



**Bruno Joel dos  
Santos Filipe**

**Sensibilidade à mudança de trajetória de  
deformação no aço TWIP980**





**Bruno Joel dos  
Santos Filipe**

**Sensibilidade à mudança de trajetória de  
deformação no aço TWIP980**

Dissertação apresentada à Universidade de Aveiro para cumprimento dos requisitos necessários à obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica, realizada sob a orientação científica do Prof. Doutor António Manuel de Bastos Pereira, Professor Auxiliar do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de Aveiro e da Dr<sup>a</sup>. Marina Borodachenkova, Investigadora do Centro de Tecnologia Mecânica e Automação da Universidade de Aveiro.



## **o júri**

presidente

**Prof. Doutor Francisco José Malheiro Queirós de Melo**  
professor associado do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de Aveiro

**Prof. Doutor Fábio Jorge Pereira Simões**  
professor adjunto da Escola Superior de Tecnologia e Gestão - Instituto Politécnico de Leiria

**Prof. Doutor António Manuel de Bastos Pereira**  
professor auxiliar do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de Aveiro



## **agradecimentos**

Ao Professor Doutor António Bastos, pela orientação, disponibilidade, apoio, e motivação demonstrada ao longo deste trabalho.

À Dr<sup>a</sup>. Marina Borodachenkova, pela disponibilidade e paciência a ajudar na elaboração deste trabalho.

Ao José Sousa, pelo companheirismo mostrado na elaboração da componente prática deste trabalho.

Ao Professor Doutor Augusto Lopes, por ter disponibilizado o seu tempo e departamento, para me ajudar a complementar este trabalho.

Ao meu grupo de amigos, com os quais tive o prazer de partilhar estes anos da realização do curso.

À Catarina Carrilho, pela companhia e amizade mostrada no decorrer deste trabalho e curso.

Aos meus pais e irmão, que me permitiram concluir com sucesso esta etapa da minha vida.





## palavras-chave

aço, aço avançado de alta resistência, aço TWIP, mecanismo de deformação, maclação, microestrutura, ensaio de tração, tensão, deformação, anisotropia, coeficiente de Poisson, encruamento, mudança de trajetória, microscopia

## resumo

Resultante dos avanços tecnológicos, conseguiu-se obter um aço que elimina o paradigma de se aliar alta ductilidade e resistência mecânica. Assim foi desenvolvido durante a última década o aço TWIP, deformação induzida por maclação, tendo como principal mecanismo de deformação a maclação. Este presente trabalho teve como principal objetivo caracterizar o aço TWIP980 em três temáticas diferentes: química, mecânica e microestrutura.

Na primeira temática, a química, esta teve como objetivo encontrar a designação do aço TWIP em estudo. Sendo apenas conhecida a direção de laminação, RD, e a empresa que forneceu as chapas, a POSCO, o objetivo era obter a sua designação. Através da comparação das curvas de tração encontradas para o material em estudo, e conjuntamente, com as diversas curvas de tração de vários aços TWIP da empresa POSCO, realizou-se a comparação. Visto ter-se ficado reduzido a dois possíveis aços TWIP, foi através de uma análise à composição química, EDS - Espectroscopia da energia dispersa por raios-X, que se concluiu que o aço em estudo era o TWIP980.

Na caracterização mecânica, e através de ensaios de tração, foram estudadas propriedades como: o módulo de elasticidade, tensão limite elástico, ductilidade, anisotropia, coeficiente de encruamento e Poisson. Estas propriedades foram estudadas para três mudanças na trajetória de deformação e quatro pré-deformações em estudo. Assim estudou-se a alteração de trajetória para os ângulos a 0°, 45° e 90° em relação a RD, para as deformações de engenharia de 0%, 10%, 20% e 30%.

Por último, na análise à microestrutura, esta teve como objetivo obter valores para o tamanho de grão e de macla bem como as suas orientações cristalográficas. Também a densidade de deslocações e maclação para cada uma das 4 pré-deformações esteve em estudo. Estes parâmetros foram obtidos através de microscopia ótica, eletrónica de varrimento, MEV e eletrónica de transmissão, MET.



**keywords**

steel, advanced high strength steel, TWIP steel, mechanism of deformation, twinning, microstructure, tensile test, stress, strain, anisotropy, Poisson's ratio, hardening, changing trajectory, microscopy

**abstract**

The technological advances of the last decade allowed to create a steel without the constraints of aligning mechanical resistance and high ductility. This steel, named TWIP, Twinning induced plasticity, has twinning as the main deformation mechanism. The goal of this work was to characterize the aforementioned steel in three different areas: chemistry, mechanic and microstructure.

