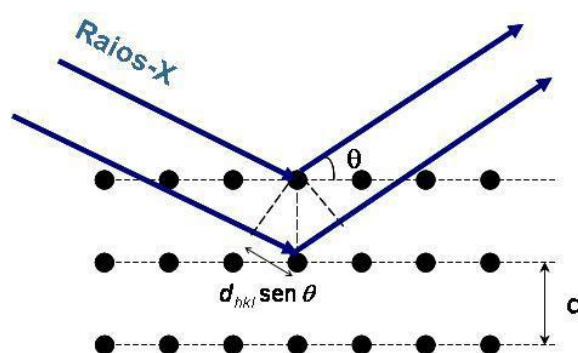


Figura 3.4 – Esquema básico da difração de raios-X em um material com planos cristalinos separados por uma distância  $d$ .

O feixe de raios-X incidente possui comprimento de onda  $\lambda$  e faz um ângulo  $\theta$  em relação à superfície do sólido. Para que haja a interferência construtiva a diferença entre o caminho dos feixes, que incidem em planos cristalinos paralelos e adjacentes diferentes dispostos a uma distância  $d$ , deve ser múltiplo do comprimento de onda. Esta condição geométrica é conhecida como lei de Bragg, e pode ser escrita como:

$$2d \sin \theta = n\lambda \quad (8)$$

Experimentalmente, na difratometria é realizada uma medida do ângulo formado entre o feixe incidente e o difratado ( $2\theta$ ) em função da intensidade do feixe difratado.

As análises por difração de raios-X foram realizadas no Laboratório Institucional de difração de raios-X, localizado no Departamento de Física na UFPR.

Nesse difratômetro foram realizadas varreduras  $\theta - 2\theta$  na geometria Bragg-Brentano. As medidas foram realizadas com radiação proveniente de um tubo de cobre, com comprimento de onda  $\lambda=1,5418\text{\AA}$ . O tubo de raios-X foi operado sob tensão de 40kV e corrente de 30mA. Como critério de alinhamento das amostras foi utilizado a maximização da reflexão do plano (222) do silício.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1 Caracterização do Material

De acordo com o planejamento experimental descrito no capítulo 3, a primeira fase de testes compreendeu a análise das propriedades mecânicas fundamentais do aço DP600. Desta forma, buscou-se chegar a um melhor conhecimento da composição química do aço, da sua microestrutura, propriedades mecânicas básicas e parâmetros de estampabilidade obtidas através do ensaio de tração e sua conformabilidade, caracterizada através da curva limite de conformação gerada através de ensaios de estampabilidade Nakazima.

Através dos resultados obtidos tornou-se possível uma análise prévia do comportamento do aço “dual phase” quando submetido a testes laboratoriais tradicionalmente conhecidos.

#### 4.1.1 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, quanto o resultado do ensaio de análise química realizado em uma amostra do material utilizado neste trabalho, como também de trabalhos realizados por Kim (2011), Uthaisangsuk (2011) e Farabi (2010).

Tabela 4.1. Composição química resultante do ensaio de análise química do aço DP600.

<b>Composição química do aço DP600 (partes da massa em %)</b>												
<b>Ensaio de laboratório</b>												
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Nb	Zr	Ti	Ni	Mo	Cu
0,086	0,053	1,739	0,027	0,007	0,031	0,048	0,028	0,006	0,004	0,029	0,226	0,0094
<b>Fornecida pelo fabricante</b>												
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Nb	V	Ti	Ni	Mo	N
0,07	0,01	1,66	0,019	0,005	0,043	0,03	0,015	<0,005	<0,005	0,02	0,16	0,0058
<b>(Kim et al, 2011)</b>												
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Nb	V	Ti	Ni	Mo	Cu
0,092	0,123	1,7	0,016	0,001								
<b>(Uthaisangsuk et al, 2011)</b>												
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Nb	V	Ti	Ni	Mo	Cu
0,072	0,246	1,58	0,015	0,001	0,031	0,053						0,010
<b>(Farabi et al, 2010)</b>												
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Nb	V	Ti	Ni	Mo	Cu
0,09	0,36	1,84		0,005	0,05	0,02					0,01	0,03

Entre os valores fornecidos pelo fabricante do aço e os obtidos através de ensaios de laboratório, observa-se que não houve uma diferença muito acentuada nos resultados. Se a comparação for estendida aos trabalhos realizados por Kim (2011), Uthaisangsuk (2011) e Farabi (2008) pode-se dizer que há uma concordância de resultados com os dados fornecidos pelo fabricante.

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.

<b>Principais elementos de liga presentes nos aços DP</b>		
Elemento	% em peso	Razão / influência da adição
Carbono	0,06 à 0,15%	Estabilizador da austenita
		Enrijecedor da martensita
		Determina a distribuição da fases
Manganês	1,5 à 2,5%	Estabilizador da austenita
		Enrijecedor 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 de liga 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.

#### 4.1.2 Metalografia

Os ensaios metalográficos realizados com o aço DP600 tiveram como objetivo a verificação das fases presentes no material e o valor percentual de cada uma delas, fator este de grande influência para a conformabilidade do aço.

A figura 4.1 mostra as fotos da metalografia na seção longitudinal do aço DP600 com ampliação de 800x (a) e 3500x (b), onde se tornam visíveis regiões escuras, correspondentes à matriz ferrítica do material e regiões mais claras, que identificam as “ilhas” de martensita presentes na microestrutura do aço. Isso evidencia uma característica peculiar aos aços “dual phase”, assim denominados devido a existência de regiões mais duras (martensita) dispersas numa matriz de dureza mais baixa (ferrita).

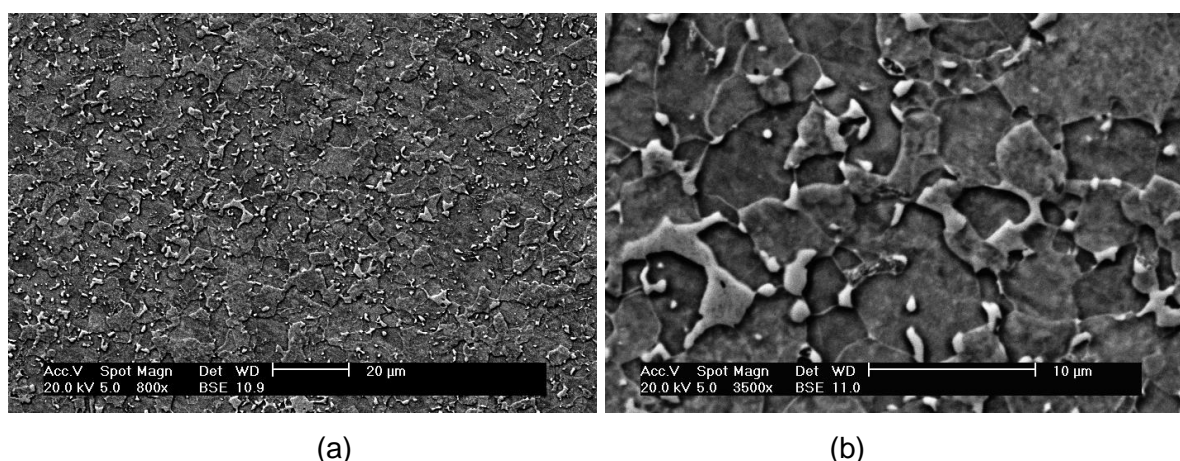


Figura 4.1 – Metalografia do aço DP600 com aumento de 800x (a) e aumento de 3500x (b).

As imagens acima se assemelham às obtidas por Uthaisangsuk et al (2011) e pela WorldAutoSteel (2009), que apontam as mesmas fases, ferrita e martensita, caracterizadas pela diferente coloração observada na metalografia do material. A comprovação destas fases se realizou através de ensaios de raios-X descritos na seção 4.3.2 deste capítulo.

Um aspecto importante, porém, na investigação do material foi a constatação do valor percentual de martensita dispersa no aço. Para isso utilizou-se o software AutoCad 2002, onde a imagem da microestrutura do aço foi inserida e, posteriormente, circundadas todas as regiões correspondentes à fase martensítica.

Desta forma mediu-se a área destas regiões e a área total da imagem, a partir das quais determinou-se um teor de 16,54% de martensita, sendo o restante equivalente a matriz ferrítica. Estes valores ficam dentro da faixa de 15% a 20% esperado pelo fabricante do aço e abaixo do percentual de 27% determinado por Uthaisangsuk et al (2011) em seu trabalho de pesquisa. O autor, no entanto, menciona estar trabalhando com um aço de teor de martensita mais elevado.

O teor de martensita presente no material tem influência direta no seu alongamento até a fratura e, conseqüentemente, nos parâmetros de estampabilidade do aço, uma vez que, por se tratar de uma fase dura, quanto maior o seu valor percentual há uma tendência a uma maior resistência mecânica e menor ductilidade. Com base nisso, pode-se dizer que a eficiência do material em processos de estampagem depende diretamente do equilíbrio na quantidade das fases, responsáveis em atribuir ao aço uma maior resistência sem um comprometimento em termos de conformabilidade.

#### 4.1.3 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 a 0,2% (LE) e finalmente o alongamento total (*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 e de outros trabalhos realizados com o mesmo material, como o de Huh (2008), Kim (2011) e Wang (2011).

Tabela 4.3. Comparativo das propriedades mecânicas LE, LR e *Al*, do aço DP600, obtidos através dos ensaios de tração e fornecidos pelo fabricante do aço e por outros autores.

<b>Propriedades Mecânicas do aço DP600</b>			
Propriedades	LE (MPa)	LR (MPa)	<i>Al total</i> (%)
Ensaio de tração	410	640	28,5
Fornecidas pelo fabricante	385	621	23,9
DP600 (Huh, 2008)	422	632	26,9
DP590 (Kim, 2011)	380	619	28,2
DP600 (Wang, 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 total*, obtidos pelos ensaios de tração, enquadram-se perfeitamente dentro dos valores fornecidos pelo fabricante e apresentados por trabalhos de outros autores. Somente o valor do alongamento de 28,5% obtido nos ensaios de tração apresentou uma diferença mais significativa se comparado ao valor fornecido pelo fabricante que foi de 23,9%, mas mesmo assim, o resultado ficou acima e se aproxima com valores fornecidos por outros trabalhos. 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  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$ , o valor da anisotropia média ( $\bar{R}$ ) e da anisotropia planar

( $\Delta R$ ). Resultados esses que foram comparados aos fornecidos pelo fabricante bem como de outros trabalhos, como Nasser (2010), Kim (2011) e Wang (2011).

Tabela 4.4. Parâmetros de estampagem  $R$ ,  $n$ ,  $\bar{R}$  e  $\Delta R$ , 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	$\bar{R}$	$R_{0^\circ}$	$R_{45^\circ}$	$R_{90^\circ}$	$\Delta R$	$n_{\text{medio}}$	$n_{0^\circ}$	$n_{45^\circ}$	$n_{90^\circ}$
Ensaio de tração	0,9356	0,6739	1,0354	0,9977	0,1996	0,1880	0,1892	0,1931	0,1818
Fabricante do aço	0,84	0,70	1,06	0,70	x	0,18	0,17	0,19	0,17
DP590 (Kim, 2011)	0,984	0,822	1,015	1,083	x	0,224	0,221	0,229	0,223
DP600 (Nasser, 2010)	1,0105	0,942	1,01	1,08	0,001				
DP600 (Wang, 2011)		1,16	0,67	1,02		0,206			

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  $\Delta R$  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 ( $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$ ), representados por  $R_{0^\circ}$ ,  $R_{45^\circ}$  e  $R_{90^\circ}$  respectivamente. Neste caso, o maior valor de  $R$  foi atingido para a direção de  $45^\circ$ , 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 perpendiculares a direção de laminação da chapa, atingindo um nível de conformação maior e sem ruptura nesta direção. Para as direções de  $0^\circ$  e  $90^\circ$ , 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  $90^\circ$ .

Desta forma pode-se classificar o material ensaiado como sendo um aço anisotrópico planar, uma vez que apresentou valores diferentes para  $R_{0^\circ}$ ,  $R_{45^\circ}$  e  $R_{90^\circ}$  ( $R_{0^\circ} \neq R_{45^\circ} \neq R_{90^\circ}$ ). Este fato indica que o material apresenta diferentes propriedades mecânicas no plano da chapa, ou seja, a reação do material é diferente conforme a direção de aplicação dos esforços no plano do material. 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  $\Delta R$ , 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 Nasser (2010) que ficou muito próximo a zero (0,001). Quanto maior o valor do  $\Delta R$ , 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  $n_{0^\circ}$ ,  $n_{45^\circ}$  e  $n_{90^\circ}$  para os ângulos de  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$  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.

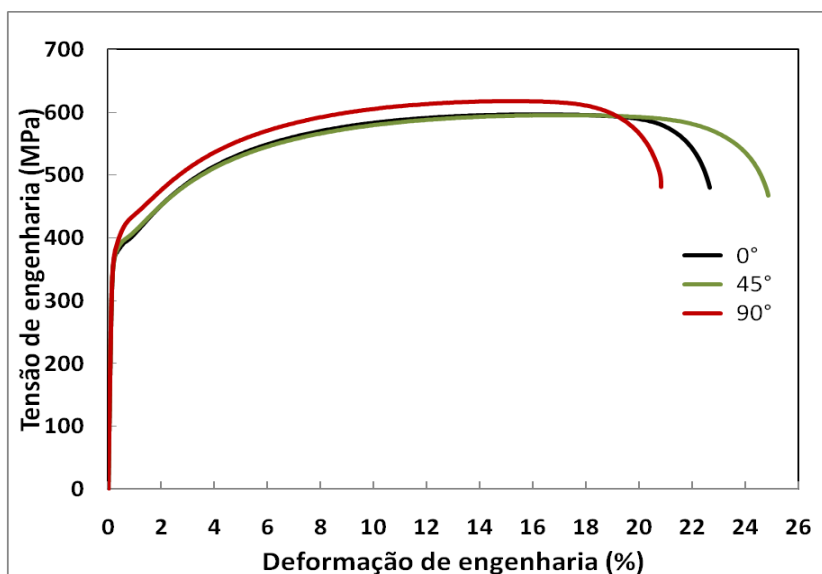


Figura 4.2 Curva Tensão vs Deformação de engenharia do aço DP600.

Fazendo uma comparação entre a figura 2.46 obtida por Konieczny (2003) e a figura 3 obtida através dos ensaios de tração, gerou-se a figura 4.3.

