



ESTUDO DE FENÓMENOS DE ROTURA NA ESTAMPAGEM DE AÇO DE FASE DUAL

CARLOS RAFAEL MOTA DA SILVA

dezembro de 2017

ESTUDO DE FENÓMENOS DE ROTURA NA ESTAMPAGEM DE AÇO DE FASE DUAL

Carlos Rafael Mota da Silva

2017

Instituto Superior de Engenharia do Porto
Departamento de Eng^a Mecânica



ESTUDO DE FENÓMENOS DE ROTURA NA ESTAMPAGEM DE AÇO DE FASE DUAL

Carlos Rafael Mota da Silva
1160504

Dissertação apresentada ao Instituto Superior de Engenharia do Porto para cumprimento dos requisitos necessários à obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica, realizada sob a orientação do Doutor Francisco José Gomes da Silva, Professor Adjunto do Departamento de Eng^a Mecânica do Instituto Superior de Engenharia do Porto,

2017

Instituto Superior de Engenharia do Porto
Departamento de Eng^a Mecânica



JÚRI

Presidente

Doutor Rui Pedro Cardoso da Silva Martinho
Professor Adjunto, Instituto Superior de Engenharia do Porto

Orientador

Doutor Francisco José Gomes da Silva
Professor Adjunto, Instituto Superior de Engenharia do Porto

Arguente

Doutor Abel Dias dos Santos
Professor Associado, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao Doutor Francisco José Gomes da Silva, pelo apoio, motivação e constante disponibilidade na orientação desta dissertação.

À minha família e amigos.

PALAVRAS-CHAVE

Conformação plástica, Aços de elevado limite elástico, Aços de fase dual, Ensaio de expansão de furo, Defeito de aresta.

RESUMO

Os materiais de alto limite elástico AHSS são aplicados de um modo muito abrangente na Indústria Automóvel. Estes materiais continuam em evolução, sendo fundamental que os processos de conformação plástica acompanhem esta evolução. Para isso, é importante compreender as suas características, o que distingue estes aços dos convencionais e quais as consequências das especificidades destes aços nos processos de conformação. As peças em aços de fase dual, produzidas através de processos de conformação plástica, apresentam um tipo de defeito característico, denominado Edge Crack - fissura a partir da aresta. Estes defeitos ocorrem aleatoriamente durante a produção em série, sem que seja perceptível de um modo rápido e factual, se o defeito tem origem no material ou no processo.

Este trabalho, tendo por base a produção industrial de uma peça em aço DP, pretende averiguar, de um modo abrangente, as causas do defeito, sua caracterização e resolução. Para a prossecução desse objectivo, recorreu-se a: técnicas de avaliação de conformação plástica (simulação numérica); implementação de soluções validadas através de programa; ensaios tecnológicos e análise metalográfica.

O principal resultado deste trabalho foi a distinção clara da origem do defeito e a criação de uma metodologia, baseada em normas técnicas, que servirá como guia para validação célere da aptidão do material, para um processo de conformação envolvendo o risco de ocorrência deste tipo de defeito.

KEYWORDS

Plastic deformation, Advanced High Strength Steels, Dual Phase steels, Expansion hole test, Edge crack.

ABSTRACT

Advanced High Strength Steels – AHSS are widely applied in Automotive Industry, mainly in car Body in White - BIW parts. These steels are in permanent evolution, being fundamental that stamping processes industry follow this evolution. It is of great importance to fully understand their different mechanical behavior and specific characteristics, that most influence the stamping process of these steels, against traditional mild steels. Dual Phase – DP parts produced by stamping process, present specific kind of defects during manufacturing, namely the Edge Crack defect. During manufacturing of these parts, it is usual the sudden appearance of edge crack defect, without a clear answer about if the root cause of the problem is the material or the process itself, leading to commercial conflicts between the stamper and the steelmakers. Based on a real industry problem of a stamped DP steel part, this work aims to find and troubleshoot the root cause of the defect, finding the reasons of its appearance going through: stamping process analysis techniques (numerical simulation); tooling solutions implementation; technological try outs and metallography analysis.

The main goal of the present work was successfully achieved, identifying and clarifying the root cause of the defect, furthermore, based on voluntary consensus technical standards, a methodology to evaluate the dual phase steels was created, which can be quickly applied by the stamper to validate the conformity of the material.

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

Lista de Abreviaturas

AHSS	<i>Advanced High Strenght Steel</i>
BIW	<i>Body in White</i>
CAL	<i>Continuous Annealing Line</i>
CLE	Curva Limite de Embutidura
CLEE	Curva Limite de Embutidura à Estricção
CP	<i>Complex Phase</i>
DP	<i>Dual Phase</i>
EDS	<i>Energy Dispensive Spectroscopy</i>
EI	Método Explícito Estático
ED	Método Explícito Dinâmico
FLC	<i>Forming Limit Curve</i>
FLD	<i>Forming Limit Diagram</i>
HER	<i>Hole Expansion Ratio</i>
HET	<i>Hole Expansion Test</i>
HF	<i>Hot Forming</i>
HSLA	<i>High Strenght Low Alloy</i>
HSS	<i>High Strenght Steel</i>
IDDRG	<i>International Deep Drawing Research Group</i>
IE	Método Implícito Estático
LDH	<i>Limit Dome Height</i>
LDR	<i>Limit Drawing Ratio</i>
LOM	<i>Light Optical Microscopy</i>
MEF	Método dos Elementos Finitos
MS	<i>Martensitic Steel</i>
NADDRG	<i>North American Deep Drawing Research Group</i>
PMI	Ponto Morto Inferior
PMi	<i>Positive Material identification</i>
PMS	Ponto Morto Superior
SEM	<i>Scanning Electron Microscopy</i>
TTT	Transformação Temperatura Tempo
TE	<i>Total Elongation</i>
TRIP	<i>Triple Phase</i>
UE	<i>Uniform Elongation</i>

Lista de Símbolos

A%	Alongamento
C total	Conteúdo de carbono total

C_i	Nível de pureza
CI	Intervalo de confiança
C_m	Conteúdo de carbono da fase martensítica
D_0	Diâmetro inicial
D_h	Diâmetro máximo da expansão
E	Módulo de Young
e_1	Extensão na direcção 1
e_2	Extensão na direcção 2
e_3	Extensão na direcção 3
f_i	Factor de ponderação
K	Coeficiente de resistência / Módulo plástico
N	Número de observações
n	Coeficiente de encruamento
n_i	Número sequencial da observação
P_i	Pontos na fase martensítica
r	Anisotropia plástica
\bar{r}	Anisotropia normal
R^2	Correlação linear
R_a	Rugosidade média aritmética
R_m	Resistência mecânica
S	Desvio padrão
t	Espessura
T	Tempo
TE	Alongamento total
EU	Alongamento uniforme
V_m	Volume de fase martensítica
X_m	Percentagem de fase martensítica
ϵ	Extensão real
ϵ_1	Deformação logarítmica da direcção 1
ϵ_2	Deformação logarítmica da direcção 2
ϵ_3	Deformação logarítmica da direcção 3
λ	Coeficiente de expansão
ν	Coeficiente de Poisson
σ	Tensão real
σ_e	Tensão limite elástico convencional
σ_r	Tensão de rotura convencional
$\%RA$	Precisão relativa
\overline{P}_n	Média de pontos do constituinte
i_{total}	Índice de severidade de inclusões
μ	Coeficiente de atrito

ÍNDICE DE FIGURAS

FIGURA 1 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA - PRENSA HIDRÁULICA [9].....	32
FIGURA 2 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA - PRENSA MECÂNICA [9]	33
FIGURA 3 -GRÁFICO FORÇA DISPONÍVEL VS POSIÇÃO DO CARRO; ADAPTADO DE [8]	34
FIGURA 4 - GRÁFICO CURSO VS TEMPO; ADAPTADO DE [7]	34
FIGURA 5 - EXEMPLO DE SERVOMOTOR; ADAPTADO DE [9].	35
FIGURA 6 - COMPARAÇÃO ENTRE CURVAS DE MOVIMENTO; ADAPTADO DE [9].	35
FIGURA 7 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DOS EQUIPAMENTOS PERIFÉRICOS DE UMA PRENSA; ADAPTADO DE [9].	36
FIGURA 8 - RELAÇÃO ALONGAMENTO A (%) - RESISTÊNCIA MECÂNICA RM (MPA); ADAPTADO DE [22].	40
FIGURA 9 - COMPARAÇÃO DA PERCENTAGEM DE INCORPORAÇÃO DE LIGAS METÁLICAS ENTRE O ANO DE 2007 E 2015; ADAPTADO DE [22].	42
FIGURA 10 - RELAÇÃO A (%) VS RM (MPA) DE DIVERSAS FAMÍLIAS DE AÇO USADOS NA INDÚSTRIA AUTOMÓVEL; ADAPTADO DE [22].	42
FIGURA 11 - FACTORES INFLUENCIADORES DA CONFORMABILIDADE; ADAPTADO DE [19].	43
FIGURA 12 - CURVA TENSÃO - EXTENSÃO DO AÇO (A) COM PATAMAR DE CEDÊNCIA; (B) SEM PATAMAR DE CEDÊNCIA; ADAPTADO DE [26]......	44
FIGURA 13 - RETORNO ELÁSTICO DO AÇO CONVENCIONAL VS HSS; ADAPTADO DE [22].	45
FIGURA 14 - REPRESENTAÇÃO DAS TRÊS ZONAS PRINCIPAIS DE UMA CURVA TENSÃO – EXTENSÃO VERDADEIRA; ADAPTADO DE [28].	47
FIGURA 15 - REPRESENTAÇÃO DO ADELGAÇAMENTO DO PROVETE NA ZONA DE ESTRICÇÃO; ADAPTADO DE [22]......	48
FIGURA 16 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO MECANISMO DE FRACTURA DÚCTIL; ADAPTADO DE [30]......	49
FIGURA 17 - DIRECÇÕES PRINCIPAIS DE DEFORMAÇÃO DE UM PROVETE; ADAPTADO DE [27]......	50
FIGURA 18 - DEFINIÇÃO DAS DIRECÇÕES CONVENCIONADAS PARA CÁLCULO DA ANISOTROPIA; ADAPTADO DE [22].	51
FIGURA 19 - REPRESENTAÇÃO DAS GEOMETRIAS APLICADAS NO TESTE LDR [34]......	52
FIGURA 20 - RELAÇÃO ENTRE A ANISOTROPIA NORMAL R E A RAZÃO LIMITE DE EMBUTIDURA LDR; ADAPTADO DE [29].	53
FIGURA 21 - RAZÃO LIMITE DE EMBUTIDURA DE VÁRIOS TIPOS DE AÇO; ADAPTADO DE [22].	53
FIGURA 22 - DEFINIÇÃO DAS DIMENSÕES QUE REPRESENTAM AS DEFORMAÇÕES PRINCIPAIS DE UM CÍRCULO; ADAPTADO DE [27].	54
FIGURA 23 - IDENTIFICAÇÃO DOS DIFERENTES MODOS DE DEFORMAÇÃO [14].	54
FIGURA 24 - REPRESENTAÇÃO DO ESTADO DE DEFORMAÇÃO DE DIVERSOS CÍRCULOS NUM DIAGRAMA FLD; ADAPTADO DE [39].	55
FIGURA 25 - DIAGRAMA FLD DEFINIDO POR KEELER E GOODWIN; ADAPTADO DE [38].	55
FIGURA 26 - EXEMPLO DE CURVA FLC COM MARGEM DE SEGURANÇA DE 10%; ADAPTADO DE [38]......	56
FIGURA 27 - COMPARAÇÃO DE CURVAS FLC PARA AÇOS MACIOS, HSLA E DP; ADAPTADO DE [22]......	56

FIGURA 28 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO TESTE DE EXPANSÃO DE FURO – HET. FONTE ISO 16630.	58
FIGURA 29 - TAXA DE EXPANSÃO DE FURO PARA DIVERSOS AÇOS, CONSIDERANDO FERRAMENTAS COM DESGASTE OU, PERFEITAMENTE AFIADAS; ADAPTADO DE[22].	59
FIGURA 30 - EVOLUÇÃO (EM PESO) DA INCORPORAÇÃO DE DIVERSOS TIPOS DE AÇOS AHSS NO AUTOMÓVEL; ADAPTADO DE[22].	60
FIGURA 31 - REPRESENTAÇÃO DA MICROESTRUTURA DE UM AÇO DP [22].	60
FIGURA 32 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DE UMA LINHA DE PRODUÇÃO DE AÇO DP - LINHA DE RECOZIMENTO SUCESSIVO (CAL). FONTE: SSAB STEEL SHEET PRODUCTION - CAL.	62
FIGURA 33 - EXEMPLO DE CURVA DE TEMPERATURA PARA OBTENÇÃO DE UM AÇO DP; ADAPTADO DE [50].	62
FIGURA 34 - DIAGRAMA DE FASES DE LIGAS FERRO-CARBÓNICAS; ADAPTADO DE [52].	63
FIGURA 35 - CURVA TTT (TRANSFORMAÇÃO-TEMPERATURA-TEMPO) DE UM AÇO; ADAPTADO DE [52].	63
FIGURA 36 - MICROSCOPIAS ÓPTICAS DE DUAS ESTRUTURAS DE UM AÇO DP800 COM REDUÇÃO DE LAMINAGEM BAIXA E ELEVADA [54].	64
FIGURA 37 - EVOLUÇÃO DAS CARACTERÍSTICAS DE ESCOAMENTO EM FUNÇÃO DA PERCENTAGEM DE FASE MARTENSÍTICA; ADAPTADO DE [91]	65
FIGURA 38 - RELAÇÃO ENTRE ALONGAMENTO UNIFORME E A PERCENTAGEM DE MARTENSITE VM; ADAPTADO DE [29].	65
FIGURA 39 - CURVA DE ENCRUAMENTO CONSOANTE DEFORMAÇÃO DE UM AÇO DP E HSLA; ADAPTADO DE [22].	66
FIGURA 40 - MECANISMOS DE INÍCIO DE FALHA NAS PROXIMIDADES DO INTERFACE FERRITE-MARTENSITE (A) FORMAÇÃO DE VAZIOS, (B) EXPANSÃO DE VAZIOS, (C) DESAGREGAÇÃO DE REGIÃO FERRÍTICA (D) FRACTURA FINAL, COM ALGUMA FASE FERRÍTICA AINDA AGREGADA À FASE MARTENSÍTICA [63].	68
FIGURA 41 - MICROESTRUTURA DE UM AÇO DP [0.085C-2.0MN-0,5CR]. A) SEM NB; B) COM 0,03% DE NB. [29]	71
FIGURA 42 - EXEMPLO DE FRACTURAS NÃO PREVISTAS POR PROGRAMAS DE SIMULAÇÃO NUMÉRICA. (A) EDGE CRACK; (B) SHEAR CRACK	77
FIGURA 43 - SUB-CONJUNTO DE ABSORÇÃO DO CHOQUE TRASEIRO	81
FIGURA 44 - FRACTURA A PARTIR DA ARESTA DA PEÇA EM ESTUDO	82
FIGURA 45 - FRACTURA COM REDUÇÃO BAIXA DE ESPESSURA LOCAL DA PEÇA EM ESTUDO	83
FIGURA 46 - PROCESSO DE CONFORMAÇÃO.....	83
FIGURA 47 - CURVA LIMITE DE EMBUTIDURA (FLD) DO MATERIAL SIMULADO	85
FIGURA 48 - CURVA TENSÃO REAL – EXTENSÃO REAL DO MATERIAL SIMULADO	85
FIGURA 49 - FLD LOCAL DOS PONTOS DA ARESTA COM ROTURA (PROCESSO ORIGINAL)	88
FIGURA 50 - CONTORNO ORIGINAL.....	89
FIGURA 51 - CONTORNO MODIFICADO.....	89
FIGURA 52 - FLD LOCAL DOS PONTOS DA ARESTA COM ROTURA (1ª OPÇÃO).....	91
FIGURA 53 - FLD LOCAL DOS PONTOS DA ARESTA COM ROTURA (2ª OPÇÃO).....	93
FIGURA 54 - FLD LOCAL DOS PONTOS DA ARESTA COM ROTURA (3ª OPÇÃO).....	95

FIGURA 55 - FLD LOCAL DOS PONTOS DA ARESTA COM ROTURA (COMPARAÇÃO 3ª OPÇÃO VS PROCESSO ORIGINAL)	96
FIGURA 56 - IMPLEMENTAÇÃO NA FERRAMENTA	97
FIGURA 57 - PUNÇÃO ALTERADO OP30	97
FIGURA 58 - CONFIGURAÇÃO GEOMÉTRICA DOS PROVETES. ISO 6892-1:2016 [82].....	99
FIGURA 59 - GRÁFICO TENSÃO CONVENCIONAL VS DEFORMAÇÃO CONVENCIONAL DAS AMOSTRAS A, B E C.	99
FIGURA 60 - GEOMETRIA DE ROTURA DOS PROVETES	100
FIGURA 61 - GEOMETRIA DE PROVETES COM ENSAIO INTERROMPIDO: A) FASE 1; B) FASE 2 E C) ROTURA	100
FIGURA 62 - VALOR DE N PARA AS TRÊS AMOSTRAS – DEFORMAÇÃO (4 A 6%) E (10 A 20%).	101
FIGURA 63 - EXEMPLO DO PROVETE APÓS ENSAIO ATRAVÉS DE PMI	103
FIGURA 64 - FERRAMENTA PARA ENSAIO HET	105
FIGURA 65 – EXEMPLO DE PROVETE NO ENSAIO HET APÓS EXECUÇÃO DO TESTE	106
FIGURA 66 - GRÁFICO DA TAXA DE EXPANSÃO DE CADA UMA DAS AMOSTRAS/PROVETE (HER).....	108
FIGURA 67 - AMOSTRAS MONTADAS EM MOLDE DE BAQUELITE	111
FIGURA 68 - EXEMPLO DA ZONA DE EXTRACÇÃO DA AMOSTRA (NORMA ISO4967 [89]).	111
FIGURA 69 - TIPOS DE INCLUSÕES SEGUNDO MORFOLOGIA (NORMA ISO 4967 [89])	112
FIGURA 70 - MICROGRAFIA DE ANÁLISE DE INCLUSÕES [100X] - A) ORIGINAL; B) FILTRADA (IMAGEJ) ..	112
FIGURA 71 - EXEMPLO DE PROCESSAMENTO DE IMAGEM (IMAGEJ)	113
FIGURA 72 - BANDAS MARTENSÍTICAS - AMOSTRA A	116
FIGURA 73 - QUANTIFICAÇÃO DE FASES ATRAVÉS DO PROGRAMA IMAGEJ (AMOSTRA A)	119
FIGURA 74 - MACROBANDAS MARTENSÍTICAS	126
FIGURA 75 - MACROBANDAS MARTENSÍTICAS	126
FIGURA 76 - MICROFISSURA - AMOSTRA A [2000X].....	126
FIGURA 77 - MICROFISSURA - AMOSTRA A [10000X].....	126
FIGURA 78 - INCLUSÃO ALONGADA NO SENTIDO DA LAMINAGEM - AMOSTRA A [5000X]	127
FIGURA 79 - MICROFISSURA AO LONGO DA BANDA MARTENSÍTICA - AMOSTRA A [10000X]	127
FIGURA 80 - GRÃO MARTENSÍTICO FRACTURADO – AMOSTRA A [50000X]	127
FIGURA 81 - ESQUEMA DE CORTE DO PROVETE PARA ANÁLISE DO MECANISMO DE NUCLEAÇÃO	128
FIGURA 82 - PROVETE DA AMOSTRA A (INICIO DA ZONA DE ESTRICÇÃO).....	128
FIGURA 83 - MECANISMO DE NUCLEAÇÃO AO LONGO DO CARREGAMENTO (AMOSTRA A E B).....	129
FIGURA 84 - OBSERVAÇÃO DO MECANISMO 1) 2) 3) 4).....	132
FIGURA 85 - OBSERVAÇÃO DO MECANISMO 1) E 2)	132
FIGURA 86 - OBSERVAÇÃO DO MECANISMO 3) E 4)	132
FIGURA 87 - OBSERVAÇÃO DO MECANISMO 1) 3) 5) E 6)	132
FIGURA 88 - OBSERVAÇÃO DO MECANISMO 1)	133
FIGURA 89 - OBSERVAÇÃO DO MECANISMO 5)	133
FIGURA 90 - OBSERVAÇÃO MECANISMO 1)	133
FIGURA 91 - OBSERVAÇÃO MECANISMO 6)	133

ÍNDICE DE TABELAS

TABELA 1 - VARIÁVEIS DA CONFORMAÇÃO PLÁSTICA; ADAPTADO DE [4].	31
TABELA 2 - CARACTERÍSTICAS MECÂNICAS E QUÍMICAS DE UM AÇO DD11 (EN10111).	39
TABELA 3 - PRINCIPAIS CARACTERÍSTICAS DO MATERIAL DP600 [22].	61
TABELA 4 - RESUMO DAS VANTAGENS, DESEMPENHO E APLICAÇÕES DO AÇO DP [22].	61
TABELA 5 - RESUMO DOS PRINCIPAIS PROGRAMAS DE SIMULAÇÃO DA EMBUTIDURA AGRUPADOS PELA SUA FORMULAÇÃO E TIPO DE MEF; ADAPTADO DE [71],[74].	74
TABELA 6 - PRINCIPAIS FACTORES INFLUENCIADORES DO PROCESSO DE SIMULAÇÃO NUMÉRICA; ADAPTADO DE [74],[71].	75
TABELA 7 - CONDIÇÕES DA FERRAMENTA	84
TABELA 8 - CONDIÇÕES DA PRENSA	84
TABELA 9 - AVALIAÇÃO DAS VARIÁVEIS DO PROCESSO.	84
TABELA 10 - PROPRIEDADES DO MATERIAL (SIMULAÇÃO)	85
TABELA 11 - DESCRIÇÃO DO PROCESSO ORIGINAL – RESULTADO FLD DA SIMULAÇÃO	86
TABELA 12 - FLD NOS PONTOS CRÍTICOS DA MALHA (PROCESSO ORIGINAL)	87
TABELA 13 - FLDS DO PROCESSO MODIFICADO CONFORME 1ª OPÇÃO	90
TABELA 14 - COMPARAÇÃO ENTRE A GEOMETRIA INICIAL E A ALTERADA	92
TABELA 15 - FLD DO PROCESSO - IMPLEMENTAÇÃO DA 2ª OPÇÃO	93
TABELA 16 - FLD DO PROCESSO IMPLEMENTADO	94
TABELA 17 - DISTRIBUIÇÃO DA LOCALIZAÇÃO DO ESTADO DE DEFORMAÇÃO DE TODOS OS NÓS PERTENCENTES À MALHA SIMULADA	96
TABELA 18 - RESULTADOS MÉDIOS DO LIMITE ELÁSTICO, DA CARGA DE ROTURA, DO ALONGAMENTO A%	100
TABELA 19 - RESUMO DO VALOR DE N PARA AS TRÊS AMOSTRAS (A, B E C)	102
TABELA 20 - ESPECIFICAÇÃO DO MATERIAL SEGUNDO A NORMA WSS M1 A368 [86]	102
TABELA 21 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS AMOSTRAS A, B E C	104
TABELA 22 - EXTRACTO DA NORMA ASTM A1088-13 - DP600 [83]	104
TABELA 23 - CÁLCULO DOS VALORES DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS AMOSTRAS A, B E C	104
TABELA 24 - RESUMO DOS VALORES HER PARA CADA UMA DAS AMOSTRAS	107
TABELA 25 - EVOLUÇÃO DA TAXA DE EXPANSÃO DO FURO (AMOSTRA A E B)	107
TABELA 26 - VALORES DE REFERÊNCIA HER (FONTE: AUTO STEEL)	108
TABELA 27 - NÍVEL DE SEVERIDADE DAS INCLUSÕES (NORMA ISO 4967 [89])	114
TABELA 28 - NÍVEL DE PUREZA/ LIMPEZA DAS AMOSTRAS (CLEANLINESS) NORMA ISO 4967 [89].	114
TABELA 29 - MICROGRAFIAS ATACADAS COM REAGENTE NITAL A 2% DURANTE 10 SEGUNDOS	115
TABELA 30 - RESUMO DA QUANTIFICAÇÃO DE FASES DAS TRÊS AMOSTRAS A, B E C	119
TABELA 31 - MICROGRAFIAS ORIGINAIS E COM GRELHA DE PONTOS PARA QUANTIFICAÇÃO DE FASE	120
TABELA 32 - ANÁLISE DA MICROESTRUTURA DAS TRÊS AMOSTRAS A, B E C	121
TABELA 33 - ANÁLISE DE INCLUSÕES (EBSD) - AMOSTRA A	123
TABELA 34 - ANÁLISE INCLUSÕES (EBSD) - AMOSTRA B	124
TABELA 35 - IMAGENS SEM DO MECANISMO DE NUCLEAÇÃO PARA AS DIFERENTES FASES DO ENSAIO DE TRACÇÃO (AMOSTRA A E B)	130

TABELA 36 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DA OBSERVAÇÃO DO MECANISMO DE NUCLEAÇÃO DOS VAZIOS EM GRÃOS DE MARTENSITE	131
TABELA 37 - MATRIZ DE VALIDAÇÃO CONFORMIDADE DE MATERIAL DE FASE DUAL – EDGE CRACK	135

ÍNDICE

1	INTRODUÇÃO	25
1.1	Enquadramento.....	26
1.2	Objectivos	27
1.3	Metodologia.....	27
1.4	Estrutura	27
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	31
2.1	Conformação Plástica	31
2.1.1	Prensas	32
2.1.2	Ferramentas	37
2.1.3	Aços para Conformação	39
2.2	Caracterização da chapa laminada	43
2.2.1	“Conformabilidade”	43
2.2.2	Curva Tensão-Extensão	44
2.2.3	Mecanismo de Fractura Dúctil	49
2.2.4	Anisotropia	50
2.2.5	Limites de conformação	51
2.3	Aços de fase dual (DP – Dual Phase)	60
2.3.1	Produção	61
2.3.2	Características Mecânicas (A%, n)	65
2.3.3	Mecanismos de fractura nos aços DP	67
2.3.4	Composição química	68
2.4	Simulação numérica	71
2.4.1	Método incremental	72
2.4.2	Método inverso – <i>One step</i>	73
2.4.3	Programas de simulação numérica	74
2.4.4	Simulação numérica vs realidade	75
2.4.5	Simulação numérica de aços AHSS	76
3	DESENVOLVIMENTO	81
3.1	Caso de Estudo – Aço de fase dual – DP600 – Plataforma automóvel	81
3.1.1	Descrição da peça	81
3.1.2	Caracterização do problema	82

3.1.3	Abordagem do problema – <i>Troubleshooting</i>	83
3.1.4	Análise prática da conformação	85
3.2	Caso de Estudo 2 – Variação entre lotes de matéria-prima.....	98
3.2.1	Descrição do problema	98
3.2.2	Ensaio de tracção	98
3.2.3	Composição química	103
3.2.4	Ensaio de expansão de furo - HET – <i>Hole Expansion Test</i>	105
3.2.5	Análise metalográfica	109
3.3	Análise e discussão dos resultados	134
4	CONCLUSÕES E PROPOSTAS DE TRABALHOS FUTUROS	139
4.1	CONCLUSÕES	139
4.2	PROPOSTA DE TRABALHOS FUTUROS	140
5	BIBLIOGRAFIA E OUTRAS FONTES DE INFORMAÇÃO	143
6	ANEXOS	149
6.1	Anexo 1 - Modelação CAD das ferramentas usadas na simulação.....	149
6.2	Anexo 2 – Diagramas FLD	150
6.3	Anexo 3 – Dados obtidos no ensaio de tracção.....	151
6.4	Anexo 4 – Imagens da ferramenta de teste HET	152
6.5	Anexo 5 – Dados obtidos no ensaio HET	153
6.6	Anexo 6 – Exemplo classificação inclusões	155
6.7	Anexo 7 – Resultados da análise de inclusões	156
6.8	Anexo 8 – Cálculo estimativo do volume de fases	157
6.9	Anexo 9 – Imagens SEM, provetes A e B, no final da fase elástica	158
6.10	Anexo 10 – Imagens SEM, provetes A e B no final da fase plástica	159
6.11	Anexo 11 – Imagens SEM, provetes A e B após rotura	160

INTRODUÇÃO

1.1 Enquadramento

1.2 Objectivos

1.3 Metodologia

1.4 Estrutura

1 INTRODUÇÃO

No início dos anos 50, o Professor *H.W Swift* através das suas actividades, lançou as bases para o que são ainda hoje os estudos de *conformabilidade* de chapa. O seu objectivo era reunir os trabalhos dos diversos cientistas ligados à investigação da plasticidade dos materiais para que, estrategicamente, contribuíssem para o desenvolvimento dos processos tecnológicos envolvendo a conformação plástica. No seu ponto de vista, a conformação plástica, sendo uma área tão abrangente, necessita da reunião de conhecimento do cientista, do engenheiro, do metalurgista e até do operador de prensa, para que as actividades práticas assentem o mais possível em princípios científicos bem definidos [1].

Cerca de 30 anos depois, no final dos anos 70, *S.P Keeler* afirma que as palavras e pensamentos de *Swift* ainda eram actuais, pois o conhecimento científico aplicado à conformação plástica pouco tinha evoluído, constatando que as empresas do sector continuam a depender da habilidade e do *black magic* que as suportou durante décadas na resolução de problemas, recorrendo ainda às mãos e olhos treinados do artesão ou, conforme refere, *artisan*. Na sua opinião, a comunidade científica foi iludida ou distraída do objectivo de colocar base científica nos problemas industriais da conformação plástica [2].

Apesar do conhecimento empírico ser ainda muito importante na resolução de alguns problemas relacionados com a conformação plástica, agradavelmente o cenário actual é bem diferente, graças à evolução tecnológica e ao conhecimento científico, os quais se têm consubstanciado, nomeadamente, em avanços significativos dos programas de simulação numérica. Assim os avanços tecnológicos dos últimos 20 anos permitiram diminuir consideravelmente a resolução de problemas com base na tentativa erro e os programas de simulação numérica complementaram, em grande medida, os anos de experiência necessários para a resolução de problemas complexos de estampagem.

Precisamente nestas situações, é necessário recorrer ao conhecimento científico de base da conformação plástica e da metalurgia para, de um modo factual e estruturado, se resolverem os desafios imprevistos, não entregando essa responsabilidade unicamente aos programas de elementos finitos sem compreender as suas limitações.

Os programas de simulação numérica ainda não conseguiram solucionar ou prever de uma forma correcta, alguns dos *defeitos* associados aos materiais de elevada resistência ou múltiplas fases, quer por constantes desenvolvimentos destes materiais, sem acompanhamento dos algoritmos de simulação, ou até mesmo por variáveis do processo produtivo destes mesmos materiais. Os defeitos mais comuns enquadrados nesta problemática são dimensionais (retorno elástico) e de rotura localizada (interior ou periférica). Este trabalho irá incidir sobre este último, rotura periférica ou de aresta, *edge crack*, em materiais de elevada resistência e fase dual, usualmente denominado *DP – Dual Phase*.

1.1 Enquadramento

A Indústria Automóvel é um dos sectores mais competitivos e inovadores no universo da Indústria em geral. Os desafios tecnológicos estão em permanente reformulação devido às constantes exigências em três áreas principais: segurança, ambiente e rentabilidade económica. A conformação plástica representa uma das tecnologias mais importantes associadas ao automóvel, tendo forte influência nas três áreas referidas.

Os componentes estruturais da carroçaria são obtidos na sua generalidade através de conformação plástica, em que o peso da mesma tem de diminuir de modo a aumentar a eficiência do automóvel e reduzir a emissão de poluentes. Por questões de competitividade e concorrência, o custo de produção tem de baixar progressivamente. Esta busca por resultados continuamente melhores, obriga a uma constante inovação em termos de *design* do produto, engenharia e produção, por conseguinte, também a tecnologia associada à conformação plástica terá de acompanhar este desenvolvimento em termos de melhores materiais, ferramentas ou prensas.

A conformação plástica tem um dos seus maiores eixos de desenvolvimento associado aos materiais empregues na produção de peças para automóvel, onde a busca por componentes mais leves e com melhor desempenho ao nível da resistência mecânica, fez mudar o paradigma associado às ferramentas de conformação plástica e todo o contexto em que estas se inserem, quer seja na fase de desenvolvimento do produto, da manutenção ou produção. Apesar da crescente inovação e investigação associada às ligas de alumínio, e a novos materiais compósitos, actualmente ainda são os aços, especialmente os de elevada resistência, que apresentam os maiores desafios tecnológicos na conformação plástica.

Nos anos recentes, os sectores produtivos da Indústria de Componentes Metálicos, adaptaram-se à produção de peças em aço de alta resistência. Em muitas situações, esta adaptação aos *novos* problemas de estampagem foi realizada de um modo empírico e reactivo, quer por uma questão de mentalidade, quer por necessidade devido à falta de uma preparação consistente. Deste modo, apesar de todos os desenvolvimentos, a transição do conhecimento científico para o prático nem sempre acontece nas melhores condições, sendo esta partilha de conhecimento um factor chave.

1.2 Objectivos

O objectivo principal deste trabalho será identificar as principais causas de falha na produção de um componente metálico em aço de fase dual, obtido através de conformação plástica, estudando soluções que eliminem possibilidades de repetição da ocorrência do defeito durante o fabrico do componente. Os objectivos secundários e complementares serão a criação de um procedimento de validação de materiais de fase dual recorrendo a testes e técnicas metalográficas normalizadas, tendo em conta a especificidade deste aço. Para a prossecução destes objectivos, é necessário analisar o estado da arte na conformação plástica de aços avançados de alto limite elástico, caracterizar o processo implementado, assim como as variantes da matéria-prima.

1.3 Metodologia

A elaboração do presente trabalho seguiu a metodologia que seguidamente se descreve:

- Avaliação do nível de produção de peças com defeito do material denominado A e B do mesmo produtor (Siderurgia 1);
- Caracterização do defeito;
- Avaliação da Ferramenta / Método e Processo;
- Simulação numérica de soluções e sua implementação;
- Avaliação do nível de produção de peças com as soluções implementadas;
- Caracterização do material A e B (Siderurgia 1) e do material C (Siderurgia 2);
- Analisar os mecanismos de nucleação;
- Conclusões.

1.4 Estrutura

Este trabalho está organizado em duas partes principais: a primeira parte de revisão bibliográfica, onde se pretende descrever o estado da arte dos assuntos relacionados com esta dissertação, revendo os desenvolvimentos técnicos e científicos publicados em livros e artigos científicos dedicados à matéria. Na segunda parte do trabalho, o Desenvolvimento descreve a parte prática do trabalho, explicitando o problema e a metodologia adoptada, assim como uma análise crítica dos resultados

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Conformação Plástica

2.2 Caracterização da chapa laminada

2.3 Aços de fase dual (DP- *Dual Phase*)

2.4 Simulação numérica

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Conformação Plástica

Os processos de fabricação são classificados segundo a norma DIN 8582 [3] consoante o tipo de transformação aplicada aos materiais metálicos. De um modo simples, dividem-se em seis grupos: fundição, conformação, arranque de apara, união ou soldadura, tratamentos térmicos e tratamentos de superfície [4],[5].

A conformação baseia-se no princípio básico de deformação permanente do material sob o efeito de uma força externa, originando uma mudança definitiva de forma, a volume constante, mantendo a coesão estrutural.

Os processos de conformação podem ser divididos segundo o principal estado de tensão a que o material é sujeito, ou seja o sentido das tensões aplicadas (Compressão; Tracção; Compressão e Tracção, por exemplo). Alguns exemplos de conformação plástica são os processos de laminagem, extrusão, embutidura, dobragem e perfilagem. A conformação plástica é considerada a frio quando se desenvolve abaixo da temperatura de cristalização, e a quente quando ocorre acima da mesma [4],[3]. O processo de conformação plástica pode atingir uma complexidade bastante elevada, dadas as diversas variáveis associadas ao tema. Um resumo das principais variáveis pode ser encontrado na *Tabela 1*.

Tabela 1 - Variáveis da conformação plástica; *adaptado de [4]*.

Conformação Plástica	Operação (Embutidura; Quinagem; Corte; etc...)	Material	Aço	Convencional (Ex.: DC01, DC02...)
				Especiais (Ex.: HSLA, ...)
				Avançados (DP, CP, TRIP, ...)
		Equipamentos	Outras Ligas	Alumínio
				Cobre
				Latão
		Produto	Prensa	Velocidade / cadência
				Força; energia
				Rigidez; precisão; flexibilidade
			Ferramenta	Método; projecto
Tribologia				
Materiais; tratamentos; revestimento				
Produto	Geometria	Temperatura		
		Precisão / Tolerâncias		
	Função	Acabamento de superfície (Aspecto)		
		Estrutural		
Segurança				
Funcional; aspecto				

2.1.1 Prensas

As prensas são um dos principais componentes de um processo de estampagem, sendo uma das variáveis mais importantes associadas ao processo de conformação plástica. No ajuste de um processo de conformação plástica, os parâmetros de prensa, velocidade, posição do carro e força, deverão ser sempre os primeiros a ser controlados, pois intencionalmente ou não, constituem uma variável de todo o sistema [6]. Por definição, uma prensa transmite uma ou mais forças a uma ferramenta, tendo como objectivo a produção de determinado componente. Esta força é transmitida através de um movimento realizado sob o mesmo eixo de actuação [7]. As prensas podem ser classificadas de acordo com quatro variantes principais:

- **Mecanismo de accionamento** – Hidráulico, Mecânico ou Pneumático.
- **Função ou fim a que se destina** – Estampagem (frio/quente); Prensagem; Forjagem; Corte; Ensaio.
- **Estrutura/Construção** – Única; Elementos múltiplos com tirantes; em “C”.
- **Modo de controlo** – Convencional ou Servo.

No âmbito da estampagem de peças da estrutura do automóvel (corpo), denominadas BIW- *Body in White*, os tipos de prensas mais utilizados são as prensas mecânicas convencionais e as hidráulicas, estas últimas com menos frequência. Recentemente, as prensas servo-controladas têm tornado possível modificar novos parâmetros do processo de estampagem, por exemplo, a velocidade ou aceleração. Nos parágrafos seguintes serão descritas as características principais destes três tipos de prensas.

2.1.1.1 Prensas Hidráulicas

As prensas hidráulicas (Figura 1) geralmente apresentam cadências inferiores a uma prensa mecânica de capacidade similar, no entanto, oferecem grande versatilidade na variação do curso e da pressão de fecho. Estas prensas são usadas principalmente em operações de embutidura profunda, onde existem elevadas deslocamentos e extensão de material. Nestes casos, uma baixa velocidade de trabalho é favorável ao processo.

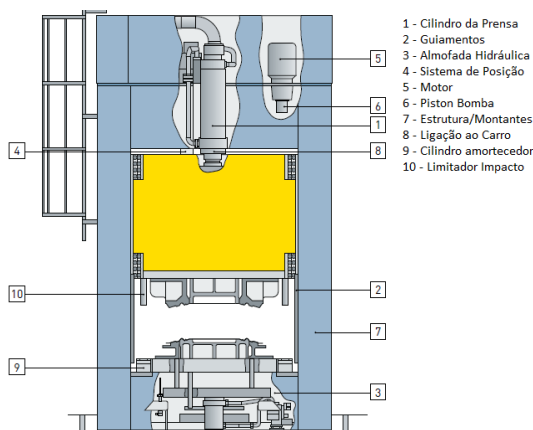


Figura 1 - Representação Esquemática - Prensa Hidráulica [9]

Nestas prensas, o carro é accionado através da pressão de óleo controlada através de um motor. O movimento do carro das prensas hidráulicas é geralmente mais lento, devido às restrições de potência do motor. Recorrendo a servo-válvulas para controlo do caudal, é possível controlar a velocidade e posição do carro [7 a 9].

Principais características de uma prensa hidráulica:

- Curso variável;
- Movimento e posição do carro controláveis ao longo de todo o curso;
- Velocidade variável do carro (normalmente aproximação rápida, estampagem lenta, retorno / abertura rápida);
- Energia máxima a qualquer velocidade;
- Capacidade máxima da prensa em qualquer ponto do curso;
- No geral, mais lenta que uma prensa mecânica.

2.1.1.2 Prensas Mecânicas

As prensas mecânicas convencionais (Figura 2) são classificadas consoante o mecanismo de controlo de curso usado para converter o movimento de rotação do motor no movimento linear do carro ou corredeira. Estes sistemas poderão ser do tipo: biela simples ou excêntrica; biela articulada; de fuso ou martelo. O sistema de biela ou excêntrico é o mais usado, sendo os outros sistemas usados para alterar algumas das limitações do sistema biela manivela ou, por exemplo, reduzir a velocidade do carro na região do ponto morto inferior.

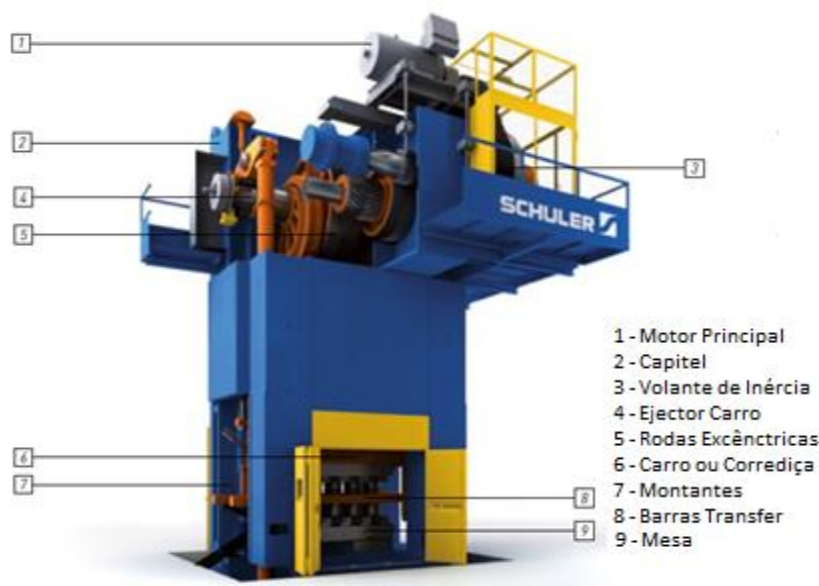


Figura 2 - Representação esquemática - Prensa Mecânica [9]

Os componentes principais de uma prensa mecânica [9] podem ser vistos na Figura 2.

A potência disponibilizada por um motor convencional não é suficiente para executar directamente uma operação de conformação. Por esse motivo, a energia fornecida pelo motor é armazenada no volante de inércia sob a forma de energia cinética, sendo libertada na aproximação ao ponto morto inferior PMI (momento em que é efectuada a operação de conformação). Após esta operação, o motor principal tem de fornecer novamente energia ao volante de inércia até ao próximo golpe. Devido a esta sequência e à necessidade de armazenamento de energia cinética no volante de inércia, a velocidade das prensas mecânicas não pode ser lenta.

Este tipo de sistema enquadra-se nos sistemas de automação do processo de estampagem, pois o tempo decorrente entre a acção da força e a sua recuperação, ou seja, entre o ponto morto inferior (PMI) e ponto morto superior (PMS) é aproveitado para a transferência das peças entre operações ou alimentação automática da chapa. A força disponível numa prensa mecânica em diferentes pontos do curso é variável (Figura 3), sendo atingida a força máxima no PMI [7]. O tipo de curva Deslocamento – Tempo (Figura 4) varia consoante os diversos tipos de prensas mecânicas. Pode-se verificar, por exemplo, que a velocidade do carro de uma prensa de fuso é constante, no entanto, assim que a operação inicia, o carro é desacelerado rapidamente. No caso da prensa de biela ou excêntrica, a curva é sinusoidal devido ao movimento simples biela-manivela. Os restantes tipos de prensas apresentam uma curva sinusoidal de velocidade, mais reduzida na região do ponto morto inferior, conforme se pode observar na Figura 4 [8].

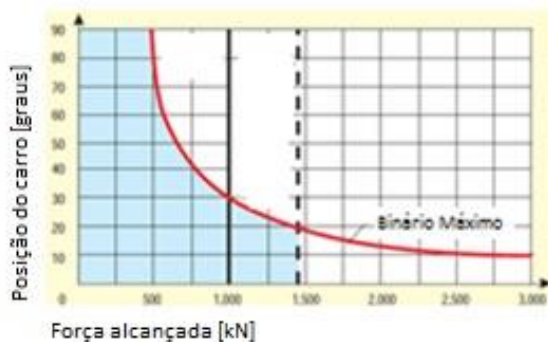


Figura 3 - Gráfico Força disponível vs Posição do carro; adaptado de [8]

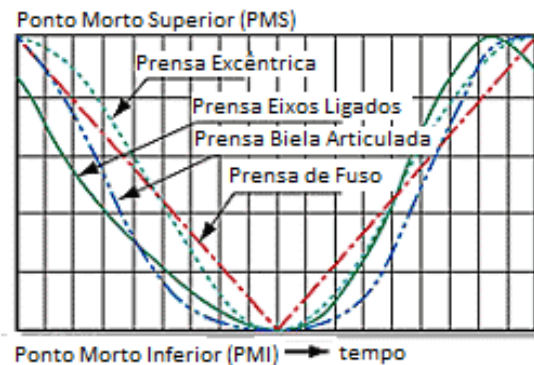


Figura 4 - Gráfico Curso vs Tempo; adaptado de [7]

Principais características de uma prensa mecânica:

- Curso fixo (alguns fabricantes disponibilizam soluções de curso variável);
- Movimentos especiais da corrediça (Biela articulada, Movimentos ligados);
- Energia de trabalho, dependente da massa e velocidade do volante de inércia;

- Capacidade máxima da prensa próxima do PMI;
- Simplicidade de ajuste e operação;
- Elevadas taxas de produção;
- Elevada precisão e repetibilidade;
- Baixo Custo.

2.1.1.3 Prensas Servo-Mecânicas

As prensas convencionais continuam a ser actualmente as mais usadas na Indústria Automóvel. Nos anos mais recentes, os principais fabricantes de prensas orientaram estrategicamente esforços no desenvolvimento da tecnologia servo aplicada às prensas convencionais, resultando num dos mais importantes vectores de desenvolvimento da actual indústria de fabrico de prensas. A grande diferença de uma servoprensa para uma prensa convencional é o recurso a um servomotor (Figura 5) como fonte única de energia, substituindo o volante de inércia, motor principal e embraiagem usados nas prensas convencionais. Através desta tecnologia, é possível atingir um binário máximo para qualquer velocidade do carro, contudo a transmissão de força para o carro da prensa através da cadeia cinemática continua a ser mecânica, não sendo possível aplicar a força máxima em qualquer ponto do curso. Uma das principais vantagens das prensas servo-controladas é a sua elevada produtividade relativamente às prensas convencionais. Ganhos de produtividade na ordem dos 30% é o mínimo expectável relativamente a uma prensa de biela (excêntrica). Este ganho pode ser superior caso seja usado um movimento denominado em pêndulo. Neste movimento, a biela não percorre todo o ciclo tradicional desde o PMS até ao PMI, mas apenas o estritamente necessário para o processo/ferramenta. Na Figura 6 pode-se observar a comparação e o ganho em termos de tempo entre o movimento convencional de uma prensa de biela (excêntrica), o movimento excêntrico de uma servoprensa e o movimento em pêndulo. Observa-se um ganho de 50% no tempo de ciclo para um movimento em pêndulo em relação ao convencional [9].



Figura 5 - Exemplo de servomotor; adaptado de [9].

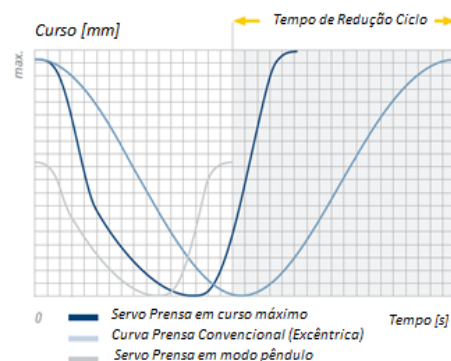


Figura 6 - Comparação entre curvas de movimento; adaptado de [9].

Principais características de uma servoprensa [9]:

- Cursos de perfil variável;
- Elevada precisão do movimento e posição do carro ao longo de todo o curso;
- Velocidade variável com elevada precisão ao longo de um único golpe;
- Máxima energia de trabalho a qualquer velocidade;
- Versatilidade de programação;
- Elevadas velocidades, semelhante a uma prensa mecânica convencional;
- Elevada precisão e repetibilidade;
- Elevado custo;
- Elevados consumos de energia.

Recentemente, a aplicação de servoprensas em processos envolvendo materiais AHSS tem sido tema de diversos estudos de investigação. Passou a existir a possibilidade de controlar novas variáveis do processo, como as diferentes velocidades de conformação ou a conformação por impulsos. Na conformação por impulsos, cada incremento no curso é precedido de um retrocesso na coordenada atingida anteriormente. Estes novos parâmetros introduzem novas possibilidades, novos caminhos para ultrapassar problemas relacionados com o retorno elástico, ou até mesmo com a qualidade do corte destes materiais [10],[11].

2.1.1.4 Equipamentos periféricos

Associado a uma prensa estão os diversos equipamentos periféricos, com grande preponderância na estabilidade do processo de conformação. Na Figura 7 estão descritos os principais equipamentos de uso corrente na Indústria de Estampagem [9].