In the first thematic (chemistry), the main goal was to identify the denomination of the TWIP steel studied. The only known data from the steel was the rolling direction, RD, and the company name that provided the steel, POSCO. From this starting point, it was analysed the tensile tests of the studied material and compared with the tensile tests of the distinct TWIP sold by the company. From the previous study, it was discarded several steels, existing only two possible TWIP steels that matches the characteristics of the studied material. With a chemical analysis, EDS - Energy-dispersive X-rays spectroscopy, it was possible to conclude that the steel was the TWIP980.

The second tests (mechanical characterization) allowed to study different properties such as elasticity modulus, yield strength, ductility, anisotropy, Poisson and hardening coefficient of the steel. This study was achieved using several tensile tests. The tests based on three deformation trajectory change combined with pre-deformations settings. The deformation trajectory studied were at 0°, 45° and 90° regarding the RD and the engineer pre-deformations were at 0%, 10%, 20% and 30%.

Last, in what concerns microstructure, the objective was to gather the values for the grain and twin size and the respective crystallographic orientations. It was also subject of test the dislocation density and twinning for each of the four pre-deformation settings. These parameters were collected using microscopy, scanning electron, SEM and transmission electron, TEM.



---

# Índice

---

<b>Lista de figuras</b> .....	<b>iii</b>
<b>Lista de tabelas</b> .....	<b>ix</b>
<b>Lista de símbolos</b> .....	<b>xiii</b>
<b>1. Introdução</b> .....	<b>3</b>
1.1 Enquadramento.....	3
1.2 Objetivos.....	4
1.3 Guia de leitura.....	5
<b>2. Fundamentos teóricos</b> .....	<b>9</b>
2.1 Caraterísticas de deformação dos aços e sua evolução.....	9
2.2 Caraterísticas do aço TWIP .....	14
2.3 Estrutura cristalina.....	20
2.4 Ensaios efetuados em aço TWIP .....	23
2.5 Alteração na trajetória de deformação.....	25
2.6 Caraterização da mudança de trajetória de deformação.....	28
2.7 Ensaio de tração .....	31
2.8 Anisotropia .....	36
2.9 Coeficiente Poisson .....	41
<b>3. Procedimentos experimentais</b> .....	<b>45</b>
3.1 Preparação dos provetes e parâmetros usados nos ensaios de tração .....	45
3.2 Preparação das amostras para visualização ao microscópio ótico...	50
3.3 Visualização ao microscópio eletrónico de transmissão, <i>MET</i> das amostras .....	52
3.4 Preparação das amostras para visualização ao microscópio eletrónico de varrimento, <i>MEV</i> .....	53
3.5 Medição da temperatura no decorrer do ensaio de tração .....	56

---

<b>4. Resultados experimentais e análise - Ensaios mecânicos</b> .....	<b>59</b>
4.1 Apresentação do aço em estudo - TWIP980.....	59
4.2 Ensaios de tração para as pré-deformações 10%, 20% e 30% e posterior alteração na trajetória de deformação.....	64
4.3 Influência da carga e descarga numa pré-deformação imposta, na formação do patamar de cedência para provetes monotónicos .....	74
4.4 Propriedades mecânicas .....	80
4.5 Coeficiente de Poisson .....	84
4.6 Anisotropia .....	90
4.7 Obtenção do parâmetro $\alpha$ para tração+tração .....	97
<b>5. Resultados experimentais e análise - Microestrutura</b> .....	<b>101</b>
5.1 Análise à microestrutura de amostras não deformadas, pré-deformadas 10%, 20% e 30% e no ponto de força máxima através da visualização ao microscópio ótico.....	101
5.2 Análise à microestrutura de amostras não deformadas, pré-deformadas 10%, 20% e no ponto de força máxima através da visualização ao microscópio eletrónico de transmissão, <i>MET</i> .....	104
5.3 Análise à microestrutura de amostras não deformadas, pré-deformadas 10%, 20% e 30% e no ponto de força máxima através de microscopia eletrónica de varrimento, <i>MEV</i> .....	111
<b>6. Considerações finais</b> .....	<b>119</b>
6.1 Conclusões gerais .....	119
6.2 Perspetivas de trabalhos futuros.....	121
<b>Referências bibliográficas</b> .....	<b>125</b>
<b>ANEXOS</b> .....	<b>131</b>

