



Samuel Coimbra Simões

Licenciado em Ciências de Engenharia Mecânica

**Caracterização experimental e
não-destrutiva de aços de alta
resistência, DP1000 e DP1200**

Dissertação para obtenção do Grau de Mestre em
Engenharia Mecânica

Orientador: Jorge Joaquim Pamies Teixeira,
Professor Doutor, FCT
Coorientador: Telmo Jorge Gomes dos Santos,
Professor Doutor, FCT

Júri:

Presidente: Prof. Doutor Rui Fernando dos Santos Pereira Martins
Vogais: Prof. Doutora Carla Maria Moreira Machado
Prof. Doutor Jorge Joaquim Pamies Teixeira
Prof. Doutor Alexandre José da Costa Velinho



FACULDADE DE
CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE NOVA DE LISBOA

Setembro 2017

Caracterização experimental e não-destrutiva de aços de alta resistência, DP1000 e DP1200

Copyright © 2014 Samuel Coimbra Simões

Faculdade de Ciências e Tecnologia, Universidade Nova de Lisboa

A Faculdade de Ciências e Tecnologia e a Universidade Nova de Lisboa têm o direito, perpétuo e sem limites geográficos, de arquivar e publicar esta dissertação através de exemplares impressos reproduzidos em papel ou de forma digital, ou por qualquer outro meio conhecido ou que venha a ser inventado, e de a divulgar através de repositórios científicos e de admitir a sua cópia e distribuição com objetivos educacionais ou de investigação, não comerciais, desde que seja dado crédito ao autor e editor.

*Em memória
de um pai muito amado*

AGRADECIMENTOS

A todas as pessoas que contribuíram de forma direta ou indireta para a realização da dissertação, o meu profundo agradecimento. Em especial:

Ao Professor Jorge Pamies Teixeira, pela oportunidade de realização desta dissertação e por todas as dúvidas retiradas e ajuda fornecida ao longo da mesma.

Ao professor Telmo Santos, um sincero obrigado pela disponibilidade, pela preocupação e pela transmissão de conhecimentos, que contribuíram para a execução desta dissertação.

À Professora Carla Machado, por toda a atenção e ajuda cedida, especialmente nas idas à MCG.

À Fundação para a Ciência e Tecnologia (FCT), pelo suporte financeiro concedido no âmbito do acordo Portugal2020.

À MCG *mind for metal* pelo material fornecido.

Ao CENIMAT e ao Edgar Camacho pela ajuda com a ajuda nas análises realizadas ao material e sugestões para novos desafios.

Aos técnicos de laboratório Sr. António Campos e ao Sr. Paulo Magalhães, por toda a ajuda e conhecimento que partilharam em relação às operações realizadas durante a dissertação

Aos meus colegas de laboratório Pedro Riscado, Patrick Inácio, Miguel Machado, Diogo Pereira, Gonçalo Sorger e Frederico Coelho. Também quero deixar um agradecimento aos colegas do laboratório rival André Silva e ao Valdemar Duarte e ao Ricardo Paulo.

Aos meus grandes amigos Fábio Nogueira, Diogo Rodrigues, Carlos Simão e Miguel Mousinho. Foi este grupo que encheu a mala de recordações que levo da faculdade!

À minha namorada Márcia por todo o amor e carinho que ofereceu e pela paciência e prontidão que teve para me ajudar em todo este percurso, fica um grande agradecimento.

À minha mãe e às minhas irmãs que tanto contribuíram para esta fase, sem este apoio não seria possível a minha força de vontade. A um pai que fez de mim a pessoa que sou hoje e que deu tudo para que eu chegasse a este momento da vida. Aos meus avós que sempre foram atenciosos e preocupados comigo.

RESUMO

Os aços avançados de alta resistência têm vindo a substituir os aços convencionais devido às suas características, principalmente a elevada resistência específica. Desta gama de aços, destacam-se os aços de fase dupla (*dual phase* – DP) como resposta aos requisitos da indústria automóvel.

Os produtos em aço DP são conformados por processos de estampagem, pelo que, é necessário conhecer o comportamento e os efeitos da deformação plástica do material. Relativamente aos aços DP1000 e DP1200 é particularmente importante o estudo fenomenológico do seu comportamento em domínio plástico, dada a escassa bibliografia disponível. Nesse sentido, o objetivo desta tese foi caracterizar estes materiais do ponto de vista microestrutural, mecânico e não destrutivo.

Procedeu-se a uma caracterização microestrutural das séries DP1000 e DP1200. Foi executada uma caracterização experimental de forma a verificar os modos de alongamento uniaxial e biaxial dos materiais e produzir uma curva de limite de enformabilidade. Para complementar o estudo da deformação plástica recorreu-se a ensaios de correntes induzidas para avaliar as variações de impedância elétrica durante e após a deformação plástica como forma de adicionar conhecimento sobre estes materiais.

Os ensaios experimentais realizados permitiram averiguar os efeitos da variação de parâmetros do material, como a espessura e a direção com a orientação de laminagem. Durante a tração do material existe uma transformação de fase austenítica residual para martensítica devido ao esforço mecânico. Os ensaios de tração e de Erichsen permitiram criar um diagrama de enformabilidade dos materiais, onde se verificou um aumento da resistência e uma diminuição das extensões com o aumento da gama de DP. A caracterização baseada na impedância elétrica, mostrou potencial para complementar a análise metalográfica da deformação plástica, mas são necessários ensaios adicionais para estabelecer correlações.

PALAVRAS-CHAVE

Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS), Aços de fase dupla (DP), Propriedades mecânicas, Propriedades microestruturais, Deformação Plástica, Correntes Induzidas (CI)

ABSTRACT

Advanced high strength steels have been replacing conventional steels due to their specific characteristics. One example is the increased application of these steels in the automotive industry.

The DP steel products are conformed by stamping and drawing processes, so it is necessary to know the behavior and effects of plastic deformation of the material. For DP1000 and DP1200 steels, the phenomenological study of their plastic behavior domain is particularly important given the scarce bibliography available. Thus, the objective of this thesis is to characterize these materials from the microstructural, mechanical and non-destructive point of view.

In order to verify the modes of uniaxial and biaxial elongation of the materials and to produce a limit curve of formability an experimental characterization was performed. Microstructural analysis together with electrical impedance evaluation were used to complement the characterization.

From the experimental tests it was allowed to concluded the effects of variation of parameters of the material, such as thickness and direction with the orientation of lamination. During the traction of the material there is a transformation of the residual austenitic phase to martensitic due to mechanical stress. The tensile and Erichsen tests allowed to create an formability diagram of the materials, where an increase of the resistance and a decrease of the extensions was verified according to the increase of the range of DP. The characterization based on the electrical impedance, showed the potential to better understand the metallographic alterations of the plastic deformation, but complementary tests are necessary to establish correlations.

KEYWORDS

Advanced High Strength Steel (AHSS), Dual Phase steels (DP), Eddy Currents (EC), Mechanical properties, Microstructural properties, Plastic deformation

ÍNDICE

AGRADECIMENTOS	vii
RESUMO	ix
PALAVRAS-CHAVE.....	ix
ABSTRACT.....	xi
KEYWORDS	xi
ÍNDICE	xiii
LISTA DE FIGURAS	xvii
LISTA DE TABELAS	xxiii
NOMENCLATURA	xxv
1 –INTRODUÇÃO.....	1
1.1 –Motivação	1
1.2 – Objetivo.....	2
1.3 – Trabalho Realizado	3
1.4 – Estrutura da Dissertação	4
2 –REVISÃO DO ESTADO DA ARTE	5
2.1 – Introdução	5
2.2 – Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS – <i>Advanced High Strength Steel</i>)	5
2.2.1– Aços de Fase Dupla (<i>Dual Phase</i>).....	8
2.2.2- Produção dos aços DP (<i>Dual Phase</i>)	11
2.2.3- Mecanismos de deformação dos aços DP (<i>Dual Phase</i>)	14
2.2.4- Propriedades mecânicas dos aços DP (<i>Dual Phase</i>)	15
2.2.5- Enformabilidade dos aços DP (<i>Dual Phase</i>)	16
2.3 – Síntese do Capítulo	17
3 –METODOLOGIA e PLANEAMENTO EXPERIMENTAL	19
3.1 – Introdução	19
3.2 – Caraterização Microestrutural	19
3.2.1– Análise Química	20
3.2.2– Análise Metalográfica	20
3.2.3– Calorimetria Diferencial de Varrimento (DSC – <i>Digital Scanning Calometry</i>).....	22
3.2.4– Ensaios de dureza Vickers	23
3.3 – Caracterização Experimental.....	25
3.3.1– Ensaio de Tração / Carga e Descarga	25
3.3.2– Ensaios de Erichsen.....	28
3.4 – Caracterização Não-Destrutiva.....	31
3.4.1– Medição de espessura com Ultrassons.....	31
3.4.2– Caracterização de material com Correntes Induzidas	33

3.4.3– Ensaio de Correntes Induzidas (CI) durante o Ensaio de Tração Uniaxial (ETU)	33
3.4.4– Ensaio de CI em provetes depois de tracionados	35
3.4.5– Medição de condutividade elétrica com sonda de quatro pontos.....	36
3.5 – Síntese do Capítulo	37
4 –DESENVOLVIMENTO DE EQUIPAMENTO LABORATORIAL.....	39
4.1 – Introdução	39
4.2 – Equipamento para gravação por electro corrosão	39
4.2.1– Conceção e projeto	40
4.2.2– Validação experimental	44
4.3 – Desenvolvimento de Sondas para ensaios de CI	46
4.3.1– Conceção e projeto de sondas	47
4.3.2– Validação experimental	50
4.4 – Síntese do Capítulo	54
5 – ANÁLISE DE RESULTADOS	55
5.1 – Introdução	55
5.2 – Caracterização Microestrutural	55
5.2.1– Análise Química	56
5.2.2– Análise Metalográfica	56
5.2.3– Calorimetria de Varrimento Diferencial (DSC – <i>Digital Scanning Calometry</i>).....	60
5.2.4– Ensaio de dureza Vickers.....	61
5.3 – Caracterização Experimental	67
5.3.1– Ensaio de Tração / Carga e Descarga	67
5.3.1.1 - Determinação do coeficiente de anisotropia normal – Via Experimental	70
5.3.2– Ensaio de Erichsen.....	74
5.3.3– Enformabilidade dos aços DP	77
5.4 – Caracterização Não-Destrutiva.....	79
5.4.1– Medição de espessura com ultrassons	79
5.4.2– Caracterização de material com correntes induzidas.....	83
5.4.2.1 – Ensaio de CI durante o ETU	84
5.4.2.2 – Ensaio de CI em provetes depois de tracionados.....	93
5.4.2.3 – Medição de condutividade elétrica com sonda de quatro pontos	101
5.5 – Síntese do Capítulo	102
6 – CONCLUSÕES E DESENVOLVIMENTOS FUTUROS	103
6.1 – Introdução	103
6.2 – Conclusões	103
6.3 – Propostas para Desenvolvimentos Futuros	105
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	107
ANEXOS	111
Anexo A – Caracterização de Vickers	112
Anexo B – Caracterização de Vickers	113

Anexo C – Caracterização de Vickers	114
Anexo D – Caracterização de Vickers	115
Anexo E – Caracterização de Vickers	116
Anexo F – Transformação de eixos de tempo para extensão	117

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 - Evolução histórica dos aços AHSS – Adaptado de [1]	2
Figura 1.2 - Fluxograma de atividades	3
Figura 2.1 -Família dos aços AHSS subdividida no plano de tensão e extensão [5]	7
Figura 2.2 – Aço de fase dupla – Adaptado de [5], [6]	9
Figura 2.3 - Produção de aço DP através de recozimento intercrítico [5]	12
Figura 2.4 - Linha de tempo da produção de aço DP através de laminagem a quente [5]	13
Figura 2.5 - Mudanças de temperatura durante o recozimento contínuo de aço DP [5]	13
Figura 2.6 - Etapas para produção de aço DP revestido através de recozimento contínuo [5] ..	14
Figura 2.7 - Gráfico Tensão vs Extensão para as diversas gamas de aço DP [6]	15
Figura 2.8 - Gráfico de Tensão - Extensão do aço DP600 com diferentes orientações de laminagem [14].....	16
Figura 2.9 - Diagramas de Limite de Enformabilidade das várias gamas de aço DP [14].....	16
Figura 3.1 – Polidora automática Buehler AutoMet 250	21
Figura 3.2 – Microscópio ótico OLYMPUS TH3, com câmara DP21	21
Figura 3.3 - Provete original com representação das zonas de amostras.....	21
Figura 3.4 – Amostras de aço DP1000	21
Figura 3.5 - Provete tracionado com representação da zona de amostra.....	21
Figura 3.6 - Calorímetro DSC 204 F1 Phoenix da NETZSCH	22
Figura 3.7 – Microdurómetro Mitutoyo HM-112	23
Figura 3.8 - Perfil de indentações do provete tracionado.....	23
Figura 3.9 - Polidora manual Phoenix Alpha	24
Figura 3.10 – ETU na prensa hidráulica MTS	26
Figura 3.11 -Desenho do corpo de prova de tração	26
Figura 3.12 - Prensa de Erichsen.....	29
Figura 3.13 - Procedimento fotográfico para a medição das extensões.....	30
Figura 3.14 - Instalação laboratorial para medição de espessuras com ultrassons	31
Figura 3.15 - Micrómetro de pontas interiores	31
Figura 3.16 - Ensaio de US para medição da velocidade com chapa de 1,2 mm.....	33
Figura 3.17 - Instalação dos componentes para a realização do ensaio de CI durante o ETU	34
Figura 3.18 - Ensaio de CI em provetes previamente tracionado.....	35
Figura 3.19 – Ensaio de condutividade elétrica com sonda de quatro pontos	37
Figura 4.1 - Esquema representativo da electro corrosão	40

Figura 4.2 - Rolo de Marcação	41
Figura 4.3 - Rolo de marcação de 80 mm.....	41
Figura 4.4 - Rolo de marcação de 40 mm.....	41
Figura 4.5 - <i>Stencil</i> para marcação da chapa	42
Figura 4.6 - Instalação elétrica para a marcação da chapa	43
Figura 4.7 - Mesa de trabalho para marcação através de electro corrosão	44
Figura 4.8 - Provete de tração com marcações	44
Figura 4.9 - Provete de Erichsen com marcações circulares de 5 mm.....	45
Figura 4.10 - Chapa de aço DP1000 com marcações circulares de 5 mm para posterior conformação.....	45
Figura 4.11 - Aço 316L produzido por manufatura aditiva com marcações circulares de 5 mm	45
Figura 4.12 - Esquema elétrico do ensaio de CI [25].....	46
Figura 4.13 - Representação esquemática do modo de operação de uma sonda do tipo absoluta [27].....	47
Figura 4.14 - Representação esquemática do modo de operação de uma sonda do tipo diferencial [27].....	48
Figura 4.15 - Representação esquemática do modo de operação de uma sonda do tipo reflexão [27]	48
Figura 4.16 - Modelo de <i>SolidWorks</i> da montagem da sonda no provete.....	49
Figura 4.17 - Sonda diferencial de 360 espiras.....	50
Figura 4.18 - Padrão de condutividade elétrica.....	51
Figura 4.19 - Caracterização da sonda diferencial de 360 espiras.....	52
Figura 4.20 - Varrimento de frequências da sonda de 360 espiras em cobre.....	52
Figura 4.21 – Curvas de varrimento das frequências ótimas para as sondas produzidas sem núcleo.....	53
Figura 4.22 – Curvas de varrimento das frequências ótimas para as sondas produzidas com núcleo.....	54
Figura 5.1 - Microestrutura do aço DP 1000 não deformado da secção longitudinal (50 μm) ...	57
Figura 5.2 - Microestrutura do aço DP 1000 não deformado da secção transversal (50 μm)	57
Figura 5.3 - Microestrutura do aço DP 1000 deformado da secção perpendicular da fratura (50 μm)	58
Figura 5.4 - Microestrutura do aço DP 1200 não deformado da secção longitudinal (50 μm) ...	58
Figura 5.5 - Microestrutura do aço DP 1200 não deformado da secção transversal (50 μm)	59

Figura 5.6 - Ensaio de calorimetria de varrimento diferencial numa amostra da fratura e de uma amostra de material não deformado	60
Figura 5.7 - Amostra transversal com indentações	61
Figura 5.8 - Amostra longitudinal com indentações	61
Figura 5.9 - Indentações na amostra transversal DP1000 de 0,8 mm de espessura	62
Figura 5.10 - Indentações na amostra longitudinal DP1000 de 0,8 mm de espessura.....	62
Figura 5.11 - Indentações na amostra transversal DP1000 de 1,0 mm de espessura	62
Figura 5.12 – Indentações na amostra longitudinal DP1000 de 1,0 mm de espessura	62
Figura 5.13 - Indentações na amostra transversal DP1000 de 1,2 mm de espessura	63
Figura 5.14 - Indentações na amostra longitudinal DP1000 de 1,2 mm de espessura.....	63
Figura 5.15 - Indentações na amostra transversal da fratura de DP1000 de 1,0 mm de espessura.....	64
Figura 5.16 - Indentações na amostra longitudinal da fratura de DP1000 de 1,0 mm de espessura.....	64
Figura 5.17 - Indentações na amostra perpendicular da fratura de DP1000 de 1,0 mm de espessura.....	64
Figura 5.18 -Valores de dureza ao longo do provete DP1000 1,0 0° a) Provete DP1000 1,0 mm 0° orientação b) Valores de dureza da metade esquerda do provete c) Valores de dureza da metade direita do provete	65
Figura 5.19 - Valores de dureza ao longo do provete DP1000 1,0 90° a) Provete DP1000 1,0 mm 90° orientação b) Valores de dureza da metade esquerda do provete c) Valores de dureza da metade direita do provete	66
Figura 5.20 - Tração uniaxial do aço DP1000 e DP1200.....	67
Figura 5.21 - Curva limite de elasticidade em função do coeficiente de anisotropia normal médio, \bar{r} , em condições de isotropia planar e tensão plana, $\sigma_k = 0$ [33]	69
Figura 5.22 - Ensaio de carga e descarga dos aços DP1000 e DP1200	69
Figura 5.23 - Estricção localizada para um material isotrópico [33].....	70
Figura 5.24 - Provete tracionado	71
Figura 5.25 - Dispersão dos índices de Erichsen do aço DP1000.....	75
Figura 5.26 - Dispersão dos índices de Erichsen do aço DP1200.....	76
Figura 5.27 - Diagrama de Limite de Enformabilidade do aço DP1000	78
Figura 5.28 - Diagrama de Limite de Enformabilidade do aço DP1200	78
Figura 5.29 - Perfil utilizado para as medições de US nos provetes de Erichsen	80

Figura 5.30 - Ensaio de tração e CI em aço DP1000 com sonda de 120 espiras sem núcleo de ferrite	85
Figura 5.31 - Ensaio de tração e CI em aço DP1000 com sonda de 120 espiras com núcleo de ferrite	85
Figura 5.32 - Ensaio de tração e CI em aço DP1000 com sonda de 240 espiras sem núcleo de ferrite	86
Figura 5.33 - Ensaio de tração e CI em aço DP1000 com sonda de 240 espiras com núcleo de ferrite	86
Figura 5.34 - Ensaio de tração e CI em aço DP1000 com sonda de 240 espiras de diâmetro inferior.....	86
Figura 5.35 - Ensaio de tração e CI em aço DP1000 com sonda de 360 espiras sem núcleo de ferrite	87
Figura 5.36 - Ensaio de tração e CI em aço DP1000 com sonda de 360 espiras com núcleo de ferrite	87
Figura 5.37 - Ensaio de tração e CI em alumínio AA6061 T6 com sonda de 240 espiras sem núcleo de ferrite	88
Figura 5.38 - Ensaio de tração e CI em cobre com sonda de 240 espiras sem núcleo de ferrite	88
Figura 5.39 - Ensaio de tração e CI em aço ferromagnético com sonda de 240 espiras sem núcleo de ferrite	89
Figura 5.40 - Ensaio de tração e CI em aço austenítico com sonda de 240 espiras sem núcleo de ferrite	89
Figura 5.41 - Ensaio de tração e CI em chumbo com sonda de 240 espiras sem núcleo de ferrite	90
Figura 5.42 - Ensaio de carga e descarga do aço DP1000 com 0,8 mm de espessura e 0° de orientação de laminagem com ensaio de CI	90
Figura 5.43 - Ensaio de carga e descarga do aço DP1000 com 0,8 mm de espessura e 45° de orientação de laminagem com ensaio de CI	91
Figura 5.44 - Ensaio de carga e descarga do aço DP1000 com 0,8 mm de espessura e 90° de orientação de laminagem com ensaio de CI	91
Figura 5.45 - Ensaio de carga e descarga do aço DP1200 com 0,8 mm de espessura e 0° de orientação de laminagem com ensaio de CI	91
Figura 5.46 - Ensaio de carga e descarga do aço DP1200 com 1,0 mm de espessura e 0° de orientação de laminagem com ensaio de CI	92

Figura 5.47 - Ensaio de carga e descarga do aço DP1200 com 1,2 mm de espessura e 0° de orientação de laminagem com ensaio de CI	92
Figura 5.48 - Ensaio de carga e descarga do aço DP1000 com 0,8 mm de espessura e 0° de orientação de laminagem com ensaio de CI (4º e 5º ciclo).....	93
Figura 5.49 – Ensaio de CI em provetes previamente tracionados	95
Figura 5.50 – Ensaio de CI em provetes previamente tracionados	96
Figura 5.51 – Ensaio de CI em provetes previamente tracionados.....	97
Figura 5.52 – Ensaio de CI em provetes previamente tracionados.....	98
Figura 5.53 – Ensaio de CI em provetes previamente tracionados.....	99
Figura 5.54 – Ensaio de CI em provetes previamente tracionados.....	100
Figura 5.55 – Ensaio de condutividade com sonda de 4 pontos em provetes previamente tracionados.....	101
Figura 5.56 – Ensaio de condutividade com sonda de 4 pontos em provetes previamente tracionados.....	101

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Elementos de liga dos aços DP e os efeitos na estrutura [13]	9
Tabela 2.2 - Composição química dos aços de fase dupla [14]	10
Tabela 3.1 - Modos de deformação realizados para a caracterização experimental	25
Tabela 3.2 - Quantidades de provetes utilizados para determinação de parâmetros	27
Tabela 3.3 - Quantidade e condição de provetes ensaiados em carga e descarga	28
Tabela 3.4 - Provetes utilizados nos ensaios de Erichsen	29
Tabela 4.1 - Sondas produzidas com os diferentes parâmetros.....	49
Tabela 4.2 - Frequências utilizadas para o varrimento	50
Tabela 4.3 - Constituintes do padrão de condutividade elétrica e respetiva condutividade.....	50
Tabela 4.4 - Frequências ótimas de funcionamento das sondas produzidas.....	54
Tabela 5.1 - Composição química do aço DP1000 e DP 1200 (Valores em %)	56
Tabela 5.2 - Parâmetros mecânicos do aço DP1000 e DP1200	68
Tabela 5.3 - Ângulos de fratura dos aços de fase dupla.....	71
Tabela 5.4 - Coeficiente de anisotropia dos aços de fase dupla.....	73
Tabela 5.5 - Índices de Erichsen do aço DP1000	75
Tabela 5.6 - Índices de Erichsen do aço DP1200	76
Tabela 5.7 - Medições de espessura dos provetes DP1000 0,8mm de chapa	80
Tabela 5.8 - Medições de espessura dos provetes DP1000 1,0mm de chapa	81
Tabela 5.9 - Medições de espessura dos provetes DP1000 1,2mm de chapa	81
Tabela 5.10 - Medições de espessura dos provetes DP1200 0,8mm de chapa.....	82
Tabela 5.11 - Medições de espessura dos provetes DP1200 1,0 mm de chapa.....	82
Tabela 5.12 - Medições de espessura dos provetes DP1200 1,2 mm de chapa.....	83
Tabela A.1 - Amostra transversal DP1000 de 0,8 mm de espessura	112
Tabela A.2 - Amostra longitudinal DP1000 de 0,8 mm de espessura	112
Tabela A.3 - Amostra transversal DP1000 de 1,0 mm de espessura	113
Tabela A.4 - Amostra longitudinal DP1000 de 1,0 mm de espessura	113
Tabela A.5 - Amostra transversal DP1000 de 1,2 mm de espessura	114
Tabela A.6 - Amostra longitudinal DP1000 de 1,2 mm de espessura	114
Tabela A.7 - Amostra transversal da fratura DP1000 de 1,0 mm de espessura	115
Tabela A.8 - Amostra longitudinal da fratura DP1000 de 1,0 mm de espessura.....	115
Tabela A.9 - Amostra perpendicular da fratura DP1000 de 1,0 mm de espessura	116

NOMENCLATURA

AHSS	<i>Advanced High Strength Steel</i>
DP	<i>Dual Phase</i>
CI	Correntes Induzidas
EC	<i>Eddy Currents</i>
DEMI	Departamento de Engenharia Mecânica e Industrial
ULSAB	<i>Ultra Light Steel Auto Body</i>
HSS	<i>High Strength Steel</i>
BH	<i>Bake-Hardening</i>
HSLA	<i>High Strength Low Alloy</i>
AVC	<i>Advanced Vehicle Concepts</i>
CP	<i>Complex Phase</i>
TRIP	<i>Transformation Induced Plasticity</i>
MS	<i>Martensitic</i>
TWIP	<i>Twinning Induced Plasticity</i>
L-IP	<i>Lightweight Induced-Plasticity</i>
AUT SS	<i>Austenitic Stainless Steel</i>
CAL	<i>Continuous Annealing Line</i>
\vec{Z}	Vetor impedância elétrica [Ω]
f	Frequência [Hz]
$Im(\vec{Z})$	Parte imaginária do vetor impedância elétrica [Ω]
$Re(\vec{Z})$	Parte real do vetor impedância elétrica [Ω]
δ	Profundidade de penetração das correntes induzidas [m]
σ	Condutividade elétrica [S·m ⁻¹] ou [% IACS]
DEMI	Departamento de Engenharia Mecânica e Industrial
END	Ensaio Não Destrutivo
FCT	Faculdade de Ciências e Tecnologia
IACS	International Annealed Copper
NDT	Non-Destructive Testing
US	Ultra-sons

1 -INTRODUÇÃO

1.1 –Motivação

Com vista a um desenvolvimento sustentável, têm sido criados novos padrões globais de economia de combustível e emissões de dióxido de carbono no setor automóvel. Por outro lado, são também inseridos padrões para aumentar a segurança dos veículos em caso de acidente. Estas metas requerem que os fabricantes de automóveis financiem projetos e investigação de materiais avançados que atendam a estes padrões, sendo adicionalmente fáceis de maquinar.

Como forma de obedecer a estas exigências surgem os aços avançados de alta resistência (AHSS – *Advanced High Strength Steel*), oferecendo uma elevada resistência com uma pequena espessura de chapa diminuindo, deste modo, a massa do veículo. Este tipo de material tem sido desenvolvido ao longo dos últimos anos, como se pode visualizar na Figura 1.1, possuindo uma vasta gama de aços, com características específicas de cada grupo, sendo que, todos se destinam a obter resistência, durabilidade e redução de peso. Com o evoluir dos anos verificasse um aumento da resistência dos materiais, com o aumento dos valores de limite de elasticidade LE e limite de rotura LR. Como desvantagem, estes aços apresentam uma taxa de escoamento plástico relativamente pequena e uma recuperação elástica muito elevada, o que torna difícil a produção de peças complexas.

Desenvolvimento de Aços Avançados de Alta Resistência para a Indústria Automobilística Feitos desde 1975

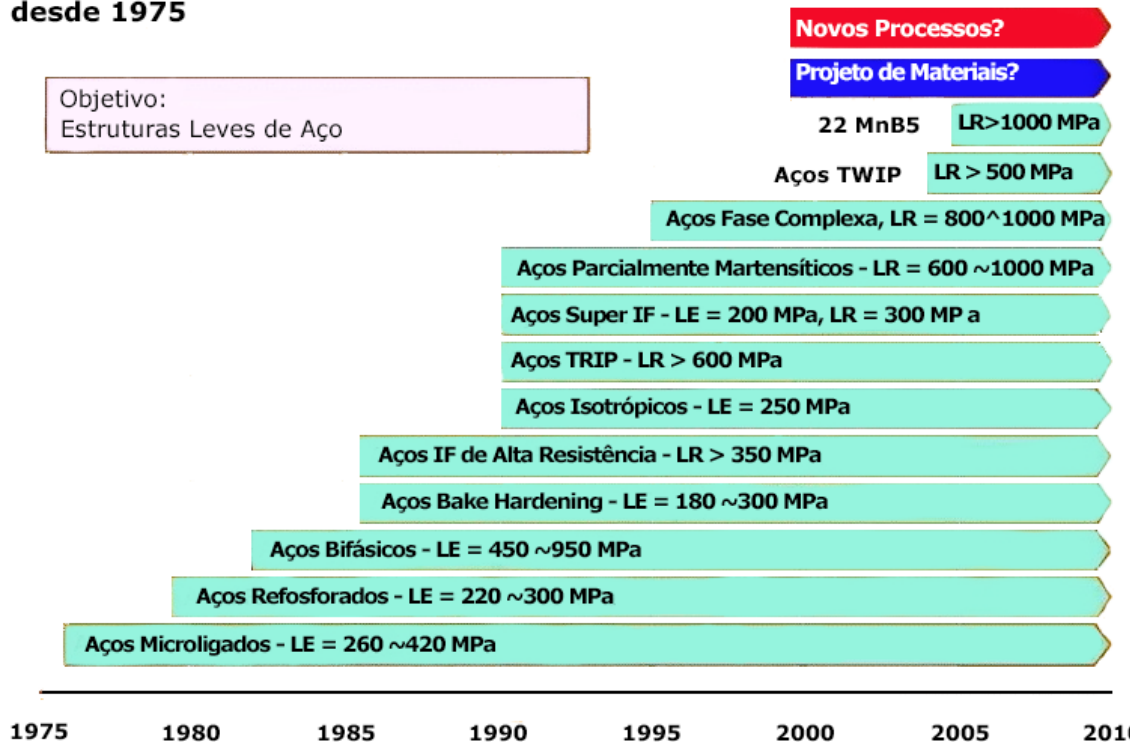


Figura 1.1 - Evolução histórica dos aços AHSS – Adaptado de [1]

Para a produção de peças conformadas é necessário ter em consideração o retorno elástico, pois coloca em causa a forma final do produto e dificulta o projeto das ferramentas. Caso não seja realizado um controlo adequado, o seu efeito pode levar a muitas tentativas de correção do projeto das ferramentas, que por vezes são afinadas por métodos de tentativa e erro, elevando assim os custos em números elevados de iterações.

Esta dissertação insere-se num projeto entre o FCT NOVA e no âmbito do centro de investigação UNIDEMI e a MCG *mind for metal*, num estudo de material e conceção de uma ferramenta de estampagem, para a produção de uma peça automóvel, em aço de fase dupla – DP1000 e DP1200.

1.2 – Objetivo

Com o objetivo de conhecer as propriedades mecânicas e o comportamento do aço DP durante a sua deformação, foi realizado o estudo das microestruturas destes aços, tendo em vista estabelecer os modelos fenomenológicos que permitam prever o seu comportamento mecânico durante a estampagem.

Os aços de fase dupla são materiais menos convencionais, dos quais não são conhecidas as propriedades mecânicas. Tendo em conta o referido anteriormente, existiu a necessidade de estudar o comportamento mecânico em deformação plástica e as alterações microestruturais que ocorrem durante o processo de deformação. Para realizar o estudo do material foram efetuados diversos ensaios e análises com o intuito de conhecer a morfologia do material, o comportamento mecânico e os efeitos da deformação plástica no mesmo.

1.3 – Trabalho Realizado

Para realizar esta investigação foram executados ensaios não-destrutivos e experimentais, dos quais eram necessários antecedentes. O estudo começou por uma caracterização microestrutural do material, sendo posteriormente realizada uma caracterização mecânica do material com a sua deformação elástica e plástica. Por fim, realizou-se uma caracterização não destrutiva para denotar os efeitos da deformação plástica no material. Na Figura 1.2 é possível visualizar um fluxograma de atividades desenvolvidas ao longo da dissertação para que fosse possível a obtenção de resultados.



Figura 1.2 - Fluxograma de atividades

1.4 – Estrutura da Dissertação

A dissertação divide-se em 6 capítulos, nos quais são expostos todos os temas tratados para a caracterização dos materiais.

No Capítulo 1, de carácter introdutivo, são expostos os objetivos da dissertação com uma breve apresentação dos meios para a caracterização dos materiais. Neste capítulo é também exposta a motivação do estudo.

No Capítulo 2 é apresentada a pesquisa bibliográfica e o estado de arte, apresentando a grande família dos aços avançados de alta resistência, o subgrupo dos aços de fase dupla e as suas características implícitas. Com a pesquisa bibliográfica, foi possível obter conhecimentos acerca dos aços avançados de alta resistência e do subgrupo de aços de fase dupla, o que permitiu estabelecer meios e objetivos para conseguir realizar o estudo do material.

No Capítulo 3 são demonstrados os vários ensaios e análises realizados e os seus procedimentos e preparações. Dos ensaios realizados, são expostos os diferentes provetes utilizados e os tratamentos e preparações que foram necessárias para a sua utilização.

No Capítulo 4 são apresentados os equipamentos laboratoriais produzidos durante a dissertação, para a preparação e execução de ensaios. São também expostas as conceções dos produtos, a sua produção e a posterior validação experimental.

No Capítulo 5 são expostos os resultados obtidos dos ensaios e análises realizados e as conclusões referentes aos resultados obtidos.

No Capítulo 6 são apresentadas as conclusões do estudo realizado e são apresentadas sugestões para desenvolvimentos futuros.

No final da dissertação estão incluídos anexos, relativos aos dados dos ensaios realizados para a caracterização do material através dos ultrassons e ao código do programa de Matlab para a transformação de parâmetros dos gráficos de tração e correntes induzidas.

2 – REVISÃO DO ESTADO DA ARTE

2.1 – Introdução

Neste capítulo é exposta a pesquisa bibliográfica realizada para aquisição de conhecimentos acerca dos aços avançados de alta resistência (AHSS) e em especial dos aços de fase dupla (DP – *Dual Phase*). São apresentadas as características mecânicas dos aços DP e os fatores contributivos para a sua produção e enformabilidade. Este capítulo serve de suporte de comparação com os aços DP de outras gamas, que não o DP1000 e DP1200, com a exposição das características referentes a estas últimas gamas.

2.2 – Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS – *Advanced High Strength Steel*)

Para fazer face às necessidades e aos contínuos desafios das indústrias, são desenvolvidas novas ligas que permitem, através do seu processamento termomecânico e uma adequada composição de liga, conseguir obter um material com alta resistência, tenacidade, ductilidade e conformabilidade elevadas. Isto significa atuar sobre os distintos fatores que determinam as diferentes microestruturas [1], [2].

Ao longos dos anos tem sido investida uma enorme quantidade de recursos nos metais de baixa densidade nas indústrias automobilísticas, em resposta às exigências ambientais. Estes investimentos passam pela pesquisa e desenvolvimento para a produção de componentes com aços avançados, com maior resistência, maior segurança, mais leves, mais ecológicos, eficientes em termos de combustível e competitivos em termos de custos. Por este facto, foram desenvolvidos os aços de maior resistência, designados de aços avançados de alta resistência (AHSS – *Advanced High Strength Steel*) [3].

Para existir um aumento da utilização de aços de média e alta resistência, nos painéis dos automóveis, formou-se um consórcio das grandes siderurgias mundiais. Este consórcio surgiu sob a liderança da *Porsche Engineering*, designado de *Ultra Light Steel Auto Body* – ULSAB e contou com a participação de 35 empresas siderúrgicas de 18 países. Deste consórcio resultou a introdução dos aços de alta resistência – HSS (*High Strength Steel*) nas estruturas dos automóveis, destacando-se os aços *Bake-Hardening* – BH e os aços de alta resistência e baixa liga – HSLA (*High Strength Low Alloy*). Em continuidade deste projeto surge o programa ULSAB-AVC (*Advanced Vehicle Concepts*) que propõe a aplicabilidade dos aços HSLA [4].

Através das novas tecnologias, como a fundição contínua e o processamento termomecânico, foram alcançados grandes desenvolvimentos no ramo dos aços, surgindo os aços avançados de alta resistência – AHSS (*Advanced High Strength Steel*). Os AHSS são aços multifásicos, constituídos por ilhas duras de martensite, bainite e/ou austenite residual, dispersas numa matriz de ferrite dúctil, em quantidades e combinações suficientes para produzir a variedade de propriedades mecânicas desejadas [5]. A categoria de AHSS abrange os principais tipos de aço:

- Aços de fase dupla (DP – *Dual Phase*)
- Aços de fase complexa (CP – *Complex Phase*)
- Aços de plasticidade induzida por transformação (TRIP – *Transformation Induced Plasticity*)
- Aços martensíticos (MS – *Martensitic*) [6]

A família de AHSS é caracterizada por possuir uma tensão de rotura superior à família de HSLA, com a mesma ductilidade. Os mecanismos de endurecimento envolvidos no AHSS incluem o endurecimento da solução sólida, o endurecimento por precipitação, o endurecimento por refinamento de grão e a transformação de fase austenítica macia para uma fase martensítica

dura. Deste modo, este tipo de material é o mais adequado para a produção de estruturas automobilísticas resistentes a choque, onde a força e a absorção de energia são essenciais [7].