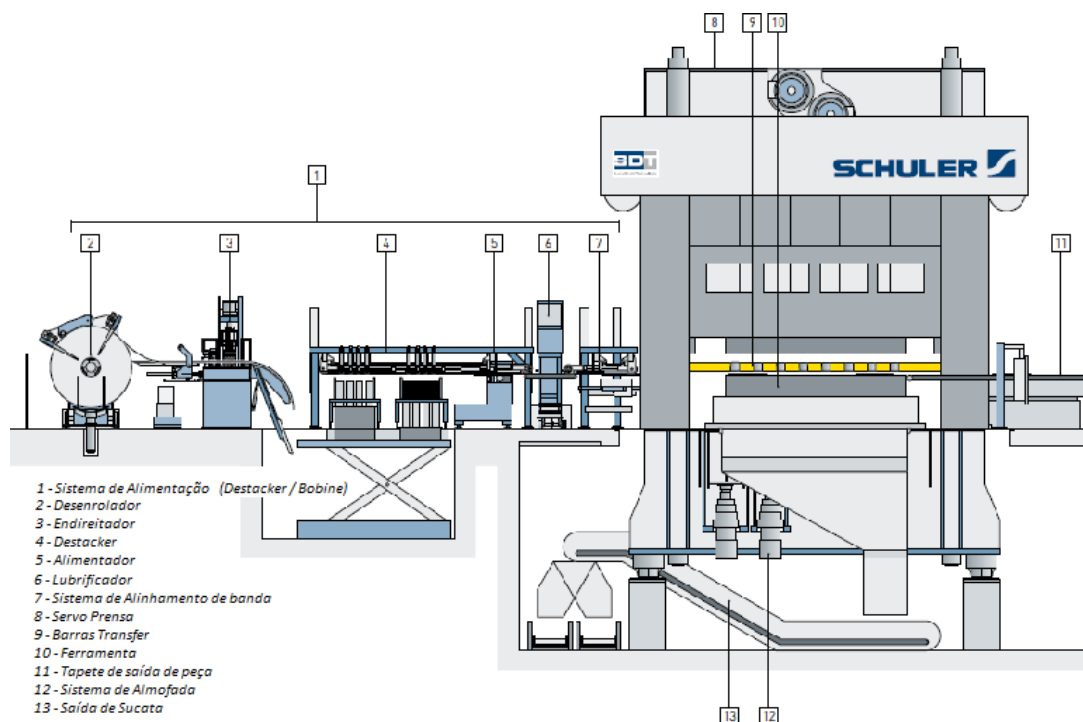


Figura 7 - Representação esquemática dos equipamentos periféricos de uma prensa; adaptado de [9].

2.1.2 Ferramentas

As ferramentas para trabalho em prensa podem ser divididas em três grandes grupos: manuais, progressivas e *transfer* automático. A divisão nestes três grupos tem como critério o modo como a peça é transferida de operação para operação. Nas ferramentas manuais, como o nome indica, a peça é transferida manualmente pelo operador, enquanto nas progressivas a transferência é realizada automaticamente através do sistema alimentador de chapa, pois a peça é suportada ao longo dos diferentes estágios através de ligações à banda alimentada em bobine. Por último, nas ferramentas *transfer* as peças são transportadas de operação em operação através de barras dotadas de movimento de translação ao longo dos três eixos da máquina (XYZ) [12].

A selecção do tipo de ferramenta adequada à produção de uma peça, obedece a vários critérios de decisão, sendo os mais importantes a cadência de produção e a complexidade da peça. Questões relacionadas com o investimento ou gestão da produção podem também influenciar em sentido diferente da decisão técnica. Por exemplo, uma peça que obedeça a todas as condições para trabalhar numa ferramenta progressiva, pode ser decidido utilizar um processo manual ou *transfer*.

Ferramentas Manuais – Ferramentas concebidas para pequenas séries, não significando que sejam usadas apenas para produção de peças com menor complexidade. Geralmente estão associadas a volumes de produção inferiores a 20.000 peças/ano (critério variável conforme conceito de gestão). As ferramentas manuais trabalham normalmente a cadências baixas de 5 – 20 peças por hora, dependendo da complexidade da peça.

Ferramentas Progressivas – Ferramentas para volumes de produção superiores a 20.000 peças/ano, em que o seu custo é mais elevado devido à maior complexidade de concepção e projecto. A maior limitação das ferramentas progressivas é a dificuldade em realizar operações em direcções diferentes da seguida pelo eixo de movimento do carro da prensa. Para ultrapassar esta situação, inserem-se componentes capazes de mudar a direcção de trabalho, ou recorrendo à própria rotação da peça na banda, embora esta solução seja normalmente pouco aconselhável por questões de estabilidade dimensional e produtiva. Consoante a configuração geométrica da peça, estas ferramentas poderão atingir cadências produtivas de 100 peças/minuto, sendo habituais cadências de 30 a 40 peças por minuto no fabrico de peças tipo BIW [13].

Ferramentas Transfer – As ferramentas *transfer* destinam-se geralmente à produção de peças de grandes dimensões (superior a 300 mm) ou peças de pequena dimensão que, pela sua complexidade, impedem a sua produção em ferramentas progressivas. Devido ao custo associado às prensas equipadas com sistema *transfer* e custo elevado da própria ferramenta e barras *transfer*, estas ferramentas são concebidas para produção de peças de elevado valor acrescentado, com cadências que poderão variar entre 12 e

35 peças por minuto. Um sistema *transfer* composto por barras, acessórios de manuseamento pneumático e sensores de presença de peça, está normalmente associado a este tipo de ferramentas [13]. Estes são os três grupos de ferramentas principais, existindo contudo outros tipos de ferramentas, como por exemplo as ferramentas para conformação plástica a quente, que não são objecto deste trabalho, ou até ferramentas dispostas em linhas de produção, onde a transferência das peças operação a operação ou prensa a prensa é realizada através de um robot. As publicações de *Barata et al.* [12] e *Santos et al.* [14] possuem informação detalhada de vários tipos de ferramentas e seus componentes. Segue-se um breve resumo dos principais componentes das ferramentas [13]:

- **Punções/Matrizes de Corte** – Elementos habitualmente fabricados em aço temperado com 58-63 HRC para execução de diversas operações de corte (periférico, furação, separação, etc.);
- **Punções/Matrizes de Conformar/Quinar** – Elementos usados para execução de formas;
- **Cerra – Chapas/Almofada/Pisador** – Têm como função exercer pressão sobre a superfície da chapa no momento em que estão a ser realizadas as diversas operações (Corte; Furação; Embutidura; Quinagem);
- **Elevadores** – Elementos móveis (normalmente accionados por molas helicoidais ou gás) que têm como função elevar as peças ou a banda para transferência entre operações;
- **Extractores** – Pinos aplicados nas diversas operações da ferramenta que poderão ser usados para extracção da peça ou até mesmo do desperdício (sucata) nas operações de corte;
- **Pilotos/Localizadores** – Responsáveis pela localização da peça ou banda nas diferentes operações;
- **Colunas/Casquilhos de guiamento** – Elementos que garantem a posição correcta entre a parte inferior da ferramenta e a superior, durante as diversas fases da operação;
- **Molas/Cilindros a gás** – Componentes normalizados destinados a exercer força nos diversos elementos móveis das ferramentas, pisadores, almofadas, extractores ou elevadores;
- **Cunha (Came)** – Elementos ou conjunto de elementos destinados a transformar a direcção de trabalho, por exemplo, da direcção vertical do carro da prensa para uma direcção horizontal, usualmente aplicados em operações de furação lateral.

2.1.3 Aços para Conformação

A Indústria Automóvel, desde o início do século XX até aos dias de hoje, é o principal agente de desenvolvimento e investigação dos diversos tipos de aço aplicados na conformação plástica. A diversidade de peças aplicadas no denominado corpo ou carroçaria do automóvel e as suas variadas funcionalidades (aspecto, estruturais, absorção de choque), influenciou a classificação dos aços de conformação em diversas famílias, consoante as suas características mecânicas. Existem três grandes grupos de aço de conformação: os aços convencionais, os especiais (HSS - *High Strength Steel*) e os de ultra-elevada resistência ou alto limite elástico (AHSS – *Advanced High Strength Steel*).

2.1.3.1 Aços Convencionais e Aços Especiais de Elevada Resistência (HSS)

Os aços convencionais caracterizam-se por possuírem um baixo conteúdo de carbono, limite elástico compreendido entre 140-240 MPa, tensão de rotura inferior a 440 MPa e alongamentos mínimos de 24%. A norma SAE J2329 [15], classifica os aços convencionais de acordo com as suas propriedades mecânicas e índices de embutidura (CQ - Normal; DQ - Embutidura; DDQ - Embutidura profunda e EDDQ - Embutidura extra profunda). Estes aços poderão ser laminados a quente, recebendo a denominação DD segundo a norma EN10111 [16] ou laminados a frio, recebendo a denominação DC. Na *Tabela 2* poderá consultar-se um exemplo das principais características mecânicas e químicas de um aço DD11 (laminado a quente). Os aços considerados especiais são classificados pela norma SAE J2340 [17] como aqueles que oferecem elevada resistência à compressão (esmagamento), elevada capacidade de carga e redução de peso. Nestes aços, um aumento da resistência implica directamente uma diminuição da *conformabilidade*. Estão englobados neste grupo os aços endurecidos por solução sólida HSLA – *High Strength Low Alloy*, e os aços de alta resistência HSS com recozido de distensão, possuindo um limite elástico que varia entre os 300-680 MPa, tensão de rotura inferior a 650 MPa, e um alongamento mínimo que varia entre 12 - 24%, consoante a tensão limite elástico.

Tabela 2 - Características Mecânicas e Químicas de um aço DD11 (EN10111).

EN 10111 (2000)	DIN 1614/2 (86)	UNE 36093 (91)	BS 1449/1 (91)	UNI 5867 (73)	ASTM (96)	
DD 11	StW 22	AP 11	HR 3	FeP 11	A 569 HRCQ	
	C (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)		
DD 11	≤ 0,12	≤ 0,60	≤ 0,045	≤ 0,045		
	Re (MPa)		Rm (MPa)	A80 (%)		A5 (%)
	1,5 ≤ e < 2,0 [mm]	2,0 ≤ e < 8,0 [mm]	–	1,5 ≤ e < 2,0 [mm]	2,0 ≤ e < 3,0 [mm]	3,0 ≤ e < 8,0 [mm]
DD 11	170 - 360	170 - 340	≤ 440	≥ 23	≥ 24	≥ 28

2.1.3.2 Aços avançados de ultra-elevada resistência (AHSS)

Os materiais de alto limite elástico ou ultra-elevada resistência (AHSS – *Advanced High Strength Steels*) são materiais avançados, produzidos através da combinação de diferentes composições químicas e ciclos térmicos durante o processo metalúrgico. Esta combinação origina vários tipos de microestruturas multifásicas durante o processo de fabrico, recorrendo a diversos mecanismos de endurecimento, tornando-se possível atingir valores elevados de resistência, ductilidade e resiliência (Figura 8).

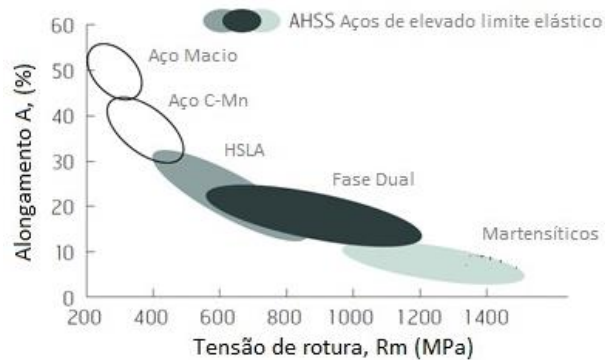


Figura 8 - Relação Alongamento A (%) - Resistência Mecânica Rm (MPa); adaptado de [22].

Os aços denominados AHSS, tal como todos os outros aços, podem ser classificados de dois modos distintos: metalurgicamente e mecanicamente. Metalurgicamente, pode estar presente mais do que uma fase (ferrítica; martensítica; austenítica; etc...), assunto que será abordado mais à frente. Mecanicamente, através dos valores de resistência mecânica (Exemplo: DP 600, significa duas fases metalúrgicas e 600 MPa de resistência).

Os aços são denominados AHSS quando apresentam uma resistência elástica superior a 350 MPa e resistência à rotura superior a 600 MPa. Por outro lado, podem ser classificados através de várias características mecânicas ou parâmetros de *conformabilidade*, como o alongamento ou o coeficiente de encruamento n .

A elevada resistência é uma das principais e melhores características dos aços AHSS, posicionando-os como um dos principais materiais seleccionados para peças estruturais do automóvel, denominadas BIW. Esta característica, torna-os um dos materiais mais desafiantes no que diz respeito à obtenção de peças com elevado nível de complexidade, obtidas através de conformação plástica.

A elevada resistência destes materiais origina por outro lado um desgaste mais rápido das ferramentas comparativamente aos aços convencionais, obrigando à aplicação de materiais e revestimentos mais dispendiosos. As peças produzidas com este tipo de materiais implicam também um maior tempo de estudo e desenvolvimento dos processos devido à complexidade geométrica, à imprevisibilidade da recuperação elástica, ao surgimento de rotura ou fissuras, assim como às condicionantes de soldadura.

2.1.3.2.1 Aços AHSS – Revisão Histórica

A primeira referência a um aço de dupla fase deu-se em 1975, quando *Hayami et al.* [18] divulgou estudos de um aço com uma combinação única de resistência mecânica e ductilidade, despertando largo interesse na comunidade científica metalúrgica. Inovadoras experiências industriais decorreram no Japão e EUA, confirmando as expectativas de um aço apresentando uma tensão limite elástico na ordem dos 500-600 MPa e um alongamento entre 25 a 30%. Vários estudos e conferências aconteceram nos anos seguintes, confirmando este tipo de aços como avançados no que diz respeito à resistência mecânica e *conformabilidade* [19],[20].

Devido ao elevado investimento nas tecnologias para produção deste tipo de aço, assim como à necessária investigação de meios produtivos que ultrapassassem os desafios de conformar e processar um aço de elevada resistência, a aplicação e desenvolvimento destes aços passou por um período de adormecimento até meados dos anos 90. No ano de 1994, a Audi lança no mercado o modelo A8, o seu primeiro modelo com estrutura em alumínio, com um peso consideravelmente inferior às plataformas convencionais de aço. Este modelo veio mudar o paradigma da Indústria Automóvel no que diz respeito aos materiais aplicados na carroçaria. O Audi A8 foi o primeiro automóvel comercializado em grande escala, contendo todas as peças de carroçaria BIW – *Body in White* em Alumínio [14],[21].

Após este desafio lançado pela inovação da Audi, os principais produtores de aço mundiais, reunindo empresas de dezoito países, formaram um consórcio denominado ULSAB - *Ultra Light Steel Auto Body*, estabelecendo como objectivo explorar as oportunidades de redução de peso através dos aços de elevada resistência. Os progressos deste grupo conduziram ao desenvolvimento de uma estrutura *BIW* incorporando cerca de 90% de aços HSS, com uma redução de peso na ordem dos 25% e do preço de produção em cerca de 14%. No ano de 2001 foram lançados outros programas como o ULSAB - *AVC Advanced Vehicle Concept*, propondo 100% de aços HSS na estrutura do automóvel, dos quais 80% seriam AHSS. O programa ULSAC - *Ultra Light Steel Auto Closures* com enfoque principal nas portas ou o ULSAS - *Ultra Light Steel Auto Suspension* focado em elementos da suspensão [22], são exemplos de como estes aços concentraram os esforços de investigação em torno da Indústria Automóvel.

Na continuidade dos projectos lançados desde 1995, a *WorldAutoSteel* deu início a um novo programa denominado FSV - *Future Steel Vehicle*, tendo como objectivo o desenvolvimento de novos tipos de materiais AHSS, elevando o patamar de resistência mecânica destes materiais ao nível dos GPa. Através da optimização de engenharia, o projecto FSV atingiu uma redução de 39% no peso da estrutura no automóvel, posicionando os aços AHSS no patamar superior dos materiais aplicados nas peças BIW dos automóveis (Figura 9), satisfazendo a melhor relação preço-desempenho mecânico [22].

Prevê-se que ocorra até 2020 a triplicação da quota de aços AHSS na estrutura do automóvel, com especial destaque para os aços DP que apresentam uma estimativa de crescimento seis vezes superior aos valores apresentados em 2005, ano em que em média um automóvel teria 25 kg de material DP [23].

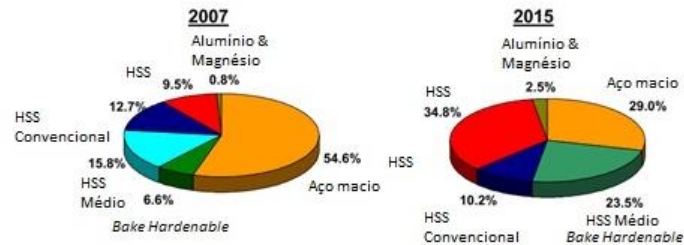


Figura 9 - Comparação da percentagem de incorporação de ligas metálicas entre o ano de 2007 e 2015; adaptado de [22].

Na gama de aços AHSS, existem actualmente diversos tipos de variantes consoante as características da sua microestrutura, número de fases presentes, percentagem das mesmas e composição química. Os principais tipos de aços AHSS usados actualmente e considerados de primeira geração, são os DP - *Dual Phase*, CP - *Complex Phase*, FB - *Ferritic-Bainitic*, MS ou MART - *Martensitic*. Os classificados como segunda geração, são os TRIP - *Transformation Induced Plasticity*, HF - *Hot Formed* e TWIP - *Twinning Induced Plasticity*.

Desenvolvimentos recentes apontam para uma terceira geração de aços (Figura 10), tendo como objectivo não só o aumento do nível de resistência mecânica, mas principalmente a melhoria da combinação de resistência mecânica com o alongamento. Para além disso, pretende-se também uma melhoria das características de ligação mecânica, com um custo de produção inferior aos aços de primeira e segunda geração.

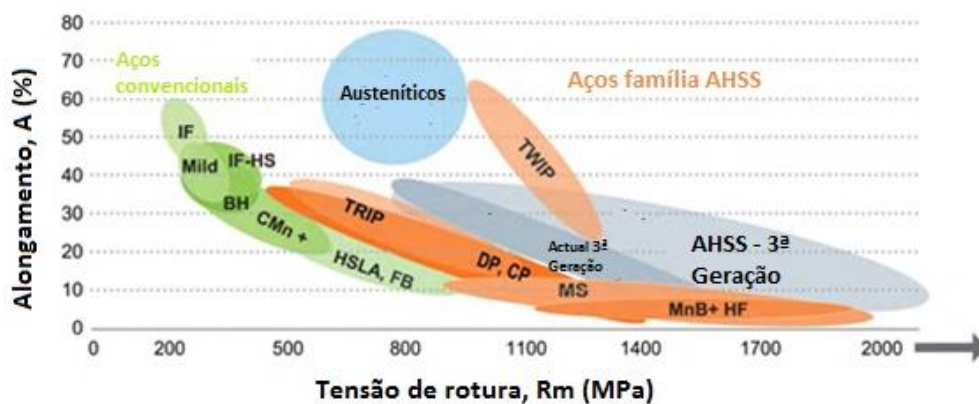


Figura 10 - Relação A (%) vs Rm (MPa) de diversas famílias de aço usados na Indústria Automóvel; adaptado de [22].

O binómio alongamento - resistência mecânica é um dos principais factores de desenvolvimento dos aços AHSS e o que melhor traduz a relação entre os vários tipos de aços aplicados na indústria automóvel, desde os aços convencionais *Mild Steel* aos mais avançados existentes actualmente (Figura 10).

2.2 Caracterização da chapa laminada

O crescente grau de automação dos processos tecnológicos e o desenvolvimento de produtos com novas geometrias e capacidade de absorção de choque, conduz a uma procura da compreensão profunda da *conformabilidade* da chapa. O uso de aplicações de simulação numérica obriga a que se estabeleça uma relação directa e específica entre o conceito de *conformabilidade* e as características dos materiais.

2.2.1 “Conformabilidade”

A *conformabilidade* é uma propriedade tecnológica. Como consequência da complexa realidade que pretende descrever, a sua definição é vaga. As definições podem ser extremamente simples como: “A *conformabilidade* é o termo técnico para descrever a capacidade de um determinado material ser deformado plasticamente para atingir determinada forma” ou “A *conformabilidade* é a capacidade do material se deformar plasticamente sem que atinja a rotura”. Qualquer uma destas definições não permite quantificar o nível de *conformabilidade*, pois determinado material pode apresentar uma boa *conformabilidade* para um tipo de processo, obedecendo a determinados critérios, como por exemplo a rotura, mas apresentar enrugamento. Por este motivo, a *conformabilidade* não é uma propriedade do material, mas sim uma característica do processo de conformação que envolve as propriedades dos materiais, parâmetros do processo e critérios de defeito ou de limite, Figura 11.

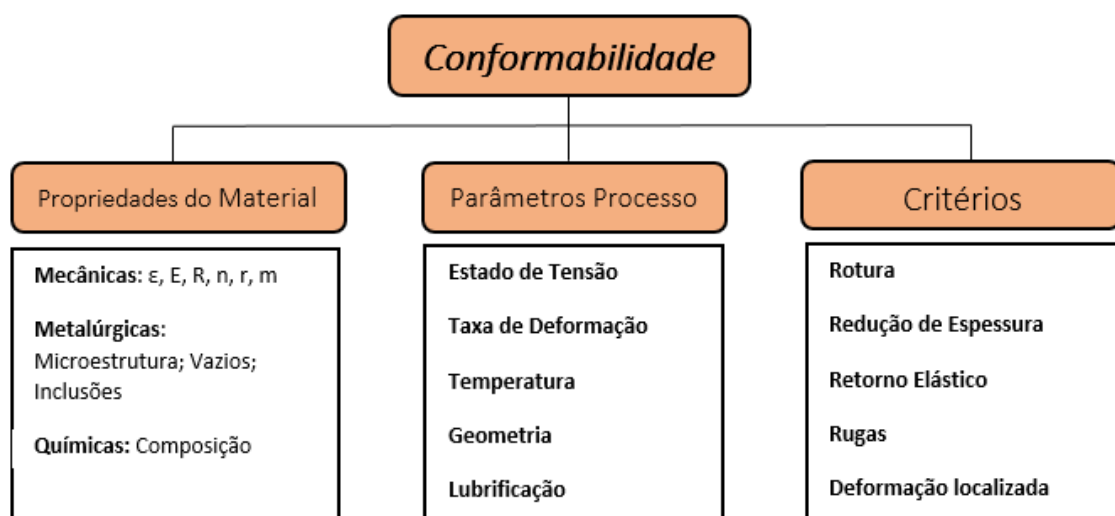


Figura 11 - Factores Influenciadores da *conformabilidade*; adaptado de [19].

“A conformabilidade avalia-se pelo nível de deformação a que um material pode ser sujeito durante um processo de conformação, sem que ocorra a rotura ou outro defeito definido [24]”. Esta definição genérica engloba o material e as diversas variáveis do processo, permitindo aferir o nível de *conformabilidade* sob as mesmas condições. Para analisar a *conformabilidade*, recorre-se a vários métodos de caracterização de chapa laminada, sendo os mais usados os ensaios de tracção, curva limite de embutidura, entre outros que serão revistos nos capítulos posteriores [4],[25].

2.2.2 Curva Tensão-Extensão

O conhecido gráfico tensão-extensão apresentado na Figura 12, poderá ser obtido experimentalmente através de ensaios de tracção uniaxial, constituindo uma das principais ferramentas para análise do comportamento mecânico da chapa na Indústria Automóvel. Cada um dos segmentos do gráfico tem um significado físico e prático, sendo os principais a linha de deformação elástica (O-A), patamar de cedência (A-B), deformação plástica (B-D), alongamento uniforme (O-C), alongamento total (O-D) e rotura (D). Cada um deles será descrito de seguida, no âmbito da conformação plástica de metal [26],[27].

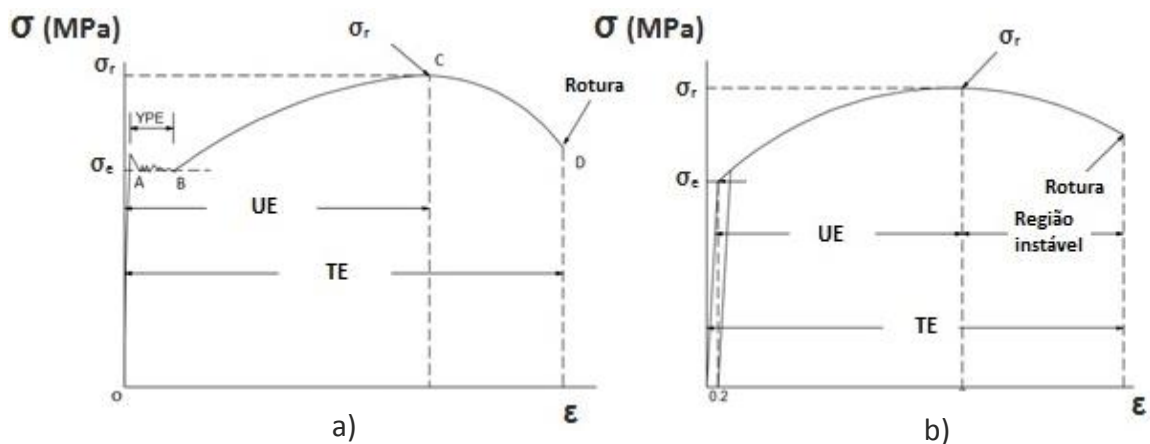


Figura 12 - Curva Tensão - Extensão do aço (a) com patamar de cedência; (b) sem patamar de cedência; adaptado de [26].

2.2.2.1 Deformação Elástica

Um dos aspectos mecânicos mais importantes relacionados com a conformação plástica da chapa é o efeito do retorno elástico e o facto de este aumentar com o incremento da resistência. Aplicando a um provete uma força que não exceda o limite elástico σ_e , é induzida uma deformação elástica, consequência do deslocamento dos átomos na sua estrutura cristalina. A remoção desta força origina o retorno dos átomos à sua posição original, tornando nulas as tensões e deformações elásticas. Este mecanismo presente no troço (O-A) é denominado retorno elástico, ou *springback*, estando directamente relacionado com a resistência do material e módulo de elasticidade.

O módulo de elasticidade E (ou módulo de Young) representa o declive do segmento (O-A), partindo da origem até ao ponto de tensão limite elástico σ_e da curva tensão - extensão, sendo aproximadamente o mesmo para todo o tipo de aços, ou seja, cerca de 210 000 MPa (N/mm²). O declive da linha do módulo de elasticidade depende essencialmente da estrutura atómica do material.

O valor do retorno elástico é inversamente proporcional ao módulo de elasticidade. Normalmente, este retorno não permite regressar completamente ao estado inicial até um estado de deformação nula, dada a existência de uma deformação plástica reduzida. As tensões internas que permanecem após a operação de deformação são tensões residuais do esforço aplicado: qualquer operação subsequente à operação realizada inicialmente pode modificar estas tensões residuais, potenciando uma alteração de forma ou dimensões do componente. Na Figura 13, pode-se observar a comparação entre o retorno elástico de um aço convencional e um aço de alto limite elástico [22].

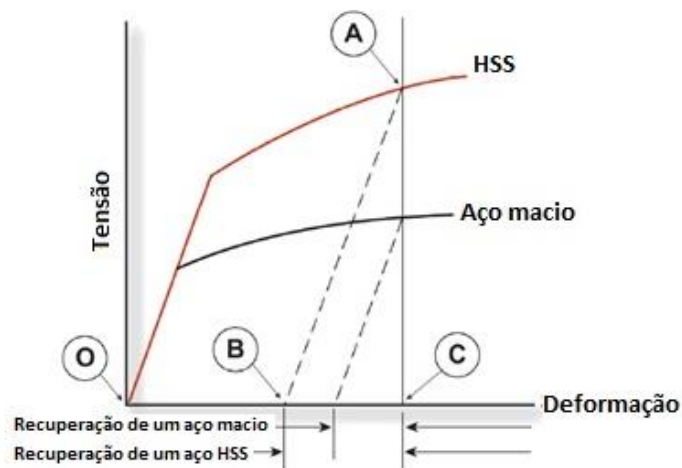


Figura 13 - Retorno elástico do aço convencional vs HSS; adaptado de [22].

2.2.2.2 Transição elástico - plástica (Patamar de cedência)

Após o alongamento elástico (O-A), determinadas regiões da chapa iniciarão a deformação plástica. Esta transição ocorre de um modo gradual e instável, verificando-se uma evolução da deformação sem que o valor da tensão aumente de um modo constante. Esta região da curva (A-B) denomina-se patamar de cedência, contudo, nem todos os metais apresentam esta região de instabilidade, também denominada zona de fluência. Na prática, existe uma extensão do ponto de cedência devido a um mecanismo denominado bandas de *Luders*, o qual acontece quando uma banda de deformação se desloca sem ser preenchida por átomos de carbono ou outros elementos restritivos da microestrutura, resultando numa súbita descida da tensão, dando origem à tensão de cedência superior e inferior. O efeito de extensão do ponto de cedência ocorre sobretudo nas chapas laminadas a quente, dado que uma pequena redução na espessura (0,7 a 1,0%) durante a laminagem a frio elimina este efeito. Nos casos em que

o material não apresenta patamar de cedência, o valor da tensão de cedência pode ser calculado no gráfico tensão-extensão, através das coordenadas do ponto de intersecção da curva tensão-extensão com uma recta paralela ao segmento (O-A) localizada a uma distância de 0,2%. Os aços de elevado limite elástico não apresentam patamar de cedência, sendo as curvas tensão-extensão típicas destes materiais a representada na Figura 12 (b) [27].

2.2.2.3 Deformação plástica (Encruamento)

Após o patamar de cedência (A-B), a deformação aumenta com o aumento da tensão, até ao ponto de estricção (C). A partir deste ponto, continua o incremento da deformação, sem que exista um aumento de tensão até ao ponto de rotura (C). Durante a fase plástica (B-D) dá-se um dos mais importantes mecanismos da deformação plástica, o encruamento, sendo este um dos principais parâmetros de análise dos aços usados na conformação plástica.

Existem vários modelos matemáticos para descrever a zona plástica da curva tensão-extensão. De seguida são descritos os mais usados.

Modelo de Ludwick

Um primeiro modelo para descrever a zona plástica da curva (até ao ponto da tensão de rotura) foi proposto por *Ludwick* e simplificado posteriormente por *Hollomon* [27]. O modelo de *Ludwick* assume a seguinte equação:

$$\sigma = \sigma_0 + K \cdot \varepsilon^n \quad (1)$$

Simplificação realizada por Hollomon

$$\sigma = K \cdot \varepsilon^n \quad (2)$$

σ - Tensão real [MPa]

ε - Extensão real

K - coeficiente de resistência ou módulo plástico [MPa]

n - Coeficiente de encruamento do material.

Para determinar os coeficientes do modelo de *Hollomon*, representam-se os valores da tensão e deformação numa escala logarítmica, conforme a equação (3). O declive da recta na região de deformação plástica traduz o coeficiente de encruamento n , conforme exemplo da Figura 14.

$$\log \sigma = \log K + n \log \varepsilon \quad (3)$$

Modelo de Swift

O modelo de *Swift* tem em conta a pré-deformação para descrever a lei de endurecimento do material:

$$\sigma = K (\varepsilon_0 + \varepsilon_p)^n \quad (4)$$

σ_0 – Tensão inicial [MPa]

σ – Tensão real [MPa]

K – Coeficiente de resistência [MPa]

n – Coeficiente de encruamento

ε_0 – Pré deformação

ε_p – Deformação

O coeficiente de encruamento varia entre os valores de zero e um, sendo $n=0$ para um sólido perfeitamente plástico ou $n=1$ para um sólido perfeitamente elástico. O valor de n considera-se uma constante do material (válido para aços macios), juntamente com o coeficiente de resistência [26], embora para aços de elevado limite elástico o valor de n varie com a deformação, conforme será descrito posteriormente neste trabalho. Esta expressão proporciona um resultado mais preciso para alongamentos maiores, comparativamente com a equação *Ludwig-Hollomon* [26]. A Figura 14, representa as três regiões principais de uma curva tensão-extensão verdadeiras de um provete solicitado à tracção, sendo a Zona I – Elástica, a Zona II – Transição regime elástico-plástico e a Zona III a região completamente plástica [28].

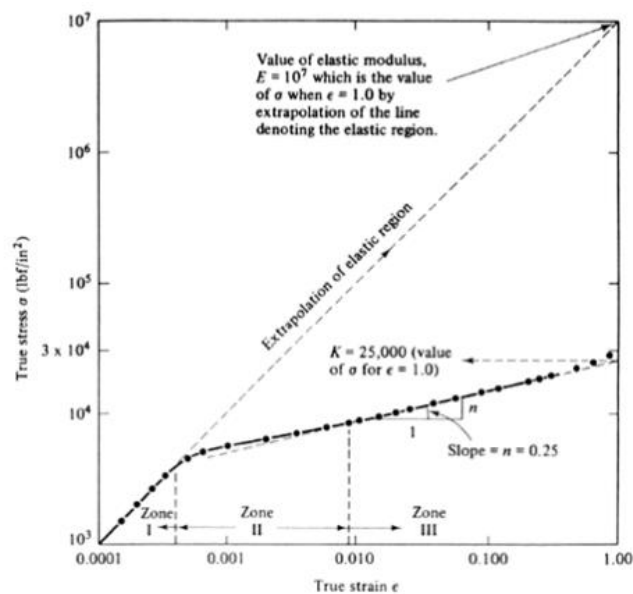


Figura 14 - Representação das três zonas principais de uma curva tensão – extensão verdadeira; adaptado de [28].

A deformação na região plástica origina o encruamento: o material apresenta um acréscimo da resistência, reduzindo a variação da deformação. Na prática, não se pode

afirmar que o encruamento represente uma vantagem ou desvantagem, tratando-se simplesmente de uma característica do aço que necessita ser interpretada e aplicada convenientemente. Um exemplo prático da acção do encruamento pode ser a conformação plástica de uma peça com zonas complexas, onde exista uma solicitação agressiva do material à deformação plástica. Através do encruamento, é possível que essa zona ganhe resistência sem entrar em rotura, originando a deformação do material na sua periferia ou na fronteira ao ponto de tensão máxima. Caso não existisse o endurecimento, esta zona de tensão máxima ultrapassaria o limite inicial do material, entrando em rotura sem que a zona de fronteira fosse solicitada [22], [29].

O valor de encruamento n torna possível comparar a capacidade de alongamento de diversos aços. Durante décadas os aços macios tradicionais tinham um valor de n constante com a deformação. Actualmente, muitos dos aços AHSS têm valores de n que variam com a deformação. São necessários gráficos deste valor instantâneo de encruamento para definir o alongamento destes aços [22].

2.2.2.4 Estricção

O alongamento do provete durante um ensaio de tracção activa dois modos de deformação primários. O primeiro geométrico, devido à redução da secção do provete a volume constante, o segundo mecânico, originando um aumento da tensão devido ao encruamento. O alongamento denomina-se uniforme até à fase próxima da rotura (C), iniciando-se por esta altura a fase de estricção. Posteriormente, o valor da tensão aplicada supera o fenómeno de encruamento, atingindo a tensão máxima e, de seguida, a rotura [26].



Figura 15 - Representação do adelgaçamento do provete na zona de estricção; adaptado de [22].

Um parâmetro muito importante na análise dos limites de deformação plástica é precisamente a combinação das tensões máximas suportadas no plano da chapa. Sendo o alongamento máximo no provete a extensão máxima do provete após a fase de estricção. Normalmente, é observável como uma faixa orientada cerca de 55° relativamente ao eixo do provete, na zona de adelgaçamento do mesmo, sendo esta geometria comumente designada de "pescoço", representada na Figura 15 [22].

Esta zona não está limitada pelo ponto de alongamento uniforme ou total: esta redução de espessura ocorre imediatamente antes da rotura. Quando se dá esta redução, a deformação no restante provete deixa de acontecer, sendo esta esta redução o critério que está na origem das curvas limite de embutidura, conforme será descrito neste trabalho.

2.2.2.5 Rotura

Após a redução de espessura máxima do “pescoço”, ocorre a rotura. A quantidade de deformação que se gera após a rotura depende da microestrutura do material, inclusões, tamanho do grão e sua fronteira. Estes factores poderão acelerar a fractura prematura, condicionando o alongamento total. O modo de rotura poderá ser classificado como dúctil ou frágil, sendo este condicionado pela capacidade de absorção de energia de deformação plástica do material. A rotura frágil dá-se em materiais que exibem uma zona de deformação plástica muito reduzida ou nula. A rotura dúctil é o tipo de rotura mais habitual nos processos de deformação plástica.

2.2.3 Mecanismo de Fractura Dúctil

Sendo um aço submetido a deformação plástica intensa, ocorrem na sua microestrutura deslocamentos ao nível microscópico que poderão ser mais ou menos uniformes, consoante a homogeneidade da mesma. Na zona onde ocorre a fractura dúctil, a deslocação é interrompida na vizinhança de inclusões ou microcavidades (poros ou vazios), dando-se início à nucleação de vazios, originando microfissuras e, conseqüente, fractura devido a uma ruptura irreversível das ligações atómicas. O mecanismo de fractura inicia-se numa primeira fase pelo aumento de dimensão dos vazios ou poros, reflectindo a tensão aplicada à área em que este se encontra. Quando este aumento de dimensão é suficiente para alcançar outros vazios que se encontram no mesmo processo, estabelece-se o seu agrupamento, gerando microfissuras que se irão propagar até se dar a rotura total, como esquematizado na Figura 16 [30].

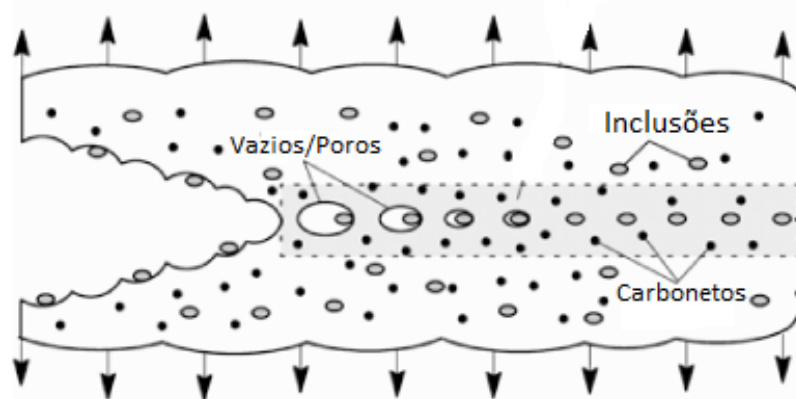


Figura 16 - Representação esquemática do mecanismo de fractura dúctil; adaptado de [30].

Pode-se afirmar que na origem do mecanismo de fractura dúctil estão as diversas heterogeneidades dos materiais, sendo que a rotura mecânica dos aços é causada pela nucleação, crescimento e coalescência de vazios formados em torno de partículas duras, como inclusões. Geralmente, as inclusões são mais duras do que a matriz adjacente, originando a acumulação de tensões durante a deformação da matriz. Durante este

processo, os vazios acumulam-se geralmente nas partículas maiores, prioritariamente nas inclusões não metálicas como o Sulfureto de Manganês, MnS , seguidamente nas inclusões de óxidos e, por fim, nos carbonetos. A redução de inclusões aumenta a resistência à nucleação de vazios, melhorando as propriedades mecânicas dos aços [31], [32].

2.2.4 Anisotropia

Um material isotrópico mantém as suas características constantes, independentemente da direcção sob a qual é efectuada a análise. Os materiais anisotrópicos têm propriedades que diferem consoante a direcção. A anisotropia plástica r define a capacidade do material em se deformar na direcção da espessura, relativamente ao plano da chapa [27].

$$r = \frac{\epsilon_{22}}{\epsilon_{33}} \quad (5)$$

r – Anisotropia plástica

ϵ_{22} – Deformação na direcção da largura

ϵ_{33} – Deformação na direcção da espessura

A anisotropia plástica pode ser expressa pela taxa de deformação plástica ou pelo valor da anisotropia r . Este coeficiente é definido pela razão da deformação na direcção da largura e da espessura. O valor da anisotropia pode ser calculado através de um ensaio de tracção uniaxial (Figura 17).

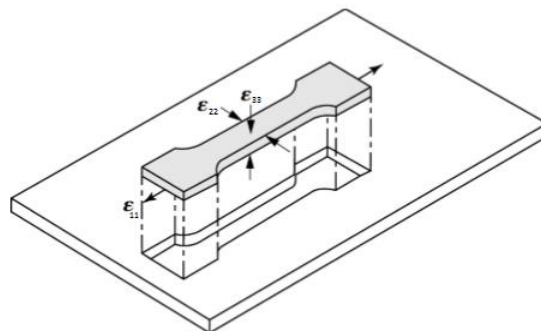


Figura 17 - Direcções principais de deformação de um provete; adaptado de [27].

Analisando a equação (5) verifica-se que se obterá um valor elevado de r , caso a deformação na direcção da largura ϵ_{22} seja bastante superior à deformação na direcção da espessura ϵ_{33} , significando que o provete formará um “pescoço” acentuado, mas a faixa de redução de espessura será insignificante.

Existem dois tipos de anisotropia: a planar e a normal (Figura 18). Na anisotropia planar, as propriedades do material variam com a direcção no plano da chapa, enquanto na anisotropia normal, as propriedades na espessura da chapa variam na direcção normal ao plano. [27].

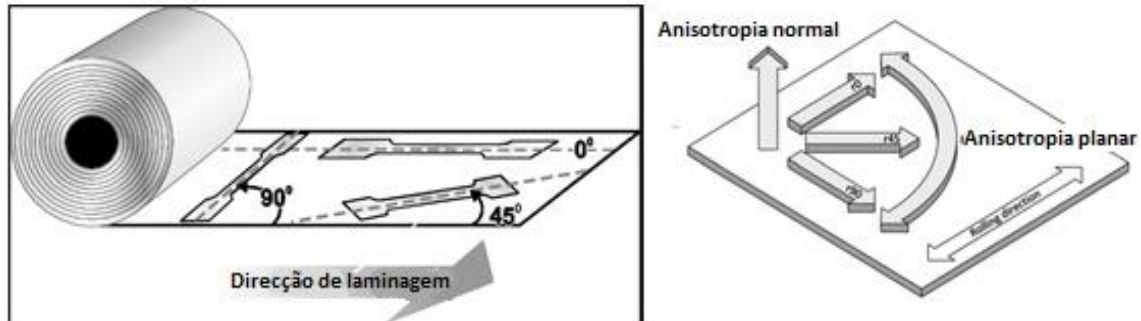


Figura 18 - Definição das direcções convencionadas para cálculo da anisotropia; adaptado de [22].

A anisotropia normal é determinada como um valor médio de r nas três direcções:

$$\bar{r} = \frac{r_0 + 2 \cdot r_{45} + r_{90}}{4} \quad (6)$$

Se o valor de \bar{r} for igual a 1, significa que o material deforma uniformemente nas três direcções. A anisotropia planar pode ser calculada aplicando a seguinte equação:

$$\Delta r = \frac{r_0 - 2 \cdot r_{45} + r_{90}}{2} \quad (7)$$

O grau de anisotropia está directamente relacionado com a microestrutura do material, que por sua vez depende de vários factores relacionados com o processamento do material (composição química; laminagem a frio/quente; tratamento, etc...). No caso de embutidura profunda, quanto maior o valor da anisotropia normal \bar{r} , mais alargado será o índice de embutidura. Quanto à anisotropia planar, está relacionada com a possibilidade de formação de “orelhas” de estampagem: sendo um valor elevado, então existe uma maior probabilidade para formação do defeito. Por último, a diferente anisotropia nas diversas direcções do plano da chapa irá fazer também variar o retorno elástico em cada uma das direcções [27].

2.2.5 Limites de conformação

Processos complexos de conformação plástica contemplam diversos modos de deformação, requerendo diferentes avaliações de *conformabilidade*, durante as diferentes fases do processo de transformação, isto é, desde a produção do aço até ao produto final. O objectivo da análise dos limites de *conformabilidade* é o desenvolvimento de testes e critérios que permitam determinar as propriedades de

conformação, replicando os diversos modos de deformação, de modo a que sejam reproduzíveis. A análise da *conformabilidade* dos materiais na conformação plástica tem sido objecto de investigação estruturada pelo menos desde 1950, com os primeiros estudos elaborados por Swift, existindo diversa informação bibliográfica, por exemplo a compilação de estudos: *Forming Limits Criteria* [33].

Os limites de embutidura são muito difíceis de definir, pois dependem de vários factores condicionantes, sejam eles as formas geométricas a embutir, os materiais e suas características, ou as condições tribológicas e de contacto. Existem vários testes de limite de embutidura baseados em modelos teóricos e experimentais que fornecem elementos indicadores e comparativos da capacidade de embutidura dos diversos materiais. Os mais conhecidos e aplicados são os testes de *Erichsen*, *LDH - Limit Dome Height*, *Bulge Test* (Jovignot test) e *LDR - Limit Drawing Ratio* (Swift Test) (Figura 19), sendo este último o mais usado para definir a razão limite de embutidura [14].

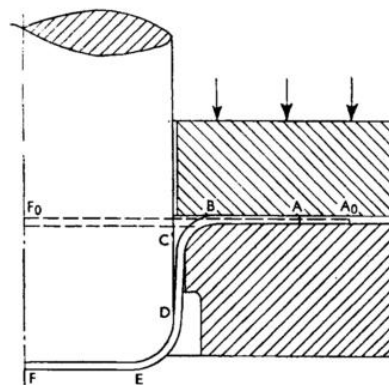


Figura 19 - Representação das geometrias aplicadas no teste LDR [34]

O método proposto por *Swift* [34] é um dos métodos mais aplicados, sendo considerado um teste normalizado pelo grupo de investigação *IDDRG - International Deep Drawing Research Group*. Este método consiste na embutidura de copos cilíndricos de diferentes diâmetros, com o objectivo de determinar a razão limite de embutidura *LDR - Limit Drawing Ratio*, sendo este valor calculado através da razão entre o diâmetro do formato (*blank*) e o diâmetro do punção de embutidura.

$$LDR = \frac{D_{max}}{d} \quad (8)$$

Os valores de *LDR* aumentam de uma forma directa com o aumento do valor da anisotropia normal, como se pode observar na Figura 20 [35]. Como seria de esperar, o

limite de embutidura dos aços convencionais é significativamente maior do que o dos aços AHSS, conforme se pode observar no gráfico de barras da Figura 21.

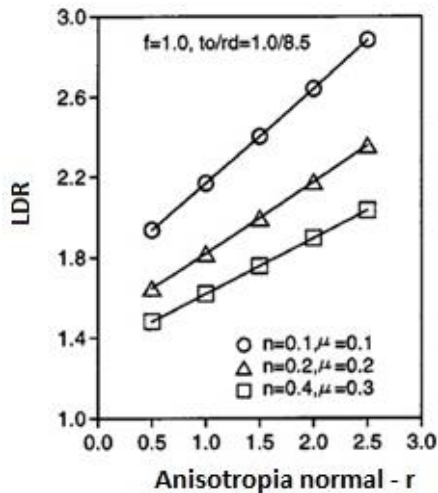


Figura 20 - Relação entre a Anisotropia Normal r e a Razão Limite de Embutidura LDR; adaptado de [29].

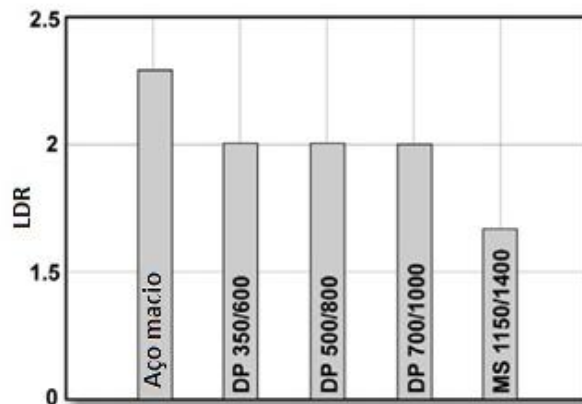


Figura 21 - Razão Limite de Embutidura de vários tipos de aço; adaptado de [22].

2.2.5.1 FLD – *Forming Limit Diagram* (Curva Limite de Embutidura – CLE)

Os diagramas FLD – *Forming Limit Diagram* são uma representação gráfica dos limites de deformação unitária principais, usando como critério de falha a estrição localizada ou início de rotura, onde poderá surgir a falha do material. Estes diagramas são obtidos através de medições da deformação atingida pela chapa após a conformação, podendo ser usados como comparativo entre materiais, assim como critério de falha na simulação por elementos finitos. São actualmente um dos mais importantes critérios de avaliação da *conformabilidade* dos materiais [36],[14].

O elevado nível de deformação plástica presente num processo de conformação, dificulta a análise experimental de tensões recorrendo a técnicas tradicionais como, por exemplo, a extensometria [14]. Sendo assim, a análise experimental de tensões em processos de embutidura é realizada através da medição da distorção de uma malha de círculos pré-impresos na superfície da chapa. A impressão pode ser realizada na chapa através de técnicas fotoquímicas, electroquímicas ou laser. Quando o material se deforma, a superfície transforma os círculos em elipses, de eixos a e b alinhados segundo as direcções principais de deformação (Figura 22). A medição destes valores permite calcular a extensão (e_1 , e_2) e, por sua vez, as deformações logarítmicas (ϵ_1 e ϵ_2). O valor da deformação ϵ_3 (perpendicular ao plano da chapa) pode ser calculado com base na condição de incompressibilidade do material (Equação 9) durante o processo de conformação plástica [14]. Existem diferentes sistemas para medição das deformações: manuais, através de fotos, microscópicos ou automáticos, recorrendo ao processamento de imagens através de programas dedicados para o efeito.

$$\epsilon_1 + \epsilon_2 + \epsilon_3 = 0 \quad (9)$$

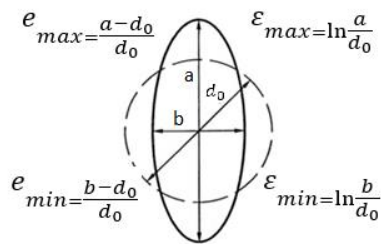


Figura 22 - Definição das dimensões que representam as deformações principais de um círculo; adaptado de [27].