## Lista de figuras

---

### Capítulo 1

Figura 1.1 - Mecanismos de deformação através de escorregamento de deslocações individuais entre planos (à esquerda) e de maclação (à direita) .....	3
--	---

### Capítulo 2

Figura 2.1 - Escorregamento através de deslocações individuais em planos cristalográficos selecionados (adaptado de Cardoso, 2014).....	11
Figura 2.2 - Representação da microestrutura de um aço TRIP (Souto, 2011) .....	12
Figura 2.3 - Mecanismo de maclação numa rede cristalina.....	13
Figura 2.4 - Esquema da formação de maclas e consequente dificuldade do deslizamento das deslocações, devido à redução do caminho médio eficaz das deslocações (De Cooman <i>et al.</i> , 2011).....	14
Figura 2.5 - Tensão limite de elasticidade, $\sigma_e$ , tensão máxima, $\sigma_{max}$ e deformação verdadeira para diferentes composições químicas dos aços TWIP (De Cooman <i>et al.</i> , 2011).....	15
Figura 2.6 - Relação entre limite de resistência e deformação total, ambas de engenharia, para vários tipos de aços (adaptado de WorldAutoSteel, 2009).....	16
Figura 2.7 - Micrografia de aço TWIP com 20% de teor de manganês em quatro níveis de deformação.....	19
Figura 2.8 - Arranjos atômicos de Bravais (adaptado de Fem, 2014).....	21
Figura 2.9 - Estrutura cristalina CFC típica de um aço TWIP (De Cooman <i>et al.</i> , 2011).....	22
Figura 2.10 - Exemplo de 3 planos atômicos numa célula cúbica (Castilho <i>et al.</i> , 2005).....	22
Figura 2.11 - Curvas tensão-deformação reais em tração do aço TWIP940, com $\dot{\epsilon}$ de $0,001 \text{ s}^{-1}$ para várias orientações do provete em relação à direção de laminação (Chung <i>et al.</i> , 2011).....	23
Figura 2.12 - Curva tensão-deformação de engenharia de Fe-18%Mn-0,6%C-1,5%Al onde se mostra a sensibilidade negativa à velocidade de deformação (De Cooman <i>et al.</i> , 2011).....	24

---

Figura 2.13 - Curva tensão-deformação de engenharia de Fe-18%Mn-0,6%C-1,5%Al do aço TWIP onde se mostra o retardar e a diminuição de serrilha na curva tensão deformação, com o aumento do teor de Al.....	24
Figura 2.14 - Esquema representativo dos três tipos típicos de comportamento mecânico, mediante alteração na trajetória de deformação (adaptado de Vieira, 1994). $\sigma$ é a tensão, $\varepsilon$ é a deformação e $\varepsilon_p$ é a deformação de recarga .....	25
Figura 2.15 - Efeito da pré-deformação no limite de deformação uniforme mediante a alteração da trajetória de deformação (Li <i>et al.</i> , 1991). $\varepsilon_u$ é a deformação uniforme.....	27
Figura 2.16 - Efeito de Bauschinger (Lopes, 2006) .....	27
Figura 2.17 - Representação dos sistemas de eixos $P=(x,y,z)$ e $P'=(x',y',z')$ , este obtido pela rotação do eixo $z=z'$ em torno de um ângulo $\theta$ .....	29
Figura 2.18 - Representação esquemática de um ensaio de tração (a); esquema de como a força de tração produz um alongamento e uma deformação linear num provete (b) (Cipriano, 2008) .....	32
Figura 2.19 - Gráfico típico de tensão-deformação de um metal submetido ao ensaio de tração .....	32
Figura 2.20 - Curva de ensaio de tração de um aço baixo carbono (adaptado de Cipriano, 2008) .....	34
Figura 2.21 - Representação esquemática das curvas tensão-deformação real/verdadeira e convencional/engenharia.....	35
Figura 2.22 - Origem da anisotropia, devido ao processo de laminação originando o alongamento dos grãos na direção de laminação (Ferrarini, 2004).....	37
Figura 2.23 - Representação do sistema de eixos ortotrópico numa chapa laminada (Souto, 2011) .....	38
Figura 2.24 - Conformação de 3 copos de chapas de material diferente (Ferrarini, 2004).....	40
Figura 2.25 - Anisotropia e orelhamento em função da variação do ângulo de laminação (Ferrarini, 2004).....	40
Figura 2.26 - Representação da evolução do coeficiente de Poisson, $\nu$ , na deformação elástica e plástica .....	42