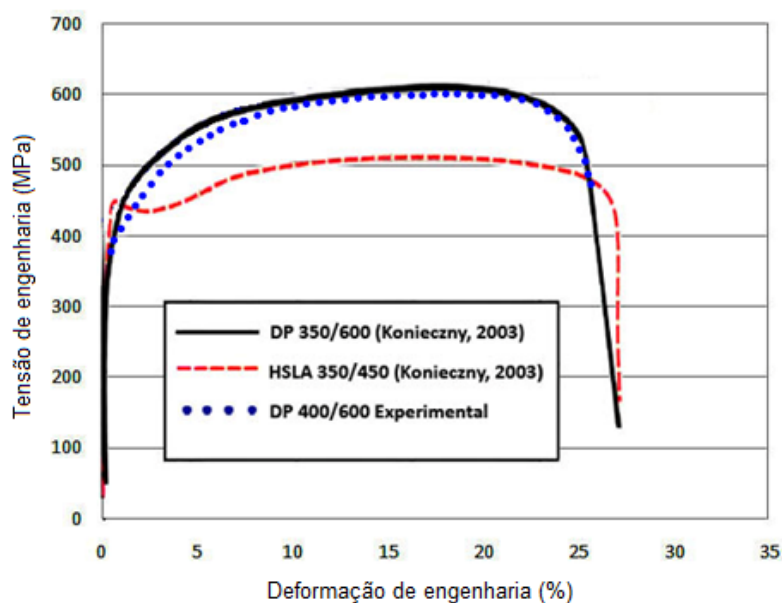


Figura 4.3 Curva Tensão vs Deformação de engenharia do aço DP600.

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, LR e *A1*, 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 neste processo de fabricação este ponto poderia acarretar defeitos no produto final, 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 esta falha. 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 na curva.

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.

#### 4.1.4 Ensaio de estampagem Nakazima

Os ensaios de estampagem Nakazima, nesta etapa realizados segundo o método tradicional proposto pelo autor, tiveram dois focos importantes no estudo. O primeiro visando finalizar a caracterização do aço DP600, material de estudo nesta pesquisa, e o segundo com o objetivo de gerar uma base comparativa para os testes subseqüentes, ou seja, os resultados dos ensaios Nakazima com diferentes cargas no prensa-chapas foram comparados aos resultados dos ensaios pelo método tradicional para verificação dos efeitos produzidos por esta variável de processo.

O ensaio originalmente proposto por Nakazima utiliza um único formato de punção, hemisférico com 100 mm de diâmetro, e um total de 18 corpos de prova com a largura variando desde 40 até 200 mm, todos com 200 mm 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), foi obtida a curva limite de conformação (CLC) do DP600 sem lubrificação, simulando a condição mais crítica de ensaio. A figura 4.4 mostra a curva CLC do aço DP600, determinada

através do ensaio Nakazima, onde as amostras ficam totalmente presas pelo prensa-chapas devido a utilização de um “draw bead”.

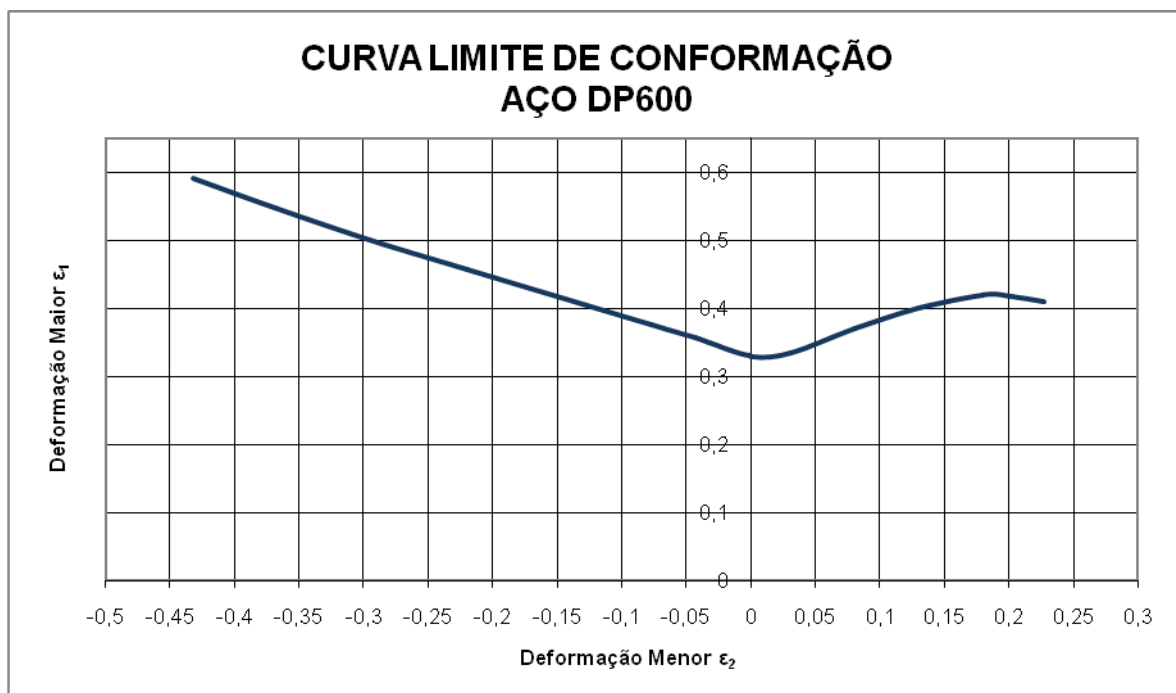


Figura 4.4 – Curva Limite de conformação do aço DP600, obtida através do ensaio de estampagem Nakazima.

#### 4.2 Ensaio de Estampagem com Variação de Carga no Prensa-Chapas

Com o objetivo de se verificar o efeito da carga do prensa-chapas na estampabilidade de aço DP600, foram realizados novos ensaios com o ferramental Nakazima. Nesta seção de testes, porém, foram utilizados apenas corpos de prova com 200 x 200 mm e 150 x 200 mm, que ofereciam uma área de contato com o prensa-chapas em toda a volta do punção, e aplicadas cargas de 130 tf, 80 tf e 58 tf para cada uma das amostras.

Desta forma, para cada corpo de prova ensaiado, foram medidos os pontos de deformações máximas atingidos pelo aço até a sua ruptura. A partir destes valores se obteve o diagrama limite de conformação (FLD) e a curva limite de conformação (CLC) para cada valor de carga no prensa-chapas, e este resultado

comparado a curva limite de conformação obtida inicialmente pelo método Nakazima (com travamento total da amostra através do “draw bead”).

A figura 4.5 mostra o FLD para a carga de 130 tf no prensa-chapas, enquanto que a figura 4.6 mostra o deslocamento sofrido pela CLC, considerando os pontos de máxima deformações atingidos pelos corpos de prova ensaiados com 130 tf de carga no prensa-chapas.

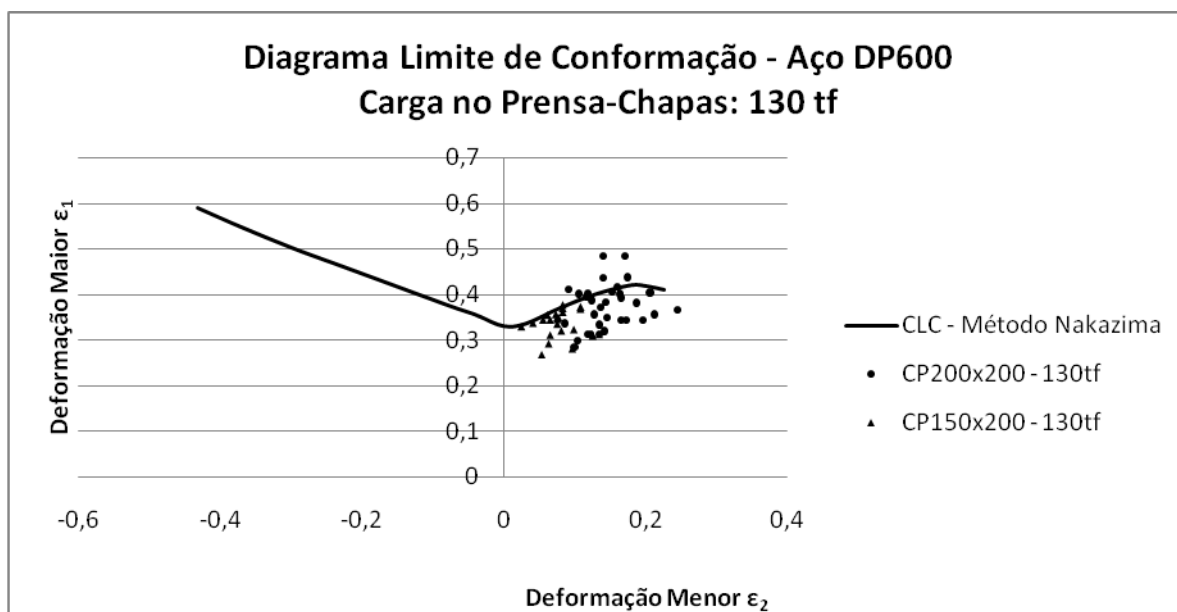


Figura 4.5 – Diagrama limite de conformação para corpos de prova de 200x200 mm e 150x200 mm, estampados com carga de 130 tf no prensa-chapas.

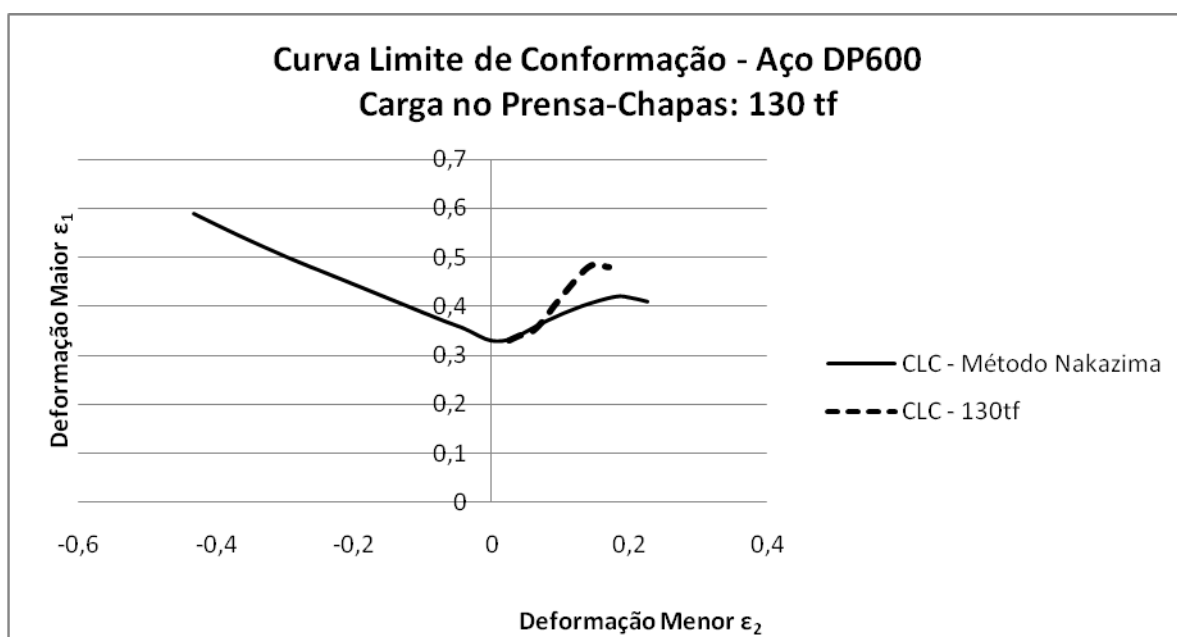


Figura 4.6 – Variação provocada na curva limite de conformação para carga de 130 tf no prensa-chapas.

Nota-se que para a carga de 130 tf no prensa-chapas a CLC deslocou-se para cima na região de estiramento, nos pontos de máxima deformação referentes ao corpo de prova de 200 x 200 mm. Para os corpos de prova de 150 x 200 mm, próximos ao estado plano de deformações, a deformação máxima se manteve próxima ao nível da CLC obtida pelo método Nakazima. Isso caracteriza uma melhora da estampabilidade do material na região de estiramento em aproximadamente 22%, ou seja, pode-se dizer o aço atingiu um maior nível de deformação até a sua ruptura final. Nesta condição de carga, observou-se um escorregamento de 5 mm do material na região da flange (região de atuação do prensa-chapas) durante a estampagem, sendo esta a condição mais próxima do travamento total, o que fez com que a amostra se deformasse principalmente em função da redução de espessura da chapa.

Pode-se dizer inicialmente que, uma pequena diminuição na restrição imposta pelo prensa-chapas à deformação do material permite uma melhora na sua conformabilidade. Com base neste resultado, foram repetidos os ensaios com os mesmos corpos de prova, porém, com carga de 80 tf no prensa-chapas. As figuras 4.7 e 4.8 mostram o diagrama limite de conformação e a variação da curva limite de conformação nesta condição de carga, respectivamente.

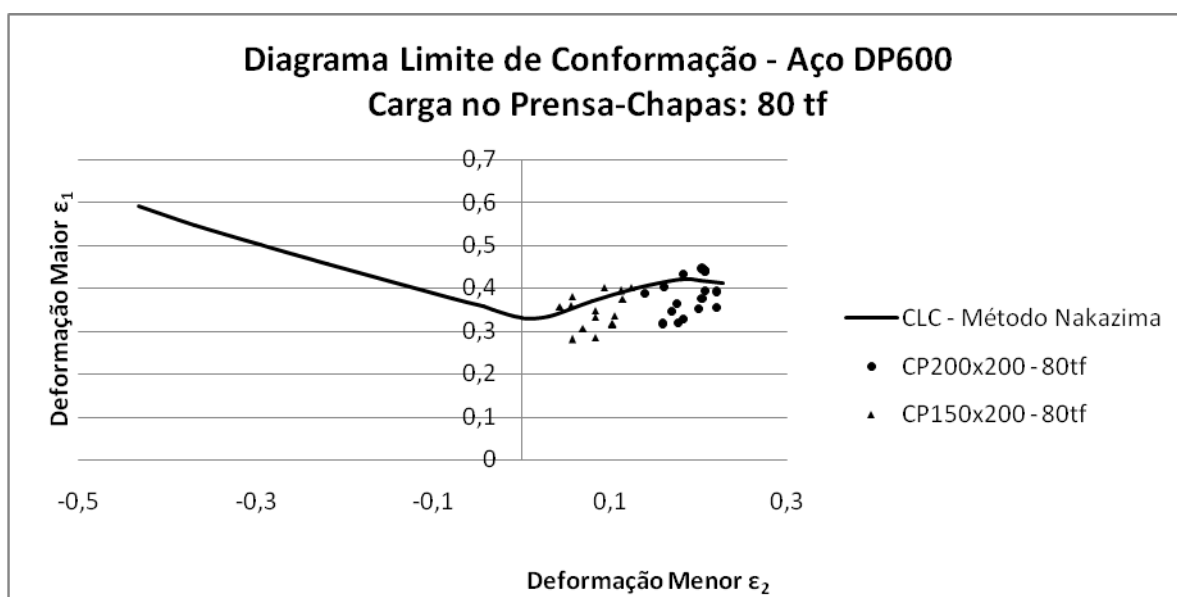


Figura 4.7 – Diagrama limite de conformação para corpos de prova de 200x200 mm e 150x200 mm, estampados com carga de 80 tf no prensa-chapas.