Os aços avançados de alta resistência subdividem-se em duas categorias, com base nos níveis de tensão de rotura e no alongamento percentual. Na Figura 2.1 é possível observar a localização dos dois grupos de AHSS, considerando os eixos de alongamento e tensão. A primeira categoria é conhecida como a primeira geração de AHSS, e inclui os aços DP, CP, TRIP e MS. A segunda geração inclui os aços de plasticidade induzida por maclação (TWIP – *Twinning Induced Plasticity*), os aços leves de plasticidade induzida (L-IP – *Lightweight Induced-Plasticity*) e os aços inoxidáveis austeníticos (AUST SS – *Austenitic Stainless Steel*) [8]. A primeira geração de AHSS é baseada numa microestrutura ferrítica, enquanto que a segunda é maioritariamente constituída por uma microestrutura de fase austenítica. A segunda geração fornece uma melhor enformabilidade, mas para a formação de uma matriz austenítica é necessária a adição de elementos estabilizadores da austenite (Mn ou Ni), o que aumenta o seu custo [9].

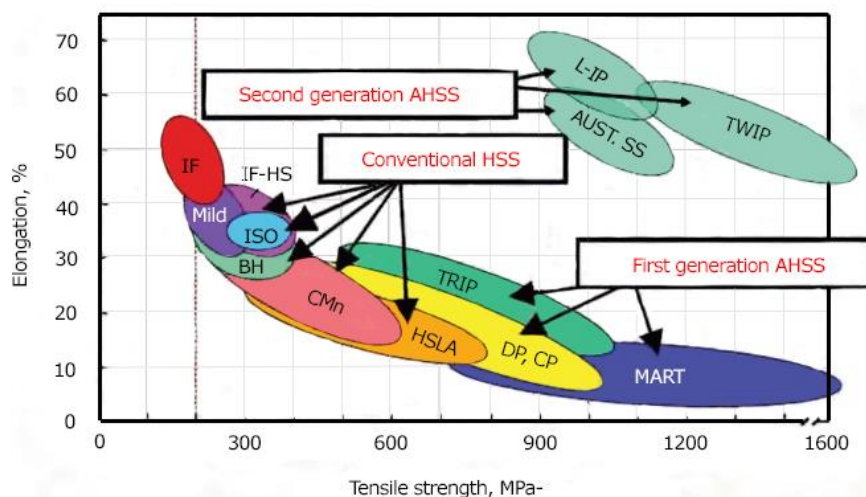


Figura 2.1 -Família dos aços AHSS subdividida no plano de tensão e extensão [5]

A família dos aços AHSS, em relação a outros materiais leves (como as ligas de Al e Mg), apresenta uma gama muito ampla de resistência mecânica que se estende de 500 a 1600 MPa [3]. Deste modo, traduz-se o aumento da resistência que conduz a uma redução de peso dos componentes (através da diminuição de espessura de chapa) numa maior eficiência de combustível, maior resistência ao choque, menor custo de material e menor impacto ambiental [5].

Tendo em conta as suas características, este material foi introduzido em grande escala no setor automóvel, sendo que, até 40% da estrutura dos veículos é produzida a partir deste tipo de material. Considerando que com a utilização dos AHSS a massa dos automóveis é reduzida até pelo menos 25%, é previsto que aproximadamente 60% dos aços convencionais utilizados atualmente (onde são incluídas muitas classes de HSLA) sejam substituídos por este material. Com a contínua investigação, a terceira geração de AHSS deverá ultrapassar os 25% na redução da massa do veículo devendo atingir os 35% de redução, o que permitirá melhorar significativamente a eficiência dos consumos de combustível e reduzir as emissões de gases de efeito de estufa [10].

2.2.1 – Aços de Fase Dupla (*Dual Phase*)

De modo a maximizar simultaneamente a resistência mecânica e a ductilidade (consequentemente a enformabilidade) dos aços, utilizam-se microestruturas mais complexas do que as ferríticas ou ferríticas-perlíticas, normalmente presentes nas ligas comuns de baixo carbono [11]. Esta abordagem baseia-se nas interações mais complexas que ocorrem entre vários constituintes presentes na microestrutura, que devem apresentar significantes variações de dureza entre si. No final da década de 1970, surgiu o primeiro desenvolvimento de aços de fase dupla (*dual phase*) que apresentavam uma microestrutura constituída por uma matriz com 80 a 85% de ferrite poligonal macia e 15 a 20% de martensite dura [12].

A principal característica dos aços de fase dupla consiste na dispersão de uma fase martensítica numa matriz de fase ferrítica. A resistência nos aços DP é conferida pela fase martensítica e a ductilidade pela fase ferrítica. Deste modo, a fração volúmica da fase martensítica determina o nível de resistência deste material. Este tipo de microestrutura permite alcançar uma faixa de resistência à tração de 500 a 1200 MPa. Na Figura 2.2 é possível visualizar uma representação da microestrutura do aço DP e a sua associação às fases de uma metalografia de aço DP600. Na Tabela 2.1 é possível visualizar os elementos constituintes dos aços DP e os seus efeitos [13].

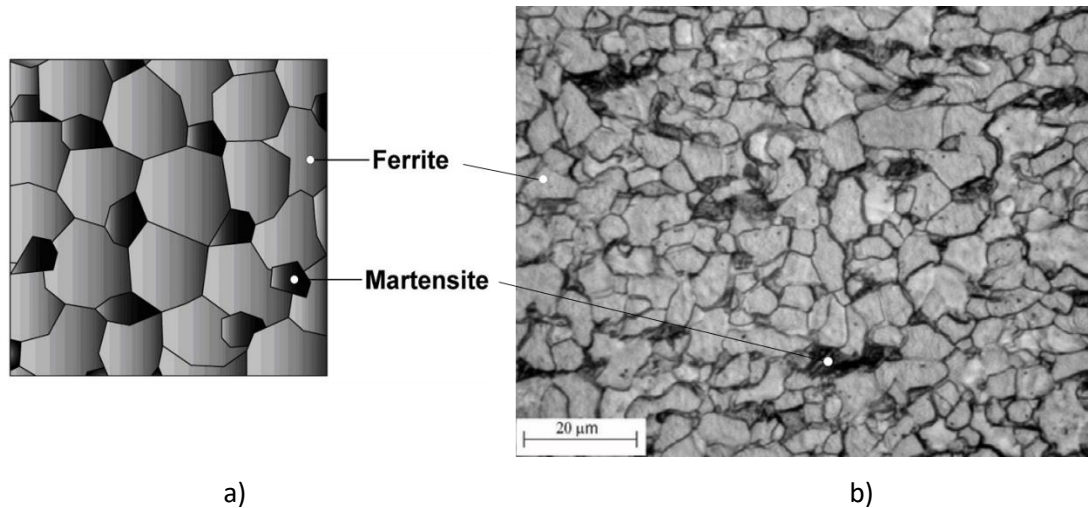


Figura 2.2 – Aço de fase dupla – Adaptado de [5], [6]
 a) Representação esquemática da microestrutura do aço DP b) Metalografia do aço DP600

Tabela 2.1 – Elementos de liga dos aços DP e os efeitos na estrutura [13]

Elemento de liga	Efeito e razão da adição
[C] 0,06 – 15%	Estabilizador da austenite Endurecimento da martensite Determinação da distribuição da fase
[Mn] 1,5 – 2,5%	Estabilizador da austenite Endurecimento sólido da solução de ferrite Retarda a formação de ferrite
[Si]	Promoção da formação de ferrite
[Cr], [Mo] >0,4%	Estabilizador da austenite Retarda a formação de perlite e bainite
[V] >0,06%	Estabilizador da austenite Endurecimento de precipitação Refinamento de microestruturas
[Nb] >0,04%	Estabilizador de austenite Redução da temperatura M_s Refinamento das microestruturas e promoção da transformação de ferrite a partir de austenite não cristalizada

De forma a obter a fase martensítica são utilizadas técnicas especiais de tratamento térmico, tais como têmpera e arrefecimento controlado do material. A estrutura de fase dupla é produzida pelo arrefecimento de aços de baixo teor de carbono, da região de fase $\alpha + \gamma$, para formar uma microestrutura de ilhas de martensite numa matriz de ferrite. A transformação de fase austenítica para martensítica determina a microestrutura final e as propriedades mecânicas resultantes dos aços. Este tipo de microestrutura proporciona aos aços DP uma elevada capacidade de endurecimento e uma melhor capacidade de enformabilidade em comparação com as classes HSLA. Outras propriedades únicas dos aços DP incluem o escoamento contínuo (ou seja, ausência do patamar de escoamento típico dos aços ferríticos), tensão de cedência (a 0,2% de deformação plástica) entre os 300 e 380 MPa, alto coeficiente de encruamento n (entre os 0,2 e os 0,3), baixa razão elástica (entre os 0,5 e os 0,6), um alongamento total superior a 27% e uma organização dos grãos anisotrópica [3], [5].

Os aços de fase dupla possuem uma vasta gama de composições químicas. Em relação aos aços HSLA, os aços DP contêm mais de 1% em elementos de liga. A composição química destes aços varia de gama para gama, mas os principais elementos de liga são o carbono, o manganês e o silício. Também podem estar presentes outros elementos em menor quantidade, como o alumínio, o azoto, o fósforo e o enxofre. O espectro de composições químicas dos aços DP é apresentado na Tabela 2.2 com a percentagem máxima dos principais elementos de liga [13].

Tabela 2.2 - Composição química dos aços de fase dupla [14]

Gama de aço	Composição		
	C	Mn	Si
FF 280DP(a)	0,14	1,6	0,40
DP 450(a)	0,08	1,6	0,40
DP 500(a)	0,14	1,6	0,40
DP 600(a)	0,14	2,1	0,40
DP 780 Y450(a)	0,17	2,2	0,60
DP 780 LCE Y450(a)	0,10	2,0	0,40
DP 780 Y500(a)	0,17	2,2	0,60
DP 780 LCE Y500(a)	0,10	2,0	0,40
DP 980 LCE Y600(a)	0,11	2,9	0,70
DP 980 LCE Y660(a)	0,11	2,9	0,70

DP 980 Y700(a)	0,18	2,4	0,60
DP 980 LCE Y700(a)	0,11	2,9	0,70
DP 1180(a)	0,18	2,4	0,60
DP 600(b)	0,09	1,0	0,25
DP 780(b)	0,09	1,0	0,30

(a) laminado a frio (b) laminado a quente

O aço DP1000 é caracterizado por ter uma tensão limite de elasticidade de 800 MPa e uma tensão de rotura de 1000 MPa, enquanto que o aço DP1200 é caracterizado por ter uma tensão limite de elasticidade de 1000 MPa e uma tensão de rotura de 1200 MPa. Relativamente aos restantes aços de fase dupla, as curvas de tensão – extensão comportam-se da mesma forma, sendo um comportamento elasto-perfeitamente plástico. Concluindo, com o aumento da gama dos aços DP, há um aumento da resistência através de um aumento das tensões limite de elasticidade [15].

2.2.2 - Produção dos aços DP (*Dual Phase*)

Os aços de fase dupla podem ser produzidos através de dois processos: por laminagem a quente e laminagem a frio. Na laminagem a quente, a microestrutura dupla é obtida através de um arrefecimento controlado a partir da fase austenítica. Enquanto que na laminagem a frio é realizado um recozimento contínuo de duas fases austenítica e ferrítica. A utilização de um tratamento de temperatura intercrítica na região austenite-ferrite permite obter a microestrutura dupla desejada, sendo que, o arrefecimento rápido à temperatura ambiente permite transformar a fase de austenite em martensite [16].

Conforme o diagrama de fases na Figura 2.3 verifica-se que para qualquer teor de carbono, C_0 , há um aumento da quantidade de austenite, γ , conforme o aumento da temperatura de recozimento intercrítico, atingindo os 100% à temperatura correspondente ao A_{c_3} . No entanto, o teor de carbono solubilizado na austenite sofre uma diminuição com o aumento da temperatura de recozimento intercrítica, atingindo o seu valor mínimo de C_0 na linha de temperatura A_{c_3} . Para uma dada temperatura intercrítica, a quantidade de austenite aumenta com o aumento do teor de carbono do aço [17].

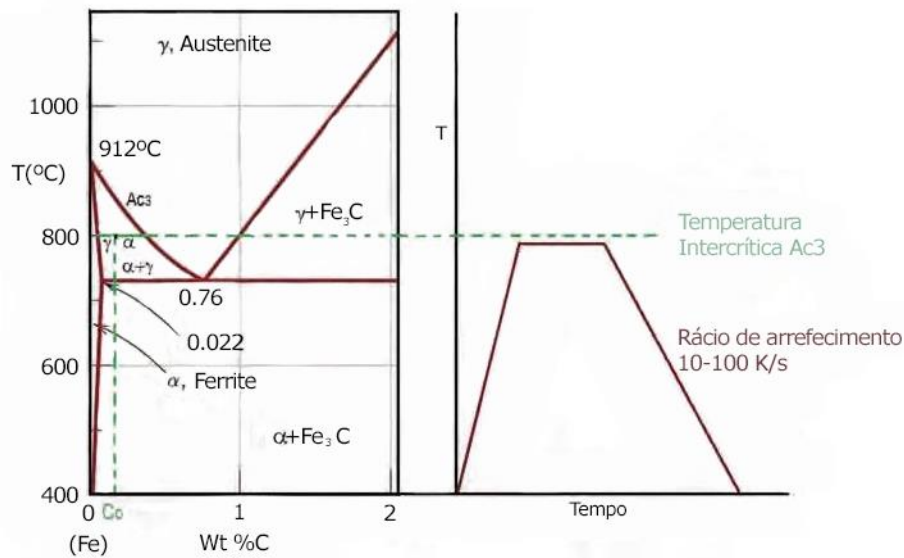


Figura 2.3 - Produção de aço DP através de recozimento intercrítico [5]

Tendo em conta o referido anteriormente, é possível compreender a influência da temperatura de recozimento intercrítica na microestrutura do material. Valores mais elevados de temperatura permitem a formação de microestruturas com alta fração de austenite com baixo teor de carbono. Ao passo que, valores mais reduzidos de temperatura levam à formação de baixas frações de austenite com elevado teor de carbono. Deste modo, conclui-se que a temperatura de recozimento intercrítica influencia a quantidade de martensite formada e o teor de carbono e, conseqüentemente, a dureza do aço. O passo crítico final na transformação de austenite em martensite será então a taxa de arrefecimento após o recozimento intercrítico [18].

Existem três formas básicas para a produção comercial de aços DP:

- Laminagem a quente, onde a microestrutura DP é produzida durante o ciclo de laminagem a quente convencional
- Recozimento contínuo, onde as chapas de aço laminadas a quente ou a frio são desenroladas e recozidas à temperatura intercrítica
- Recozimento em lotes, onde o aço quente ou frio é recozido na condição de enrolado [5]

A microestrutura de fase dupla produzida a partir da laminagem a quente, passa primeiro por um arrefecimento lento da chapa para permitir que a austenite se transforme em ferrite. Na Figura 2.4 é possível visualizar a linha de tempo da produção dos aços DP através de laminagem a quente. No processo apresentado, a chapa é rapidamente arrefecida até à temperatura de enrolamento, que deve estar abaixo da temperatura de início de transformação

da martensite M_s . Os elementos de liga deslocam os lóbulos das curvas de arrefecimento contínuo para ajudar a alcançar a microestrutura desejada [5].

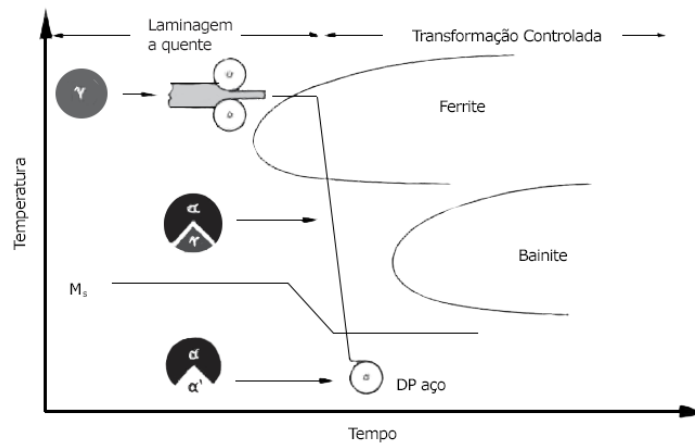


Figura 2.4 - Linha de tempo da produção de aço DP através de laminagem a quente [5]

A microestrutura de fase dupla produzida por laminagem a frio recorre ao recozimento contínuo seguido de galvanização por imersão a quente. Tal como se encontra representado na Figura 2.5, denota-se a evolução da temperatura ao longo do tempo a que a chapa é sujeita durante a laminagem a frio. É primeiramente sujeita a uma temperatura em que se verifica uma estrutura composta por ferrite e austenite nas proporções apresentadas pela figura, que pode alcançar os 730 a 760°C. Durante o processo referido anterior, é formada austenite a partir de cerca de 15% de microestrutura de ferrite e perlite, que posteriormente, devido ao arrefecimento do material, é transformada em martensite [17], [5].

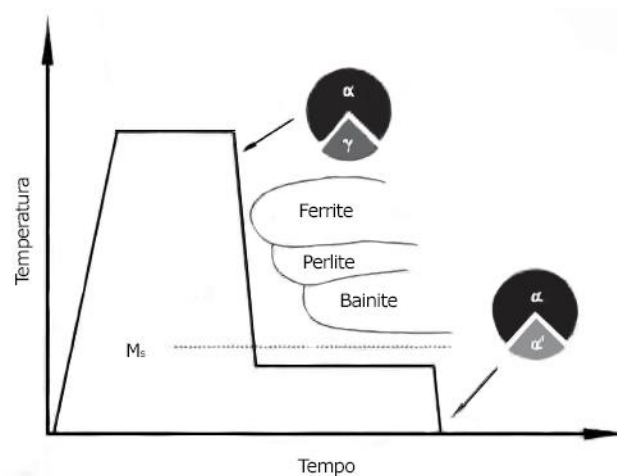


Figura 2.5 - Mudanças de temperatura durante o recozimento contínuo de aço DP [5]

A microestrutura de fase dupla de aço DP galvanizado é produzida pelo processo de recozimento contínuo (CAL – *Continuous Annealing Line*). Este processo de recozimento/revestimento é composto por seis etapas: aquecimento, estágio a alta temperatura, arrefecimento lento, têmpera, sobre envelhecimento e recozimento galvânico através de arrefecimento a ar. Cada etapa produz uma microestrutura diferente e no final é produzida a microestrutura dupla de ferrite e martensite. Na Figura 2.6 é possível de visualizar uma representação das seis etapas com a demonstração das frações das microestruturas em cada etapa [13].

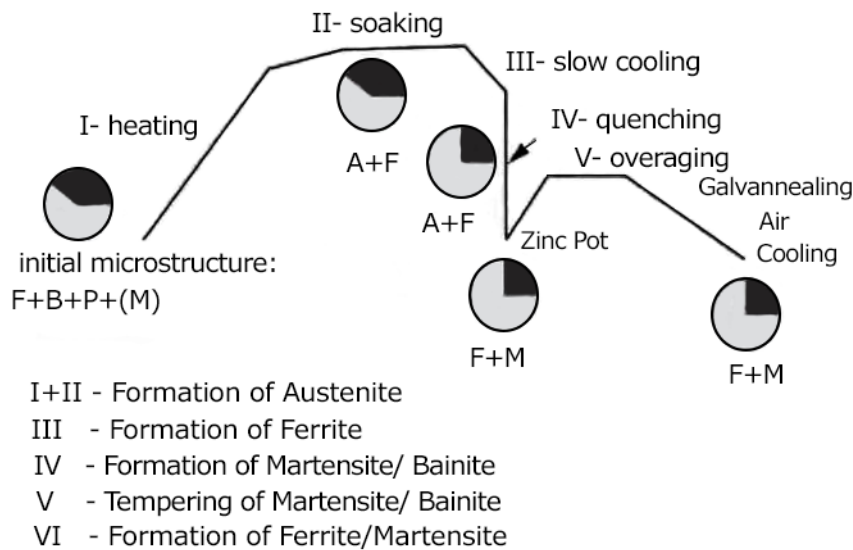


Figura 2.6 - Etapas para produção de aço DP revestido através de recozimento contínuo [5]

Resumidamente, a microestrutura final contém uma matriz de ferrite macia com ilhas de martensite duras. O efeito de resistência do aço DP é quase diretamente proporcional à fração volumétrica de martensite dura.

2.2.3 - Mecanismos de deformação dos aços DP (Dual Phase)

Os aços DP deformam-se unicamente por deslizamento de camadas, que ocorre principalmente na matriz de ferrite macia. As ilhas de martensite duras obstruem as deslocamentos e causam um encruamento. A fase de ferrite macia é geralmente contínua, dando aos aços DP excelente ductilidade. Quando ocorre deformação, a tensão é concentrada na matriz de ferrite macia o que explica a alta taxa de encruamento dos aços DP. O endurecimento dos aços de DP é função da fração volumétrica da martensite e da resistência da fase de martensite [5].

2.2.4 - Propriedades mecânicas dos aços DP (Dual Phase)

As principais propriedades mecânicas do AHSS são a elevada resistência, permitindo menor espessura de chapa e a grande ductilidade para permitir a formação de um componente. A resistência à tração varia de 420 a 1230 MPa e a extensão total varia de 5 a 28%. As curvas de tensão-extensão dos aços DP apresentam um padrão de deformação, onde é visível uma diminuição da ductilidade com o aumento da resistência. Dependendo da resistência do tipo de aço, a extensão pode variar de 8 a 32%. O aumento da resistência à tração de 450 a 1000 MPa reduziu a tensão verdadeira de 16% a 6% [19]. Na Figura 2.7 é possível de visualizar a comparação da tração do material de diversas gamas de aço DP e aço macio.

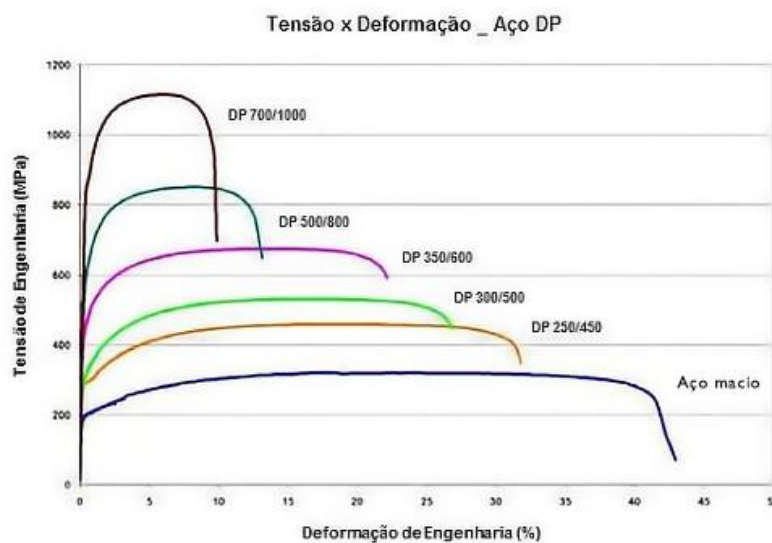


Figura 2.7 - Gráfico Tensão vs Extensão para as diversas gamas de aço DP [6]

Os expoentes de encruamento n e os coeficientes de anisotropia r são valores que influenciam a enformabilidade, melhorando-a e tornando-a mais repetível. Os limites de enformabilidade dependem da orientação do material e para isso é necessário conhecer as propriedades mecânicas [6]. As curvas de tensão – extensão para o aço DP600 ensaiado nas três direções de laminagem (longitudinal [L], transversal [T] e diagonal 45°[D]) são demonstradas na Figura 2.8. A direção de laminagem tem efeito na extensão e um menor efeito no nível da resistência do material. Os aços de DP possuem uma alta taxa de encruamento inicial. Esta característica permite que a deformação seja distribuída de forma mais uniforme em grandes volumes de material e atrasa o início da estricção localizada e do desbaste local. Deste modo, os aços DP exibem valores elevados de resistência à tração e ductilidade [5].

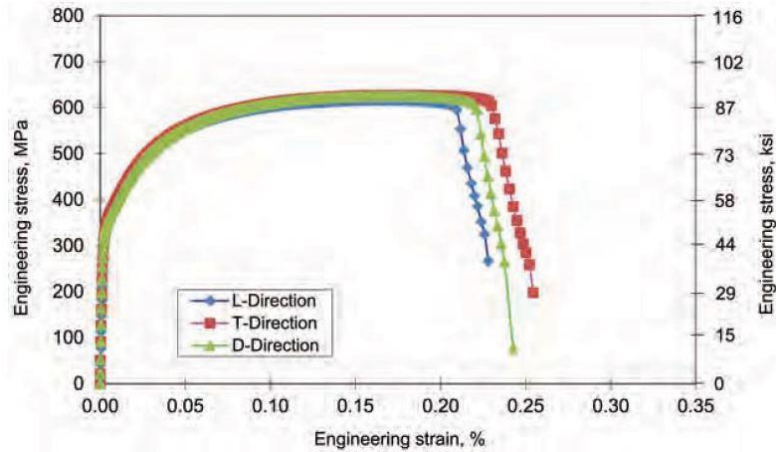


Figura 2.8 - Gráfico de Tensão - Extensão do aço DP600 com diferentes orientações de laminagem [14]

2.2.5 - Enformabilidade dos aços DP (Dual Phase)

Em geral, a enformabilidade está relacionada à ductilidade dos metais e ligas. Os diagramas de limite de enformabilidade (FLD – *Forming Limit Diagram*) são utilizados de forma conjunta para definir as extensões máximas permitidas sem rotura, para diferentes cargas de deformação fora do plano, tais como a tensão uniaxial, biaxial e plana. A Figura 2.9 mostra vários FLD para vários tipos de aços de DP. Os níveis dos FLD diminuem com o aumento da resistência à tração dos aços DP. Este comportamento é esperado porque os níveis de FLD estão diretamente relacionados à ductilidade, que diminui com o aumento da resistência do material [20], [21].

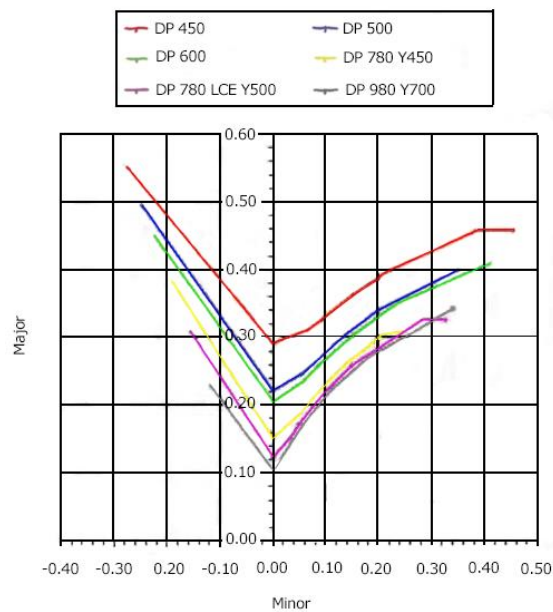


Figura 2.9 - Diagramas de Limite de Enformabilidade das várias gamas de aço DP [14]

2.3 – Síntese do Capítulo

Os aços de fase dupla possuem excelentes combinações de resistência, ductilidade e capacidade de endurecimento da deformação em comparação com aços convencionais de alta resistência. A força de elasticidade pode ser aumentada através do encruamento por recozimento.

Como resultado da sua alta resistência, os aços DP têm alta capacidade de absorção de energia e resistência à fadiga, e portanto, são adequados para peças estruturais e de segurança automotiva, como cruzamentos, reforços, telas de roda, tores de choque e trilhos longitudinais [5].

Com a pesquisa bibliográfica foi possível o conhecimento das propriedades da família dos aços de alta resistência e em particular da família dos aços de fase dupla. Foram adquiridos conhecimentos sobre a produção dos materiais e quais os fatores contributivos para a formação das suas microestruturas. Também foi exposta informação sobre os mecanismos de deformação e as propriedades mecânicas do material, onde foram evidenciados os fatores que contribuem para a deformação plástica do material.

3 –METODOLOGIA E PLANEAMENTO EXPERIMENTAL

3.1 – Introdução

Neste capítulo são apresentadas todas as condições dos ensaios realizados para a caracterização das microestruturas dos materiais e do seu comportamento mecânico. Apresenta-se os ensaios de caracterização dos materiais, os ensaios destrutivos e ensaios não - destrutivos. São também descritos todos os procedimentos, equipamento e locais onde foram realizados e quais os procedimentos ou preparações realizadas.

3.2 – Caraterização Microestrutural

O aço DP possui uma microestrutura de fase dupla constituída por uma matriz de ferrite e ilhas de martensite. Como forma de conhecer a composição do material, a dispersão dos seus constituintes e o seu efeito no material, foram realizados ensaios para a caraterização dos aços DP.

3.2.1 – Análise Química

Como forma de conhecer a composição química dos materiais, foi realizada uma análise química na empresa GENERAL ELECTRIC (GE Power). O instrumento utilizado foi um espectrómetro de emissão ótica Q4 TASMAN, com um sensor CCD (*Charge Coupled Device*).

Para o funcionamento deste equipamento é utilizada uma centelha de alta energia para servir de fonte de excitação. É gerada uma emissão de radiação na centelha, que resulta da excitação superficial das amostras, com ondas características da composição de cada elemento. Para realizar uma separação do espectro de radiação, existe um conjunto de lentes e prismas em linhas distintas, de forma a que a intensidade de cada linha seja medida. Por fim, as medições são convertidas em valores de concentração, correspondendo aos resultados percentuais de cada elemento presente na amostra. De modo a melhorar a resolução, o equipamento possui lentes eletromagnéticas, que permitem produzir uma imagem focada e ampliada que depois é detetada numa câmara com sensor com CCD (*charge coupled device*).

3.2.2 – Análise Metalográfica

Com o intuito de avaliar a dispersão das fases no material, foram realizadas análises metalográficas no Laboratório de Caracterização de Materiais do DEMI. Este ensaio serviu para conhecer a morfologia do material, conhecer a percentagem de fase ferrítica e fase martensítica. Para avaliar alterações produzidas pela deformação plástica, foi realizada uma metalografia com material deformado na zona de fratura.

Para a realização deste ensaio, as amostras seguem o procedimento padrão de ensaio, ou seja, foram embutidas em resina *epoxy* com endurecedor (com controlo de temperatura e pressão); desbaste (numa sequência de quatro lixas de diferentes granulações - 320P, 600P, 1200P, 2500P); polimento (com pano e pasta de diamante 1 µm da Buehler) e ataque químico (de modo a contrastar as microestruturas). Para o ataque químico foi utilizada uma solução de 10 ml de Álcool 95% e 0,53 ml de Nital 5%. O equipamento utilizado para o desbaste e o polimento foi um Buehler AutoMet 250 e está representado na Figura 3.1.

Posteriormente ao ataque químico, as amostras foram encaminhadas ao microscópio, no qual se observou a sua microestrutura. O microscópio utilizado para visualização das micrografias foi um Olympus TH3, com uma câmara DP21 e está representado na Figura 3.2.



Figura 3.1 – Polidora automática Buehler AutoMet 250



Figura 3.2 – Microscópio ótico OLYMPUS TH3, com câmara DP21

As superfícies das amostras foram obtidas segundo diferentes zonas, como se demonstra na Figura 3.3 e Figura 3.5, de modo a verificar a dispersão das fases em sentido longitudinal [a)] e transversal [b)] direção com a orientação de laminagem da chapa e na zona da fratura [c)].



Figura 3.3 - Provete original com representação das zonas de amostras

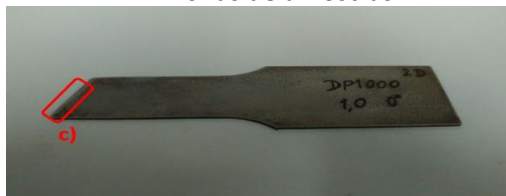


Figura 3.5 - Provete tracionado com representação da zona de amostra



Figura 3.4 – Amostras de aço DP1000

As amostras ilustradas na Figura 3.4, da esquerda para a direita, denominam-se de corpo de prova longitudinal, corpo de prova transversal e na Figura 3.5 o corpo de prova da fratura. Estes corpos foram maquinados de acordo com a direção com a orientação de laminagem e o corpo de prova da zona de fratura depositou-se na resina de forma a ensaiar perpendicularmente à fratura.

3.2.3 – Calorimetria Diferencial de Varrimento (DSC – *Digital Scanning Calometry*)

A análise DSC do material foi realizada no CENIMAT, FCT NOVA e o dispositivo utilizado foi o DSC 204 F1 Phoenix da NETZSCH.

A técnica de calorimetria diferencial de varrimento é uma análise térmica que consiste na medição dos fluxos de calor da amostra em relação a uma amostra de referência. O cálculo é executado em função da temperatura necessária para aumentar a temperatura da amostra a estudar, com a diferença na quantidade de calor necessária para aumentar a temperatura da amostra de referência. A análise foi efetuada de forma a determinar possíveis processos de recristalização e as temperaturas de transformação associadas, em amostras sem deformação e amostras previamente deformadas.

Este tipo de análise foi realizado em duas amostras, sendo uma amostra constituída por material não deformado e por material proveniente da zona da fratura. O ensaio foi realizado com uma velocidade de aquecimento de 10 °C/min, terminando o ensaio nos 550 °C. Para as condições de ensaio, foi recriada uma atmosfera com azoto (N_2), com um fluxo de 20 ml/min e azoto líquido de 2 ml/min. Utilizaram-se cadinhos de alumínio de 6 mm de diâmetro para servirem de amostra de referência, pois têm uma capacidade calorífica bem definida no intervalo de temperaturas que foram avaliadas.



Figura 3.6 - Calorímetro DSC 204 F1 Phoenix da NETZSCH

3.2.4 – Ensaios de dureza Vickers

O ensaio de dureza Vickers foi realizado no Laboratório de Caracterização de Materiais do DEMI num microdurómetro Mitutoyo HM-112 que se encontra representado na Figura 3.7. Este ensaio serviu para verificar a dureza do material, em corpos de prova com e sem deformações, comparando entre as diferentes direções de laminagem e após deformação plástica, para avaliação local do perfil do provete.



Figura 3.7 – Microdurómetro Mitutoyo HM-112

O ensaio de dureza Vickers consistiu no cálculo da dimensão da indentação em amostras de material previamente preparadas, com a utilização de um indentador de diamante em forma de pirâmide quadrangular. Este tipo de ensaio foi realizado em amostras de espessura variável, 0,8 mm, 1,0 mm e 1,2 mm e serviu para conhecer a dureza do material a ensaiar, tendo-se realizado um mínimo de 10 indentações para estabelecer uma média de valores.

Para a realização do ensaio foi usada uma carga de 0,5 kg, em todas as indentações. O ensaio foi realizado em amostras locais com o fator de variação da orientação de laminagem da chapa e espessura da chapa, que coincidiram com as zonas das amostras utilizadas nas análises metalográficas. O ensaio foi também realizado num provete previamente tracionado, como se pode visualizar na Figura 3.8, onde foi percorrido todo o provete desde a zona das amarras até à fratura.



Figura 3.8 - Perfil de indentações do provete tracionado

Para o desbaste e polimento dos provetes, procedeu-se à fixação com cianoacrilato de cada metade do provete a um suporte de polímero. Posteriormente, as metades foram desbastadas e polidas manualmente na polidora Phoenix Alpha Grinder/Polisher da Buehler, que pode ser visualizada na Figura 3.9.



Figura 3.9 - Polidora manual Phoenix Alpha

3.3 – Caracterização Experimental

De modo a determinar os limites de enformabilidade é necessário analisar as trajetórias de deformação. A curva limite de enformabilidade é determinada a partir de ensaios concebidos para obter os valores de extensões principais máximas (ε_M) e mínimas (ε_m) da chapa no instante da rotura. Para isso, foram realizados os ensaios de deformação plástica uniaxial e biaxial. Sendo que as três extensões principais se descrevem de forma decrescente, onde ε_1 é a maior extensão de maior valor absoluto e ε_3 a extensão de menor valor. Deste modo, na Tabela 3.1 pode se observar os comportamentos de deformação plástica dos dois tipos de ensaio de deformação uniaxial e biaxial.

Tabela 3.1 - Modos de deformação realizados para a caracterização experimental

Ensaio	Modo de deformação	Extensões
Tração Uniaxial	Alongamento uniaxial	$\varepsilon_1 > 0$ $\varepsilon_2 = \varepsilon_3 < 0$ $\varepsilon_2 = \varepsilon_3 = -\varepsilon_1/2$
Erichsen	Alongamento biaxial ou homotética	$\varepsilon_1 = \varepsilon_2 > 0$ $\varepsilon_3 < 0$ $\varepsilon_1 = \varepsilon_2 = -\varepsilon_3/2$

3.3.1 – Ensaio de Tração / Carga e Descarga

Para a realização dos ensaios, recorreu-se a uma prensa hidráulica do Laboratório de Mecânica Estrutural do DEMI. A prensa utilizada foi uma MTS com capacidade para 100 kN. Na Figura 3.10 é possível visualizar o alinhamento dos provetes na prensa com o auxílio de um laser e a devida montagem (sem o extensómetro).

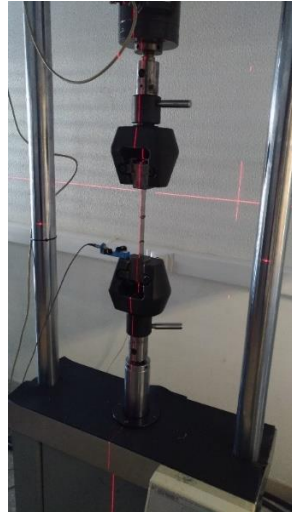


Figura 3.10 – ETU na prensa hidráulica MTS

Os provetes utilizados foram cedidos pela MCG com diferentes espessuras (0,8; 1,0; 1,2 mm), orientações da direção da laminagem (0° , 45° , 90°) e material (DP1000 e DP1200). Quanto ao dimensionamento e formato utilizados, foi utilizada a norma ASTM E646, que pode ver visualizado na Figura 3.11. Os ensaios de tração foram realizados a uma velocidade de 5 mm/min.