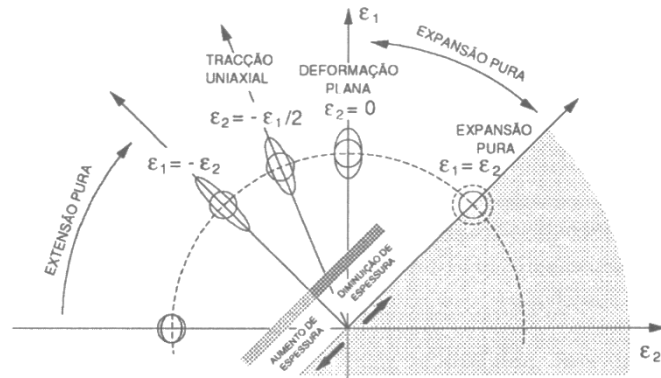


Figura 23 - Identificação dos diferentes modos de deformação [14].

Para o estado de deformação num ponto ficar completamente definido, necessita das três variáveis ϵ_1 , ϵ_2 e ϵ_3 . No caso da conformação plástica, aplicando a equação de incompressibilidade, é possível representar o modo de deformação no plano (Figura 23). Nestes diagramas distinguem-se dois domínios: domínio de extensão – compreendido entre as trajectórias de corte puro e deformação plana ($\epsilon_2 < 0$); domínio de expansão - compreendido entre as trajectórias correspondentes à deformação plana e expansão biaxial simétrica ($\epsilon_2 > 0$) [14].

O conceito de FLD (Figura 24) foi apresentado por *Keeler et al.* em 1963 num estudo de falha com deformação principal em duas direcções (modo de expansão [14]). Um dos principais factores de destaque desta investigação foi precisamente o facto da deformação principal aumentar com o grau de biaxialidade e antes de qualquer estricção localizada. Neste estudo, foram ensaiados diversos materiais tais como, aço, alumínio, cobre e latão [37]. Posteriormente, no ano de 1965, outro estudo de *Keeler* [37] conclui que as propriedades dos materiais têm um grande efeito na distribuição da deformação, verificando-se a distribuição homogénea das deformações com o aumento do coeficiente de endurecimento n . Por outro lado, um coeficiente de endurecimento baixo origina uma grande variação da deformação, concentrando-se a mesma numa região localizada e podendo originar rotura prematura.

Goodwin [38] acrescentou aos diagramas de *Keeler* a zona de deformação tracção-compressão (lado esquerdo do diagrama), implementando como critério de falha a rotura, ficando deste modo completa a forma ainda hoje conhecida dos diagramas FLD (Figura 25) ou diagramas *Keeler-Goodwin* [38],[33]. Na verdade, o critério aplicado hoje em dia não é a rotura, mas sim a estricção, pois considera-se a existência de estricção um defeito, sendo a curva limite de embutidura CLE uma abreviatura de CLEE - Curva Limite de Embutidura à Estricção [14].

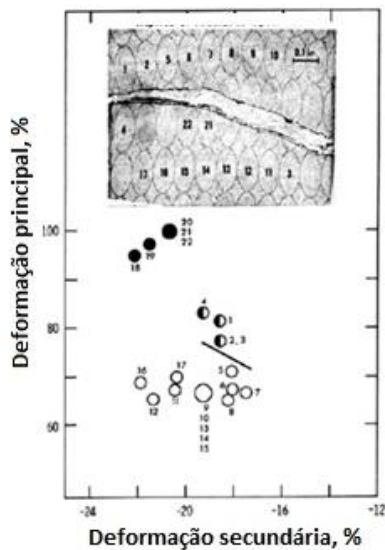


Figura 24 - Representação do estado de deformação de diversos círculos num diagrama FLD; adaptado de [39].

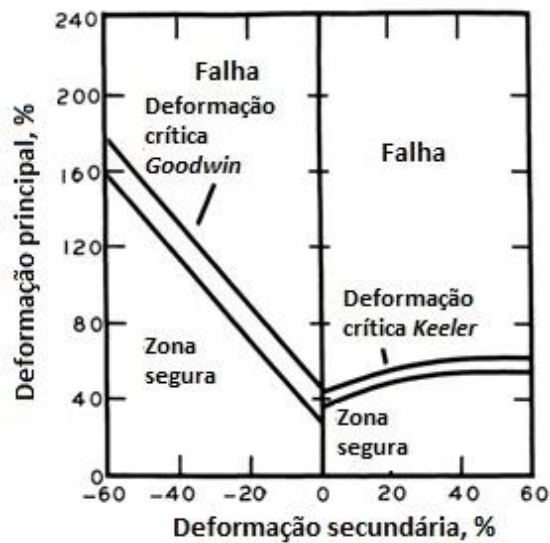


Figura 25 - Diagrama FLD definido por Keeler e Goodwin; adaptado de [38].

A elaboração de uma técnica normalizada para obtenção dos diagramas FLD iniciou-se através de *Nakazima et al.* [40]. Realizando diversos ensaios através da conformação de provetes de diversas larguras, mais tarde *Hecker et al.* [41] levou a efeito ensaios com um punção semi-esférico e provetes de diferentes larguras, sendo conformados em diferentes condições de lubrificação. Na Figura 24 pode-se observar uma fotografia da deformação da grelha de círculos, com o respectivo valor da deformação principal e secundária.

Para determinação da CLE ou *Forming Limit Curve - FLC*, geralmente ensaiam-se provetes de diferentes larguras ou diferentes tipos de ensaio, sendo o de *Marciniak e Nakazima* os mais habituais [14],[27]. O objectivo destes ensaios com diferentes provetes é obter o maior número de pontos possíveis nas diversas zonas do diagrama, sendo estes deformados até atingir a estricção ou início de rotura [33], [39].

As medições de deformação são realizadas em zonas fronteiras da estricção, mas fora das mesmas, obtendo-se os diferentes valores de deformação ϵ_1 e ϵ_2 em cada ponto. Estes pontos, ao serem representados no diagrama FLD, fornecem a curva limite de embutadura FLC (Figura 25) [37],[39].

A forma e a posição das curvas FLC são função das características do material, velocidade de deformação, tamanho da grelha gravada na superfície da chapa, assim como a definição do critério de estricção, pois uma elevada quantidade de deformação pode ser absorvida pela estricção difusa (não localizada). Para aços ao carbono, denominados

como aços macios, *Keeler et al.* demonstra que o ponto de intersecção da curva FLC com o estado plano de deformação pode ser dado através da equação:

$$FLC_0 = a (23.3 + 14.1t) \quad a = \frac{n}{0,21} (a_{\text{máximo}}=1) \quad (10)$$

Sendo t a espessura do material (mm) e n o coeficiente de encruamento, todos os aços têm na generalidade o mesmo tipo de forma no que respeita à CLE. Em termos práticos, torna-se suficiente medir o coeficiente de anisotropia, podendo ser adicionada uma margem de segurança de 10% (Figura 26) [28]. Na Figura 27 está representada uma comparação da curva FLC para aços macios [$R_m=170-300$ MPa], HSLA [$R_m=350-450$ MPa] e AHSS/DP600 [$R_m=350-600$ MPa], podendo-se observar que a forma das curvas é semelhante. Tendo em conta que são materiais com a mesma espessura, existe apenas uma diferença no ponto de intersecção da curva com o eixo correspondente ao estado plano de deformação: o factor diferenciador para tal será o encruamento n . A elevação da CLE seria expectável para o caso dos aços macios.

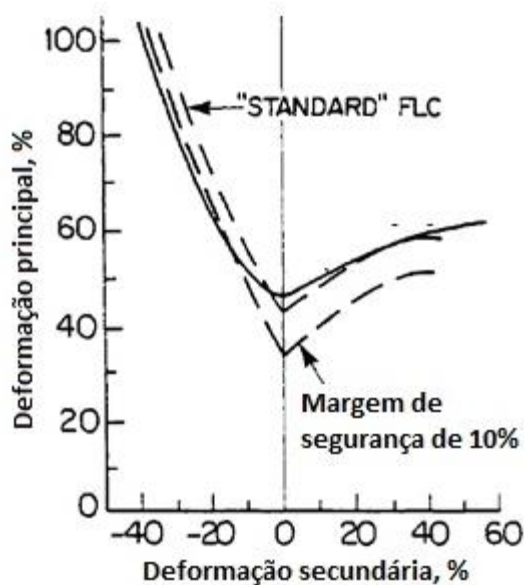


Figura 26 - Exemplo de curva FLC com margem de segurança de 10%; adaptado de [38].

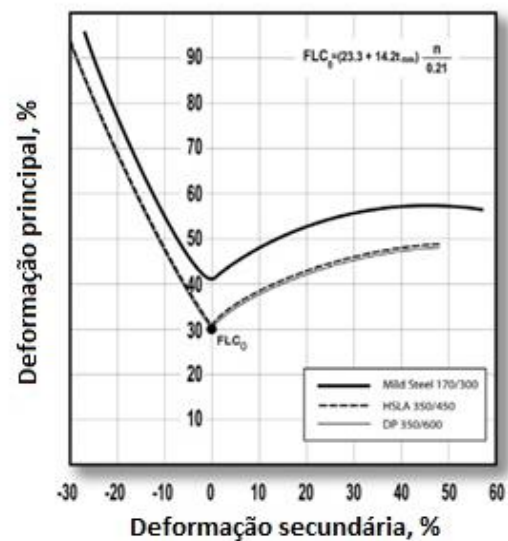


Figura 27 - Comparação de curvas FLC para aços macios, HSLA e DP; adaptado de [22].

As CLE não caracterizam na totalidade a deformação limite de um material. Na verdade, pode-se afirmar que a trajectória de deformação é o parâmetro mais importante a ter em conta [14]. Considera-se deformação linear quando determinado ponto da chapa é submetido a um único estado de deformação desde o início da trajectória até ao final. A deformação segundo uma trajectória não linear (deformação complexa) percorre diferentes estados de deformação, podendo ser mais ou menos favoráveis ao processo de conformação. Baseando-se em publicações sobre este tema, *Santos et al.* [14] conclui existirem três tipos de sequências: “tracção-expansão” – que conduz a níveis de

deformação-limite superiores; “expansão-tracção” – que conduz a níveis de deformação-limite dependentes da percentagem de pré-deformação; “expansão-deformação plana” e “tracção-deformação plana” – que conduzem a valores de deformação-limite baixos, que correspondem a uma menor *conformabilidade* do material. A sequência “tracção-expansão” origina uma elevação da CLE e deslocamento para a esquerda no gráfico FLD, enquanto as sequências “expansão-deformação plana” e “tracção-deformação plana” originam uma aproximação da CLE à origem e deslocação para a direita [27].

Alternativamente aos métodos experimentais (medição da distorção da malha círculos), poder-se-á recorrer ao método dos elementos finitos para determinar as deformações em cada etapa ou fase de um processo de simulação, validando a aproximação à CLE. Santos *et al.* refere [14]: “Este tipo de estudo, tem a vantagem de reduzir o número de operações fracassadas e dispendiosas, necessárias à “afinação” de uma operação de embutidura. O estudo teórico é iterativo até se encontrar, através da simulação, uma solução com elevada probabilidade de sucesso.”.

2.2.5.2 Extensão de aresta

O efeito de extensão de aresta pode ocorrer em diversos tipos de operação, envolvendo o fabrico de peças por conformação plástica, sejam elas embutidura, estampagem, quinagem ou extrusão. Este efeito surge nos contornos interiores ou exteriores de peças sujeitas a tensões periféricas de direcções contrárias, impostas pela geometria do componente. O estado de acabamento da aresta de corte, influenciado pelas condições de corte (folga de corte, condição da ferramenta, etc.), é um dos factores que mais contribui para a variação dos limites de extensão da aresta, assim como as características mecânicas e metalúrgicas do material [42][43][44]. O ensaio mais aplicado para avaliação da capacidade de extensão de aresta da chapa, é o de expansão de furo, denominado *HET – Hole Expansion Test*. Existem referências a este teste em publicações de Keller *et al.* anteriores a 1960, sendo actualmente padronizado pela norma ISO 16630 [45].

Conforme se pode observar na Figura 28, o ensaio HET consiste na expansão de um furo através de um punção cónico (6). A chapa é furada previamente através de um punção de corte com um determinado diâmetro D_0 (4), definido pela norma ISO 16630. O punção cónico avança até que se dê a falha do material (5), visualizável pelo surgimento de uma fissura que terá de atravessar a totalidade da espessura da chapa. No momento da fractura, é medido o diâmetro expandido D_h , ou obtida a imagem para medição do diâmetro no momento que surge a fissura.

A expansibilidade do furo é calculada pela seguinte equação:

$$\lambda = \frac{D_h - D_0}{D_0} \cdot 100 \quad (11)$$

Sendo:

λ - Coeficiente de expansão

D_h - Diâmetro máximo expansão [mm]

D_0 - Diâmetro inicial [mm]

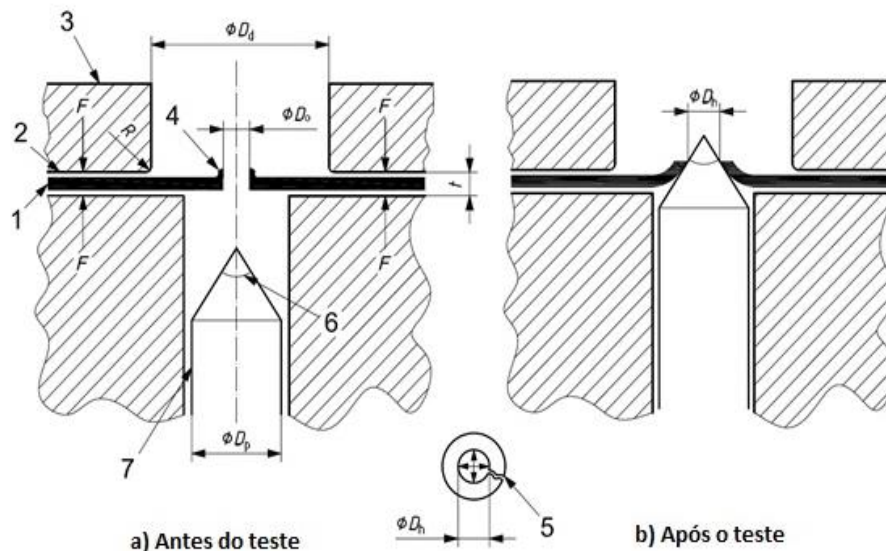


Figura 28 - Representação esquemática do teste de expansão de furo – HET. Fonte ISO 16630.

A fissura de aresta é o critério orientador do ensaio de expansão de furos, quer a expansão seja no plano da chapa conforme o ensaio HET (ISO16630), ou deslocada do plano da chapa como é o caso de um outro ensaio de expansão de furo denominado *Nakajima/Marciniak HET*. Nestes últimos, o furo é expandido indirectamente através da expansão da chapa durante a embutidura de um copo.

A *conformabilidade* da aresta está relacionada não apenas com a ductilidade do material, mas também com a ausência de inclusões ou interfaces fracas num material de múltiplas fases. Para que se dê o início de fractura e sua propagação, basta que exista uma característica que funcione como acumulador de tensões (*stress raiser*), quer seja um defeito da operação de corte, uma falha na microestrutura ou até um detalhe geométrico do próprio contorno. A anisotropia normal e planar desempenham também um papel importante na expansão do furo, pois esta operação requer uma deformação no plano, sendo adversamente afectada pela deformação ao longo da espessura [28].

Diversos estudos [46],[47] demonstram que os contornos que sofrem uma operação de corte têm um valor de deformação inferior ao apresentado pela restante área de conformação. A operação de corte origina dois tipos de mecanismo que poderão induzir

a falha do material, quando se concentram na aresta elevadas tensões periféricas. O primeiro trata-se de uma diminuição do encruamento n , devido à elevada deformação que se concentra na aresta durante a operação de corte. A segunda, o aparecimento de microfissuras decorrente da operação de corte.

Conforme se pode observar na Figura 29, os aços AHSS apresentam valores de λ bastante inferiores aos aços convencionais [48]. Isto deve-se ao aumento da tensão de corte entre as partículas de martensite e a matriz de fase ferrítica.

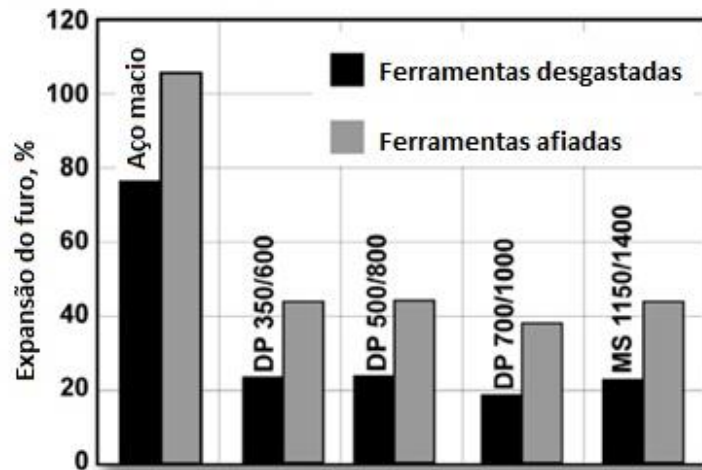


Figura 29 - Taxa de expansão de furo para diversos aços, considerando ferramentas com desgaste ou, perfeitamente afiadas; adaptado de[22].

Diversos estudos confirmaram que os aços de fase múltipla possuem um tipo de falha na aresta característico, evidenciando que estes aços, sendo solicitados à tracção, cedem prematuramente, ou seja, dá-se a falha abaixo do limite da curva de embutidura. Estas falhas têm sido associadas à morfologia da microestrutura [49].

Actualmente, este ensaio apresenta resultados confiáveis quando executado nas mesmas condições para diferentes tipos de materiais. No entanto, caso as condições do ensaio ou dos provetes variarem, facilmente os resultados poderão ser distorcidos. Dada a importância deste factor nos aços AHSS, vários grupos de investigação (*IDDRG; Auto Steel Partnership; NADDRG*) estudam este ensaio para reduzir a sua variabilidade.

Na indústria de conformação plástica, é frequente dar-se a falha de componentes conformados com materiais que obedecem aos principais requisitos da norma do produto, nomeadamente a composição química e as propriedades mecânicas. Através da tecnologia existente ao nível do processamento de aços, é possível produzir aços que obedecem às especificações químicas e mecânicas exigidas pela norma, não sendo essa condição única para garantir um bom comportamento em operações de conformação plástica.

2.3 Aços de fase dual (DP – Dual Phase)

O aço DP (Dual Phase) é actualmente o aço AHSS mais usado na Indústria Automóvel, principalmente devido ao alargado alcance em termos de resistência mecânica e ductilidade [22]. Na Figura 30, pode-se observar o aumento da preponderância dos aços AHSS no peso total do automóvel, com especial destaque para os aços DP [22].

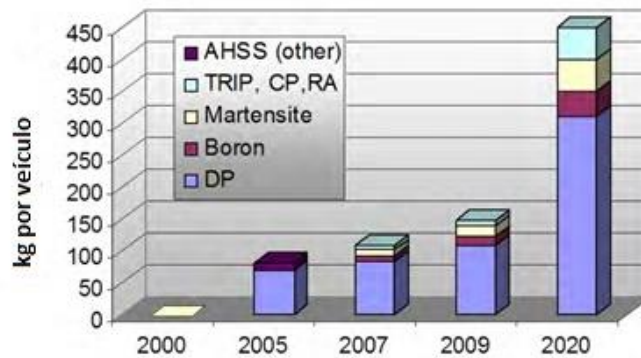


Figura 30 - Evolução (em peso) da incorporação de diversos tipos de aços AHSS no automóvel; adaptado de[22].

Estes aços são denominados de fase dual pois a sua estrutura consiste na dispersão de uma fase martensítica numa matriz de fase ferrítica (Figura 31). Na Tabela 3 e 4 pode-se encontrar um resumo das características principais deste aço, assim como as principais aplicações no automóvel [22].

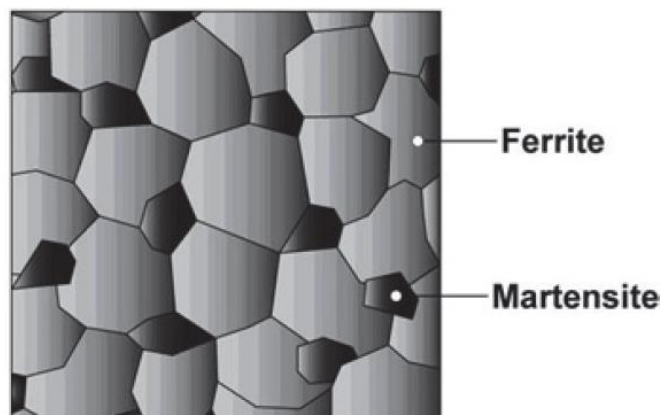


Figura 31 - Representação da microestrutura de um aço DP [22].

Neste capítulo serão descritos os parâmetros mais importantes da produção dos aços DP, as suas principais características mecânicas e metalúrgicas e, por fim, alguns dos desafios encontrados na conformação plástica deste tipo de materiais.

Tabela 3 - Principais características do material DP600 [22].

DP600			
Características da microestrutura	Partículas duras de martensite dispersas por uma matriz ferrítica macia	Elementos adicionados à composição química	A adição de C, Si e P aumenta a resistência. Mn, Cr, Mo, V e Ni aumentam a dureza.
Conformabilidade	Excelente	Soldabilidade	Boa

Tabela 4 - Resumo das vantagens, desempenho e aplicações do aço DP [22].

Vantagens	Desempenho	Aplicações
Alto limite elástico	Resistência à fractura	<i>Beams</i> (vigas de pára-choque), <i>cross members</i> (elementos de resistência transversa), outros...
Elevadas taxas de encruamento e de absorção de energia	Elevada tensão limite elástico, retarda o aparecimento do efeito de adelgaçamento	Elementos de absorção de choque (<i>crash box's</i>)
Excelente alongamento e soldabilidade	Boas condições de processamento	Formatos soldados, tubos hidroformados

2.3.1 Produção

Os aços DP são produzidos através de metodologias de arrefecimento controlado (recozimento). Este processo de recozido entre temperaturas críticas e suas variantes é um dos principais influenciadores das características do aço DP. Na Figura 32 está representada a linha de produção de aço DP da empresa produtora SSAB em *Borlänge, Suécia*. Conforme se pode verificar na representação esquemática, o aço é laminado a quente, decapado e enrolado a frio, antes de passar para a linha de recozimento contínuo, *CAL – Continuous Annealing Line*.

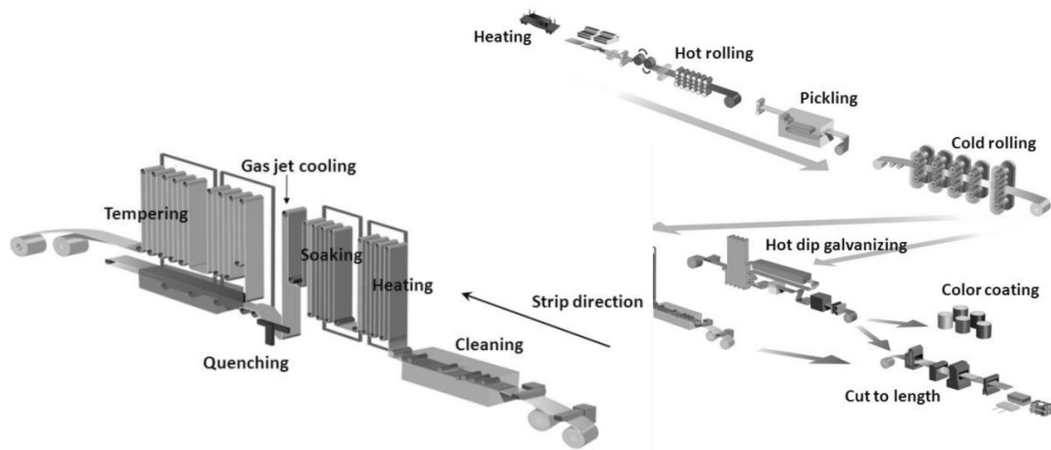


Figura 32 - Representação esquemática de uma linha de produção de aço DP - Linha de recozimento sucessivo (CAL). Fonte: SSAB Steel sheet production - CAL

A primeira etapa do processo da linha de recozimento sucessivo é o reaquecimento das bobinas a uma temperatura de cerca de 1200°C, obtendo-se uma estrutura completamente recozida. A temperatura e o tempo de aquecimento dependem da composição química e da dissolução pretendida dos microligantes. Após o reaquecimento, o material é laminado a quente a uma temperatura denominada austenítica, sendo arrefecido de modo a obter uma estrutura ferrítico-perlítica, com o tamanho de grão e distribuição adequada. A composição química típica de um aço DP situa-se na seguinte ordem de valores: 0.10-0.15 C, 0.8-1.5 Mn, 0.2-0.5 Si e, frequentemente, uma pequena adição de Nb. O último passo da linha de recozimento sucessivo é o arrefecimento e laminação a frio para a espessura pretendida, conforme esquematizado na Figura 33 [29] [50] [51].

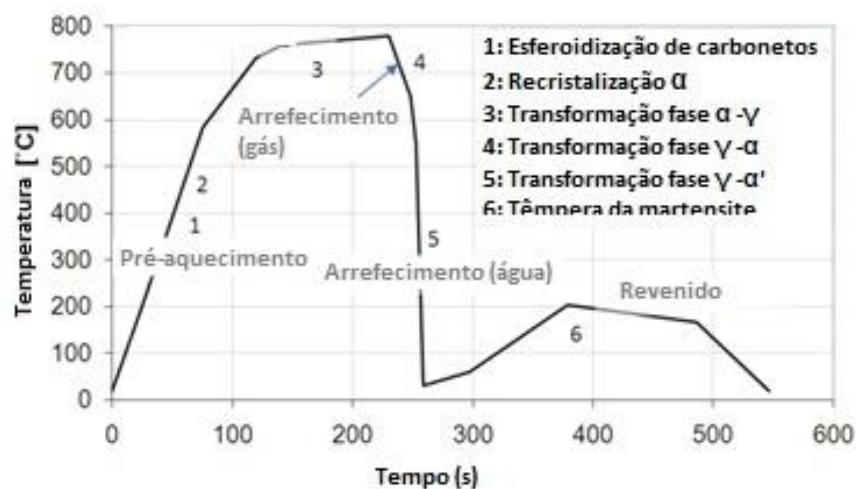


Figura 33 - Exemplo de curva de temperatura para obtenção de um aço DP; adaptado de [50].

Na linha de recozimento contínuo, dá-se a mudança estrutural mais significativa do material: a recristalização e as diferentes transformações de fase. Na fase de laminagem a frio, os grãos de ferrite são deformados e alongados na direcção de laminagem. De seguida, na fase de imersão, desenvolvem-se dois processos em paralelo: a transformação da fase ferrítica (α) em austenite (γ) e a dissolução de carbonetos. A quantidade de austenite formada depende da temperatura e tempo de imersão, assim como da composição do aço. Após a fase de imersão, o material passa por uma zona de arrefecimento através de jactos de ar, onde é possível arrefecer o material antes do arrefecimento rápido em água. Na última fase, dá-se o reaquecimento e têmpera da martensite [52].

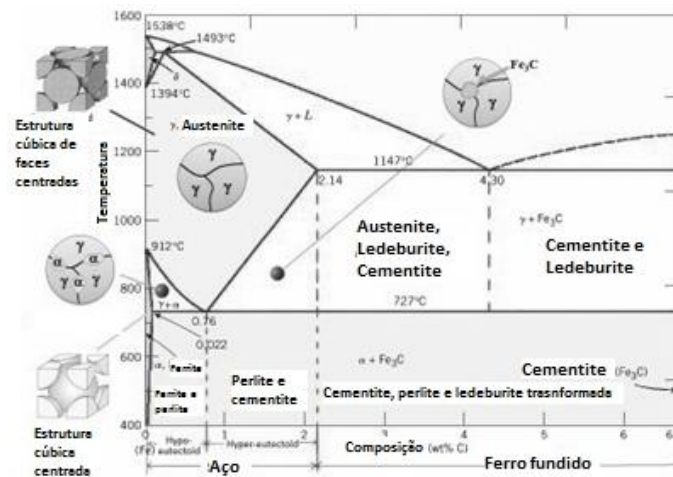


Figura 34 - Diagrama de fases de ligas ferro-carbónicas; adaptado de [52].

O recozimento é aplicado desde a zona de austenização (aços laminados a quente), ou da zona de duas fases ($\alpha+\gamma$) Ferrite e Austenite (Figura 34), durante um recozimento intercrítico (aços laminados a frio) para transformar a austenite em ferrite antes de um arrefecimento rápido que transforma a restante austenite em martensite (Figura 35) [29].

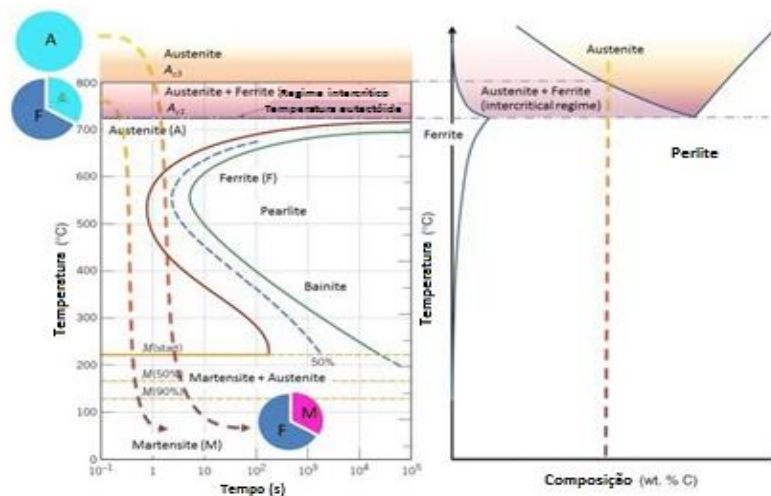


Figura 35 - Curva TTT (Transformação-Temperatura-Tempo) de um aço; adaptado de [52].

O processo de laminagem a quente dos aços *DP* pode ocorrer desde espessuras iniciais de 200 mm até cerca de 5 mm. A temperatura inicial da chapa no processo de laminagem a quente é de cerca de 1250°C, até se atingir no final uma temperatura de 870°C, antes do enrolamento da chapa. Estudos realizados por *Granbon et al.* [53],[54], identificam a temperatura a que se efectua o enrolamento como um dos factores com maior preponderância nas características mecânicas do material, pelo menos no que se refere à influência de microligantes como o Nióbio, sendo este um elemento muito importante no refinamento do grão [55]. A formação de microsegregações de manganês durante o processo de vazamento do aço origina a formação de macrobandas mais ou menos pronunciadas após a laminagem a frio. Este fenómeno é menos acentuado caso exista Nb numa quantidade e distribuição razoável, assim como uma temperatura mínima de enrolamento na ordem dos 600°C após o processo de laminagem a quente [54]. Na fase de laminagem a frio, os grãos de ferrite são alongados no sentido da laminagem, originando um aumento do perímetro de fronteira do grão. Segundo vários estudos, a área do grão de ferrite aumenta em média 16% com uma razão de laminagem de 50% (Figura 34). Aplicando uma razão de 90% a 99%, dá-se um aumento de área do grão de ferrite entre 270% e 3267%, respectivamente. Logo, o efeito da laminagem a frio é preponderante, como pode ser observado na Figura 36. Conclui-se que uma razão de laminagem elevada origina um tamanho de grão ferrítico pequeno e uma fase martensítica menos distribuída [53].

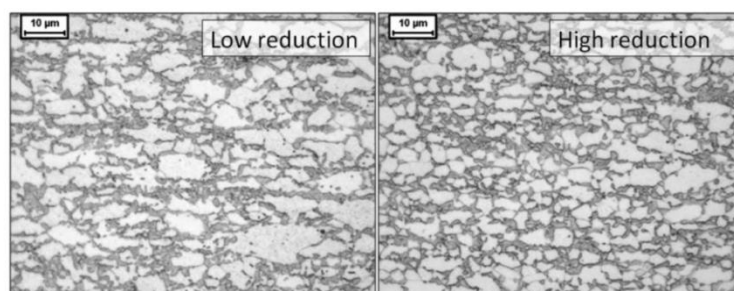


Figura 36 - Microscopias ópticas de duas estruturas de um aço DP800 com redução de laminagem baixa e elevada [54].

No processo de produção de aços *DP*, existem diversos factores que afectam as suas propriedades mecânicas, tratando-se de um assunto extremamente complexo devido a todas as variáveis inerentes ao processo, tornando-se por esse motivo alvo de intensa investigação. A variação das características mecânicas poderá ser analisada sob duas perspectivas principais: por um lado a influência da composição química, por outro a análise microestrutural. Segundo a perspectiva química, deverá ser efectuada uma análise qualitativa e quantitativa da sua constituição, assim como o estudo da influência de cada um dos constituintes nas propriedades mecânicas. Na perspectiva metalúrgica ou microestrutural, deverá ser analisada a fracção volumétrica de martensite/ferrite, assim como a análise morfológica (tamanho do grão; distribuição; alinhamento) [55],[29].

2.3.2 Características Mecânicas (A%, n)

Na base da caracterização mecânica de um aço DP e sua microestrutura, está precisamente o modo de transformação da austenite em martensite numa matriz ferrítica. Esta microestrutura contendo uma determinada quantidade de martensite, apresenta a possibilidade de atingir elevadas combinações de resistência mecânica e ductilidade, potenciando o interesse prático dos aços DP para os processos de conformação a frio. A relação entre uma baixa resistência elástica inicial e elevado encruamento permite obter valores elevados de alongamento uniforme, assim como um aumento da resistência mecânica durante a deformação. O volume martensítico V_m distingue-se como um dos principais factores que afectam as características mecânicas dos aços DP, como será seguidamente descrito.

Speich et al. [56] indica que a ductilidade e resistência dos aços DP está prioritariamente relacionada com: a quantidade de V_m , distribuição do grão martensítico e a quantidade de carbono na fase. Uma menor percentagem de carbono favorece o aumento de ductilidade, pois a desagregação das partículas de martensite das de ferrite é inferior, diminuindo a possibilidade de fractura. *Davies et al.* [57] estabelece uma relação directa entre V_m e σ_r , demonstrando que um aumento de volume da fase martensítica origina um aumento da resistência mecânica (Figura 37). Em termos de distribuição do grão martensítico, *Rashid et al.* [51] indica que a ligação consecutiva de grãos ou a formação de bandas martensíticas são factores de forte influência na homogeneidade da deformação dos aços DP.

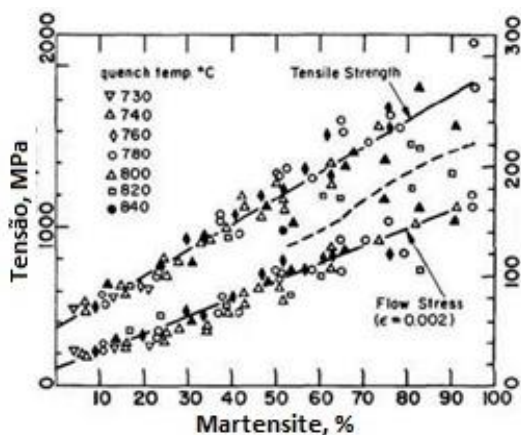


Figura 37 - Evolução das características de escoamento em função da percentagem de fase martensítica; adaptado de [91]

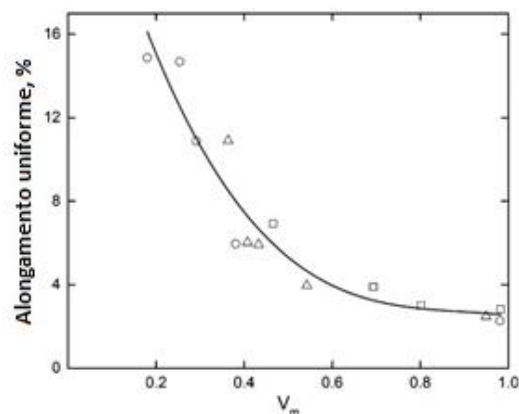


Figura 38 - Relação entre alongamento uniforme e a percentagem de martensite V_m ; adaptado de [29].

Sugimoto et al. [58] indica que o refinamento do grão e conseqüente diminuição de formações porosas e tensões associadas à fronteira do grão se torna favorável a uma maior redução de área na deformação e a um aumento das tensões de cedência e de rotura. A duração da fase de estrição localizada é determinada pela taxa de nucleação e pela quantidade de microporosidades presentes. O momento em que se dá a coalescência das microporosidades e início da fractura é fortemente influenciado pela

distância entre os grãos de martensite e propriedades da fase dúctil ferrítica [29] [59],[58]. O alongamento total TE diminui com o aumento da tensão de rotura σ_r ou fracção volumétrica da fase martensítica V_m nos aços DP (Figura 37 e Figura 38) ou seja, o alongamento uniforme UE diminui, assim como o alongamento após estricção ($TE-UE$).

Como se pode observar na Figura 39 [22], tendo em conta a elevada resistência mecânica dos aços DP , estes apresentam valores de encruamento n muito superiores aos aços convencionais ou $HSLA$. O aumento de n eleva a resistência do material à estricção localizada, induzindo uma maior capacidade do material ser estendido ou expandido, isto é, o encruamento de determinada área localizada durante a deformação aumenta a sua resistência local, induzindo a reorientação da deformação para zonas fronteira à área previamente “encruada”, retardando assim o surgimento da estricção nessa área localizada. Este valor pode ser ambíguo, por exemplo para a embutidura de um copo cilíndrico, pois um valor maior de n diminui a formação de rugas, enquanto por outro lado aumenta o encruamento nas paredes laterais do embutido, aumentando assim a força de embutidura e a tensão nas paredes laterais, conduzindo eventualmente à fractura [27].

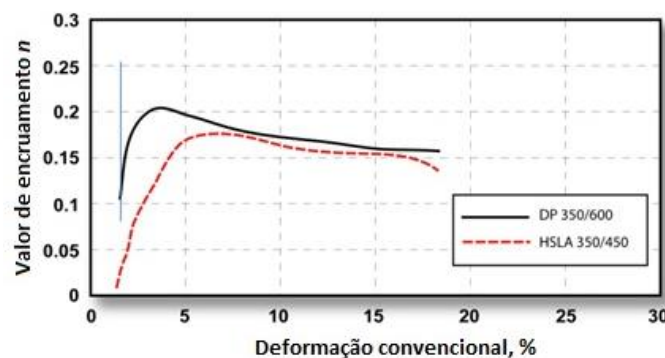


Figura 39 - Curva de encruamento consoante deformação de um aço DP e $HSLA$; adaptado de [22].

Os aços DP têm quatro fases distintas no seu modo de deformação: a fase I, em que as duas fases sofrem uma deformação elástica, a fase II, em que uma das fases sofre deformação plástica, a fase III em que as duas fases sofrem deformação plástica e por último a fase IV onde existe rotura da fase *dura* ou descoesão das fases. A parte mais interessante do ponto de vista do desenvolvimento do factor de encruamento dá-se durante a transição da fase I para a fase II, assim como da fase II para a III, pelo que é vulgar calcular os valores do encruamento para diferentes intervalos de deformação, por exemplo, $\epsilon = 0,01-0,05$ e $\epsilon = 0,06-0,12$ [29].

Para além da influência da morfologia e volume das fases principais dos aços DP , existe um efeito interessante de salientar na análise do fenómeno de encruamento dos aços DP : trata-se do efeito da austenite retida, ou também conhecido como efeito *TRIP* – *Transformation Induced Plasticity*. O elevado valor de n dos aços DP deve-se em grande medida à transformação local da austenite retida durante as primeiras fases de deformação, criando um efeito disforme de deformação, induzindo dessa forma um

aumento no coeficiente de encruamento. Tendo este mecanismo em conta, diversos investigadores acreditam que o controlo da percentagem de austenite retida permite controlar o efeito de encruamento dos aços DP [51].

2.3.3 Mecanismos de fractura nos aços DP

Os mecanismos de falha dos aços AHSS têm sido amplamente estudados. Concretamente nos aços DP, vários investigadores tentaram identificar os mecanismos de início de falha e a sua relação com o conteúdo de carbono ou percentagem volumétrica de martensite. Em 1979 *Gerbase et al.* [60] (assim como, posteriormente, diversos autores) indicam que o processo de fractura nos aços DP envolve a micronucleação na interface ferrite-martensite (Figura 39), iniciando-se o processo de fractura precisamente nesta ligação e sendo o grau de coesão desta ligação um dos factores mais influentes. *Chawla et al.* [61] refere que apesar de os aços DP serem essencialmente constituídos pela mistura de fases ferrítico-martensítica, os aços comerciais contêm invariavelmente alguma percentagem de bainite e de austenite retida, e até de perlite, além de inclusões, logo o processo de fractura irá depender sobretudo da quantidade de inclusões presentes.

A coalescência de vazios associados às inclusões não metálicas ou na fronteira das partículas de martensite é o ponto comum entre os diversos estudos dos mecanismos de fractura dos aços DP. Recentemente, a investigação de *Cingara et al.* [62] quantifica os mecanismos de fractura presente em aços DP e, entre todos os mecanismos que iniciam a fractura, classifica a desagregação das partículas de martensite da matriz ferrítica como o mais importante.

A coalescência de vazios ocorre geralmente na interface martensite-ferrite, crescendo ao longo da matriz ferrítica numa direcção perpendicular à deformação. O segundo mecanismo que origina a coalescência de vazios deve-se à rotura das partículas de martensite, contudo não existe propagação significativa. Por último, a coalescência de vazios que ocorre nas inclusões (por exemplo, nitreto de titânio; óxidos de alumínio e de cálcio) dá-se em menor quantidade que as anteriores, apesar da sua maior dimensão. De referir também neste estudo a distribuição de martensite em bandas paralelas à direcção de laminagem ou distribuídas de forma relativamente uniforme ao longo da espessura. As fracturas observadas desenvolvem-se lentamente em pequenas deformações, evoluindo de um modo célere imediatamente antes da fractura, sendo este aspecto característico de uma fractura dúctil [62],[63].

Ghadbeigi et al. [64] estudou os diversos mecanismos de fractura dos aços DP, analisando a deformação da matriz ferrítico-martensítica e a interface da mesma. Tal como nos estudos anteriores de outros investigadores, os mecanismos de falha detectados são semelhantes, alterando-se uma particularidade relacionada com a desagregação da fase martensítica: um dos principais mecanismos de fractura que origina a falha dos aços DP ocorre na interface entre ambas as fases, *Ghadbeigi et al.*

[64] conclui que esta falha não ocorre devido à desagregação das fases, pois a coerência da ligação ferrite-martensite é bastante elevada, apresentando uma resistência mecânica superior à resistência da fase martensítica. Deste modo, a falha na interface das fases não se deve à desagregação das mesmas, mas sim à coalescência de vazios na fase ferrítica. Como se pode observar na Figura 40, a microfractura sucede na vizinhança da martensite, contudo a fase ferrítica permanece agregada à fase martensítica.

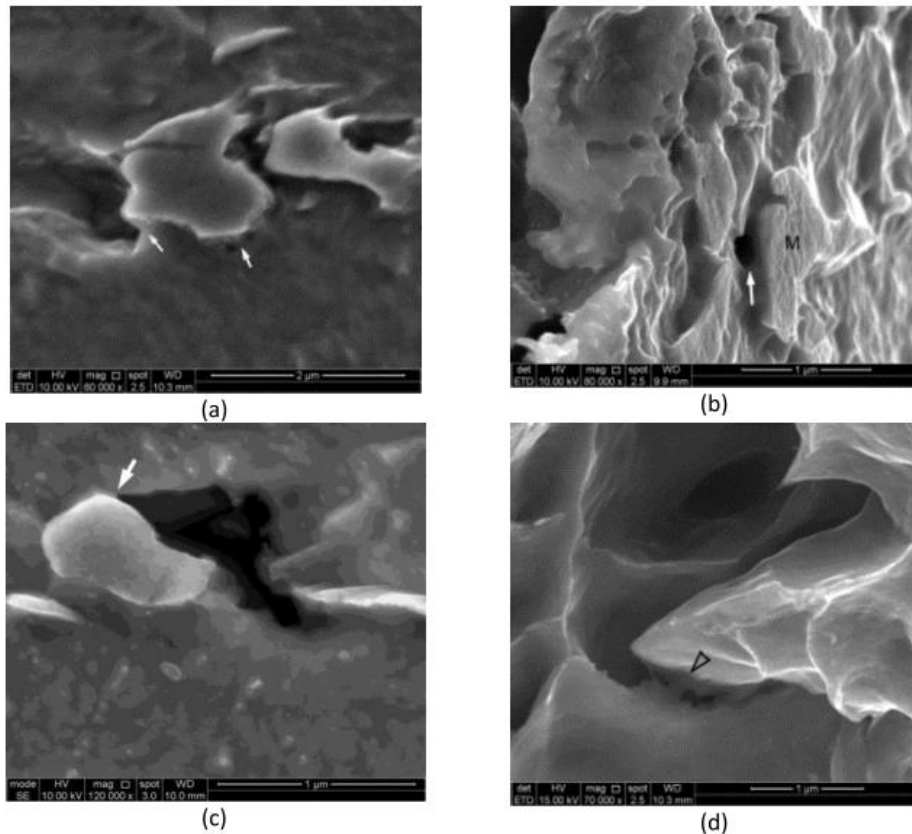


Figura 40 - Mecanismos de início de falha nas proximidades do interface ferrite-martensite
(a) Formação de vazios, (b) Expansão de vazios, (c) Desagregação de região ferrítica
(d) Fractura final, com alguma fase ferrítica ainda agregada à fase martensítica [63].

2.3.4 Composição química

A variação dos parâmetros da microestrutura dos aços *DP* como a fracção volumétrica, a morfologia e a resistência da martensite e da ferrite, são função da composição química. Através da variação química é possível diminuir a fracção volumétrica de martensite, mantendo a resistência dos aços *DP*. De um modo geral, reduzindo a diferença nos valores de resistência de cada uma das fases, o comportamento destes aços melhora quando sujeito a deformação localizada. A adição de elementos de liga pode, potencialmente, melhorar a resistência dos aços *DP*, permitindo diminuir a fracção volumétrica de martensite ou a quantidade de carbono, melhorando a ductilidade dos mesmos. Nos pontos seguintes, serão descritos os principais efeitos que cada um dos elementos poderá originar nos aços *DP*, tendo em conta que apenas será

possível atingir esses efeitos em conjugação com ciclos de tratamento térmico adequado [52].

2.3.4.1 Carbono (C)

O carbono contribui para a formação de uma determinada fracção volumétrica de martensite, sendo esta uma das principais características deste elemento. A maioria dos estudos realizados em aços *DP* encontra uma relação directamente proporcional entre a resistência do aço, a fracção volumétrica de martensite e a percentagem de carbono [65].

2.3.4.2 Manganês (Mn)

O manganês actua nos aços ao carbono como elemento potenciador de dureza, pois reage com os átomos de carbono formando carbonetos. Tem uma importância significativa nas propriedades mecânicas do aço, quer pela solução do Mn na fase ferrítica, quer pela formação de carbonetos de Mn, sendo também um excelente estabilizador da austenite. A adição de Mn baixa o nível de carbono e, além disso, origina uma estrutura geralmente mais fina, conforme se pode constatar em experiências de *Raabe et al.* [65].

2.3.4.3 Nióbio (Nb)

A adição de microligantes como o nióbio e/ou o titânio origina o refinamento da microestrutura, aumentando também a resistência mecânica. No exemplo da Figura 41, observa-se uma imagem *SEM* de uma microestrutura de um aço *DP*, refinada com adição de 0,03% de Nb, apresentando uma matriz de fase martensítica mais dispersa e uniforme. Estudos realizados por *Niakan et al.* relacionam a quantidade de nióbio com a percentagem do factor de redução da laminagem, concluindo que um aumento da quantidade de nióbio resulta num aumento da resistência mecânica e do alongamento, devido ao refinamento de grão de fase ferrítica [66], [67].

2.3.4.4 Boro (B)

O boro não afecta a resistência mecânica da ferrite nem da martensite. A sua influência nos aços *DP* está quase exclusivamente ligada ao aumento de dureza relacionada com a transformação da austenite em martensite. A maior percentagem de B presente nos aços *DP* associada à baixa taxa de arrefecimento, resulta numa diminuição da fase volumétrica de martensite e, conseqüentemente, em valores mais baixos de resistência mecânica e alongamento superior [68]. Os aços *DP* microligados com boro e titânio apresentam menor resistência mecânica do que os aços microligados unicamente com boro [68].

2.3.4.5 Silício (Si)

A adição de silício origina um aumento significativo da resistência elástica e mecânica dos aços *DP*. O Si actua na redução do carbono na fase ferrítica, conduzindo a uma maior ductilidade da mesma e, por sua vez, do aço. A adição de silício na fase ferrítica induz um aumento do factor de encruamento, assim como do alongamento uniforme [69],[68].

2.3.4.6 Fósforo (P)

O fósforo origina o aumento de dureza e da resistência do aço, aumento este que é proporcional à quantidade de ferrite existente, logo a adição de fósforo origina um aumento de resistência dos aços *DP* com menor fracção volumétrica de martensite. Os aços *DP* comerciais apresentam pequenas percentagens de fósforo dado o impacto negativo na qualidade da soldadura [29],[68]. *Davies et al.* [68] estudaram a influência da adição de Si e P em diferentes percentagens, resultando em diferentes combinações de resistência mecânica e alongamento. De um modo geral, o aumento das percentagens de Si e P resultam num aumento da resistência mecânica e na diminuição do alongamento uniforme, no entanto, a combinação correcta destes dois microligantes origina aços *DP* com alongamentos semelhantes aos aços *HSLA*, para o mesmo campo de valores de resistência mecânica [68].

2.3.4.7 Alumínio (Al)

O alumínio torna a estrutura da ferrite mais refinada, originando também grãos de martensite de menor tamanho, distribuídos descontinuamente na matriz de ferrite. A sua adição não implica um aumento da resistência mecânica, contudo o alongamento total é maior, comparativamente a aços com menor conteúdo de Al. O alumínio está também associado a uma maior possibilidade de estabilização de temperaturas de processamento [68].