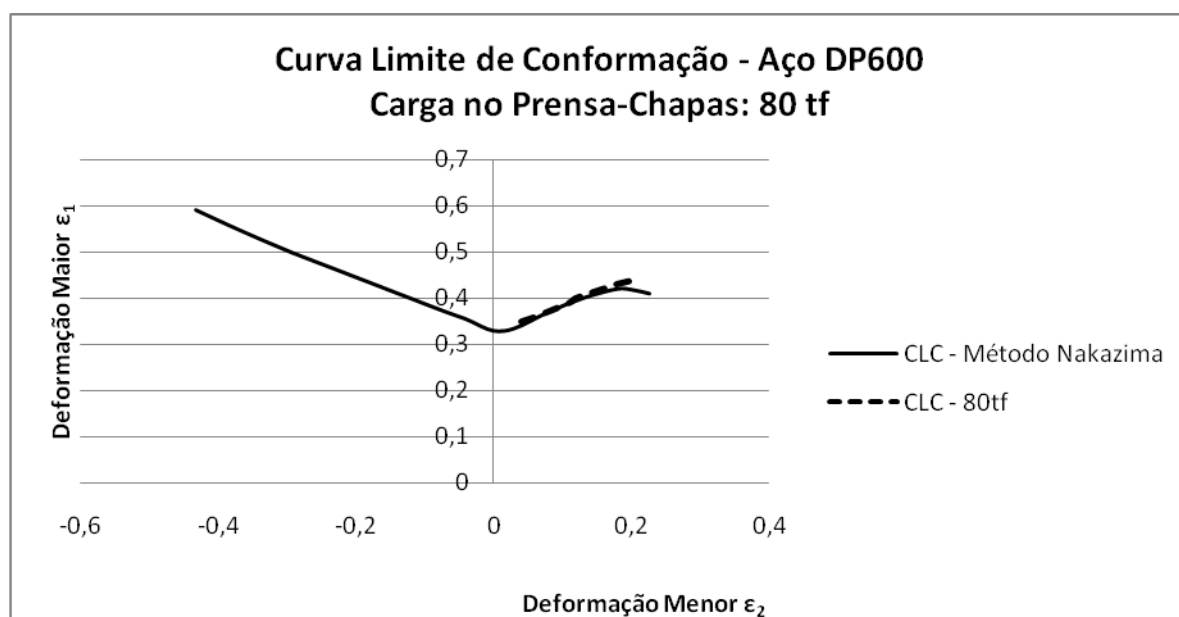


Figura 4.8 – Variação provocada na curva limite de conformação para carga de 80 tf no prensa-chapas.

Para a carga de 80 tf no prensa-chapas, ao contrário do caso anterior, houve uma redução no limite de estampabilidade do material. Nota-se pela figura 4.8 que a curva limite de conformação nesta condição ficou praticamente sobreposta a CLC obtida originalmente pelo método Nakazima, ou seja, essa redução de carga no prensa-chapas, que conferiu a chapa uma maior liberdade de escoamento durante a estampagem, não significou um ganho em termos de conformabilidade. Desta forma, o ganho propiciado com a menor restrição oferecida pela carga de 130 tf se perdeu quando se diminuiu ainda mais esta restrição, pela redução da carga do prensa-chapas para 80 tf.

A fim de se verificar o real efeito da redução de carga no prensa-chapas, se diminuiu este valor para 58 tf e se repetiram os ensaios com as mesmas medidas de corpos de prova. A figura 4.9 mostra o diagrama limite de conformação e a figura 4.10 mostra a variação da curva limite de conformação para a carga de 58 tf

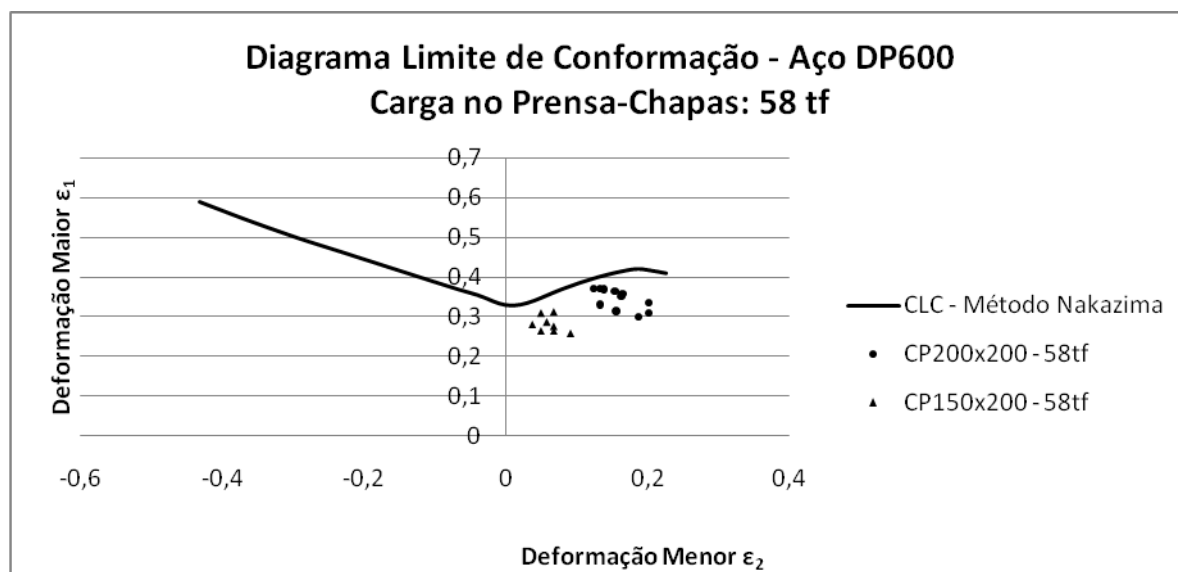


Figura 4.9 – Diagrama limite de conformação para corpos de prova de 200x200 mm e 150x200 mm, estampados com carga de 58 tf no prensa-chapas.

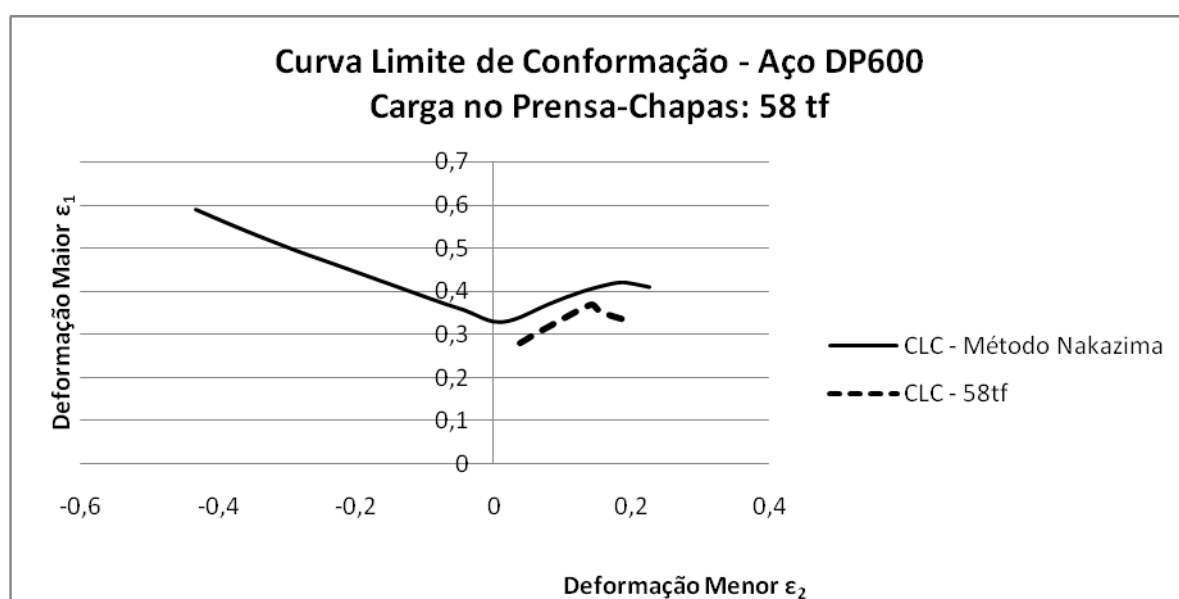


Figura 4.10 – Variação provocada na curva limite de conformação para carga de 58 tf no prensa-chapas.

Com a carga de 58 tf permitiu-se um escorregamento ainda maior da amostra durante a estampagem e, da mesma forma que no caso anterior, com carga de 80 tf, houve uma redução significativa no limite de conformabilidade do aço DP600. De acordo com a figura 4.10, a CLC para a carga de 58 tf ficou abaixo da CLC obtida pelo ensaio de estampagem Nakazima, representando uma perda aproximada de 8% na conformabilidade do material.

Nota-se desta forma que a estampabilidade do aço DP600 sofre uma influência bastante significativa da carga no prensa-chapas, de maneira que existe um valor ideal de carga próximo de 130 tf, que representou um ganho em sua conformabilidade quando comparado a uma condição de travamento total do material. Uma conclusão importante, porém, é a necessidade de testes para a determinação do valor adequado de carga no prensa-chapas, uma vez que, em muitos casos, não se espera uma perda de conformabilidade com a redução da força do prensa-chapas. Em situações práticas, muitas vezes, a força do prensa-chapas é ajustada pelo valor mínimo necessário para se evitar ondulações na flange, imaginado se obter assim uma melhor estampabilidade pela mínima restrição imposta ao material durante o seu escoamento. Esta consideração mostrou-se equivocada para aços “dual phase”, como o DP600.

Com base nestes dados torna-se evidente a influência do prensa-chapas na conformabilidade do aço DP600, de maneira que a explicação para a diminuição da estampabilidade do aço DP600, à medida que a força do prensa-chapas foi diminuída para 80 tf e posteriormente para 58 tf, está na mudança do tipo de trinca do material em função do aumento no escoamento da chapa sobre o ombro da matriz.

À medida que o material tem mais liberdade para escoar durante a estampagem, torna-se mais acentuado o dobramento ocasionado no ombro da matriz. Neste ponto ocorre uma fragilização do material devido ao dobramento que, quanto mais acentuado, aproxima o aço do seu limite de resistência, podendo chegar a ultrapassá-lo, ocasionando um princípio de estricção localizada neste ponto. Como esta região avança para dentro da matriz à medida que a chapa é empurrada pelo punção, este ponto torna-se propício a uma fratura por cisalhamento (“shear fracture”), isto fazendo uma analogia do processo de estampagem ao modelo de dobramento apresentado por Wagoner et al (2011).

Nos corpos de prova estampados com carga de prensa-chapas maiores, a região da chapa que sofre o dobramento avança muito pouco para dentro da cavidade da matriz, de maneira que a ruptura não ocorre na região que sofreu dobramento. Neste caso não ocorre a fratura por cisalhamento ou “shear fracture”, ou seja, a ruptura é atingida em função do estiramento sofrido pela chapa.

Considerando, pelos ensaios de tração, que o aço DP600 apresentou valores considerados de boa estampabilidade para o coeficiente de encruamento que, somado a liberdade de escoamento permitida para o aço com a carga de 130tf, resultou na melhora do limite de estampagem do material.

Foram realizados ainda testes com cargas no prensa-chapas inferiores a 58tf, de maneira que a carga de 35tf marcou o valor limite a partir do qual o material passou a ter uma liberdade de escoamento muito grande, que implicou no amassamento da chapa para dentro da matriz e, conseqüentemente, na impossibilidade de se estampar amostras com cargas inferiores a este valor. A carga de 130 tf correspondeu ao limite máximo operacional da prensa hidráulica utilizada nos ensaios de laboratório.

Com o objetivo de se realizar uma análise mais detalhada quanto ao efeito da carga do prensa-chapas na conformabilidade do aço DP600, foi obtido o diagrama da variação de força no punção em função do seu deslocamento para os corpos de prova de 200 x 200 mm, quando submetidos às cargas de 130tf, 80tf e 58 tf do prensa-chapas, como mostra a figura 4.11.

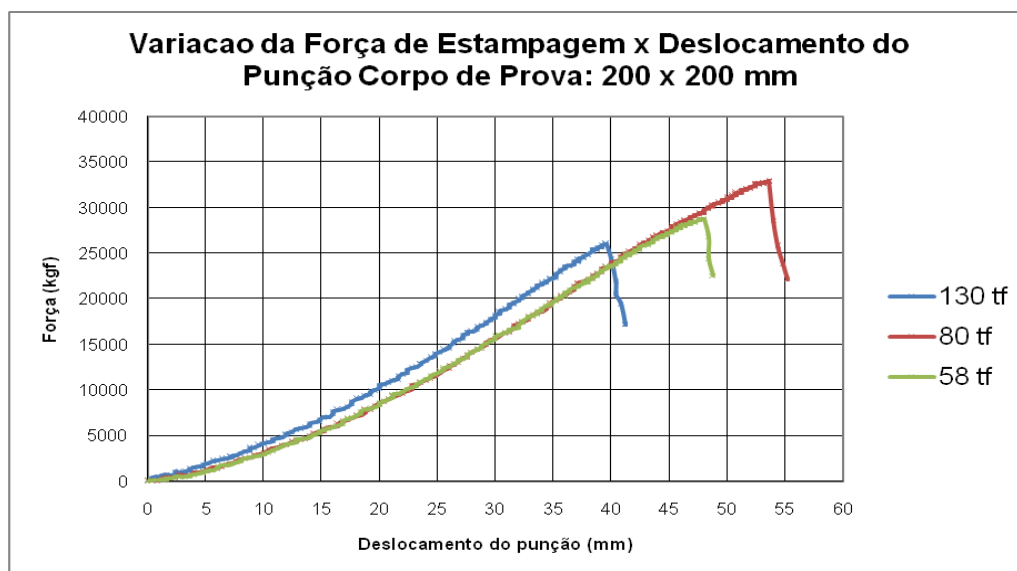


Figura 4.11 – Variação da força de estampagem em função do deslocamento do punção.