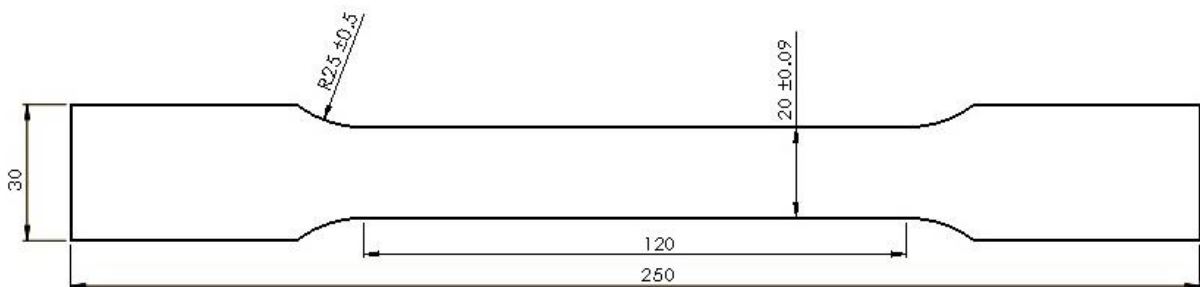


Figura 3.11 -Desenho do corpo de prova de tração

O ensaio de tração serviu para o cálculo do fator de anisotropia, do coeficiente de encruamento, do índice de resistência e dos parâmetros de resistência mecânica do material (tensão de cedência, tensão de rotura e extensão total). Foram realizados três ensaios para cada uma das diferentes direções de laminagem.

Na Tabela 3.2 apresenta-se o plano de ensaios realizados de modo a cumprir os requisitos do ensaio de tração das normas citadas anteriormente. Esta norma cita que se deve realizar um mínimo de três a cinco ensaios para cada direção de laminagem.

Tabela 3.2 - Quantidades de provetes utilizados para determinação de parâmetros

Aço	Direção de Laminagem	Provetes para determinar n , K e r	Provetes para determinar LTC, LTR e Δl
Aço DP1000	0°	2	1
	45°	2	1
	90°	2	1
Aço DP1200	0°	2	1
	45°	2	1
	90°	2	1

Os parâmetros da lei de Ludwik-Hollomon, ou seja, o coeficiente de encruamento n [-] e o índice de resistência K [MPa], foram calculados através da Eq. 3.1. Para o cálculo foram utilizados os dados experimentais das curvas tensão real – extensão verdadeira, a partir das quais se realizou uma análise gráfica.

$$\bar{\sigma} = K \cdot \bar{\varepsilon}^n \quad (3.1)$$

O coeficiente de anisotropia r [-] foi calculado a partir da medição das elipses resultantes dos círculos previamente marcados que degeneraram devido à deformação plástica. Para criar redundância, foram medidas a largura e as espessuras dos provetes, como forma de obter as extensões nas direções perpendiculares à direção de tração. O parâmetro de coeficiente de anisotropia foi obtido a partir da Eq. 3.2, com os valores obtidos das medições. Nesta equação w [mm] e w_0 [mm] expressam a redução de largura e são a medição final e inicial respetivamente e h [mm] e h_0 [mm] expressam a redução de espessura do provete e são a medição da espessura final e inicial respetivamente.

$$r_d = \frac{\ln(w/w_0)}{\ln(h/h_0)} = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_h} \quad (3.2)$$

O coeficiente de anisotropia médio r_m [-] foi calculado de acordo com a Eq. 3.3, em que r_0 [-] é o coeficiente de anisotropia da direção de laminagem de 0°, r_{45} [-] é o coeficiente de anisotropia da direção de laminagem de 45° e r_{90} [-] é o coeficiente de anisotropia da direção de laminagem de 90°.

$$\bar{r} = \frac{r_0 + 2 \cdot r_{45} + r_{90}}{4} \quad (3.3)$$

Como forma de recriar o efeito de histerese mecânica do material, foram executados ensaios de carga e descarga. O ensaio de carga e descarga serviu para verificar as deformações plásticas ao nível macroscópico, averiguando como o material se comporta durante o regime plástico. De modo a visualizar este ensaio, foi realizado um ensaio de CI aquando o ensaio, o que permitiu avaliar como o material se comportou microestruturalmente. O ensaio de carga e descarga foi realizado com ciclos de 2 mm de extensão entre cada descarga e a uma velocidade de 5 mm/min. Para averiguar o efeito de orientação com a direção de laminagem, espessura e material foram realizados ensaios de carga e descarga com as condições de provetes da Tabela 3.3. Foram realizados um total de 3 ensaios por cada condição de provete.

Tabela 3.3 - Quantidade e condição de provetes ensaiados em carga e descarga

Tipo de Proвете	Tipo de provete	Quantidade de provetes
DP1000, 0,8 mm, 0°	DP1200, 0,8 mm , 0°	3
DP1000, 0,8 mm, 45°	DP1200, 1,0 mm , 0°	
DP1000, 0,8 mm, 90°	DP1200, 1,2 mm , 0°	

3.3.2 – Ensaios de Erichsen

Os ensaios de Erichsen foram realizados no DEMI, na prensa de Erichsen que pode ser visualizada na Figura 3.12, o qual foi cedida pela MCG ao DEMI. Estes ensaios foram realizados no Laboratório de Processamento Térmico de Materiais e foram utilizados corpos de prova quadrangulares com 100 mm de lado. Estes últimos foram previamente marcados através de electro corrosão e lubrificados com massa consistente lubrificante na zona do pré-aperto. Para a fixação dos provetes foi produzido um suporte em polímero PLA - Poliacido Láctico, que foi fixado nos pinos da prensa.

O ensaio de Erichsen consistiu em estirar um corpo de prova até ao surgimento de uma rotura, com um punção esférico, medindo-se a profundidade do copo formado pela deformação. A profundidade (em mm) indica os índices de Erichsen e fornece uma medida de ductilidade da chapa sob condições de tensão biaxial simétrica. Adicionalmente, registou-se a força axial do punção no instante da rotura, a qual juntamente com a profundidade forneceu os pontos dos dados experimentais.



Figura 3.12 - Prensa de Erichsen

Para conhecer o efeito da variação de espessura do material, foram realizados o total de 30 ensaios, como se pode verificar na Tabela 3.4. Considerando que o ensaio de Erichsen provoca uma extensão homotética no material, foi desprezada a orientação da laminagem da chapa, tendo sido apenas utilizado a condição de provetes de 0° de direção de laminagem.

Tabela 3.4 - Provetes utilizados nos ensaios de Erichsen

Tipo de Proвете	Nº de Provetes
DP1000 0,8 0°	5
DP1000 1,0 0°	5
DP1000 1,2 0°	5
DP1200 0,8 0°	5
DP1200 1,0 0°	5
DP1200 1,2 0°	5

Como forma de determinar as extensões do material, recorreu-se à fotografia dos provetes com uma escala de referência. Posteriormente, foi realizado um tratamento de imagem no Photoshop C6, onde foram realizadas todas as medidas das elipses provenientes dos círculos degenerados. Para a sessão fotográfica dos provetes recorreu-se a um paquímetro de alturas (graminho) com uma escala colada no encostador e um suporte impresso onde foi colocada a câmara. O aparato laboratorial pode ser visualizado na Figura 3.13. As fotografias foram retiradas com diferentes ângulos para que as elipses a medir ficassem perpendiculares com o foco da câmara, visto que, a zona de interesse se situava na calote esférica.

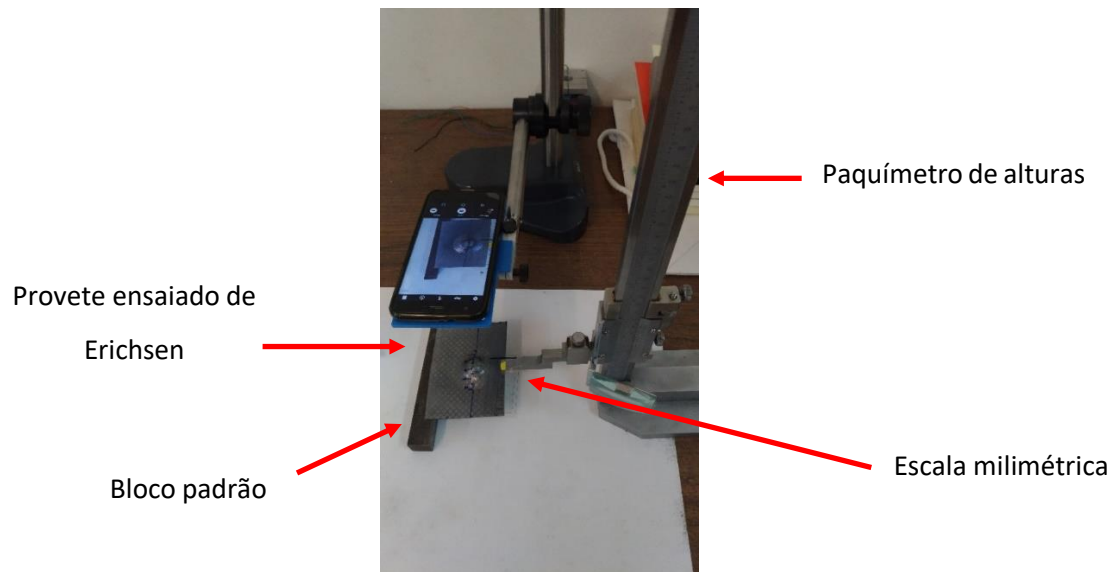


Figura 3.13 - Procedimento fotográfico para a medição das extensões

3.4 – Caracterização Não-Destrutiva

Como forma de verificar os efeitos das deformações plásticas no material, procedeu-se a uma caracterização não-destrutiva. Para esta caracterização, recorreu-se a metodologias de medição de espessuras com ultrassons e caracterização do material através de ensaios de CI. Estes tipos de procedimentos e ensaios foram usados em provetes previamente deformados plasticamente.

3.4.1 – Medição de espessura com Ultrassons

Considerando que a medição das extensões biaxiais retiradas do ensaio de Erichsen forneciam alguma incerteza do ensaio, foi calculada a redução de espessura dos provetes deformados.

As medições de espessura foram executadas utilizando um equipamento de ultrassons, da marca Krautkramer USM 36, com uma sonda direita da Olympus com uma frequência de funcionamento de 20 MHz, com um calço cónico de *perspex*. Para criar uma interface entre o calço da sonda e o material a estudar, foi utilizado como acoplante uma vaselina sólida A instalação laboratorial pode ser visualizada na Figura 3.14. Para obter uma redundância nas medições foi utilizado também um micrómetro exterior de pontas da Insize, com um alcance de 25 mm, que está representada na Figura 3.15.

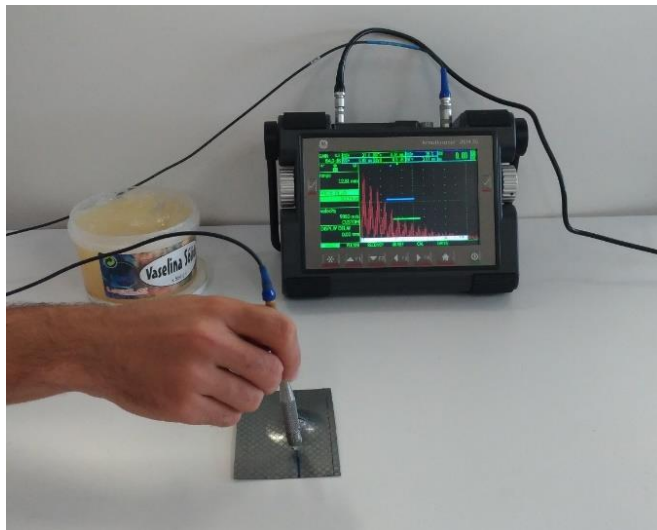


Figura 3.14 - Instalação laboratorial para medição de espessuras com ultrassons



Figura 3.15 - Micrómetro de pontas interiores

As medições foram realizadas nos provetes ensaiados nos ensaios de Erichsen, para calcular a variação de espessura após a deformação plástica. Foram utilizados dois provetes de cada condição ensaiada, dos quais foi retirada uma área de 25x100 mm de modo a que fosse possível o acesso do micrómetro à calote esférica. Posteriormente, foi desenhada uma linha ao longo de todo o diâmetro da zona embutida perpendicular à fratura, na qual se realizaram todas as medições com um espaçamento de 5 mm.

De modo a realizar as medições foi necessário conhecer a velocidade do som no material, a qual foi calculada por via teórica e prática. Pelo modo teórico, foi calculada a velocidade do som no material C_l a partir da Eq. 3.4, utilizando as propriedades do material (em que E é o módulo de Young, $E = 207$ GPa, em que ν é o módulo de Poisson, $\nu = 0,3$ e ρ é a densidade do material, $\rho = 7,85$ g/cm³).

$$C_l = \sqrt{\frac{E}{\rho} \times \frac{1-\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)}} \quad (3.4)$$

Pela via prática, foi colocada uma sonda direita no material e conhecendo a espessura da chapa, foi calculada a velocidade do som a partir do tempo que demoravam a ser recebidas as ondas sonoras, pela Eq.3.5. Na Figura 3.16 é possível visualizar o ensaio realizado para a obtenção do tempo executado num total de 6 ciclos, numa chapa com 1,2 mm de espessura - e [mm], o que resultou um tempo final de 1,450 - t_f [μs] e um tempo inicial de 0,235 - t_i [μs].

$$C_l = \frac{(n^\circ \text{ ciclos}) \times e}{(t_f - t_i)} \quad (3.5)$$

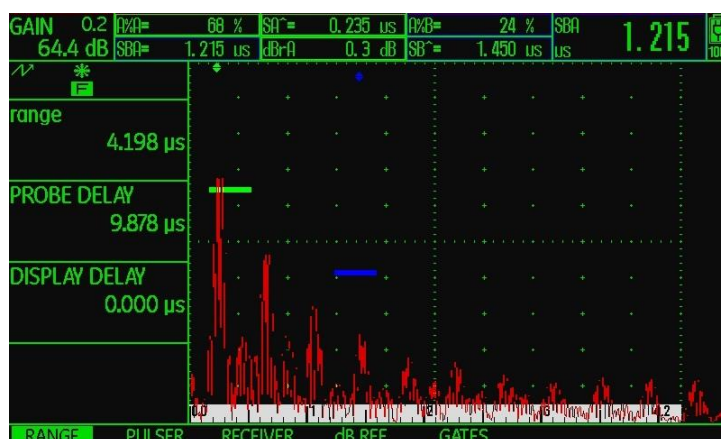


Figura 3.16 - Ensaio de US para medição da velocidade com chapa de 1,2 mm

Deste modo, para as medições no aço de fase dupla foi utilizada a velocidade de 5950 m/s, dado que as duas vias forneceram este valor. Para testar este valor foi utilizado o modo de medição de espessura do equipamento de ultrassons numa chapa de 1,2 mm e o resultado obtido foi coerente com a chapa utilizada.

3.4.2 – Caracterização de material com Correntes Induzidas

Os aços de fase dupla possuem a microestrutura bifásica que influencia as propriedades mecânicas e o comportamento durante a deformação, desse modo foi relevante caracterizar e compreender as alterações microestruturais destes aços. Deste modo, para uma caracterização microestrutural, procedeu-se ao ensaio não destrutivo (END) de corrente induzidas (CI). Este ensaio permitiu a medição de variações de impedância, o qual é afetada pela permeabilidade magnética e a condutividade elétrica.

Para uma caracterização microestrutural a nível temporal e local, foi realizado o ensaio de CI durante os ensaios de tração e carga e descarga (averiguação temporal) e em provetes tracionados (averiguação localizada).

3.4.3 – Ensaio de Correntes Induzidas (CI) durante o Ensaio de Tração Uniaxial (ETU)

Como forma de avaliar, na zona de aparecimento de estrição, a variação da permeabilidade magnética e da condutividade elétrica, durante a deformação dos aços, foi realizado o ensaio de correntes induzidas durante o ETU. Para tal ser possível, foram produzidas sondas

customizadas com diferentes parâmetros (número de espiras, diâmetro e núcleo da bobina), que foram fixas à zona central dos provetes. O equipamento de CI utilizado é um gerador de frequências, de modelo Nortec 500C da OLYMPUS.

Como referido anteriormente, a impedância elétrica é fortemente afetada pela permeabilidade magnética e também, mas em menor grau, pela condutividade elétrica. A profundidade de penetração¹ das CI, δ [m], pode ser calculada de acordo com a Eq. 3.5, onde f [s^{-1}] é a frequência de excitação, μ [$H m^{-1}$] é a permeabilidade magnética ($\mu = \mu_0 \cdot \mu_r$), e o σ [S/m] é a condutividade elétrica.

$$\delta_{(f, \mu, \sigma)} = \frac{1}{\sqrt{\pi f \mu \sigma}} \quad (3.5)$$

Este ensaio foi realizado com duas bobinas produzidas com as mesmas características, sendo a primeira colocada numa amostra de referência do material a ensaiar enquanto que a segunda era colocada no provete, ou seja, em modo diferencial. Assim, as medições foram calculadas pela variação entre o material base intacto com o material em tração. Para comprovar a assinatura do material e do ensaio, foram realizados ensaios sob as mesmas condições operacionais em diferentes materiais (cobre, alumínio, aço ferromagnético, aço austenítico e chumbo). Na Figura 3.17 pode visualizar-se o aparato laboratorial da instalação das sondas durante o ETU, colocadas nos provetes na prensa.

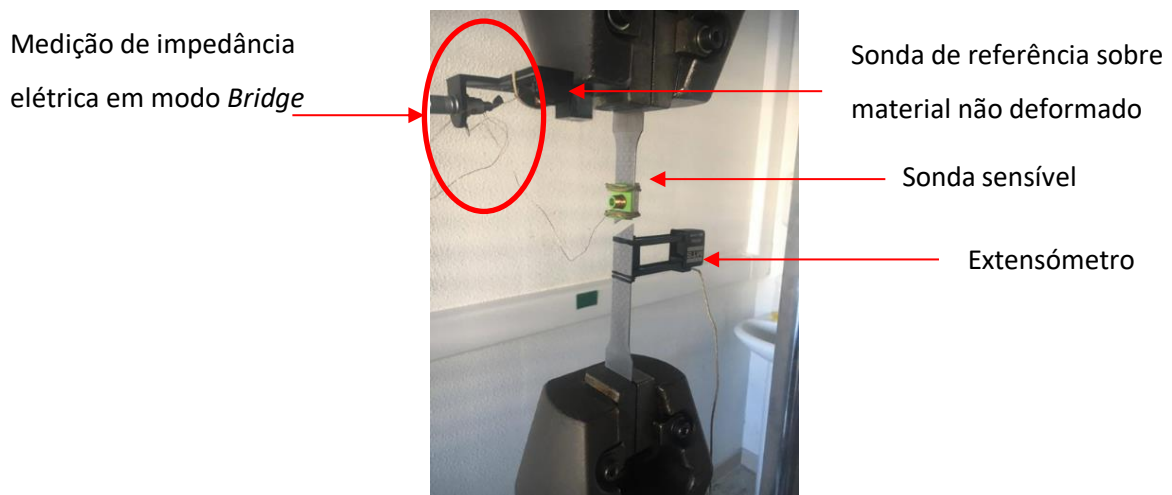


Figura 3.17 - Instalação dos componentes para a realização do ensaio de CI durante o ETU

¹ Corresponde à profundidade a que a intensidade das CI se reduz a 36,7% da intensidade na superfície do material

De modo a verificar a consistência das variações de impedância elétrica do material, foram realizados os ensaios de CI em ensaios de carga e descarga, sob as mesmas condições operacionais (equipamento, sonda, parâmetros, etc.). Estes ensaios tiveram como objetivo o estudo da deformação plástica do material a nível macroscópico aquando a sua carga e descarga, a partir da sonda de CI fixa no provete. Este ensaio permitiu fazer uma comparação com o ensaio de tração e verificar se o material manteve a variação de impedância tanto no regime elástico, como no regime plástico. Como referido na Tabela 3.3, o ensaio de CI foi realizado em diferentes condições de provete de modo a verificar como as CI reagiram às variações de orientação de laminagem, espessura e material (DP1000 e DP1200).

3.4.4 – Ensaio de CI em provetes depois de tracionados

Para verificar os efeitos da deformação plástica local nos provetes, foram realizados ensaios complementares de CI ao longo da superfície do provete, segundo um varrimento bidimensional. Foi realizado um mapeamento da permeabilidade magnética e da condutividade elétrica de modo a complementar com as variações de impedância localmente dos provetes. Estes ensaios foram realizados no laboratório de ensaios não-destrutivos do DEMI. Pode ser visualizado na Figura 3.18 o equipamento utilizado no ensaio, onde se pode observar uma mesa XY automatizada, no qual se realizou o ensaio ao longo das metades dos provetes tracionados.

Este ensaio foi realizado em provetes de DP1000 e DP1200 com as diferentes direções de laminagem (0°, 45°, 90°). Foi utilizada uma sonda de CI da OLYMPUS a operar a uma frequência de 500 kHz. O equipamento de CI utilizado foi o mesmo que foi descrito no capítulo 3.4.3, sendo um Nortec 500C, excetuando a sonda comercial que foi utilizada neste tipo de ensaios.

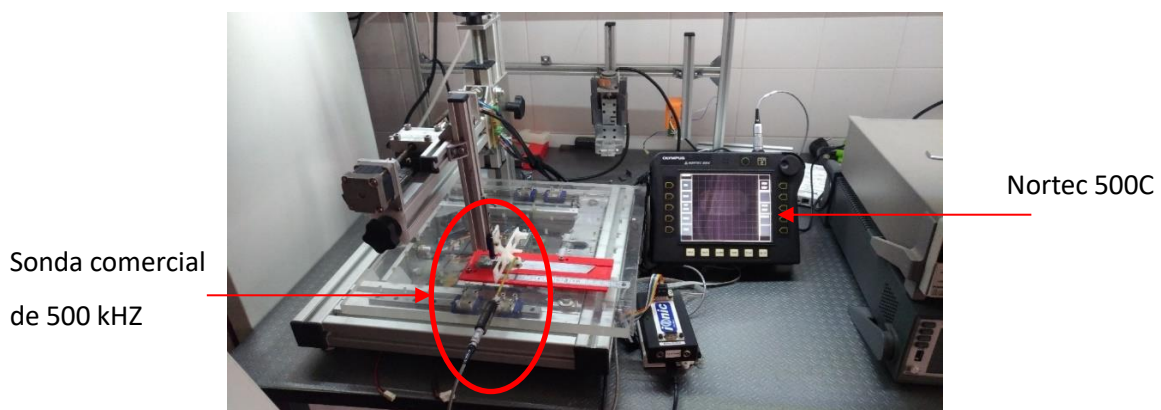


Figura 3.18 - Ensaio de CI em provetes previamente tracionado

A intensidade das correntes induzidas é maior na superfície do material a ensaiar, reduzindo a sua densidade de forma exponencial com o aumento da profundidade (efeito de pele), como dita a Eq. 3.6. Em que I_x [A.m⁻²] é a densidade de corrente à profundidade x [m], I_0 [A.m⁻²] é a densidade de correntes à superfície, f [s⁻¹] é a frequência de excitação, μ [H.m⁻¹] é a permeabilidade magnética ($\mu = \mu_0 \cdot \mu_r$) e σ [S/m] a condutividade elétrica.

$$I_x = I_0 \cdot e^{-x\sqrt{\pi \cdot f \cdot \mu \cdot \sigma}} \quad (3.6)$$

Deste modo, as variações de impedância medidas nos provetes são referentes às microestruturas próximas da superfície.

3.4.5 – Medição de condutividade elétrica com sonda de quatro pontos

Como modo de interpretar as variações de impedância elétrica, foi realizada uma medição de condutividade elétrica com uma sonda de quatro pontos. Este ensaio foi realizado com a mesma metodologia e equipamento que o ensaio de CI nos provetes tracionados para realizar o perfil ao longo do provete com a mesa de movimento XY automatizada. Neste ensaio foi utilizada uma sonda Jandel de 4 pontos com 1 mm de distância entre as agulhas. Foi utilizado um equipamento *Source Meter Unit*, Keithley 2450 SourceMeter para a imposição de corrente e medição da queda de potencial.

Dos ensaios de correntes induzidas foram obtidas as variações de impedância, o que inclui as variações de condutividade elétrica e permeabilidade magnética. Deste modo, como forma de isolar um destes parâmetros elétricos, foi realizado o ensaio de condutividade elétrica com a sonda de quatro pontos, uma vez que o resultado só depende da condutividade elétrica e não da permeabilidade magnética. Este método baseia-se na medição da queda de potencial entre as duas agulhas interiores após ser imposta uma corrente na superfície do material pelas duas agulhas exteriores. A Eq. 3.7, dita o valor da condutividade elétrica σ [S/m], onde a corrente elétrica imposta é I [A], a voltagem é V [V] e distância entre as agulhas é d [m].

$$\sigma = \frac{I}{2\pi \cdot V \cdot d} \quad (3.7)$$

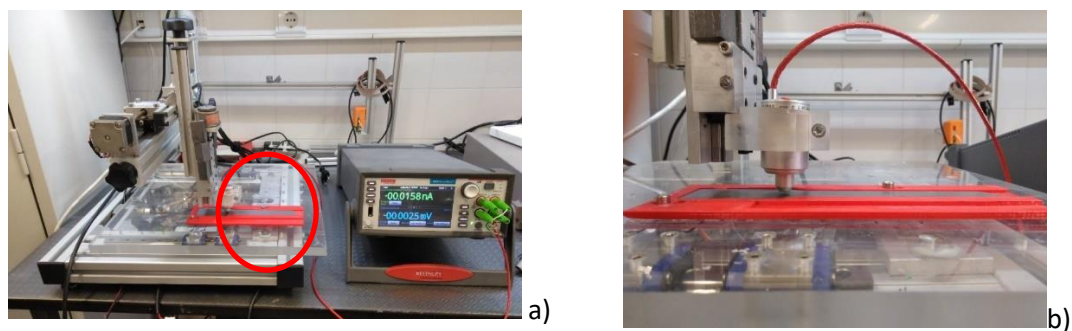


Figura 3.19 – Ensaio de condutividade elétrica com sonda de quatro pontos
a) Montagem laboratorial para a medição de condutividade elétrica b) Pormenor da sonda de quatro pontos sob o provete previamente tracionado

3.5 – Síntese do Capítulo

Neste capítulo foram expostos os ensaios que foram realizados para caracterizar o material. Foram descritas as análises e ensaios para caracterizar o material, os procedimentos executados e amostras que necessitaram de ser preparadas. Posteriormente, foi exposta toda a vertente de caracterização experimental com a deformação plástica do material, onde foram relatados os ensaios realizados e os resultados esperados e desejados. Por fim, foi descrita a caracterização não-destrutiva do material, com a explicação dos ensaios realizados para estudar os efeitos da deformação plástica do material.

4 –DESENVOLVIMENTO DE EQUIPAMENTO LABORATORIAL

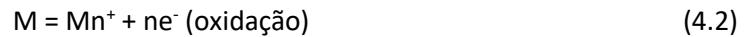
4.1 – Introdução

Com vista à realização dos ensaios e tarefas de carácter experimental, foram desenvolvidos vários equipamentos no laboratório de NDT do DEMI. Estes trabalhos foram executados com o apoio das oficinas do UNIDEMI e do laboratório de ENDT (ensaios não-destrutivos).

4.2 – Equipamento para gravação por electro corrosão

A marcação por electro corrosão é vastamente utilizada em materiais com base em silício ou materiais metálicos, como por exemplo o níquel e os aços inoxidáveis. O padrão desejado é obtido através da proteção de áreas, com auxílio de materiais como cera ou filmes plásticos, sendo que, as áreas sujeitas a corrosão formam o padrão escolhido. O processo de corrosão do metal (M) consiste na colocação do material a corroer no cátodo e do material redutor no ânodo. O processo de electro corrosão é controlado através da imersão do material a corroer no eletrólito, sendo o ácido sulfúrico um dos eletrólitos mais comuns. Contudo é necessário

estabelecer uma conexão do material e do redutor com uma fonte de tensão. A oxidação de metais em meio ácido segue as semi-reações descritas nas Eq. 4.1 e Eq. 4.2 [22].



4.2.1 – Conceção e projeto

Com o objetivo de conhecer as extensões do metal aquando as suas deformações, foi desenvolvido um equipamento de marcação de chapa por electro corrosão. Com a passagem de uma corrente elétrica foi possível gravar na chapa metálica, com muita finura e pouca profundidade, uma textura. Para realizar este procedimento, foi necessário depositar na chapa uma solução ácida, conforme o metal a gravar, como cobre, latão, aço, etc. No entanto, foi essencial a passagem de uma corrente elétrica no sentido da chapa a gravar, para apenas gravar a textura desejada. A chapa a gravar deve ser ligada a um polo positivo (ânodo) e o marcador a um polo negativo (cátodo), assim funcionando em polaridade inversa [23].

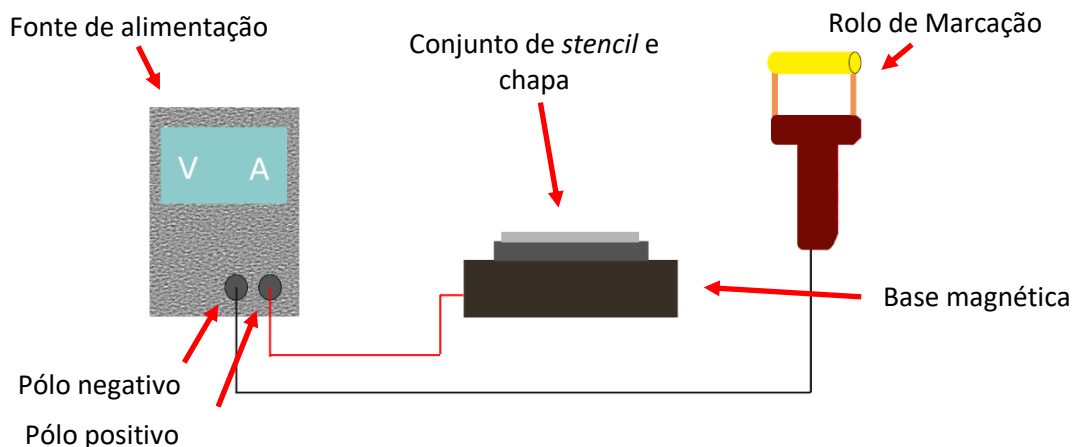


Figura 4.1 - Esquema representativo da electro corrosão

Para o desenvolvimento deste sistema foi necessário a utilização de uma fonte de tensão, uma base magnética e a produção de um rolo de marcação. O rolo de marcação é composto por um suporte produzido por impressão 3D (com estrutura em polímero PLA – Políácido Láctico), duas hastes de cobre e um cilindro de latão. O suporte possui dois canais internos para a passagem dos cabos de fornecimento de corrente elétrica. Todas as peças de metal, foram maquinadas nos laboratórios do DEMI, desde o torneamento, o corte e a furação. A rotação do

cilindro é realizada sob um perno de latão, roscado em ambas as extremidades. O constrangimento das hastes no suporte é executado com dois fusos roscados M5 e apertado com quatro porcas cegas. O conjunto pode ser visualizado na Figura 4.2, com a representação de todos os seus constituintes.

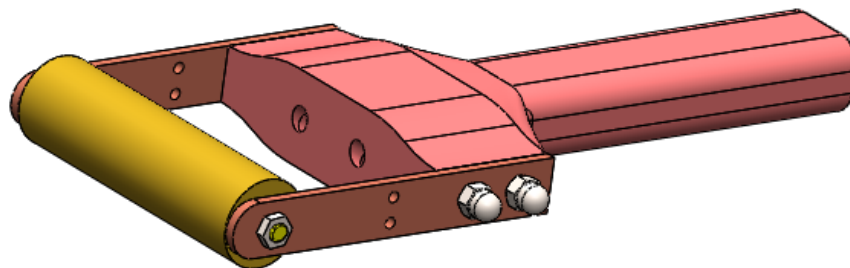


Figura 4.2 - Rolo de Marcação

Como a utilização do rolo era de dificuldade acrescida em provetes mais pequenos, foram produzidos dois rolos, com dimensão de 80 e 40 mm de largura. Este último, foi maioritariamente utilizado em provetes de tração, enquanto que o rolo maior foi utilizado em chapas de maiores dimensões.



Figura 4.3 - Rolo de marcação de 80 mm

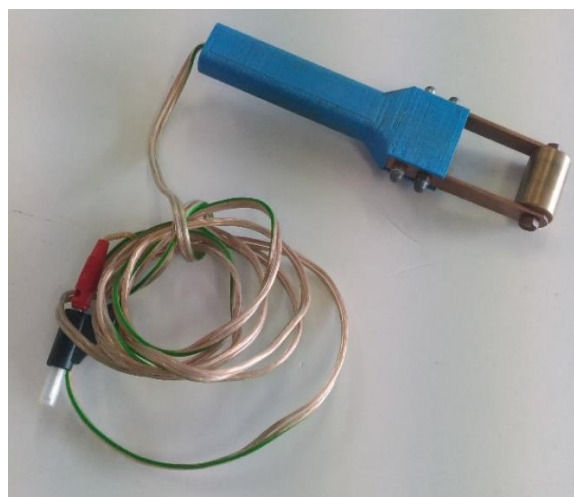


Figura 4.4 - Rolo de marcação de 40 mm

Utilizou-se um eletrólito para a corrosão do metal, um neutralizador para a neutralização do metal marcado e um *stencil cleaner* para a lavagem do *stencil* no final da utilização². Os produtos

² Estes três produtos químicos foram obtidos da UMS - Universal Marking Systems e a sua escolha foi baseada no catálogo de marcação eletroquímica em superfícies metálicas [24].

de manutenção e segurança do equipamento (neutralizador e o *stencil cleaner*), foram escolhidos devido à sua compatibilidade com uma grande variedade de materiais. Em relação ao eletrólito, a sua escolha teve em conta o material a marcar, pelo que, foi escolhido um ME03. Este eletrólito trata-se de um ácido indicado para carbonetos, ferro fundido, aço de alta velocidade, aço de alto teor em carbono, aço níquelado e aço de carbono polido.

Os relevos da superfície metálica são formados com o auxílio de um *stencil* com a geometria que desejamos recriar. Como geometria inicial foi escolhido um *stencil* com círculos de 5 mm de diâmetro, o qual foi utilizado para a marcação dos provetes para ensaios de Erichsen (Figura 4.5). Posteriormente, foram utilizados *stencils* de outra geometria, com círculos de 2 mm e uma cruz no centro dos círculos e outro *stencil* com círculos de 5 mm de diâmetro e retas nas direções *x* e *y* a passar no centro dos círculos. Estes últimos *stencils* foram utilizados nos provetes de tração, com uma marcação em cada uma das faces dos provetes. Estes últimos podem ser visualizados na Figura 4.5.

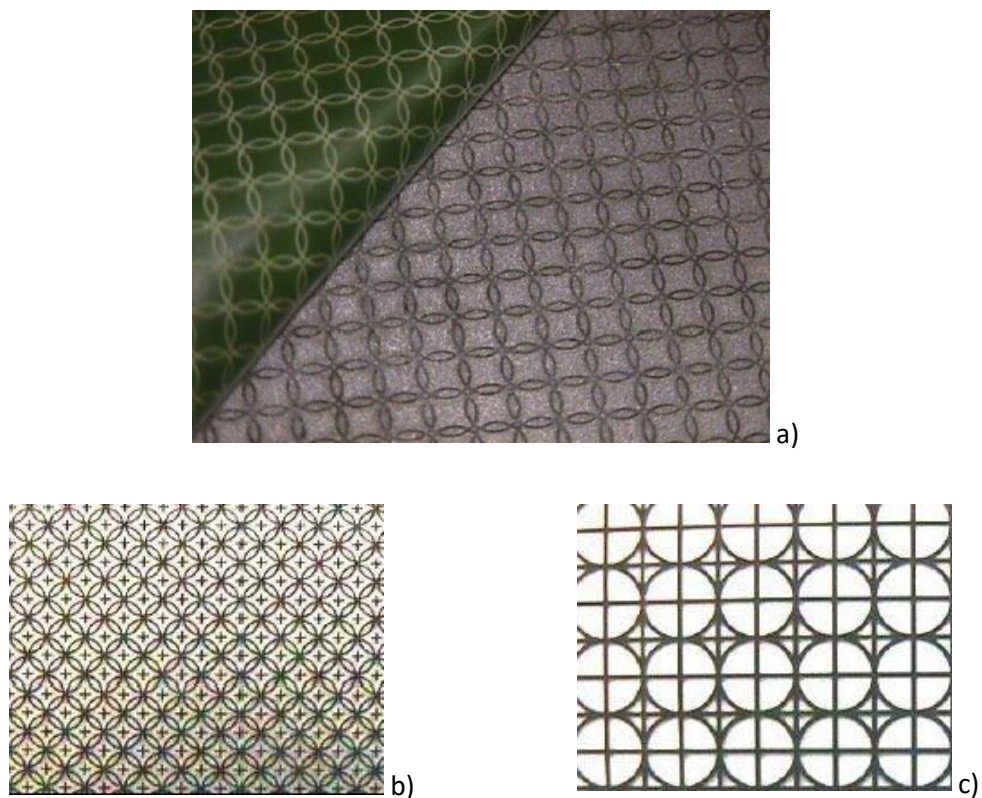


Figura 4.5 - *Stencil* para marcação da chapa

- a) *Stencil* com círculos de 5 mm de diâmetro b) *Stencil* com círculos de 2 mm de diâmetro c) *Stencil* com círculos de 5 mm de diâmetro e retas perpendiculares [24]

Para estabelecer o circuito o rolo de marcação entra em contacto com o conjunto *stencil*/chapa. Para a instalação elétrica, foi aberto um furo roscado M5 e instalado um borne de banana na base magnética. Deste modo, a corrente elétrica parte da fonte de alimentação para a base magnética, passa pelo conjunto de chapa/*stencil* e depois segue pelo rolo de volta para a fonte de alimentação. Na Figura 4.6 é possível visualizar o pormenor da instalação elétrica, com a ligação entre a fonte de alimentação e a base magnética.