### Capítulo 3

Figura 3.1 - Dimensões dos provetes ensaiados na Shimadzu UH-1000 kN X.....	45
Figura 3.2 - Esquema das direções 0°, 45° e 90° em relação a $RD$ , para os provetes pré-deformados .....	46
Figura 3.3 - Teste de tração realizado na máquina Shimadzu UH-1000 kN X.....	47
Figura 3.4 - Corte do provete pré-deformado 10% na guilhotina.....	48
Figura 3.5 - Dimensões dos provetes pré-deformados, ensaiados na Shimadzu AG-X plus 100 kN.....	48
Figura 3.6 - Teste de tração realizado na máquina Shimadzu AG-X plus 100 kN.	49
Figura 3.7 - Microscópio ótico Nikon Eclipse LV150 .....	50
Figura 3.8 - Polideira Rotopol-21 da marca Struers .....	51
Figura 3.9 - Máquina de polimento eletrolítico LetroPol-5 e de limpeza através de ultrassons.....	55
Figura 3.10 - $MEV$ usado para a visualização das amostras TWIP, nas diversas deformações .....	55
Figura 3.11 - Pistola de medição de temperatura por infravermelhos.....	56
Figura 3.12 - Teste de tração realizado na máquina Shimadzu AG-X plus 100 kN, com o objetivo de medir a temperatura do provete ao longo de ensaio .....	56

### Capítulo 4

Figura 4.1 - Aços TWIP comercializados e desenvolvidos ou em desenvolvimento da POSCO (NAM, 2013).....	60
Figura 4.2 - Gráfico tensão-deformação engenharia para provetes sem pré-deformação, $m$ , com o objetivo de obter a tensão máxima, $\sigma_{max}$ e deformação no ponto de força máxima, $A_{gt}$ .....	60
Figura 4.3 - Apresentação das curvas tensão-deformação para os aços TWIP apresentados na Figura 4.1, exceto o TWIP980 (NAM, 2013).....	61
Figura 4.4 - Gráfico tensão-deformação de engenharia para o aço TWIP980 ou Fe-18%Mn-0,6%C-1,5%Al (De Cooman <i>et al.</i> , 2011) .....	62
Figura 4.5 - Princípio de funcionamento da análise $EDS$ .....	63
Figura 4.6 - Espectro de energia dissipada, através de análise $EDS$ .....	64
Figura 4.7 - Tensão - deformação real e engenharia para as 3 pré-deformações realizadas.....	65

---

Figura 4.8 - Provete pré-deformado 10% .....	66
Figura 4.9 - Tensão - deformação verdadeira para os provetes não deformados, $m$ , nas 3 direções estudadas em relação à direção de laminação, $RD$ .....	67
Figura 4.10 - Tensão - deformação verdadeira para os provetes pré-deformados 10%, $p$ , nas 3 direções estudadas em relação à direção de laminação, $RD$ .....	68
Figura 4.11 - Tensão - deformação verdadeira para os provetes pré-deformados 20%, $q$ , nas 3 direções estudadas em relação à direção de laminação, $RD$ .....	69
Figura 4.12 - Tensão - deformação verdadeira para os provetes pré-deformados 30%, $t$ , nas 3 direções estudadas em relação à direção de laminação, $RD$ .....	70
Figura 4.13 - Tensão - deformação verdadeira para o provete monotónico a $0^\circ$ , $m$ , pré-deformado 10%, $p$ , 20%, $q$ e 30%, $t$ para cada uma das 3 direções em estudo até à força máxima .....	71
Figura 4.14 - Tensão - deformação verdadeira para o provete monotónico a $0^\circ$ , $m$ , pré-deformado 10%, $p$ , 20%, $q$ e 30%, $t$ para cada uma das 3 direções em estudo (análise da tensão limite de elasticidade).....	72
Figura 4.15 - Patamar de cedência para a pré-deformação 20% e 30% para a direção $0^\circ$ em relação a $RD$ .....	73
Figura 4.16 - Tensão - deformação real da carga e descarga para 10%, 20%, 30% e 40% de deformação de engenharia, de provetes não deformados, $m$ , para as direções $0^\circ$ , $45^\circ$ e $90^\circ$ em relação a $RD$ .....	75
Figura 4.17 - Evolução relativa do patamar de cedência, para as deformações de engenharia de 10%, 20%, 30% e 40% .....	76
Figura 4.18 - Histerese na carga e descarga para 10% de deformação de engenharia, para um provete monotónico na direção $0^\circ$ em relação a $RD$ .....	77
Figura 4.19 - Velocidade da máquina Shimadzu AG-X plus 100 kN, praticada ao longo do ensaio, para um provete pré-deformado 20%, $q$ , para a direção $0^\circ$ em relação a $RD$ .....	78
Figura 4.20 - Temperatura da superfície do provete ao longo do ensaio .....	79
Figura 4.21 - Influência do tempo de descarga na variação relativa do patamar de cedência, para as deformações de 10%, 20%, 30% e 40%, para as velocidades de descarga de 0,1 mm/min, 0,5 mm/min, 2 mm/min, 10 mm/min e 50 mm/min ....	80
Figura 4.22 - Método de cálculo do expoente de encruamento, $n$ .....	82