O levantamento deste gráfico, assim como a determinação do tempo total de estampagem tornou-se possível graças a instalação de um controlador lógico

programável na prensa hidráulica, a partir do qual se realizou a aquisição dos dados necessários para isso.

A tabela 4.5 mostra os valores do tempo total de embutimento das amostras ( $t_e$ ) nas cargas de 130tf, 80tf e 58tf no prensa-chapas, além do valor para a carga de 35tf, correspondente a força mínima exigida para a conformação do material. A tabela 4.5 mostra ainda o valor correspondente ao deslocamento do material ( $\Delta df$ ) e a velocidade de escoamento ( $V_2$ ) da chapa na região da flange ( $V_2$ ) dos corpos de prova em cada condição de força do prensa-chapas (FPC).

Tabela 4.5 – Tempo de estampagem, deslocamento da chapa e velocidade de deslocamento na flange para as diferentes forças do prensa-chapas.

FPC (tf)	$t_e$ (s)	$\Delta df$ (mm)	$V_2$ (mm/s)
130	15,8	5	0,316
80	19,2	7	0,365
58	21,0	10,4	0,495
35	6,65	14,5	2,18

O deslocamento do material na flange da amostra ( $\Delta df$ ) foi obtida pela medição direta do corpo de prova nesta região, valor este que corresponde a redução sofrida pela amostra na região de ação do prensa-chapas, na direção de uma linha radial de escoamento do material. A figura 4.12 mostra os corpos de prova de 200 x 200 mm e 150 x 200 mm estampados com as cargas de 130tf, 80tf e 58tf, onde nota-se um deslocamento mais acentuado no deslocamento do material na flange para os menores valores de força no prensa-chapas.

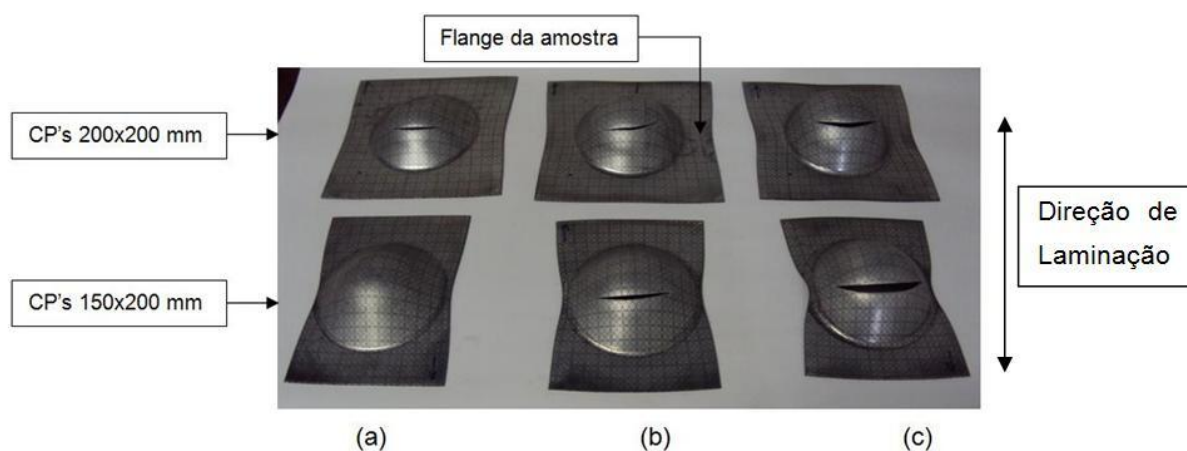


Figura 4.12 – Corpos de prova de 200x200 mm e 150x200 mm estampados com as forças de 130tf (a), 80tf (b) e 58tf (c).

A velocidade de escoamento da chapa na flange ( $V_2$ ) que, segundo Kim et al (2011) pode ser interpretada com a taxa de deformação nesta região, foi determinada pela divisão do deslocamento ( $\Delta df$ ) pelo tempo de estampagem ( $t_e$ ). A divisão do deslocamento do punção (profundidade de estampagem) de cada amostra ensaiada pelo tempo total de estampagem permite ainda a determinação da velocidade de embutimento ( $V_1$ ), correspondente a 2,5 mm/s.

Com estes dados tornou-se possível a obtenção da curva que mostra a variação da taxa de deformação na flange ( $V_2$ ) em função da força do prensa-chapas (FPC), como mostra a figura 4.13.

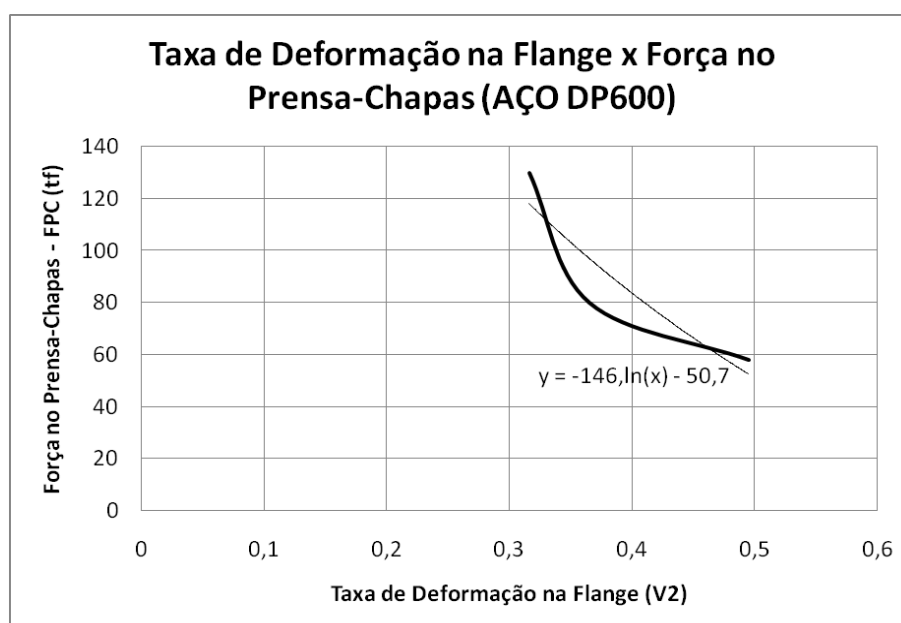


Figura 4.13 – Variação da taxa de deformação na flange em função da força do prensa-chapas.

Através da linha de tendência pode-se determinar a equação da curva correspondente, onde:

$$FPC = -146.\ln(V_2) - 50,7 \quad (9)$$

A partir desta equação dois outros valores de força no prensa-chapas podem ser calculados: considerando uma condição de restrição total da amostra na flange, a taxa de deformação  $V_2$  torna-se igual ou muito próxima de zero, o que seria conseguido para uma força no prensa-chapas de aproximadamente 632,9tf. A

segunda condição de força no prensa-chapas pode ser determinada considerando-se o valor da taxa de deformação máxima do material, determinada através do ensaio de dobramento proposto por Wagoner et al (2011), através da equação (7):

$$\dot{\varepsilon}_{\max} = \frac{V_1(\text{mm/s})}{3t(\text{mm})} \cdot \ln(1 + t/rd)$$

Para a velocidade  $V_1 = 2,5 \text{ mm/s}$ , espessura da chapa ( $t$ ) de 2mm e raio do ombro da matriz ( $rd$ ) de 10mm, encontra-se uma taxa máxima de deformação de  $0,076 \text{ s}^{-1}$  que, pela equação da curva de tendência do gráfico apresentado na figura 4.12, equivale a um valor de força no prensa-chapas de 325,5tf.

Desta forma, acrescentados os valores das taxas de deformação ( $V_2$ ) para as cargas no prensa-chapas de 325,5tf e 632,9tf, obtem-se o diagrama da variação da taxa de deformação na flange ( $V_2$ ) em função da força do prensa-chapas (FPC) mostrado na figura 4.14.

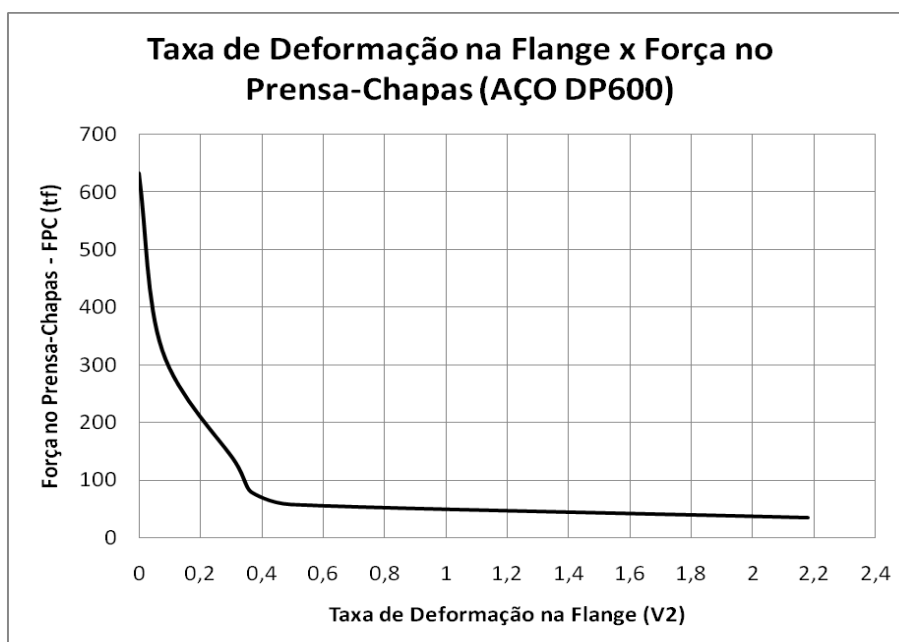


Figura 4.14 – Variação da taxa de deformação na flange em função da força do prensa-chapas, com as cargas de 325,5tf e 632,9tf.

A curva representada na figura 4.14 mostra que o ponto correspondente a força FPC de 80tf encontra-se numa região crítica, acima da qual se tem uma

pequena variação na taxa de deformação da chapa na região da flange para um grande aumento da força no prensa-chapas e, abaixo da qual se tem um grande aumento na taxa de deformação na flange para pequenas reduções na força do prensa-chapas. Este valor de 80tf, corresponde a força no prensa-chapas onde os valores de doformações obtidos foram equivalentes aos valores da curva limite de conformação determinados pelo método tradicional de Nakazima, sem qualquer escorregamento da chapa durante a estampagem.

Como abaixo da carga de 80tf se tem um grande aumento na taxa de deformação na flange da amostra, pode-se dizer que o efeito do dobramento sobre o ombro da matriz é mais acentuado, o que faz com que a região da chapa fragilizada pela dobra se desloque mais para dentro da matriz, induzindo o material a uma fratura por cisalhamento. A consequência disso é o comprometimento da ductilidade do aço com a decorrente perda de conformabilidade, conforme observado na curva limite de conformação para a carga de 58tf (figura 4.10).

Para os valores de força no prensa-chapas utilizados nos testes e calculados, pode-se determinar então uma curva representativa da variação da deformação maior ( $\epsilon_1$ ) atingida pelo aço DP600 em função dos valores de força no prensa-chapas, como mostra a figura 4.15.

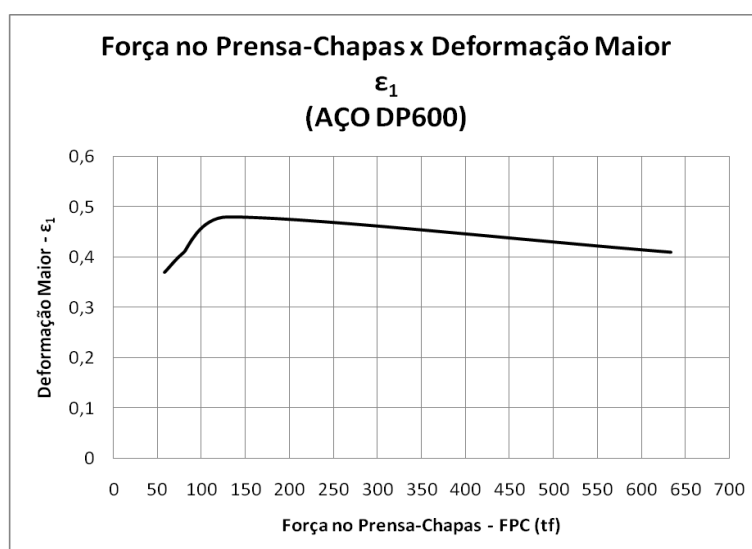


Figura 4.15 – Variação da deformação maior  $\epsilon_1$  em função da força no prensa-chapas.

Nesta curva, o ganho em conformabilidade entre as cargas de 58tf e 130tf corresponde a valores reais comprovados experimentalmente e que podem servir,



na prática, como base para o dimensionamento e ajuste do prensa-chapas de ferramentas de estampagem. Esta melhora na conformabilidade do aço DP600 em função da carga do prensa-chapas, representa o real efeito desta variável sobre o processo de estampagem do aço em questão. Para a carga de 632,9tf, que corresponde a força calculada na qual se teria o travamento total da chapa pelo prensa-chapas, a deformação maior se torna equivalente a deformação obtida pela CLC dos teste de Nakazima, ou seja, o limite máximo de carga a ser aplicado no processo. O trecho da curva entre as forças de 130tf e 388,5tf, corresponde a uma região incerta quanto ao ganho ou perda de conformabilidade do aço DP600, uma vez que, devido ao limite operacional da prensa, não foi possível a realização de testes com forças no prensa-chapas acima de 130tf, a fim de se verificar até que valor de carga acima disso se teria um aumento na deformação maior e, a partir de que valor de carga se iniciaria a redução na deformação maior até o valor de  $\epsilon_1$  de 0,41, equivalente ao ponto de travamento total da chapa.