2.3.4.8 Molibdénio (Mo)

O molibdénio aumenta a resistência dos aços *DP* devido ao ganho de dureza na transformação de austenite em martensite, permitindo que esta se forme a taxas de arrefecimento mais baixas e aumentando a sua percentagem volumétrica. O Mo permite o balanceamento entre um valor elevado de resistência mecânica e alongamento total [29].

Elementos como o crómio e o vanádio originam efeitos que não estão completamente averiguados. O seu efeito nas características mecânicas dos aços *DP* é ambíguo, como se verifica em vários estudos realizados [29].

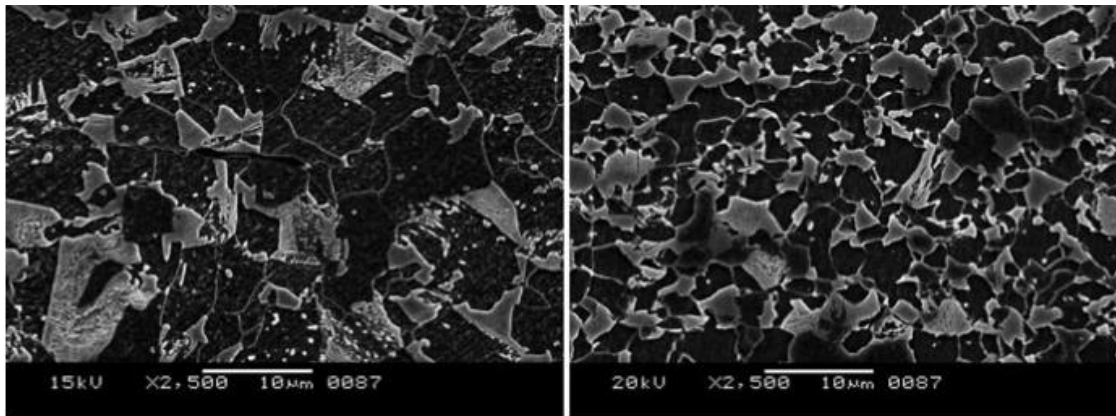


Figura 41 - Microestrutura de um aço DP [0.085C-2.0Mn-0,5Cr]. a) Sem Nb; b) com 0,03% de Nb. [29]

2.4 Simulação numérica

A simulação numérica de processos de conformação plástica é, actualmente, um processo de análise amplamente aplicado, quer em termos industriais, quer académicos. As primeiras abordagens à simulação numérica dos processos de conformação plástica reportam à década de 1930 em trabalhos de *Sachs et al.*, na década de 1960 foi usado o método das diferenças finitas por *Woo et al.* [70][71]. No entanto, o verdadeiro ponto de viragem para a aproximação numérica dos processos de estampagem actuais deu-se com os estudos realizados por *Gotoh et al.* [72] e *Budiansky* [73] sendo este último autor de uma previsão do que seria a simulação numérica de hoje em dia:

“I imagined a black box – a black computation box that was incredibly powerful and into which we could feel a mathematical description of what the stylists envisioned for a certain sheet metal shape. Then push a button and the computer spits out the die shape, the blank configuration needed, the draw beads and their orientation and configuration. If it is not possible, it tell us that too!”[74].

Após diversos desenvolvimentos pela comunidade científica do método de cálculo, da modelação matemática dos mecanismos de contacto e do comportamento dos materiais, os programas de simulação numérica passaram a ser vulgarmente utilizados em meio industrial. Em Portugal, até meados da década de 1990 e início dos anos 2000, o projecto de ferramentas de estampagem foi sobretudo baseado no saber empírico dos profissionais da área, alicerçado em vários anos de experiência. O conceito óptimo de uma ferramenta de maior complexidade implicava um processo demasiado caro de tentativa e erro, até serem obtidos os resultados desejados. Actualmente, nas mais diversas fases de desenvolvimento, os processos de simulação numérica são amplamente aplicados, desde a fase de desenho da peça, até ao projecto final da ferramenta.

O principal objectivo dos métodos de simulação numérica aplicados à estampagem é prever a factibilidade de produção e detectar eventuais necessidades de correcção, ou ajuste, ao projecto da ferramenta em desenvolvimento. Existem diversos programas comerciais de simulação numérica que calculam com grande precisão a possível rotura dos materiais, a variação de espessura ou as forças necessárias ao processo. Apesar do objectivo comum dos programas de simulação numérica, dedicados à indústria de estampagem, o modo como o atingem poderá variar em vários aspectos. Primeiro, a interface com o utilizador e o modo de parametrização do sistema; depois, as diferentes abordagens em termos de cálculo através do MEF- Método dos Elementos Finitos e, conseqüente, qualidade dos resultados. Existem dois métodos principais: o método inverso e o método incremental. Consoante a estratégia para integração no tempo, o método incremental pode-se denominar como: implícito estático (IE), explícito dinâmico (ED) ou explícito estático (EE) [75] ,[71]. Nos próximos parágrafos serão resumidas as principais características de cada um.

2.4.1 Método incremental

O método incremental de simulação numérica efectua o cálculo através de passos ou incrementos ao longo do tempo. De modo a modelar convenientemente o processo, a análise incremental requer uma série de dados de entrada, sendo, neste caso, necessárias as ferramentas em modelação CAD, as propriedades do material, as curvas tensão-extensão, as curvas limite de embutidura, os movimentos das ferramentas e parâmetros de contacto. Em cada um dos passos de processamento, é calculada: a posição, velocidade, aceleração e forças nos diversos nós da malha, definida inicialmente a partir da planificação ou *blank*. Neste tipo de método, é possível avaliar todas as variáveis do processo nos passos intermédios da simulação. Como referido anteriormente, existem três modos de simulação incremental: IE, ED e EE. Nas secções seguintes descrever-se-ão resumidamente as variantes de cada um deles [74].

2.4.1.1 Método implícito estático

O método implícito estático foi o primeiro método a ser usado na simulação numérica de processos de estampagem. Neste método as forças dinâmicas são desprezadas, o problema é assumido como quase-estático, e as condições de carga e deslocações são divididas em incrementos. Para cada um destes incrementos, é resolvido um conjunto de equações não lineares de equilíbrio estático, através de métodos numéricos, como o método iterativo de Newton. Para cada iteração este método apresenta uma solução com controlo de convergência, contudo o cálculo em cada iteração é extenso, sendo os recursos de memória elevados. Além disso, devido à constante alteração dos parâmetros de contacto e a instabilidades numéricas motivadas pelo surgimento de rugas ou estrição, este método apresenta facilmente problemas por falta de convergência do processo iterativo [71], [76].

2.4.1.2 Método explícito (dinâmico/estático)

Ao contrário da formulação aplicada no método implícito, o método dinâmico explícito efectua o cálculo através de equações dinâmicas de equilíbrio baseadas em intervalos de tempo. No sentido de satisfazer a condição de equilíbrio do método, os intervalos de tempo aplicados são da ordem de 10^{-6} segundos. Este método apresenta algumas desvantagens: a simulação decorre sob acelerações elevadas das ferramentas envolvidas no processo, o que poderá impedir a obtenção de resultados satisfatórios em materiais sensíveis a elevadas taxas de deformação; apresenta limitações ao nível da distribuição das deformações e tensões na solução final [71]. Devido à dificuldade em atingir o equilíbrio estático, o método explícito apresenta resultados pouco precisos na simulação do retorno elástico (*springback*) [75], pelo que estes tipos de simulação são habitualmente realizadas recorrendo a algoritmos implícitos [74],[76]. A formulação explícita estática apresenta um bom compromisso entre a robustez e a precisão da distribuição das deformações [71].

2.4.2 Método inverso – *One step*

O método inverso ou *one step* é um dos métodos primários usados por diversos programas de elementos finitos e existem opções de programas comerciais que recorrem apenas a este método de cálculo. A sua principal característica é a rapidez de computação e a apresentação quase imediata de resultados. Este tipo de simulação numérica não necessita da definição de um método ou modelação CAD das ferramentas de conformar, sendo por isso um método muito usado para uma avaliação rápida da peça a conformar. Neste tipo de método, é apenas considerado o estado inicial da peça (planificação) e o seu estado final (geometria da peça), não sendo considerados os estados intermédios, motivo pelo qual é denominado *one step*, isto é, de um só passo. Os dados iniciais são conhecidos: a espessura da peça, o estado de tensão e deformação iniciais e a geometria final; as incógnitas são a espessura e o estado de tensão e deformação da peça final. Através destes dados, pode ser formulado em termos matemáticos um problema não estático, não linear. Este tipo de simulação pode fornecer dados de grande importância para a análise da fiabilidade da peça nas etapas iniciais de desenvolvimento do produto e na orçamentação. É possível, por exemplo, estimar o material necessário para produzir a peça e uma aproximação da *conformabilidade*. No entanto, estes resultados permitem apenas uma análise instantânea, pois existem inúmeras simplificações [74]. Neste método, o problema é considerado linear, despreza as variáveis de contacto e os estados de tensão e deformação intermédios, originando rapidez no cálculo, mas baixa precisão dos resultados.

2.4.3 Programas de simulação numérica

Existem diversos programas capazes de simular processos de conformação plástica, conforme se mostra na Tabela 5 alguns exemplos, os quais são amplamente usados na indústria como, por exemplo, o *FastForm*[®], *DynaForm*[®], *AutoForm*[®], *Pam-Stamp 2G*[®] entre outros, cada um apresentando diferentes métodos de formulação do cálculo e interface com o utilizador. Apesar de estes serem, a nível industrial, os mais conhecidos, tal não significa, que sejam os mais eficazes ou precisos na previsão dos resultados, sendo difícil estabelecer uma comparação genérica, dada a inúmera variedade de casos, variáveis e singularidades dos mesmos. Esta complexidade e o desafio científico-tecnológico do tema propiciaram o surgimento de diversos grupos internacionais de investigação como, por exemplo, o *IDDRG – International Deep Drawing Reserach Group* e o *NAFEMS – International Association for the Engineering Modelling*, que têm contribuído para o desenvolvimento científico da simulação numérica através do MEF nos processos de conformação plástica. A realização de estudos de *benchmark* de simulação permite aferir as diversas variantes associadas ao tema de simulação de processos de conformação. Nestes estudos, são simuladas diferentes geometrias através de diferentes métodos, programas, códigos, modelos de materiais e de contacto [71].

Tabela 5 - Resumo dos principais programas de simulação da embutidura agrupados pela sua formulação e tipo de MEF; Adaptado de [71],[74].

Programa	Empresa, Origem	Formulação	Tipo MEF
ABAQUS - Standard	3DS, França	IE	Geral
MARC	MSC, EUA	IE	Geral
NIKE3D	LSTC, EUA	IE	Geral
DD3IMP	Portugal	IE	Específico
AUTOFORM	Autoform, Suíça	IE*	Específico
ABAQUS- Explicit	3DS, França	ED	Específico
DYNA3D	LSTC, EUA	ED	Específico
PAM-STAMP	ESI, França	ED	Específico
OPTRIS	DS, França	ED	Específico
ITAS3D	Japão	EE	Específico
EPEX3D	França	EE	Específico
AUTOFORM (1step)	Autoform, Suíça	Método Inverso	Específico
FASTFORM	FTI, EUA	Método Inverso	Específico
FASTBLANK	FTI, EUA	Método Inverso	Específico

IE* - Método implícito estático especial – Os comportamentos do tipo membrana são decompostos, acelerando o tempo para obtenção da solução final.

Apesar de não terem sido desenvolvidos exclusivamente para este fim, existem também programas comerciais mais abrangentes como, por exemplo, o *Abaqus*[®], capazes de

simular vários tipos de processos tecnológicos, incluindo os de conformação plástica. Além dos programas comerciais, importa referir os programas de simulação académicos como, por exemplo, o programa *DD3IMP* [77] que usa um método implícito de simulação, ou o *ITAS3D* [75]. Não estando disponível comercialmente, este tipo de programa desempenha um papel fundamental no desenvolvimento científico do tema, que por sua vez induz a melhoria dos programas comerciais referidos anteriormente.

2.4.4 Simulação numérica vs realidade

Os programas de simulação numérica tornaram possível reduzir significativamente o tempo necessário para o desenho da peça, tanto na fase de desenvolvimento como na fase de industrialização. O projecto de ferramentas de estampagem apoiado na simulação numérica permite uma redução significativa de custos, tanto pela diminuição dos ensaios tentativa-erro, como do tempo total de execução do projecto, desde a fase de concepção até à manufactura [74]. Contudo, a não linearidade do processo, relacionada sobretudo com o comportamento cinemático, comportamento do material e características variáveis das fronteiras, origina diferenças quando comparamos a solução obtida com a realidade física [75]. Neste contexto, reconhece-se diversos factores incorrectamente descritos ou até omissos. A Tabela 6 apresenta uma descrição de cada uma das variáveis para o modelo virtual e para o real.

Tabela 6 - Principais factores influenciadores do processo de simulação numérica; adaptado de [74],[71].

Factor	Realidade	Simulação
Taxa de produção	Variável	Omisso
Máquina	Elástico	Omisso
Ferramenta	Elástico	Rígido
Características da direcção de embutidura	Variável	Constante
Coeficiente de atrito	Variável	Constante
Temperatura	Variável	Omisso
Topologia das superfícies	Variável	Omisso
Material	Complexo	Simples
Características do material	Variável	Semi-constante
Acabamento de aresta	Variável	Omisso/Simples

Nos programas comerciais de simulação, não são especificadas características tribológicas das diversas superfícies envolvidas no processo, a temperatura não é especificada em detalhe e as próprias ferramentas são consideradas rígidas. Diversas variáveis são simplificadas, originando um factor de erro que poderá ter maior ou menor influência na precisão dos resultados finais. Os modelos que caracterizam os materiais são um dos factores de maior influência na simulação numérica, como se refere seguidamente:

- O módulo de elasticidade E varia durante a deformação. A influência da variação de E na fase plástica foi determinada experimentalmente apenas para alguns materiais e continua em fase de estudo a verdadeira influência de E , principalmente na simulação do retorno elástico.
- A anisotropia também varia na fase de alongamento plástico e, apesar do efeito do alongamento plástico na variação da distribuição anisotrópica ser significativo, actualmente é usado apenas um valor médio nos programas comerciais de simulação.
- O atrito é outro importante parâmetro do processo, sendo assumido como constante e modelado por um coeficiente de atrito, μ . Sabe-se que o coeficiente de atrito é variável, dependendo do diferente acabamento das superfícies, assim como da pressão de contacto entre a superfície do material, e as ferramentas simplificadas como rígidas.

Tendo como objectivo aferir a influência das ferramentas como elementos rígidos, *Neto et al.* [78] comparou a simulação de um embutido cilíndrico, realizado com ferramentas rígidas e flexíveis, chegando à conclusão da sua forte influência no resultado final, assim como dos elevados tempos de computação necessários para considerar esta variável na simulação. Resumindo, para aumentar a precisão dos resultados de uma simulação numérica, será necessário ir mais além nas definições do material, assim como nas condições tribológicas do processo. Contudo, a interpretação dos resultados de uma simulação numérica da estampagem terá de ser enquadrada nas limitações do próprio método e pelo rigor na modelação das variáveis do processo.

2.4.5 Simulação numérica de aços AHSS

A simulação de processos de deformação plástica de materiais AHSS requer vários cuidados adicionais relativamente à simulação de materiais macios. Além dos diversos factores que condicionam a aproximação da solução à realidade, existem outros factores específicos para estes materiais. Os modelos dos materiais usados nos programas de simulação não permitem descrever o comportamento destes materiais, principalmente devido à heterogeneidade da microestrutura e a especificidades como a presença de várias fases, que sofrem transformações ao longo do processo, como por exemplo a transformação austenítica \rightarrow martensítica nos aços *TRIP*, ou até mesmo a transformação da austenite retida na estrutura dos aços *DP*, durante a deformação plástica [79].

As condições tecnológicas e tribológicas na conformação destes materiais são também muito diferentes das dos aços convencionais: as forças envolvidas no processo são mais elevadas, aumentado o esforço a que as ferramentas (elásticas ou flexíveis) são submetidas; a pressão de contacto é mais elevada, logo o gradiente de temperatura é também mais elevado, adicionando variáveis omissas à generalidade dos modelos de simulação numérica usados nos programas comerciais [80].

Os aços *AHSS* apresentam características microestruturais significativamente diferentes das dos aços convencionais. Da aplicação dos mesmos métodos e algoritmos usados na simulação de aços convencionais poder-se-ão obter resultados imprecisos, principalmente no que diz respeito a factores de *conformabilidade* característicos destes aços, tais como o *edge cracking* (fractura a partir da aresta), *shear fracture* (quinagem com alongamento da aresta) ou *springback* (retorno elástico). Devido à elevada resistência e estrutura multi-fase dos aços *AHSS*, os limites para a fractura a partir da aresta são significativamente mais baixos que os dos aços convencionais. Estes limites não podem ser previstos através da curva limite de embutidura convencional, pois as condições de acabamento da aresta não fazem parte da determinação destes limites. Na Figura 42, podem-se observar dois casos de simulação de um estudo da *Auto Steel Partnership* [81], onde a simulação convencional através de um programa comercial não foi capaz de prever a ocorrência de fissuras. Analisando o resultado destas simulações, não se prevê rotura pois todos os pontos de análise estão abaixo da curva limite de embutidura, no entanto, na prática, as duas peças apresentam uma fractura de elevada dimensão.

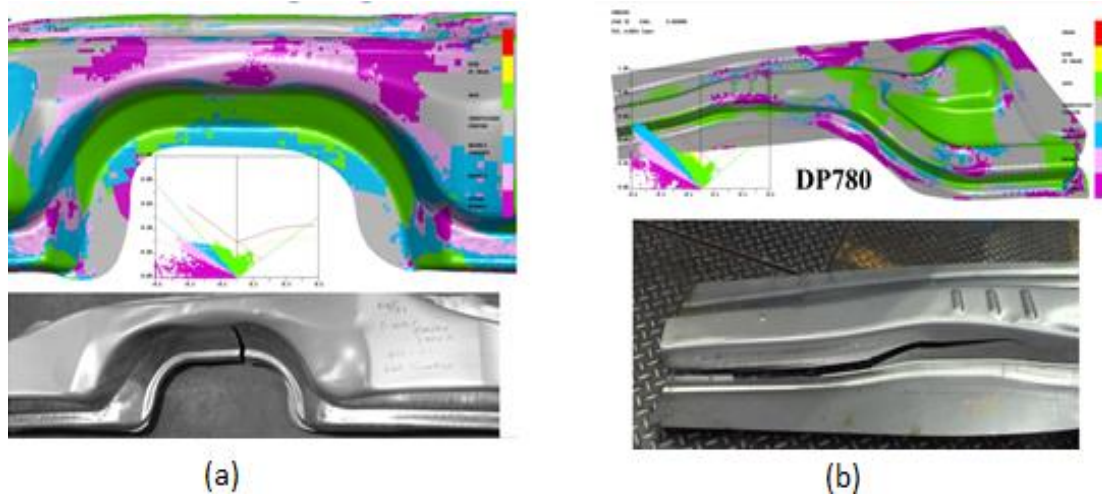


Figura 42 - Exemplo de fracturas não previstas por programas de simulação numérica. (a) *Edge crack*;
(b) *Shear crack*

DESENVOLVIMENTO

3.1 Caso de estudo 1

3.2 Caso de estudo 2

3 DESENVOLVIMENTO

3.1 Caso de Estudo – Aço de fase dual – DP600 – Plataforma automóvel

A associação da complexidade do aço de fase dual a um conjunto de geometrias complexas torna o processo de conformação plástica extremamente desafiante do ponto de vista técnico. A abordagem convencional de um processo de conformação deste tipo de materiais pode resultar em erros dispendiosos, tanto em termos de recursos técnicos aplicados, como de ineficiências do processo produtivo. Uma das principais causas de ineficiência dos processos de conformação plástica industriais, são os defeitos relacionados com rotura de materiais na sequência de operações de conformação. Este tipo de defeitos gera elevados custos durante o fabrico (peças fora de especificação), elevados custos de manutenção de ferramentas e consequente perda de cadência de produção/produktividade.

O processo apresentado neste capítulo, é um caso de estudo de uma peça estrutural *BIW* de um veículo automóvel cuja produção média anual é de 170.000 unidades por ano. Esta peça é fabricada em aço DP600, através de um processo de conformação plástica. A sua produção origina custos elevados devido ao surgimento de peças com rotura a partir da aresta. Este defeito será analisado de um modo abrangente, à luz do estado da arte, partindo da caracterização do defeito, procedendo à análise do processo e, por último, à análise do material.

3.1.1 Descrição da peça

A peça apresentada neste estudo tem funções de absorção do impacto lateral, localizando-se na parte inferior traseira do automóvel. Trata-se de um reforço soldado no interior de uma outra peça que juntamente com o pára-choques traseiro, constitui o subconjunto (Figura 43) de absorção de impacto lateral e traseiro do automóvel.

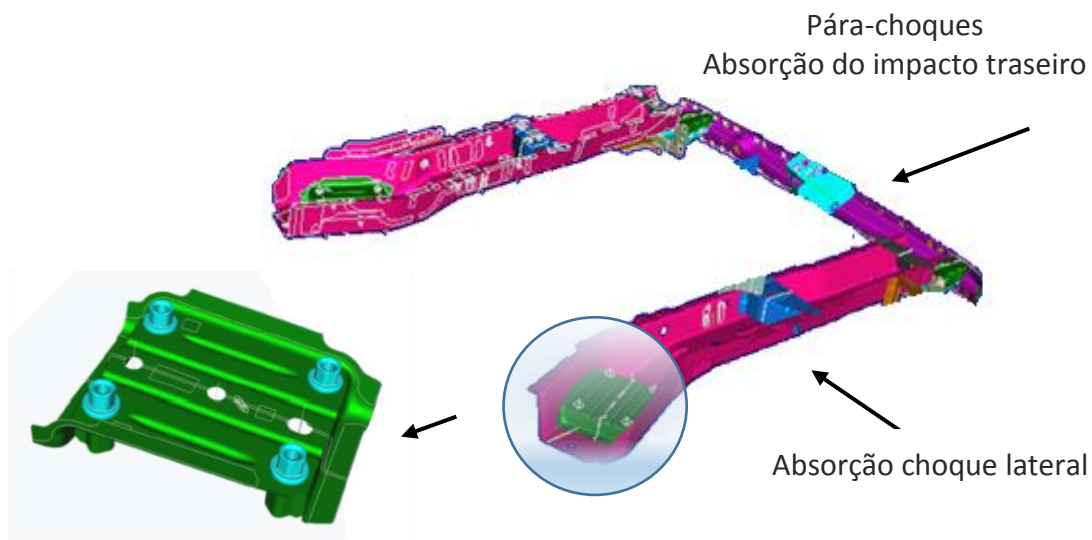


Figura 43 - Sub-conjunto de absorção do choque traseiro

A peça foi projectada de modo a ser produzida em material DP600, através de um processo de conformação plástica a frio, tendo uma espessura nominal de 2,2 mm e obedecendo a uma norma específica WSS M1 A368A. Considerações gerais da especificação de peça:

- Toleranciamento geral de forma $\pm 2,0$ mm, superfícies de soldadura $\pm 0,5$ mm;
- Toleranciamento geral de contorno ± 1 mm;
- Redução máxima de espessura: 20%;
- Material: WSS M1 A368A.

3.1.2 Caracterização do problema

No processo produtivo do produto em questão existem diversas ocorrências de peças com fractura, originando elevados custos de produção e lotes de produção com rejeições desde 10% das peças produzidas até, em casos mais complexos, de aproximadamente 90% da totalidade produzida. No âmbito deste estudo, não se inclui a quantificação da perda financeira causada por este defeito, mas uma análise simples que permite aferir a ordem de grandeza do custo. Agregando o histórico relacionado com paragens de produção, peças rejeitadas, custos de manutenção e rejeição de matéria-prima, estima-se um custo anual médio na ordem dos 100.000 €. Na origem destas fracturas poderão estar causas relacionadas com os equipamentos ou com o material, sendo a sua distinção difícil, pois ambos fazem parte do processo como um todo. Neste caso, tratando-se de uma peça em aço de fase dual, esta distinção torna-se ainda mais complexa. A peça apresenta fracturas de elevada dimensão, como o demonstrado na Figura 44. Esta fractura surge aleatoriamente nos três cantos da peça, tratando-se de um modo de fractura dúctil com pouco adelgaçamento do material (Figura 45). A fractura forma-se a partir da periferia, denotando-se como mecanismo de início de fractura o elevado estado de tensão periférica, associado ao estado de acabamento da aresta, decorrente do processo de corte em prensa (punção / matriz de corte).

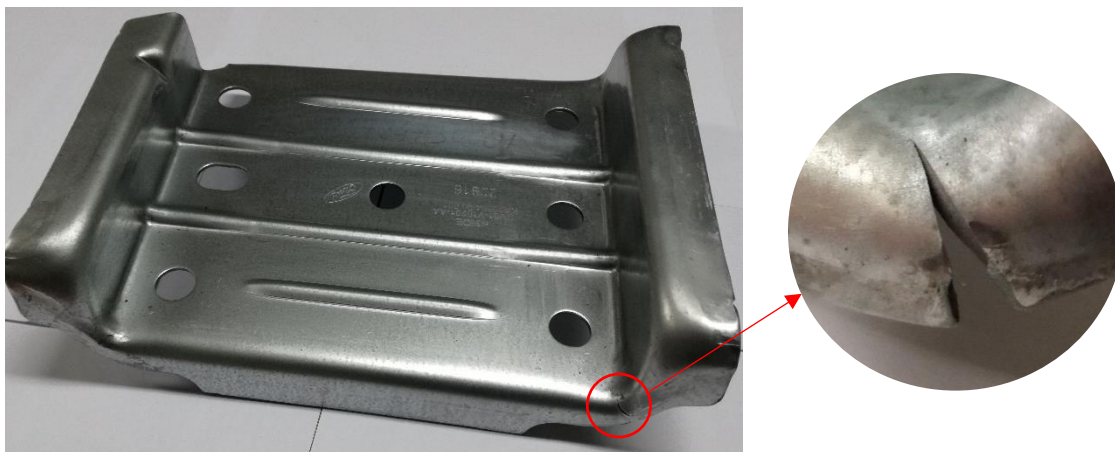


Figura 44 - Fractura a partir da aresta da peça em estudo

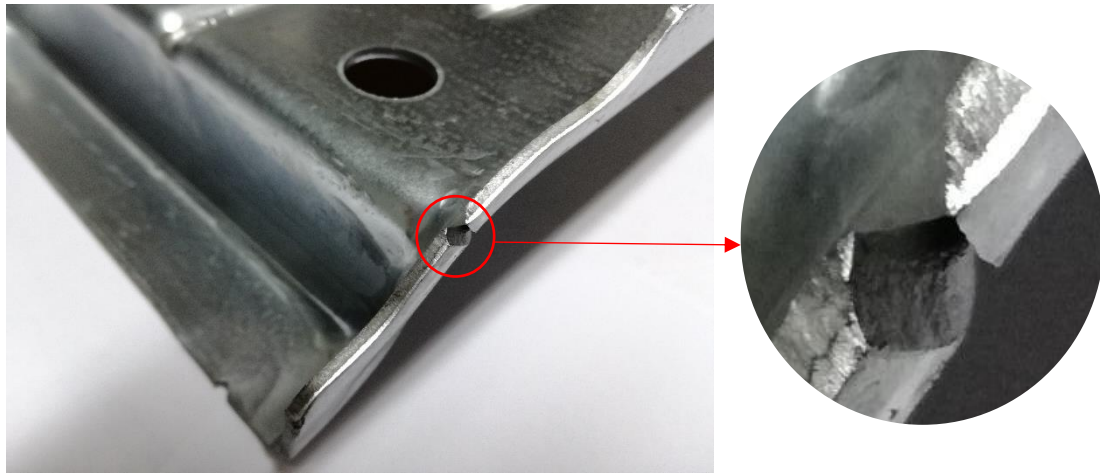


Figura 45 - Fractura com redução baixa de espessura local da peça em estudo

3.1.3 Abordagem do problema – *Troubleshooting*

Tendo em conta o tipo de fractura e a forma aleatória como ocorre, todo o processo deverá ser verificado, desde o método implementado até ao material utilizado. Inicialmente, foi realizado um estudo em termos de simulação numérica do processo implementado e, posteriormente, uma caracterização do tipo de material a ser conformado.

3.1.3.1 Descrição do processo de conformação

O processo de conformação está implementado numa ferramenta combinada de corte progressivo (OP00) com operações *transfer* (OP10-OP60), como ilustrado na Figura 46. A ferramenta produz uma peça esquerda e uma peça direita, sendo os primeiros quatro passos de corte progressivo para definição do formato (ou esboço). O primeiro passo da ferramenta *transfer* (OP10) é uma operação de estampagem de nervuras centrais; o segundo passo (OP20) é uma operação de pré-conformação (a primeira de três até obter a forma final); o terceiro (OP30) é uma operação de pré-conformação; o quarto (OP40) é a conformação final; o quinto (OP50) é uma calibração; e o último (OP60) é uma operação de furação. Este trabalho focar-se-á nas operações de conformação (OP10-OP40) e na análise do estado de tensão de cada uma das operações referidas.

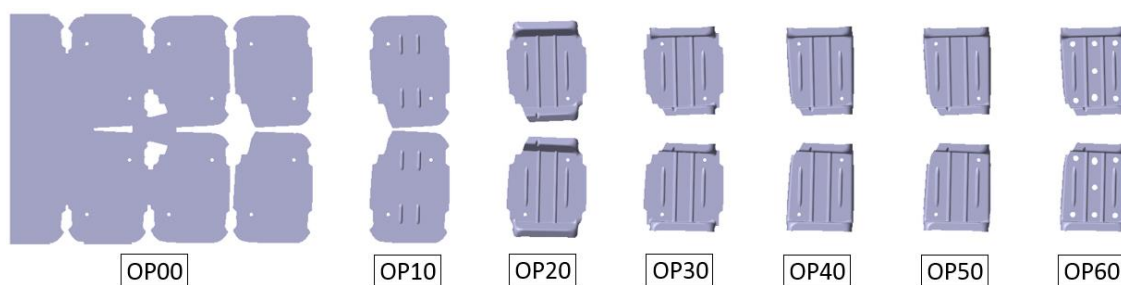


Figura 46 - Processo de conformação

A produção desta peça realiza-se numa servoprensa da marca *Schuler* (1100 T), a uma velocidade de 19 golpes por minuto. As condições ideais de funcionamento, em termos de velocidade, lubrificação e manutenção da ferramenta, haviam sido garantidas de acordo com as informações seguintes:

Tabela 7 - Condições da ferramenta

Material dos punções/ matrizes	1.2379
Estado de acabamento	Polido (Rugosidade Ra=0.4 µm)
Revestimento	TiN
Pressão nas almofadas	5 T

Tabela 8 - Condições da prensa

Força	780 T
Velocidade	19 (golpes/min.)
Passo	250
Lubrificação	Aprox. 2 g/cm ²

3.1.3.2 Método de aproximação à resolução

Tendo em conta a conformidade dos diversos parâmetros do processo com a definição inicial de industrialização e a conformidade do material (de acordo com os certificados emitidos pelo fornecedor), a causa mais provável da falha poderá estar relacionada com o processo de conformação, ou seja, a definição de projecto das diversas operações de corte e conformação. Aplicando a Tabela 1, identifica-se como incógnita a variável associada ao método ou processo. Deste modo, a primeira análise será identificar o estado de tensão e deformação do método implementado, identificando potenciais riscos de falha (Tabela 9).

Tabela 9 - Avaliação das variáveis do processo.

Material	Aço	Convencional (Ex.:DC01, DC02...)	NA	Não aplicável	
		Especiais (Ex.: HSLA, ...)	NA	Não aplicável	
		Avançados (DP, CP, TRIP, ...)	OK	Certificado Fornecedor	
	Outras Ligas	Alumínio	NA	Não aplicável	
		Cobre	NA	Não aplicável	
		Latão	NA	Não aplicável	
Equipamentos	Prensa	Velocidade / cadência	OK	19 golpes por minuto	
		Força, Energia	OK	800 T	
		Rigidez, Precisão, Flexibilidade	OK	OK	
	Ferramenta	Método, Projecto	?	A avaliar	
		Tribologia	OK	Lubrificação e Superfícies	
		Materiais, Tratamentos, Revestimento	OK	1.2379;T/R; TiN	
		Temperatura	OK	OK	
	Produto	Geometria	Precisão / Tolerâncias	OK	Factíveis
			Acabamento superfície (Aspecto)	OK	Sem defeitos
Função		Estrutural	OK	OK	
		Segurança	NA	Não aplicável	
		Funcional / Aspecto	NA	Não aplicável	

3.1.4 Análise prática da conformação

3.1.4.1 Simulação numérica

Para avaliar o estado de tensão e deformação do processo implementado, foi realizada uma simulação numérica do processo através do programa comercial de simulação numérica *AutoForm*®. O defeito em análise ocorre nos cantos da peça, que são simétricos entre si; os resultados apresentados referem-se apenas a um deles, no entanto, as simulações realizadas abrangeram toda a peça/processo. As principais características do material poderão ser vistas na Tabela 10, na Figura 47 e Figura 48.

Tabela 10 - Propriedades do material (simulação)

HTC 600 X (EN10336:2007)
Designação corrente – <i>Dual Phase</i>
$E = 200000 \text{ MPa}$
$\nu = 0,3$
$\sigma_0 = 377.1 \text{ MPa}$
$R_m = 620,3 \text{ MPa}$
$n = 0.191$

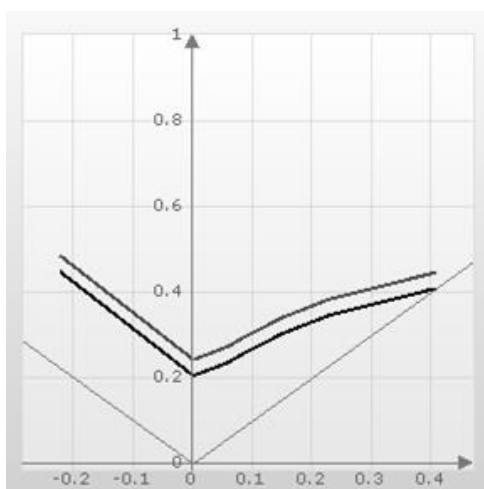


Figura 47 - Curva limite de embutidura (FLD) do material simulado

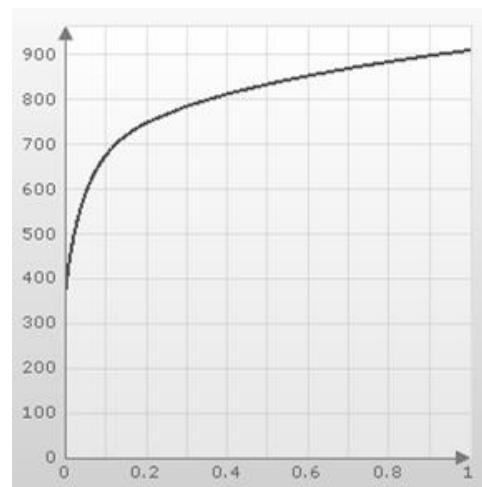


Figura 48 - Curva Tensão real – Extensão real do material simulado

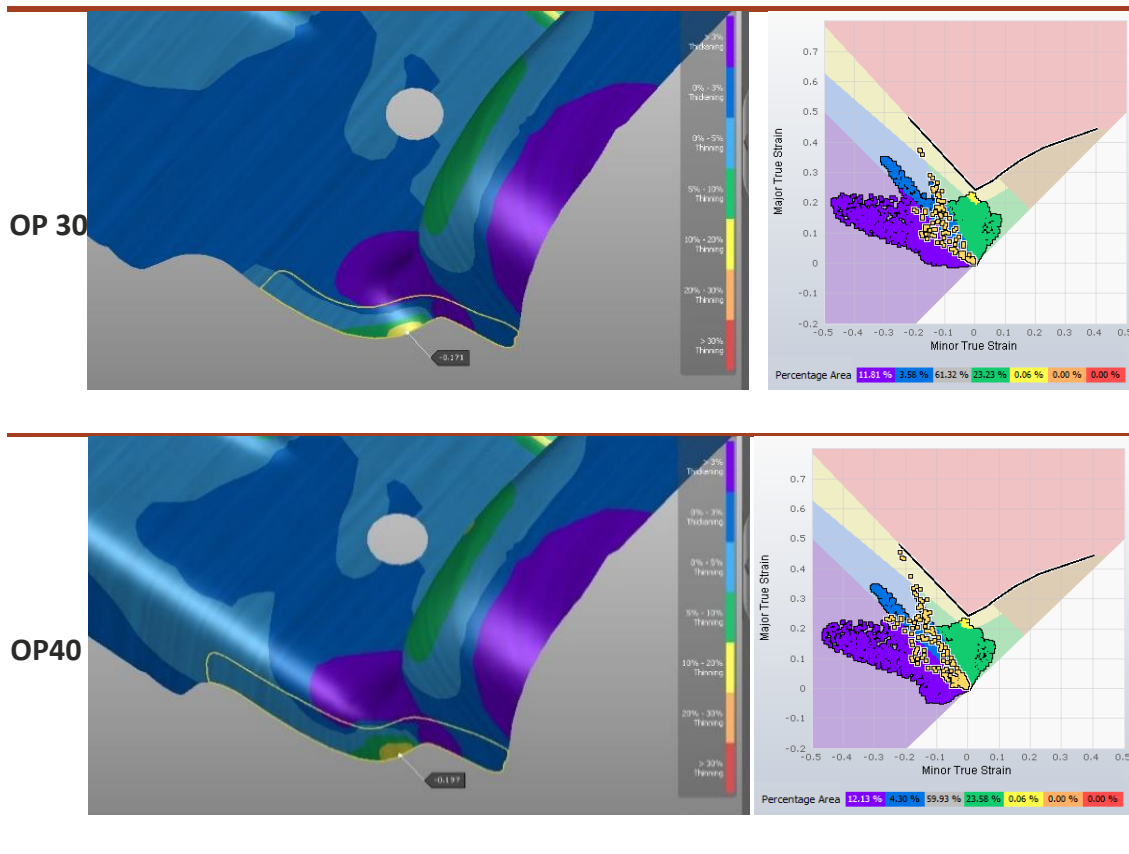
Como referido, a ferramenta é constituída por uma secção de corte progressivo, obtendo-se um formato, seguido de quatro operações de conformação e, por último, uma operação de furação. As ferramentas foram previamente modeladas em programa de *CAD 3D*, tendo sido importadas para o programa em formato *. *Step*. Podem ser consultadas imagens da modelação das ferramentas referentes a cada passo do processo/simulação no Anexo 1. Por uma questão de simplificação, o processo simulado teve apenas em conta as operações OP10, 20, 30 e 40 como descrito na Tabela 11.

Tabela 11 - Descrição do processo original – Resultado FLD da simulação

OP	Vista total da peça	Detalhe do canto com fissura	Simulação FLD
00			
10			
20			
30			
40			

A análise dos resultados da primeira simulação permite verificar a existência de diversos pontos muito próximos da zona limite de embutadura, representando zonas das peças submetidas a um estado de tensão que varia entre o estado de corte puro e o estado uniaxial de tensão. A Tabela 12 representa, no gráfico *FLD*, os pontos que correspondem à área de análise da *conformabilidade* local, onde surge a fissura, identificando a amarelo cada um dos pontos do diagrama *FLD* da mesma tabela.

Tabela 12 - *FLD* nos pontos críticos da malha (Processo Original)



Percebe-se que estes pontos se localizam muito próximo da curva *FLD*, no entanto, nenhum deles excede o limite da curva de embutadura. Deste modo, existe uma diferença entre o resultado da simulação e o resultado prático, como referido em 2.4.4. Esta situação deve-se sobretudo ao facto de os programas de simulação numérica não simularem com exactidão a influência do estado de acabamento da aresta de corte, assim como a propagação da fractura a partir de um defeito de corte (microfissura). Uma aproximação do programa de simulação a esta problemática é a adição de uma variável extra que refere o estado de acabamento da aresta (corte em prensa com ferramenta sem desgaste; corte em prensa com ferramenta desgastada *worn*; corte laser). No entanto, estas variáveis apenas deslocam a curva limite de embutadura no sentido da origem com base num coeficiente estipulado em função de valores experimentais. Na prática, quando surge um problema de fissura a partir da aresta, verificam-se de imediato duas possibilidades que poderão originar o problema: a primeira está relacionada com a folga de corte e o estado de acabamento da aresta; a segunda, com

o modo de deformação das operações de conformação. A qualidade do corte terá de ser assegurada pela manutenção da ferramenta, restando analisar possibilidades de melhorar o estado de tensão de cada uma das operações, mais especificamente nas geometrias com influência directa no resultado. Verificando as curvas limite de embutidura da Tabela 12, verifica-se uma acumulação de tensão na zona onde o defeito (fissura) se localiza, logo toda a análise e simulações a seguir demonstradas irão incidir sobre esta área e sua *conformabilidade* local.

Para iniciar um estudo iterativo do processo de conformação, baseado nos seus estados de deformação, deverá ser identificado o trajecto da deformação. Neste caso, pretende-se analisar a região junto da aresta onde surge a fissura, nas três operações que têm um efeito directo no estado de deformação (OP20; OP30; OP40). Na Figura 49, estão representados os estados de deformação dos pontos pertencentes à área em análise para cada uma das operações (*FLD* para análise da *conformabilidade* local). Na OP20 a maioria dos pontos ficam situados no estado de extensão pura, seguindo-se uma deslocação para um estado de corte puro na OP30, que se acentua na passagem para a OP40, tratando-se de uma trajectória complexa na transição da OP20 para a OP30. Contudo, nesta zona de transição os valores de deformação estão em zonas de completa segurança. A situação mais preocupante localiza-se nos pontos próximos da CLE que poderão, em associação com um defeito de aresta ou microestrutural do material, potenciar o aparecimento da fissura. A modificação do estado de deformação (valor e trajectória) será determinante para a estabilidade do processo de conformação e a eliminação do risco de rotura identificado.

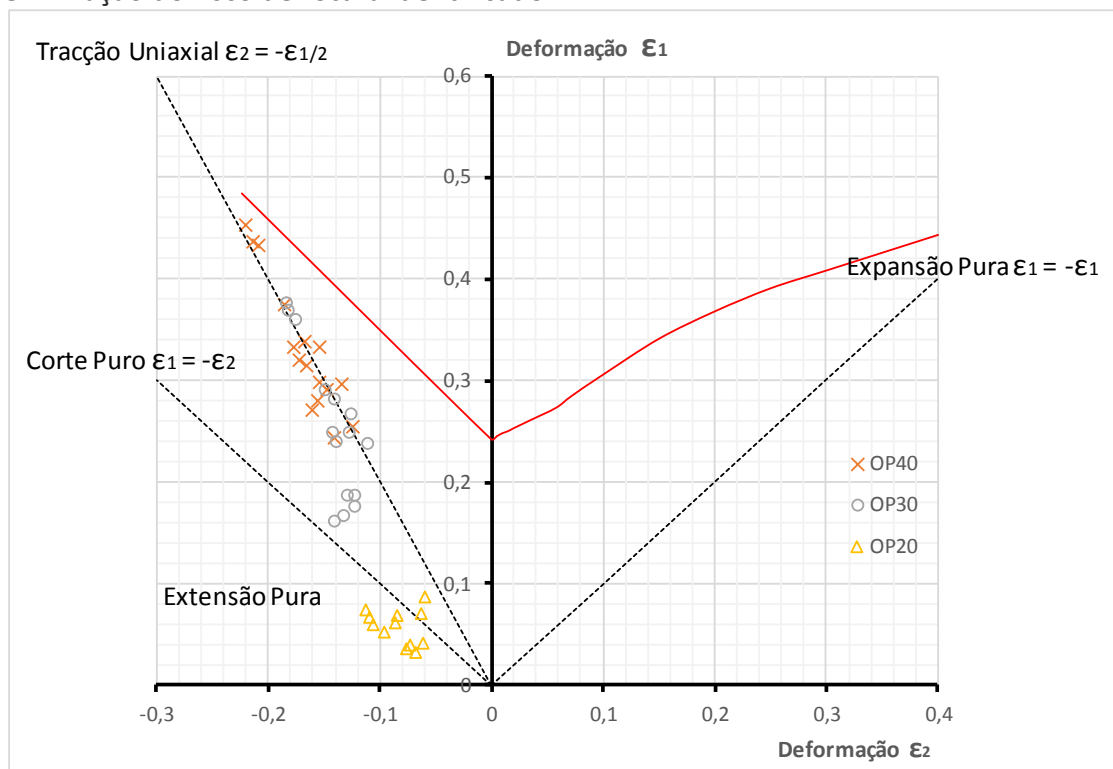


Figura 49 - FLD local dos pontos da aresta com rotura (Processo original)

3.1.4.2 *Análise de opções a implementar no processo*

A peça em estudo apresenta uma configuração complexa. Para conformar a flange lateral, terá de ser induzida uma tensão periférica elevada, existindo uma deformação em extensão/corte puro. Não sendo possível a alteração da geometria final da peça, para eliminar ou diminuir a possibilidade de ocorrência do defeito, o processo de conformação terá de ser adaptado nos seus passos intermédios e as ferramentas deverão ser modificadas, quer em termos de geometria nos passos de conformação, quer no contorno de corte. Existem inúmeras possibilidades de abordar o problema, das quais se seleccionam duas como susceptíveis de gerar resultados mais positivos. A primeira será avaliar a alteração do contorno de corte, aumentando o material na zona da fissura e adicionar uma nova operação de corte final; a segunda, estudar uma modelação alternativa do punção de pré-conformar na operação onde existe um acréscimo acentuado de pontos num estado de deformação próximo da curva limite de embutadura. Através da simulação numérica, serão analisadas as duas abordagens possíveis, recorrendo à análise *FLD* para validar iterativamente as opções

3.1.4.3 *1ª opção – Alteração intermédia do contorno*

O contorno apresentado na Figura 50 é a configuração final planificada do componente em estudo. Sendo o defeito analisado uma fissura na extremidade do contorno, uma das abordagens tradicionais será o aumento do material nesse perímetro, para posterior operação de corte (OP60), após a conformação (remoção do material em estricção). Esta opção será estudada através de simulação numérica.

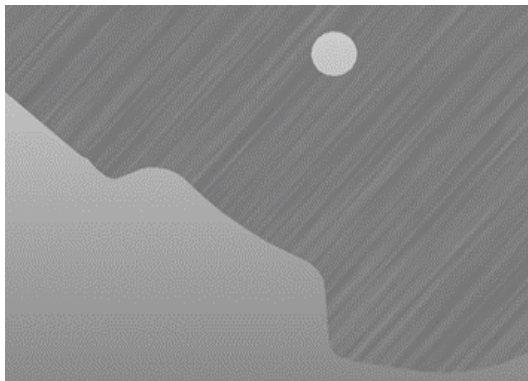


Figura 50 - Contorno original

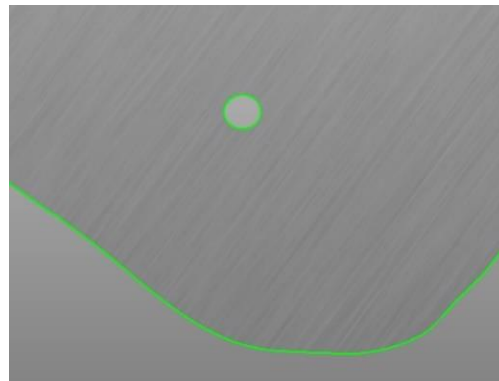
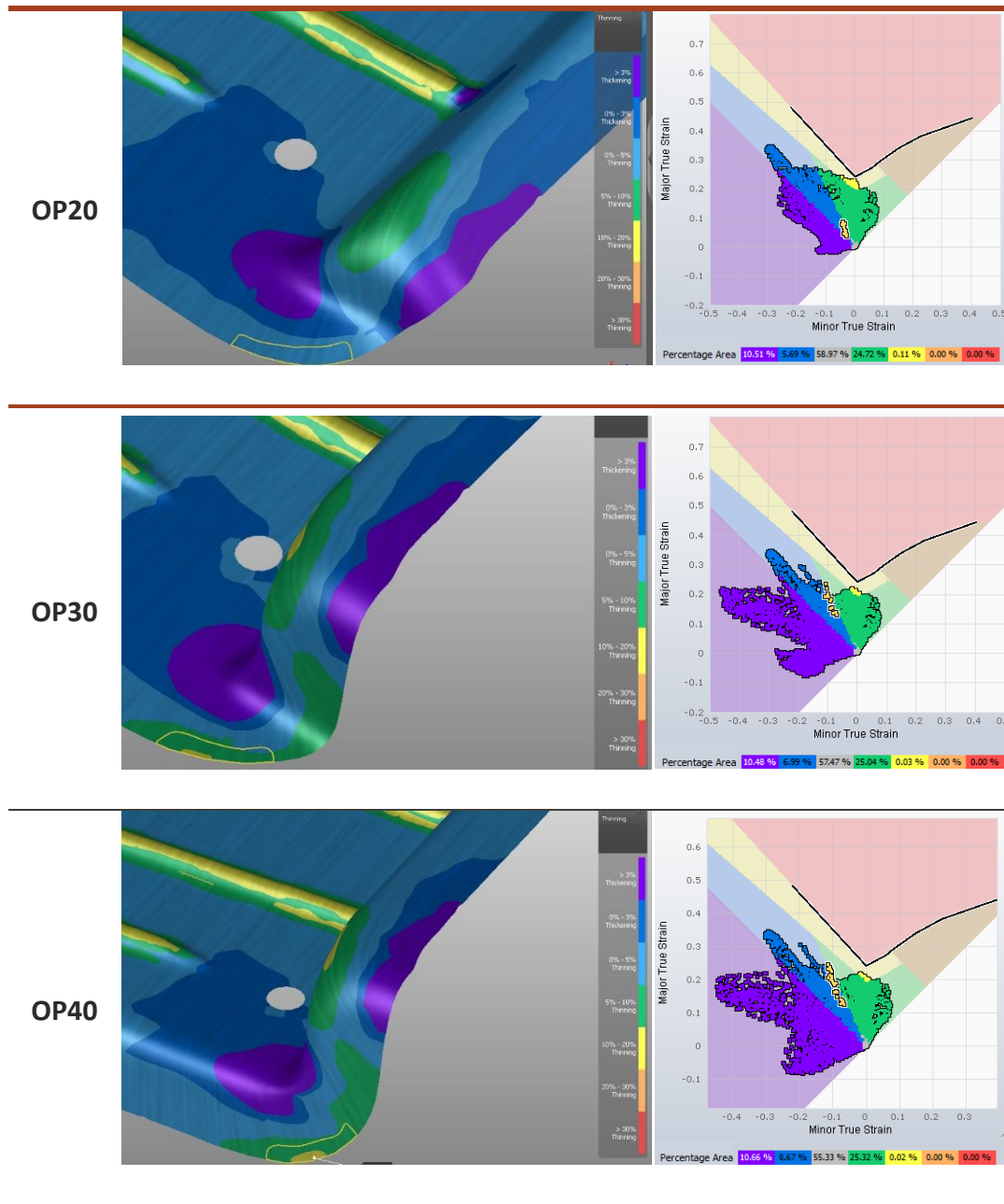


Figura 51 - Contorno modificado

A Figura 51 ilustra a configuração do contorno alterado (aumento do material). De modo a analisar apenas a contribuição da alteração de contorno para o estado de deformação na área a analisar, todos os parâmetros da simulação anterior são mantidos, modificando-se apenas o contorno referido.