Figura 4.23 - Gráfico logaritmo da tensão verdadeira versus logaritmo da deformação verdadeira, para as 4 pré-deformações e 3 direções estudadas, com o objetivo de obter o  $n$  ..... 83

Figura 4.24 - Obtenção do coeficiente de Poisson no regime elástico,  $\nu$  ..... 85

Figura 4.25 - Comportamento do coeficiente de Poisson na zona plástica,  $\nu$ , para as 3 direções estudadas ..... 86

Figura 4.26 - Obtenção do coeficiente de Poisson na zona plástica,  $\nu$ , através da construção do gráfico  $\varepsilon_l$ - $\varepsilon_w$  para provetes monotónicos,  $m$ , e pré-deformados 10%,  $p$ , nas 3 direções estudadas em relação a  $RD$  ..... 88

Figura 4.27 - Obtenção do coeficiente de Poisson na zona plástica,  $\nu$ , através da construção do gráfico  $\varepsilon_l$ - $\varepsilon_w$  para provetes pré-deformados 20%,  $q$ , e pré-deformados 30%,  $t$ , nas 3 direções estudadas em relação a  $RD$  ..... 89

Figura 4.28 -  $r_x$ ,  $r_m$  e  $\Delta r$  para  $m$ ,  $p$ ,  $q$  e  $t$  através de medições do paquímetro ..... 92

Figura 4.29 - Obtenção do coeficiente de anisotropia,  $r$ , através da construção do gráfico  $\varepsilon_t$ - $\varepsilon_w$  para provetes monotónicos,  $m$ , e pré-deformados 10%,  $p$  ..... 93

Figura 4.30 - Obtenção do coeficiente de anisotropia,  $r$ , através da construção do gráfico  $\varepsilon_t$ - $\varepsilon_w$  para provetes pré-deformados 20%,  $q$  e pré-deformados 30%,  $t$  ..... 94

Figura 4.31 -  $r$ ,  $r_m$  e  $\Delta r$  para  $m$ ,  $p$ ,  $q$  e  $t$  para as direções  $0^\circ$ ,  $45^\circ$ ,  $90^\circ$ , através de medições do vídeo extensómetro ..... 96

Figura 4.32 - Evolução do valor do parâmetro  $\alpha$  para ensaios sequenciais de tração-tração uniaxial em função do ângulo  $\theta$ , para um  $r_m$  constante para cada deformação imposta ..... 97

## Capítulo 5

Figura 5.1 - Imagem ao microscópio ótico da amostra sem pré-deformação ..... 102

Figura 5.2 - Imagem ao microscópio ótico da amostra deformada 10% ..... 102

Figura 5.3 - Imagem ao microscópio ótico da amostra deformada 20% ..... 103

Figura 5.4 - Imagem ao microscópio ótico da amostra deformada 30% ..... 103

Figura 5.5 - Imagem ao microscópio ótico da amostra deformada até ao ponto de força máxima ..... 103

Figura 5.6 - Microestrutura da amostra sem deformação através de  $MET$  ..... 105

Figura 5.7 - Perfil de desorientação da macla resultante de tratamentos térmicos, da amostra sem deformação ..... 106