A solução para isso seria a utilização de uma prensa com maior capacidade de carga para os testes ou o desenvolvimento de um modelo numérico para a simulação da estampagem para estes valores de força no prensa-chapas.

### **4.3 Análise da Fratura do Material**

#### **4.3.1 Microscopia eletrônica de varredura**

Com o objetivo de se verificar as reais diferenças no modo de falha do aço DP600 para cada valor de força utilizado no prensa-chapas, foram realizados ensaios em microscópio eletrônico de varredura. Nestes testes foram obtidas imagens com ampliações de 750x, 2500x e 5000x da região fraturada de cada amostra ensaiada, nos testes uniaxial de tração e de estampagem Nakazima com variação da força no prensa-chapas.

As figuras 4.16, 4.17 e 4.18 mostram as imagens da fratura dos corpos de prova submetidos aos ensaios de tração, nas direções de 0°, 45° e 90° em relação a direção de laminação, respectivamente.

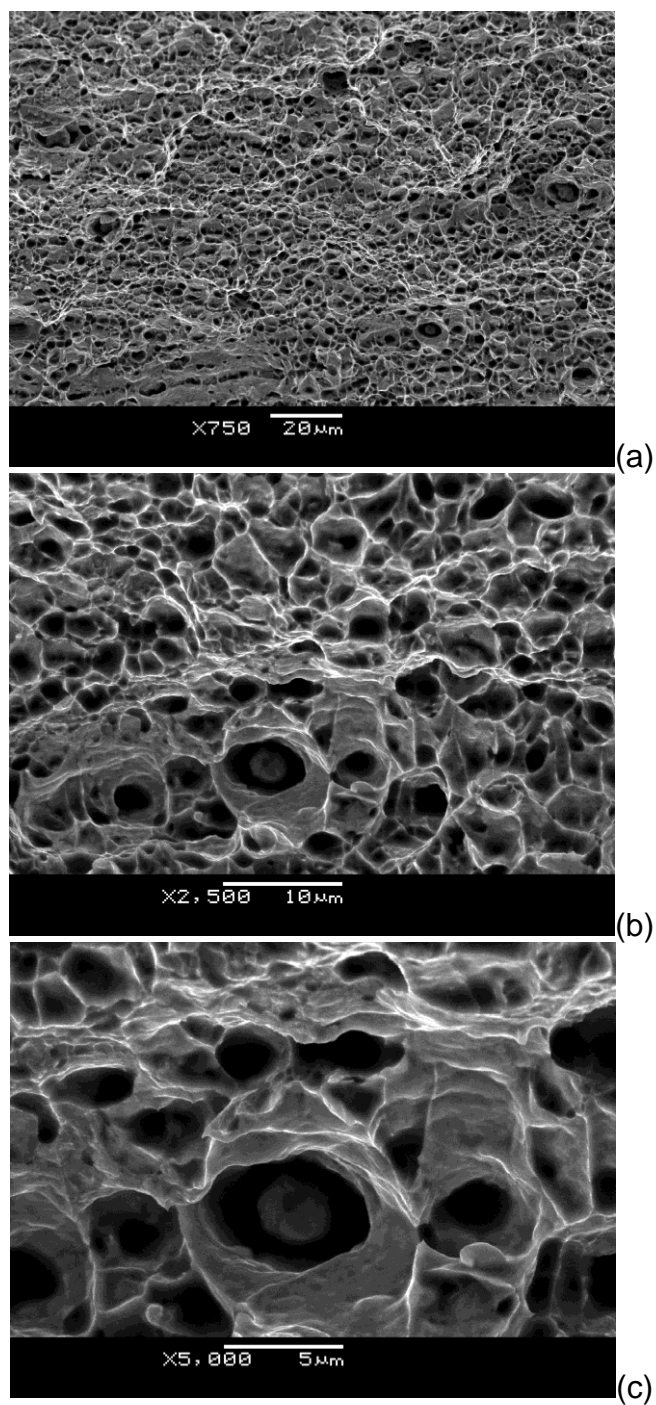


Figura 4.16 - Superfície da fratura do aço DP600 sob estado uniaxial de tensão (direção  $0^\circ$ ), em (a) ampliação 750x, (b) ampliação 2500x e (c) ampliação 5000x.

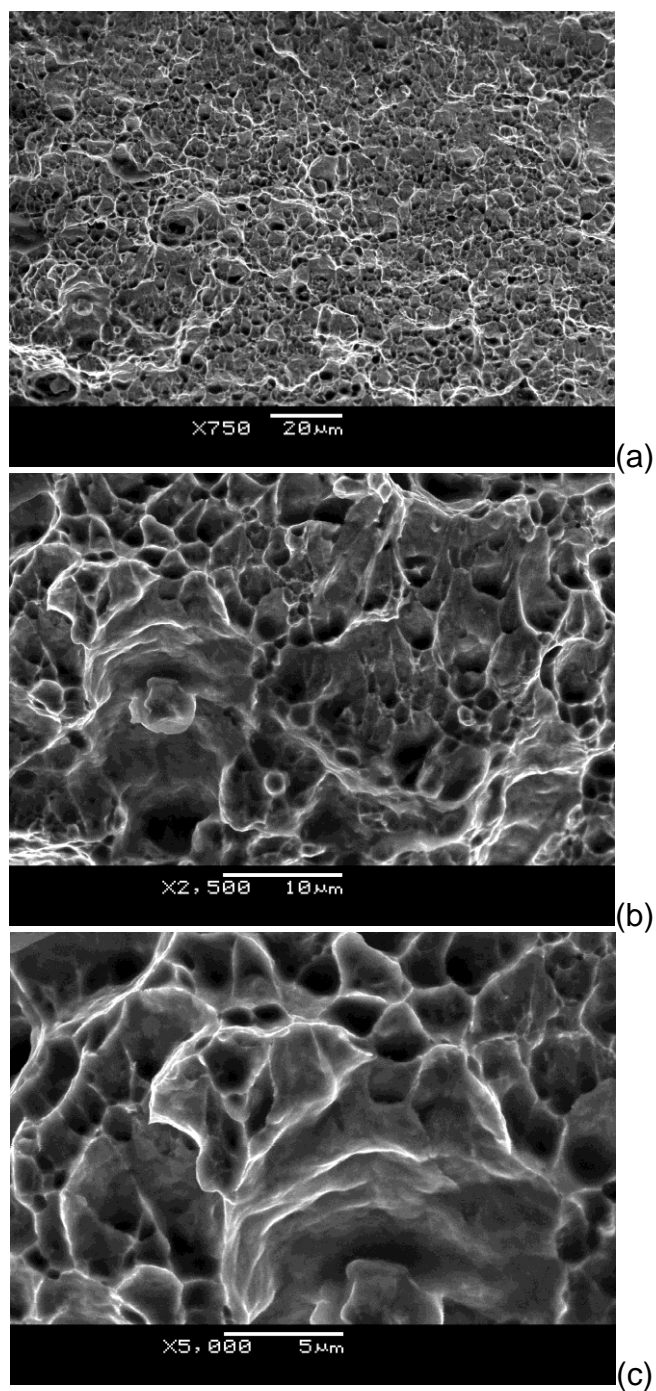


Figura 4.17 - Superfície da fratura do aço DP600 sob estado uniaxial de tensão (direção 45°), em (a) ampliação 750x, (b) ampliação 2500x e (c) ampliação 5000x.

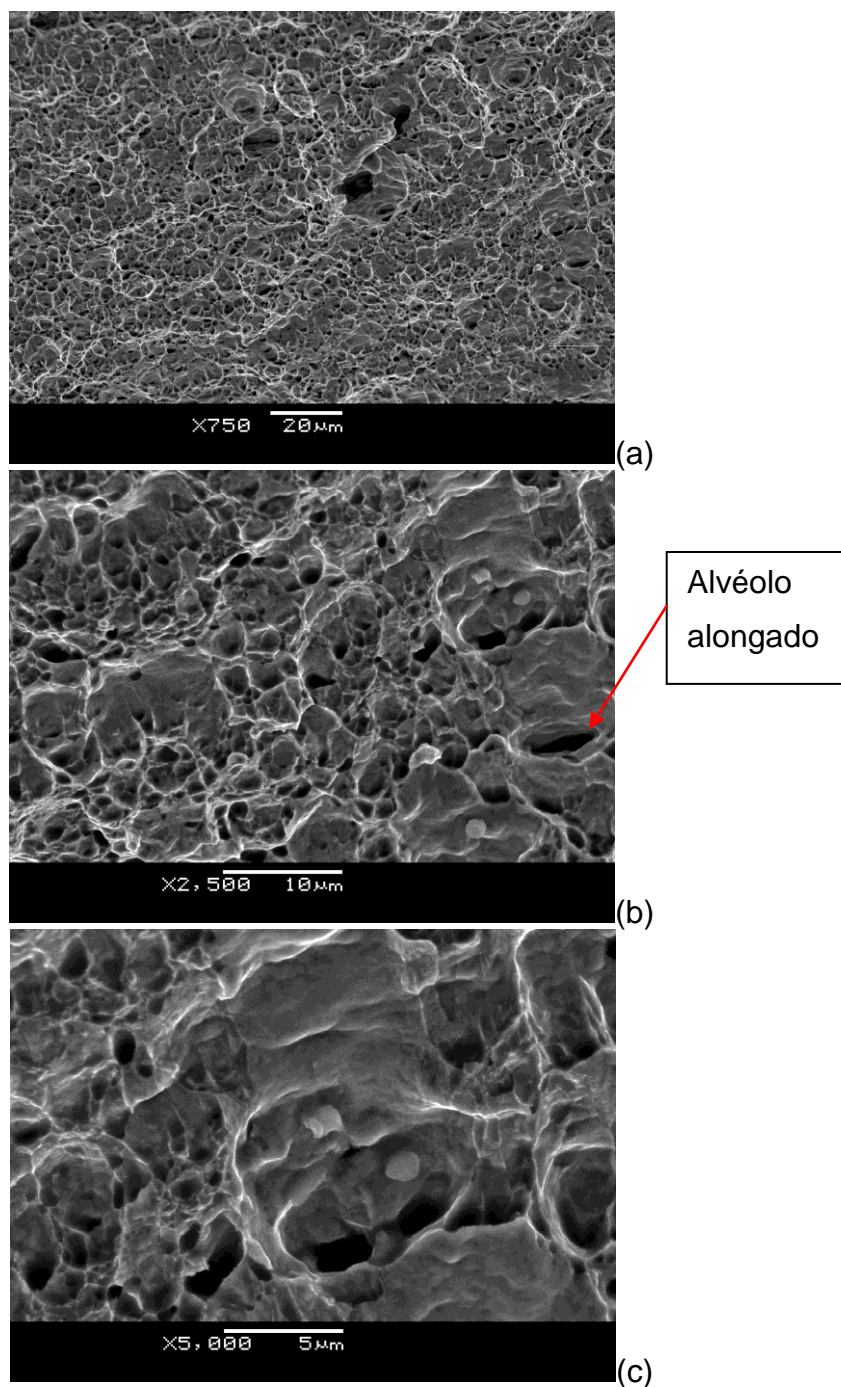


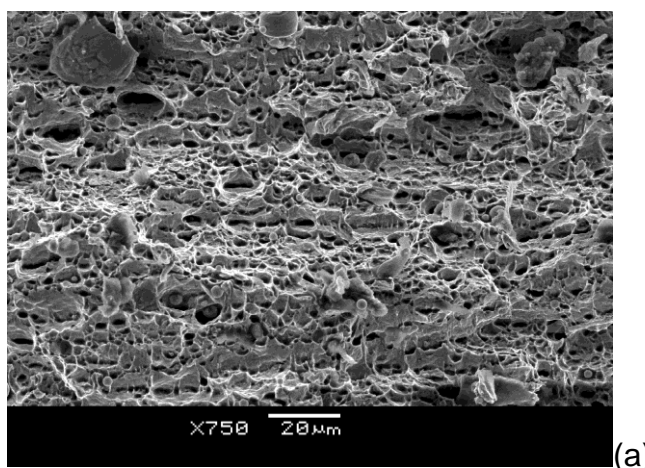
Figura 4.18 - Superfície da fratura do aço DP600 sob estado uniaxial de tensão (direção 90°), em (a) ampliação 750x, (b) ampliação 2500x e (c) ampliação 5000x.

Nota-se pelas imagens das figuras 4.16, 4.17 e 4.18 que a direção de laminação da chapa não influenciou significativamente as características da trinca produzida no material, ou seja, para as três direções o que se percebe é uma fratura essencialmente dúctil, formada por alvéolos uniformes e sem vestígios de clivagem.

Devido a esta característica, pode-se dizer ainda que no estado uniaxial de tensões, as “ilhas” de martensita presentes na microestrutura do aço “dual phase” também não afetam o tipo de fratura do material. O pequeno alongamento do alvéolos, observado na fratura dos corpos de prova a 90°, se deve apenas ao fato da amostra estar numa direção perpendicular a direção de laminação da chapa.

Diferentemente do estado uniaxial de tensões, nos ensaios de estampagem, que caracterizam o estado biaxial de tensões, pode-se notar a existência de pequenas regiões de fratura frágil em alguns casos.

Pelas imagens da figura 4.19, que mostra a fratura do corpo de prova de 200 x 200 mm estampado com uma carga 130 tf no prensa-chapas, pode-se observar uma fratura alveolar (dúctil) uniforme e sem indícios de clivagem, ou seja, semelhante à fratura ocasionada pelos ensaios de tração. Sendo assim, pode-se dizer que apesar da carga de 130 tf no prensa-chapas ter permitido um baixo grau de escorregamento da amostra, essa pequena liberdade de escoamento não propiciou uma mudança no modo de falha, ou seja, se converteu em benefício de uma melhora no limite de estampagem do material.