Tabela 13 - FLDs do processo modificado conforme 1ª opção



Esta opção resulta numa diminuição do número de pontos localizados próximos da curva FLD (Tabela 13). O aumento de material na zona de defeito resulta num estado de tensão mais afastado da CLE para as três operações de conformação. Estes pontos ficam localizados numa área que será posteriormente cortada (desperdício).

No FLD da deformação local (Figura 52), verifica-se uma diminuição significativa dos valores de deformação próximos à CLE, assim como um afastamento da região de tracção uniaxial. No entanto, sendo a OP30 uma operação de pré-conformação, verifica-se que o seu estado de deformação se encontra próximo do estado de deformação final, ou seja, será positivo para o processo que esta operação tenha valores de deformação inferiores.



Figura 52 - FLD local dos pontos da aresta com rotura (1ª Opção)

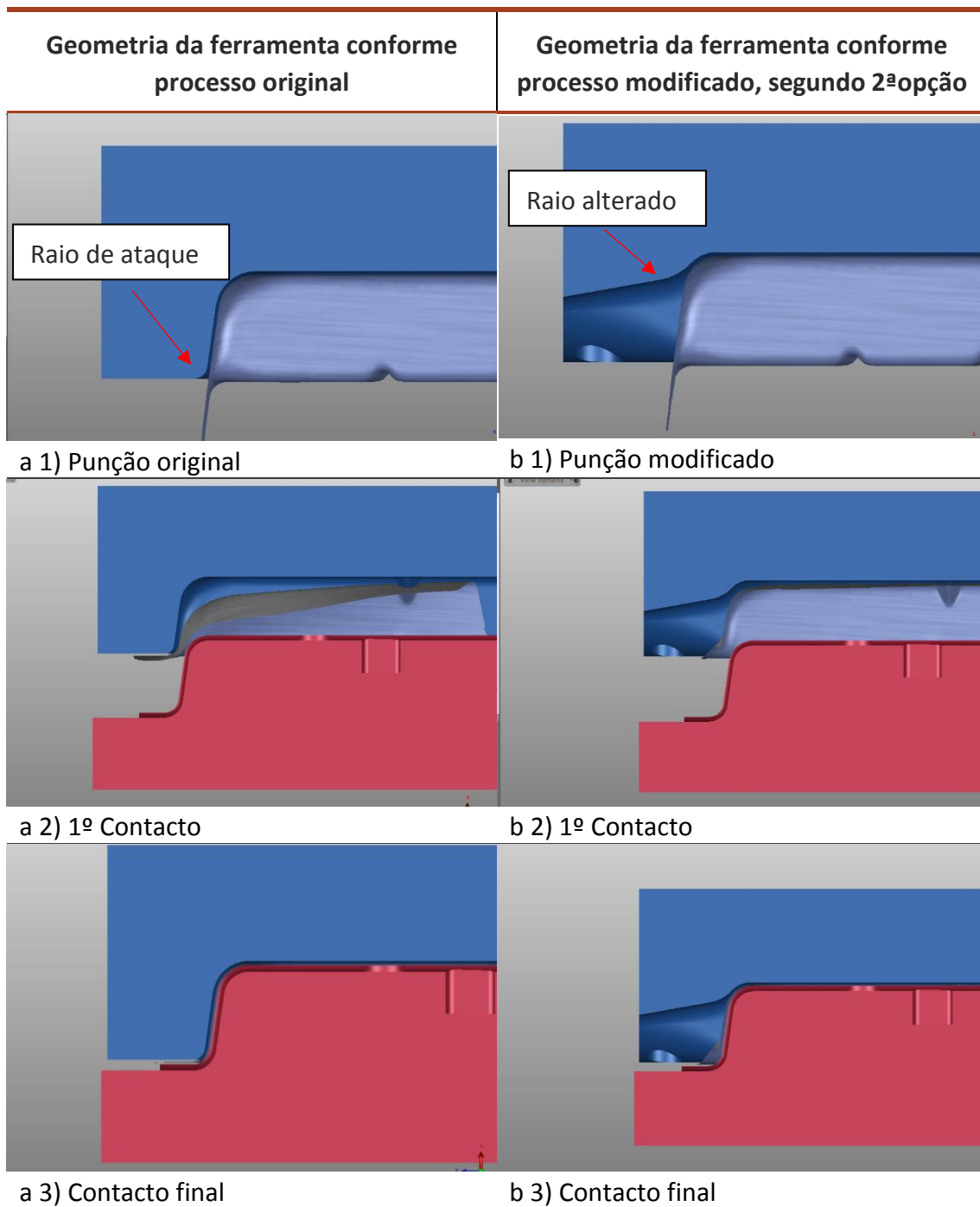
3.1.4.4 2ª opção – Alteração da modelação de pré conformação

Analisando cada uma das fases de pré-conformação, verifica-se uma aproximação à curva limite de embutidura do estado de deformação associado à OP30 (Tabela 13 OP30). Analisando com maior detalhe o processo de conformação desta operação, conclui-se que a geometria que mais poderá influenciar o processo será o raio de ataque, como se poderá verificar na Tabela 14 a1).

Verificando o contacto no par ferramenta/peça da operação 30 (OP30), verifica-se que a chapa está a ser solicitada desde o início na área identificada como crítica para o surgimento da rotura. Este contacto resulta numa pressão adicional sobre essa superfície, não permitindo a fluidez da chapa na zona de maior tensão periférica. Sendo esta operação apenas uma pré-conformação, não existe motivo para induzir esta tensão adicional, logo, modificando a geometria do punção (Tabela 14 b1), é possível libertar a área de chapa considerada crítica.

Este raio foi iterativamente alterado e simulado, até se atingir a geometria que origina o maior afastamento à CLE do estado de deformação dos pontos críticos.

Tabela 14 - Comparação entre a geometria inicial e a alterada



Na Tabela 15, pode verificar-se o resultado das simulações e os *FLD* com o estado de deformação geral, assim como a localização dos pontos pertencentes à zona crítica (pontos amarelos) na globalidade do estado de deformação. Comparando com o processo inicial, estes pontos passam para um estado de deformação mais afastado da CLE, no entanto, comparando com o restante estado de deformação, ainda são os que mais se aproximam da CLE.

Tabela 15 - FLD do processo - Implementação da 2ª opção

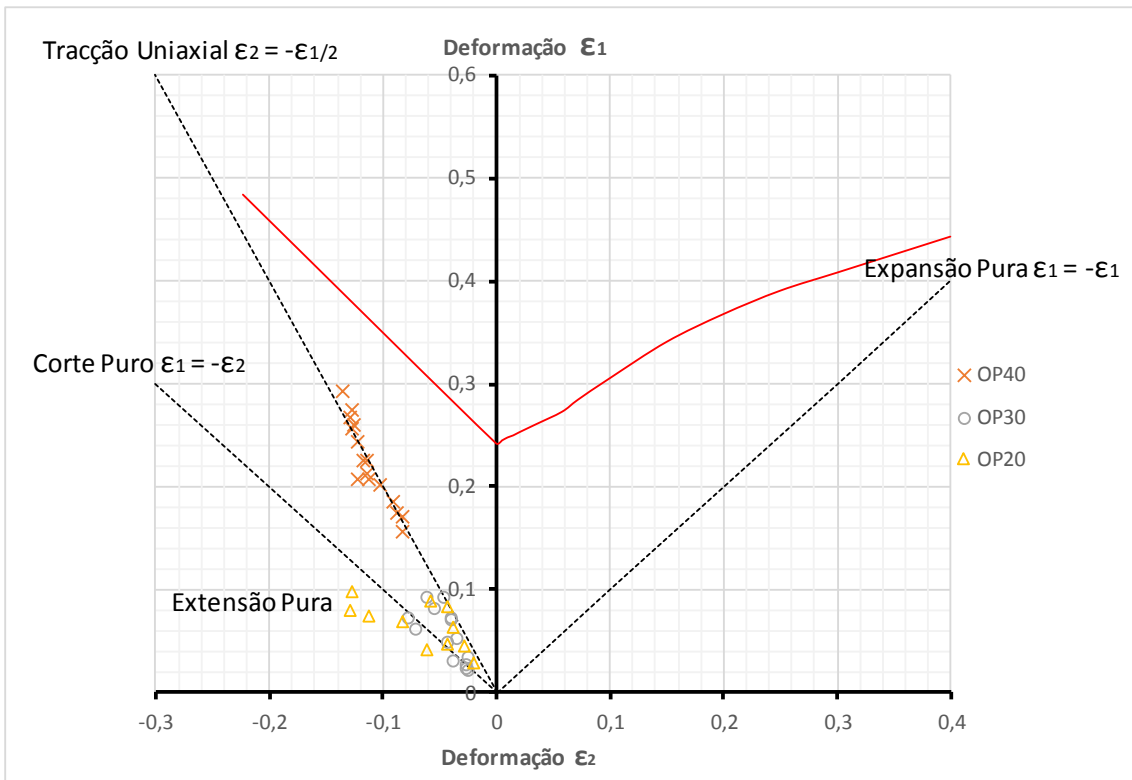
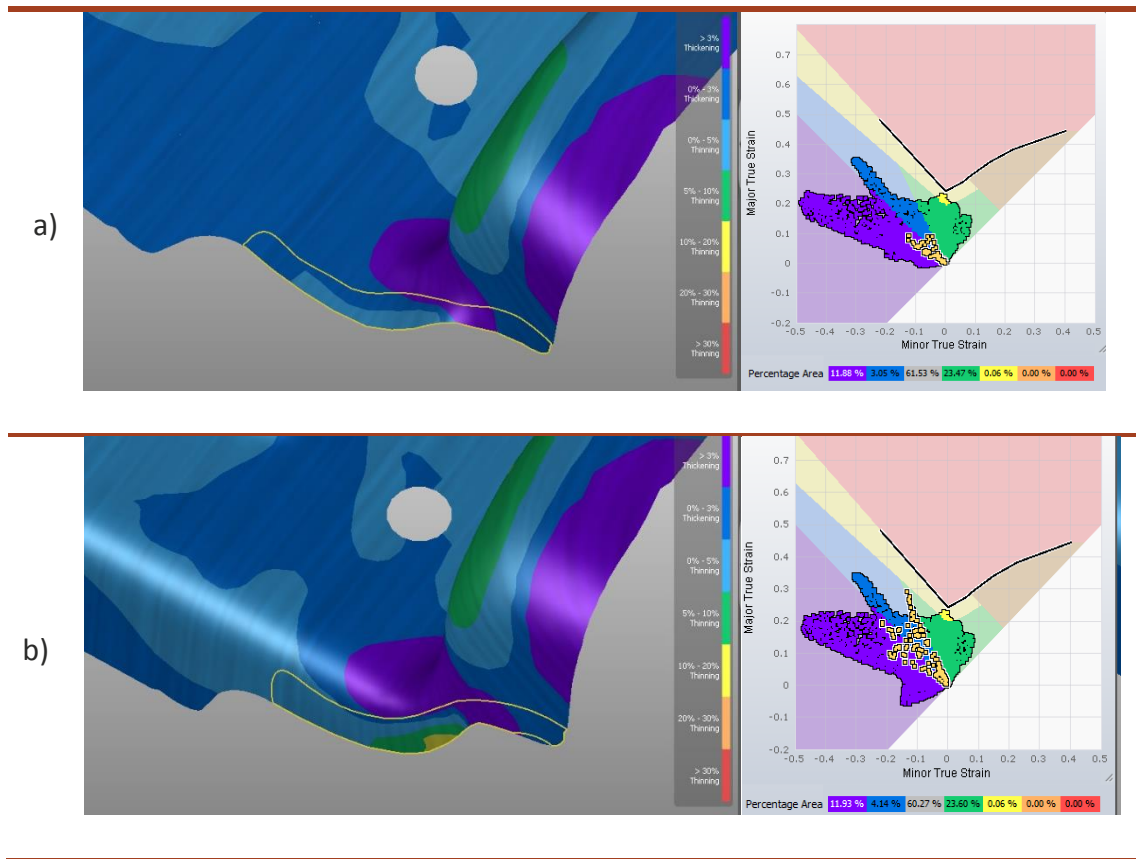


Figura 53 - FLD local dos pontos da aresta com rotura (2ª Opção)

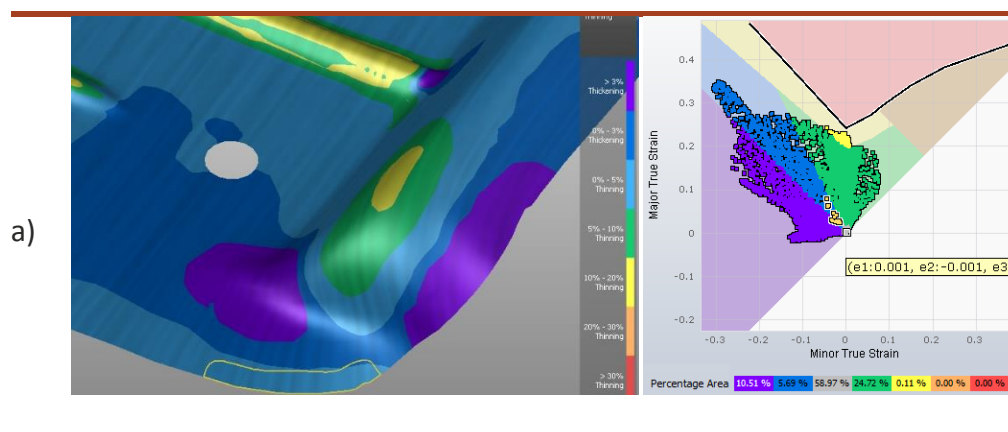
O *FLD* local desta opção (Figura 53), indica uma melhoria significativa do estado de deformação da OP 30, aumentando a distância à *CLE* e deslocando o estado de deformação para a região de extensão pura. Com isto, permitiu também uma melhoria do estado de deformação final OP40, no entanto toda a operação final fica agora localizada no estado de tracção uniaxial.

3.1.4.5 3ª opção – Conjugação da 1ª e 2ª opções

Nas duas opções anteriores verifica-se um aumento da distância dos pontos críticos à *CLE*. Deste modo, em ambos os casos, constata-se um aumento da margem de segurança de todo o processo e também na região em análise. Sendo as duas opções válidas, resta validar a conjugação de ambas, ou seja, além de uma alteração do contorno, modificar simultaneamente a geometria do punção de pré-conformação. Deste modo a expectativa será validar se esta conjugação permite obter a melhoria individual de cada uma das opções. A Tabela 16 resume os resultados globais da terceira simulação, conjugando a primeira e a segunda opções, mantendo as restantes variáveis do primeiro processo simulado. Esta terceira simulação demonstra uma aproximação do estado de deformação da zona crítica ao restante estado de deformação do processo, verificando-se uma aproximação dos pontos críticos (pontos amarelos) à origem da *CLE*, assim como uma deslocação para a esquerda (zona de extensão). Na Tabela 17, pode ser consultado o resumo global da percentagem de pontos localizados nas diversas regiões de deformação.

O diagrama *FLD* local (Figura 54) da terceira opção demonstra uma aproximação significativa à origem do estado de deformação da OP30. O estado de deformação da OP40 é significativamente afastado da curva *CLE*, sendo ainda deslocado no sentido da zona de estado de corte puro. Com isto, a trajectória de deformação apresenta-se completamente linear.

Tabela 16 - *FLD* do processo implementado



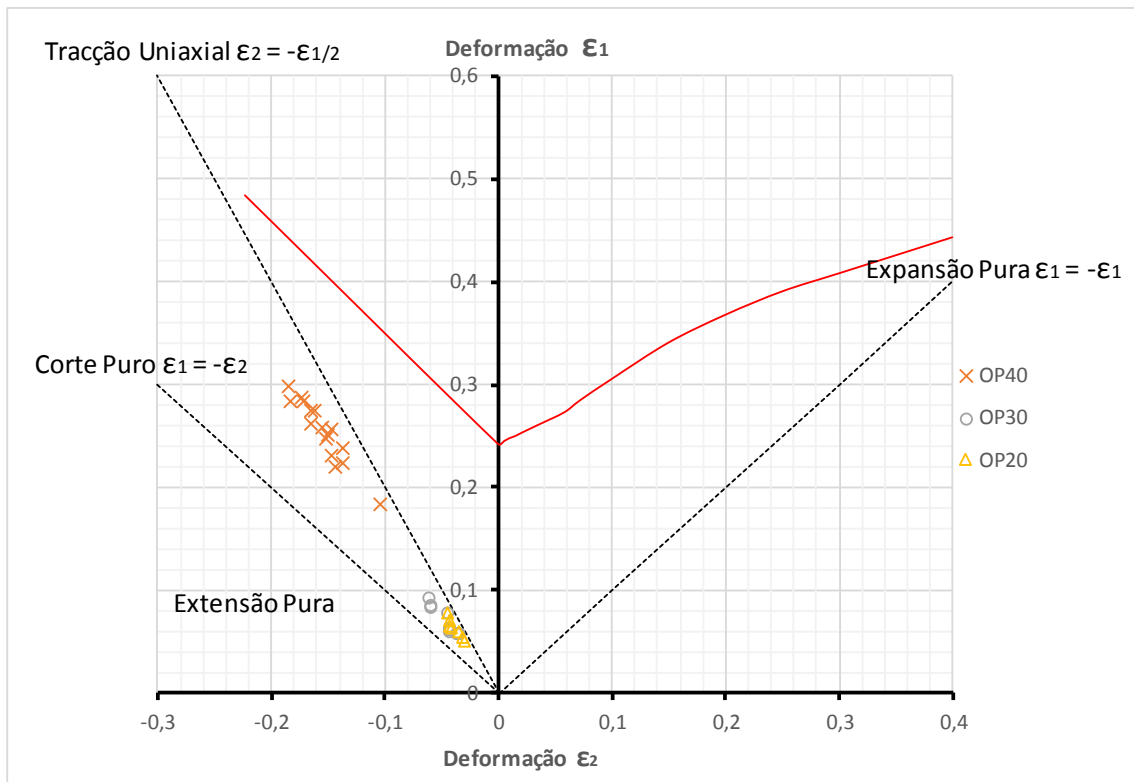
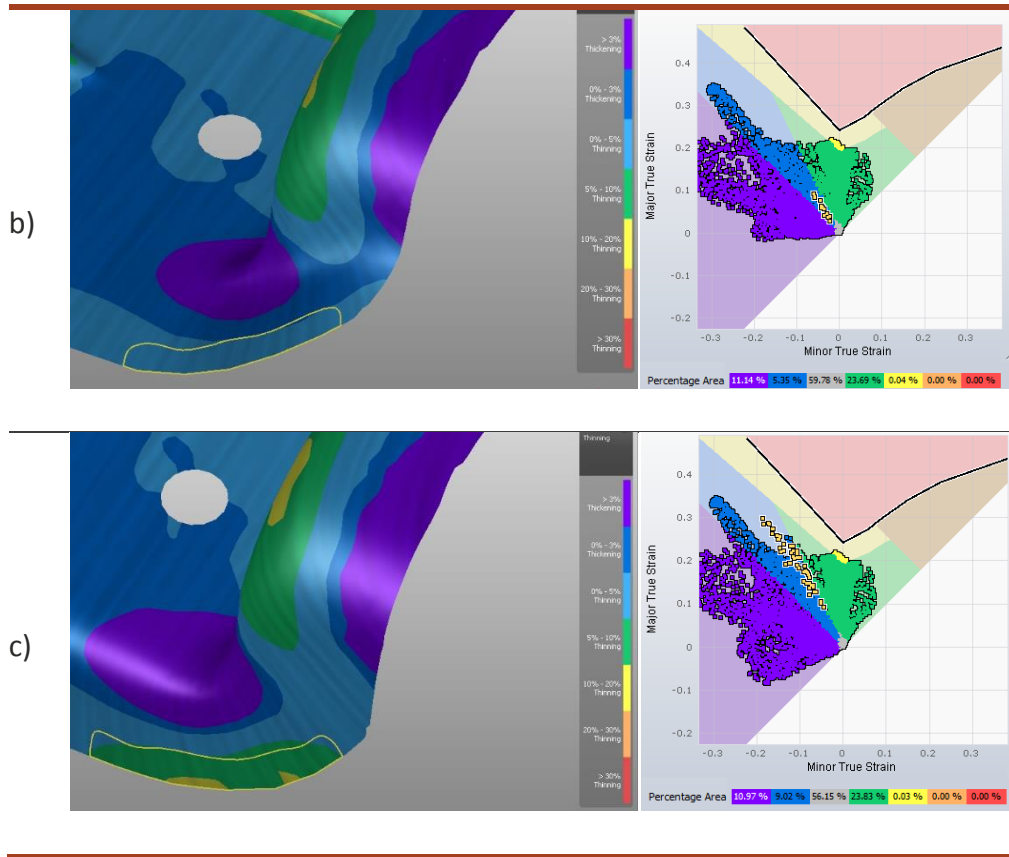


Figura 54 - FLD local dos pontos da aresta com rotura (3ª Opção)

Tabela 17 - Distribuição da localização do estado de deformação de todos os nós pertencentes à malha simulada

Processo	%	%	%	%	%	%	%
Original	12,13	4,30	59,93	23,58	0,06	0	0
1ª Opção	10,66	8,67	55,30	25,32	0,02	0	0
2ª Opção	11,93	4,14	60,27	23,60	0,06	0	0
1ª+2ª Opção	10,97	9,02	56,15	23,83	0,03	0	0

%	Legenda (Nomenclatura <i>Autoform</i>)
%	Aumento de espessura
%	Compressão
%	Baixa extensão/expansão
%	Zona segura
%	Risco de rotura
%	Elevada diminuição de espessura
%	Rotura

3.1.4.6 Comparação 3ª opção com processo original

A terceira opção, apresenta uma melhoria significativa do estado de deformação relativamente ao processo original, existindo uma margem de segurança confortável. A percentagem de 0,02% dos pontos em zona de risco de rotura, apresentada na Tabela 17, refere-se a uma zona de cunhagem de bossas (OP10), não tendo sido parte deste estudo, pois pode ser facilmente anulada através de polimento, na fase de ajuste final da ferramenta. No geral, o processo apresenta-se totalmente na zona de segurança.

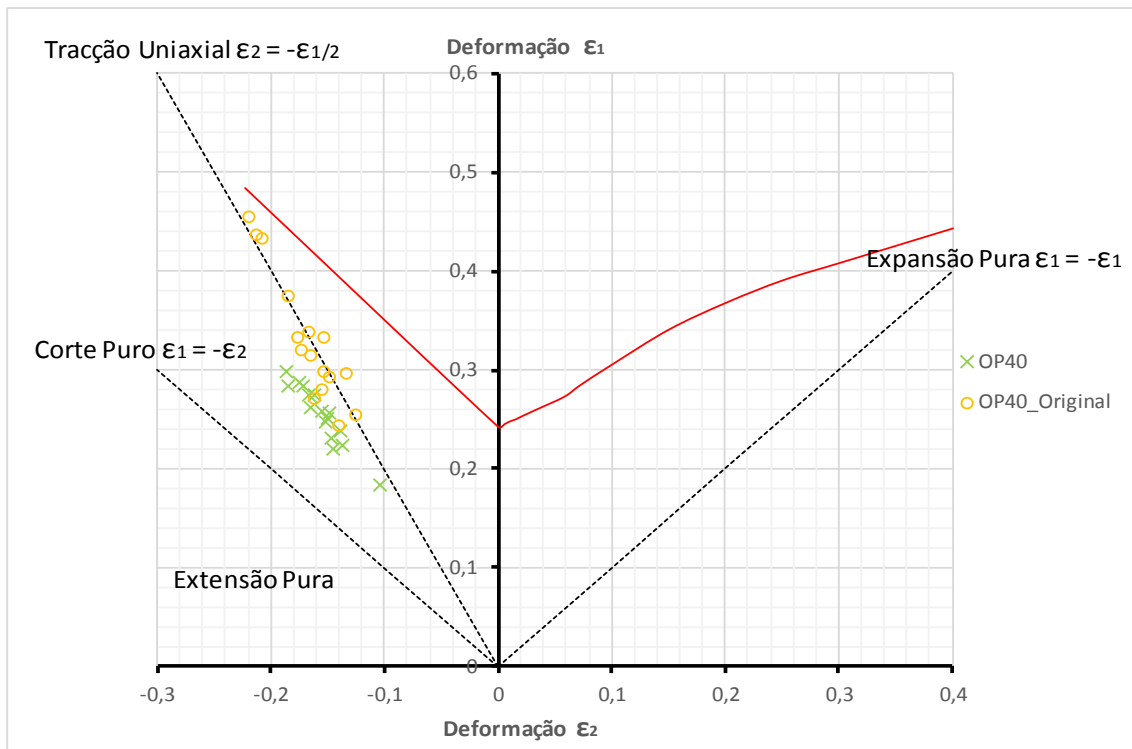


Figura 55 - FLD local dos pontos da aresta com rotura (Comparação 3ª opção vs processo original)

A leitura do *FLD* local (Figura 55) permite comparar o estado de deformação do processo inicial com o processo iterativamente melhorado, passando a existir um estado de deformação com trajetória linear. A margem de segurança com a terceira opção é significativamente superior, pois um eventual deslocamento de 0,1 da CLE na direção 1 relativamente à origem, ainda garante um estado de deformação seguro.

3.1.4.7 Implementação

Como se pode observar na Figura 56 e Figura 57, a 3ª Opção foi implementada na ferramenta. Através desta modificação, foi possível eliminar a produção de peças com este tipo de defeito, tendo sido produzidas aproximadamente 80.000 sem esta ocorrência. Contudo, em determinados lotes de material, o defeito voltou a ocorrer sem que existisse variação no processo ou o material estivesse fora do especificado no que diz respeito às características mecânicas tradicionalmente avaliadas. Apenas com um estudo mais aprofundado da matéria-prima usada é possível caracterizar o problema na sua totalidade.



Figura 56 - Implementação na ferramenta



Figura 57 - Punção alterado OP30

3.2 Caso de Estudo 2 – Variação entre lotes de matéria-prima

3.2.1 Descrição do problema

A caracterização de um processo de conformação plástica e a sua validação apenas se completam tendo em conta a influência do material que constitui a peça. Neste caso, tratando-se de um aço de fase dual, existem variáveis associadas à sua produção (siderúrgica) que o tornam um caso particular na indústria da conformação plástica. Existem vários casos de peças fabricadas em aços de fase dual com processos estáveis, em que, tal como no caso em estudo, repentinamente surgem peças com fissuras sem que tenham existido alterações nos parâmetros do processo ou da ferramenta [81]. Nestas situações, é frequente justificar-se esta alteração pelas variações do material. Contudo, as características mecânicas do material também respeitam normalmente as normas, pelo que se trata de uma incógnita de difícil compreensão.

A validação de um aço de fase dual recorrendo apenas a uma abordagem tradicional da composição química e da resistência mecânica é demasiado limitativa, não caracterizando na totalidade as diversas variáveis deste material. Nos pontos seguintes, serão analisadas três amostras de material DP600, sendo as amostras A e B produzidas na mesma siderurgia. A amostra A resulta na produção de peças não-conformes em elevada taxa, aproximadamente 50% (fissuras); a amostra B, apesar de ser da mesma siderurgia, apresenta menor taxa de peças não conformes aproximadamente 10%; por último, a amostra C resulta numa produção livre de defeitos. Estas produções foram realizadas segundo o método de conformação descrito no capítulo anterior como opção 3, importando referir que é um processo segundo o qual a simulação não apresenta riscos (Anexo 2). Na prática não se verifica esse resultado, quando aplicados os materiais denominados como amostra A (50% peças com defeito) e amostra B (10% peças com defeito).

Neste capítulo serão realizados diversos ensaios de caracterização dos materiais, de modo a investigar a razão pela qual três materiais, respeitando as características mecânicas da norma, apresentam resultados completamente diferentes. O objectivo será definir o material que não apresenta riscos de produção, assim como criar uma metodologia de análise e caracterização de aços de fase dual que, rapidamente, permita aferir e validar a qualidade dos mesmos.

3.2.2 Ensaio de tracção

Para avaliação e comparação das principais características mecânicas (Re , Rm , $A\%$) dos materiais em estudo, foram realizados ensaios de tracção em três provetes dos materiais denominados A, B e C. Os ensaios foram realizados segundo a norma ISO 6892-1:2016 [82] a uma velocidade de 2 mm/min.

Os provetes têm a forma apresentada na Figura 58, sendo $L = 250$ mm; $W = 20$ mm; $T = 2,2$ mm; foram obtidos através de electro-erosão por fio, de modo a que o estado de acabamento da aresta não influencie o resultado e foram cortados no sentido longitudinal da laminagem. Os materiais ensaiados são um aço laminado de fase dual (ferrítico - martensítico) conforme a norma ASTM A1088-13 [83], com 2,2 mm de espessura. Foram realizados três ensaios de cada uma das amostras, através dos quais foi possível determinar o limite elástico σ_e , a carga de rotura σ_r , o alongamento $A\%$ e o coeficiente de endurecimento n (Figura 59 e Tabela 18). Adicionalmente, foram realizados três ensaios com as amostras A e B para posterior análise da microestrutura em diferentes fases do carregamento.

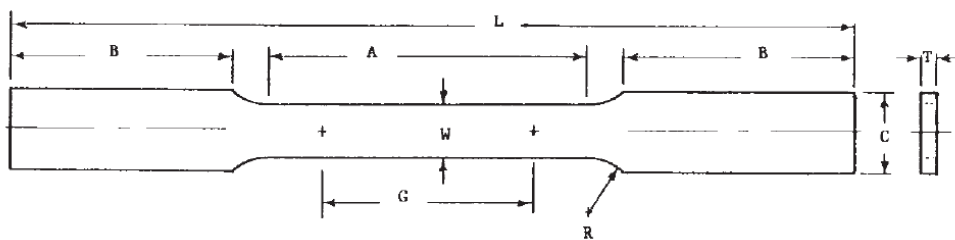


Figura 58 - Configuração geométrica dos provetes. ISO 6892-1:2016 [82]

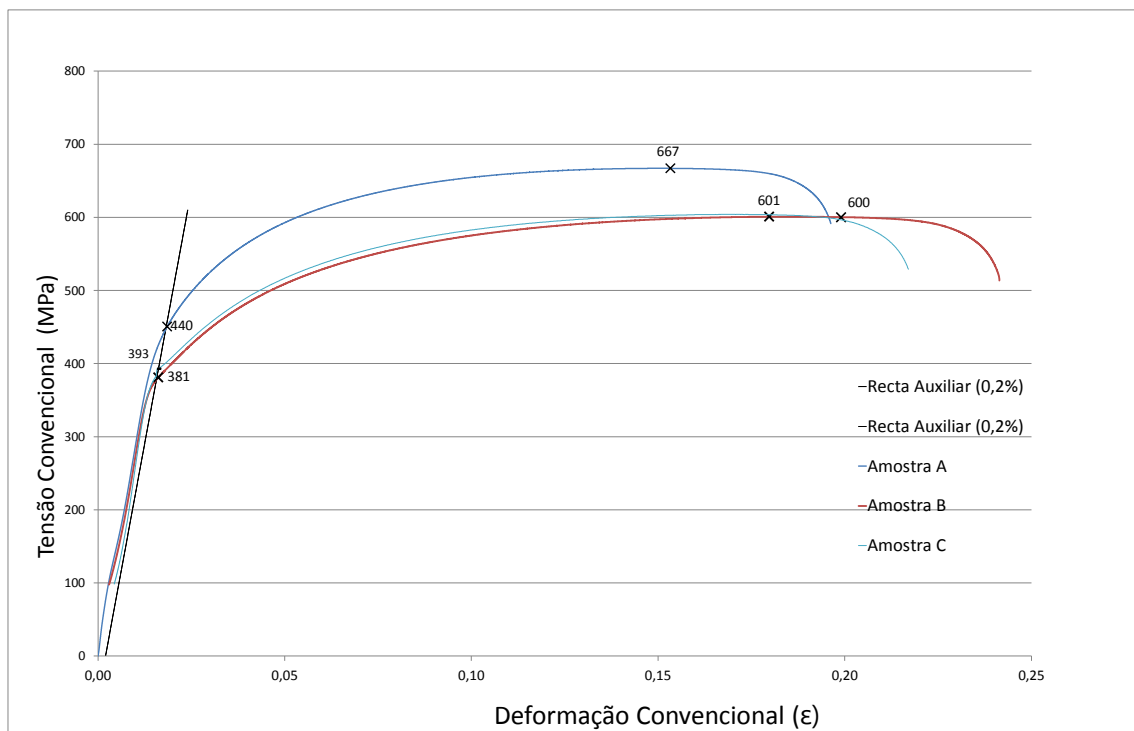


Figura 59 - Gráfico Tensão convencional vs Deformação convencional das amostras A, B e C.

Tabela 18 - Resultados médios do limite elástico σ_e , da carga de rotura σ_r , do alongamento A%

Amostra	σ_e (MPa)	σ_r (MPa)	A (%)
A	440	667	20
B	381	601	24
C	393	600	22

Os provetes ensaiados apresentaram uma geometria da zona de rotura muito semelhante, verificando-se uma geometria curva e um ponto máximo/mínimo na zona central do provete, como se pode observar na Figura 60.

Como já referido anteriormente, de modo a analisar o fenómeno de rotura no aço de fase dual, as amostras A e B foram submetidas a ensaios de tracção interrompidos em duas fases distintas: na fase 1 (F1) o ensaio foi interrompido logo após ser atingida a tensão de cedência; na fase 2 (F2), após atingir a estricção ou carga de rotura máxima, o provete foi levado até à rotura no último ensaio (Figura 61). Após o tratamento da informação destes ensaios, os provetes traccionados foram cortados de modo a obter amostras para preparação da análise da microestrutura, como se verificará adiante neste trabalho. As curvas tracção – extensão destes ensaios são apresentadas na Figura 59.

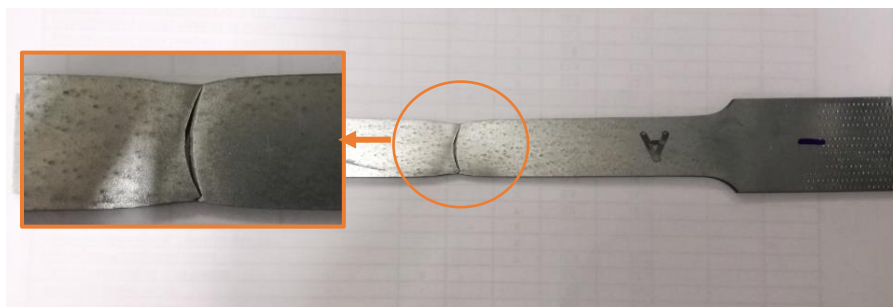


Figura 60 - Geometria de rotura dos provetes

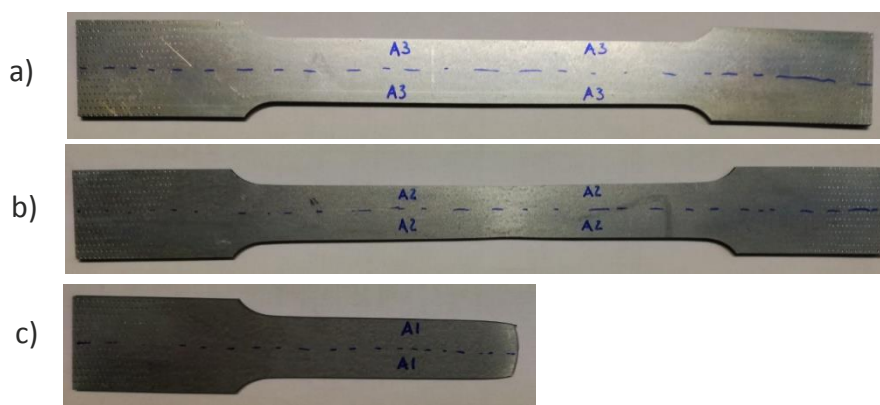


Figura 61 - Geometria de provetes com ensaio interrompido: a) Fase 1; b) Fase 2 e c) Rotura

3.2.2.1 Coeficiente de encruamento n

A norma ASTM-E646-00 [84] especifica o modo de cálculo do coeficiente de encruamento n para materiais metálicos com espessuras compreendidas entre 0,13 e 6,4 mm. Este cálculo baseia-se em dados obtidos nos ensaios de tracção, aplicados na equação (2).

Considerações gerais da norma relativamente a características mecânicas:

- A análise/comparação das características mecânicas é válida apenas na direcção longitudinal à laminagem.
- A contribuição de qualquer revestimento metálico ou orgânico na secção em análise deve ser desprezada.
- A tensão de cedência deverá ser determinada no ponto inferior do patamar de cedência, ou a uma deformação de 0,2% para materiais sem patamar de cedência claramente observável.
- O coeficiente de encruamento n é medido no intervalo de 10-20% da deformação segundo a norma ASTM E 646-16 [84] ou ISO 10275:2007 [85]. Caso o alongamento uniforme seja inferior a 12%, o valor de n deverá ser reportado como $n_{UE} = \epsilon_{UE}$ (quando no alongamento uniforme, n iguala a deformação).

Obedecendo às considerações da norma ASTM-E646-16 [84], o cálculo de n foi realizado para as três amostras A, B e C (Figura 59). Através da equação (3), foram obtidos os pares de valores $(\ln \sigma, \ln \epsilon)$, permitindo calcular os valores do declive n e do erro do declive através da análise de regressão linear do gráfico de $\ln \sigma$ vs $\ln \epsilon$ (Figura 62).

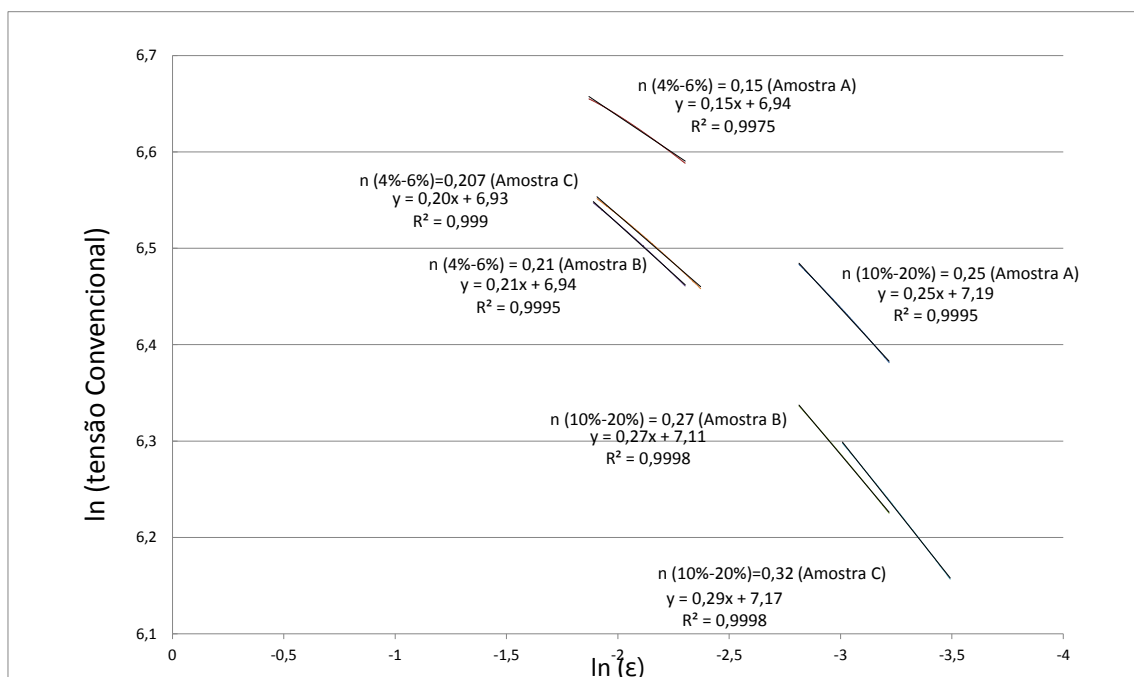


Figura 62 - Valor de n para as três amostras – deformação (4 a 6%) e (10 a 20%).

Tabela 19 - Resumo do valor de n para as três amostras (A, B e C)

Amostra	Equação Regressão Linear (4 a 6%)	n (4 a 6%)	Correlação (R^2)	Equação Regressão Linear (10 a 20%)	n (10 a 20%)	Correlação (R^2)
A	$y=0,15x+6,94$	0,15	0,9997	$y=0,25x+7,19$	0,25	0,9995
B	$y=0,21x+6,94$	0,21	0,9995	$y=0,27x+7,11$	0,27	0,9998
C	$y=0,20x+6,93$	0,20	0,9995	$y=0,29x+7,17$	0,29	0,9998

Analisando os resultados do cálculo de n (Tabela 19), é possível verificar valores mais elevados de encruamento para as amostras B e C. O valor mais elevado de n origina uma distribuição mais uniforme da deformação ao longo da chapa, reduzindo a possibilidade de deformação localizada (redução de espessura local).

Na Tabela 20, podem consultar-se os valores das principais características mecânicas do aço DP600 segundo a norma *WSS M1 A368A* [86].

Tabela 20 - Especificação do material segundo a norma *WSS M1 A368* [86]

Característica	Valores
Tensão de cedência (mín)	340 MPa
Tensão de cedência (máx)	440 MPa
Tensão de rotura (mín)	590 MPa
ASTM alongamento total, %mín	21
EN alongamento total, %mín	21
JIS alongamento total, %mín	22
$n_{10-20\%}$ (mín)	0.14
$n_{4-6\%}$ (mín)	0.18

Comparando os resultados obtidos com a especificação do material, verifica-se que as amostras ensaiadas apresentam um comportamento homogêneo, como se pode verificar nos dados do Anexo 3, não existindo uma dispersão de resultados assinalável entre cada um dos provetes. Verifica-se que a amostra A apresenta um valor superior de limite elástico e resistência mecânica, e um valor menor de alongamento à rotura comparativamente com as amostras B e C. Como se pode observar nas curvas de tracção, nenhuma das amostras possui patamar de cedência, como seria de esperar, tendo em conta tratar-se de um aço de fase dual. As três amostras possuem uma resistência mecânica superior aos 600 MPa, logo poderão ser considerados aços DP600.

Verificam-se diferenças assinaláveis entre as amostras A, B e C, possuindo a amostra A maior resistência, menor ductilidade, menor alongamento à rotura e menor alongamento uniforme.

Comparando os valores dos ensaios efectuados com o definido pela norma, verifica-se que as amostras B e C respeitam todas as características definidas. O material A não atinge o valor mínimo de 21% de alongamento e o coeficiente de encruamento $n_{10-20\%}$ encontra-se muito próximo do mínimo de 0,14.

As três amostras ensaiadas apresentam um comportamento homogéneo, verificando-se que a amostra A apresenta um maior limite elástico, maior resistência e menor alongamento à rotura. Constatam-se diferenças assinaláveis da amostra A relativamente às restantes: maior resistência, menor ductilidade, menor alongamento à rotura e menor alongamento uniforme. O alongamento uniforme é similar para todos os casos, no entanto, o coeficiente de endurecimento é mais elevado para as amostras B e C.

3.2.3 Composição química

A análise da composição química foi realizada recorrendo ao método *PMi* (*Positive Material Identification*), método empregado na análise química de aços, recorrendo à análise da intensidade de espectro emitido por cada um dos componentes do aço, quando excitado através de uma corrente eléctrica descarregada sobre a superfície do material (Figura 63). O equipamento usado foi um *PMi – Master Pro da Oxford Instruments*.

As amostras usadas nestes ensaios foram as mesmas do ensaio *HET*, após a sua execução. O material em análise possui um revestimento de zinco, revestimento este que foi retirado através de um lixamento da superfície, de modo a que os resultados da análise *PMi* do aço fossem viáveis. Para cada uma das amostras foram realizadas 10 análises, cuja média de cada um dos componentes detectados se apresenta na Tabela 21.



Figura 63 - Exemplo do provete após ensaio através de *PMi*

Tabela 21 - Composição química das amostras A, B e C

Amostra	Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Co
A	93,5	0,342	0,110	2,37	0,068	0,082	0,183	0,183	0,018	>1,5	0,076
B	92,9	0,366	0,145	>2,5	0,088	0,124	0,230	0,073	0,043	1,030	0,101
C	97,400	0,108	0,237	1,810	0,016	0,005	0,194	<0,0040	<0,0050	0,066	0,011

Amostra	Cu	Nb	Ti	V	W	Pb	Sn	B	Zr	As	Bi
A	0,026	0,102	0,032	0,026	0,160	0,281	0,065	0,018	0,022	0,080	>0,14
B	0,030	0,124	0,040	0,039	0,252	0,382	0,076	0,020	0,029	0,094	>0,140
C	0,012	0,034	0,002	<0,002	0,029	0,043	0,003	0,003	<0,0030	<0,0050	0,059

Na pesquisa de normas referentes a este tipo de aço, não foram encontradas referências a quantidades individuais de cada um dos elementos químicos. Apenas a norma ASTM 1088-13 [83], da qual se apresenta um extracto na Tabela 22, apresenta valores máximos para a soma de vários elementos; na Tabela 23, apresenta-se o cálculo para comparação com os valores máximos referidos na norma.

Tabela 22 - Extracto da norma ASTM A1088-13 - DP600 [83]

Grau	Conteúdo máximo			Propriedades mínimas requeridas		
	%C	%Mn+Al+Si	%Cr+Mo	σ_e (MPa)	σ_r (MPa)	A%
DP600	0.107	1,71	0,395	380	619	25,1

Tabela 23 - Cálculo dos valores da composição química das amostras A, B e C

Amostra	Percentagem Composição Química		
	%C	%Mn + Al + Si	%Cr + Mo
A	0,342	3,98	0,366
B	0,366	3,675	0,303
C	0,108	2,1132	0,194

Comparando os valores obtidos, conclui-se que as amostras A e B ultrapassam o conteúdo de C, assim como a soma de Mn, Al e Si, situando-se no limite no que respeita à soma dos elementos Cr e Mo. A amostra C respeita os três valores da norma e será interessante notar que esta amostra é proveniente de uma siderurgia diferente da das amostras A e B, sendo indicador de diferentes técnicas ou processos siderúrgicos para produção de aços de fase dual.

3.2.4 Ensaios de expansão de furo - HET – Hole Expansion Test

A fractura em investigação neste trabalho está associada ao tipo de fractura com início na aresta – *Edge Crack*. O tipo de ensaio mais usado para aferir a capacidade de um material sofrer um esforço de extensão na aresta é o ensaio HET, já descrito.

Para avaliação e comparação entre as três amostras da razão de expansibilidade de um furo de referência, foram realizados ensaios baseados na norma ISO 16630 [45]. Para executar este teste, foi construída uma ferramenta (Figura 64) obedecendo a todos os critérios da referida norma. Esta ferramenta tem como principais componentes a matriz de expansão (3), o cerra-chapas (2) e o punção de expansão (1). Será importante referir que este punção tem a particularidade de ter uma respiga cônica de diâmetro 10 mm, de modo a garantir o pré-posicionamento uniforme da amostra. Apesar de esta geometria ser diferente da referida na norma, oferece maiores garantias de uniformidade na expansão do furo.

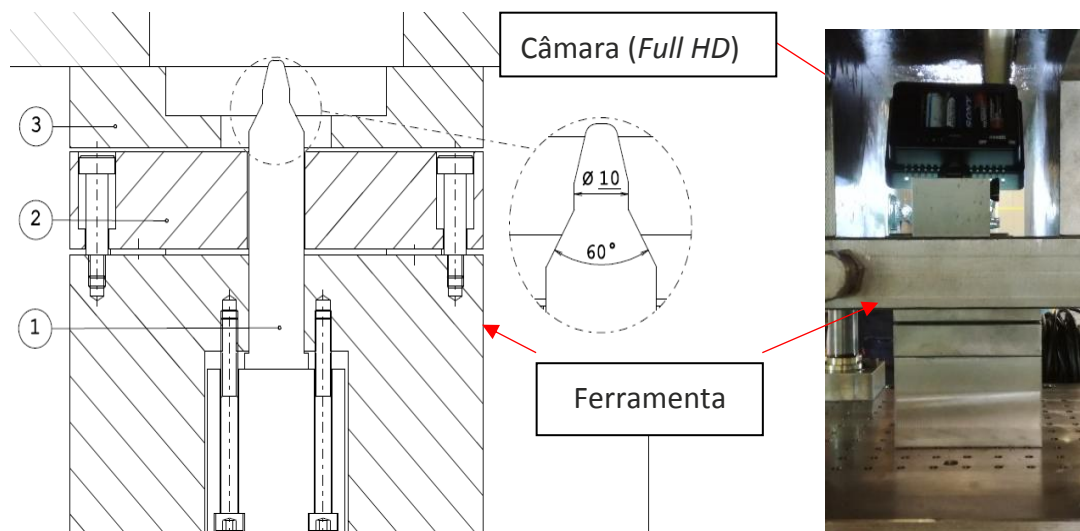


Figura 64 - Ferramenta para ensaio HET

Considerações gerais da norma/procedimento:

- O teste deverá ser realizado a uma temperatura compreendida entre 10°C e 35°C, preferencialmente a uma temperatura de 23±5°C;
- Deverão ser realizados no mínimo três ensaios;
- Terá de ser garantido o paralelismo e axialidade entre o conjunto punção/provete/matriz de extrusão e o movimento da prensa de testes;
- Deverá ser aplicada uma força de pressão na almofada do dispositivo, de modo a garantir que não exista arrastamento do provete.