Figura 5.8 - Alta densidade de deslocações verificada perto das fronteiras de grão, para uma amostra sem pré-deformação através de <i>MET</i> .....	106
Figura 5.9 - Microestrutura da amostra com 10% de deformação através de <i>MET</i> .....	107
Figura 5.10 - Maclas devido à deformação de 10%, através de <i>MET</i> .....	107
Figura 5.11 - Perfil de desorientação da macla originada por deformação de 10% .....	108
Figura 5.12 - Maclas originada por deformação a 20% através de <i>MET</i> .....	108
Figura 5.13 - Microestrutura da amostra no ponto de força máxima através de <i>MET</i> .....	109
Figura 5.14 - Alta densidade de deslocações verificada no ponto de força máxima através de <i>MET</i> .....	109
Figura 5.15 - Maclas por deformação evidenciada no ponto de força máxima através de <i>MET</i> .....	110
Figura 5.16 - Densidade de deslocações para várias pré-deformações impostas....	110
Figura 5.17 - Microestrutura da amostra sem deformação, através de <i>MEV</i> .....	111
Figura 5.18 - Microestrutura da amostra com 10% de deformação, através de <i>MEV</i> .....	112
Figura 5.19 - Microestrutura da amostra com 20% de deformação, através de <i>MEV</i> .....	112
Figura 5.20 - Microestrutura da amostra com 30% de deformação, através de <i>MEV</i> .....	113
Figura 5.21 - Microestrutura da amostra no ponto de força máxima, através de <i>MEV</i> .....	113
Figura 5.22 - Microestrutura da amostra no ponto de força máxima, através de <i>MEV</i> .....	114
Figura 5.23 - Percentagem de grãos maclados nas deformações em estudo, através da visualização das imagens <i>MEV</i> .....	115

## Anexos

Figura A.1 - Influência do tempo de descarga, através da alteração da velocidade, na variação do patamar de cedência para as deformações de 10%, 20%, 30% e 40% .....	134
---	-----

## Lista de tabelas

---

### Capítulo 2

Tabela 2.1 - Cronograma da evolução dos aços avançados de alta resistência (adaptado de Gorni, 2009).....	11
Tabela 2.2 - Percentagem dos principais elementos da composição química dos aços TWIP .....	14
Tabela 2.3 - Geometria dos sistemas cristalinos (adaptado de Fem, 2014).....	20
Tabela 2.4 - Anisotropia do aço TWIP940 para cada orientação, $r_x$ , média, $r_m$ e planar, $\Delta r$ .....	23
Tabela 2.5 - Valores do parâmetro $\alpha$ para diferentes sequências de deformação, em metais isotrópicos (adaptado de Rauch <i>et al.</i> , 1992).....	30
Tabela 2.6 - Definições da nomenclatura usada na Figura 2.19 .....	32
Tabela 2.7 - Valores típicos do índice de anisotropia, $r$ , para alguns materiais (Malavolta, 2008) .....	41

### Capítulo 4

Tabela 4.1 - Elementos químicos maioritários dos aços TWIP900 e 980 .....	62
Tabela 4.2 - Deformação de engenharia entre os pontos 1-2, 3-4 e 5-6, para o provete pré-deformado 10% .....	66
Tabela 4.3 - Propriedades mecânicas avaliadas no ensaio tração para os provetes monotónicos, pré-deformados 10%, 20% e 30% para as 3 direções em estudo.....	81
Tabela 4.4 - Expoente de encruamento, $n$ , para determinados intervalos de deformações reais, para as 4 pré-deformações e 3 direções em estudo.....	84
Tabela 4.5 - Deformação na largura, $\varepsilon_w$ , longitudinal, $\varepsilon_l$ e coeficiente Poisson plástico, $\nu$ , no ponto de força máxima .....	87
Tabela 4.6 - Coeficiente de Poisson, $\nu$ , em cada ensaio através da construção do gráfico $\varepsilon_l$ - $\varepsilon_w$ , para os provetes monotónicos, $m$ , pré-deformados 10%, $p$ , 20%, $q$ e 30%, $t$ , para as direções 0°, 45° e 90° em relação a $RD$ .....	90
Tabela 4.7 - Valores de anisotropia: para cada direção, $r_x$ , média, $r_m$ , e planar, $\Delta r$ , através de medições do paquímetro .....	91

Tabela 4.8 - Valores de anisotropia: para cada direção,  $r_x$ , média,  $r_m$ , e planar,  $\Delta r$ , através dos valores do vídeo extensómetro .....95

## Capítulo 5

Tabela 5.1 - Densidade de deslocações para várias pré-deformações impostas ..... 111