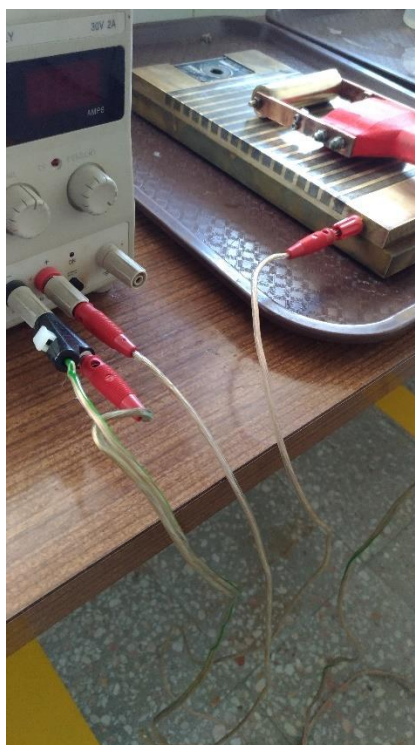


Figura 4.6 - Instalação elétrica para a marcação da chapa

A partir de ensaios experimentais realizados e de pesquisa em catálogos de equipamento idêntico [24], foi possível aferir que para uma correta marcação de chapa é necessário uma corrente elétrica mínima de 2 A, a qual deverá ser estabelecida com uma tensão de cerca de 13 V. Estes parâmetros são proporcionais ao aumento da espessura de chapa e área a marcar. A intensidade de corrente e o tempo de marcação, foram ajustados pois foram os fatores de finura e profundidade da eletrogravura.

Com o intuito de estabelecer uma área de trabalho, foi criada uma mesa para a marcação dos provetes. Esta mesa contém uma fonte de tensão, uma base magnética, um recipiente para o eletrólito e o rolo de marcação. De forma a melhorar a humidificação das peças a marcar, foram utilizados filtros de algodão, que aumentaram o banho das peças com eletrólito. Com a utilização da base magnética as peças ferromagnéticas ficaram estrangidas de movimentos.

Para a fixação do *stencil*, de forma a não se mover com a passagem do rolo, foram utilizados ímanes que impediam os movimentos do *stencil* sob o provete. Na Figura 4.7 é possível de visualizar a montagem laboratorial da mesa de marcação de chapa. Pode-se visualizar as pinças como ferramentas de manuseamento da chapa e *stencil* e a botija com neutralizador para uso posterior à marcação.

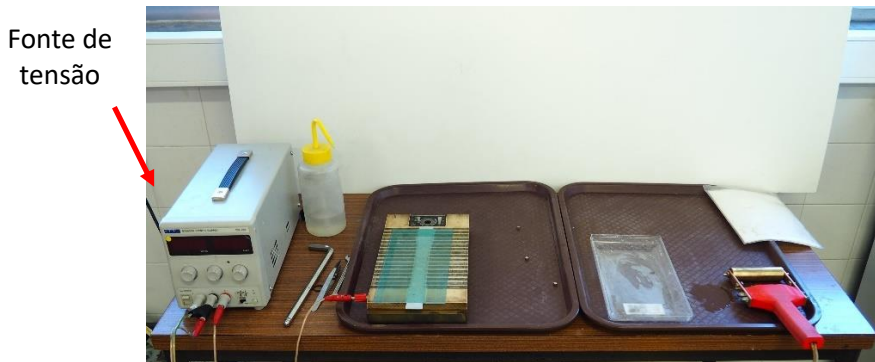


Figura 4.7 - Mesa de trabalho para marcação através de electro corrosão

4.2.2 – Validação experimental

Na Figura 4.8 até à Figura 4.11 é possível visualizar os variados tipos de provetes e material marcado através de electro corrosão.

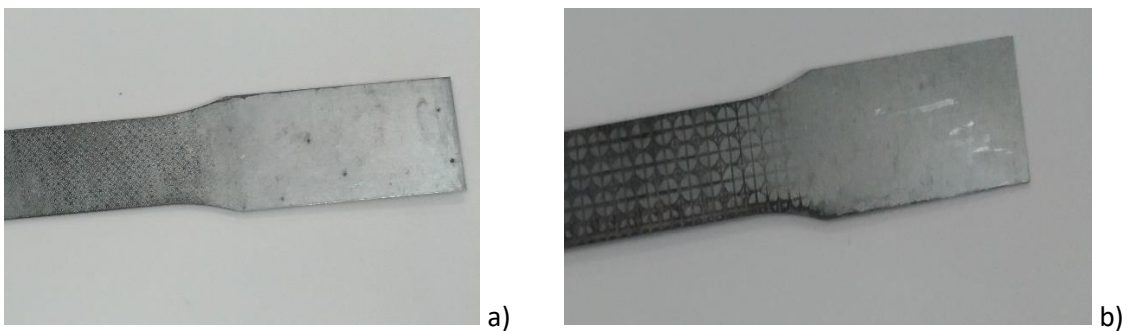


Figura 4.8 - Provette de tração com marcações

a) Marcações circulares de 2 mm b) Marcações circulares de 5 mm

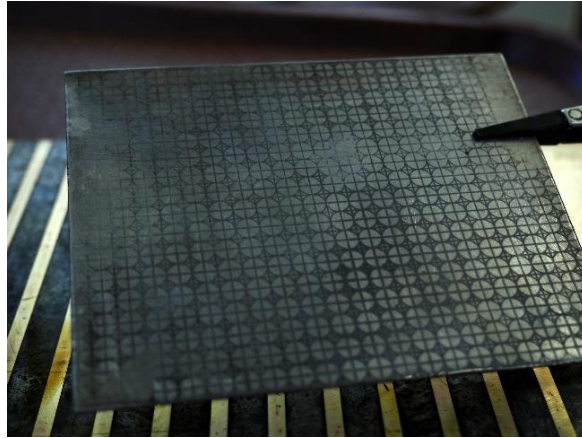


Figura 4.9 - Provete de Erichsen com marcações circulares de 5 mm

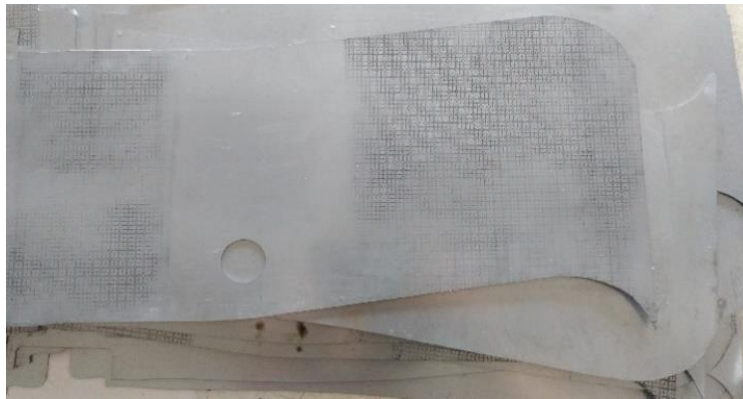


Figura 4.10 - Chapa de aço DP1000 com marcações circulares de 5 mm para posterior conformação

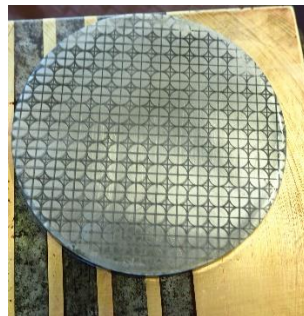


Figura 4.11 - Aço 316L produzido por manufatura aditiva com marcações circulares de 5 mm

4.3 – Desenvolvimento de Sondas para ensaios de CI

Os ensaios não destrutivos com correntes induzidas baseiam-se no princípio do eletromagnetismo. Ao passar uma corrente elétrica alternada através de uma bobina, é gerado um campo magnético variável no tempo e as linhas do fluxo magnético criado tendem a concentrar-se no centro da bobina. Foi descoberto por Faraday que quando aproximamos um campo magnético variável a um material condutor, este irá gerar correntes elétricas circulares no condutor (denominadas de *eddy currents* – correntes induzidas). Por sua vez, estas correntes induzidas no material condutor vão gerar também um campo magnético secundário que tende a opor-se ao campo magnético primário. Este campo magnético secundário vai provocar alterações no campo magnético primário, alterando a impedância elétrica da bobina. É através destas alterações na impedância, que se pode obter informações acerca de defeitos ou heterogeneidades do material que se está a ensaiar [25]. O princípio básico de funcionamento do método das correntes induzidas pode ser observado na Figura 4.12.

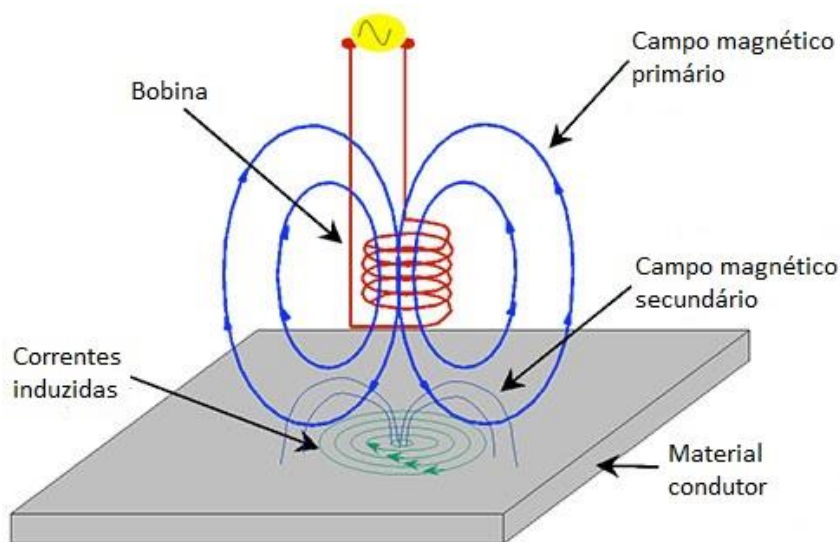


Figura 4.12 - Esquema elétrico do ensaio de CI [25]

Como forma de identificar os materiais através das suas propriedades microestruturais, as correntes induzidas apresentam-se como um ensaio não destrutivo bastante eficaz. Como foi referido anteriormente, uma das características importante dos aços DP é a quantidade de martensite da sua microestrutura, pois tem uma influência nas propriedades mecânicas do material. A presença de fase martensítica confere a estes aços um acréscimo das tensões limite de elasticidade e de rotura e um decréscimo na sua ductilidade e alongação. Esta fase possui uma maior impedância elétrica que a ferrite, influenciando assim os valores obtidos nos ensaios.

Posto isto, torna-se importante a verificação da quantidade de martensite que está presente nos aços DP.

4.3.1 – Conceção e projeto de sondas

A sensibilidade e a resolução espacial da sonda são normalmente melhoradas através da introdução de um núcleo ferromagnético (normalmente de ferrite) que concentra o fluxo magnético. Os enrolamentos da sonda são diretamente enrolados sobre o núcleo de ferrite. A geometria da bobina e o número de enrolamentos regem as características da bobina [26].

Outros fatores importantes são a área de cobertura da inspeção e a frequência. Para otimizar o desempenho é importante equilibrar os vários parâmetros da sonda. Por exemplo, as sondas de maior sensibilidade a pequenos defeitos requerem bobinas de reduzida dimensão e reduzida indutância para operarem a elevadas frequências, aumentando o efeito de pele. As sondas com grande cobertura requerem bobinas maiores de baixa frequência (resultando em diminuição da sensibilidade a pequenos defeitos). A escolha das características corretas da sonda, são essenciais para uma inspeção bem-sucedida. As sondas de CI podem ser otimizadas para uma aplicação específica, alterando a forma da sonda e a configuração da bobina.

Nos ensaios com CI, existem três tipos de sondas em relação ao seu modo de funcionamento: as sondas absolutas, diferenciais e as de reflexão.

- **Sondas absolutas**

As sondas absolutas funcionam apenas com uma única bobina em contacto com o material. É conveniente possuir uma bobina de referência.

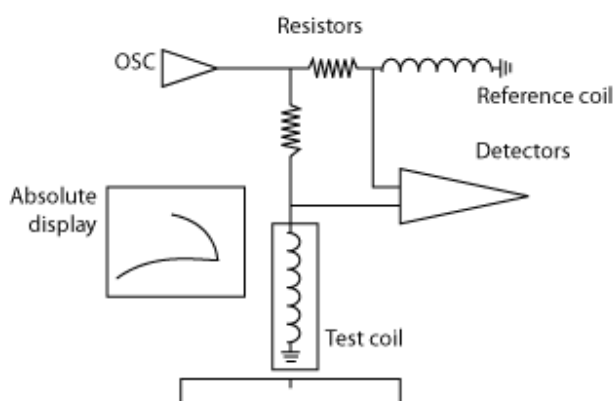


Figura 4.13 - Representação esquemática do modo de operação de uma sonda do tipo absoluta [27]

Estas sondas podem não obter um valor correto de medição se o valor de indutância da sonda não for próximo do valor da bobina de referência. Deste modo, pode-se obter ruído ou fraca sensibilidade ou obter uma saturação do sinal [28].

- **Sondas diferenciais**

As sondas diferenciais funcionam numa configuração de ponte elétrica. Nesta configuração compara-se a variação de impedância entre duas bobinas, estando uma delas numa amostra de referência do material a analisar e a segunda no material [29].

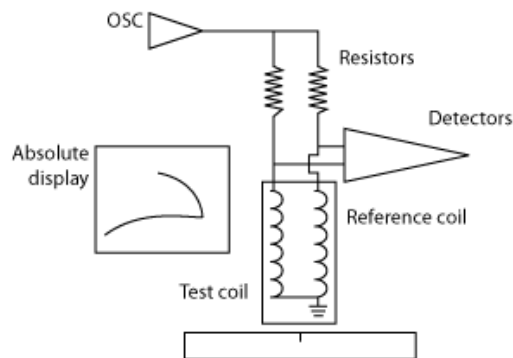


Figura 4.14 - Representação esquemática do modo de operação de uma sonda do tipo diferencial [27]

- **Sonda de reflexão**

Nesta configuração, as correntes são produzidas por uma bobinas de excitação. Os sinais recebidos na sonda são detetados por outra bobina chamada bobina de receção. Deste modo, a emissão-receção é feita pela geração de correntes induzidas por uma das bobinas e a receção pela outra, que deteta as alterações de impedância [27].

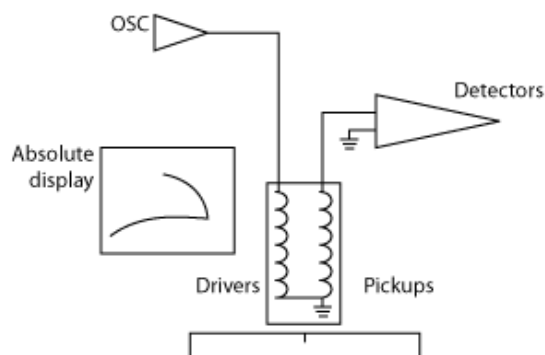


Figura 4.15 - Representação esquemática do modo de operação de uma sonda do tipo reflexão [27]

Tendo em consideração os parâmetros influenciadores, foram desenhadas e produzidas sondas em modo diferencial. Estas sondas foram produzidas com diferentes números de espiras, geometria da bobina e material do núcleo do enrolamento, com o objetivo de maximizar a sensibilidade das sondas relativamente a diferenças de impedância nos provetes. Foram produzidos suportes para as colocações da bobina e do núcleo de ferrite no seu interior, para a posterior colocação nos provetes. Estes suportes são compostos por 4 peças impressas numa impressora 3D em PLA. Na Figura 4.16 é possível visualizar o modelo que foi criado em Solidworks, com a devida colocação do suporte no provete para verificação das dimensões. Na Tabela 4.1 é possível verificar o conjunto de sondas produzidas.

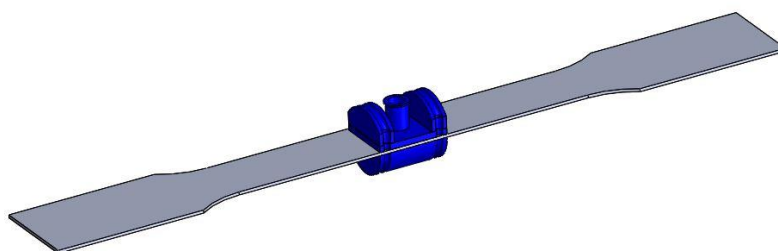


Figura 4.16 - Modelo de *SolidWorks* da montagem da sonda no provete

Tabela 4.1 - Sondas produzidas com os diferentes parâmetros

Sonda	Nº de espiras	Diâmetro	Material do núcleo	
Sonda #120	120	7 mm	Ar	Ferrite
Sonda #240	240	7 mm	Ar	Ferrite
Sonda #240 (Di)	240	5 mm	Ar	-
Sonda #360	360	7 mm	Ar	Ferrite

Na Figura 4.17 é possível visualizar o conjunto com duas bobinas de 360 espiras em ligação diferencial. O suporte das bobinas contém um íman (para a fixação às amarras da prensa), uma ligação lemo, para ligar ao Nortec e um braço onde fica a bobina com a amostra de material de referência. A bobina que se encontra isolada é a que se fixou nos provetes de tração e a que mediu as variações de impedância.

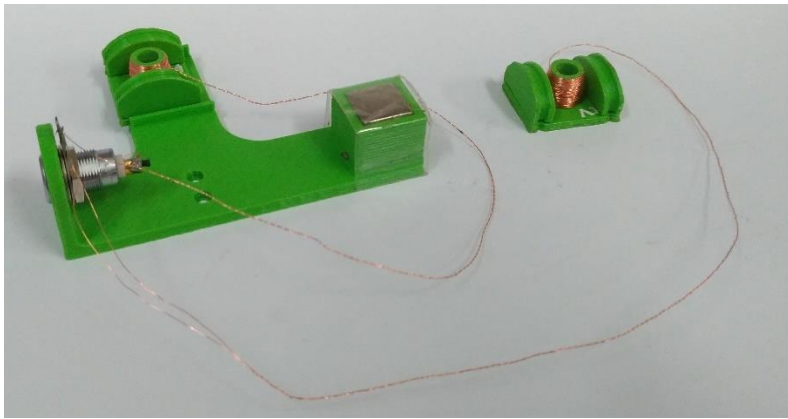


Figura 4.17 - Sonda diferencial de 360 espiras

4.3.2 – Validação experimental

Foi realizada uma caracterização de frequências de cada sonda para conhecer a melhor frequência de funcionamento. Para isso, foi realizado um varrimento de frequências sob um padrão de condutividade elétrica. Na Tabela 4.2 estão descritas as frequências utilizadas durante o varrimento. O padrão de condutividade elétrica é composto por um conjunto de materiais com diferentes propriedades elétricas e magnéticas. Os materiais que constituem o padrão com os correspondentes parâmetros elétricos estão ordenados por ordem crescente de condutividade elétrica e podem ser visualizados na Tabela 4.3 e na Figura 4.18.

Tabela 4.2 - Frequências utilizadas para o varrimento

Frequência de Varrimento (kHz)						
20	50	100	300	500	1000	3000

Tabela 4.3 - Constituintes do padrão de condutividade elétrica e respetiva condutividade

Material de Varrimento	Material	Condutividade (IACS)
	Vazio	1,0
	Grafite	1,2
	AISI 316	2,8
	AISI 304	2,9
	JK2LB	3,6
	TI Grade 2	5,0
	Chumbo	9,0

	Sn50	12,5
	AZ31b	21,7
	AlMgSc	22,9
	Latão	26,1
	AA5083 H111	29,0
	AA2024 T351	29,6
	AA7075 T651	31,8
	AA 6082	43,8
	AA 6061 T6	44,4
	AA 1100	54,0
	Ouro	80,0
	Cobre	101,0
	Prata	104,1



Figura 4.18 - Padrão de condutividade elétrica

O equipamento utilizado para a concretização do varrimento foi um HIOKI 3532-50 LCR HiTESTER, um aparelho de análise de impedâncias. Na Figura 4.19 é possível de verificar a caracterização de frequências da sonda de 360 espiras. Os crocodilos foram colocados de forma a que o circuito fosse fechado apenas na bobina que estava no padrão. Na Figura 4.20 é possível verificar um varrimento de frequências da sonda de 360 espiras numa amostra de cobre.



Figura 4.19 - Caracterização da sonda diferencial de 360 espiras

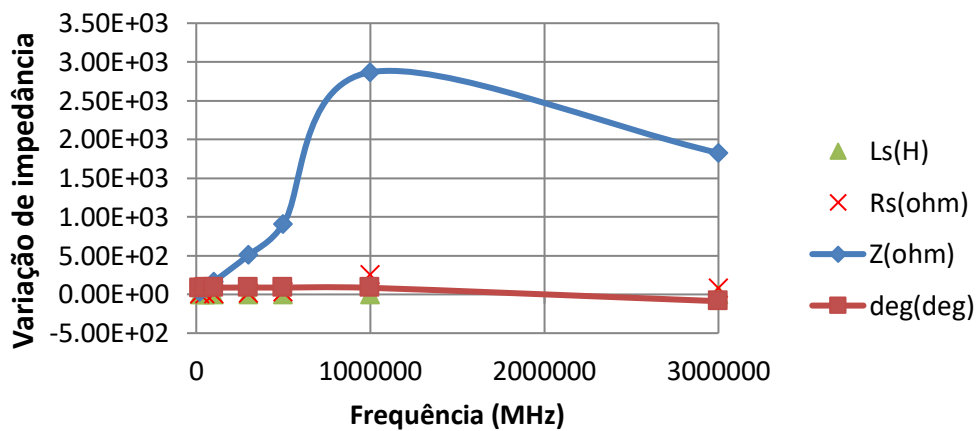


Figura 4.20 - Varrimento de frequências da sonda de 360 espiras em cobre

De modo a analisar todos os varrimentos e fazer a escolha da frequência ideal de funcionamento, foram calculadas todas as variações de impedância. Primeiramente, foram calculados todos os componentes de real (Re) e imaginário (Im) das respectivas frequências e sondas. Seguidamente, foram estabelecidas as curvas de impedância para as várias frequências para cada sonda, tendo em vista facilitar a escolha da sonda e respetiva frequência de funcionamento mais adequadas. Estas curvas foram realizadas tendo como referência o valor

da impedância da sonda no vazio, e toma valores de condutividade elétrica e permeabilidade magnética iguais à unidade.

Na Figura 4.21 são apresentadas as curvas de varrimento correspondentes às melhores frequências de cada uma das sondas de núcleo de ar, em ferrite ($\mu = 2000$) e no aço DP1000. Como se pode observar, a sonda de 240 espiras foi selecionada como a melhor sonda sem núcleo. Em relação às sondas com ferrite no núcleo, na Figura 4.22, apresenta-se o mesmo varrimento de em ferrite e DP com as melhores frequências e a sonda de 360 espiras obteve uma maior condutividade elétrica. Alguns materiais não estão demonstrados na curva por terem obtido ruído durante o ensaio.

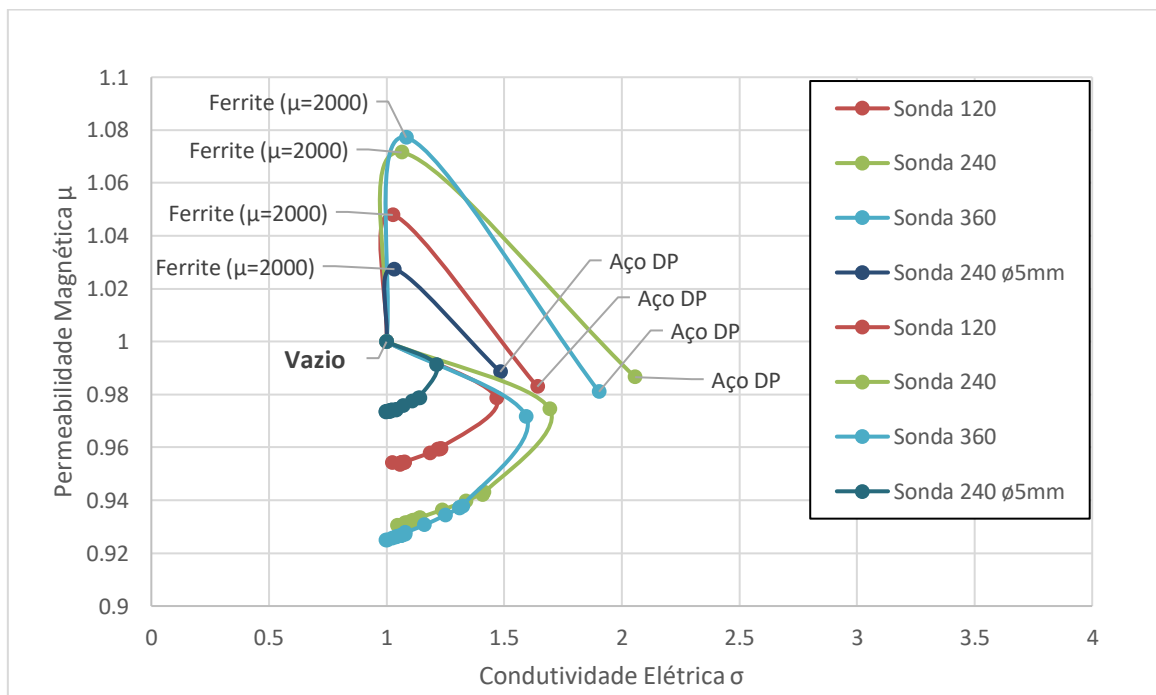


Figura 4.21 – Curvas de varrimento das frequências ótimas para as sondas produzidas sem núcleo

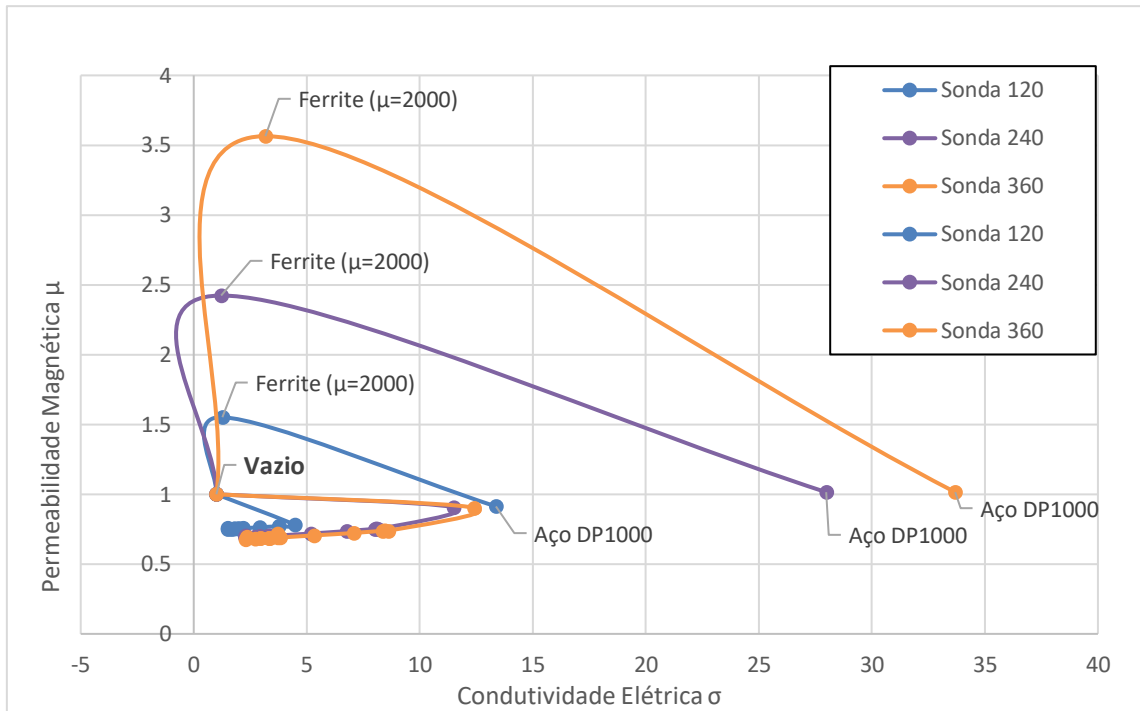


Figura 4.22 – Curvas de varrimento das frequências ótimas para as sondas produzidas com núcleo

Na Tabela 4.4 são resumidas as melhores frequências que foram utilizadas para os ensaios de CI, nos ensaios de tração do aço DP. Estas frequências foram um dos parâmetros elétricos que foram fixados ao longo de cada ensaio e associadas a cada sonda.

Tabela 4.4 - Frequências ótimas de funcionamento das sondas produzidas

Sonda	Frequência (kHz) sem núcleo	Frequência (kHz) com núcleo
Sonda #120	500	300
Sonda #240	300	100
Sonda #240 (Di)	300	-
Sonda #360	300	100

4.4 – Síntese do Capítulo

Neste capítulo foram expostos os desenvolvimentos de equipamento laboratorial, para satisfazer algumas necessidades da dissertação. Foram descritos os métodos de concepção e produção e os parâmetros de funcionamento de cada equipamento. Também é apresentada uma validação de cada equipamento com os resultados obtidos da sua utilização.

5 – ANÁLISE DE RESULTADOS

5.1 – Introdução

Neste capítulo são apresentados os resultados obtidos da caracterização das microestruturas dos materiais e dos ensaios de comportamento mecânico. São apresentadas conclusões retiradas dos resultados obtidos e esclarecimentos das metodologias e cálculos utilizados para alcançar os resultados.

5.2 – Caracterização Microestrutural

Como meio de visualizar as microestruturas e conhecer o seu comportamento com e sem deformação plásticas, foi realizada uma caracterização do material. Esta caracterização serviu para conhecer a composição química, a dispersão de fases dos materiais e a dureza do material em diferentes condições de orientação de laminagem e diferentes condições de deformação plástica. Por fim, foi recriado o processo de recristalização do aço de fase dupla para verificar possíveis processos de transformação de fases.

5.2.1 – Análise Química

Com a realização da análise química dos materiais, foi possível conhecer a composição química dos diferentes materiais. Na tabela 5.1 são apresentados os resultados da análise química realizada no aço DP1000 e DP1200.

Tabela 5.1 - Composição química do aço DP1000 e DP 1200 (Valores em %)

Material	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb+Ti	Cr+Mo	B	Cu
DP1000	0,134	0,197	1,449	0,012	0,0021	0,040	0,0149	0,0350	<0,0005	0,0073
DP1200	0,079	0,206	1,505	0,0096	0,0027	0,043	0,0380	0,0297	0,0014	0,0059

O silício e o manganês são elementos importantes na produção do aço, pois são estabilizadores da austenite. Estes elementos contribuem para um controlo da velocidade de transformação de fase austenítica e um aumento de fração volúmica. Por outro lado, o nióbio serve como refinador de grão. Durante a produção, ocorre a transformação da austenite em ferrite, e a taxa de microconstituintes de ferrite é muito aumentada, levando assim a um grande enriquecimento de carbono na fase austenítica remanescente, o que favorece a estabilidade da mesma [30], [31], [32].

Ao analisar a Tabela 5.1, a estrutura do aço DP1200 possui um aumento percentual dos elementos de Nb+Ti, que são elementos estabilizadores e que servem para a refinação do grão. Por outro lado, a taxa percentual de carbono tem uma diminuição de 40% com o aumento da gama de DP1000 para DP1200. O elemento de carbono é um elemento que confere uma estrutura mais frágil às ligas, sendo que a sua diminuição serve para se obter uma estrutura com maior resistência.

5.2.2 – Análise Metalográfica

As análises metalográficas obtidas encontram-se apresentadas desde a Figura 5.1 até à Figura 5.5. A representação do aço DP1000 encontra-se de forma que a Figura 5.1 demonstra a direção de laminagem, a Figura 5.2 refere-se à direção perpendicular à laminagem e a Figura 5.3 é referente à zona de fratura. As figuras seguintes são referentes à microestrutura do aço DP1200, sendo a Figura 5.4 e a Figura 5.5, a direção de laminagem e perpendicular, respetivamente.

O material pode ser avaliado microestruturalmente com uma constituição de duas fases, uma matriz ferrítica com ilhas de martensite. Pode notar-se um aumento percentual de fase martensítica do aço DP1000 para o aço DP1200, com um aumento dos nódulos escuros. Em relação às amostras transversais e longitudinais, é possível observar-se a direção de laminagem consistente na direção dos grãos. Por fim, em relação à amostra da fratura nota-se também um aumento da fase martensítica, o que pode comprovar uma transformação de fases durante a sua tração. Esta transformação pode ser proveniente de austenite retida na composição do material que se transforma em martensite com a tração.

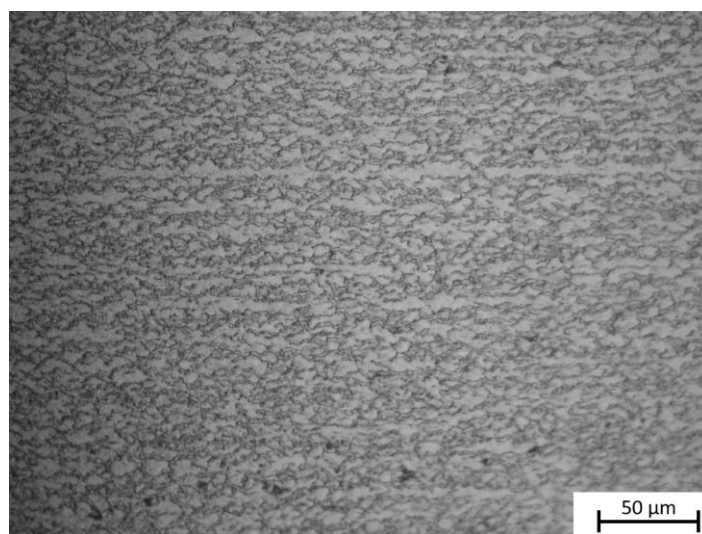


Figura 5.1 - Microestrutura do aço DP 1000 não deformado da secção longitudinal (50 μm)

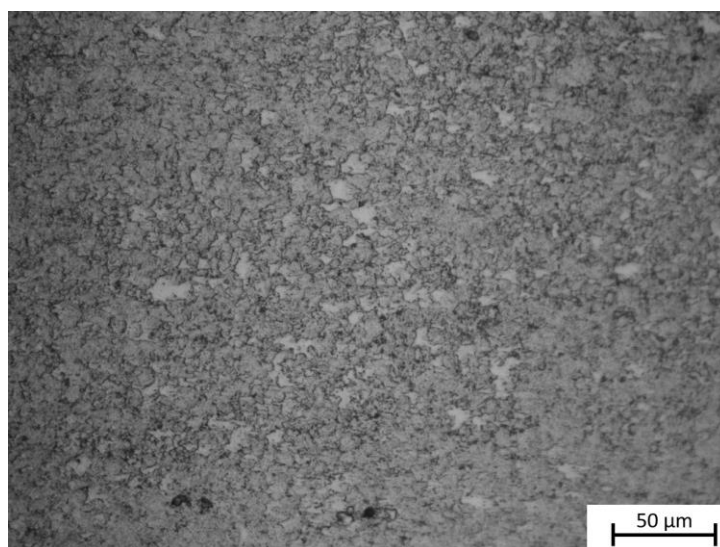


Figura 5.2 - Microestrutura do aço DP 1000 não deformado da secção transversal (50 μm)

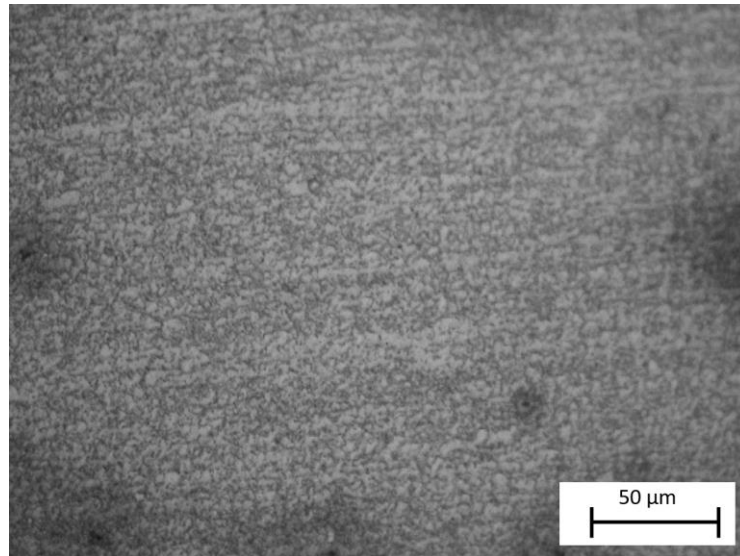


Figura 5.3 - Microestrutura do aço DP 1000 deformado da secção perpendicular da fratura (50 μm)

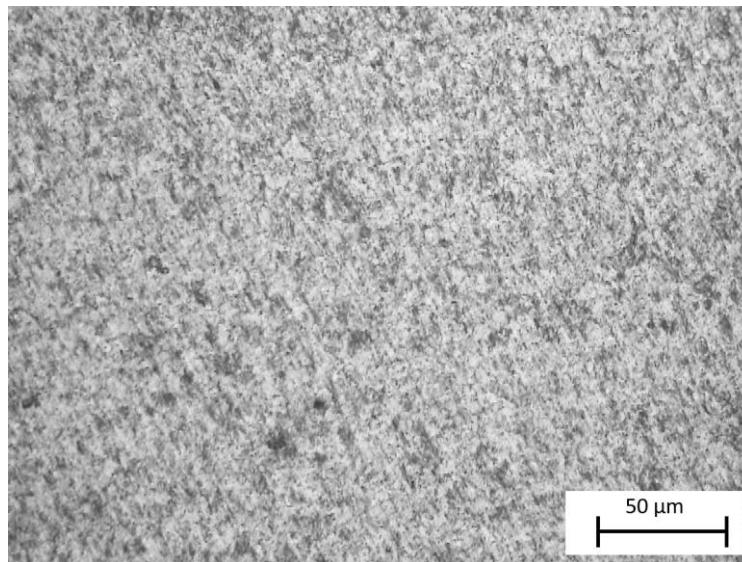


Figura 5.4 - Microestrutura do aço DP 1200 não deformado da secção longitudinal (50 μm)

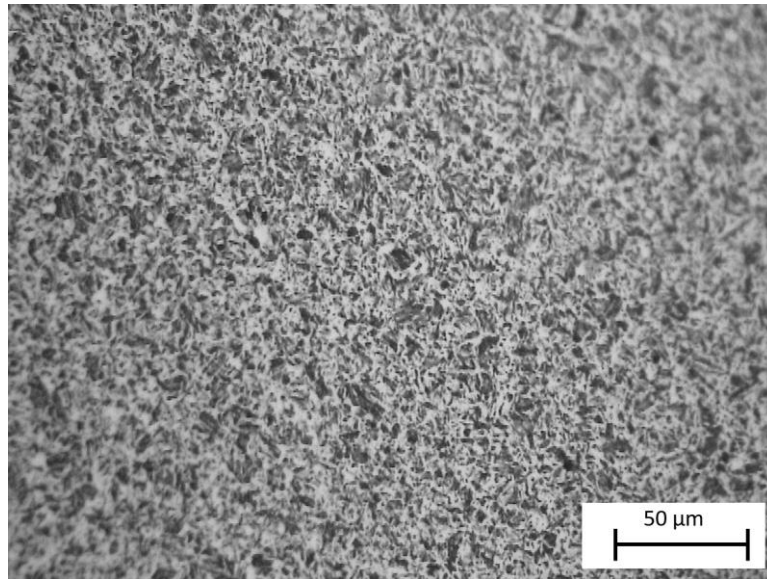


Figura 5.5 - Microestrutura do aço DP 1200 não deformado da secção transversal (50 μm)

As microestruturas anteriormente apresentadas encontram-se refinadas. Devido à impossibilidade da separação visual e quantificação das fases por parte do microscópio ótico, não foi possível uma identificação detalhada e a quantificação detalhada das fases.