Procedimento:

Neste ensaio, foram usados provetes quadrados de 90 mm x 90 mm, com um furo central de 10 mm de diâmetro. A operação de furação foi executada através de corte em prensa (punção/matriz) recorrendo a um punção em material HSS; a folga aplicada na matriz de corte foi de 10% da espessura nominal da chapa, neste caso 0,22 mm [12]. O punção cónico que realiza a extrusão tem na extremidade uma respiga de pilotagem com 10 mm de diâmetro, que serve de pré-posicionamento do provete (Figura 64), garantindo desta forma o ataque radialmente uniforme do punção de extrusão na zona cónica (60°) do punção. O estado de acabamento superficial utilizado foi de $R_a = 0,35 \mu\text{m}$. Os provetes foram colocados na operação de extrusão no mesmo sentido, de modo a que não exista variação entre o lado de corte da chapa e a superfície de arrombamento [12].

Foram ensaiados cinco provetes (Figura 65) de cada amostra dos materiais A, B e C, numa prensa mecânica a uma velocidade de 1 mm/s. Os ensaios foram filmados recorrendo a uma câmara de alta definição com lentes de foco aproximado. Os vídeos em *super slow motion* permitem identificar de um modo preciso o momento em que surge a primeira fissura passante e captar essa imagem para posterior medição. Na imagem seleccionada como sendo a que contém a primeira fissura, foi medido o diâmetro expandido do furo para cálculo do valor de *HER – Hole Expansion Ratio* (λ). A medição do diâmetro foi realizada através do programa *ImageJ*, sendo a escala calibrada através de um diâmetro de referência captado pela imagem.



Figura 65 – Exemplo de provete no ensaio HET após execução do teste

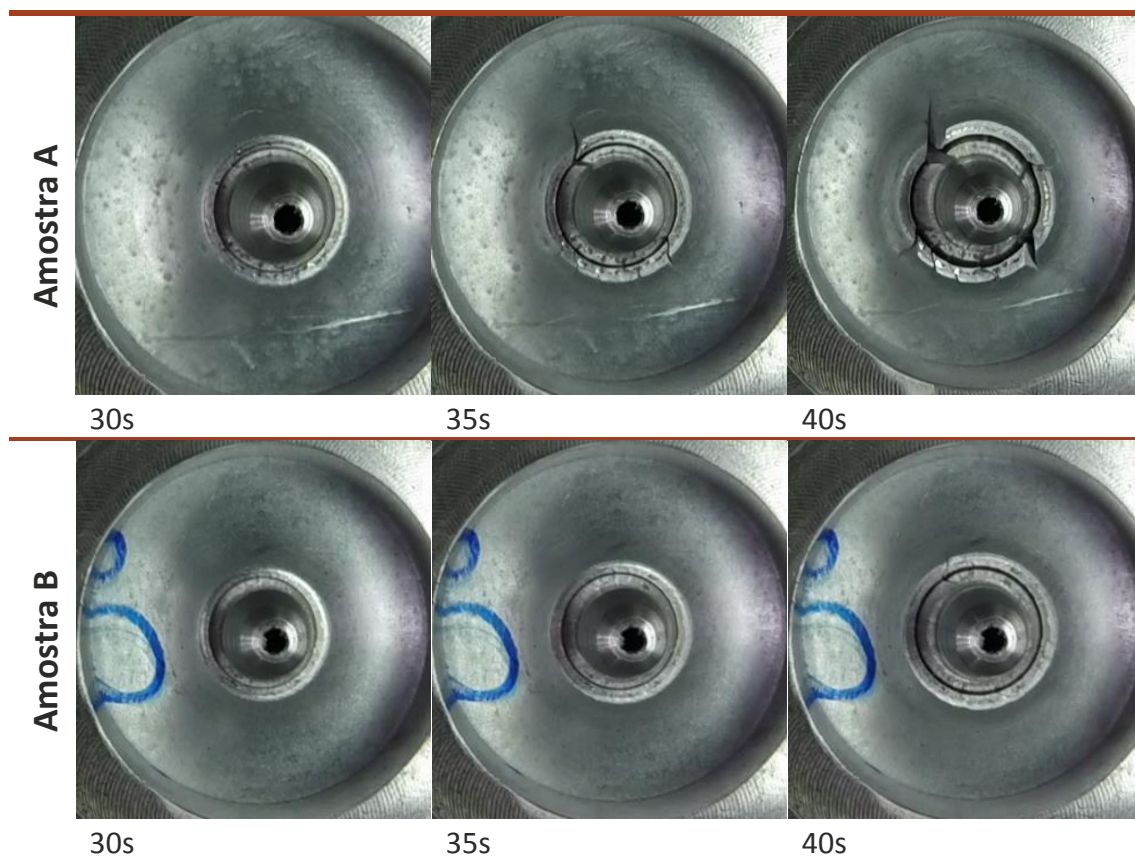
Os resultados de um ensaio de expansão de furo dependem em larga medida do estado de acabamento da superfície de corte. Assim, se após a furação se fizer um polimento da aresta de corte, o resultado irá ser diferente, bem como se os furos forem executados numa erosão por fio, por exemplo. Neste caso, e tal como a norma indica, o furo é executado numa operação de corte em prensa punção/matriz, sendo também o método mais usado nas ferramentas de conformação plástica.

Tabela 24 - Resumo dos valores *HER* para cada uma das amostras

Amostra	HER (λ)	T (s)
A	26%	00:00:30
B	47%	00:00:39
C	43%	00:00:38

Verificando os resultados obtidos (Tabela 24), pode-se concluir que as amostras B e C possuem uma taxa de expansão do furo (λ) claramente superior à amostra A. A coluna T(s) da Tabela 24 representa o tempo decorrido desde o início do ensaio (ataque do punção) até à ocorrência da primeira fissura; apesar de esta medição não constar da norma, foi realizada apenas como comparação para análise do resultado *HER*. Nestes ensaios, também se pode concluir que o tempo decorrido até surgir a primeira fissura nas amostras B e C é superior ao da amostra A, indicando um alinhamento com o resultado da medição do furo expandido (Tabela 25 e Figura 66).

Tabela 25 - Evolução da taxa de expansão do furo (Amostra A e B)



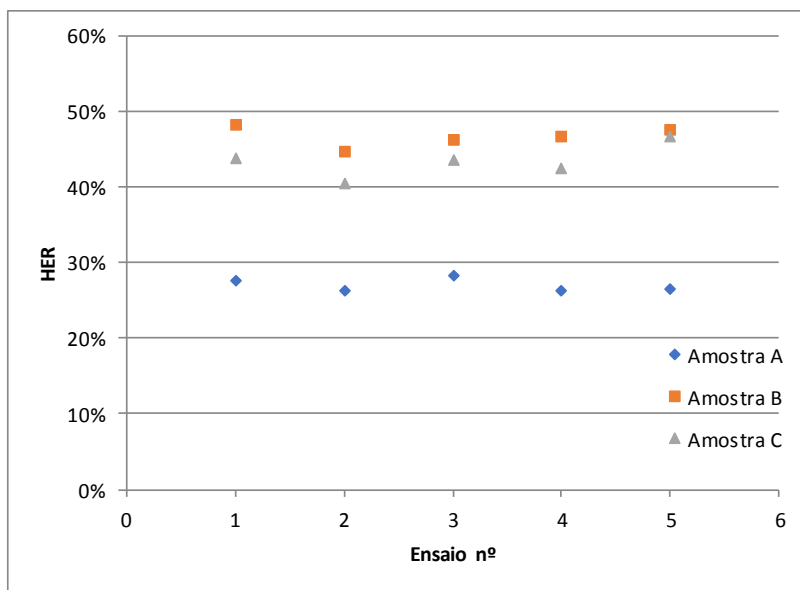


Figura 66 - Gráfico da taxa de expansão de cada uma das amostras/provete (HER)

Sendo, actualmente, o ensaio HET um dos mais utilizados para aferir a capacidade de um aço sofrer um esforço de extensão de aresta sem que ocorra a rotura, a sociedade *Auto Steel* disponibiliza alguns valores de referência para λ (Tabela 26). Devido às variantes das condições de ensaio, não é recomendável comparar valores de HER realizados em meios diferentes, no entanto podemos verificar que, segundo os dados da *Auto Steel*, os aços DP têm em média uma taxa de expansão de furo bastante superior a 30%.

Tabela 26 - Valores de referência HER (Fonte: *Auto Steel*)

Material	Espessura (mm)	Código	Média % HER
DP600	0,96	1P	38,034
DP600	1,19	2P	51,143
DP600	1,39	3P	29,338
DP600	1,23	4P	36,612
DP600	1,64	5P	32,705
DP600	1,49	6P	29,829
TRIP 600	1,40	1T	50,954
TRIP 600	1,60	2T	39,985
DP800	1,20	1R	21,934
DP800	1,59	2R	18,722
DP980	1,15	1S	53,669
DP980	1,52	2S	61,135

Estudos da mesma organização demonstram a existência de uma proporcionalidade indirecta (correlação inversa) entre o alongamento de um aço DP com uma baixa relação (R_e/R_m) e a taxa de expansão do furo. Em termos siderúrgicos, as recomendações para melhorar este parâmetro são: aumentar a temperatura de têmpera para baixar a dureza da martensite, reduzir o conteúdo de carbono na martensite e promover um refinamento geral da microestrutura (por exemplo, através da adição de maiores quantidades de Nb) [67][87].

3.2.5 Análise metalográfica

A observação metalográfica do aço de fase dual tem como focos principais a análise da microestrutura, qualificação/quantificação da microestrutura, inclusões e fases. Diversas normas definem este tipo de análise, para o caso concreto deste produto, a especificação WSS-M1A368-A13 indica a norma ASTM E45 *Method D, Plate III* [88] com análises de ampliação de 100x ou, alternativamente, a norma ISO 4967 – *Determination of content of Non Metallic Inclusions – Micrographic Method* [89]. Para análise e quantificação de fases, a mesma especificação de produto remete para a norma ASTM E562-02 *Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count1* [90].

A análise metalográfica foi efectuada inicialmente através de microscópio óptico LOM *OLYMPUS BX52*.

3.2.5.1 Análise de inclusões

A análise de inclusões efectuada neste trabalho foi realizada com recurso a dois métodos: o primeiro padronizado, recorrendo às normas ASTM E45 [88] e ISO 4967 [89]; o segundo, através da análise de imagens micrográficas que permitem aferir o resultado baseado na norma e comparar as diferentes amostras entre si. Através deste método e recorrendo ao programa *ImageJ*, pode-se definir um grau de pureza para cada uma das amostras.

Considerações gerais da norma/procedimento:

- Tipos de inclusões – o tipo de inclusões abrangidas pela norma são os sulfetos, alumina, silicatos e óxidos globulares. Este último é referido em alguns métodos de análise como inclusões isoladas, relativamente não deformadas com uma razão de aspecto 2:1.
- O número de amostras analisadas deverá ser adequado ao tamanho do lote e às suas características específicas. Materiais com baixo nível de inclusões poderão ser classificados de um modo mais preciso, recorrendo a análise digital de imagem.
- Os resultados da análise macroscópica e microscópica poderão ser usados para qualificar um material, mas estes métodos não podem ser usados como orientação para fins de aceitação ou rejeição de materiais. Por acordo entre as partes (fabricante – cliente), esta prática pode ser alterada para contar apenas determinado tipo de inclusões, ou apenas a partir de determinado nível de severidade.

- Na determinação do conteúdo de inclusões é importante ter em conta que, independentemente do método aplicado, o resultado apenas se aplica às amostras analisadas. Por questões práticas, a área analisada corresponde apenas a uma pequena parte do aço em análise, logo a adequada preparação das amostras é tão importante e necessária quanto o método de teste.
- Preparação da amostra – os métodos de preparação deverão ser os adequados, de modo a que se obtenha uma superfície com um grau de polimento tal, que as imagens obtidas através de microscopia possuam a clareza necessária para identificar o tamanho e a forma das inclusões. Para aços com espessura entre 0,95 e 9,5 mm, deverão ser retiradas amostras cuja secção transversal represente um mínimo de 160 mm².
- Classificação de inclusões e cálculo de severidade - nestes métodos microscópicos, as inclusões poderão ser classificadas em quatro categorias baseadas na sua morfologia e duas subcategorias baseadas na sua largura ou diâmetro. As categorias são: **A** - sulfetos, **B** - aluminas, **C** - silicatos, **D** - óxidos globulares. As subcategorias poderão ser *heavy* - pesada ou *thin* – fina, consoante o tamanho que apresentem. Embora as categorias contenham designações químicas, o que implica o conhecimento da sua composição química, a sua categorização está apenas baseada na morfologia. Os nomes químicos associados aos vários tipos resultam do histórico de dados recolhidos de inclusões com as formas e morfologia referidas. As quatro categorias ou tipos estão divididas em níveis de severidade baseados no comprimento das partículas ou na quantidade existente numa observação (imagem/campo) de 0,50 mm². O nível de severidade é calculado baseado nos limites apresentados no Anexo 6.
- No caso das inclusões do tipo A, B e C, o critério aplicado é o comprimento da inclusão; para inclusões do tipo D, a classificação é baseada no número de inclusões presentes. Caso a avaliação do nível de severidade se situe entre a série de inclusões finas ou pesadas, a classificação desta observação será considerada como fina, logo um campo/observação que contenha menos inclusões ou inclusões de menor dimensão que o nível 0,5 é considerado como 0.

Procedimento experimental usado neste trabalho:

Foram preparadas amostras dos três materiais A, B e C. Estas amostras (15 mm x 15 mm) foram retiradas de diferentes localizações ao longo da bobine de material, sendo a sua secção analisada no sentido longitudinal à laminagem, numa área de 15 mm x 2,5 mm. As amostras foram montadas em moldes de resina sintética (baquelite) (Figura 67) de modo a ser efectuado o polimento por fases, iniciando com lixa de grão P220, seguidamente com P500 e P1000, aplicando uma rotação de 150 e 300 rpm,

respectivamente. O polimento final realizou-se aplicando micro-abrasivo de diamante com 3 μm e 1 μm a uma rotação de 300 rpm.



Figura 67 - Amostras montadas em molde de baquelite

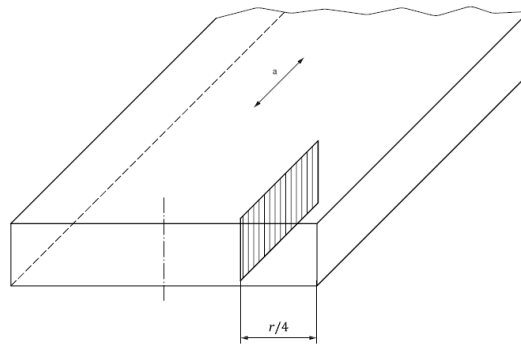


Figura 68 - Exemplo da zona de extracção da amostra (Norma ISO4967 [89]).

Foram obtidas N micrografias denominadas observações ou campos. O primeiro passo para esta análise é definir qual o tipo de inclusões presente, permitindo a norma ISO 4967 [89] identificar esse tipo de inclusões por comparação da sua morfologia. Para cada uma das amostras procedeu-se à análise de seis micrografias, tendo como primeiro passo analisar qualitativamente as inclusões presentes. As imagens foram obtidas com uma ampliação de 100x, tendo sido posteriormente refinadas através do programa *ImageJ*, de modo a que pequenos riscos ou sujidades não afectassem a análise a efectuar.

A norma ASTM E45 [88] permite distinguir os diversos tipos de inclusões através de uma descrição geométrica. O tipo D apresenta formas muito aproximadas a círculos com razão de aspecto inferior a 2; o tipo C, formas alongadas (quase lineares) e razão de aspecto superior a 2; o tipo B, formas arredondadas ou ligeiramente alongadas no sentido da laminagem, apresentando razões de aspecto inferiores a 2; e do tipo A, alongadas no sentido da laminagem. Além da descrição, a norma ISO 4967 [89] apresenta imagens-exemplo como forma de avaliar o tipo de inclusão. Na Figura 69 pode-se observar micrografias exemplificativas da norma ISO 4967 [89]. Com base nestas descrições, foi possível qualificar a generalidade das inclusões como sendo do tipo D - óxidos globulares (Figura 70).

Após qualificar o tipo de inclusões como do tipo D, segue-se uma definição da categoria das inclusões em função da sua característica mais significativa, neste caso o diâmetro aproximado. A categoria poderá ser do tipo *thin* (fino) ou *heavy* (pesado): o tipo fino inclui dimensões compreendidas entre 3 e 8 μm ; o tipo pesado inclui dimensões compreendidas entre 8 e 13 μm . Inclusões inferiores a 3 μm não são consideradas significativas para a análise; inclusões superiores a 13 μm não são consideradas para efeito de quantificação do nível de severidade, passando a ser registadas de modo

especial. No Anexo 6 pode ser consultado um resumo da análise do nível de severidade de cada uma das amostras. O procedimento de classificação do nível de severidade de cada uma das amostras foi efectuado com base na norma ASTM E45 [88] apresentada no Anexo 6. Na Figura 70a) encontra-se um exemplo de uma micrografia da amostra A original, e na Figura 70b) a micrografia após refinamento para estudo com o programa de análise de imagens microscópicas. Este refinamento foi realizado para todas as microscopias estudadas.

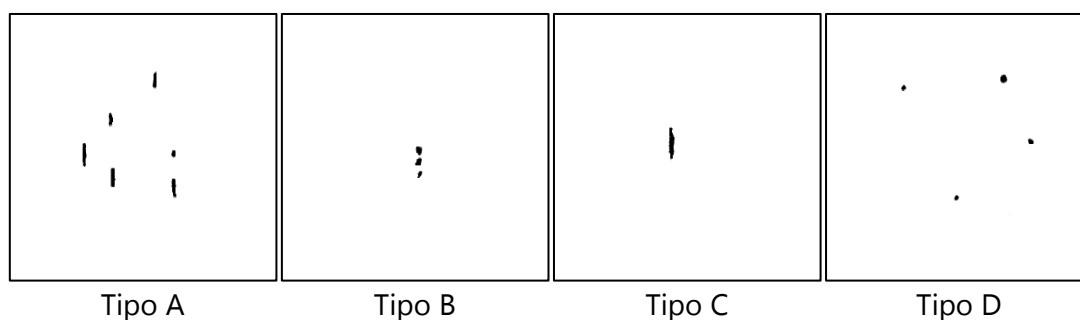


Figura 69 - Tipos de inclusões segundo morfologia (Norma ISO 4967 [89])

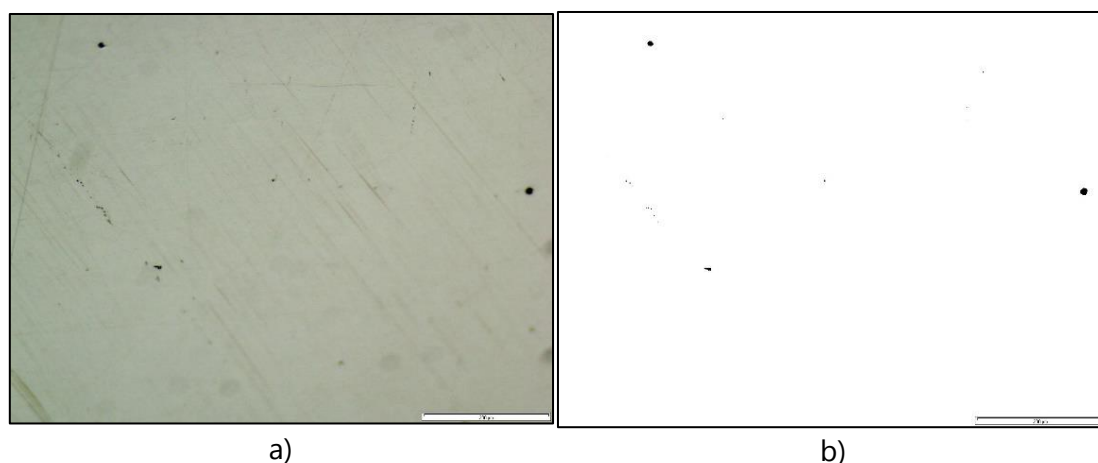


Figura 70 - Micrografia de análise de inclusões [100x] - a) original; b) filtrada (ImageJ)

De modo a estabelecer um valor comparável entre as diversas amostras, recorrendo ao programa *ImageJ*, foi calculado o número total de inclusões (acima de $3\ \mu\text{m}$), assim como a área total ocupada pelas inclusões, podendo-se definir a área de cada imagem como o índice de pureza/limpeza (*cleanliness*) das amostras. Este procedimento não está padronizado, no entanto revela-se de grande utilidade para efectuar uma análise comparativa factual do nível de inclusões de cada uma das amostras. Todas as micrografias foram analisadas deste modo, como se exemplifica na Figura 71, sendo os valores médios de cada uma das amostras apresentados no Anexo 6.

A maioria das inclusões analisadas nas três amostras são do tipo *thin* - fino $< 8\ \mu\text{m}$ classificadas segundo a norma ASTM E45 [88] tabela 4, com excepção da amostra A que

apresentou algumas observações do tipo *heavy* – pesado. No Anexo 6 pode-se verificar o nível de severidade calculado para cada uma das observações, tendo como valores de referência a tabela 1 da mesma norma.

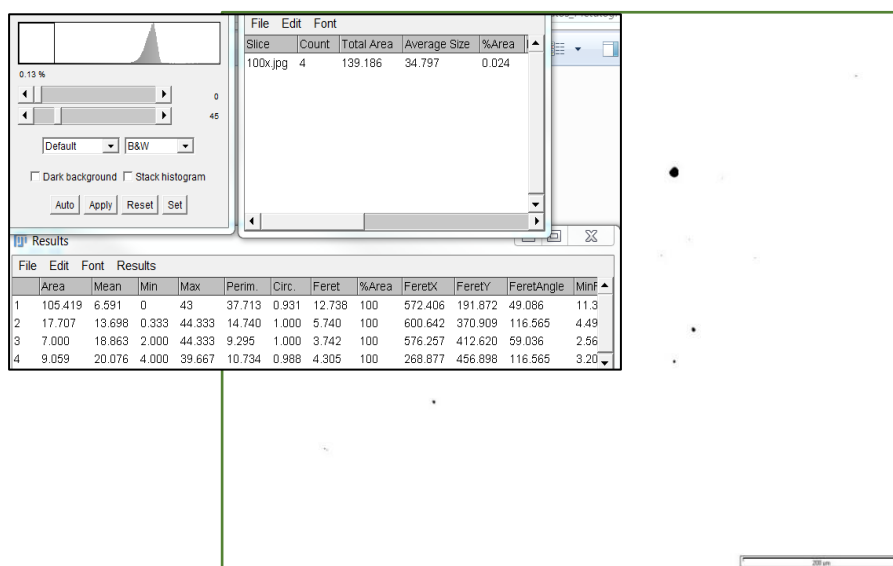


Figura 71 - Exemplo de processamento de imagem (*ImageJ*)

Um dos modos de avaliação de inclusões presentes na norma poderá ser efectuado recorrendo à equação 13 que relaciona o índice de severidade registado em cada uma das observações com o número de observações totais.

$$i_{total} = (n_1 \times 0,5) + (n_2 \times 1) + (n_3 \times 1,5) + (n_4 \times 2) + (n_5 \times 2,5) + (n_6 \times 3) \quad (12)$$

$$i_{moy} = \frac{i_{tot}}{N} \quad (13)$$

Sendo n_1 , n_2 , n_3 , n_4 , n_5 , n_6 , o número de observações de índice (1; 1,5; 2; 2,5 ;3) respectivamente. Segundo este cálculo, a amostra A apresenta o nível de severidade mais baixo, seguido da amostra C e B, respectivamente, de acordo com os valores da Tabela 27.

Segundo a norma ISO 4967 [89] é também possível calcular o nível de pureza/limpeza das amostras C_i (*cleanliness*) recorrendo à equação 14, que relaciona o nível de severidade de cada uma das observações com a área total analisada. Tendo em conta que cada micrografia representa uma área de $0,60 \text{ mm}^2$, para cada amostra foi analisada uma área correspondente a $3,6 \text{ mm}^2$.

Tabela 27 - Nível de severidade das inclusões (Norma ISO 4967 [89])

Amostra	i_{total}	i_{moy}
A	6	1
B	7,5	1,25
C	7	1,17

$$C_i = \left[\sum_{i=0,5}^{3,5} f_i \times n_i \right] \frac{1000}{S} \quad (14)$$

Sendo f_i o factor de ponderação, n_i o número de observações de índice i e S a área total analisada. O nível de severidade 1 tem um factor de ponderação 0,1 e o nível de severidade 1,5 tem um factor de ponderação 0,2, como indicado na tabela C2 da norma. Na Tabela 28 apresenta-se o nível de limpeza calculado para cada uma das amostras.

Tabela 28 - Nível de pureza/ limpeza das amostras (*cleanliness*) Norma ISO 4967 [89].

Amostra	C_i
A	1000
B	1500
C	1333

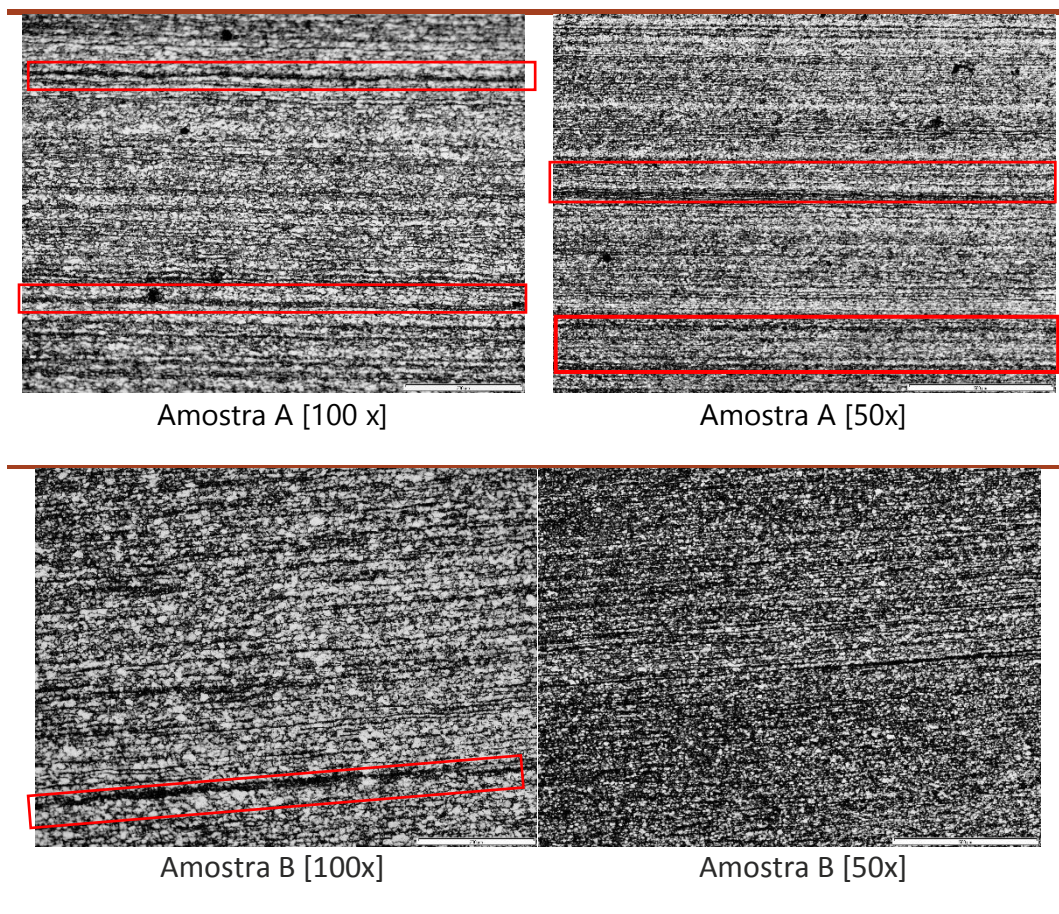
Ambas as normas ASTM e ISO permitem a sua adaptação entre as partes (cliente - produtor), que poderá, por exemplo, diminuir o número mínimo de observações realizadas. O método de cálculo do nível de inclusões baseia-se sobretudo no número de inclusões e no seu tamanho médio; deste modo, uma inclusão com o tamanho de 8 μm tem a mesma ponderação que uma inclusão de tamanho 13 μm . Neste caso, a amostra A apresenta inclusões de maior dimensão, mas em menor quantidade, reflectindo um nível de severidade inferior às outras duas amostras B e C. No entanto, os resultados das imagens processadas através do programa, permitem aferir uma área inclusionária da amostra A superior às outras duas amostras, como se pode ver na tabela do Anexo 7. Interessa referir que a norma aborda de um modo generalista a existência de defeitos, mencionando que a chapa laminada deverá estar livre de defeitos estruturais que sejam comprometedores da função do componente. No caso concreto da norma do produto (WSS-M1A368 [86]), refere que o índice de inclusão não pode ultrapassar o índice 2 para ambos os tipos de inclusões (finas ou pesadas).

3.2.5.2 Análise da microestrutura - LOM

Para prosseguir a análise em termos da microestrutura, as amostras foram atacadas com reagente Nital a 2% durante 10 segundos, de modo a evidenciar o contraste entre as fases. Numa primeira análise, efectua-se uma comparação geral entre as amostras, procedendo a uma análise qualitativa, nomeadamente a distribuição do grão e a eventual existência de macrobandas ou outro tipo de defeitos microestruturais, possíveis de visualizar através de LOM – *Light Optical Microscopy*.

Na Tabela 29, podem-se observar as micrografias das três amostras A, B, C com a ampliação de 50x e 100x, respectivamente. Como seria de esperar nestas micrografias, podemos observar o alinhamento do grão no sentido da laminagem e a presença de bandas martensíticas nas amostras A e B, sendo mais acentuadas na amostra A (Figura 72). Observa-se também uma distribuição do grão significativamente mais uniforme e dispersa na amostra C.

Tabela 29 - Micrografias atacadas com reagente Nital a 2% durante 10 segundos



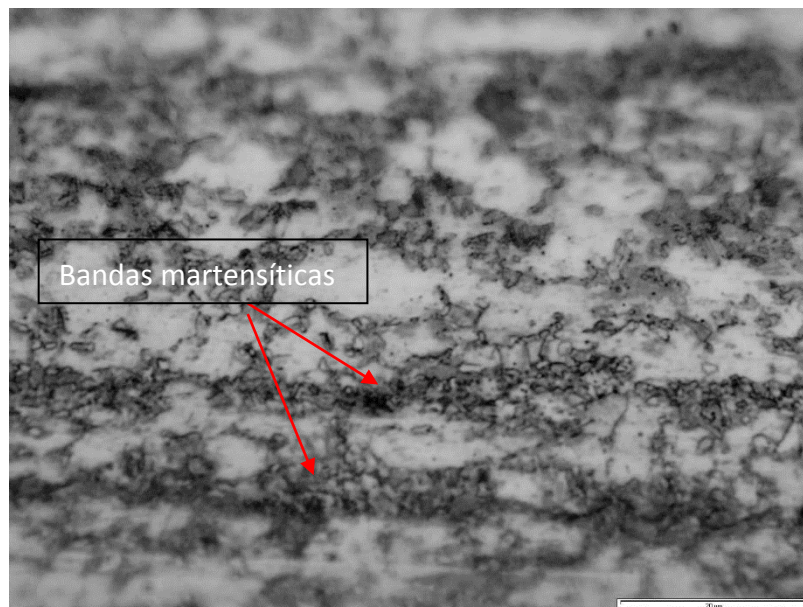
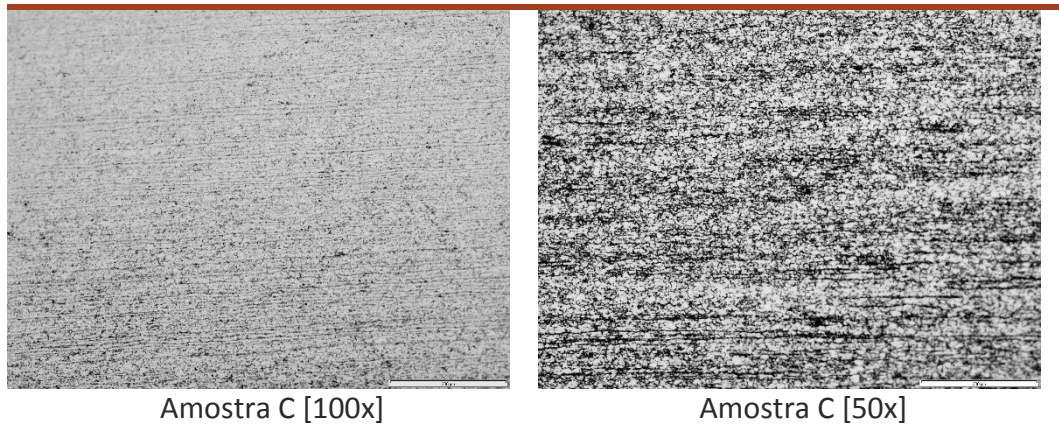


Figura 72 - Bandas martensíticas - Amostra A

As micrografias realizadas permitem aferir a existência de bandas microestruturais associadas à segregação que tem lugar durante a solidificação e posterior processo de laminagem. Esta banda é bastante mais acentuada na amostra A. No que respeita à sua composição, a microestrutura de todas as amostras observadas é uma microestrutura dual ferrítico-martensítica. O constituinte secundário é formado por martensite disposta preferencialmente em bandas orientadas no sentido da laminagem, no caso das amostras A e B, e de uma forma mais dispersa, na amostra C. A principal diferença entre as três amostras reside na configuração microestrutural: o grau de bandas na amostra A e o seu nível inclusionário é superior ao dos outros aços, observando-se bandas de martensite, orientadas na direcção da laminagem, verificando-se também inclusões de dimensões elevadas associadas a estas bandas.

3.2.5.3 Quantificação de fases

A quantificação de fases realizou-se de dois modos distintos: o primeiro baseado numa contagem sistemática manual, segundo a norma ASTM E562-02 [90]; o segundo recorrendo à análise de imagens microscópicas para determinar a área ocupada por cada constituinte principal, estimando-se desse modo a fracção de volume dos constituintes presentes.

A norma ASTM E562-02 [90] descreve um modo de contagem manual de pontos para estimar estatisticamente a fracção de volume de determinado constituinte; este método aplica uma grelha de pontos sobreposta na micrografia da microestrutura do aço e a razão é normalmente expressa em percentagem do número de pontos do constituinte de interesse, em relação ao total do número de pontos da grelha aplicada.

Considerações gerais da norma:

- Critério de contagem - deverão ser contados todos os pontos que se encontrem completamente inseridos no constituinte de interesse; os pontos que se localizem na fronteira deverão ser contabilizados como meio ponto. Para minimizar o erro, qualquer ponto que seja duvidoso deverá ser contabilizado como meio ponto.
- Este teste baseia-se em princípios de análise quantitativa (estereologia): uma grelha com um determinado número de pontos regularmente alinhados, sendo sistematicamente sobreposta sobre um determinado número de imagens bidimensionais da microestrutura, fornece uma estimativa estatística do volume do constituinte em análise. Este método tem sido descrito como o mais eficaz no que diz respeito à simplicidade e rigor dos resultados.
- As amostras seleccionadas para análise da fase ou do constituinte deverão ser representativas da microestrutura em geral e deverá ser disponibilizada uma descrição da localização das amostras e da sua orientação.
- Caso a amostra da microestrutura contenha defeitos ou não homogeneidades (formação de bandas), as secções deverão mostrar essas particularidades.
- Deverá ser descrito o composto usado para o ataque químico e o procedimento aplicado.
- Selecção do número de pontos/observações – o número de observações ou imagens a analisar depende do nível de precisão desejado para a medição. A tabela (ASTM E562-02 TABLE 3 [90]) do Anexo fornece um valor para o número de imagens a serem analisadas como função do número de pontos da grelha PT, da precisão e da magnitude da fracção volumétrica. O número de observações a realizar poderá ser acordado entre as partes.
- Cálculo e precisão relativa – Para cada conjunto de observações, deverá ser calculada a média de pontos no constituinte \bar{P}_p , o desvio-padrão da amostra e o intervalo de confiança da amostra (95% CI).

Média de pontos do constituinte:

$$\bar{P}_p = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n P_p(i) \quad (15)$$

Desvio-padrão da amostra:

$$s = \left[\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n [P_p(i) - \bar{P}_p]^2 \right]^{1/2} \quad (16)$$

Intervalo de confiança:

$$95\% CI = t \times \frac{s}{\sqrt{n}} \quad (17)$$

Volume do constituinte:

$$V_v = \bar{P}_p \pm 95\% CI \quad (18)$$

Precisão relativa:

$$\% RA = \frac{95\% CI}{\bar{P}_p} \times 100 \quad (19)$$

Procedimento:

Como referido na análise microestrutural, após o polimento as amostras foram atacadas com reagente Nital a 2% durante 10 segundos, de modo a revelar o contraste entre as fases. Para cada um dos materiais A, B e C foram obtidas micrografias representativas da microestrutura do aço, com uma ampliação de 1000x.

O principal objectivo desta análise é estabelecer uma comparação entre a estimativa de volume de fase martensítica de cada uma das amostras. Aplicando o critério definido pela norma segundo a tabela no Anexo existirá uma precisão mínima de 80% analisando seis campos/observações com uma grelha de cem pontos; este valor serve como referência para estimar o número de observações a realizar na análise.

Aplicou-se uma grelha de 99 pontos ($P_T=99$) em seis observações ($N=6$) de cada uma das amostras, quantificando-se o número de pontos inseridos na fase martensítica (P_i), calculando-se o valor percentual de pontos P_p , o valor médio \bar{P}_p de cada conjunto de observações, assim como o desvio padrão da amostra (S), o intervalo de confiança (95% CI) e a precisão relativa (% RA). O Anexo 8 apresenta os valores de cada uma das observações; a Tabela 30 contém os valores médios de cada uma das amostras.

Após obtenção das observações, as imagens foram processadas no programa ImageJ, de modo a tornar mais evidente o contraste entre as fases numa escala de cor (RGB) vermelho/cinza/preto. De seguida, foi definida uma grelha de 99 pontos, de modo a que os pontos ficassem equidistantes entre si em cada uma das observações. Após esta preparação, a contagem foi efectuada de modo manual, como especificado na norma. A Tabela 31 apresenta um exemplo de uma observação para cada uma das amostras A, B e C, assim como as imagens processadas.

Tabela 30 - Resumo da quantificação de fases das três amostras A, B e C

Amostra	V _v (Fase martensítica)			%RA	% Programa
	$\overline{P_p}$	±	95% CI		
A	36%		3,4%	9,7%	34%
B	23%		2,3%	10%	24%
C	24%		3,5%	14,5%	19%

Além desta contagem, usou-se o programa ImageJ para quantificar a área de fase martensítica (Figura 73) presente em cada uma das observações, sendo efectuada a respectiva média; a coluna com o título % programa do Anexo 8 representa os valores desta análise.

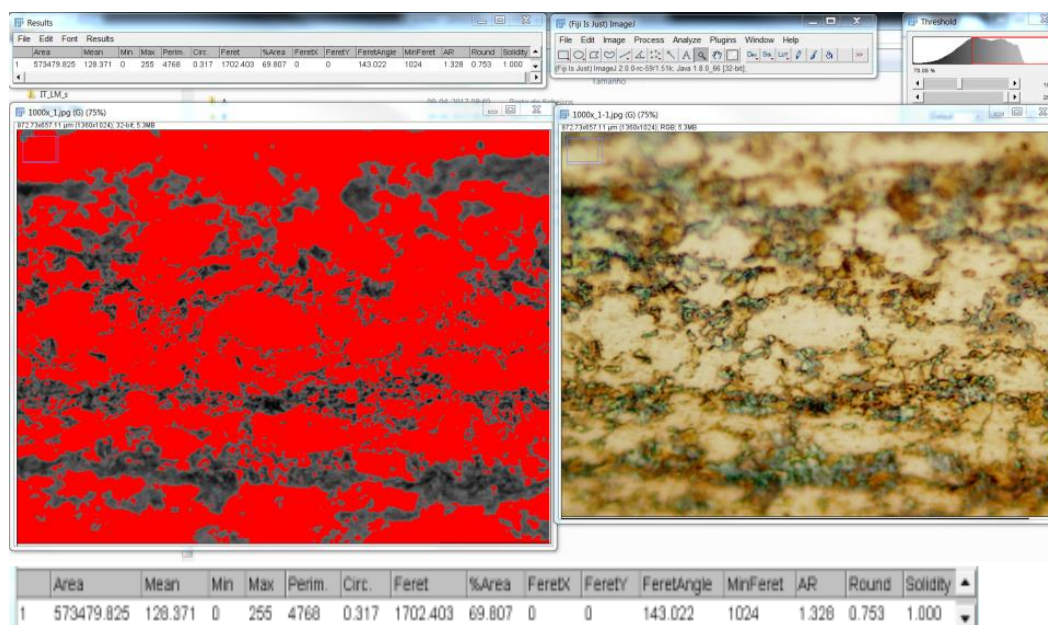
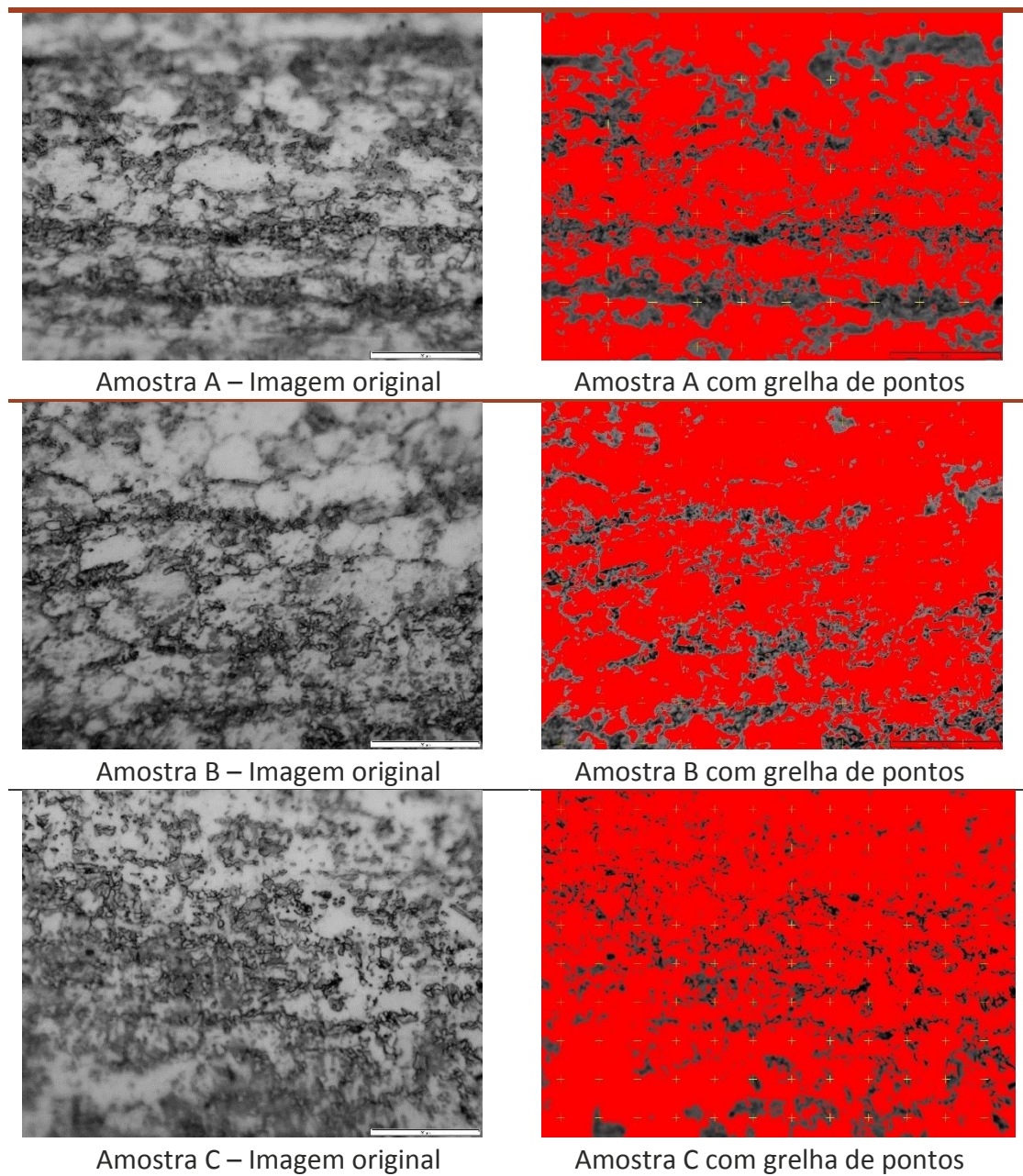
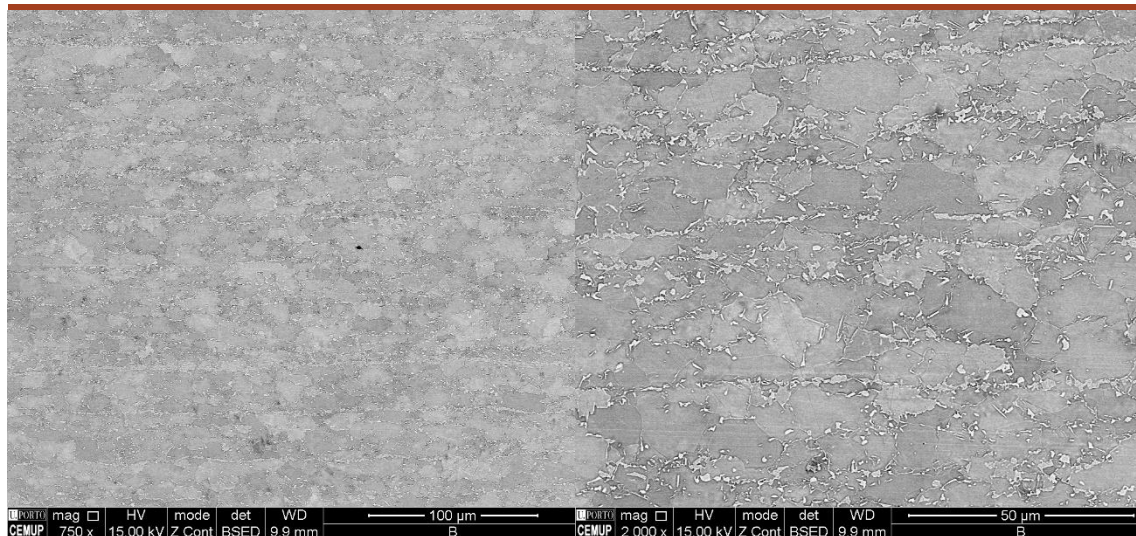


Figura 73 - Quantificação de fases através do programa ImageJ (Amostra A)

Tabela 31 - Micrografias originais e com grelha de pontos para quantificação de fase

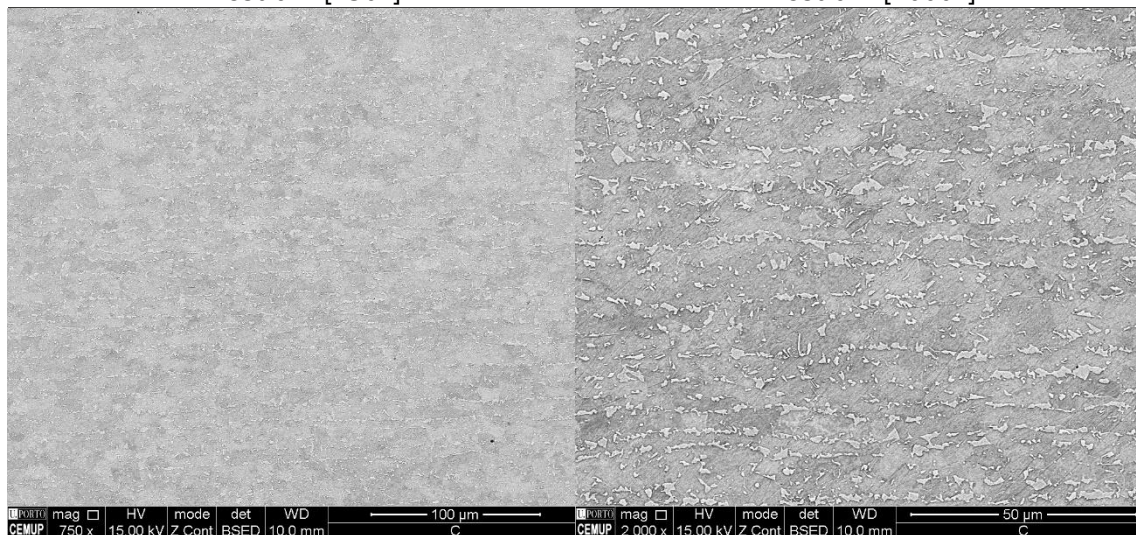


Através dos dois métodos usados, é possível aferir com elevado grau de confiança que a amostra A é, efectivamente, a que possui maior volume de fase martensítica (36%) comparativamente com as amostras B e C, que possuem uma percentagem de martensite muito idêntica: 23 e 24%, respectivamente.