## Anexos

Tabela A.1 - Medidas de largura e espessura iniciais e finais,  $w_0$ ,  $w$ ,  $e_0$ ,  $e$  respetivamente, de forma a obter anisotropia para cada direção estudada,  $r_x$ , média,  $r_m$  e planar,  $\Delta r$  para os provetes monotónicos,  $m$ ..... 131

Tabela A.2 - Medidas de largura e espessura iniciais e finais,  $w_0$ ,  $w$ ,  $e_0$ ,  $e$  respetivamente, de forma a obter anisotropia para cada direção estudada,  $r_x$ , média,  $r_m$  e planar,  $\Delta r$  para os provetes pré-deformados 10%,  $p$  ..... 131

Tabela A.3 - Medidas de largura e espessura iniciais e finais,  $w_0$ ,  $w$ ,  $e_0$ ,  $e$  respetivamente, de forma a obter anisotropia para cada direção estudada,  $r_x$ , média,  $r_m$  e planar,  $\Delta r$  para os provetes pré-deformados 20%,  $q$ ..... 131

Tabela A.4 - Medidas de largura e espessura iniciais e finais,  $w_0$ ,  $w$ ,  $e_0$ ,  $e$  respetivamente, de forma a obter anisotropia para cada direção estudada,  $r_x$ , média,  $r_m$  e planar,  $\Delta r$  para os provetes pré-deformados 30%,  $t$  ..... 132

Tabela A.5 - Tensão máxima ocorrida antes de efetuar cada descarga,  $\sigma_{max.carga}$ , tensão máxima obtida no patamar de cedência,  $\sigma_{max.recarga}$ , e a correspondente evolução relativa ao longo das deformações impostas para provetes monotónicos,  $m$ , e para a direção  $0^\circ$  em relação a  $RD$ ..... 132

Tabela A.6 - Tensão máxima ocorrida antes de efetuar cada descarga,  $\sigma_{max.carga}$ , tensão máxima obtida no patamar de cedência,  $\sigma_{max.recarga}$ , e a correspondente evolução relativa ao longo das deformações impostas para provetes monotónicos,  $m$ , e para a direção  $45^\circ$  em relação a  $RD$ ..... 132

Tabela A.7 - Tensão máxima ocorrida antes de efetuar cada descarga,  $\sigma_{max.carga}$ , tensão máxima obtida no patamar de cedência,  $\sigma_{max.recarga}$ , e a correspondente evolução relativa ao longo das deformações impostas para provetes monotónicos,  $m$ , e para a direção  $90^\circ$  em relação a  $RD$ ..... 132

Tabela A.8 - Tensão máxima ocorrida antes de efetuar cada descarga,  $\sigma_{max.carga}$ , tensão máxima obtida no patamar de cedência,  $\sigma_{max.recarga}$ , e a correspondente evolução relativa ao longo das deformações impostas para a direção 0° em relação a *RD* e para uma velocidade de descarga de 0,1 mm/min ..... 132

Tabela A.9 - Tensão máxima ocorrida antes de efetuar cada descarga,  $\sigma_{max.carga}$ , tensão máxima obtida no patamar de cedência,  $\sigma_{max.recarga}$ , e a correspondente evolução relativa ao longo das deformações impostas para a direção 0° em relação a *RD* e para uma velocidade de descarga de 0,5 mm/min ..... 133

Tabela A.10 - Tensão máxima ocorrida antes de efetuar cada descarga,  $\sigma_{max.carga}$ , tensão máxima obtida no patamar de cedência,  $\sigma_{max.recarga}$ , e a correspondente evolução relativa ao longo das deformações impostas para a direção 0° em relação a *RD* e para uma velocidade de descarga de 2 mm/min ..... 133

Tabela A.11 - Tensão máxima ocorrida antes de efetuar cada descarga,  $\sigma_{max.carga}$ , tensão máxima obtida no patamar de cedência,  $\sigma_{max.recarga}$ , e a correspondente evolução relativa ao longo das deformações impostas para a direção 0° em relação a *RD* e para uma velocidade de descarga de 10 mm/min ..... 133

Tabela A.12 - Tensão máxima ocorrida antes de efetuar cada descarga,  $\sigma_{max.carga}$ , tensão máxima obtida no patamar de cedência,  $\sigma_{max.recarga}$ , e a correspondente evolução relativa ao longo das deformações impostas para a direção 0° em relação a *RD* e para uma velocidade de descarga de 50 mm/min ..... 133

Tabela A.13 - Percentagem de grãos maclados por deformação, através da visualização das imagens *MEV*..... 133