5.2.3 – Calorimetria de Varrimento Diferencial (DSC – *Digital Scanning Calometry*)

Na Figura 5.6 é possível visualizar os resultados obtidos de duas amostras de aço DP1000 de material junto à zona fratura e de material não deformado. As amostras foram elevadas até aos 550 °C e podem ser visualizadas as variações de energia. O gráfico a verde, representa o ensaio realizado em material retirado da zona de fratura, ou seja, deformado plasticamente. Os gráficos azul e vermelho são referentes a dois ensaios na mesma amostra de material não deformado, sendo o gráfico vermelho os resultados do primeiro varrimento e o gráfico azul do segundo.

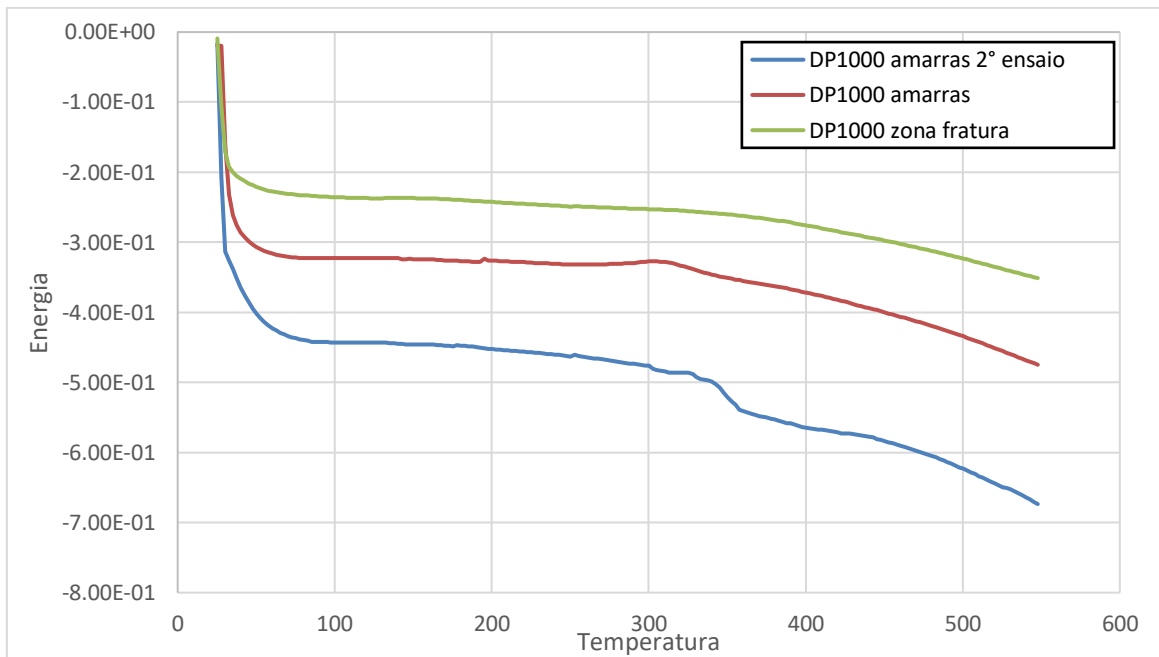


Figura 5.6 - Ensaio de calorimetria de varrimento diferencial numa amostra da fratura e de uma amostra de material não deformado

Por observação dos gráficos, pode-se verificar que o seu comportamento, para as diferentes amostras, é idêntico ao longo de todo o ensaio, excetuando a zona dos 325 °C – 350 °C para os varrimentos da amostra de material não deformado. Nesta zona, é possível visualizar uma perda acentuada de energia, que pode significar uma transformação de fases ou recristalização de material. Deste modo, verificando os diagramas de fases, pondera-se que existe uma transformação de austenite residual em martensite na estrutura de aço DP. Esta transformação não se verificou no caso da amostra da zona da fratura, pois existiu uma eventual transformação de fases por esforço mecânico e assim não se transformou com o aquecimento induzido.

5.2.4 – Ensaio de dureza Vickers

Para uma análise da dureza do aço de fase dupla, foram realizados ensaios de dureza Vickers ao longo de diferentes troços. Foram realizadas indentações ao longo de provetes tracionados (desde a zona das amarras até a zona da fratura) e em amostras de material não deformado com diferentes orientações de laminagem (transversal e longitudinal) e da zona da fratura. Nas figuras Figura 5.7 e Figura 5.8 pode-se observar as escalas utilizadas para realizar as indentações, onde a referência foi colocada a 5 mm das laterais das amostras transversais, enquanto que nas amostras longitudinais foi utilizada toda a seção. As indentações foram realizadas com um espaçamento de 0,5 mm entre elas e no centro das amostras.

Um dos defeitos encontrados nas amostras transversais é relativo aos pontos iniciais e finais, que não apresentam uma consistência de valores, em relação aos restantes pontos. Estes erros podem-se dever a efeitos da maquinação das amostras.

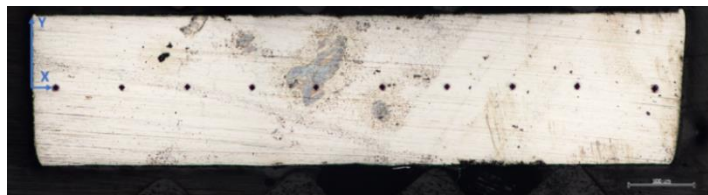


Figura 5.7 - Amostra transversal com indentações



Figura 5.8 - Amostra longitudinal com indentações

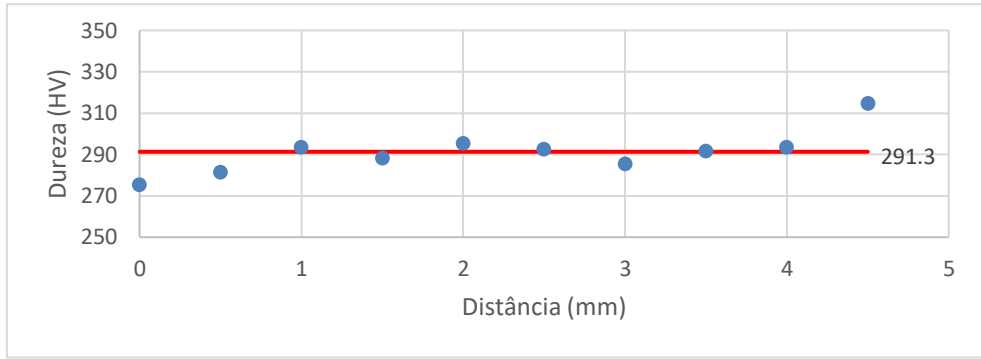


Figura 5.9 - Indentações na amostra transversal DP1000 de 0,8 mm de espessura

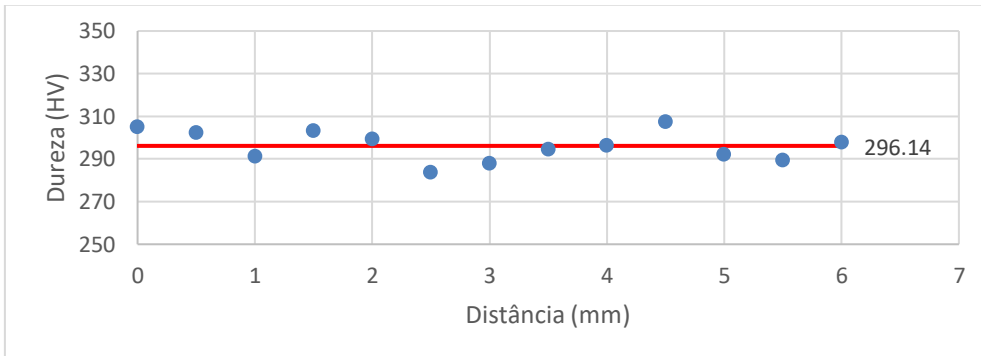


Figura 5.10 - Indentações na amostra longitudinal DP1000 de 0,8 mm de espessura

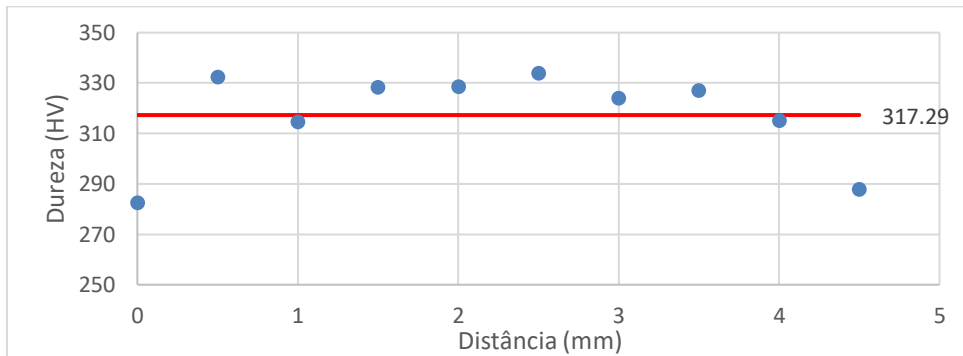


Figura 5.11 - Indentações na amostra transversal DP1000 de 1,0 mm de espessura

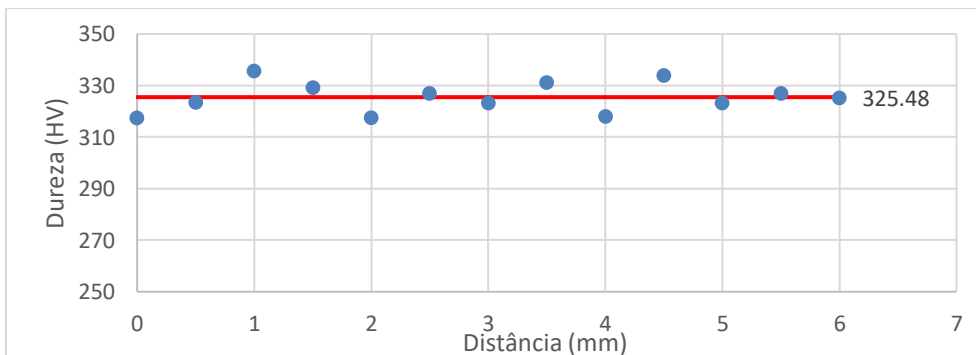


Figura 5.12 – Indentações na amostra longitudinal DP1000 de 1,0 mm de espessura

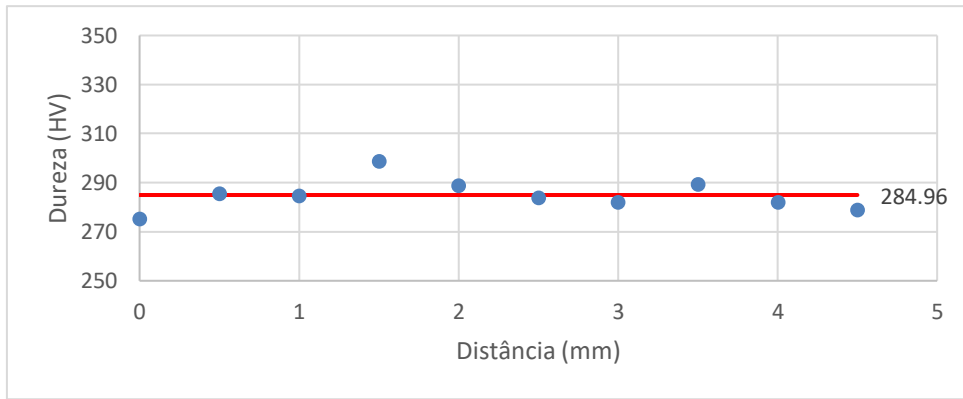


Figura 5.13 - Indentações na amostra transversal DP1000 de 1,2 mm de espessura

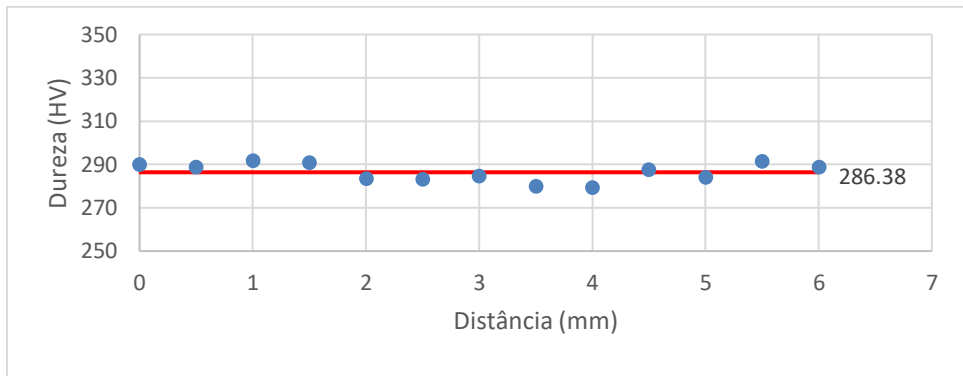


Figura 5.14 - Indentações na amostra longitudinal DP1000 de 1,2 mm de espessura

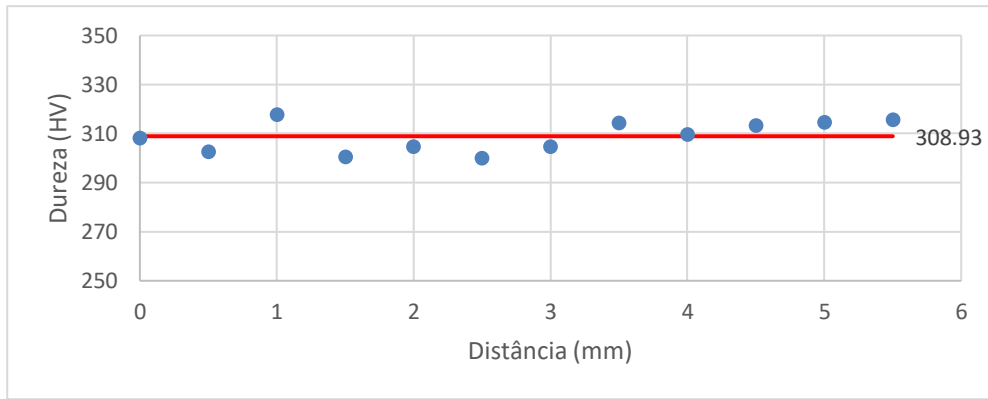


Figura 5.15 - Indentações na amostra transversal da fratura de DP1000 de 1,0 mm de espessura

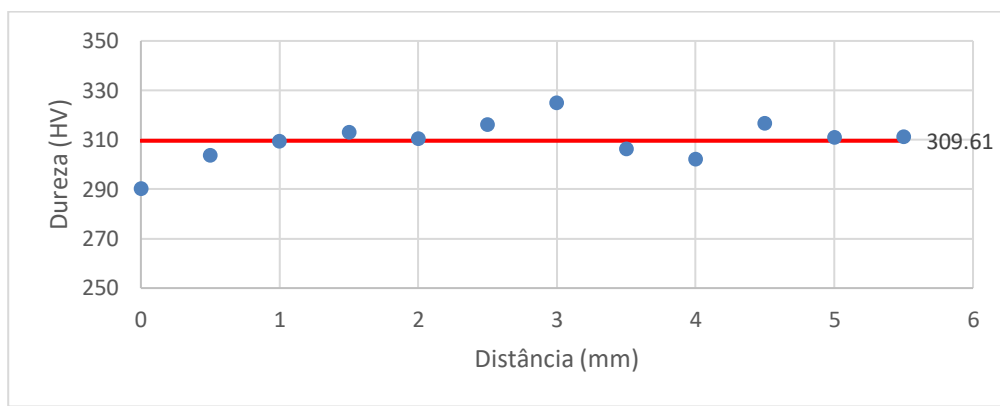


Figura 5.16 - Indentações na amostra longitudinal da fratura de DP1000 de 1,0 mm de espessura

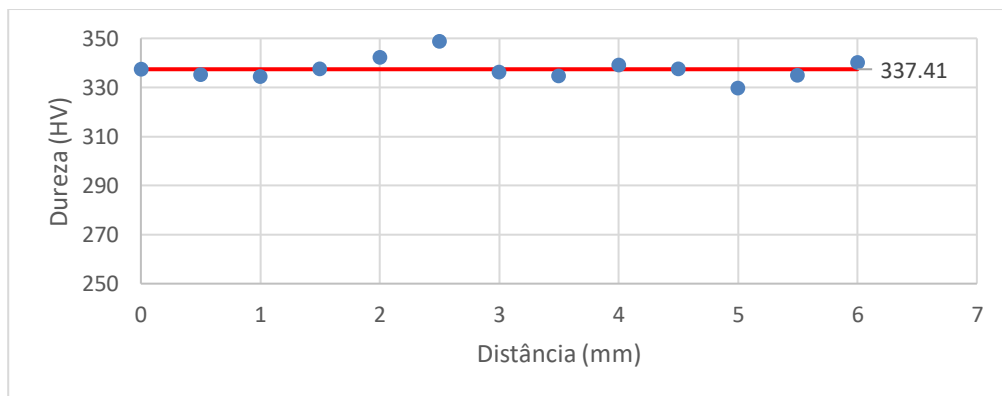


Figura 5.17 - Indentações na amostra perpendicular da fratura de DP1000 de 1,0 mm de espessura

Ao observar os gráficos, é possível visualizar que as amostras não apresentam diferenças significativas nas diferentes direções (direção de laminagem, longitudinal e direção perpendicular à laminagem, transversal). Para cada espessura, apenas se verificou que existe um pequeno aumento dos valores de dureza nas amostras ao longo da direção de laminagem. Deste modo, concluiu-se que o material apresenta uma maior dureza na direção de laminagem. Os ensaios revelaram uma variação de dureza para as diferentes espessuras de chapa, possuindo uma maior dureza na chapa de 1,0 mm do que na chapa de 1,2 mm. Na zona da fratura foi possível obter valores maiores de dureza, fenómeno que pode ser explicado pelo encruamento devido à deformação plástica do material, que confere um maior endurecimento do material.

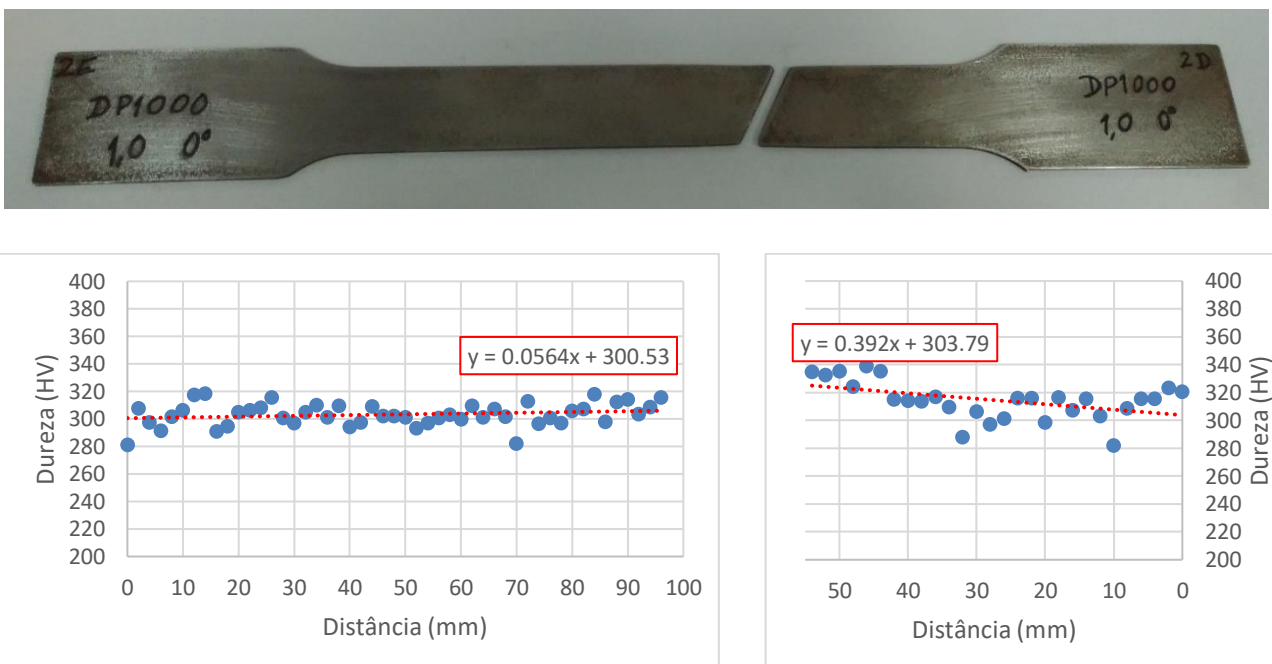


Figura 5.18 -Valores de dureza ao longo do provete DP1000 1,0 0° a) Provete DP1000 1,0 mm 0° orientação b) Valores de dureza da metade esquerda do provete c) Valores de dureza da metade direita do provete

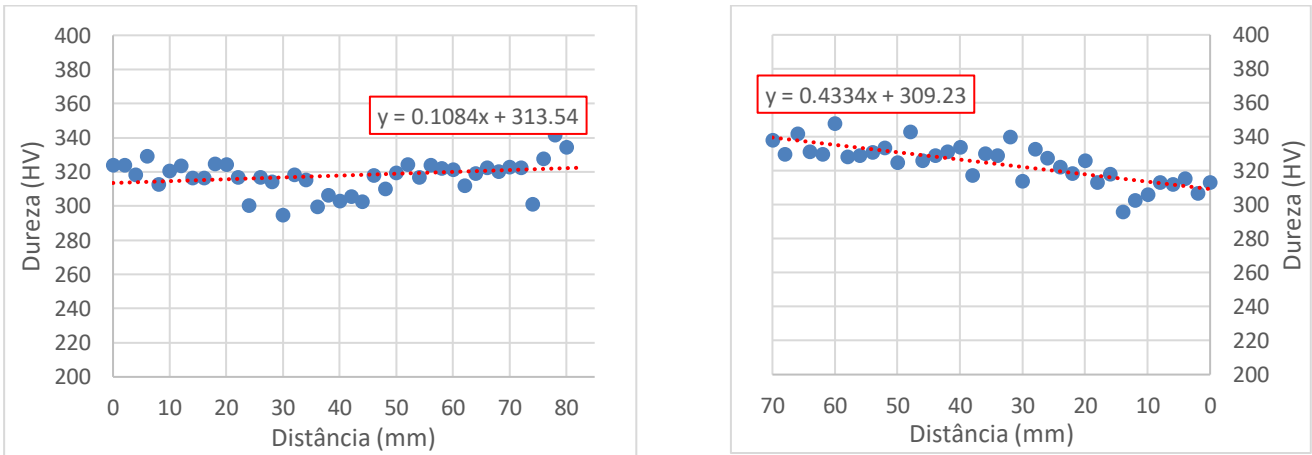


Figura 5.19 - Valores de dureza ao longo do provete DP1000 1,0 90° a) Provete DP1000 1,0 mm 90° orientação b) Valores de dureza da metade esquerda do provete c) Valores de dureza da metade direita do provete

Dos ensaios de dureza Vickers realizados nos provetes previamente deformados plasticamente, podem ser visualizados os perfis obtidos em cada metade dos provetes nas tabelas acima. Estes provetes apresentaram um padrão de incremento da dureza desde a zona das amarras até à zona da fratura. Este crescimento pode ser visível pelo declive das linhas de tendência traçadas nos gráficos, representadas a vermelho. Assim, concluiu-se que o material tem um aumento de dureza com a sua deformação plástica.

5.3 - Caracterização Experimental

Como forma de criar a curva de enformabilidade dos materiais e conhecer as suas propriedades no plano de deformações planas e deformações biaxiais, foi executada a caracterização experimental com ensaios de tração e de Erichsen. Adicionalmente, para verificar o efeito de histerese mecânica do material, foram executados ensaios de carga e descarga. Desta caracterização também foi possível o cálculo do coeficiente de anisotropia do material e o encruamento do material.

5.3.1 – Ensaio de Tração / Carga e Descarga

Para a realização dos ensaios de tração uniaxial (ETU) foram escolhidos corpos de prova com ângulos de 0°, 45° e 90° com a direção de laminagem da chapa. Destes ensaios, foi possível obter informações relativas às propriedades mecânicas do aço DP, como a tensão limite de elasticidade (TLE), a tensão de rotura (TR) e o alongamento (Δl). As propriedades atrás mencionadas fornecem informações dos valores limite de resistência do material. Na Figura 5.20 é possível visualizar os ensaios de tração uniaxial referentes aos aços DP1000 e DP1200. Destes ensaios, verifica-se o aumento de tensão e o decréscimo do alongamento, com o aumento da gama de aço DP.

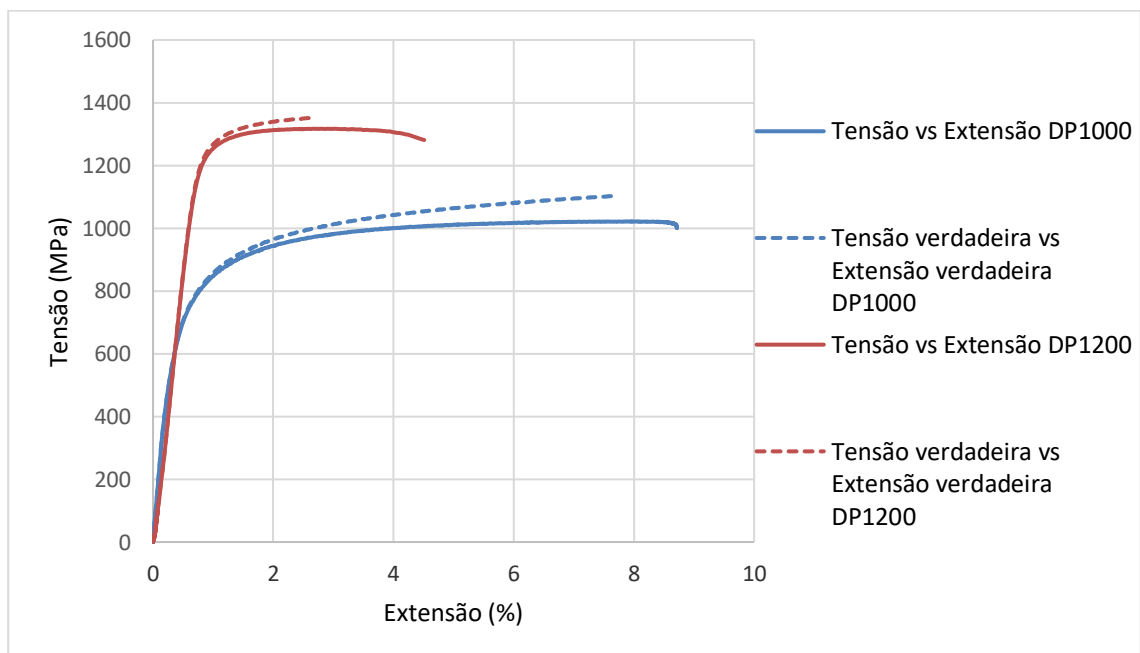


Figura 5.20 - Tração uniaxial do aço DP1000 e DP1200

Adicionalmente, foram obtidos parâmetros complementares aos anteriores, que descrevem o comportamento do material, como o fator de anisotropia (r). A enformabilidade do material é regida pelos parâmetros anteriores, sendo o coeficiente de encruamento e o índice de resistência diretamente relacionados com o modo de deformação por tração e o fator de anisotropia (r) relacionado com modo de deformação por estampagem profunda. Por fim, o ensaio de tração permitiu uma avaliação das propriedades mecânicas e dos parâmetros de enformabilidade e uma comparação das curvas de tensão vs deformação dos diferentes materiais.

Tabela 5.2 - Parâmetros mecânicos do aço DP1000 e DP1200

Parâmetros	DP1000	DP1200
TLE (MPa)	800 - 850	1050 - 1100
TR (MPa)	1050-1100	1250-1300
$\Delta l/l$ (%)	8,5 – 10,0	2,5 -5,0
r_0	0,314	0,185
r_{45}	0,526	0,209
r_{90}	0,564	0,287
r_m	0,482	0,223
Δr	0,137	0,053

Como se pode verificar, o coeficiente de anisotropia apresenta valores inferiores à unidade, sendo que, na Figura 5.21 verifica-se que o aço de fase dupla apresenta uma diminuição da curva limite de elasticidade, o que torna a curva limite de elasticidade mais circular.

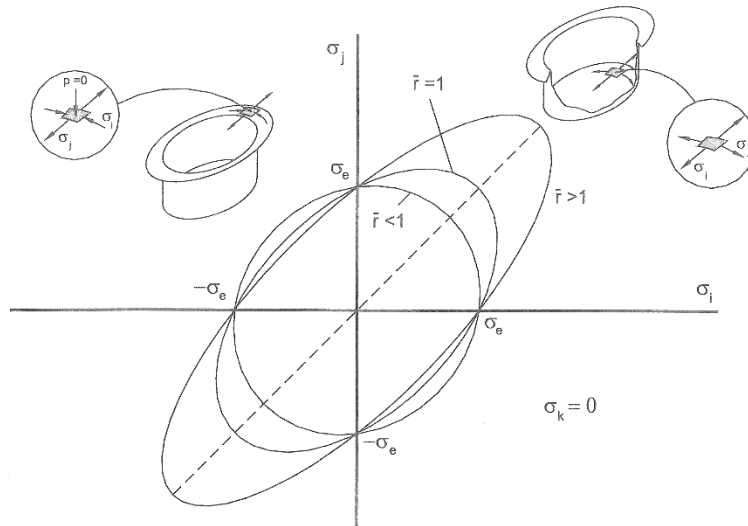


Figura 5.21 - Curva limite de elasticidade em função do coeficiente de anisotropia normal médio, \bar{r} , em condições de isotropia planar e tensão plana, $\sigma_k = 0$ [33]

Como se pode visualizar na Figura 5.22, os ensaios de carga e descarga demonstraram o mesmo comportamento que os ensaios de tração, verificando-se o decréscimo da extensão e um aumento da tensão, com o aumento da gama de DP. Também se observou que o aço DP1200 possuiu um maior encruamento do material, por possuir degraus mais salientes entre os ciclos no regime plástico.

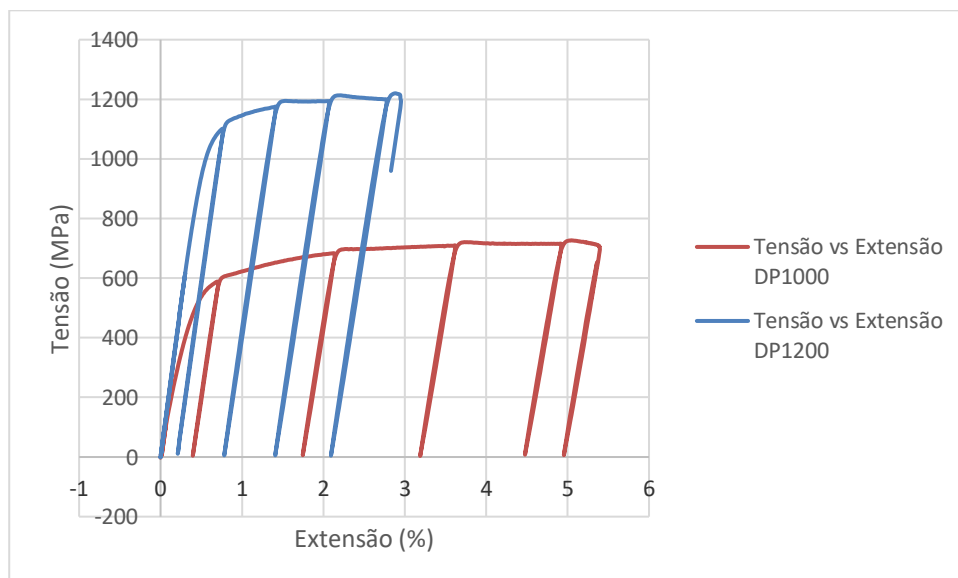


Figura 5.22 - Ensaios de carga e descarga dos aços DP1000 e DP1200

5.3.1.1 - Determinação do coeficiente de anisotropia normal – Via Experimental

Nos materiais que apresentam uma lei de comportamento mecânico do tipo $\bar{\sigma} = K\bar{\varepsilon}^{-n}$, o valor de extensão no qual surge a estrição difusa é dado por $\bar{\varepsilon} = \varepsilon_1 = n$. Se o material for isotrópico verifica-se a relação da Eq. 5.1, entre as extensões principais.

$$d\varepsilon_2 = d\varepsilon_3 = -\frac{d\varepsilon_1}{2} \quad (5.1)$$

Assumindo que existem condições de deformação plana segundo a direção de estrição, pode obter-se o valor do ângulo α (ver Figura 5.23) correspondente ao ângulo entre a direção de estrição localizada e o eixo de aplicação da sollicitação de tração. Essa relação é dada pela Eq. 5.2.

$$\operatorname{tg}^2 \alpha = -\frac{1}{\rho} \Leftrightarrow \operatorname{tg}^2 \alpha = -\frac{1}{\varepsilon_2 / \varepsilon_1} \quad (5.2)$$

Introduzindo a relação de extensões típica da condição de isotropia, o ângulo toma o valor de 54.7° , como se pode verificar na Eq. 5.3.

$$\operatorname{tg}^2 \alpha = -\frac{1}{-2} \Leftrightarrow \operatorname{tg}^2 \alpha = 2 \Leftrightarrow \alpha = 54,7^\circ \quad (5.3)$$

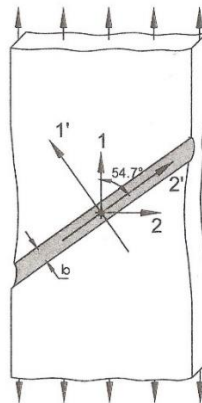


Figura 5.23 - Estrição localizada para um material isotrópico [33]

Por via experimental, conforme apresentado na Tabela 5.3, verificou-se que as fraturas não obedecem a esta regra e que o ângulo α medido não varia com a espessura da chapa, mas varia com a direção de laminagem da chapa. Deste modo, verifica-se que se trata de uma chapa com um comportamento não totalmente isotrópico. Este tipo de comportamento é regido pelo coeficiente de anisotropia normal, \bar{r} , que é regido pela equação 5.4.

$$\operatorname{tg}^2 \alpha = \frac{\bar{r} + 1}{\bar{r}} \Leftrightarrow \bar{r} = \frac{1}{\operatorname{tg}^2 \alpha - 1} \quad (5.4)$$

A medição dos ângulos α foi executada com o programa Solidworks. Foi retirada uma fotografia dos provetes e, posteriormente à inserção da fotografia no programa, foram traçadas retas auxiliares coincidentes com a zona da fratura e realizada a medição do ângulo criado entre ambas. Todas as medições encontram-se representadas na Tabela 5.3

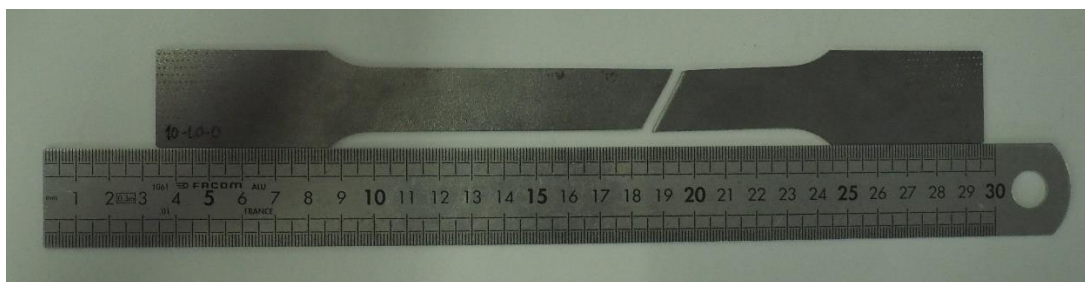
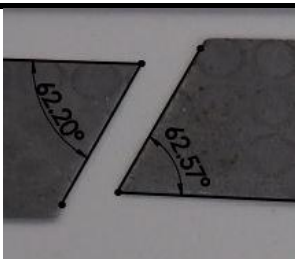
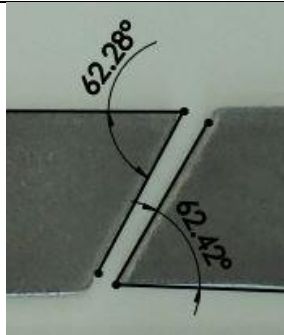


Figura 5.24 - Proвете tracionado

Tabela 5.3 - Ângulos de fratura dos aços de fase dupla

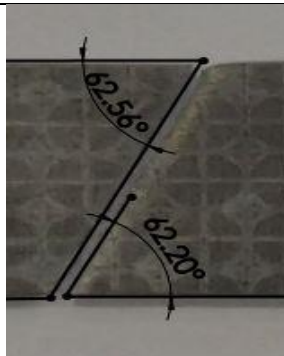
Condição	Figura	α
10_0,8_0°		62,39°

10_1,0_0°



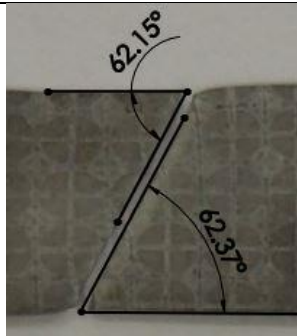
62,35°

10_1,2_0°



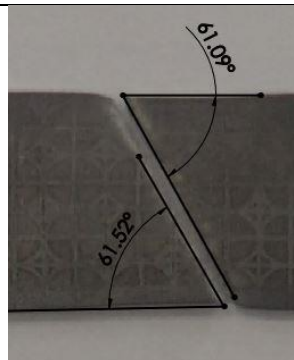
62,38°

10_1,2_45°



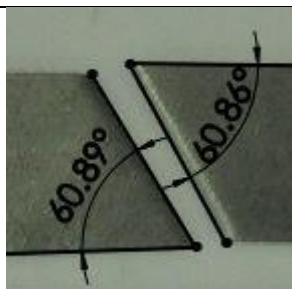
62,26°

10_1,2_90°



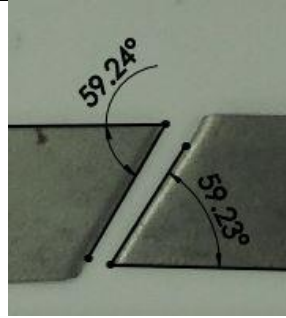
61,31°

12_1,2_0°



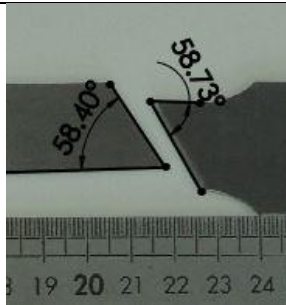
60,88°

12_1,2_45°



59,24°

12_1,2_90°



58,57°

Condição – Aço (10 – DP1000 ; 12 – DP1200) _ Espessura _ Ângulo de Laminagem

Com base na Eq. 5.4 foram calculados os coeficientes de anisotropia normal usando provetes alinhados com diferentes ângulos relativamente à direção de laminagem:

Tabela 5.4 - Coeficiente de anisotropia dos aços de fase dupla

Aço	Direção	Valor do coeficiente de anisotropia normal
DP1000	0°	0,377
	45°	0,382
	90°	0,428
DP1200	0°	0,450
	45°	0,549
	90°	0,596

Conclui-se que o coeficiente de anisotropia aumentou com o incremento do ângulo da direção de laminagem do material, ou seja, os provetes de 90° possuem maior coeficiente de anisotropia em relação aos provetes de 0° e 45°. Por outro lado, o coeficiente de anisotropia do aço DP1200 aumentou em maior taxa entre os provetes de 0° e os de 90° (aumento de 0,146), comparado com o DP1000 (aumento de 0,051), considerando assim o aço DP1200 mais anisotrópico. Comparando com a via teórica (com a medição das espessuras e das larguras), o

cálculo do coeficiente de anisotropia a partir da fratura revelou valores muito próximos, o qual se pode provar como uma via benéfica para utilizar. A diferença dos valores pode-se dever ao desvio das amarras da prensa ou dos provetes, que pode ter algumas variações nos ensaios.