Amostra B [750x]

Amostra B [2000x]



Amostra C [750x]

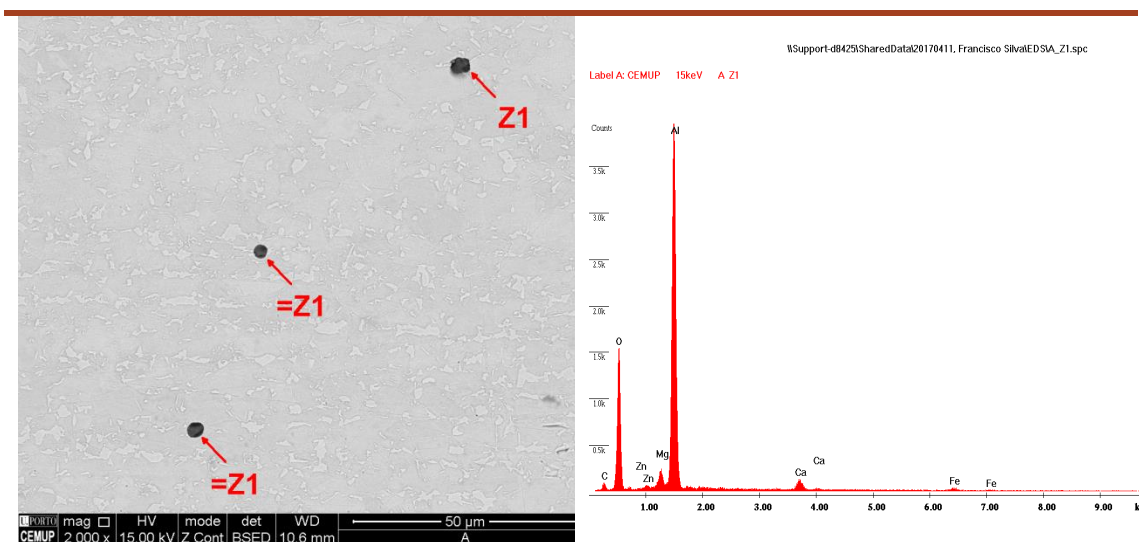
Amostra C [2000x]

Através destas observações, é possível verificar que a amostra A apresenta grãos martensíticos de maior dimensão do que as amostras B e C, sendo esta última a que apresenta grãos martensíticos de menor dimensão e distribuídos de modo mais disperso e uniforme. Além da maior dimensão do grão, a amostra A apresenta macrobandas martensíticas bastante acentuadas, como se pode observar na amostra com ampliação [2000x] da Tabela 32. Além da continuidade do grão formando a banda, esta apresenta uma largura elevada, atingindo em determinadas zonas os 8 μm .

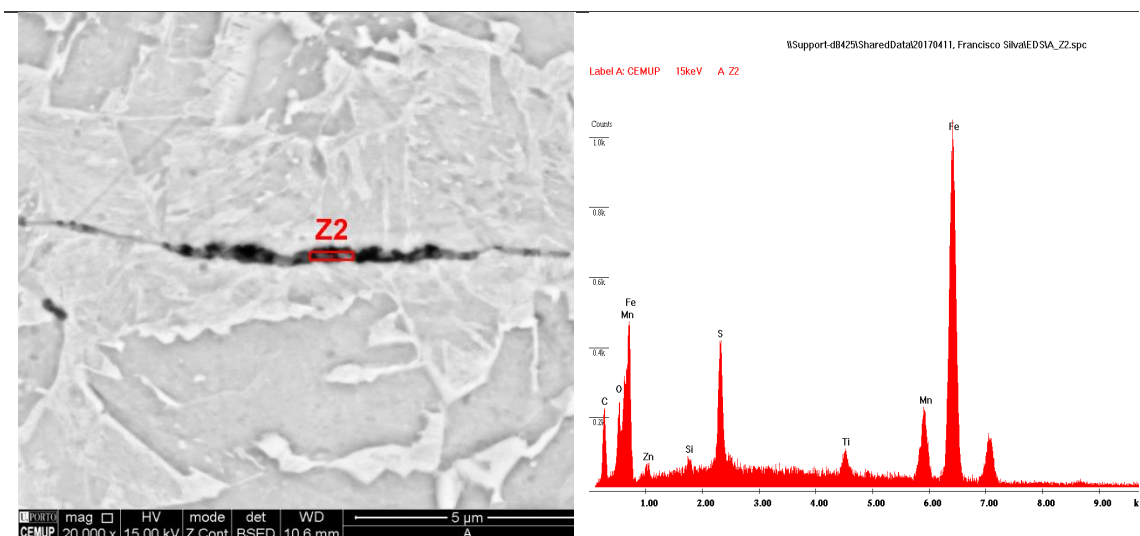
3.2.5.4.2 Análise de inclusões (espectro EDS)

A caracterização das inclusões foi realizada no microscópio de varrimento electrónico SEM – da marca Edax TSL, que integra um sistema de análise de padrões de difracção de electrões retrodifundidos (EBSD – *Electron Back-Scattered Diffraction*). Esta técnica permite a identificação de fases cristalinas, a sua orientação e a caracterização da sua microestrutura. O feixe de electrões do SEM é utilizado como radiação primária incidente, interagindo com o material e daí resultando radiações que permitem a caracterização da amostra em termos de composição química (espectroscopia - EDS). Para cada uma das inclusões foram obtidos os espectros EDS para qualificar o tipo de inclusões existentes em cada uma das amostras (Tabela 33 e 34).

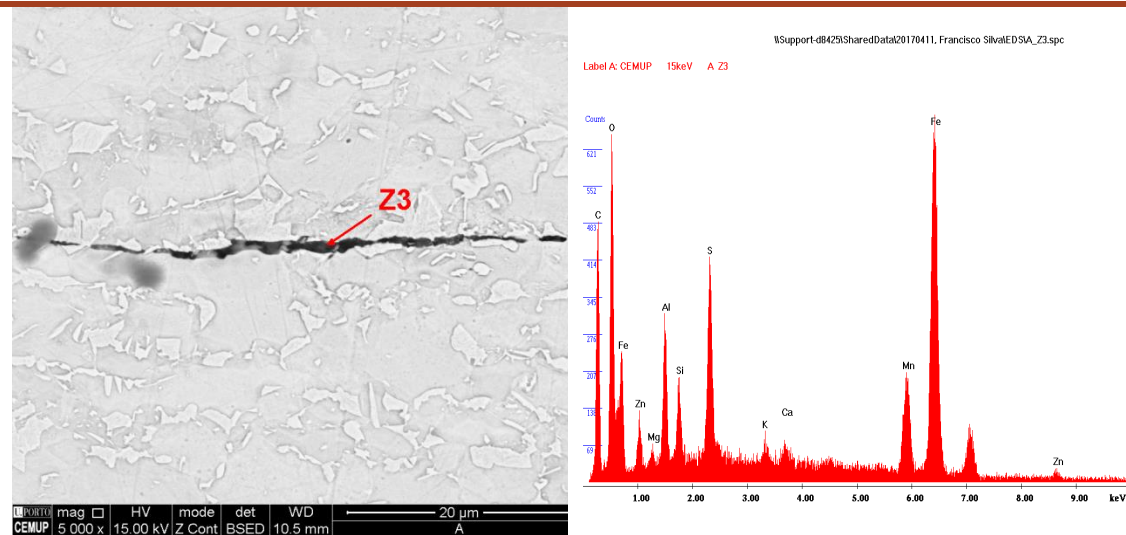
Tabela 33 - Análise de inclusões (EBSD) - Amostra A



Alumina (AlO)

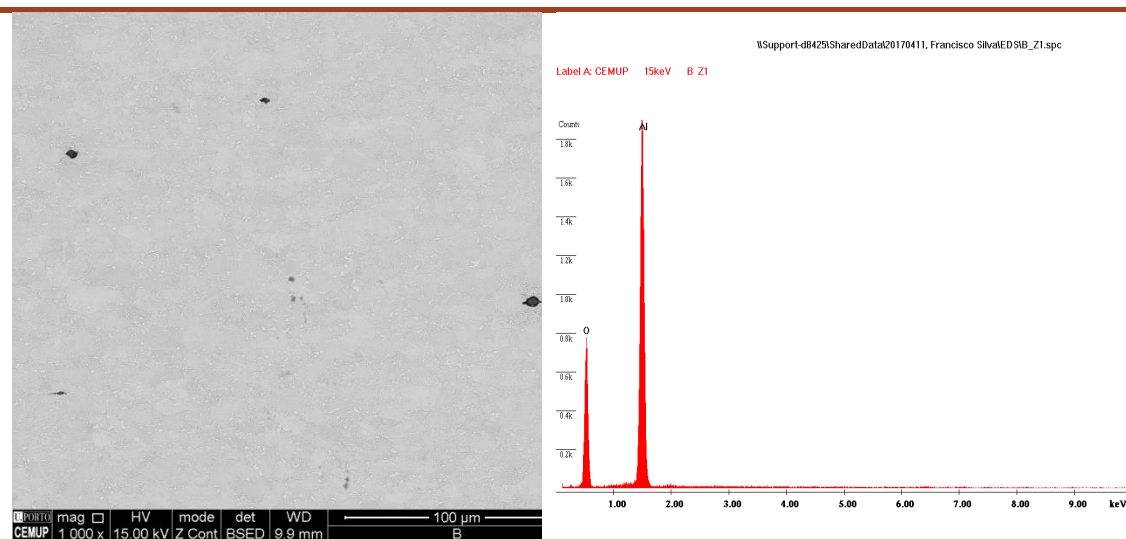


(FeO)

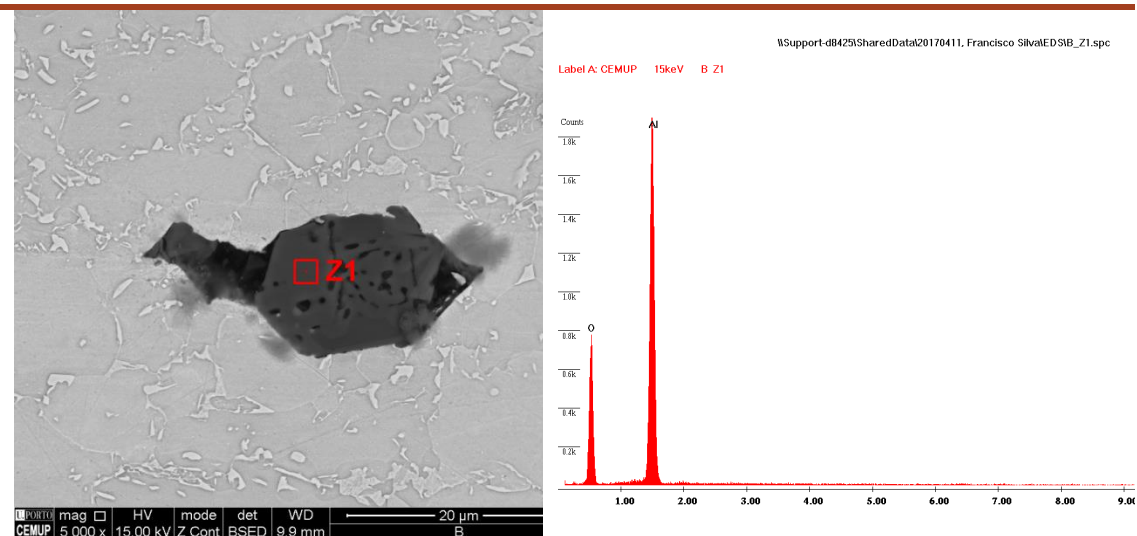


(FeO) e (AlO)

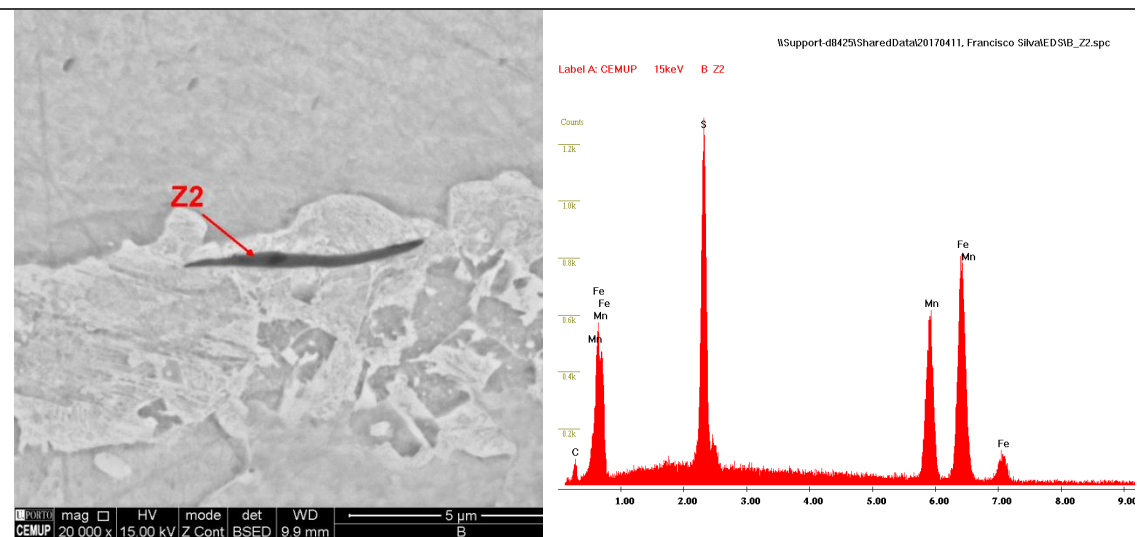
Tabela 34 - Análise inclusões (EBSD) - Amostra B



(AlO)



(AlO)



Sulfeto de ferro (FeS); Sulfeto de manganês (MnS)

As inclusões são classificadas consoante o seu tamanho: micro quando atingem dimensões até 5 µm; macro até 100 µm. No caso da amostra A foi possível observar inclusões com dimensão superior a 100 µm, logo são do tipo grosseiro ou poderão ser classificadas como micro-fissuras pré-existentes na microestrutura do material fornecido.

3.2.5.4.3 Análise de defeitos da microestrutura

Com esta investigação, foi possível identificar defeitos da microestrutura que se poderão denominar grosseiros, tendo em conta o nível de desenvolvimento actual das siderurgias produtoras de aços de fase dual. Além das inclusões de dimensões superiores a 100 µm, macro-bandas de grão contínuo e espessura elevada (Figura 74 e Figura 75), foi possível identificar também micro-fissuras (Figura 76 a Figura 79) na microestrutura do aço. Nas imagens seguintes resumem-se os principais defeitos encontrados e a amostra de material a que correspondem.

1) Macro-bandas martensíticas

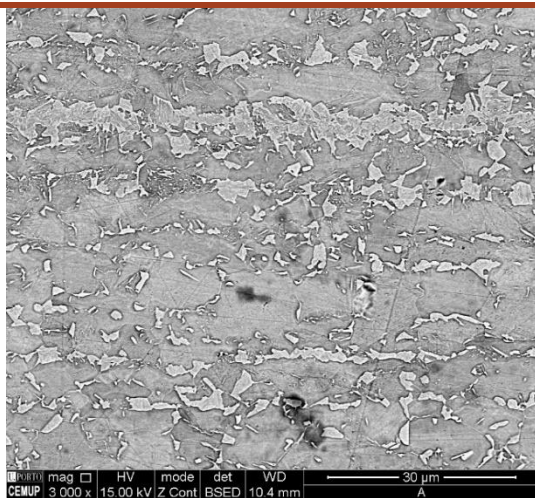


Figura 74 - Macrobandas martensíticas
- Amostra A [3000 x]

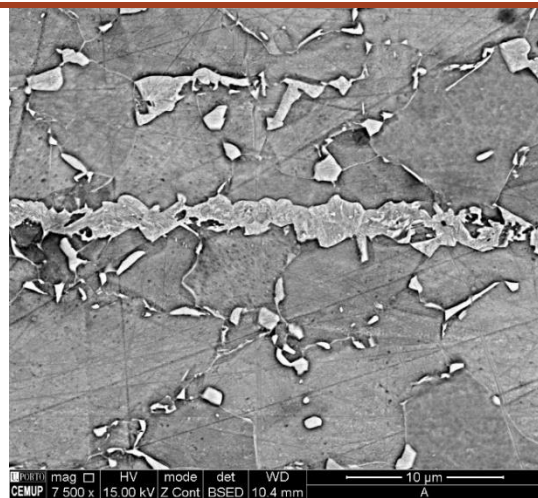


Figura 75 - Macrobandas martensíticas
- Amostra A [7500x]

2) Inclusões deformadas no sentido da laminagem (Fissuras microestruturais)

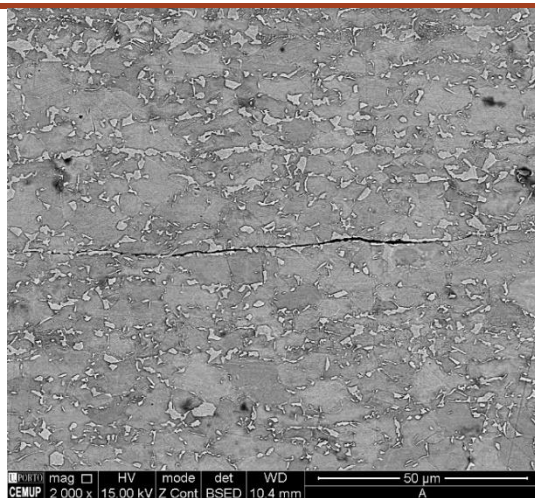


Figura 76 - Microfissura - Amostra A [2000x]

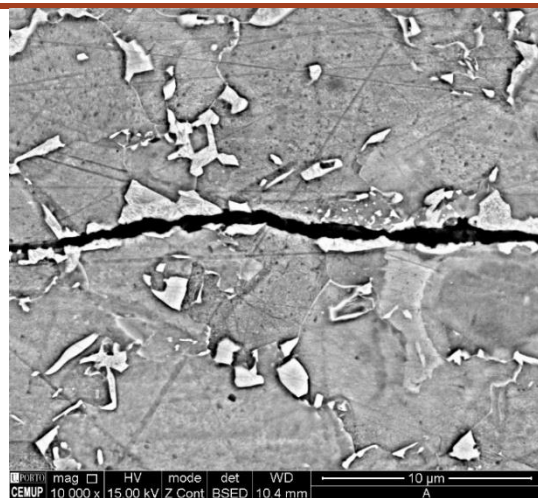


Figura 77 - Microfissura - Amostra A [10000x]

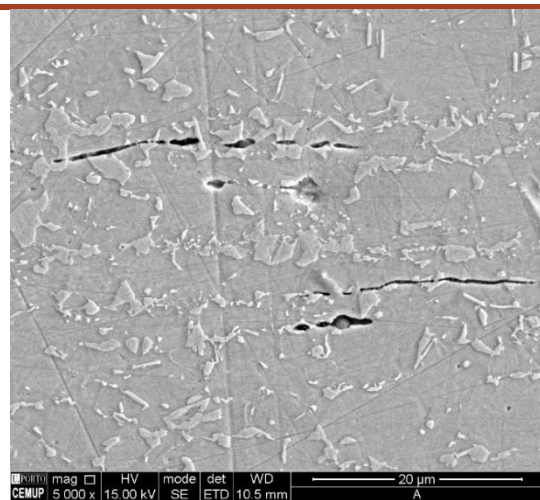


Figura 78 - Inclusão alongada no sentido da laminagem - Amostra A [5000x]

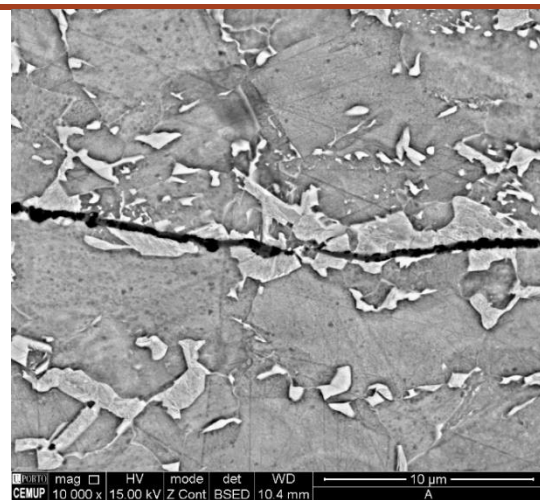


Figura 79 - Microfissura ao longo da banda martensítica - Amostra A [10000x]

3) Fissuras que atravessam todo o grão martensítico

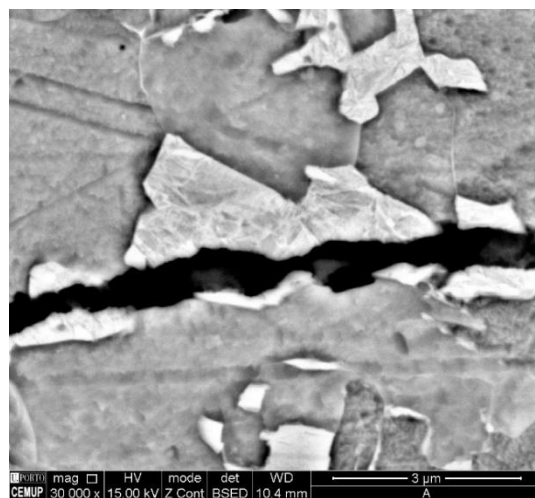
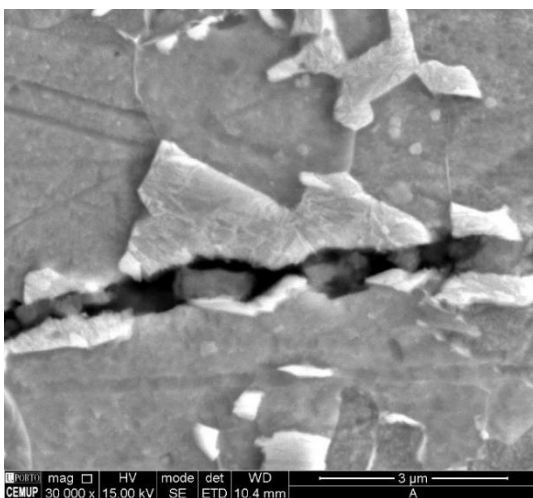


Figura 80 - Grão martensítico fracturado – Amostra A [50000x]

3.2.5.4.4 Mecanismo de rotura (Formação e coalescência de vazios)

A avaliação do mecanismo de rotura dos materiais A e B sujeitos a esforço de tracção foi efectuada analisando a microestrutura da secção de três provetes de cada uma das amostras, havendo sido solicitados até ao início de cada zona (elástica, plástica e rotura). A secção analisada e a posição da imagem estão representadas esquematicamente na Figura 81, representando X a distância da extremidade do provete até ao centro da imagem.

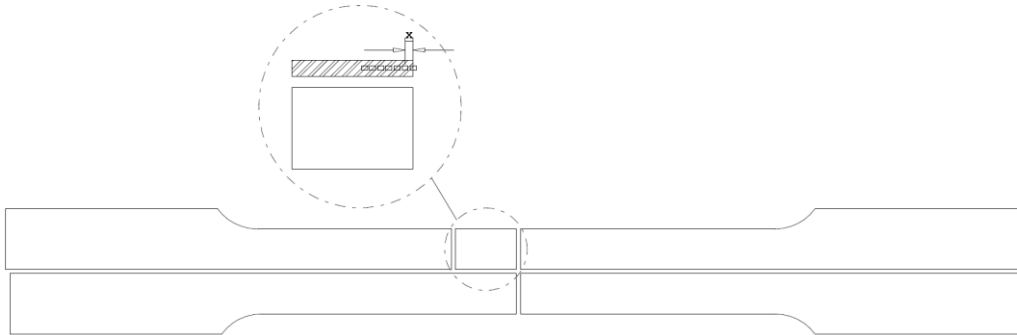


Figura 81 - Esquema de corte do provete para análise do mecanismo de nucleação



Figura 82 - Provete da amostra A (Início da zona de estricção)

Os provetes para análise do mecanismo de nucleação foram obtidos através de corte por erosão de fio, de modo a não modificar termicamente ou mecanicamente a zona a analisar. Na Figura 82, pode-se observar um exemplo do corte do provete para retirada da amostra; a zona em falta na figura foi posteriormente montada em moldes de baquelite, sendo lixada e polida, de acordo com o procedimento usado anteriormente para análise *SEM*. No total, foram analisadas seis secções das amostras A e B.

O estudo do mecanismo de rotura realizado neste trabalho tem dois objectivos principais: o primeiro é identificar os mecanismos existentes na nucleação e coalescência de vazios em aços de fase dual; o segundo avaliar e comparar o mecanismo de nucleação de cada uma das amostras A e B.

Analisando a curva tensão-extensão de cada um dos materiais e a respectiva microestrutura em diferentes fases do carregamento (Figura 83), verifica-se que o material A apresenta uma microestrutura em estado avançado de nucleação, com vazios de grande dimensão ainda na fase de pré-rotura. Na fase de rotura o estado de nucleação é também mais intenso do que na amostra B. A Tabela 35 mostra as diversas observações *SEM* de cada uma das amostras localizadas à mesma distância do ponto extremo de rotura de cada um dos provetes. Como referido, cada imagem corresponde a diferentes fases do carregamento realizado no ensaio de tracção. Os Anexo 9, 10 e 11 apresentam as diversas imagens *SEM* dos provetes ensaiados, assim como a sua localização relativa à extremidade do provete.

Comparando o mecanismo de nucleação de vazios de cada uma das amostras, além de uma nucleação de vazios bastante mais acentuada na amostra A, salienta-se a ocorrência de vazios ainda na fase elástica, indicando a forte contribuição do nível inclusionário no início do mecanismo de nucleação.

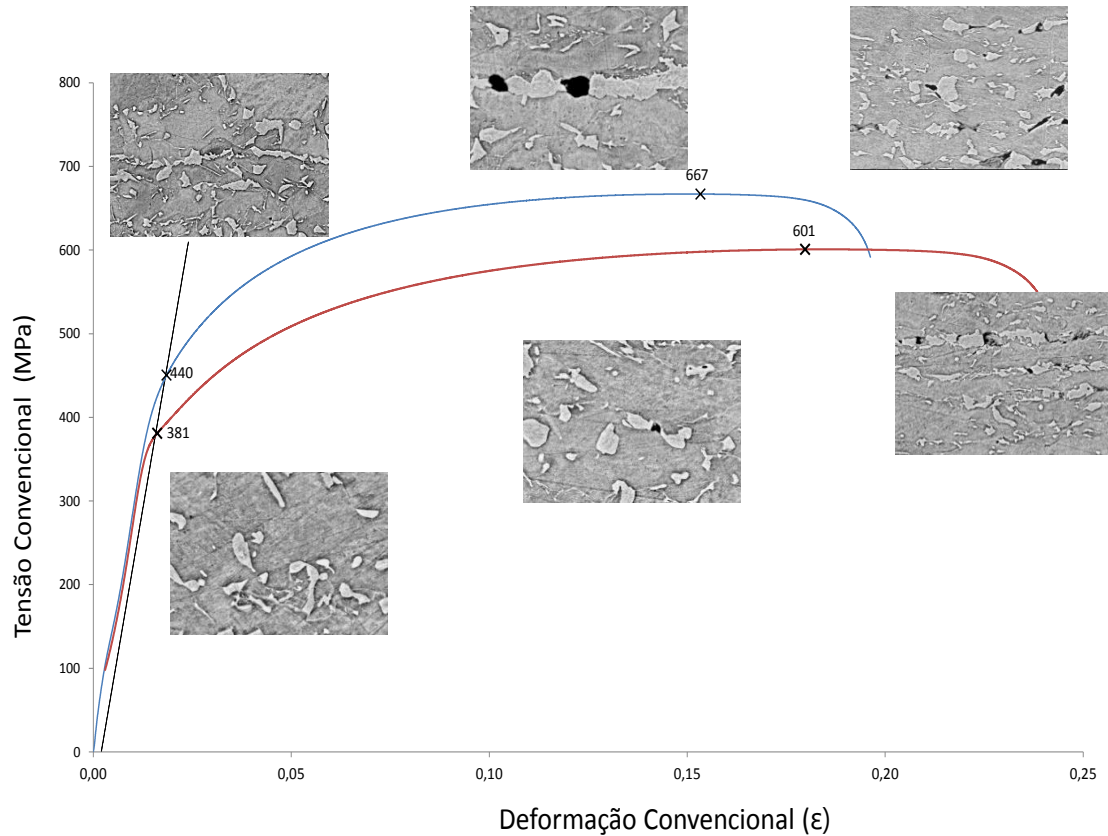


Figura 83 - Mecanismo de nucleação ao longo do carregamento (Amostra A e B)

Através da análise da microestrutura deformada da secção dos provetes sujeitos ao ensaio de tracção, é possível caracterizar o mecanismo de fractura dos aços DP, verificando-se que este mecanismo está sempre associado aos grãos de fase martensítica. Distinguem-se seis mecanismos de nucleação associados à martensite:

- 1) Micro-roturas nos grãos de martensite;
- 2) Vazios ou inclusões interiores aos grãos de martensite;
- 3) Formação e expansão de vazios na fronteira de um grão martensítico;
- 4) Formação, expansão e coalescência entre dois vazios;
- 5) Formação e expansão de vazio com origem na fronteira de grão ferrítico que liga dois grãos de martensite;
- 6) Coalescência consecutiva entre vazios ao longo de uma banda martensítica.

Tabela 35 - Imagens SEM do mecanismo de nucleação para as diferentes fases do ensaio de tracção (Amostra A e B)

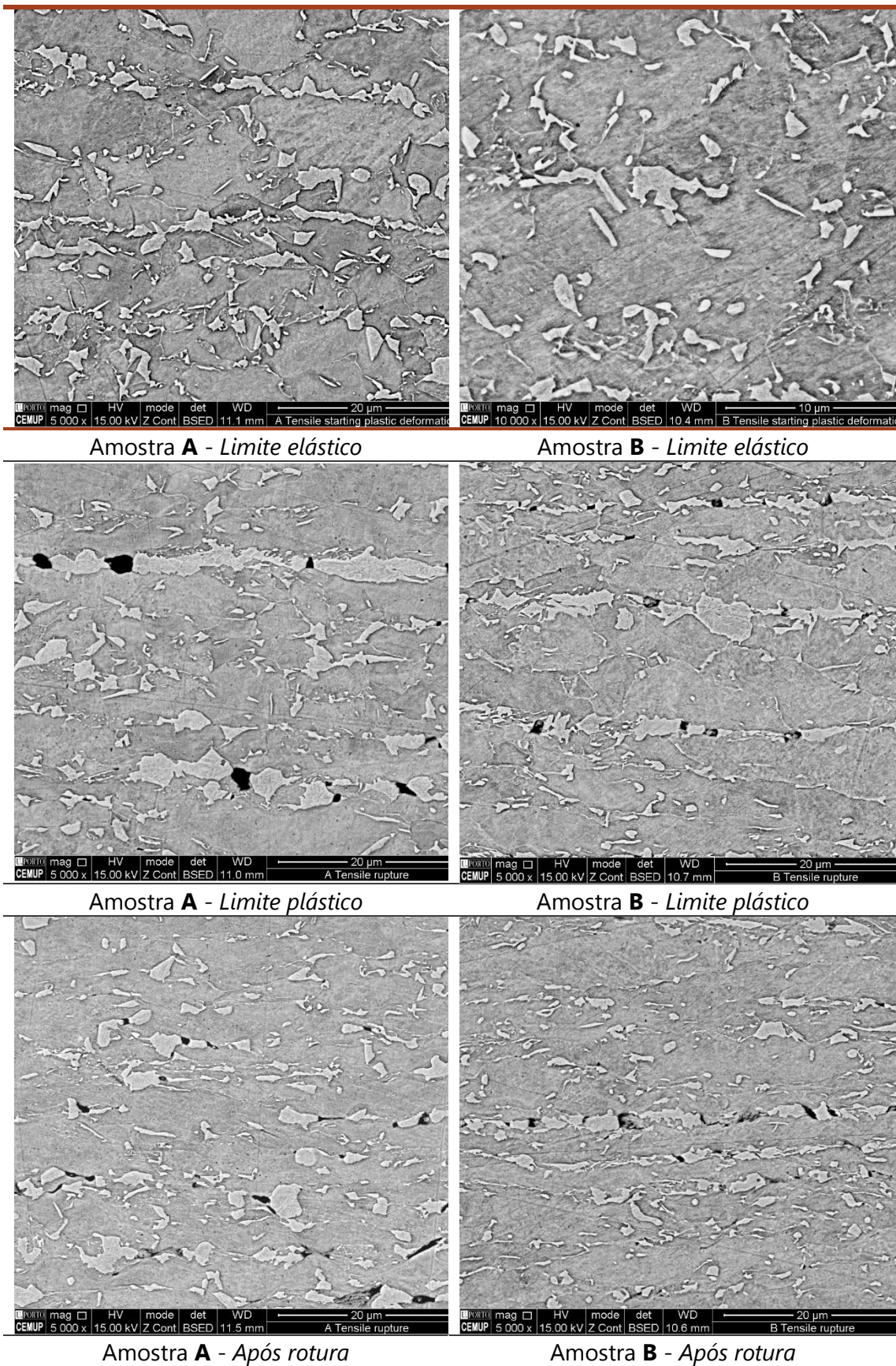



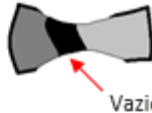



















Tabela 36 - Representação esquemática da observação do mecanismo de nucleação dos vazios em grãos de martensite

1)				
	Martensite	Início da fissura	Separação martensite	Segregação e vazio
2)				
	Martensite	Separação martensite	Expansão vazio	Segregação e vazio
3)				
	Grãos Martensite	Início vazio	Expansão vazio	Vazio
4)				
	Grãos martensite	Início vazios	Coalescência de vazio	Vazio
5)				
	Fronteira grão ferrítico	Formação do vazio	Expansão vazio	Vazio
6)				
	Coalescência de vazios entre grãos de martensite			

Nas diversas observações SEM realizadas, foi possível identificar os diversos mecanismos de rotura descritos na Tabela 36, existindo uma maior predominância dos mecanismos 3) e 4). Na Figura 84, podem-se observar três mecanismos de nucleação presentes na mesma região de dois grãos martensíticos: a fractura do grão martensítico; a nucleação de vazios no grão martensítico e início da expansão de vazios e sua coalescência. Na Figura 85, podem ver-se diversos vazios nos grãos martensíticos, assim como uma fissura que está a atravessar todo o grão ferrítico. Na Figura 85, verifica-se os mecanismos 3) e 4).

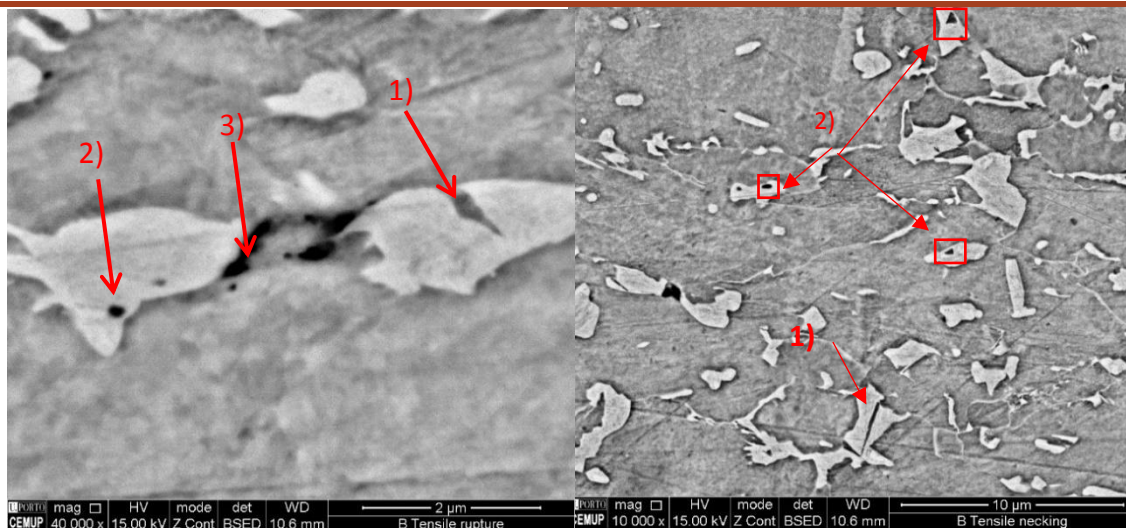


Figura 84 - Observação do mecanismo 1) 2) 3) 4)

Figura 85 - Observação do mecanismo 1) e 2)

Observando a Figura 87 pode-se constatar a coalescência de vazios com origem na fronteira do grão ferrítico 5), propagando-se até atingir os grãos martensíticos adjacentes.

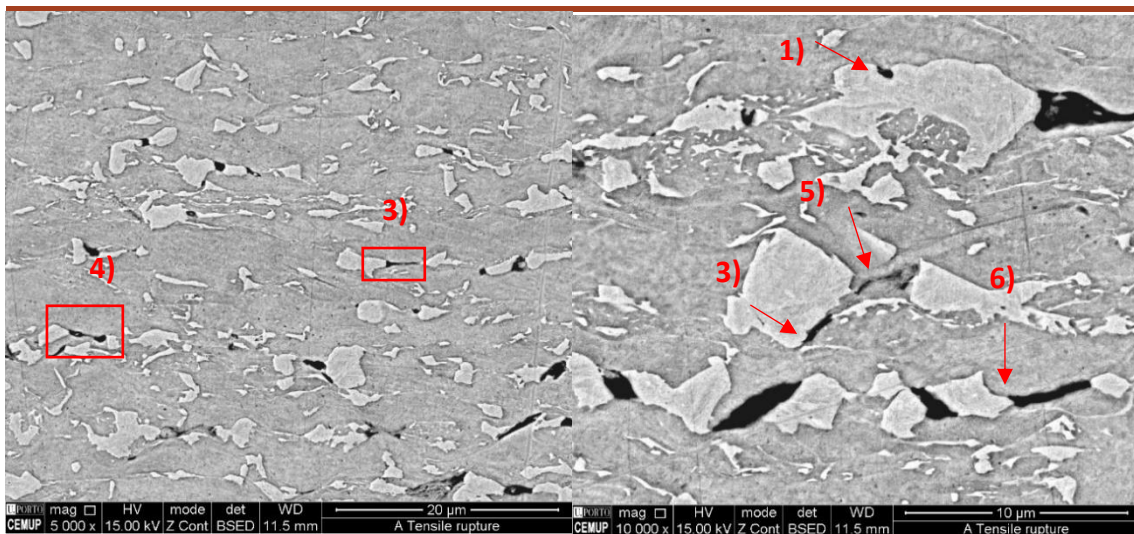


Figura 86 - Observação do mecanismo 3) e 4)

Figura 87 - Observação do mecanismo 1) 3) 5) e 6)

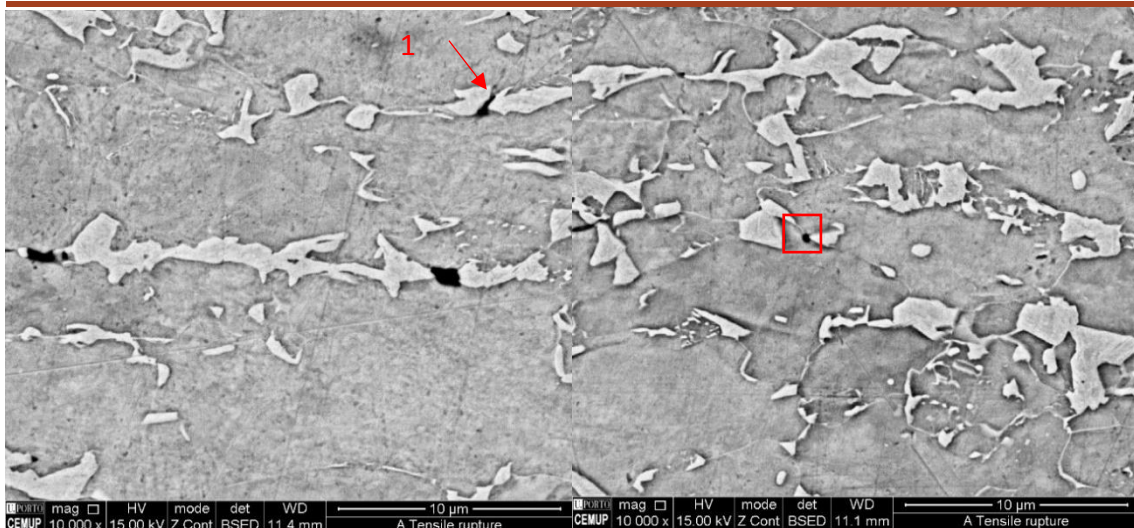


Figura 88 - Observação do mecanismo 1)

Figura 89 - Observação do mecanismo 5)

Como observado na Figura 88 e Figura 90, a fractura dos grãos de martensite ocorre com alguma frequência; a Figura 89 revela que a formação de vazios na fronteira dos grãos ferríticos, estendendo-se até ao grão de martensite, se verifica com menos frequência ou clareza. Os diversos mecanismos de coalescência têm tendência a concentrar-se ao longo da banda martensítica, ocorrendo uma continuidade de grãos martensíticos intercalados com vazios, observável na Figura 91.

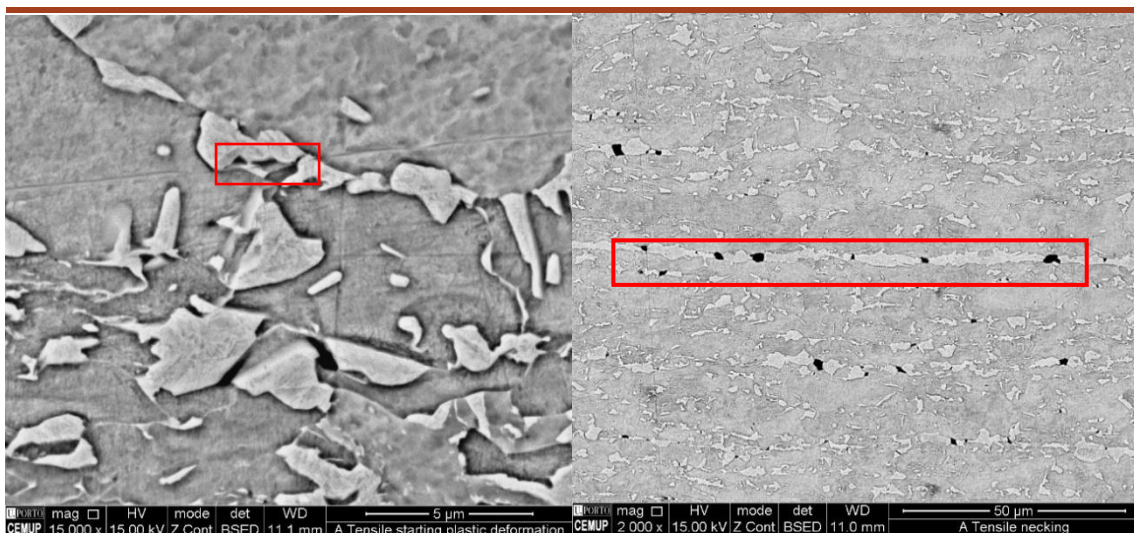


Figura 90 - Observação mecanismo 1)

Figura 91 - Observação mecanismo 6)

Comparando as imagens de cada uma das amostras, determina-se a existência dos seis mecanismos nas duas amostras, sem especial preponderância de cada um dos mecanismos em uma das amostras. No entanto, é importante salientar que os vazios de maior dimensão, sobretudo associados às bandas martensíticas, são mais acentuados na amostra A.

3.3 Análise e discussão dos resultados

Os resultados apresentados permitem identificar o defeito analisado como uma fractura com origem na aresta. Este tipo de defeito é de certo modo comum na conformação plástica dos aços de fase dual, principalmente de peças com geometrias que necessitam de um esforço de expansão para serem conformadas. Apesar de este tipo de defeitos poder ser previsto através de programas de simulação numérica, a eficiência é relativa, pois eles não contemplam heterogeneidades da microestrutura ou inclusões, isto é, o aço pode obedecer a todas as características usadas como dados de entrada para a simulação, mas ter defeitos que não são simuláveis ou não são considerados como variáveis. A interpretação do resultado de uma simulação deverá ter como premissa o conhecimento das características especiais destes aços em relação aos convencionais.

Neste caso, existia uma elevada tensão periférica na aresta de corte que, como se constatou, funcionou como factor potenciador na geração de microfissuras e respectiva propagação; no entanto, a simulação não indicou a ocorrência de fissuras no *FLD* gerado. Para diminuir a probabilidade de ocorrência deste tipo de defeito, é extremamente útil a simulação numérica, através da análise do *FLD* dos pontos próximos à aresta onde ocorre o defeito, como aconteceu neste trabalho. Contudo, é fundamental aliar o conhecimento das características singulares dos aços de fase dual à interpretação dos resultados da simulação. O trabalho de simulação realizado, recorreu a um programa comercial, utilizado sob as condições usualmente aplicadas na indústria. O uso de um programa académico poderia obter resultados distintos.

A simulação iterativa recorrendo a uma filosofia de fabricação de “*Computer – Aided Sheet Metal Forming*” [14], permitiu escolher o caminho correcto de melhoria do processo, evitando perdas avultadas da filosofia tradicional, baseada na tentativa erro. A opção 3 resultou num processo de conformação com maior estabilidade. Nos diversos ensaios realizados aos materiais, constatou-se uma diferença evidente entre o comportamento mecânico das três amostras de material. Cada um dos ensaios realizados fornece indicadores mais ou menos pronunciados sobre a *conformabilidade* das três amostras.

- O ensaio de tracção permitiu identificar as amostras B e C como sendo as mais dúcteis e com maior coeficiente de endurecimento. Baseado na norma ASTM E646 [84] o material A está fora de especificação.

- Os resultados da análise química apenas possibilitam alguma leitura enquadrados nos restantes resultados. De facto, a análise química é, por si só, inconclusiva, pois como foi referido, a mesma composição química com uma microestrutura diferente origina resultados mecânicos diferentes. No entanto, é de realçar que segundo a norma ASTM E45 [88], as amostras A e B seriam rejeitadas devido ao conteúdo máximo dos elementos referidos na norma.

- O ensaio *HET* permitiu aferir um nível superior de expansibilidade do furo para as amostras B e C, no entanto este ensaio depende de inúmeros factores como o conteúdo martensítico, o bandeamento, o nível inclusionário e a condição da aresta de corte. O principal objectivo deste ensaio foi a validação da utilização do mesmo para aferir a capacidade de cada material resistir ao defeito de rotura a partir da aresta. O valor de *HET* não está definido nas normas do material de fase dual analisado.
- Na análise metalúrgica (inclusões e *Vm*) foi possível verificar uma superior homogeneidade microestrutural da amostra C e um nível inclusionário inferior (em volume), sendo esta homogeneidade um factor-chave dependente da composição química, morfologia e distribuição do constituinte secundário. A análise de fase permitiu aferir uma considerável diferença no *Vm* da amostra A relativamente às restantes. Apesar destas análises estarem padronizadas, a norma do material não indica um valor máximo ou mínimo.
- A análise através de *SEM* evidenciou dados muito interessantes e reveladores da diferença de comportamento de cada uma das amostras: além de inclusões de óxido de alumina de grandes dimensões, revelou a existência de inclusões que se transformaram em autênticas micro-fissuras, associadas ao processo de laminagem, ou seja, apesar de respeitar as normas básicas do produto, o material fornecido tinha defeitos siderúrgicos considerados grosseiros para a tecnologia actualmente existente.
- A Tabela 37, resume os resultados dos ensaios a cada uma das amostras, comparando com os valores padrão definidos em cada uma das normas.

Tabela 37 - Matriz de validação conformidade de material de fase dual – *Edge Crack*

Procedimento							
nº	Análise (Norma)	Valores de referência		Amostra			
				A	B	C	
1	Ensaio de tracção (WSS-M1A368) (ASTM E646)	σ_e (MPa)	mín. - 340 Mpa	440	381	393	
			máx. - 440 Mpa				
		A%	σ_r (MPa)	mín. - 590 Mpa	667	601	600
			mín. - 21%	20	24	22	
<i>n</i>	mín (4 a 6 %) - 0,14	0,15	0,21	0,2			
	mín (4 a 6 %) - 0,14	0,25	0,27	0,29			
2	Ensaio HET (Auto Steel) (ISO 16630)	λ (%)	30%	26%	47%	43%	
3	Ensaio Químico (ASTM-E45)	%C	0,107%	0,342	0,366	0,108	
		% Mn+Al+Si	1,710%	3,98	3,675	2,113	
		%Cr+Mo	0,395%	0,396	0,303	0,194	
4	Inclusões (WSS-M1A368) (ASTM E45)	tipo thin	máx. index - 2	1	1,25	1,17	
		tipo heavy	máx. index - 2	1	1	1	
5	Volume martensítico (ASTM E562)	% <i>Vm</i>	25% (valor máx. comum)	36	23	24	

CONCLUSÕES

4.1 Conclusões

4.2 Proposta de trabalhos futuros

4 CONCLUSÕES E PROPOSTAS DE TRABALHOS FUTUROS

4.1 CONCLUSÕES

As normas que regem os aços de fase dual apenas mencionam o campo de tolerância da composição química e das principais características mecânicas do aço (limite elástico, carga de rotura e encruamento). No que respeita à configuração microestrutural, o aço de fase dual ferrítico-martensítico deve ser formado por um constituinte secundário composto predominantemente por martensite (podendo também conter austenite retida e bainite em proporções consideravelmente inferiores) numa matriz ferrítica. Esta configuração microestrutural é responsável por uma óptima distribuição da deformação durante a conformação e um elevado coeficiente de endurecimento, pois, assim que inicia a deformação, este aço adquire um elevado limite plástico devido ao elevado endurecimento.

Pode-se concluir que um aço de fase dual, neste caso o DP600, que cumpra todos os requisitos da norma relativos à composição química e às propriedades mecânicas de referência, pode não satisfazer outras propriedades como a *conformabilidade* local ou aptidão para a conformação plástica. As normas que definem as características destes materiais apresentam vários critérios que, por vezes, sendo apenas orientadores, são omissos no que diz respeito à qualificação do material. Por exemplo, a norma que define o nível de inclusões relega alguns dos parâmetros utilizados para acordo entre as partes (produtor/cliente) e omite a regulação de algumas das características únicas e complexas dos aços de fase dual, não definindo a quantidade, morfologia ou dimensão do grão martensítico que, tal como se pôde constatar, se apresenta como um dos factores mais influentes na análise da *conformabilidade* do aço.