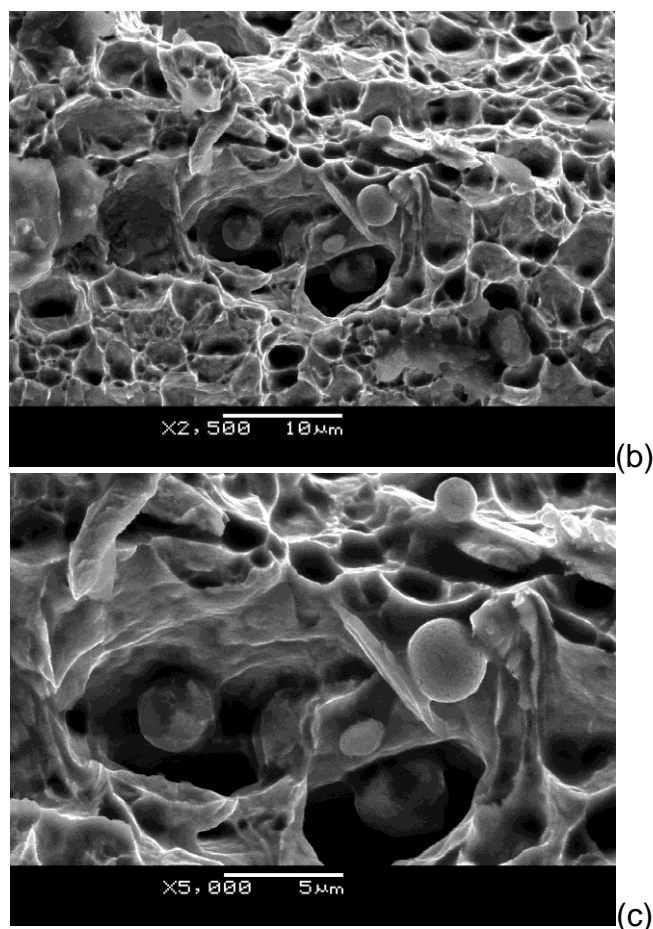
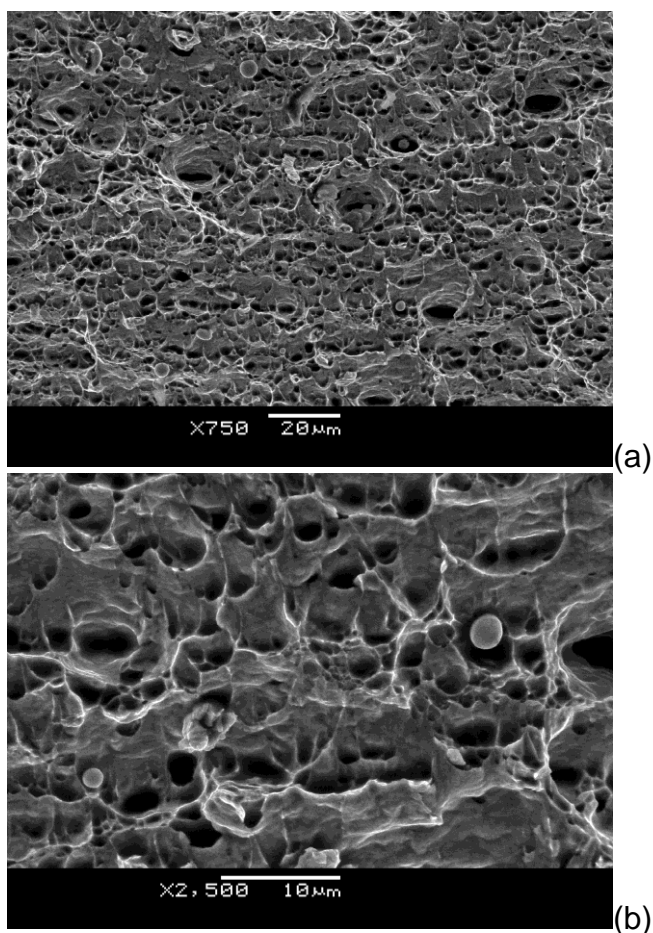


Figura 4.19 - Superfície da fratura do aço DP600, CP 200x200mm, carga no prensa-chapas de 130 tf, em (a) ampliação 750x, (b) ampliação 2500x e (c) ampliação 5000x.

As figuras 4.20 e 4.21 mostram as imagens da fratura dos corpos de prova de 200 x 200 mm, estampados com cargas no prensa-chapas de 80 tf e 58 tf respectivamente. As imagens da fratura para a força de 80 tf são semelhantes às imagens das amostras ensaiadas com a carga de 130 tf, ou seja, dúcteis, constituídas de alvéolos uniformes e, aparentemente, sem a presença de regiões de clivagem. Já as imagens da fratura do material estampado com 58 tf de força no prensa-chapas, figura 4.20, já marcam a existência de pontos de clivagem, o que torna possível a hipótese de que a menor carga no prensa-chapas está induzindo o material a um modo de fratura misto (dúctil e frágil). Em outras palavras, a fratura continua sendo essencialmente dúctil, porém, não completamente devido a existência de pequenos pontos de fratura frágil (clivagem) não detectados nas condições anteriores.

No caso das amostras testadas com a carga de 80 tf, que não apresentaram pontos visíveis de clivagem mas que implicaram numa redução da curva limite de conformação do aço DP600, pode-se dizer que, devido a essa perda substancial no seu limite de estampabilidade, o material possivelmente já estava sujeito a um estado de tensões mais crítico apesar de ainda não permitir a detecção dos pontos de clivagem no MEV. Há a possibilidade destes pontos de fratura frágil estarem na eminência de se formarem na região fraturada.



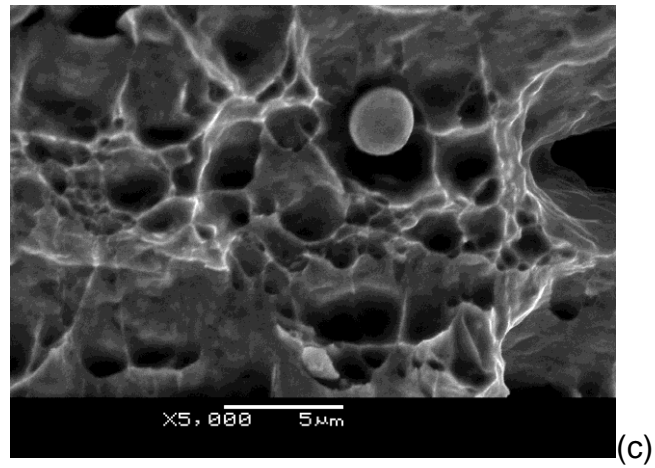
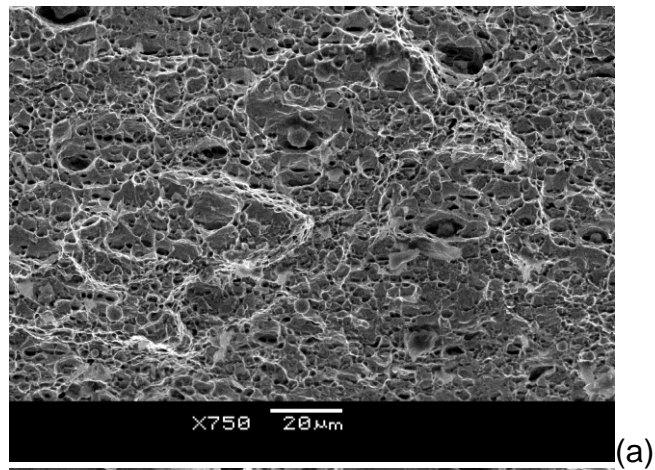
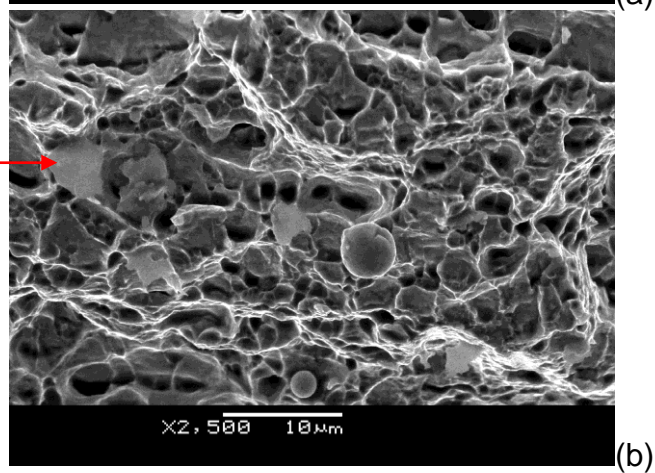


Figura 4.20 - Superfície da fratura do aço DP600, CP 200x200mm, carga no prensa-chapas de 80 tf, em (a) ampliação 750x, (b) ampliação 2500x e (c) ampliação 5000x.



Clivagem





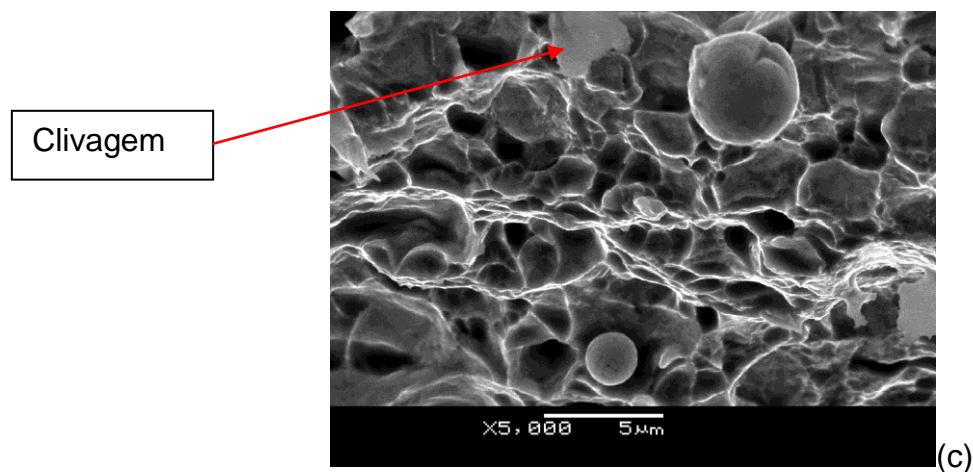
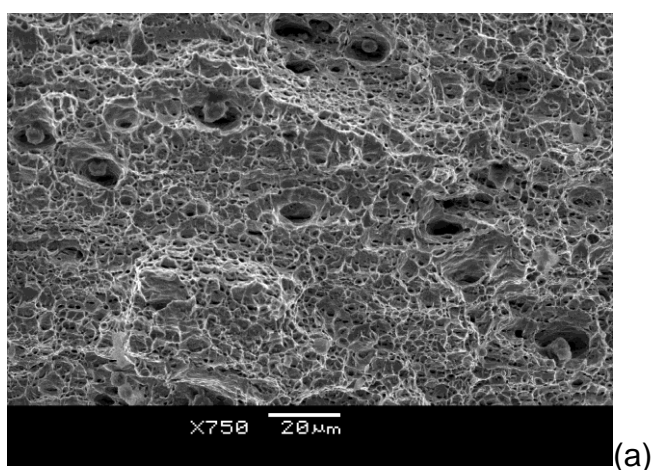


Figura 4.21 - Superfície da fratura do aço DP600, CP 200x200mm, carga no prensa-chapas de 58 tf, em (a) ampliação 750x, (b) ampliação 2500x e (c) ampliação 5000x.

A figura 4.22 mostra as imagens em MEV dos corpos de prova de 150 x 200 mm estampados com carga de 130 tf no prensa-chapas e, da mesma forma que os corpos de prova de 200 x 200 mm, se caracterizaram por apresentar uma fratura alveolar uniforme e sem a presença de pontos de clivagem. Nesta condição pode-se dizer que a redução na largura do corpo de prova de 200 para 150 mm, com 130 tf de força no prensa-chapas não implicou em nenhuma mudança nas características da fratura do material.



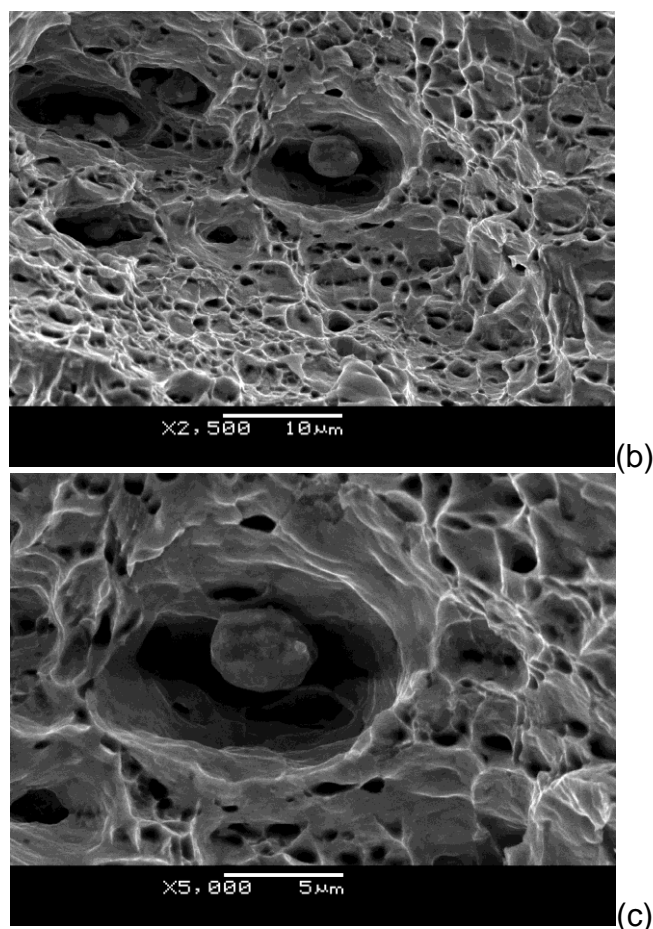


Figura 4.22 - Superfície da fratura do aço DP600, CP 150x200mm, carga no prensa-chapas de 130 tf, em (a) ampliação 750x, (b) ampliação 2500x e (c) ampliação 5000x.

Na figura 4.23 são apresentadas as imagens em MEV do corpo de prova de 150 x 200 mm estampado com uma força de 80 tf no prensa-chapas. Diferentemente da amostra de 200 x 200 mm ensaiada com a mesma carga no prensa-chapas, estas imagens, em especial com aumento de 750x, marcam pequenos pontos de clivagem, o que reforça a hipótese de que o corpo de prova de 200 x 200 mm estava realmente muito próximo de apresentar estes pontos de fratura frágil. Esta característica reforça também a justificativa quanto ao menor nível de conformabilidade do aço para a carga de 80 tf, verificado pelos menores valores de deformações apontados pela curva limite de conformação a 80 tf de força no prensa-chapas. Outro aspecto fractográfico importante a ser observado é o leve alongamento dos alvéolos, principalmente nas imagens com ampliação de 2500x e de 5000x. Isso caracteriza uma fratura por cisalhamento que, segundo Kim et al

(2011) são característicos para o estado biaxial de tensões, levam a uma perda de ductilidade do material e se tornam mais evidentes em maiores velocidades de deformações.