5.3.2 – Ensaios de Erichsen

De modo a conhecer o limite de enformabilidade em condições de tensão biaxial simétrica, foram realizados os ensaios de Erichsen. Estes ensaios fornecem a profundidade de estampagem e o valor de força máxima atingida até ao instante da fratura. Estes últimos são designados de índices de Erichsen e são utilizados como fator de comparação. Nas Tabela 5.5 e Tabela 5.6 são apresentados os valores dos Índices de Erichsen obtidos dos ensaios realizados no aço de fase dupla 1000 e 1200, respetivamente. Os ensaios foram realizados em 5 provetes de cada condição de espessura (0,8; 1,0; 1,2).

Tabela 5.5 - Índices de Erichsen do aço DP1000

Aço – Espessura (mm)	Profundidade (mm)	Força Máxima (kN)
DP1000 – 0,8	11,95	35
	12,20	36
	12,20	36
	11,50	33
	11,90	35
\bar{X}, σ	(11,95 ; 0,287)	(35 ; 1,22)
DP1000 – 1,0	11,30	40
	12,05	41
	12,80	42
	12,15	42
	13,15	43
\bar{X}, σ	(12,15 ; 0,717)	(42 ; 1,14)
DP1000 – 1,2	10,50	49
	11,70	49
	11,95	47
	11,50	48
	11,80	49
\bar{X}, σ	(11,70 ; 0,577)	(49 ; 0,89)

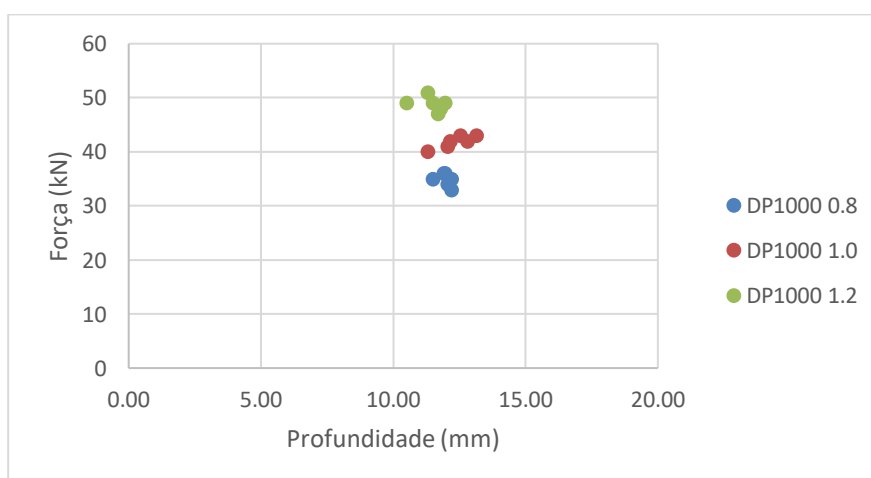


Figura 5.25 - Dispersão dos índices de Erichsen do aço DP1000

Tabela 5.6 - Índices de Erichsen do aço DP1200

Aço – Espessura (mm)	Profundidade (mm)	Força (kN)
DP1200 – 0,8	11,40	36
	10,80	36
	11,40	38
	10,45	37
	10,30	39
\bar{X}, σ	(10,80 ; 0,517)	(37 ; 1,30)
DP1200 – 1,0	11,70	48
	10,80	46
	12,05	46
	12,10	46
	11,80	47
\bar{X}, σ	(11,80 ; 0,525)	(46 ; 0,89)
DP1200 – 1,2	12,20	55
	11,75	54
	13,30	55
	13,25	56
	12,65	56
\bar{X}, σ	(12,65 ; 0,669)	(55 ; 0,84)

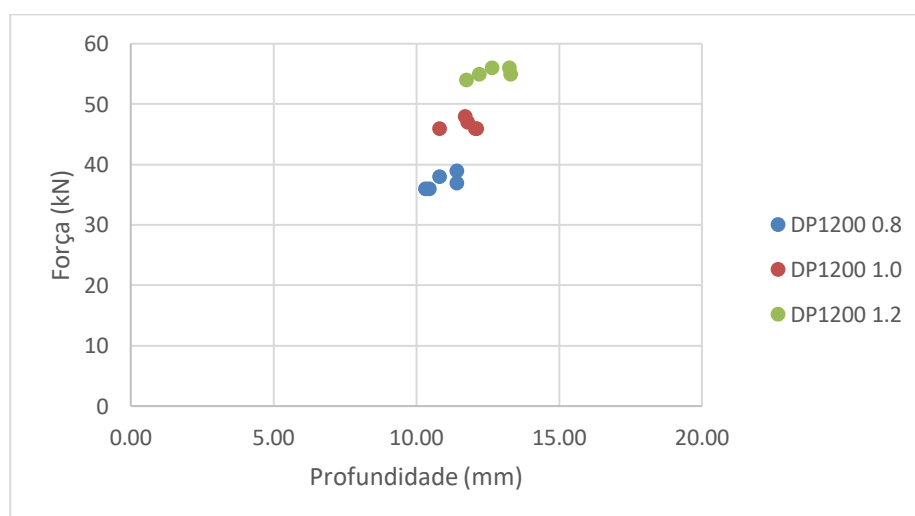


Figura 5.26 - Dispersão dos índices de Erichsen do aço DP1200

Como é apresentado na literatura, o aço de fase dupla possui uma microestrutura com fase de martensite que aumenta a sua percentagem, com o aumento da gama de DP. Por sua vez, a fase martensítica é responsável pela resistência do material, deste modo a gama de DP1200 tem uma maior resistência que a gama DP1000. Nas tabelas Tabela 5.5 e Tabela 5.6 verifica-se que os valores máximos de força suportados antes da fratura do DP1200 são superiores aos suportados pelo DP1000. Por outro lado, o aumento da força com o aumento da espessura é maior na gama DP1200, pode ser visualizado o aumento das médias, no DP1200 teve um aumento de 9 kN enquanto que no DP1000 teve um aumento de 7 kN.

Contrariamente à literatura, os ensaios apresentaram uma maior profundidade de estampagem no aço DP1200 do que no aço DP1000. Com o aumento da gama de aço de fase dupla, deveriam ser obtidas menores extensões e profundidades de estampagem devido à diminuição da fase ferrítica (que fornece a ductilidade), o qual não se comprovou nos ensaios de Erichsen.

5.3.3 – Enformabilidade dos aços DP

A ductilidade determina a enformabilidade dos materiais e desta forma, para realizar a estampagem do metal, é necessário conhecer o diagrama de limite de enformabilidade do material. No diagrama de enformabilidade são representadas as extensões máximas dos aços DP1000 e DP1200, até à rotura do material. O diagrama da Figura 5.27 é referente ao aço DP1000 e o da Figura 5.28 é referente ao do aço DP1200. Para a realização destes limites procedeu-se à medição das extensões dos provetes de ETU e de Erichsen. Estes provetes forneceram as extensões máximas ε_1 e ε_2 que posteriormente calculados, são apresentados no diagrama como os limites máximos de extensão antes da rotura. A trajetória de deformação do ETU é de $\varepsilon_1 = -2\varepsilon_2$, enquanto que a trajetória de deformação do ensaio dos ensaios de Erichsen é $\varepsilon_1 = \varepsilon_2$.

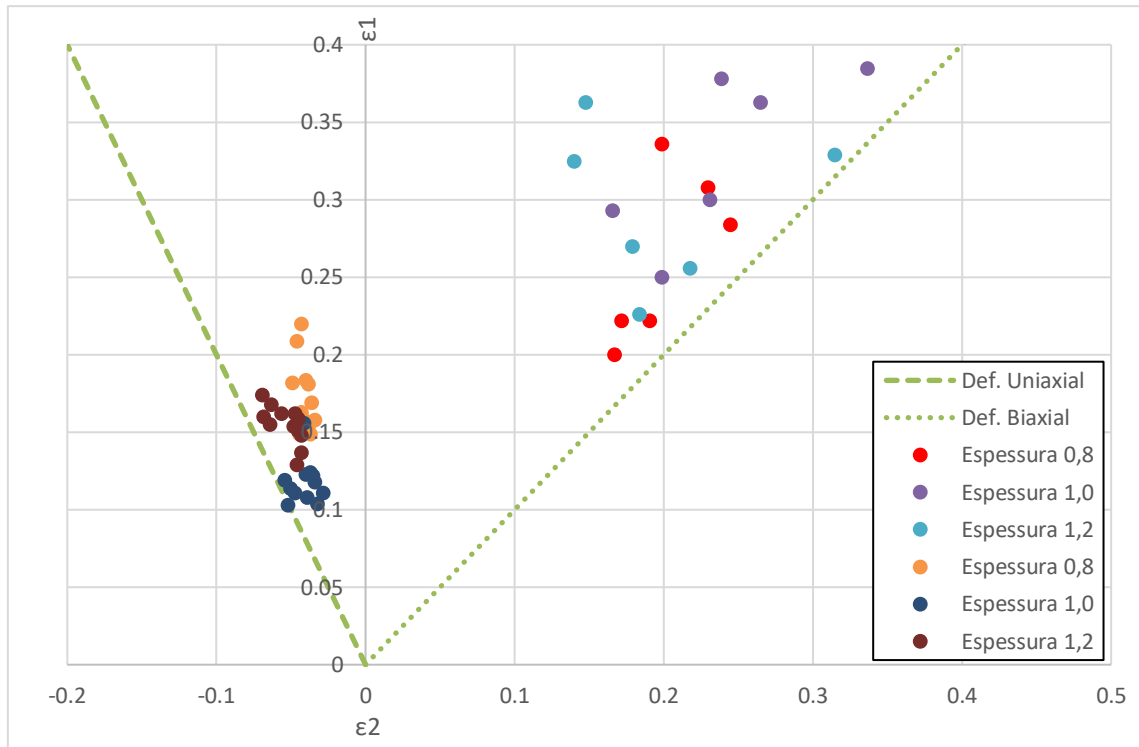


Figura 5.27 - Diagrama de Limite de Enformabilidade do aço DP1000

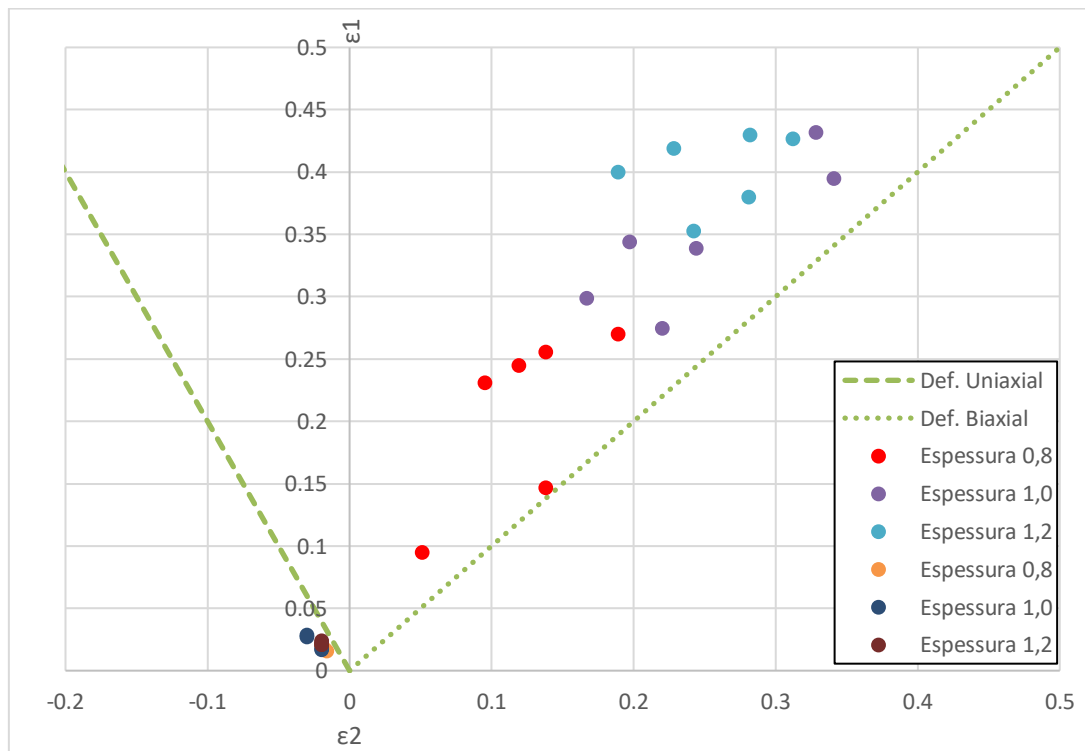


Figura 5.28 - Diagrama de Limite de Enformabilidade do aço DP1200

5.4 – Caracterização Não-Destrutiva

A utilização de ensaios não destrutivos teve como objetivo a verificação dos efeitos da deformação plástica nos materiais. Foram utilizados ultrassons para a medição de espessuras de provetes deformados plasticamente para verificar as variações de espessura localmente. De modo a verificar as variações microestruturais do material aquando e posteriormente a sua tração, foram utilizados ensaio de CI. Este ensaio pretendeu relacionar variações de impedância elétrica com fenómenos associados à deformação plástica do material.

5.4.1 – Medição de espessura com ultrassons

As medições com o equipamento de ultrassons (US) foram realizadas nos provetes de Erichsen anteriormente ensaiados, para calcular as reduções de espessura. Conhecendo a redução de espessura e com auxílio das marcações na chapa foi possível conhecer as três extensões totais do material e assim caracterizar a enformabilidade. As medições realizadas com o método de proporcionalidade do PhotoShop C6 não se apresentou um método completamente eficaz, por a superfície de medição ser esférica. Para confirmação das medições ε_1 e ε_2 e cálculo da terceira extensão pela Eq. 5.5, foram utilizados os US para realizar medições.

$$\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 = 0 \quad (5.5)$$

A Figura 5.29 mostra um dos perfis que foram utilizados para a medição das variações de espessuras, o qual se considera axi-simétrico em relação ao centro da calote esférica, para cálculos das expansões. As medições foram realizadas com espaçamentos de 5 mm ao longo do perfil. Para estas medições foram escolhidos dois provetes de cada condição de aço e espessura e posteriormente foi desenhado o perfil a utilizar nas medições.



Figura 5.29 - Perfil utilizado para as medições de US nos provetes de Erichsen

Os resultados obtidos podem ser visualizados da Tabela 5.7 à Tabela 5.12. As tabelas são apresentadas por condição de material e espessura, mas a cada tabela estão associadas as medições de dois provetes de ensaios diferentes.

Tabela 5.7 - Medições de espessura dos provetes DP1000 0,8mm de chapa

Distância (mm)	Espessura #1 (mm)	$\varepsilon_3 = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right)$	Espessura #2 (mm)	$\varepsilon_3 = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right)$
0	0,80	0	0,80	0
0,5	0,80	0	0,80	0
1,0	0,78	-0,03	0,78	-0,03
1,5	0,73	-0,09	0,72	-0,11
2,0	0,58	-0,32	0,53	-0,41
2,5	0,50	-0,47	Fratura	N/A
3,0	0,54	-0,39	0,54	-0,39
3,5	0,73	-0,09	0,71	-0,25
4,0	0,78	-0,03	0,78	-0,03
4,5	0,80	0	0,80	0
5,0	0,80	0	0,80	0

Tabela 5.8 - Medições de espessura dos provetes DP1000 1,0mm de chapa

Distância (mm)	Espessura #1 (mm)	$\varepsilon_3 = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right)$	Espessura #2 (mm)	$\varepsilon_3 = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right)$
0	1,0	0	1,0	0
0,5	1,0	0	1,0	0
1,0	0,98	-0,02	0,98	-0,02
1,5	0,96	-0,04	0,85	-0,16
2,0	0,69	-0,42	0,65	-0,45
2,5	0,50	-0,69	0,57	-0,56
3,0	0,60	-0,51	0,65	-0,43
3,5	0,98	-0,01	0,88	-0,13
4,0	0,99	-0,02	0,98	-0,02
4,5	1,0	0	1,0	0
5,0	1,0	0	1,0	0

Tabela 5.9 - Medições de espessura dos provetes DP1000 1,2mm de chapa

Distância (mm)	Espessura #1 (mm)	$\varepsilon_3 = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right)$	Espessura #2 (mm)	$\varepsilon_3 = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right)$
0	1,20	0	1,20	0
0,5	1,17	-0,03	1,19	-0,01
1,0	1,14	-0,05	1,13	-0,06
1,5	0,97	-0,21	1,08	-0,11
2,0	0,71	-0,52	0,73	-0,50
2,5	0,61	-0,68	0,64	-0,63
3,0	0,74	-0,48	0,75	-0,47
3,5	1,07	-0,11	1,04	-0,14
4,0	1,16	-0,03	1,17	-0,03
4,5	1,17	-0,03	1,19	-0,01
5,0	1,20	0	1,20	0

Tabela 5.10 - Medições de espessura dos provetes DP1200 0,8mm de chapa

Distância (mm)	Espessura #1 (mm)	$\epsilon_3 = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right)$	Espessura #2 (mm)	$\epsilon_3 = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right)$
0	0,80	0,00	0,80	0,00
0,5	0,80	0,00	0,80	0,00
1,0	0,80	0,00	0,80	0,00
1,5	0,76	-0,05	0,74	-0,08
2,0	0,58	-0,32	0,56	-0,36
2,5	Fratura	N/A	Fratura	N/A
3,0	0,57	-0,34	0,54	-0,39
3,5	0,75	-0,06	0,76	-0,05
4,0	0,80	0,00	0,80	0,00
4,5	0,80	0,00	0,80	0,00
5,0	0,80	0,00	0,80	0,00

Tabela 5.11 - Medições de espessura dos provetes DP1200 1,0 mm de chapa

Distância (mm)	Espessura #1 (mm)	$\epsilon_3 = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right)$	Espessura #2 (mm)	$\epsilon_3 = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right)$
0	1,0	0	1,0	0
0,5	1,0	0	1,0	0
1,0	0,98	-0,02	1,0	0
1,5	0,88	-0,13	0,89	-0,12
2,0	0,64	-0,45	0,62	-0,48
2,5	0,45	-0,80	Fratura	N/A
3,0	0,65	-0,43	0,59	-0,53
3,5	0,83	-0,19	0,92	-0,08
4,0	0,98	-0,02	1,0	0
4,5	1,0	0	1,0	0
5,0	1,0	0	1,0	0

Tabela 5.12 - Medições de espessura dos provetes DP1200 1,2 mm de chapa

Distância (mm)	Espessura #1 (mm)	$\varepsilon_3 = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right)$	Espessura #2 (mm)	$\varepsilon_3 = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right)$
0	1,2	0	1,20	0
0,5	1,2	0	1,20	0
1,0	1,18	-0,02	1,15	-0,04
1,5	1,09	-0,10	1,12	-0,07
2,0	0,63	-0,64	0,62	-0,66
2,5	0,46	-0,74	0,58	-0,73
3,0	0,63	-0,64	0,60	-0,69
3,5	0,95	-0,23	1,03	-0,15
4,0	1,14	-0,05	1,17	-0,03
4,5	1,2	0	1,20	0
5,0	1,2	0	1,20	0

De acordo com a literatura, verificou-se que o aço DP1200 sofreu uma maior redução de espessura. Para além de sofrer uma menor redução de espessura, as variações de espessura apresentaram-se em menor área nos aços DP1200, no qual se verificou o início da redução da espessura mais junto à zona central da calote esférica.

As medições de espessura permitiram confirmar ou corrigir os valores de extensão retirados da metodologia de tratamento de imagem, fornecendo uma medida de ε_3 fidedigna e de referência.

5.4.2 – Caracterização de material com correntes induzidas

Os efeitos da deformação plástica nos materiais foram verificados pelas variações de impedância elétrica a partir dos ensaios de CI realizados. Estes ensaios realizaram-se durante a tração uniaxial e ensaios de carga e descarga e posteriormente à tração em provetes deformados plasticamente. Estes ensaios verificaram a variação de impedância dos materiais com os efeitos da deformação plástica e a cada material foi associado um comportamento

característico. Para averiguar estes ensaios e isolar apenas a condutividade elétrica, foi acrescentada a medição de condutividade elétrica com uma sonda de quatro pontos.

5.4.2.1 – Ensaio de CI durante o ETU

De forma a conhecer o comportamento mecânico das fases dos aços DP, foi realizado um ensaio de CI durante o ETU. Para este ensaio foram selecionadas e otimizadas sondas, com diferentes frequências, números de espiras, geometrias da bobina e o material do núcleo do enrolamento, de modo a maximizar a sensibilidade das sondas relativamente a diferenças de permeabilidade nos provetes. As frequências utilizadas nos ensaios encontram-se apresentadas no capítulo 4.3, e foram utilizadas em provetes com o mesmo material, espessura e direção de laminagem.

Como modo de visualização gráfica, todos os gráficos foram convertidos para a abcissa em comum, a extensão do material, sendo a ordenada a tensão e a amplitude e ângulo da impedância elétrica, para a tração e as CI respetivamente. Em ensaios de carga e descarga, o eixo em comum utilizado foi a base de tempo.

Na Figura 5.30 é possível observar a tração utilizando uma sonda com 120 espiras, sem núcleo e na Figura 5.31 é possível observar a tração utilizando a mesma sonda com um núcleo de ferrite. A frequência ótima utilizada neste ensaio foi de 500 kHz e 300 kHz, respetivamente. As sondas de 240 e 360 espiras com e sem núcleo de ferrite, podem ser observadas nas figuras seguintes. As frequências ótimas utilizadas foram 300 kHz para núcleo de ar e 100 kHz para núcleo de ferrite.

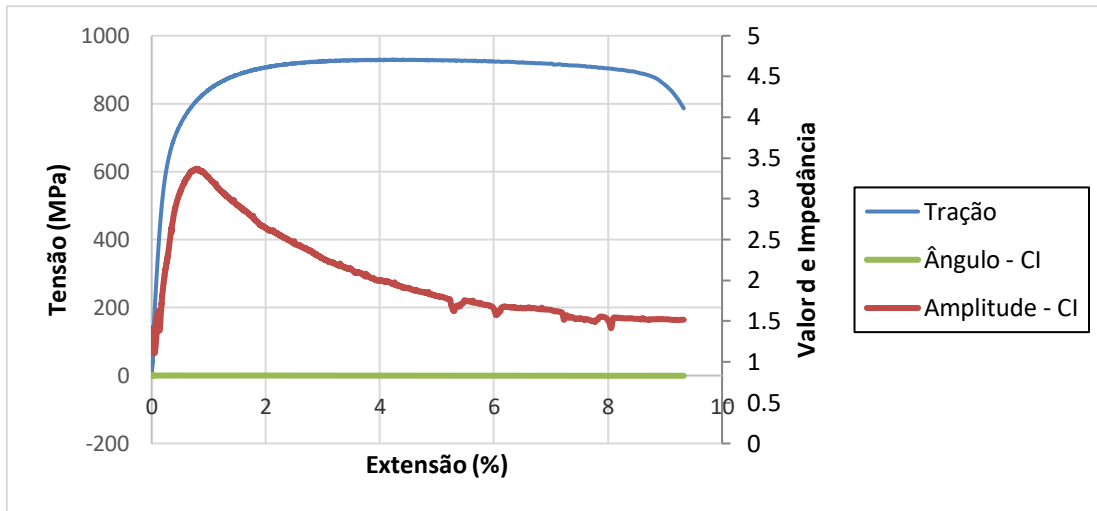


Figura 5.30 - Ensaio de tração e CI em aço DP1000 com sonda de 120 espiras sem núcleo de ferrite

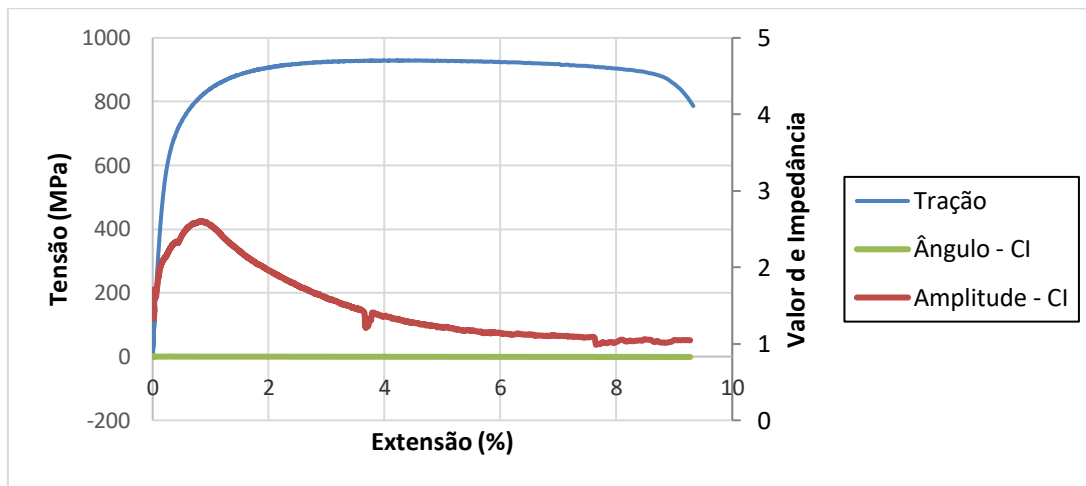


Figura 5.31 - Ensaio de tração e CI em aço DP1000 com sonda de 120 espiras com núcleo de ferrite

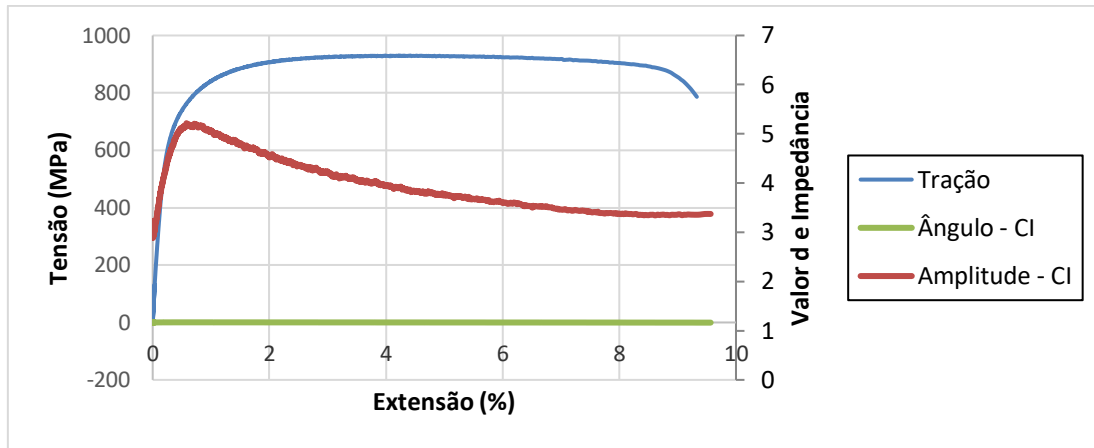


Figura 5.32 - Ensaio de tração e CI em aço DP1000 com sonda de 240 espiras sem núcleo de ferrite

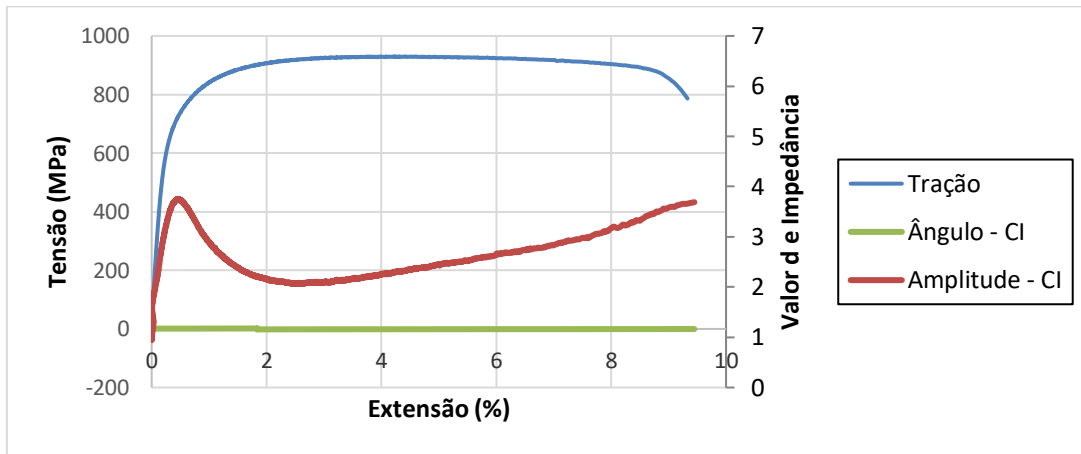


Figura 5.33 - Ensaio de tração e CI em aço DP1000 com sonda de 240 espiras com núcleo de ferrite

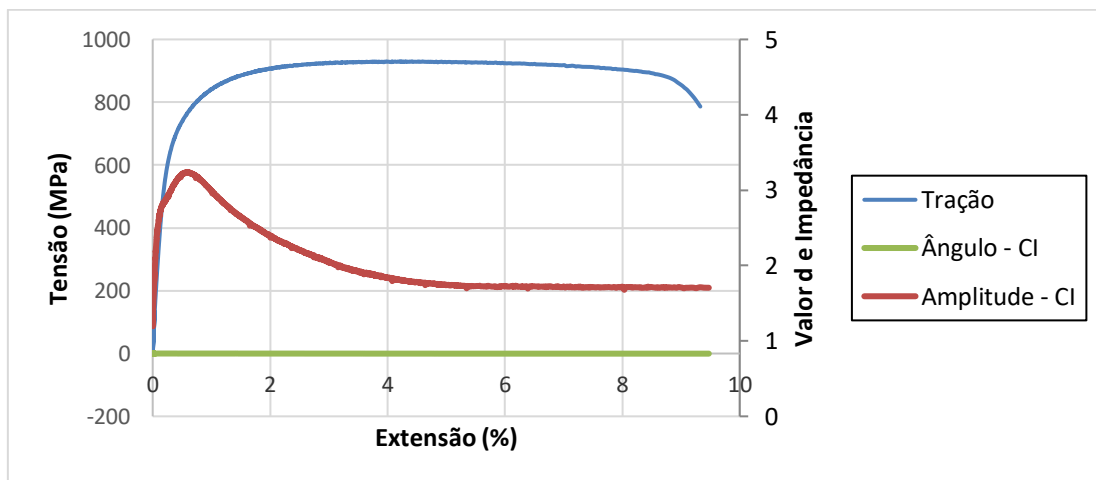


Figura 5.34 - Ensaio de tração e CI em aço DP1000 com sonda de 240 espiras de diâmetro inferior

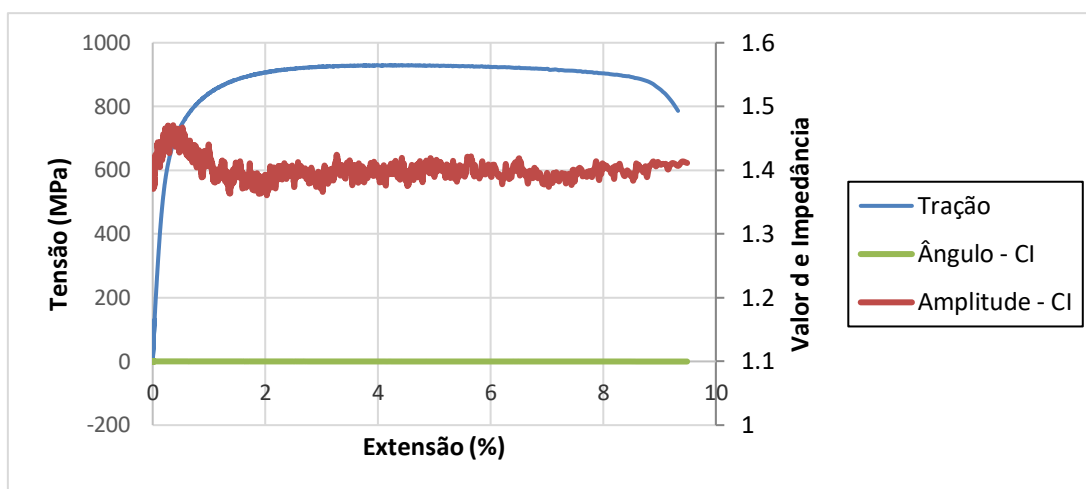


Figura 5.35 - Ensaio de tração e CI em aço DP1000 com sonda de 360 espiras sem núcleo de ferrite

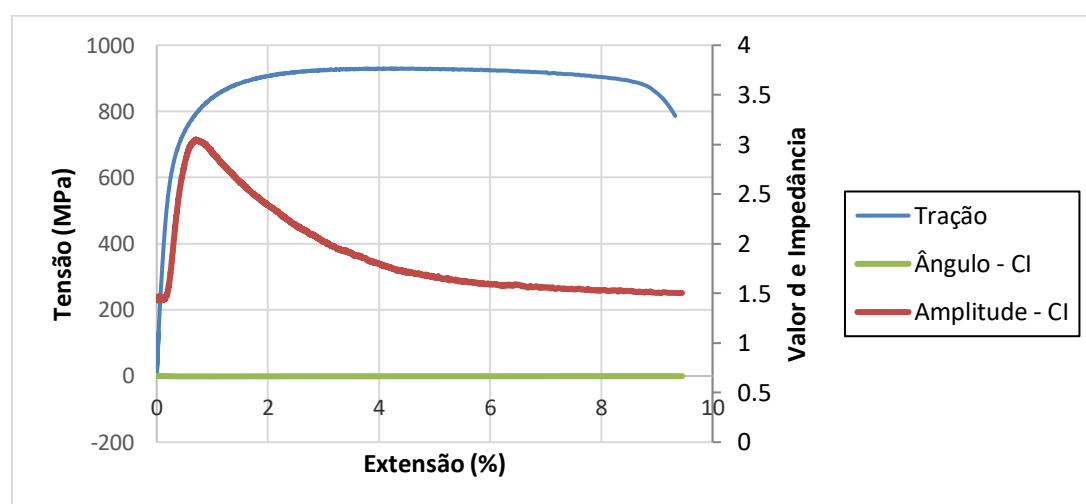


Figura 5.36 - Ensaio de tração e CI em aço DP1000 com sonda de 360 espiras com núcleo de ferrite

De modo a comprovar o comportamento destes ensaios, foram realizados ensaios em diferentes materiais. Estes ensaios tiveram como objetivo a verificação da assinatura do material e do ensaio, ou seja, conhecer que tipo de variações poderiam ser devidas à prensa ou do material. Como se pode verificar pelos gráficos abaixo representados, cada tipo de material apresenta uma variação de amplitude da impedância e um comportamento de ângulo associado à sua tração. As correntes induzidas em todos os metais, ferrosos ou não ferrosos, detetou o início da fratura do material. Esta detecção é verificável tanto pela variação de amplitude, como de ângulo da impedância antes da fratura.