Todos os produtos de aço laminado resultam de um processo metalúrgico que, entre outros, pode induzir fenómenos de segregação ou formação de inclusões. No caso dos aços de fase dual, o processo metalúrgico engloba as seguintes fases: ajuste metalúrgico no forno, vazamento, laminagem a quente, laminagem a frio e recozido contínuo. As variáveis de cada uma destas fases associadas à composição química originam a formação de defeitos como inclusões ou bandas. Estes fenómenos dão lugar a uma heterogeneidade microestrutural significativa que induz concentração de tensões nestes defeitos durante as operações de conformação.

O nível de qualidade da siderurgia é de extrema importância, não sendo suficiente que um aço pertença a esta família e respeite as características básicas do produto. Sendo esta problemática difícil de controlar, é importante uma caracterização completa do produto que não se reduza a um simples ensaio de tracção ou análise química. Assim, o procedimento criado neste trabalho (resumido na Tabela 37) revela-se adequado para distinguir e qualificar a aptidão de determinado material para a conformação plástica

do componente em estudo, assim como estabelecer uma comparação factual entre materiais que obedecem às normas básicas do produto.

4.2 PROPOSTA DE TRABALHOS FUTUROS

Este trabalho incidiu sobre um processo de conformação analisado de um modo global, iniciando no processo e finalizando na caracterização do material. Sendo a conformação plástica de aços avançados de alto limite elástico, objecto de intensa actividade científica e industrial, o estudo das suas características de *conformabilidade*, assim como o estudo de ferramentas ou ensaios que sirvam para validação da conformidade dos mesmos, serão trabalhos de elevado interesse industrial e científico.

**BIBLIOGRAFIA E OUTRAS FONTES
DE INFORMAÇÃO**

5 BIBLIOGRAFIA E OUTRAS FONTES DE INFORMAÇÃO

- [1] H. W. Swift, "On the foot hills of plastic range," *Institute of Metals*, OH, USA vol. 81, p. 109, 1952.
- [2] S. P. Keeler, *Sheet Metal Stamping- Need for fundamental understanding*. Boston, USA: Springer US, 1978. ISBN:978-1-4613-2882-7
- [3] *DIN 8582:2003-09 - Manufacturing processes forming- Classification; Subdivision, Terms and Definitions*. Berlin, Germany: German Institute for Standardization, 2003.
- [4] T. Altan and A. E. Tekkaya, *Sheet Metal Forming - Fundamentals*, E. Kinsman Road Materials Park, OH: ASM - International, 2012, pp.1-23; 33-66. ISBN: 978-1615038428
- [5] *DIN 8580:2003-09 - Manufacturing processes - Terms and definitions, division*. Berlin, Germany: German Institute for Standardization, 2003.
- [6] W. P. Reyman, "Stamping And Formability: Automotive Sheet Metal Stamping And Formability," *American Iron and Steel Institute*, no. January, pp. 1–214, 1989.
- [7] H. Tschaetsch, *Metal Forming Practise: Processes-Machines-Tools*. Berlin Heidelberg: Springer, 2006, pp 262-324. ISBN:978-3-540-33216-9
- [8] Schuler GmbH, *Metal Forming Handbook*. Göppingen, Germany: Schuler GmbH, 1998.
- [9] Schuler GmbH, "The entire world of metal forming," *Schuler GmbH*, Göppingen, Germany, 2015, pp.33-72.
- [10] K. Osakada, K. Mori, T. Altan, and P. Groche, "Mechanical servo press technology for metal forming," *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 2011.
- [11] A. R. Groseclose, J. Brevick, T. Altan, and R. Shivpuri, "Forming of AHSS using Servo-Presses," Ohio State University, 2014.
- [12] A. Barata da Rocha and J. Ferreira Duarte, *Tecnologia do Corte em Prensa*. Porto: APTCP - Associação Portuguesa das Tecnologias de Conformação Plástica, 1990, pp 2-25.
- [13] I. Suchy, *Handbook of Die Design*. England: McGraw-Hill, 2006, pp.95-185. ISBN: 978-0071462716
- [14] A. D. Santos, J. Ferreira Duarte, and A. Barata da Rocha, *Tecnologia da Embutidura*. INEGI - Instituto de Engenharia e Gestão Industrial, 2005, pp.1-15,123-135,179-204. ISBN: 97288226036
- [15] *ASM - J2329 201504 - Categorization and Properties of Low-Carbon Automotive Sheet Steels*. Warrendale, PA, USA: ASM - International, 2015.
- [16] *BS EN 10111:2008 Continuously hot rolled low carbon steel sheet and strip for cold forming. Technical delivery conditions*. Brussels, Belgium: CEN - European Committee for Standardization, 2008.
- [17] *ASM - J2340_199910 - Categorization and Properties of Dent Resistant, High Strenght, and Ultra High Strenght Automotive Sheet Steel*. Warrendale, PA, USA: SAE International, 1999.
- [18] S. Hayami and Furukawa T., "A Family of High-Strength Cold-Rolled Steels,"

- Union Carbide Corporation'*, vol. In Microal, 1975.
- [19] R. G. Davies and C. L. Magee, "Physical Metallurgy of Automotive High-Strength Steels," *In Conference of Structure and Properties of Dual-Phase Steels, AIME Annual Meeting, 1–19*, 1981.
- [20] R. G. Davies, "The deformation behavior of a vanadium-strengthened dual phase steel," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 9, pp. 41–52, 1978.
- [21] L. Samek and D. Krizan, "Steel – Material of Choice for Automotive Lightweight Applications," *Metal*, 2012.
- [22] S. Keeler and M. Kimchi, *Advanced High-Strength Steels Application Guidelines V5.0*. World Auto Steel Association, 2014.
- [23] D. Abraham, "Future Growth of AHSS," *Great Designs in Steel Seminar*, 2011.
- [24] A. Taylan and T. Erman, *Sheet Metal Forming - Fundamentals*, vol. 25, no. 8. 1989.
- [25] D. Banabic, H. J. Bunge, K. Pohlandt, and A. E. Tekkaya, *Engineering Materials*. Berlin, Germany: Springer, 2000, pp.61-108,173-209. ISBN: 978-3-642-08750-9
- [26] J. P. Davim and A. G. Magalhães, *Ensaaios Mecânicos e Tecnológicos*. Porto: Estante Editora, 1992. ISBN: 978-9-728-95354-6
- [27] B. Carlsson and G. Engberg, *Sheet Steel Forming Handbook*. Sweden: SSAB TunnPlat, 1997.
- [28] S. K. Ghosh and M. Predeleanu, *Materials Processing Defects*. Germany: Elsevier, 1995, pp. 233-265. ISBN: 978 008 0544885
- [29] N. Fonstein, *Advanced High Strength Sheet Steels*. Switzerland: Springer, 2015, pp.1-14,68-126,151-162. ISBN: 978-3-319-19164-5
- [30] S. K. Ghosh, *Metal forming: Mechanics and metallurgy*, vol. 11, no. 1. Cambridge University Press, 1985, pp. 30-49,182-193,237-253. ISBN: 978-0-521-88121-0
- [31] R. Reed-Hill and R. Abbaschian, *Physical Metalurgy Principles*. Stamford, USA: CENGAGE Learning, 2009, pp.749-824. ISBN: 978-0495082545
- [32] G. E. Dieter, D. Bacon, and G. L. Wilkes, *METALLURGY SI Metric Edition Adapted by David Bacon*. McGraw-Hill, 1988. ISBN:0-07-100406-8
- [33] S. P. Keeler, *Chapter 4 - Forming Limit Criteria (Sheets)*. Boston, USA: Springer, 1978, pp.127-157. ISBN: 978-1-4613-4026-3
- [34] S. . Chung and H. W. Swift, "Cup Drawing from a flat Blank: Part I. Experimental Investigation," *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*, vol. 165, no. 1, pp. 199–211, 1951.
- [35] D.-K. Leu and J.-Y. Wu, "A simplified approach to estimate limiting drawing ratio and maximum drawing load in cup drawing," *Trans. ASME: J. Eng. Mater. Technol.*, vol. 126, p. 116–122,325, 2004.
- [36] D. Banabic, *5 Forming Limits of Sheet Metal*. Berlin Heidelberg: Springer, 2000. ISBN: 978-3-642-08750-9
- [37] S. . Keeler, "Determination of Forming Limits in Automotive Stampings," *Sheet Metal Ind.*, pp. 683–91, 1965.
- [38] G. . Goodwin, "Application of Strain Analysis to Sheet Metal Forming Problems in the Press Shop," *SAE Paper No. 680093*, pp. 1–12, 1968.

- [39] S. Dinda and S. . Keeler, *How to Use Circle Grid Analysis for Die Try Out*, ASM, 1981.
- [40] K.Nakazima and T.Kikuma, "Yawata Iron & Steel Co," 1968, p. 141.
- [41] S. S. Hecker., "Simple technique for determining forming limit curves," *Sheet Metal Industries* 52, pp. 671–675, 1975.
- [42] C. Kremaszky, P. Larour, J. Freudenthaler, and E. Werner, "Towards More Efficient Hole Expansion Testing," *IDDRG 2014 Conference*, pp. 204–209, 2014.
- [43] K. Mori, Y. Abe, Y. Kidoma, and P. Kadarno, "Slight clearance punching of ultra-high strength steel sheets using punch having small round edge," *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2013.
- [44] X. Wu, H. Bahmanpour, and K. Schmid, "Characterization of mechanically sheared edges of dual phase steels," *Journal of Materials Processing Technology*, 2012.
- [45] *ISO 16630:2009 (E), Metallic materials — Sheet and strip — Hole expanding test*. Geneva, Switzerland: ISO - International Organization for Standardization, 2009.
- [46] D. I. Hyun, S. M. Oak, S. S. Kang, and Y. H. Moon, "Estimation of hole flangeability for high strength steel plates," in *Journal of Materials Processing Technology*, 2002.
- [47] R. J. Comstock, D. K. Scherrer, and R. D. Adamczyk, "Hole Expansion in a Variety of Sheet Steels," *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 15, no. 6, pp. 675–683, 2006.
- [48] B. Carlsson, P. Bustard, and D. Eriksson, "Formability of High Strength Steel Dual Phase Steel," in *PF2004F454, SSAB Tunnplat*, 2004.
- [49] X. Chen, H. Jiang, Z. Cui, C. Lian, and C. Lu, "Hole expansion characteristics of ultra high strength steels," in *Procedia Engineering*, 2014.
- [50] C. Zheng and D. Raabe, "Interaction between recrystallization and phase transformation during intercritical annealing in a cold-rolled dual-phase steel: A cellular automaton model," *Acta Materialia*, vol. 61, no. 14, pp. 5504–5517, 2013.
- [51] M. S. Rashid, "Dual Phase Steels," *Ironmaking & Steelmaking*, vol. 23, no. August, pp. 1–22, 2009.
- [52] C. C. Tasan, M. Diehl, and D. Raabe, "An Overview of Dual-Phase Steels: Advances in Microstructure-Oriented Processing and Micromechanically Guided Design," vol. 19, no. 1, 2015.
- [53] M. Hatherly and F. J. Humphreys, *Recrystallization and related annealing phenomena*, 2nd Ed. Oxford: Elsevier, 2004. ISBN:978-0-08-044164-1
- [54] Y. Granbon, "Effects of process parameters prior to annealing on the formability of two cold rolled dual phase steels," *Steel Research International*, vol. 79, pp. 297–305, 2008.
- [55] Y. Granbom, "Influence of niobium and coiling temperature on the mechanical properties of a cold rolled dual phase steel," *La Revue de Métallurgie-CIT*, pp. 191–197, 2007.
- [56] G. R. Speich, V. a. Demarest, and R. L. Miller, "Formation of Austenite During Intercritical Annealing of Dual-Phase Steels," *Metallurgical Transactions A*, vol. 12, no. AUGUST, pp. 1419–1428, 1981.

- [57] R.G.Davies, "Influence of martensite composition and content on the properties of dual phase steels," *Metallurgical Transactions A*, pp. 671–679, 1978.
- [58] O. Miyagawa and K. Sugimoto, "Hardening of Martensite Morphology on Initial Yielding and," *ISIJ Int*, 1985.
- [59] K. Sugimoto, J. Sakaguchi, T. Lida, and T. Kashima, "Stretch-flangeability of a High-strength TRIP Type Bainitic Sheet Steel.," *ISIJ International*, vol. 40, no. 9, pp. 920–926, 2000.
- [60] J. Gerbase, J. D. Embury, and R. M. Hobbs, "The mechanical behavior of some dual-phase steels – with emphasis in the initial work hardening rate," *Structure and Properties of Dual Phase Steels*, pp. 62–164, 1979.
- [61] K. K. Chawla, P. R. Rios, and J. R. C. Guimar, "Fractography of a dual phase steel," *J Mater Sci*, vol. 2, no. 80.
- [62] G. Avramovic-Cingara, C. A. R. Saleh, M. K. Jain, and D. S. Wilkinson, "Void nucleation and growth in dual-phase steel 600 during uniaxial tensile testing," *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, vol. 40, no. 13, pp. 3117–3127, 2009.
- [63] D. Branagan, "Overview of a New Category of 3 rd Generation AHSS," *Nano Steel*, 2013.
- [64] H. Ghadbeigi, C. Pinna, and S. Celotto, "Failure mechanisms in DP600 steel: Initiation, evolution and fracture," *Materials Science and Engineering A*, vol. 588, pp. 420–431, 2013.
- [65] V. L. de la Concepción, H. N. Lorusso, and H. G. Svoboda, "Effect of Carbon Content on Microstructure and Mechanical Properties of Dual Phase Steels," *Procedia Materials Science*, vol. 8, pp. 1047–1056, 2015.
- [66] A. Ghatei Kalashami, A. Kermanpur, A. Najafizadeh, and Y. Mazaheri, "Effect of Nb on Microstructures and Mechanical Properties of an Ultrafine-Grained Dual Phase Steel," *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 24, no. 8, pp. 3008–3017, 2015.
- [67] H. Niakan and A. Najafizadeh, "Effect of niobium and rolling parameters on the mechanical properties and microstructure of dual phase steels," *Materials Science and Engineering A*, vol. 527, no. 21–22, pp. 5410–5414, 2010.
- [68] R. G. Davies, "Influence of silicon and phosphorous on the mechanical properties of both ferrite and dual-phase steels," *Metallurgical Transactions A*, vol. 10, no. 1, pp. 113–118, 1979.
- [69] J. Drumond, O. Girina, J. F. da Silva Filho, N. Fonstein, and C. A. S. de Oliveira, "Effect of Silicon Content on the Microstructure and Mechanical Properties of Dual-Phase Steels," *Metallography, Microstructure, and Analysis*, vol. 1, no. 5, pp. 217–223, 2012.
- [70] D. . Woo, "On the complete solution of the deep drawing problem," *Int. J. Mech. Sci*, pp. 83–94, 1968.
- [71] J. Ferreira Duarte, "Conformação plástica de chapas metálicas: Simulação numérica e caracterização mecânica," Universidade do Porto, 1997.
- [72] M. Gotoh and F. Ishise, "A finite element analysis of rigid plastic deformation of the flange in a deep drawing process based on a fourth- degree yield function," *Int. J. Mech. Sci*, pp. 423–435, 1978.
- [73] B. Budiansky and N. M. Wang, "Analysis of sheet metal stamping by a finite-

- element method," *J.Appl. Mech*, pp. 73–82, 1978.
- [74] A. E. Tekkaya, "State-of-the-art of simulation of sheet metal forming," *Journal of Materials Processing Technology*, 2000.
- [75] A. D. Santos, "Tool descriptions and contact strategies in static explicit FEM for simulation of 3-D sheet metal forming processes," Riken Institute, 1993.
- [76] A. Makinouchi, "Sheet metal forming simulation in industry," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 60, no. 1–4, pp. 19–26, 1996.
- [77] L. F. Menezes and C. Teodosiu, "Three-dimensional numerical simulation of the deep-drawing process using solid finite elements," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 97, pp. 100–106, 2000.
- [78] D. M. Neto, M. C. Oliveira, J. L. Alves, P. Y. Manach, and L. F. Menezes, "Numerical analysis on the elastic deformation of the tools in sheet metal forming processes," *International Journal of Solids and Structures*, vol. 100–101, pp. 270–285, 2016.
- [79] H. Mohrbacher, "Niobium microalloyed automotive sheet steel—A cost effective solution to the challenges of modern body engineering," *Niobium microalloyed sheet steels for automotive Ind.*, pp. 1–23, 2006.
- [80] E. Billur and P. D. T. Altan, "Challenges in Forming Advanced High Strength Steels," *Engineering Research Center for Net Shape Manufacturing (ERC/NSM)*, pp. 285–304, 2011.
- [81] M. Chen, "AHSS Forming Simulation For Shear Fracture and Edge Cracking," *Auto Steel Association*, 2014.
- [82] *ISO 6892-1:2016 Metallic materials - Tensile testing*. Geneva, Switzerland: ISO - International Organization for Standardization, 2016.
- [83] *ASTM A1088-13 - Standard Specification for Steel, Sheet, Cold-Rolled, Complex Phase (CP), Dual Phase (DP) and Transformation Induced Plasticity (TRIP)*. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2013.
- [84] *ASTM E646-16, Standard Test Method for Tensile Strain-Hardening Exponents (n -Values) of Metallic Sheet Materials*. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2016.
- [85] *ISO 10275:2007 Metallic materials -- Sheet and strip -- Determination of tensile strain hardening exponent*. Geneva, Switzerland: International Organization for Standardization, 2007.
- [86] *WSS-M1A368 Steel, Sheet, Cold Rolled, Dual Phase (CR,DP)*. Dearborn, USA: Ford Motor Company, 2012.
- [87] W. Bleck, A. Frehn, and J. Ohlert, "Niobium in Dual Phase and TRIP Steels," *Niobium Science and Technology*, 2001.
- [88] *ASTM E45-13, Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel*. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2013.
- [89] *ISO4967:2013 Steel -- Determination of content of non-metallic inclusions -- Micrographic method using standard diagrams*. Geneva, Switzerland: International Organization for Standardization, 2013.
- [90] *ASTM E562-11, Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count*. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2011.

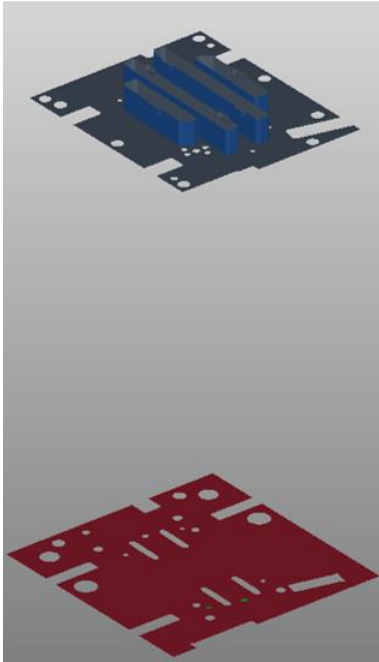
- [91] R. G. Davies and C. L. Magee, "Physical Metallurgy of Automotive High Strength Steels," *The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society*, vol. 31, no. 11, pp. 17–23, 1979.

6 ANEXOS

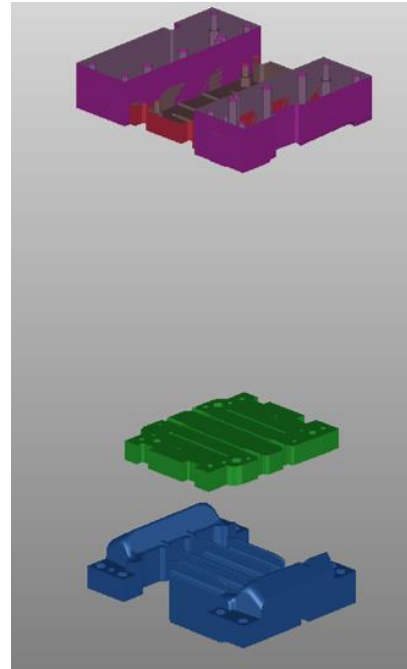
6.1 Anexo 1

Modelação CAD das ferramentas usadas na simulação.

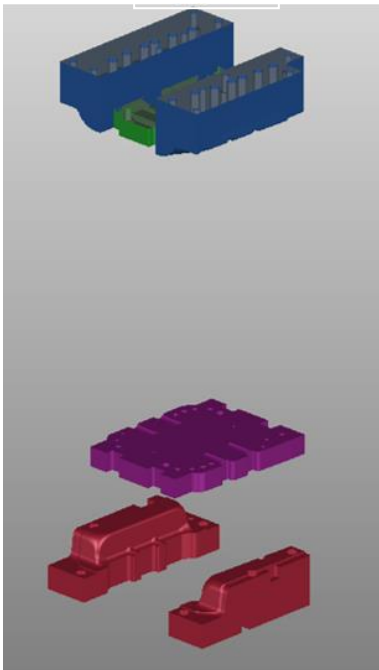
OP 10



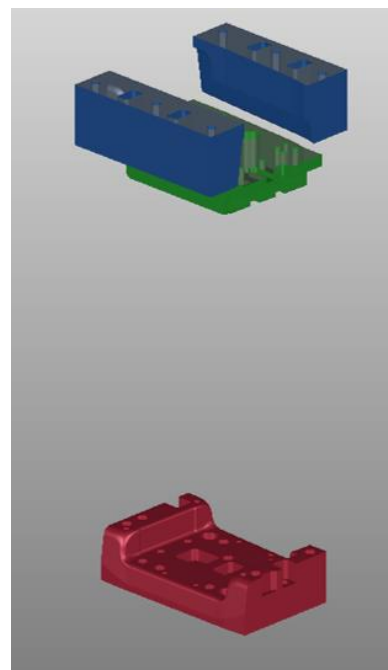
OP 20



OP 30



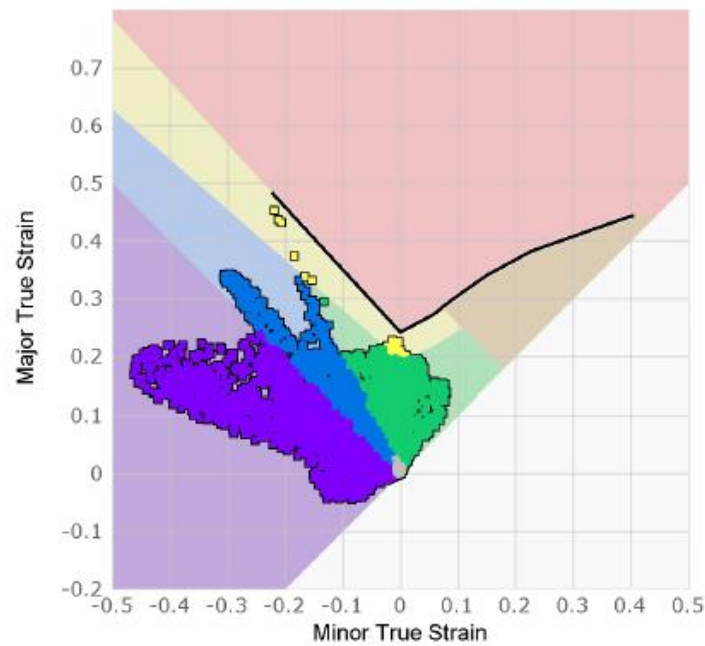
OP 40



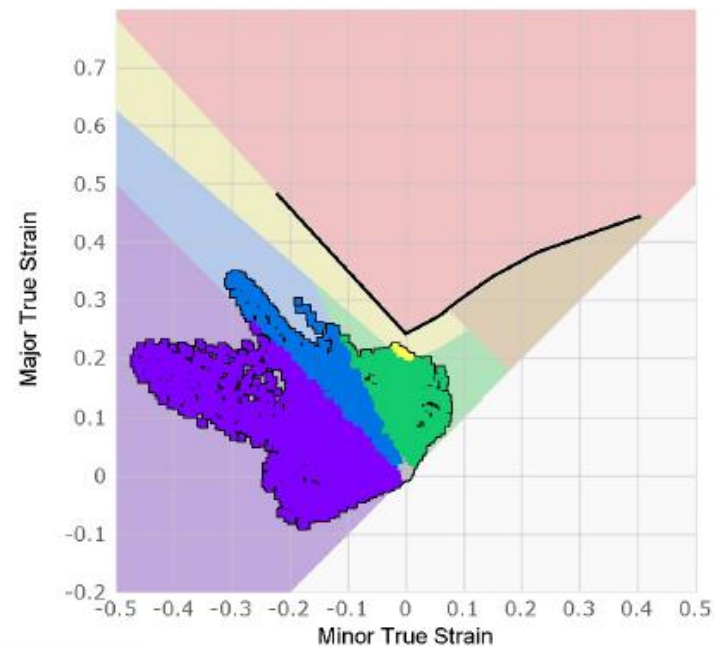
Dados de simulação – Fonte : [K PT](#)

6.2 Anexo 2

Diagramas FLD (1 - Processo original ; 2 – Processo com melhoria iterativa)



Percentage Area	Thickening	Compress	Insuff Stretch	Safe	Risk of Splits	Excess Thinning	Splits
	12.13 %	4.30 %	59.93 %	23.58 %	0.06 %	0.00 %	0.00 %



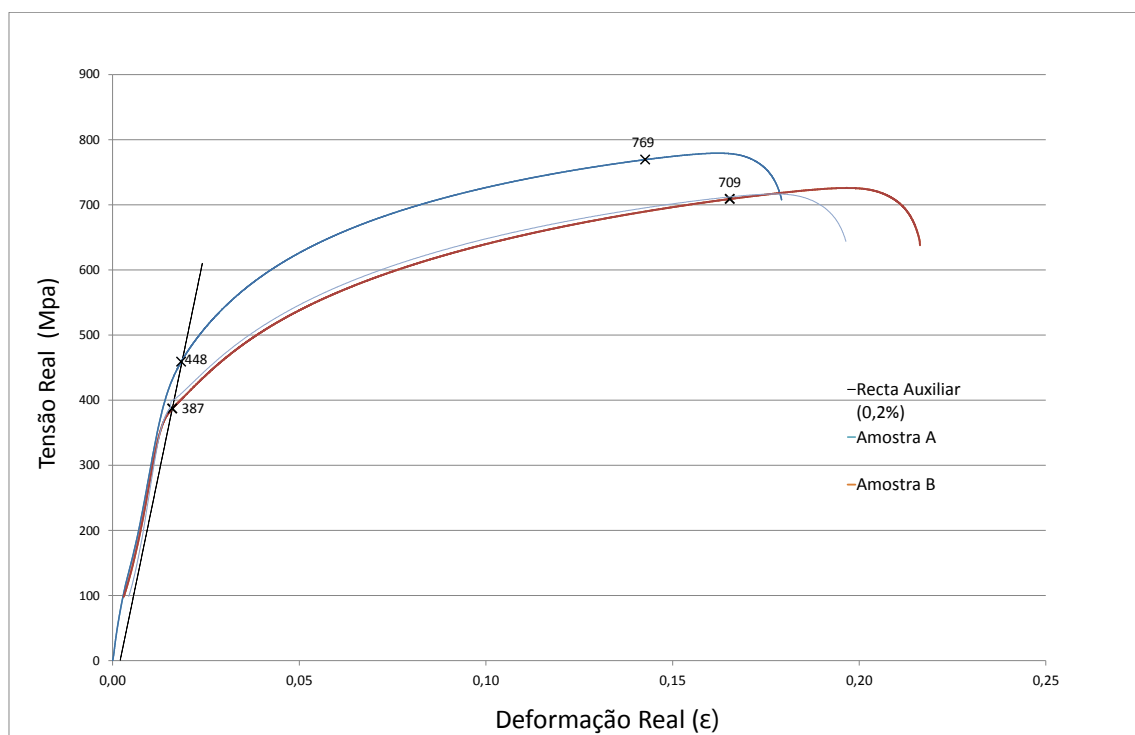
Percentage Area	Thickening	Compress	Insuff Stretch	Safe	Risk of Splits	Excess Thinning	Splits
	10.97 %	9.02 %	56.15 %	23.83 %	0.03 %	0.00 %	0.00 %

6.3 Anexo 3

Dados obtidos no ensaio de tracção

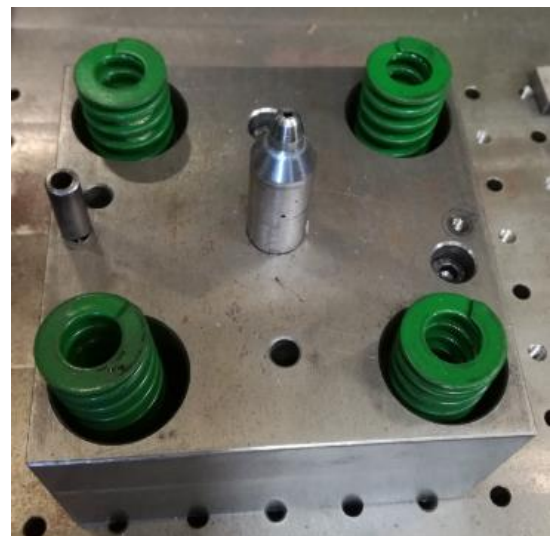
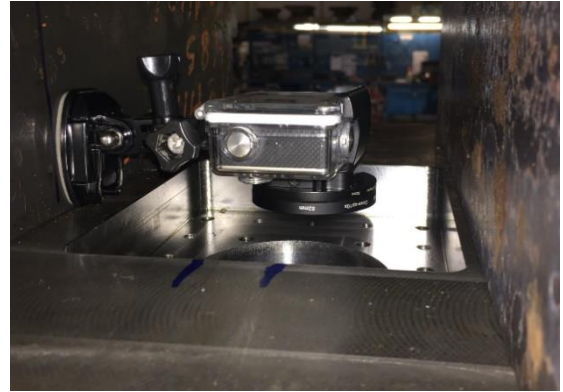
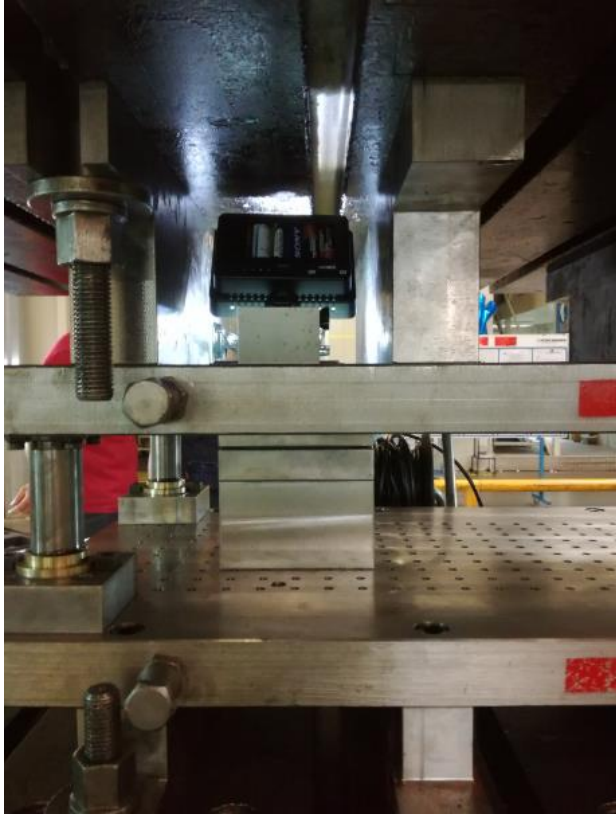
Amostra / Provete	Tensão Cedência	Tensão de Rotura	Alongamento (%)
A	1	440	21,6
	2	437	20,3
	3	443	18,4
	Média	440	667
B	1	380	23,8
	2	380	24
	3	382	23
	Média	381	601
C	1	395	22,4
	2	394	24
	3	392	21
	Média	393	600

Curva tensão-extensão real:



6.4 Anexo 4

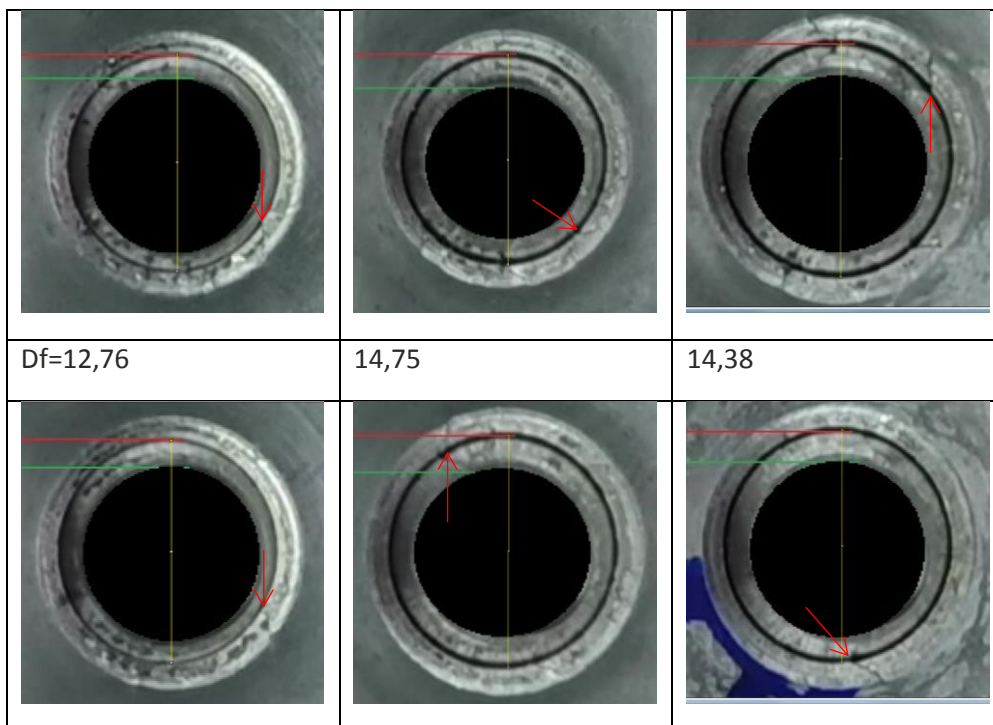
Imagens da ferramenta de teste HET



6.5 Anexo 5

Dados obtidos no ensaio HET

Amostra /Provete	Dt	df	HER	tmed	HER med	
A	1	00:00:28	2,76	28%	00:00:30	26%
	2	00:00:27	2,62	26%		
	3	00:00:33	2,83	28%		
	4	00:00:28	2,63	26%		
	5	00:00:35	2,64	26%		
B	1	00:00:37	4,82	48%	00:00:39	47%
	2	00:00:38	4,48	45%		
	3	00:00:43	4,62	46%		
	4	00:00:37	4,67	47%		
	5	00:00:39	4,76	48%		
C	1	00:00:36	4,38	44%	00:00:38	43%
	2	00:00:34	4,05	41%		
	3	00:00:37	4,35	44%		
	4	00:00:40	4,25	43%		
	5	00:00:40	4,67	47%		
	6	00:00:38	4,17	42%		



D=12,62	14,48	14,05
12,83	14,62	14,35
12,63	14,67	14,25
14,23	14,76	14,67
12,57	14,25	14,17

6.6 Anexo 6

E 45 – 05
TABLE 4 Example of Inclusion Rating (Method D)

Severity Level Number		Number of Fields in Each Specimen Specimen Number						Average of Six Specimens	
		1	2	3	4	5	6	Thin	Heavy
Type A									
0.5	Thin	65	60	50	65	37	56	55.5	
	Heavy	9	8	12	6	16	8		9.8
1.0	Thin	19	15	31	8	12	10	15.8	
	Heavy	4	3	4	1	2	1		2.5
1.5	Thin	1	3	2	0	1	0	1.2	
	Heavy	0	0	0	0	0	0		0
2.0	Thin	1	0	0	0	0	0	0.2	
	Heavy	0	0	0	0	0	0		0
2.5	Thin	0	0	0	0	0	0	0	
	Heavy	0	0	0	0	0	0		0
Type B									
0.5	Thin	13	8	7	6	11	10	9.2	
	Heavy	0	0	0	1	1	0		0.3
1.0	Thin	13	14	10	6	12	12	11.2	
	Heavy	0	0	0	0	2	1		0.5
1.5	Thin	1	6	6	3	3	2	3.5	
	Heavy	0	0	0	0	0	0		0
2.0	Thin	0	2	1	0	1	1	0.8	
	Heavy	0	0	0	0	0	0		0
2.5	Thin	0	1	0	0	1	0	0.3	
	Heavy	0	1	0	0	0	0		0.2
Type C									
0.5	Thin	0	0	0	0	1	0	0.2	
	Heavy	0	0	0	0	0	0		0
1.0	Thin	0	0	0	0	0	0	0	
	Heavy	0	0	0	0	0	0		0
1.5	Thin	0	0	0	0	0	0	0	
	Heavy	0	0	0	0	0	0		0
2.0	Thin	0	0	0	0	0	0	0	
	Heavy	0	0	0	0	0	0		0
2.5	Thin	0	0	0	0	0	0	0	
	Heavy	0	0	0	0	0	1		0.2
Type D									
0.5	Thin	35	33	28	32	47	29	34.0	
	Heavy	9	4	5	6	9	9		7.0
1.0	Thin	13	10	20	9	12	41	17.5	
	Heavy	0	2	2	1	2	4		1.8
1.5	Thin	0	0	4	0	0	6	1.7	
	Heavy	0	0	0	0	0	0		0
2.0	Thin	0	0	0	0	0	0	0	
	Heavy	0	0	0	0	0	0		0
2.5	Thin	0	0	0	0	0	0	0	
	Heavy	0	0	0	0	0	0		0
Max D Size		0.0305 mm (0.0012 in.)		0.0254 mm (0.001 in.)		0.0254 mm (0.001 in.)			

Oversized Inclusions—Type D, width; 17 micrometers.

6.7 Anexo 7

Resultados obtidos da análise de inclusões

		Número de inclusões	Nível de Severidade	Área inclusão	% Área Inclusões
A	1	4	1	139,2	0,024
	2	5	1	178,7	0,031
	3	6	1	125,4	0,022
	4	5	1	133,6	0,023
	5	3	1	143,1	0,025
	6	4	1	129,5	0,022
	Média				
B	1	9	1,5	44,8	0,008
	2	9	1,5	85,6	0,015
	3	10	1,5	78,5	0,011
	4	8	1	64,2	0,008
	5	8	1	56,8	0,007
	6	7	1	39,8	0,006
	Média				
C	1	7	1	98,20	0,018
	2	10	1,5	56,70	0,010
	3	7	1	41,913	0,008
	5	4	1	22,60	0,004
	5	5	1	28,764	0,005
	6	12	1,5	85,881	0,015
	Média				

6.8 Anexo 8



E 562 – 02

TABLE 3 Prediction of the Number of Fields (n) to be Observed as a Function of the Desired Relative Accuracy and of the Estimated Magnitude of the Volume Fraction of the Constituent

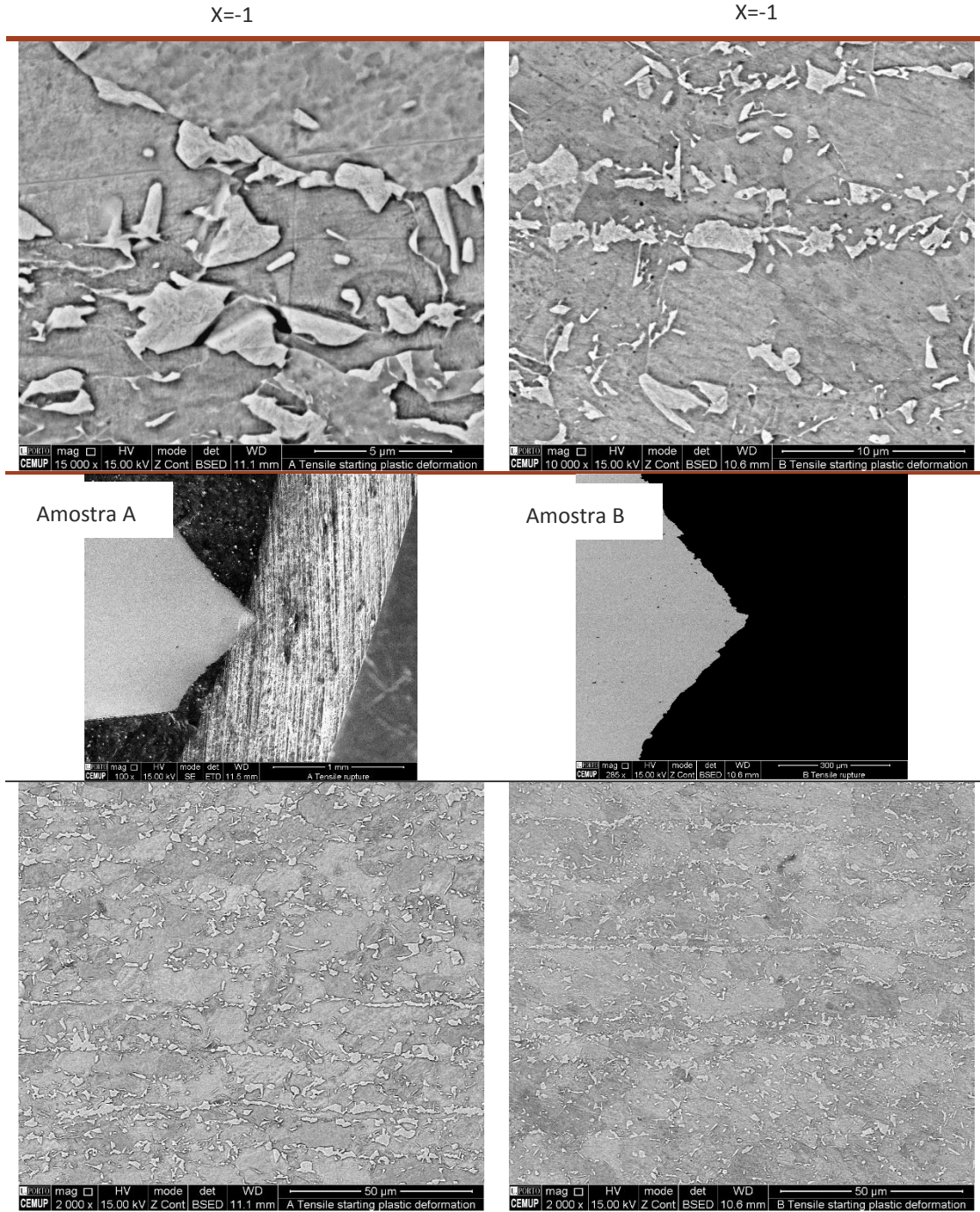
Amount of volume fraction, V_v , in percent	33 % Relative Accuracy				20 % Relative Accuracy				10 % Relative Accuracy			
	Number of fields n for a grid of $P_r =$				Number of fields n for a grid of $P_r =$				Number of fields n for a grid of $P_r =$			
	16 points	25 points	49 points	100 points	16 points	25 points	49 points	100 points	16 points	25 points	49 points	100 points
2	110	75	35	20	310	200	105	50	1,250	800	410	200
5	50	30	15	8	125	80	40	20	500	320	165	80
10	25	15	10	4	65	40	20	10	250	160	85	40
20	15	10	5	4	30	20	10	5	125	80	40	20

Cálculos estimativo do volume de fases

Amostra	n	P_i	P_p	% Imagem (programa)	s	95% CI	%RA
A	1	34	34%	30%	0,0327	0,0343	9,66
	2	37,5	38%	32%			
	3	38	38%	35%			
	4	30	30%	32%			
	5	33,5	34%	35%			
	6	38	38%	37%			
	Média		36%	34%			
B	1	21,5	22%	23%	0,0221	0,0231	10,04
	2	24	24%	28%			
	3	26,5	27%	22%			
	4	20,5	21%	24%			
	5	23	23%	26%			
	6	21,5	22%	24%			
	Média		23%	24%			
C	1	23,5	24%	16%	0,0330	0,0346	14,48
	2	26,5	27%	23%			
	3	22,5	23%	21%			
	4	24,5	25%	18%			
	5	27	27%	23%			
	6	18	18%	16%			
	Média		24%	19%			

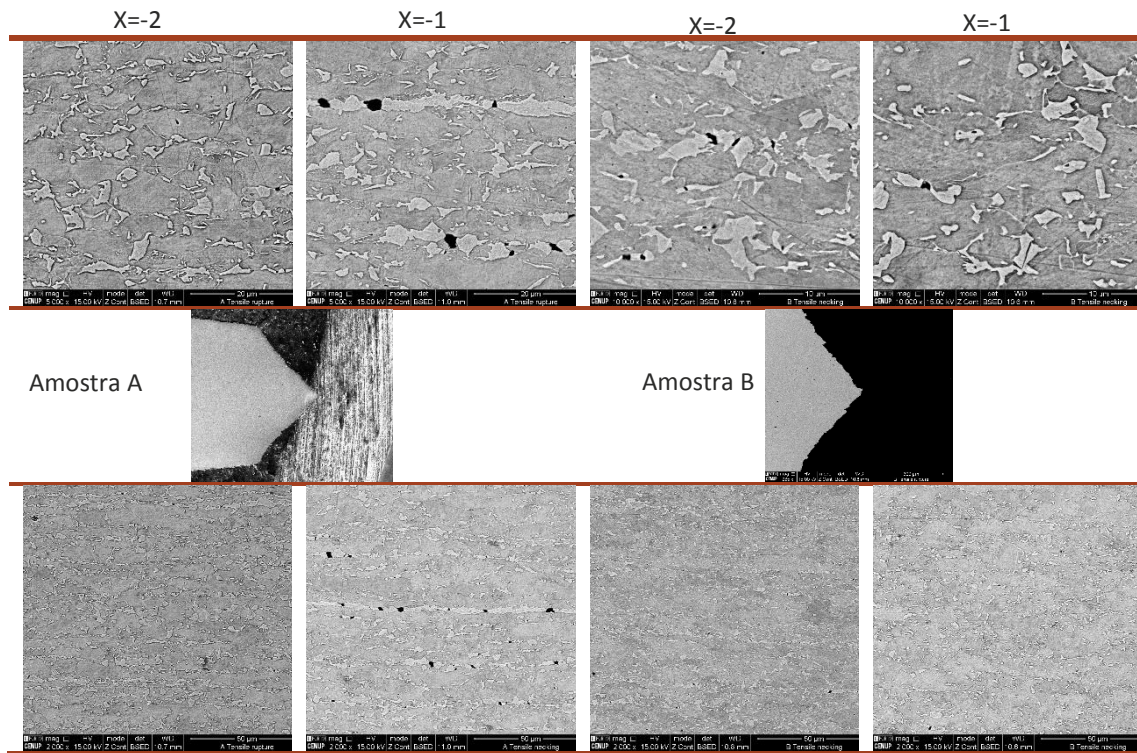
6.9 Anexo 9

Imagens SEM, provetes A e B, no final da fase elástica



6.10 Anexo 10

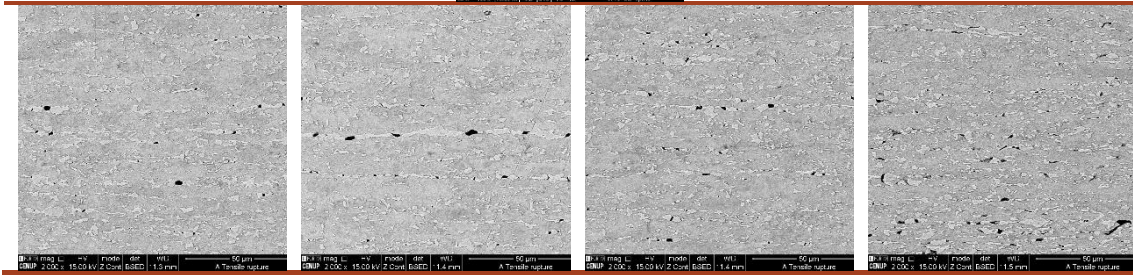
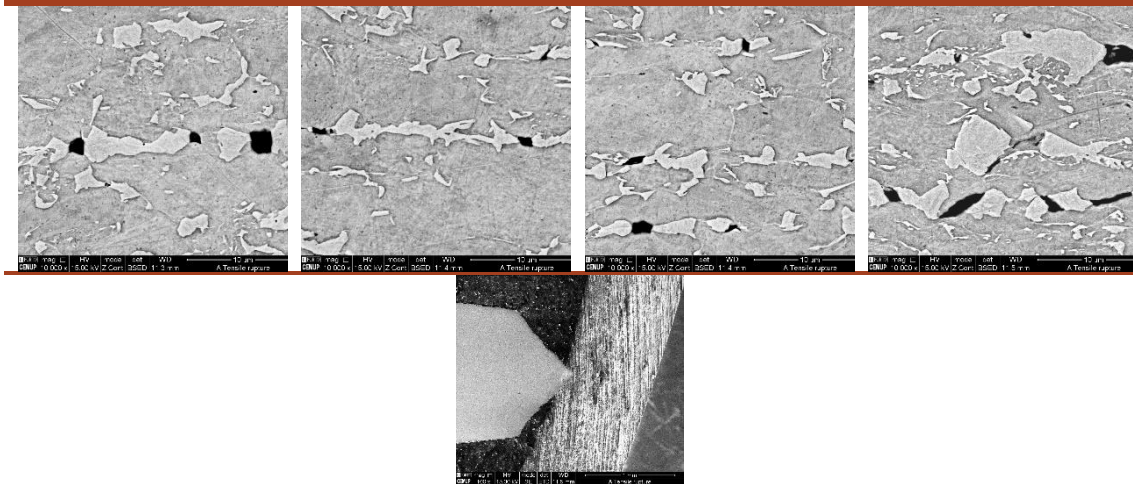
Imagens SEM, provetes A e B no final da fase plástica



6.11 Anexo 11
 Imagens SEM, provetes A e B após rotura

Amostra A:

X=-2 mm X=-1,5 mm X=-1 mm X=-0,5 mm



Amostra B:

X=-2 mm X=-1,5 mm X=-1 mm X=-0,5 mm