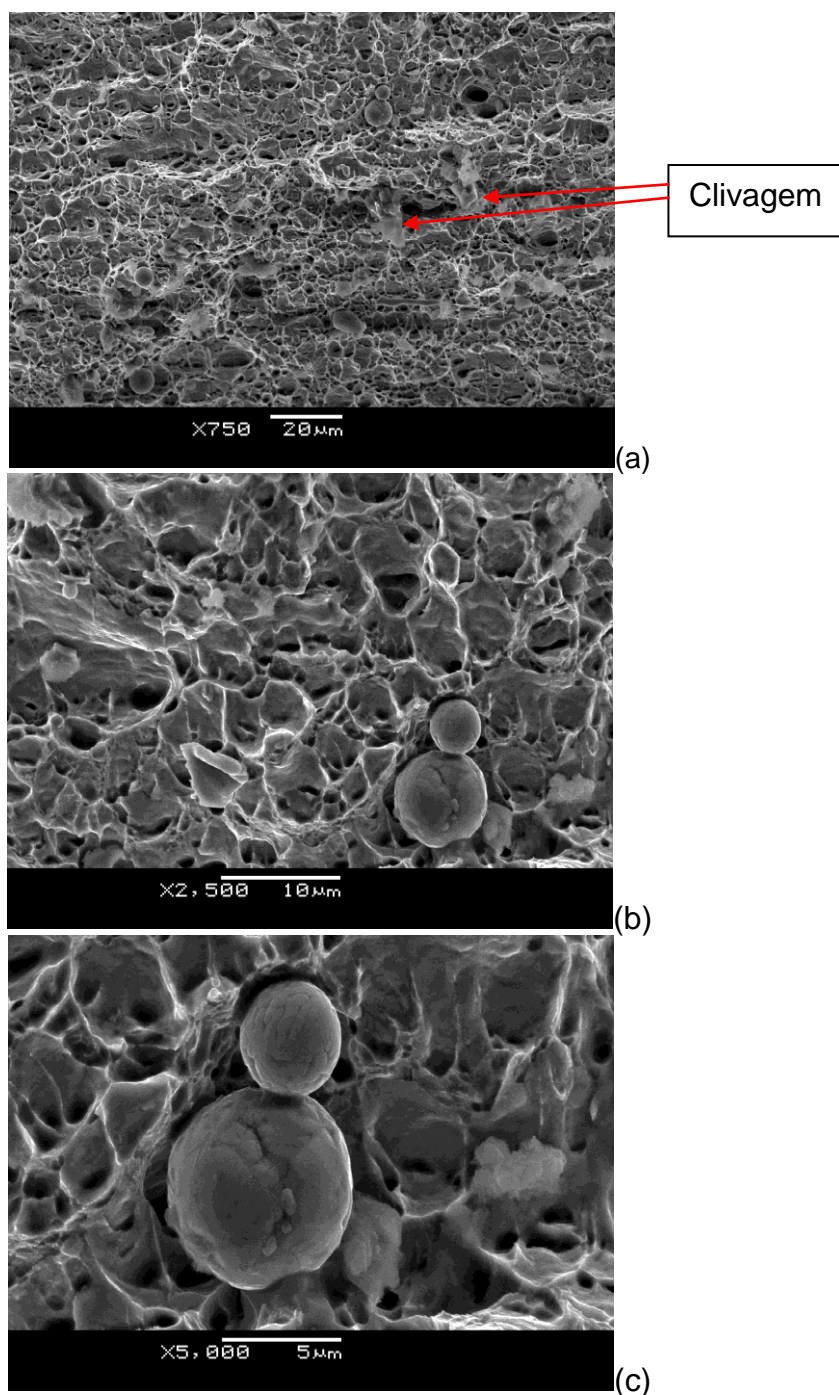


Figura 4.23 - Superfície da fratura do aço DP600, CP 150x200mm, carga no prensa-chapas de 80 tf, em (a) ampliação 750x, (b) ampliação 2500x e (c) ampliação 5000x.

A figura 4.24 mostra a fratura dos corpos de prova de 150 x 200 mm estampados com uma força de 58 tf no prensa-chapas. Nesta condição de ensaio se torna claramente visível a presença de clivagem na região fraturada do material, além do alongamento característico da fratura por cisalhamento.

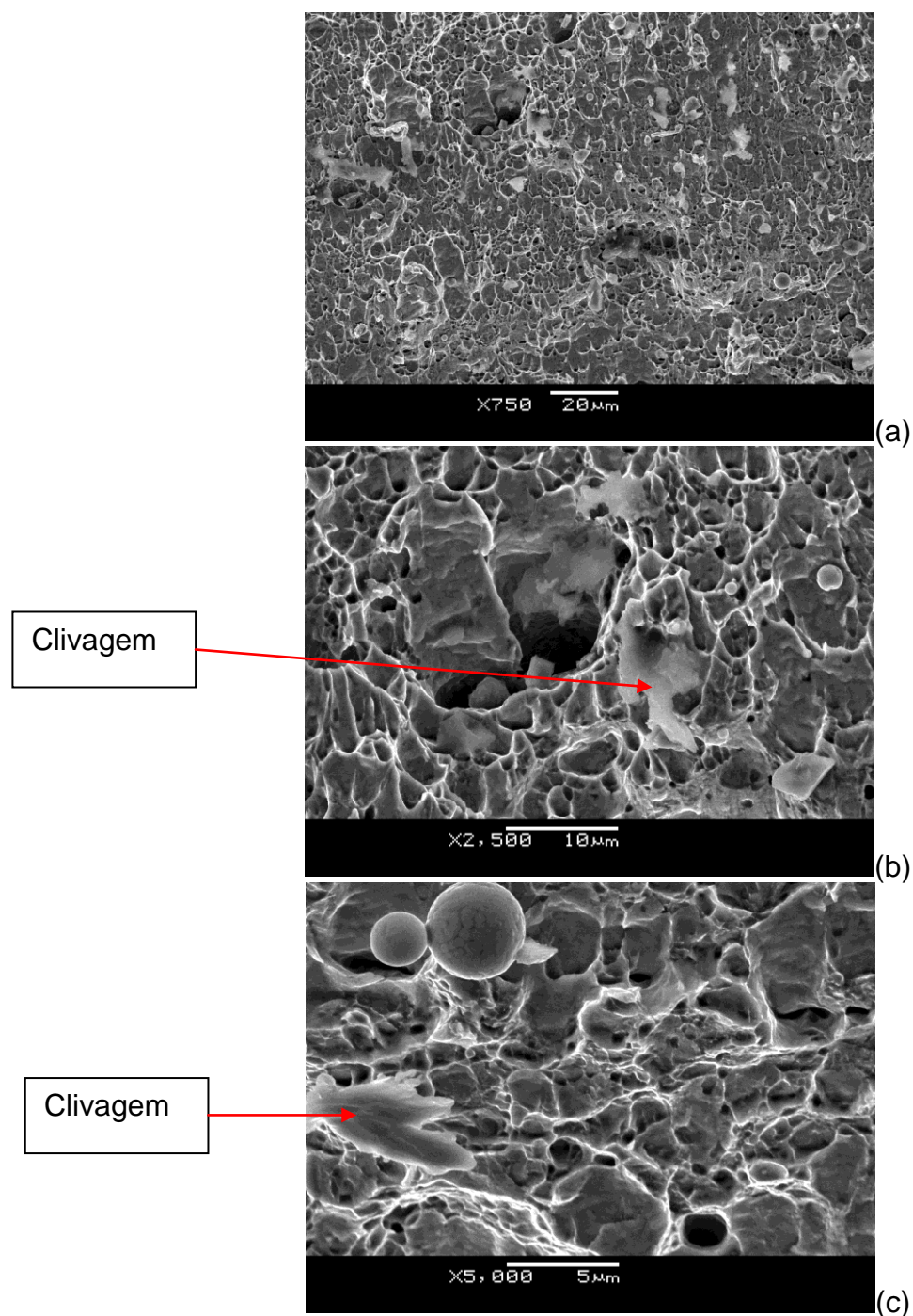


Figura 4.24 - Superfície da fratura do aço DP600, CP 150x200mm, carga no prensa-chapas de 58 tf, em (a) ampliação 750x, (b) ampliação 2500x e (c) ampliação 5000x.

De acordo com as constatações anteriores, torna-se evidente a tendência do material apresentar pontos de clivagem, ou seja, sofrer uma certa perda de ductilidade em decorrência da fratura evoluir a uma modo frágil, mesmo em pequena proporção, à medida que se diminui a carga no prensa-chapas e se reduz a largura do corpo de prova, aproximando-o do estado plano de deformações.

A tendência do material evoluir para um tipo de fratura frágil, a medida que se diminui a carga no prensa-chapas, pode ser justificada pelo mesmo motivo que implicou na redução da conformabilidade do material, como mostrado nas curvas limite de conformação (figuras 4.8 e 4.10). Neste caso, a fratura frágil estaria sendo induzida pelo efeito do dobramento sofrido pelo material sobre o ombro da matriz, maximizado pelas menores cargas do prensa-chapas) e, posteriormente, a fratura por cisalhamento (“shear fracture”).

Fazendo uma análise comparativa do trabalho em questão com publicações recentes envolvendo a análise de fraturas, algumas contatações podem ser feitas.

Narayanasamy et al (2008), investigou a fratura dos aços HSLA, microligado e carbono-manganês, sob três diferentes estados de tensão, a saber, tração-compressão, deformação plana e biaxial de tração, onde se encontrou apenas 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, o autor encontrou 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.

A contribuição de Uthaisangsuk et al (2011) para o trabalho se concentrou no melhor entendimento de como ocorre a fratura de aços contendo a fase martensítica

na microestrutura. De acordo com o autor, a falha 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.

A mesma contribuição é feita por Kadkhodapour et al (2011), através da realização de ensaios de tração, interrompidos em diferentes intervalos de deformações antecedentes à ruptura do aço DP800. O autor observou que, algumas das falhas 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, formando-se inicialmente nos contornos de grãos ferrita-ferrita e se propagando 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 em MEV do aço DP800, concluiu que os alvéolos tem um padrão homogêneo, e a extensão de grandes vazios não foram observadas com tanta frequência, semelhantes as fractografias do aço DP600 apresentadas neste trabalho.

Ainda com relação a pesquisa de Kadkhodapour et al (2011), referente a investigação do processo de falha em aços bifásicos, uma constatação importante se refere a deformação de grãos de martensita, que causaram uma deformação localizada na matriz ferrítica, influenciando diretamente o modo de falha final do material. A fratura encontrada pelo autor foi do tipo dúctil, correspondendo ao modo predominante encontrado para o aço DP600.

A verificação de pontos de clivagem na fratura de aços bifásicos DP590 foi encontrada na pesquisa realizada por Kim et al (2011). Esta condição, semelhante ao trabalho em questão, foi alcançada pelo autor em testes realizados de estampagem com altas taxas de deformações. Huh et al (2008) já havia realizado ensaios uniaxiais com aços avançados de alta resistência (DP600, DP800, TRIP600 e TRIP800) variando a taxa de deformação. Nesta condição de ensaio, em todos os aços estudados a fratura apresentou comportamento dúctil, muito semelhante as fractografias apresentadas no trabalho atual.

De acordo com a análise da bibliografia apresentada, pode-se constatar que muitos trabalhos recentes vem sendo desenvolvidos com aços de nova geração de alta resistência, porém nenhum deles envolvendo variáveis ligadas ao ferramental de estampagem.

Desta forma, pode-se dizer que a principal inovação do trabalho se concentra na análise da influência da carga no prensa-chapas na estampabilidade e no modo de trinca do aço DP600, por não haver pesquisas que tratem desta variável de forma similar. Pode-se constatar que, mesmo em trabalhos focados em simulações por elementos finitos, a validade dos modelos depende de dados experimentais confiáveis, e muitos autores vêm trabalhando com valores constantes de carga no prensa-chapas.

Sendo assim, o trabalho contribui tecnologicamente para a área de projetos de ferramentas de estampagem, que carece de informações técnicas precisas para a otimização projetos e ajustes corretos das ferramentas durante a fase de testes. Tais informações contribuem ainda para a sofisticação de modelos computacionais, que levem em conta a carga do prensa-chapas como importante variável durante a simulação de operações de estampagem.

#### 4.3.2 Ensaio de Raios-X

Com o objetivo de se obter uma confirmação das fases presentes no aço DP600, antes e depois da conformação, foram realizados ensaios de Raios-X fazendo uso de um difratômetro com tubo de Cu disponível no Departamento de Física da Universidade Federal do Paraná. As amostras do aço DP600 e DP600 deformado foram varridas de 10° até 80°.

A figura 4.25 mostra o difratograma do aço DP600 antes da deformação. Esta difratometria serviu para verificar as fases presentes originalmente no material, por se tratar de um aço duplex (ferrítico-martensítico), antes de sofrer a deformação. As fases presentes foram ferrita  $\alpha$  e martensita  $\alpha'$ , como esperado.

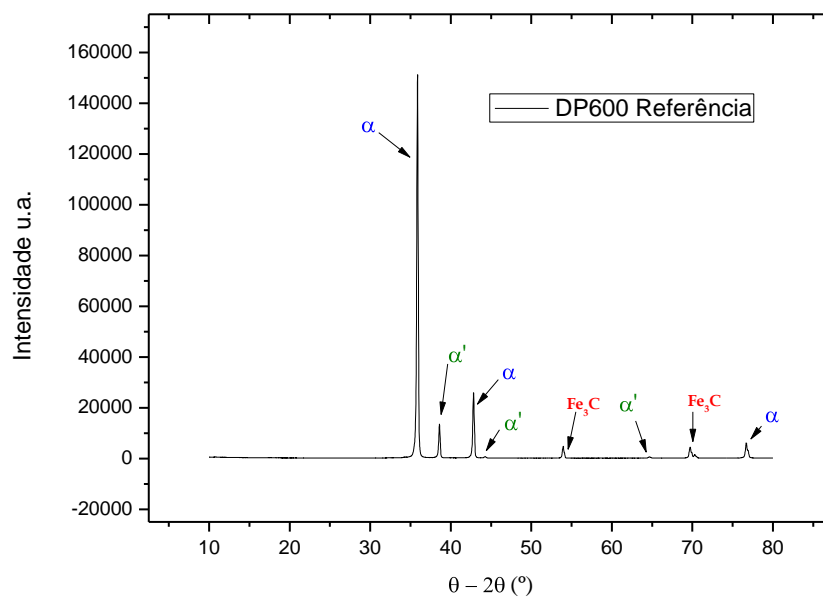


Figura 4.25. Difratoograma de DP600 mostrando as fases presentes no material antes da deformação.