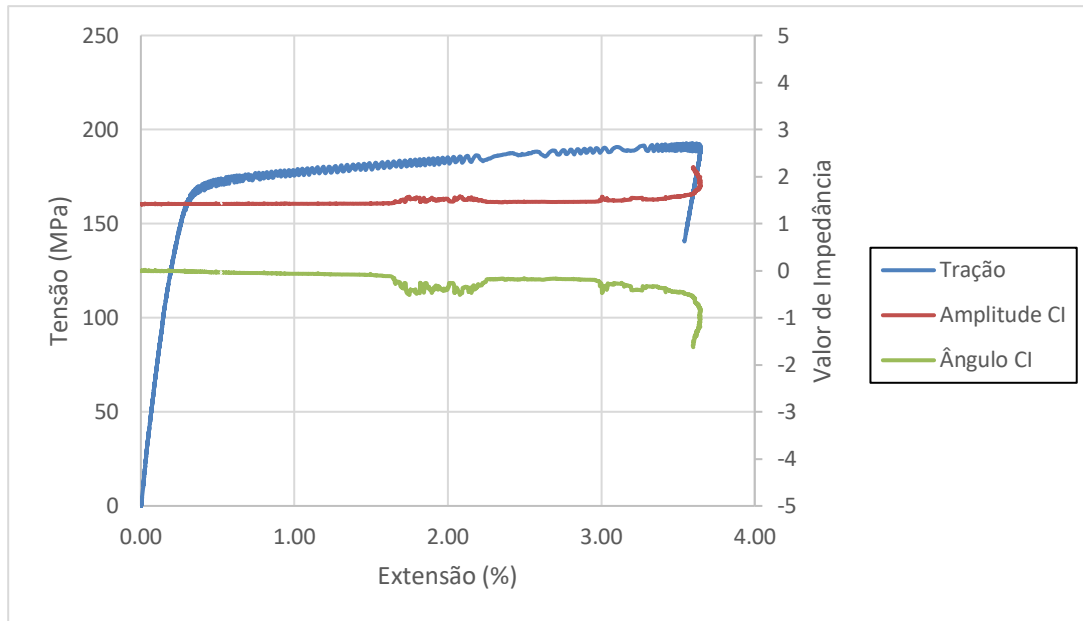


Figura 5.37 - Ensaio de tração e CI em alumínio AA6061 T6 com sonda de 240 espiras sem núcleo de ferrite

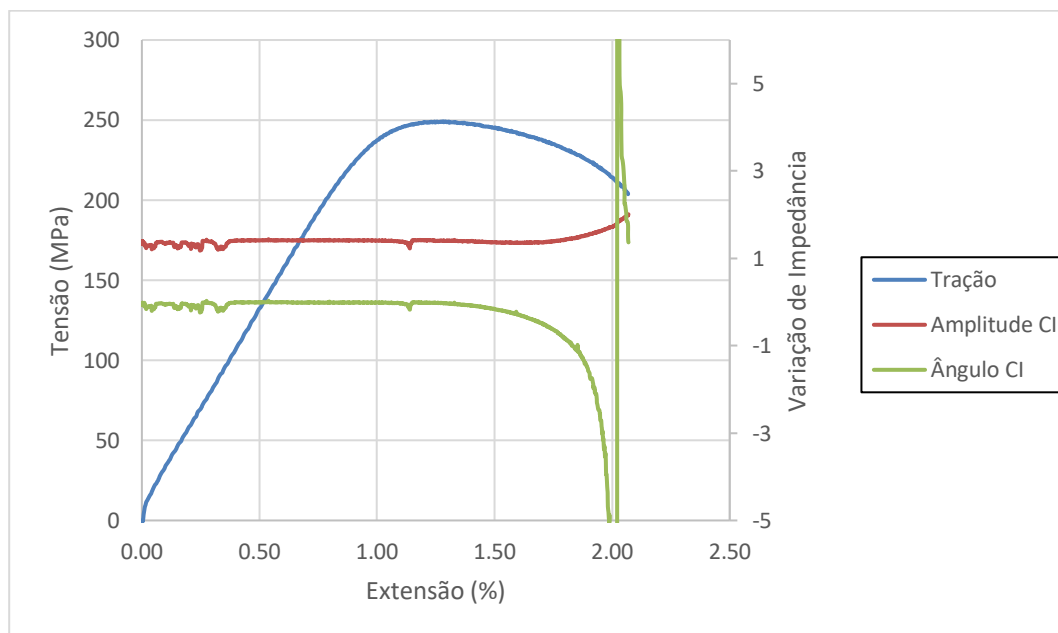


Figura 5.38 - Ensaio de tração e CI em cobre com sonda de 240 espiras sem núcleo de ferrite

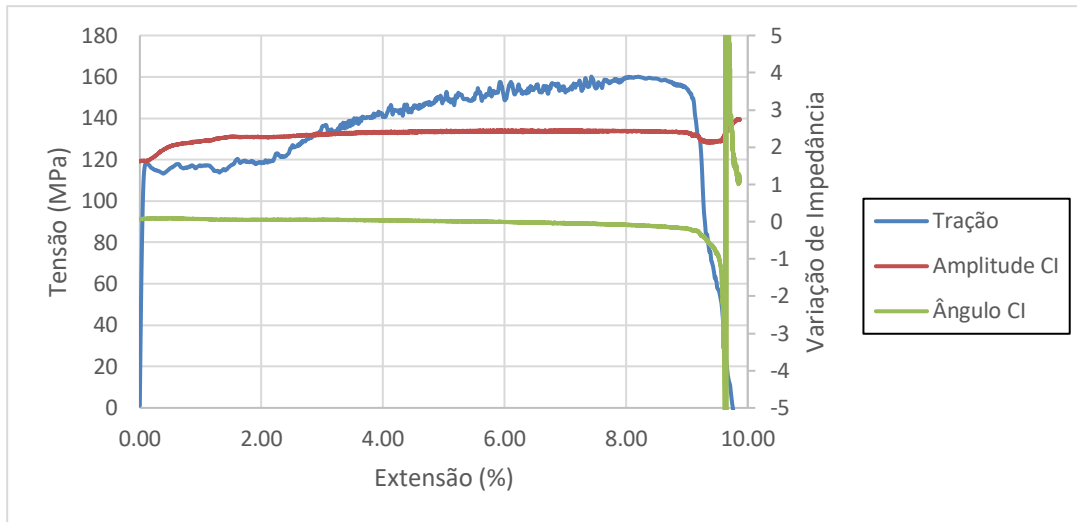


Figura 5.39 - Ensaio de tração e CI em aço ferromagnético com sonda de 240 espiras sem núcleo de ferrite

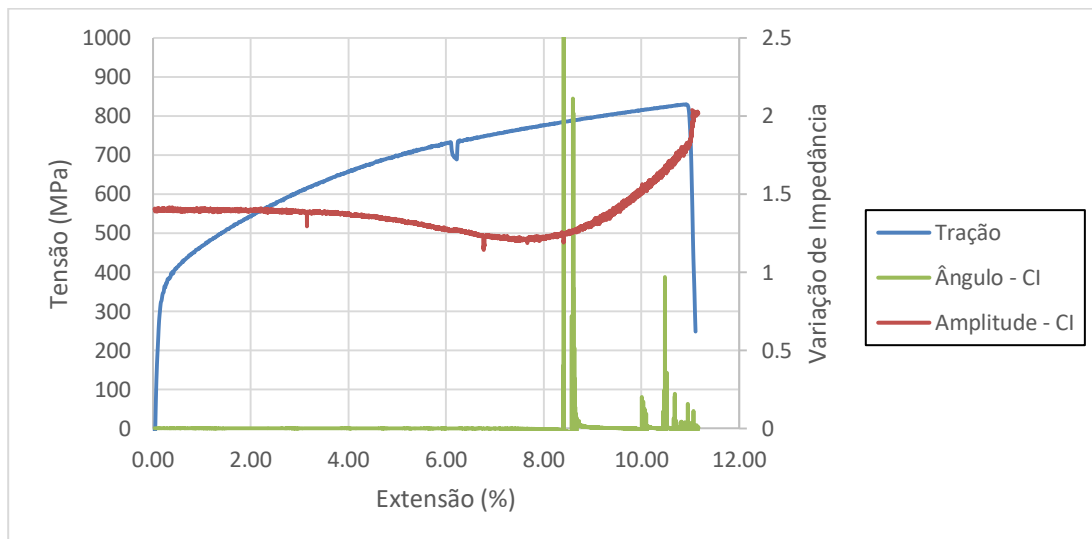


Figura 5.40 - Ensaio de tração e CI em aço austenítico com sonda de 240 espiras sem núcleo de ferrite

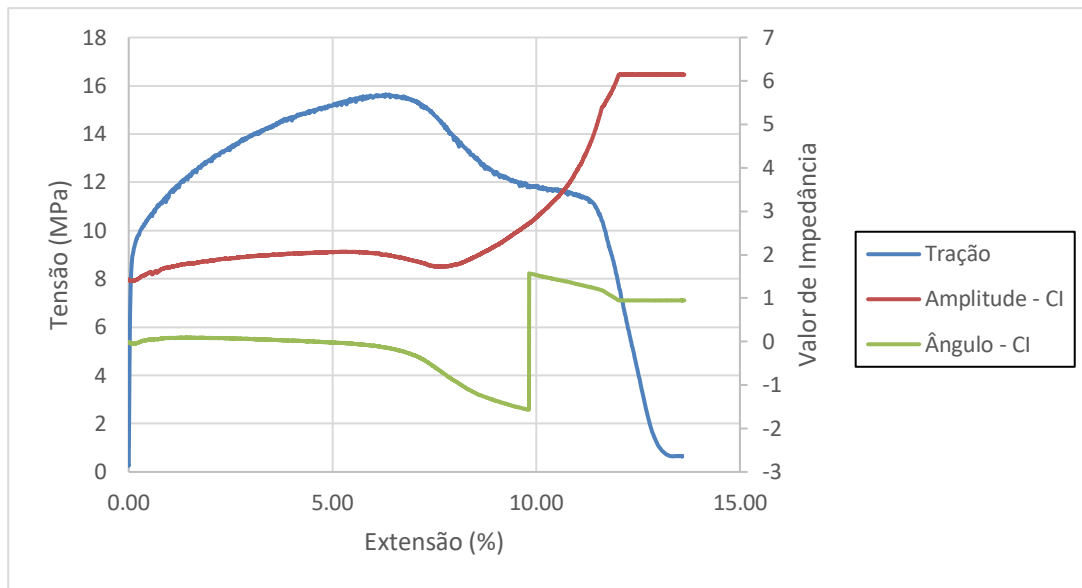


Figura 5.41 - Ensaio de tração e CI em chumbo com sonda de 240 espiras sem núcleo de ferrite

Os resultados dos ensaios de carga e descarga obtidos são apresentados em função do tempo e tensão. Esta escolha foi realizada de modo a deter o eixo do tempo em comum, para a demonstração das CI sem ter a sobreposição de valores no caso de utilizar os valores de extensão. É de verificar que todos os ensaios apresentam uma repetibilidade do comportamento, quer da amplitude, quer do ângulo dos valores de variação de impedância. Com a variação da orientação de laminação não se observaram variações no comportamento das impedâncias elétricas, tanto a amplitude como o ângulo mantiveram o seu ciclo durante a carga e a descarga. Em relação à variação de espessura, foram visíveis as diferenças nos ciclos. Apenas a espessura de 1 mm obteve um comportamento de onda bem definido, em relação aos restantes ensaios.

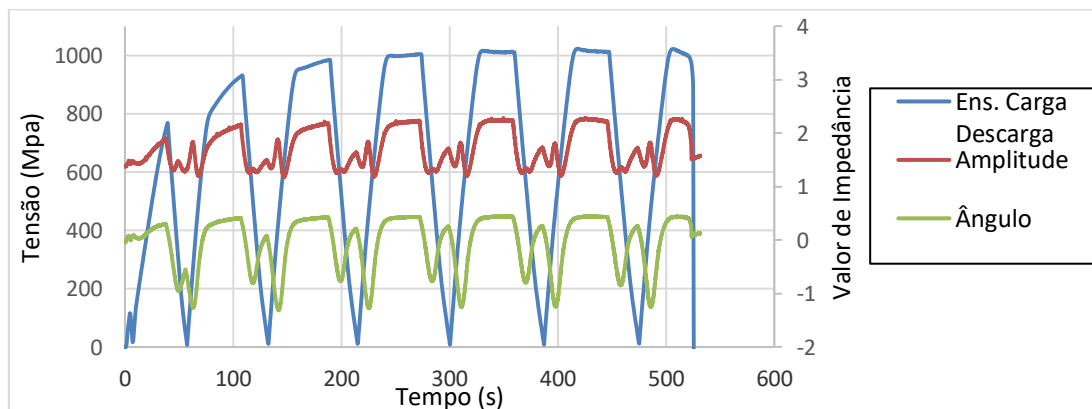


Figura 5.42 - Ensaio de carga e descarga do aço DP1000 com 0,8 mm de espessura e 0° de orientação de laminação com ensaio de CI

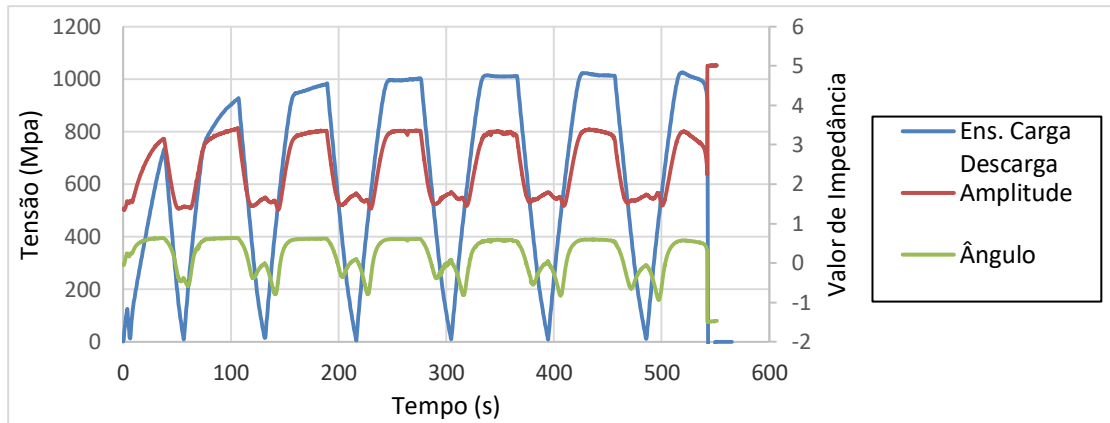


Figura 5.43 - Ensaio de carga e descarga do aço DP1000 com 0,8 mm de espessura e 45° de orientação de laminagem com ensaio de CI

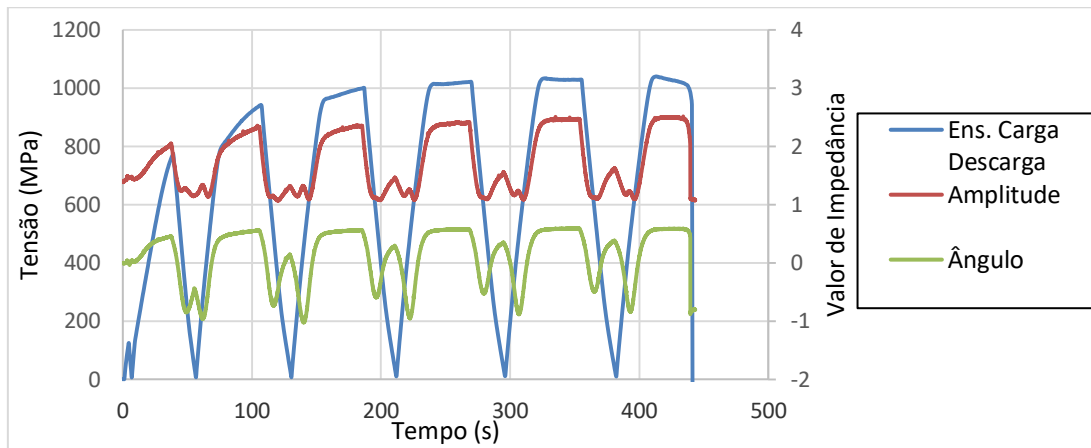


Figura 5.44 - Ensaio de carga e descarga do aço DP1000 com 0,8 mm de espessura e 90° de orientação de laminagem com ensaio de CI

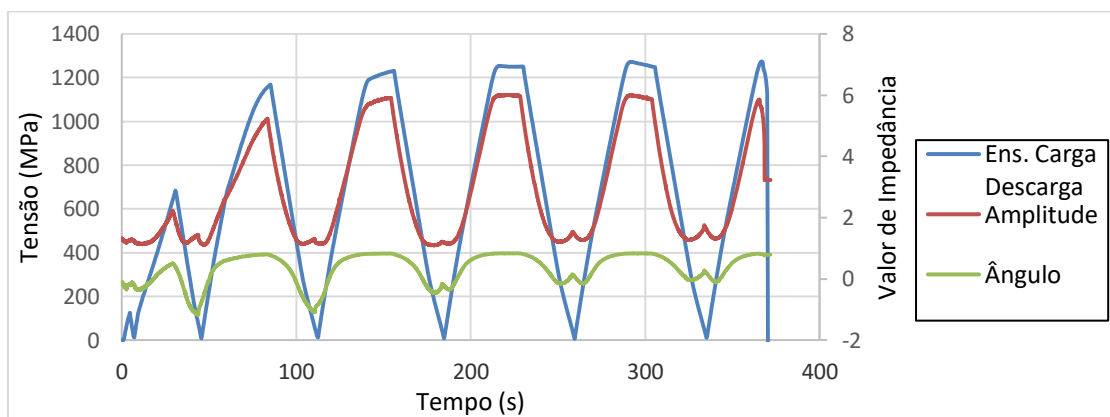


Figura 5.45 - Ensaio de carga e descarga do aço DP1200 com 0,8 mm de espessura e 0° de orientação de laminagem com ensaio de CI

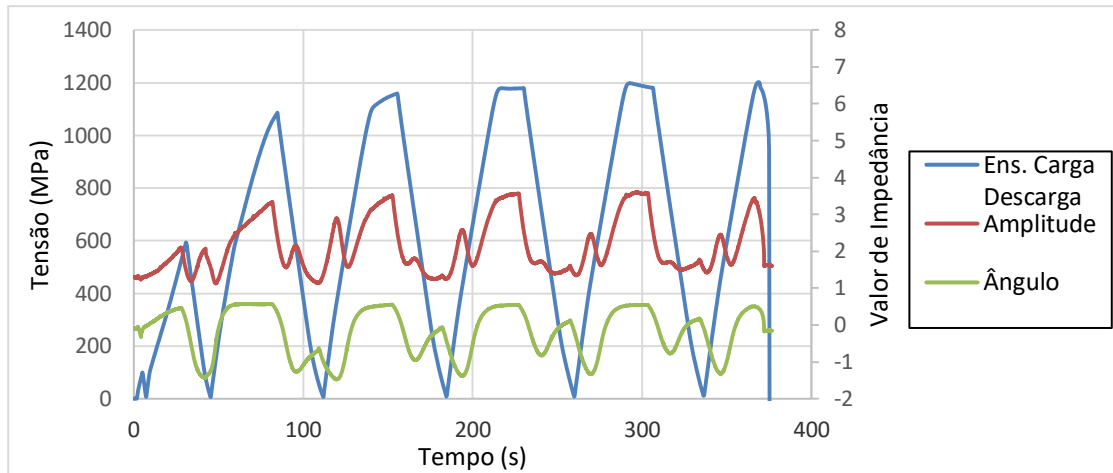


Figura 5.46 - Ensaio de carga e descarga do aço DP1200 com 1,0 mm de espessura e 0° de orientação de laminagem com ensaio de CI

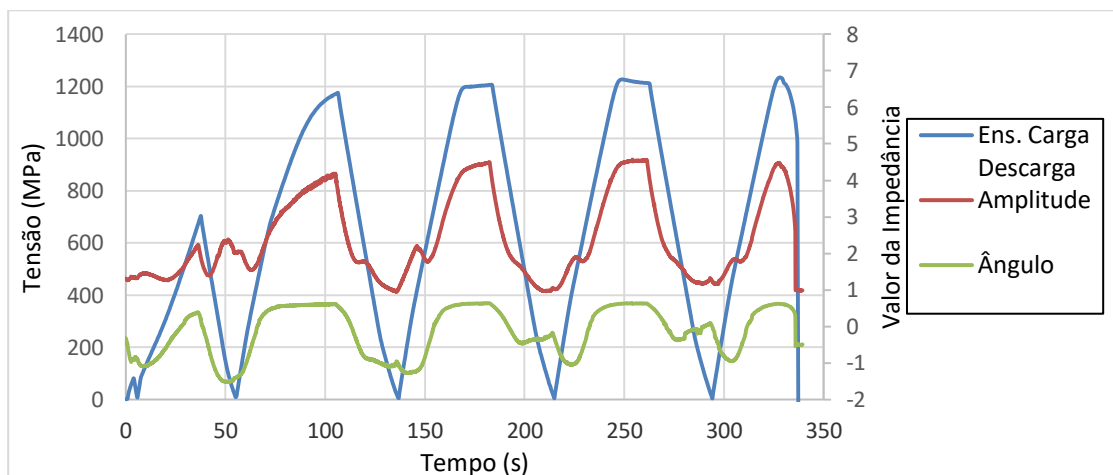


Figura 5.47 - Ensaio de carga e descarga do aço DP1200 com 1,2 mm de espessura e 0° de orientação de laminagem com ensaio de CI

Como se pode verificar, os ensaios de CI demonstraram um comportamento periódico durante as cargas e descargas. Na Figura 5.48 são apresentados dois ciclos de carga e descarga do aço DP1000, com 0,8 mm de espessura e 0° de orientação. Para a gama de tensão de 400 a 450 MPa apurou-se uma mudança de declive dos valores de amplitude e ângulo, enquanto que na gama de tensão de 650 - 700 MPa apenas se verificou uma mudança de declive na amplitude da impedância. Este comportamento foi idêntico para o aço DP1200, com a mesma existência de mudanças nas mesmas gamas de valores de tensão. Estas variações de declive podem demonstrar os deslizamentos de camadas, dado que são tensões próximas do limite elástico do material. Da mesma forma, em todos os momentos de descarga e início do carregamento se verificou a mudança de declive de ambos os componentes de impedância.

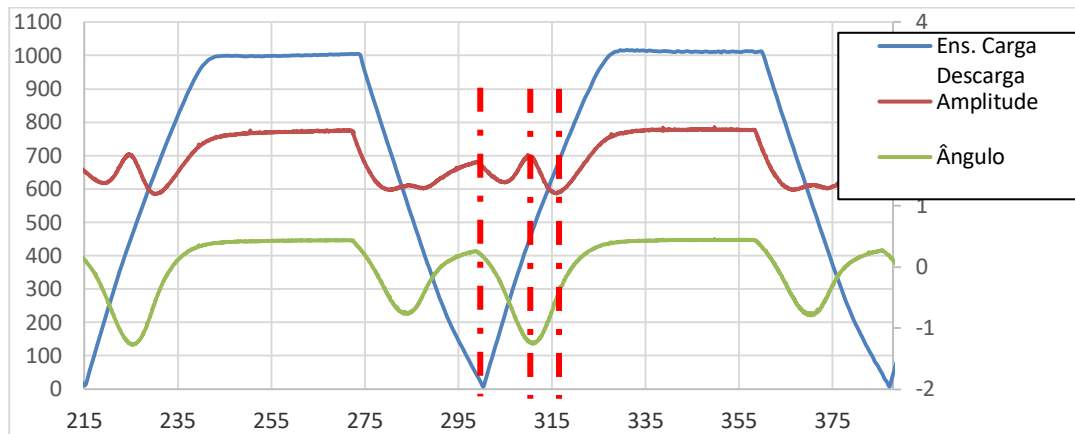


Figura 5.48 - Ensaio de carga e descarga do aço DP1000 com 0,8 mm de espessura e 0° de orientação de laminagem com ensaio de CI (4º e 5º ciclo)

5.4.2.2 – Ensaio de CI em provetes depois de tracionados

Os efeitos da deformação plástica local nos provetes foram verificadas através de ensaios de CI ao longo da superfície dos provetes após o ETU. Foi possível verificar as variações de permeabilidade magnética e condutividade elétrica, para as diferentes condições de direção de laminagem do material. Para a realização destes ensaios, os parâmetros elétricos escolhidos de calibração do equipamento foram de 500 kHz para a frequência e o ganho dos ensaios foi estabelecido como 65 dB para a condutividade elétrica e 50 dB para a permeabilidade magnética. A resolução espacial dos ensaios foi de 0,5 mm na direção de x e de 3 mm na direção de y. O ângulo foi alinhado com o eixo do imaginário (Im) a partir do *lift off* entre material e vazio. Estes ângulos foram estabelecidos em 169° para os ensaios de caracterização da condutividade elétrica e de 87° para caracterização da permeabilidade magnética. Da Figura 3.18 verifica-se que os ensaios se realizaram com a utilização de um suporte com uma escala incluída para localizar as coordenadas de ensaio. Todos os ensaios foram iniciados na zona das amarras, tendo percorrido 20 mm de distância antes da zona de prova do provete, verificando-se ruído nos gráficos nesta zona de ensaio. Os gráficos são apresentados em condutividades elétrica e permeabilidade magnética, sendo uma isolação das variações da parte real (Re) e da parte imaginária (Im) respetivamente. Observou-se que a variação de impedância elétrica possui um comportamento idêntico ao longo do provete, para as diferentes condições de provetes. Desde a zona das amarras até à fratura, a condutividade elétrica adquiriu uma tendência de crescimento enquanto que a permeabilidade obteve uma tendência de diminuição do valor. Este fenómeno pode ser explicado pela transformação mecânica de fases de austenite residual em martensite (análise de calorimetria de varrimento diferencial – capítulo 5.2.3). A austenite

possui uma menor condutividade elétrica ($1,2E6$ S/m) que a fase martensítica ($1,3E6$ S/m). Deste modo, a análise DSC é complementada e foi denotado que existiu uma transformação de fases por esforço mecânico, pelas variações elétricas e magnéticas do material junto à fratura do material.

As medições de impedância elétrica não possuíram uma conversão para unidades de condutividade nem permeabilidade. Assim, como as medições de impedância elétrica estão diretamente relacionadas com estas propriedades, o objetivo deste ensaio foi verificar a tendência (com o aumento ou redução dessas propriedades) e não analisar os seus valores absolutos.

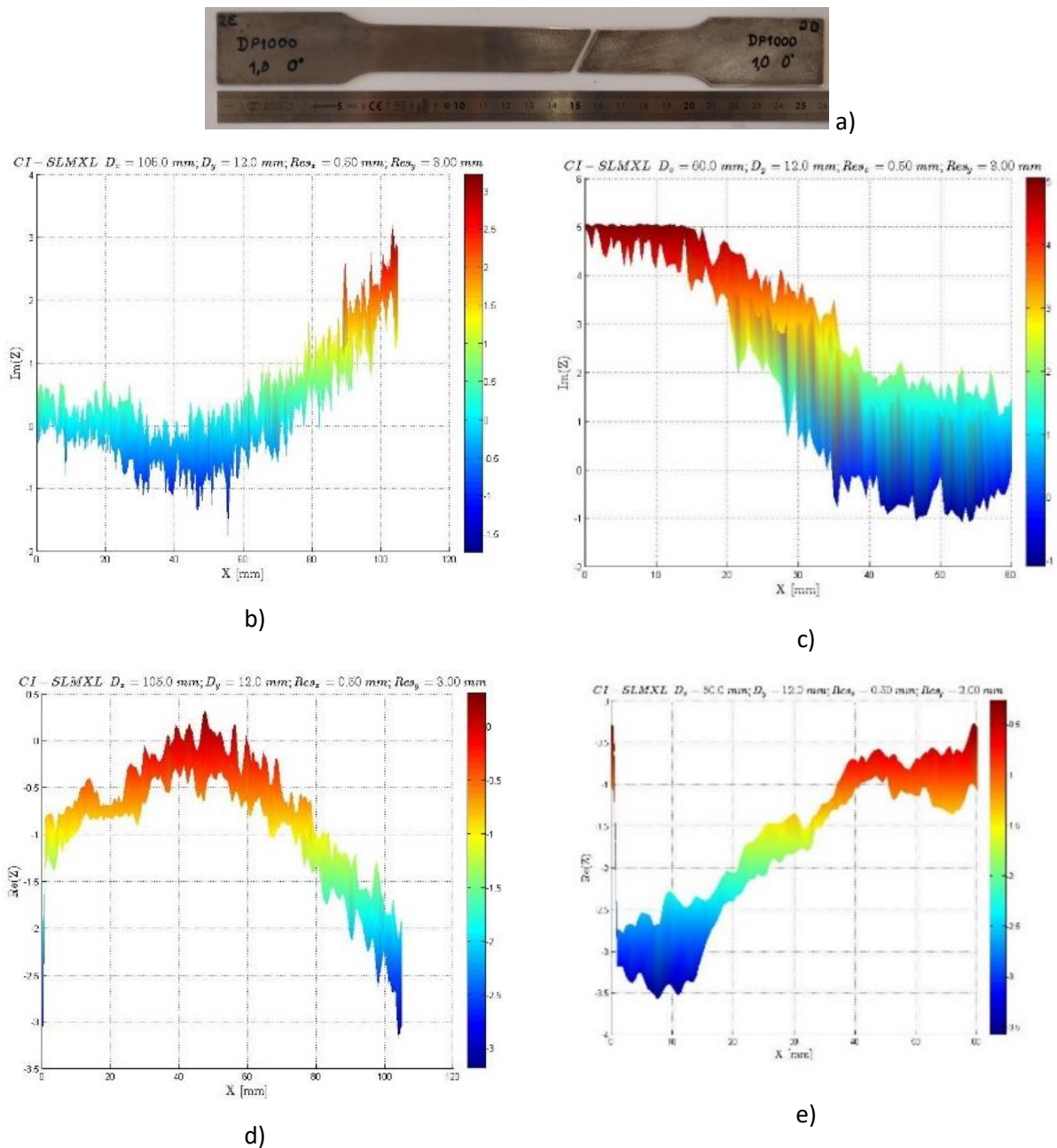


Figura 5.49 – Ensaio de CI em provetes previamente tracionados

- (a) Proвете ensaiado de DP1000 1,0 mm de espessura e 0° de orientação (b) Variação de condutividade elétrica da metade esquerda (c) Variação de condutividade elétrica da metade direita (d) Variação da permeabilidade magnética da metade esquerda (e) Variação da permeabilidade magnética da metade direita

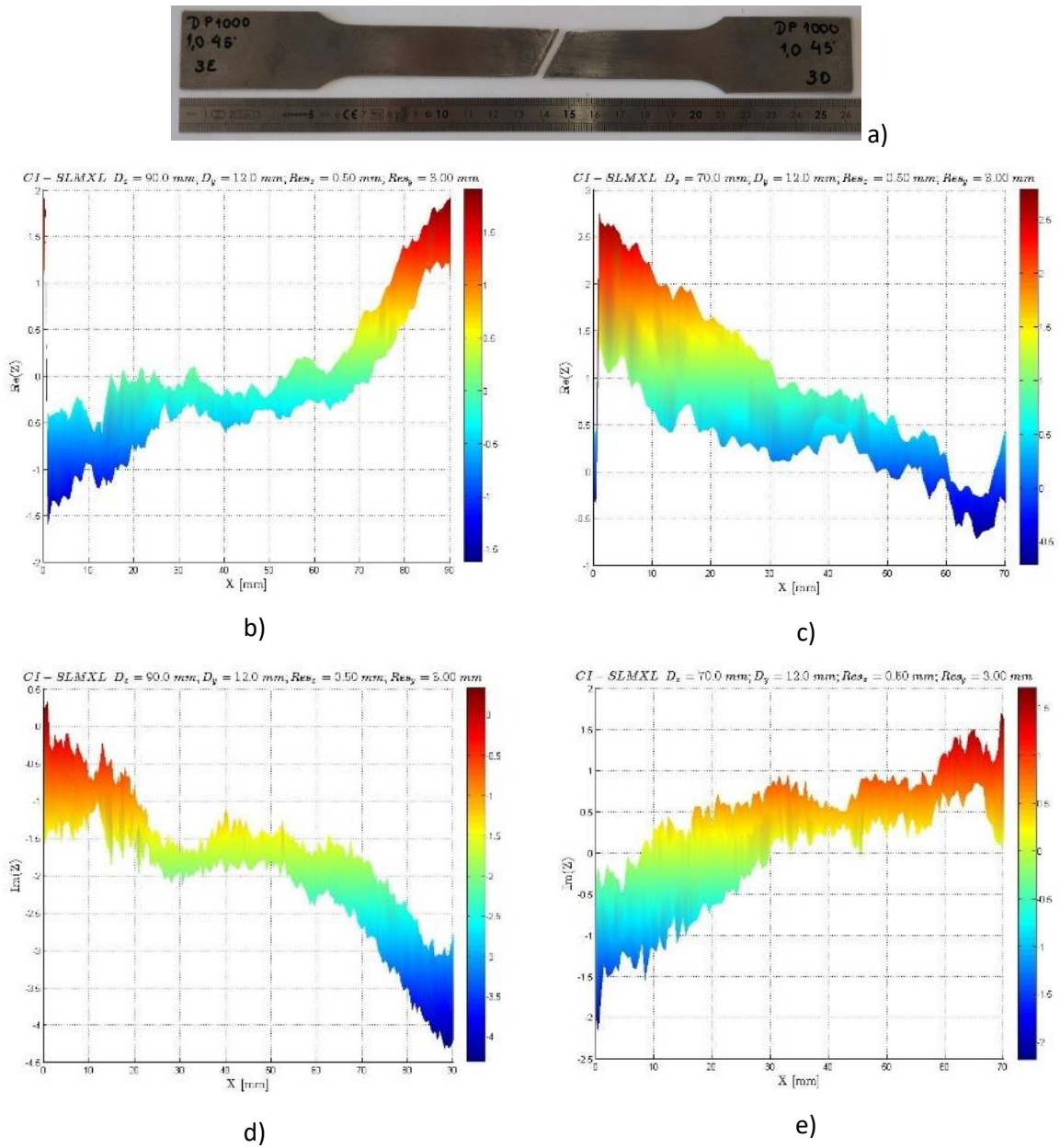


Figura 5.50 – Ensaio de CI em provetes previamente tracionados
(a) Provete ensaiado de DP1000 1,0 mm de espessura e 45° de orientação (b) Variação de condutividade elétrica da metade esquerda (c) Variação de condutividade elétrica da metade direita (d) Variação da permeabilidade magnética da metade esquerda (e) Variação da permeabilidade magnética da metade direita

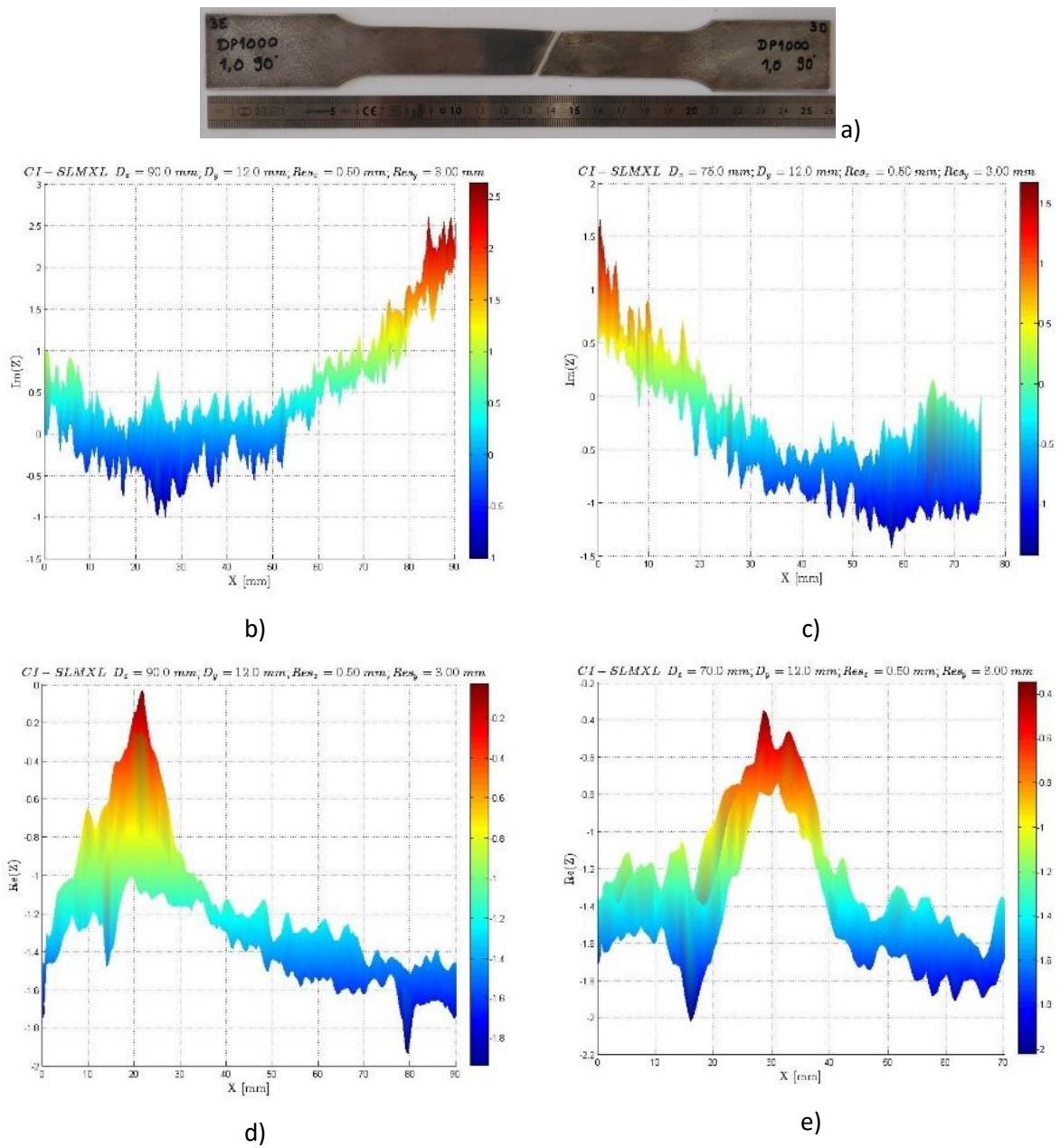


Figura 5.51 – Ensaio de CI em provetes previamente tracionados

(a) Provette ensaiado de DP1000 1,0 mm de espessura e 90° de orientação (b) Variação de condutividade elétrica da metade esquerda (c) Variação de condutividade elétrica da metade direita (d) Variação da permeabilidade magnética da metade esquerda (e) Variação da permeabilidade magnética da metade direita