O difratograma do aço DP600 após a deformação é mostrado no gráfico da figura 4.26. Esta difração de raios-X foi realizada para verificar se houve transformação de fase após a deformação, onde verificou-se a não transformação de fase no DP600 após a deformação.

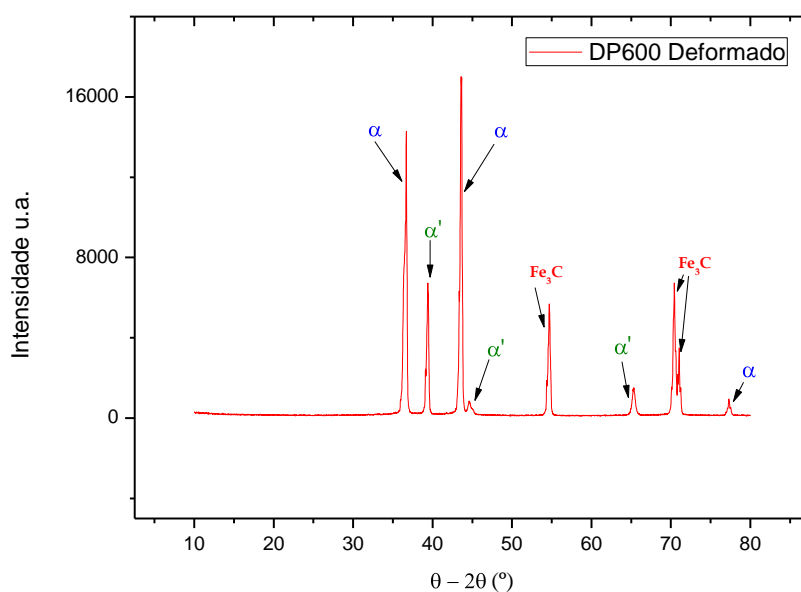
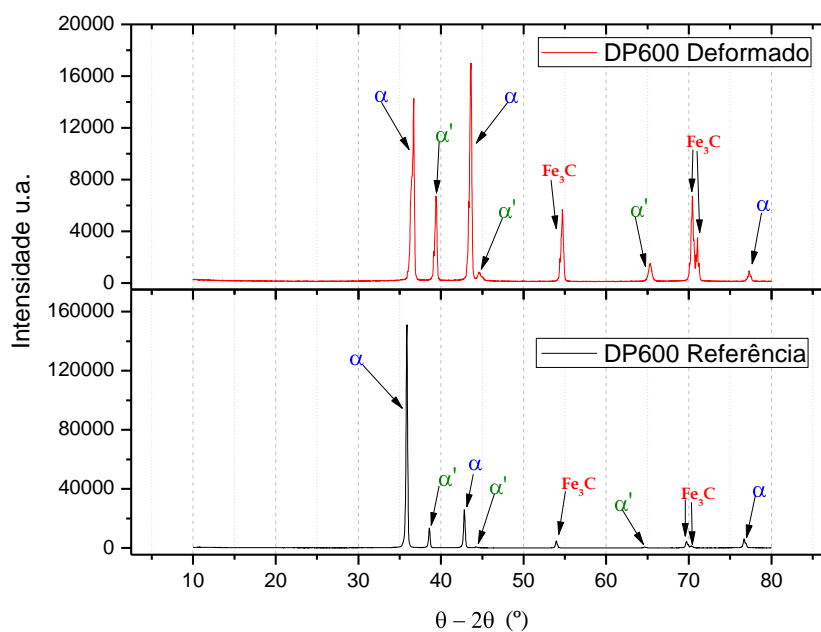


Figura 4.26. Difratoograma de DP600 mostrando as fases presentes no material após a deformação.

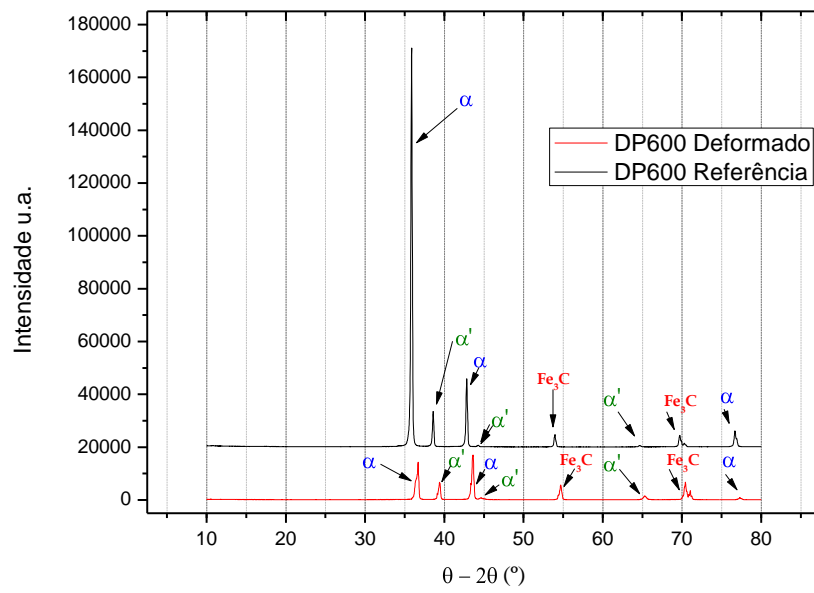


A figura 4.27 mostra os difratogramas de DP600 antes e após a deformação, evidenciando a não transformações de fases no DP600 após a deformação. O pequeno deslocamento, equivalente a um grau, observado nos picos das fases, se deve a própria deformação do aço, pois o raio-X incidente atinge o material em outra altura e correspondentemente é captado pelo coletor em outro grau, o não caracteriza a presença de fases diferentes das originalmente existentes no aço antes da deformação.

A constatação da não ocorrência de mudança de fase no aço torna-se importante, por permitir a comprovação de que os resultados obtidos anteriormente se devem, realmente, às mudanças provocadas no estado de tensões e deformações decorrentes da variação de carga do prensa-chapas, e não a uma mudança de fase sofrida pelo material durante a conformação.



(a)



(b)

Figura 4.27. Difrátogramas de DP600 antes e após a deformação, mostrando as fases presentes no material.

## 5 CONCLUSÃO

### 5.1 – Conclusões

#### 5.1.1 – Caracterização do material

De acordo com os resultados dos ensaios de análise química e metalográfico, pode-se dizer que o aço DP600 apresentou as características esperadas, ou seja, a composição química ficou dentro de uma faixa de valores compatíveis com as fornecidas pelo fabricante e autores que utilizaram o mesmo aço em seus trabalhos. Da mesma forma, pela análise microestrutural, tornou-se possível a visualização da matriz ferrítica com ilhas de martensita. A presença destas fases na microestrutura do aço, antes e depois de deformado, foi comprovado através dos ensaios de raio-X, o que levou a conclusão da não ocorrência de mudança de fase durante a estampagem.

De acordo com os resultados obtidos através do ensaio de tração, pode-se caracterizar o aço DP600 como um material destinado a operações que exigem um certo nível de estampagem, uma vez que o fator de anisotropia e, especialmente o coeficiente de encruamento, apresentaram valores suficientemente elevados, a ponto de garantir esta característica do material.

#### 5.1.2 – Influência da carga do prensa-chapas

Para esta análise foi realizado com sucesso o projeto e a fabricação do ferramental, bem como a adequação da prensa hidráulica, para que se tornasse possível a execução dos ensaios de estampagem variando a carga no prensa-chapas. Pode-se dizer que o equipamento, dentro do seu limite máximo de carga, atendeu perfeitamente às necessidades do trabalho de pesquisa proposto.

Com relação aos resultados apresentados, pode-se concluir que a carga no prensa-chapas tem uma influência direta na conformabilidade do aço DP600, quando comparadas as curvas limites de conformação para as diferentes cargas de

prensa-chapas utilizadas a curva limite de conformação gerada pelo ensaio de Nakazima.

Nota-se que a carga de 130tf no prensa-chapas, com a qual houve um leve escorregamento da chapa sobre na região da flange, representou um ganho aproximado de 22% no grau de estampabilidade do material na região de estiramento. Quando se reduziu a carga no prensa-chapas para 80tf, a deformação máxima atingida pelo material ficou equivalente a CLC obtida nos ensaios Nakazima, ao passo que com a carga de 58tf, a deformação máxima do material se reduziu em aproximadamente 8% quando comparada a CLC obtida por Nakazima.

Em termos práticos, isso permite a conclusão de que existe um valor de carga no presa-chapas ideal para o aço DP600, onde se tem um grau de escoamento limite para que a chapa apresente um ganho em conformabilidade, verificado através da elevação da curva limite de conformação. Em contrapartida, a redução da carga no prensa-chapas, abaixo de um certo limite, leva o material a uma perda de conformabilidade em decorrência do maior escoamento sofrido durante a estampagem, uma vez que há um comprometimento da ductilidade do aço pela ocorrência da fratura por cisalhamento ou “shear fractures”.

O efeito da carga do prensa-chapas, assim como as consequências da fratura por cisalhamento gerada para menores cargas do prensa-chapas, pode ser comprovado também pela análise da fratura produzida nos corpos de prova estampados, através da microscopia eletrônica de varredura. Nas imagens obtidas, nota-se a ocorrência predominante de fratura dúctil para o aço em questão, que evolui para o aparecimento de pontos de clivagem (fratura frágil), à medida que se reduz a carga no prensa-chapas. Isso ocorreu devido a fratura do material ter ocorrido numa região fragilizada pelo dobramento da chapa sobre o ombro da matriz, e que avançou para a região de trinca da amostra devido a menor restrição imposta pelo prensa-chapas. Nos corpos de prova de 200 x 200 mm, onde se tem uma maior área de ação do prensa-chapas sobre a amostra, o aparecimento de pontos de clivagem para as menores forças no prensa-chapas ocorre em menor proporção. Para os corpos de prova de 150 x 200 mm, onde a chapa tem um maior grau de escoamento em função da menor área de ação do prensa-chapas, os pontos de clivagem aparecem em maior proporção. Desta forma conclui-se que, à

medida que se reduz a força do prensa-chapas e se utilizam corpos de prova que tendem a produzir deformações mais próximas do estado plano de deformações (maior escorregamento), há uma maior influência da fratura por cisalhamento que, por sua vez, compromete a conformabilidade do material em decorrência do aço tender a um estado de tensões e deformações que ocasionam regiões de fratura frágil em maior quantidade.

Pode-se comprovar com isso a hipótese de trabalho, uma vez que a variação de carga do prensa-chapas causa realmente uma variação no estado de tensão e deformação do material, tornando possível que o aço esteja numa condição dúctil ou frágil dependendo da restrição imposta ao seu escoamento. A variação do estado de tensão em diferentes cargas utilizadas no prensa-chapas, pode fazer o material passar de um estado dúctil para um estado frágil ou mesmo o contrário, podendo ainda mesclar uma combinação de ambos, propiciando o atingimento de maiores ou menores níveis de conformação.

Desta forma, pode-se dizer o trabalho traz como principal inovação resultados gráficos que permitem, não apenas um conhecimento mais preciso do potencial de estampagem do aço “dual phase” DP600, mas que, através dos quais torna-se possível prever o efeito da carga do prensa-chapas sobre a estampabilidade do material em questão, podendo-se prever em que nível de força utilizada se consegue um ganho ou perda na conformabilidade do aço. Sendo assim, o trabalho traz como benefício principal uma base de conhecimento que torna possível um dimensionamento mais preciso da carga do prensa-chapas em projetos de ferramentas de estampagem, bem como o melhor aproveitamento estampabilidade do material para a produção de peças onde se tem uma maior exigência quanto ao grau de deformação da chapa. Os resultados servem também como base de dados para o desenvolvimento de trabalhos de pesquisa focados na simulação numérica de processos de estampagem.

## **5.2 – Trabalhos futuros**

- Realização de ensaios com uma prensa hidráulica de maior capacidade de carga, a fim de se verificar, com precisão, até que valor de força no prensa-

chapas acima de 130tf ainda se pode conseguir um ganho no grau de conformabilidade do aço DP600, valor de carga que seria considerado ideal para se chegar a máxima estampabilidade do aço em questão;

- Repetir a análise experimental para outros aços de nova geração, a fim se conhecer precisamente o efeito da força do prensa-chapas na estampabilidade destes materiais.
- Desenvolvimento de um modelo computacional para a simulação numérica de processos de estampagem com aços de nova geração, levando em conta o efeito da carga do prensa-chapas na conformabilidade do material.

## 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., TAISS, J. M., ROSA, L. K. O aço no automóvel do futuro. In: 57º Congresso da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2002, São Paulo, *Anais...* São Paulo, Julho 2002.
- 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: 55º Congresso da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2000, Rio de Janeiro, *Anais...* Rio de Janeiro, Julho 2000.
- ARRIEUX, R. *Ann. CIRP*, 36., nº 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, 2007.

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

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*. 247f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia dos Materiais) – Centro de Ciências Tecnológicas, Universidade do Estado de Santa Catarina, Joinville, 2004.

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.

GOODWIN, G. M. Application os strain analyses to sheet metal forming problems in the press shop. *Metall Italiana*, 60., 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 Forming 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.

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.

HORSFORD, W. F.; CADDELL, R. M. *Metal Forming – Mechanics and Metallurgy*. 2<sup>nd</sup>. ed. 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](http://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, 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.

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. J. *Jpn. Soc. Technol. Plast.*, 11., n° 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.

PEREIRA, M. P., DUNCAN, J. L., YAN, W., ROLFE, B. F. Contact Pressure evolution at the Die Radius in Sheet Metal Stamping. *Journal of Materials Processing Technology (2008)*, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2008.08.010.

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.

SILVA, P. S. C. P. *Comportamento Mecânico e Fratura de Componentes e Estruturas Metálicas*. Universidade Federal do Paraná, 1999.

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

SON, H. S.; KIM, Y. S. Prediction of forming limits for anisotropic sheets containing prolate ellipsoidal voids. *Int J Mech Sci*, 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. *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 42, 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.

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.

WULPI, D. J. *Understanding How Components Fail*. 2<sup>nd</sup> 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. *Int. J. Mech. Sci*, 38., p. 1307, 1996.