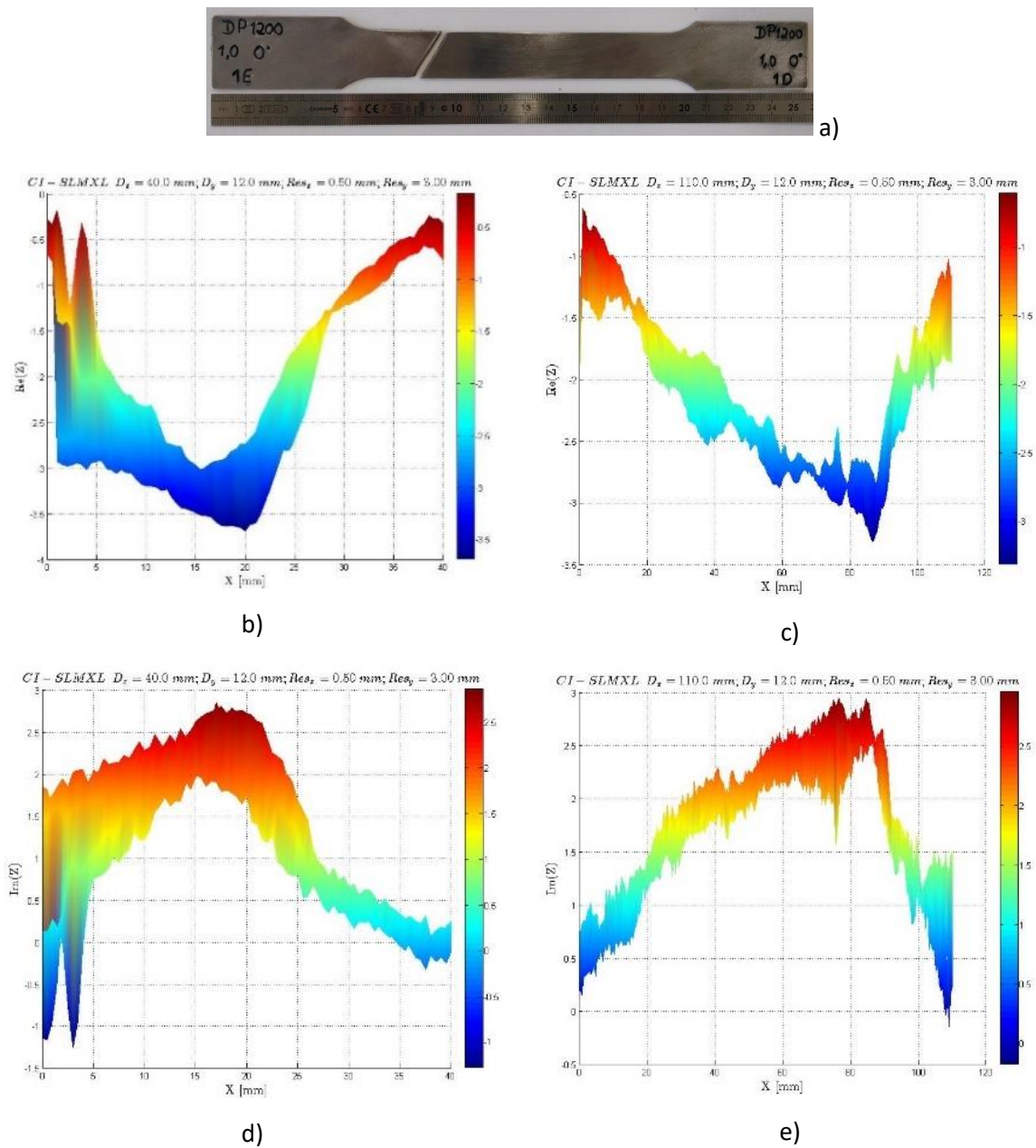


Figura 5.52 – Ensaio de CI em provetes previamente tracionados
 (a) Provette ensaiado de DP1200 1,0 mm de espessura e 0° de orientação (b) Variação de condutividade elétrica da metade esquerda (c) Variação de condutividade elétrica da metade direita (d) Variação da permeabilidade magnética da metade esquerda (e) Variação da permeabilidade magnética da metade direita

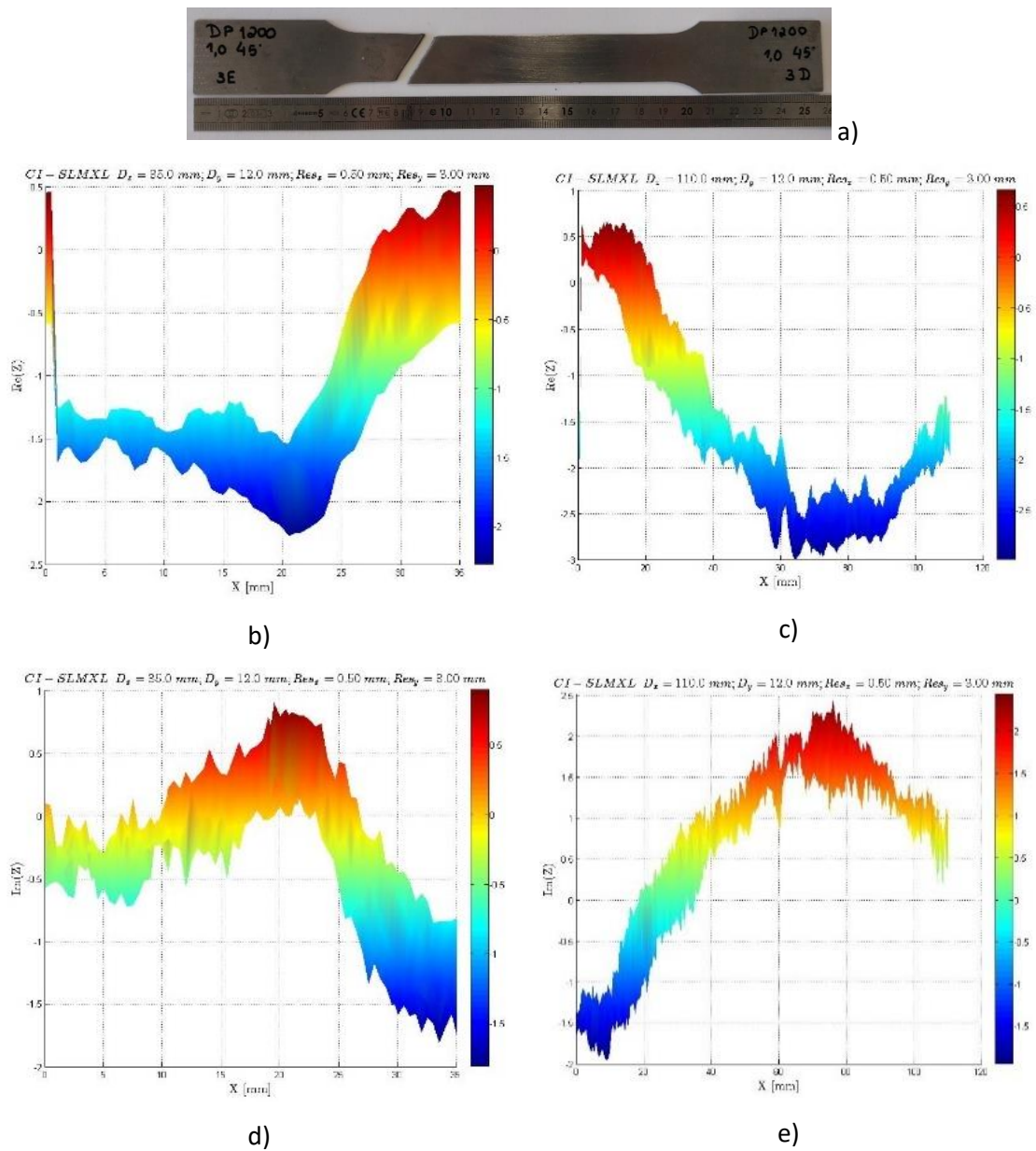
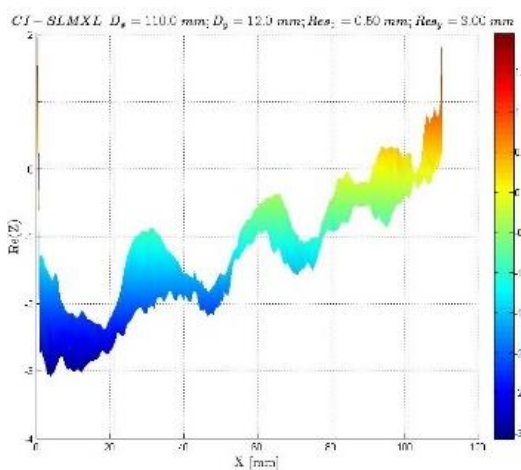


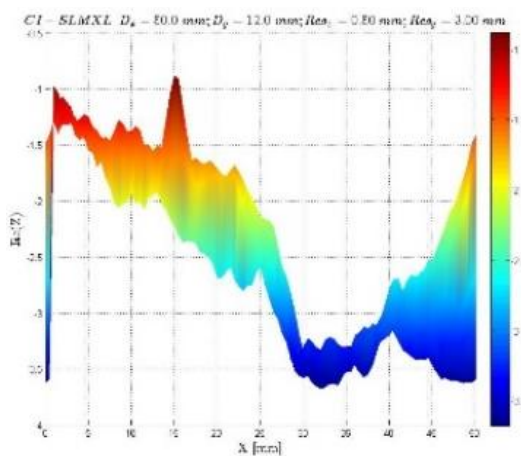
Figura 5.53 – Ensaio de CI em provetes previamente tracionados (a) Provete ensaiado de DP1200 1,0 mm de espessura e 45° de orientação (b) Variação de condutividade elétrica da metade esquerda (c) Variação de condutividade elétrica da metade direita (d) Variação da permeabilidade magnética da metade esquerda (e) Variação da permeabilidade magnética da metade direita



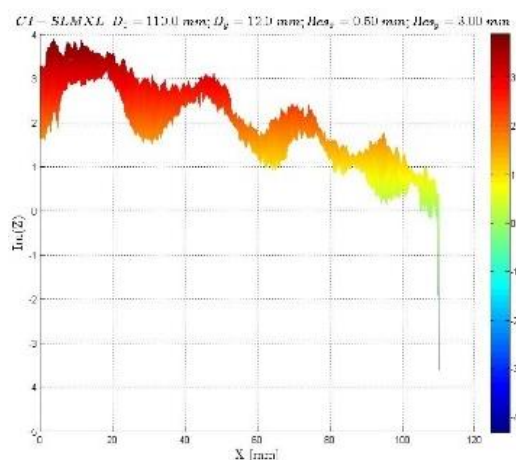
a)



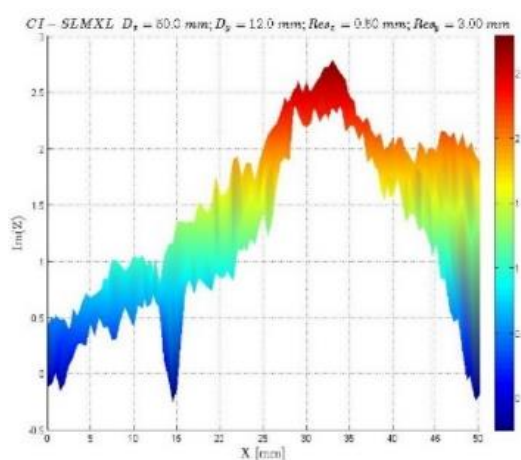
b)



c)



d)



e)

Figura 5.54 – Ensaio de CI em provetes previamente tracionados
 (a) Provete ensaiado de DP1200 1,0 mm de espessura e 90° de orientação (b) Variação de condutividade elétrica da metade esquerda (c) Variação de condutividade elétrica da metade direita (d) Variação da permeabilidade magnética da metade esquerda (e) Variação da permeabilidade magnética da metade direita

5.4.2.3 – Medição de condutividade elétrica com sonda de quatro pontos

O ensaio para a medição de condutividade elétrica com a sonda de quatro pontos permitiu verificar as variações de condutividade elétrica ao longo do perfil do provete previamente tracionado, sem os efeitos da variação da permeabilidade magnética, ao contrário do que acontece com os ensaios de CI. Os ensaios realizaram-se em provetes de DP1000 de espessura 1,0 mm e com orientação de 0° e 90°. Em ambos os ensaios realizados verificou-se a consistência da condutividade elétrica no valor de 4,16 %IACS de condutividade elétrica, valor da condutividade elétrica do aço DP. Junto à fratura verificou-se um ligeiro aumento da condutividade elétrica, especialmente nas metades mais pequenas.

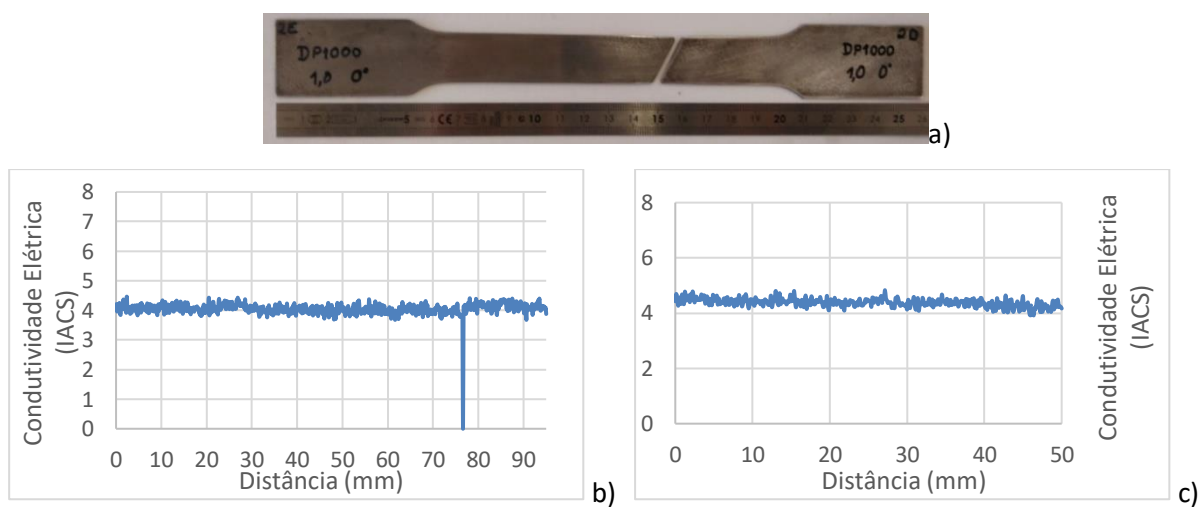


Figura 5.55 – Ensaio de condutividade com sonda de 4 pontos em provetes previamente tracionados (a)Provete ensaiado de DP1000 1,0 mm de espessura e 0° de orientação (b) Variação de condutividade elétrica da metade esquerda (c) Variação de condutividade elétrica da metade direita

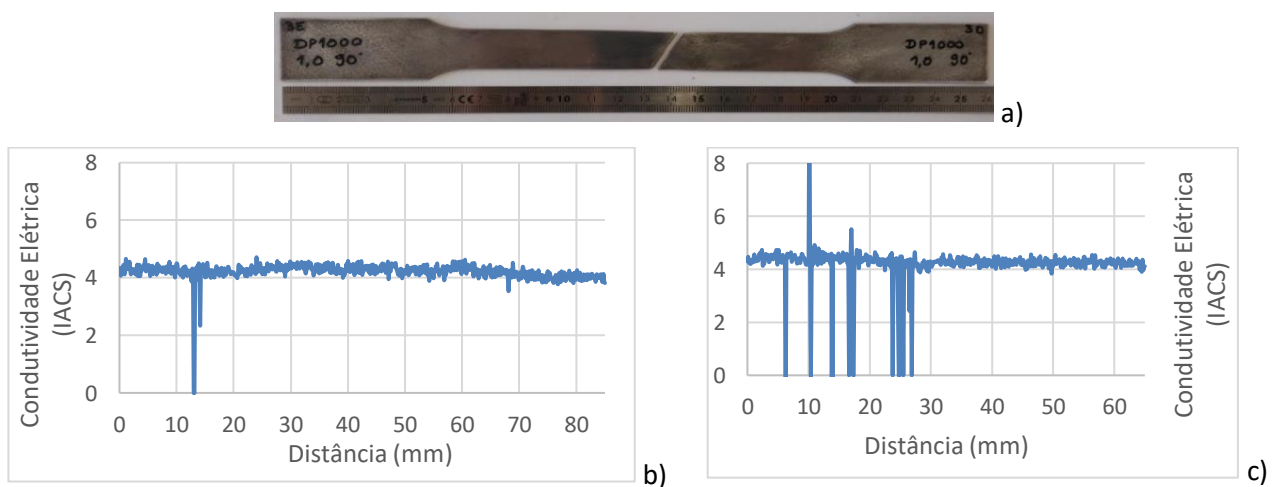


Figura 5.56 – Ensaio de condutividade com sonda de 4 pontos em provetes previamente tracionados (a)Provete ensaiado de DP1000 1,0 mm de espessura e 90° de orientação (b) Variação de condutividade elétrica da metade esquerda (c) Variação de condutividade elétrica da metade direita

5.5 – Síntese do Capítulo

Neste capítulo foram apresentados os resultados obtidos dos ensaios e análises realizados aos aços DP1000 e DP1200, para a caracterização microestrutural, experimental e não destrutiva do material. Os ensaios de caracterização microestrutural permitiram conhecer a composição química dos materiais, a dispersão de fases da sua microestrutura e a sua dureza associada. Também foi realizado um ensaio de DSC que permitiu reproduzir uma recristalização do material ao ser elevado a uma temperatura de 550°C. A análise química permitiu verificar as composições químicas dos aços DP1000 e DP1200 e verificar que as taxas percentuais dos elementos de Nióbio e Titânio têm um aumento de 255%, enquanto que a taxa percentual do Carbono sofre uma redução de 40%. A análise metalográfica permitiu visualizar a dispersão das fases ferríticas e martensíticas na microestrutura do material e visualizar a redução de fase martensítica na microestrutura do aço DP1200, em comparação com o DP1000. A análise de calorimetria diferencial de varrimento permitiu prever que pode existir uma possível transformação de fases com o esforço mecânico durante a deformação plástica do material. Esta conclusão foi retirada quando ensaiadas duas amostras de diferentes condições de deformação. Por fim, o ensaio de dureza Vickers permitiu observar a dureza do material, que possui uma maior dureza no sentido de laminação da chapa e para chapas de 1 mm de espessura. A dureza ao longo de um provete deformado plasticamente tende a aumentar junto à fratura, devido ao encruamento do material.

Os ensaios de caracterização experimental permitiram conhecer os parâmetros mecânicos dos materiais, com a construção da curva de enformabilidade a partir dos ensaios de tração e Erichsen. Verificou-se o decréscimo das extensões de 9% para 5% e o aumento das tensões máximas de 1100 MPa para 1300 Mpa com o aumento da gama de DP. Foi também verificada uma comparação entre duas formas de calcular o fator de anisotropia do material, as quais se aproximaram bastante do valor.

Os ensaios de caracterização não-destrutiva serviram para calcular as reduções de espessura com ultrassons e visualizar as variações de impedância com os ensaios de CI. Com os ultrassons foi possível calcular a extensão ε_3 , verificar que o aço DP1200 obteve uma maior redução de espessura na zona central da calote esférica. Por outro lado, foi possível observar um comportamento individual para cada material nos ensaios de correntes induzidas. Em material deformado plasticamente, junto à fratura, foi possível observar um maior valor de condutividade elétrica, o que se considera que existiu uma transformação de fases com o esforço mecânico.

6 – CONCLUSÕES E DESENVOLVIMENTOS FUTUROS

6.1 – Introdução

O capítulo final apresenta as conclusões retiradas do trabalho realizado e sugestões para desenvolvimentos futuros. Ao longo da dissertação foram apresentadas as conclusões referentes a cada tema, sendo que este capítulo serve apenas de consolidação das conclusões e resumo de forma mais abrangente. São também apresentadas sugestões de desenvolvimentos futuros de forma a concluir o estudo.

6.2 – Conclusões

Os objetivos estabelecidos inicialmente para a presente dissertação foram atingidos com êxito, tendo em conta as metas estabelecidas inicialmente. Foram realizados ensaios de caracterização do material, ensaios experimentais e ensaios não-destrutivos, de modo a verificar os efeitos da orientação da laminagem ou da deformação plástica no material.

O estado de arte permitiu conhecer a família dos aços de alta resistência e em específico os aços de fase dupla. Com a pesquisa, foi possível conhecer quais os parâmetros que influenciam

a enformabilidade do material, tendo em consideração a produção do material e as suas propriedades mecânicas.

Foi possível a produção de um protótipo de um equipamento laboratorial para a marcação de padrões nos materiais. Estas marcações foram úteis para a visualização das extensões nos provetes tracionados. As extensões do material foram analisadas com métodos de fotografia e tratamento de imagem, a partir de escalas estrategicamente posicionadas.

A caracterização do material permitiu conhecer a composição química dos materiais e visualizar a dispersão da fase martensítica na matriz de fase ferrítica. Por outro lado, permitiu conhecer a dureza do material com diferentes condições de laminagem e espessura e após a deformação plástica. A dureza do material observou-se com valores superiores para direções paralelas à orientação de laminagem e em chapas de 1 mm de espessura. O ensaio de calorimetria diferencial de varrimento permitiu identificar uma possível transformação de fase austenítica residual para martensítica, de material não deformado plasticamente. O material deformado plasticamente não sofreu qualquer alteração, porque sofreu uma transformação de fase por esforço mecânico.

Dos ensaios de caracterização experimental do material foi possível estabelecer a curva de enformabilidade para os diferentes materiais. Conforme a literatura, verificou-se a menor quantidade de extensões do aço DP1200 e a maior resistência à tração, em comparação com o aço DP1000.

Os ensaios de CI permitiram identificar uma alteração de impedância elétrica significativa e consistente nos materiais sujeitos a deformação elástica e plástica, o que poderá estar relacionado com eventuais modificações da sua microestrutura. Essas variações são observáveis quer aquando a sua tração, quer depois de deformado plasticamente. Os ensaios de CI permitiram observar que cada material possui um tipo de comportamento de impedância elétrica típico e independente de condições de ensaio, aquando a sua tração, sendo este comportamento uma característica do próprio material.

Esta dissertação permitiu adquirir conhecimento em relação aos aços de fase dupla, em relação às suas propriedades mecânicas e às suas propriedades microestruturais. Sendo um material com propriedades mecânicas que beneficiam a indústria automóvel, é essencial o conhecimento dos seus parâmetros para que seja possível a correta maquinação e posterior utilização em massa.

6.3 – Propostas para Desenvolvimentos Futuros

Como proposta para trabalhos futuros, propõe-se que seja implementada uma unidade de marcação de material automatizada, com a parametrização dos fatores elétricos e químicos. É sugerido que seja realizado um estudo dos tempos de marcação, da intensidade de corrente e das volumetrias de eletrólito necessárias para uma marcação uniforme. De forma a reduzir os custos, fica a sugestão para a produção de uma máscara ou *stencil* para a marcação da chapa, em trabalhos futuros.

Para desenvolvimentos futuros, deveriam ser executados os ensaios de dureza em provetes de DP1200 e outras gamas de aço DP para efetuar uma comparação e realizar ensaios de raio-x com material deformado e não deformado para visualizar os efeitos da deformação plástica. Os ensaios de raio-x com a utilização de radiação de sincrotrão poderiam fornecer informação sobre o gradiente de fases presente nas superfícies de material base e na superfície da fratura. Por outro lado, também poderia verificar se existem tensões internas no material devido ao encruamento pela deformação plástica.

Seria interessante investigar os efeitos dos ensaios de correntes induzidas com ensaios de tração e compressão e testar qual o efeito de Bauschinger. Deste modo, deveriam ser produzidas sondas idênticas para provetes cilíndricos. O ensaio de dobramento dos materiais também deveria ser inspecionado com ensaios de CI, para comparar com os efeitos da deformação plana com os efeitos da dobragem.

Por fim, seria interessante realizar um protótipo de sonda para utilizar no processo de estampagem, dado que os limites elástico e plástico dos materiais são visíveis nos ensaios de correntes induzidas.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] A. A. Gorni, "Aços avançados de alta resistência: microestrutura e propriedades mecânicas," *Corte e Conform. Met.*, pp. 26–57, 2008.
- [2] H. K. D. H. Bhadeshia, *Bainite in Steels- Transformations, Microstruture and Properties*. London, 2001.
- [3] R. KUZIAK, R. KAWALLA, and S. WAENGLER, "Advanced high strength steels for automotive industry," *Arch. Civ. Mech. Eng.*, vol. 8, no. 2, pp. 103–117, 2008.
- [4] L. K. ANDRADE, S. L.; TAISS, J. M.; ROSA, "O aço no automóvel do Futuro: A estratégia da USIMINAS." 57º Congresso da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, São Paulo, 2000.
- [5] M. Y. Demeri, *Advanced high-strength steels: science, technology, and applications*. 2013.
- [6] P. J. Keeler, S., Kimchi, M., Mooney, "Advanced High-Strength Steels: Application Guidelines Version 6.0," *world Auto Steel*, no. September, 2017.
- [7] G. R. SPEICH, *Properties and Selection: Irons Steel and High Performance Alloys*, vol. 1. ASM International, 1990.
- [8] O. J. Kwon, K. Y. Lee, G. S. Kim, and K. G. Chin, "New Trends in Advanced High Strength Steel Developments for Automotive Application," *Mater. Sci. Forum*, vol. 638–642, pp. 136–141, 2010.
- [9] P. Tsipouridis, "Mechanical properties of Dual-Phase steels," p. 122, 2006.
- [10] A. Haldar, S. Suwas, and D. Bhattacharjee, *Microstructure and Texture in Steels and Other Material*. Jamshedpur, 2008.
- [11] A. A. Gorni, "Aços Ferríticos com alta resistência mecânica e boa conformabilidade," no. 5, pp. 1–16, 2009.
- [12] M. S. Rashid, "GM 980X - Potential Applications and Review," 1977.
- [13] N. Fonstein, *Advanced High Strength Sheet Steels: Physical Metallurgy, Design*,

- Processing, and Properties*. East Chicago: Springer, 2015.
- [14] ArcelorMital, "Dual Phase Steels," *Annu. Rev. Mater. Sci.*, vol. 11, pp. 245–66, 1981.
- [15] J.-O. Sperle, "High Strength Sheet and Plate Steels for Optimum Structural Performance," *Conf. Iron Steel - Today, Yesterday Tomorrow Proc. 250th Anniv. Swedish Ironmasters Assoc.*, 1997.
- [16] G. R. Speich, V. a. Demarest, and R. L. Miller, "Formation of Austenite During Intercritical Annealing of Dual-Phase Steels," *Metall. Trans. A*, vol. 12, no. AUGUST, pp. 1419–1428, 1981.
- [17] C. Mesplont, "Phase Transformations and Microstructure - Mechanical Properties Relations in Complex Phase High Strength Steels." pp. 1–185, 2002.
- [18] T. Senuma, "Physical Metallurgy of Modern High Strength Steel Sheets," *ISIJ Int.*, vol. 41, no. 6, pp. 520–532, 2001.
- [19] A. Nasser, A. Yadav, P. Pathak, and T. Altan, "Determination of the flow stress of five AHSS sheet materials (DP 600, DP 780, DP 780-CR, DP 780-HY and TRIP 780) using the uniaxial tensile and the biaxial Viscous Pressure Bulge (VPB) tests," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 210, no. 3, pp. 429–436, 2010.
- [20] S. Hansen, S., "Formability of Dual-Phase Steels," *J. Appl. Metalwork.*, vol. 2, no. 2, pp. 107–118, 1982.
- [21] J. D. Embury and J. L. Duncan, "Formability of Dual-Phase Steels," *J. Met.*, pp. 24–29, 1982.
- [22] V. C. Nogueira, M. Henrique, M. Otsuka, V. Sullas, T. Peressinotto, and R. Archer, "Máscaras mecânicas de sombra por electrocorrosão para dispositivos electro-ópticos," *Quim. Nova*, vol. 37, pp. 1–8, 2014.
- [23] M. Buti, M. F., Quadros A., L., Oswald, C., Domingo, F., Dóglío, "Gravura em metal," *Imprensa Of. do Estado*, 2002.
- [24] "Catálogo de marcação eletroquímica UMS," *Cat. UMS*, p. 2017, 2017.
- [25] J. García-Martín, J. Gómez-Gil, and E. Vázquez-Sánchez, "Non-destructive techniques based on eddy current testing," *Sensors*, vol. 11, no. 3, pp. 2525–2565, 2011.

- [26] T. Stepinski, "Essential Parameters in Eddy Current Inspection," *Sky Rep. 0030*, no. 97038, pp. 1–23, 2000.
- [27] M. Machado, "Conceção , Simulação e Validação Experimental de Sondas de Correntes Induzidas para Ensaios Não Destrutivos de Geometrias Tubulares," Universidade Nova de Lisboa, 2014.
- [28] S. Moura, T., R., "Tiago Rodrigues de Serra e Moura Caracterização de materiais soldados com base na medição de perfis de condutividade eléctrica," 2015.
- [29] F. Gonzalez, J., G., "Desenvolvimento e Aplicação de Sondas Inovadoras de Correntes Induzidas Para Ensaios Não Destrutivos," Universidade Nova de Lisboa, 2011.
- [30] A. R. Sverdlin, A. V., & Ness, "The Effects of Alloying Elements on the Heat Treatment of Steel," *Steel Heat Treat.*, vol. 45, 1997.
- [31] W. Bleck, K. Hulka, and K. Papamentellos, "Effect of niobium on the mechanical properties of TRIP steels," *Mater. Sci. Forum*, vol. 284–2, pp. 327–334, 1998.
- [32] F. Smith, W., "Structure and properties of engineering alloys." New York: Mc, 1994.
- [33] J. Rodrigues and P. Martins, "Tecnologia Mecânica vol. 1." Escolar, 2010.

ANEXOS

Anexo A – Caracterização de Vickers**Tabela A.1 - Amostra transversal DP1000 de 0,8 mm de espessura**

Distância (mm)	Diagonal #1	Diagonal #2	Dureza (HV)
0	57.58	58.48	275.4
0.5	56.77	57.97	281.7
1	55.84	56.54	293.7
1.5	56.27	57.13	288.4
2	56.20	55.85	295.4
2.5	56.23	56.37	292.6
3	56.62	57.34	285.6
3.5	55.85	56.87	291.9
4	56.15	56.23	293.7
4.5	53.9	54.68	314.6

Tabela A.2 - Amostra longitudinal DP1000 de 0,8 mm de espessura

Distância (mm)	Diagonal #1	Diagonal #2	Dureza (HV)
0	54.75	55.55	304.9
0.5	54.3	56.49	302.2
1	56.33	56.53	291.2
1.5	54.38	56.2	303.3
2	55.18	56.16	299.2
2.5	56.75	57.62	283.6
3	56.77	56.73	287.9
3.5	55.59	56.64	294.4
4	55.13	56.76	296.3
4.5	55.04	54.80	307.4
5	56.05	56.63	292.2
5.5	56.31	56.91	289.3
6	54.95	56.63	297.9

Anexo B – Caracterização de Vickers

Tabela A.3 - Amostra transversal DP1000 de 1,0 mm de espessura

Distância (mm)	Diagonal #1	Diagonal #2	Dureza (HV)
0	56.46	58.13	282.4
0.5	52.13	53.54	332.2
1	53.25	55.35	314.5
1.5	52.04	54.26	328.2
2	52.30	53.95	328.5
2.5	51.94	53.50	333.7
3	52.59	54.43	323.8
3.5	52.25	54.29	326.8
4	53.54	54.99	314.9
4.5	55.58	57.91	287.9

Tabela A.4 - Amostra longitudinal DP1000 de 1,0 mm de espessura

Distância (mm)	Diagonal #1	Diagonal #2	Dureza (HV)
0	53.45	54.65	317.4
0.5	51.83	55.26	323.5
1	51.62	53.51	335.6
1.5	52.21	53.95	329.1
2	53.45	54.65	317.4
2.5	52.68	53.84	326.9
3	52.95	54.18	323.2
3.5	52.91	52.91	331.2
4	53.36	54.64	318.0
4.5	52.02	53.41	333.7
5	52.73	54.40	323.2
5.5	52.95	53.57	326.9
6	52.84	53.95	325.2

Anexo C – Caracterização de Vickers**Tabela A.5 - Amostra transversal DP1000 de 1,2 mm de espessura**

Distância (mm)	Diagonal #1	Diagonal #2	Dureza (HV)
0	57.58	58.48	275.4
0.5	56.31	57.66	285.5
1	56.41	57.74	284.7
1.5	54.97	56.45	298.7
2	55.83	57.48	288.9
2.5	56.76	57.57	283.8
3	56.84	57.83	282.1
3.5	56.21	56.98	289.4
4	56.65	58.02	282.1
4.5	56.97	58.34	279.0

Tabela A.6 - Amostra longitudinal DP1000 de 1,2 mm de espessura

Distância (mm)	Diagonal #1	Diagonal #2	Dureza (HV)
0	55.76	57.37	289.8
0.5	55.82	57.50	288.8
1	56.09	56.67	291.7
1.5	56.20	56.73	290.8
2	57.36	57.05	283.3
2.5	56.89	57.55	283.2
3	56.53	57.64	284.5
3.5	57.57	57.52	280.0
4	57.40	57.86	279.2
4.5	56.24	57.32	287.6
5	56.98	57.30	284.0
5.5	56.48	56.35	291.3
6	55.82	57.50	288.8

Anexo D – Caracterização de Vickers

Tabela A.7 - Amostra transversal da fratura DP1000 de 1,0 mm de espessura

Distância (mm)	Diagonal #1	Diagonal #2	Dureza (HV)
0	53.98	55.73	308.1
0.5	53.77	56.91	302.8
1	53.77	54.25	317.9
1.5	54.90	56.17	300.7
2	54.19	56.14	304.7
2.5	54.10	57.06	300.1
3	54.00	56.3	304.8
3.5	53.83	54.77	314.4
4	53.78	55.64	309.8
4.5	54.05	54.74	313.4
5	52.78	55.77	314.7
5.5	52.98	55.41	315.7

Tabela A.8 - Amostra longitudinal da fratura DP1000 de 1,0 mm de espessura

Distância (mm)	Diagonal #1	Diagonal #2	Dureza (HV)
0	55.38	57.67	290.2
0.5	54.41	56.06	303.8
1	53.88	55.6	309.4
1.5	53.59	55.25	313.1
2	54.55	54.76	310.4
2.5	53.91	54.39	316.2
3	52.47	54.37	324.9
3.5	54.38	55.64	306.4
4	54.72	56.08	302.1
4.5	53.33	54.89	316.7
5	53.78	55.45	310.9
5.5	54.28	54.89	311.2

Anexo E – Caracterização de Vickers

Tabela A.9 - Amostra perpendicular da fratura DP1000 de 1,0 mm de espessura

Distância (mm)	Diagonal #1	Diagonal #2	Dureza (HV)
0	51.84	53.02	337.3
0.5	52.02	53.2	335.0
1	51.97	53.36	334.3
1.5	51.66	53.16	337.5
2	52.01	52.12	342.0
2.5	50.34	52.8	348.6
3	51.71	53.33	336.2
3.5	52.12	53.17	334.5
4	53.11	51.5	339.0
4.5	51.66	53.16	337.5
5	52.97	53.11	329.6
5.5	51.95	53.31	334.7
6	51.87	52.56	340.1

Anexo F – Transformação de eixos de tempo para extensão

Código de Matlab

```
clear,clc
%
%Leitura dos ficheiros
ET = textread('Ensaio_Tração_Prensa.txt');
ECI = textread('Ensaio_CI.txt');
%
%Escrita das matrizes dos valores
t1 = ET(:,1);
t2 = ECI(:,1);
extm = ET(:,2);
extr = interp1(t1 , extm , t2 , 'spline' );
teste = [t2,extr]
%
%Criação do ficheiro de dados
fid = fopen('Resultados.txt','w');

for i = 1:size(teste,1)
    fprintf(fid,'%f \t %f \n',teste(i,:));
end
fclose(fid);
```