## Lista de símbolos

---

A	Área instantânea
AHSS	Aços avançados de alta resistência - <i>Advanced high strength steel</i>
Al	Alumínio
ACOM/TEM	<i>Automated Crystal Orientation Mapping on TEM</i>
$A_0$	Área inicial
C	Carbono
CFC	Cúbica de faces centradas
CP	Fase-Complexa - <i>Complex-Phase</i>
DP	Aços Bifásicos - <i>Dual-phase</i>
E	Módulo de elasticidade ou Young
EDS	Espectroscopia da energia dispersa por raios-X - <i>Energy-dispersive X-rays spectroscopy</i>
EFE	Energia de falha de empilhamento
F	Força
FE	Compacidade
Fe	Ferrite
$F_{max}$	Ponto de força máxima
HC	Estrutura hexagonal compacta
HS	Alta resistência
HSLA	Alta resistência e baixa liga - <i>High strength low-alloy</i>
HSS	Aços de alta resistência - <i>High strength steel</i>
IF	Isentos de intersticiais - <i>Interstitial free</i>
MART	Martensítico
MET	Microscópio eletrônico de transmissão
MEV	Microscópio eletrônico de varrimento
Mn	Manganês
ND	Direção normal
RD	Direção de laminação - <i>Rolling direction</i>
Si	Silício
TD	Direção transversal
TRIP	Transformação induzida por deformação - <i>Transforming induced</i>

---

	<i>plasticity</i>
TWIP	Deformação induzida por maclação - <i>Twinning induced plasticity</i>
UHSS	Ultra aços de alta resistência - <i>Ultra high strength steel</i>

---

$d\varepsilon$	Tensor de deformação plástica direção seguinte
$d\varepsilon_p$	Tensor deformação plástica durante a pré-deformação
$e$	Espessura
$e_0$	Espessura inicial
$h$	Altura da parede estampada
$l$	Comprimento final
$l_0$	Comprimento inicial
$m$	Provetes monotónicos
$n$	Expoente de encruamento
$p$	Provetes pré-deformados 10%
$q$	Provetes pré-deformados 20%
$r$	Coefficiente de anisotropia ou de Lankford
$r_m$	Anisotropia média
rpm	Rotação por minuto
$r_x$	Anisotropia para uma direção x
$r_0$	Anisotropia na direção 0° em relação a <i>RD</i>
$r_{45}$	Anisotropia na direção 45° em relação a <i>RD</i>
$r_{90}$	Anisotropia na direção 90° em relação a <i>RD</i>
$t$	Provetes pré-deformados 30%
$w$	Largura
$w_0$	Largura inicial

---

$\alpha$	Grau de severidade com a mudança na trajetória de deformação
$\Delta r$	Anisotropia planar
$\Delta t$	Variação do tempo
$\varepsilon$	Deformação
$\varepsilon_e$	Deformação real segundo a espessura
$\varepsilon_l$	Deformação real longitudinal
$\varepsilon_u$	Deformação uniforme
$\varepsilon_v$	Deformação verdadeira
$\varepsilon_w$	Deformação real segundo a largura

---

$\dot{\varepsilon}$	Velocidade de deformação
$\theta$	Ângulo em relação a $RD$
$\nu$	Coefficiente de Poisson
$\sigma_e$	Tensão limite de elasticidade
$\sigma_e/\sigma_{max}$	Razão elástica
$\sigma_{max}$	Tensão máxima
$\sigma_{maxcarga}$	Tensão máxima antes de se efetuar cada descarga
$\sigma_{maxrecarga}$	Tensão máxima no patamar de cedência
$\sigma_v$	Tensão verdadeira ou real



---

# Capítulo 1

---

Introdução

---



# 1. Introdução

Neste capítulo faz-se um pequeno enquadramento do tema, sendo de seguida enunciados os objetivos do trabalho, e por fim apresenta-se uma breve descrição da organização deste documento.

## 1.1 Enquadramento

Foi durante a década de 90 que engenheiros do Instituto Max Plank e do Instituto do Aço da Alemanha, desenvolveram um novo tipo de aço avançado de alta resistência, *AHSS*. Nos aços convencionais o mecanismo de deformação mais comum é o escorregamento através de deslocações individuais em planos cristalográficos selecionados. Porém neste novo aço, o mecanismo maioritário de deformação é a maclação, ou seja, ocorre o corte da rede cristalina de um determinado grão, criando o chamado plano de maclação ou especular (Figura 1.1).

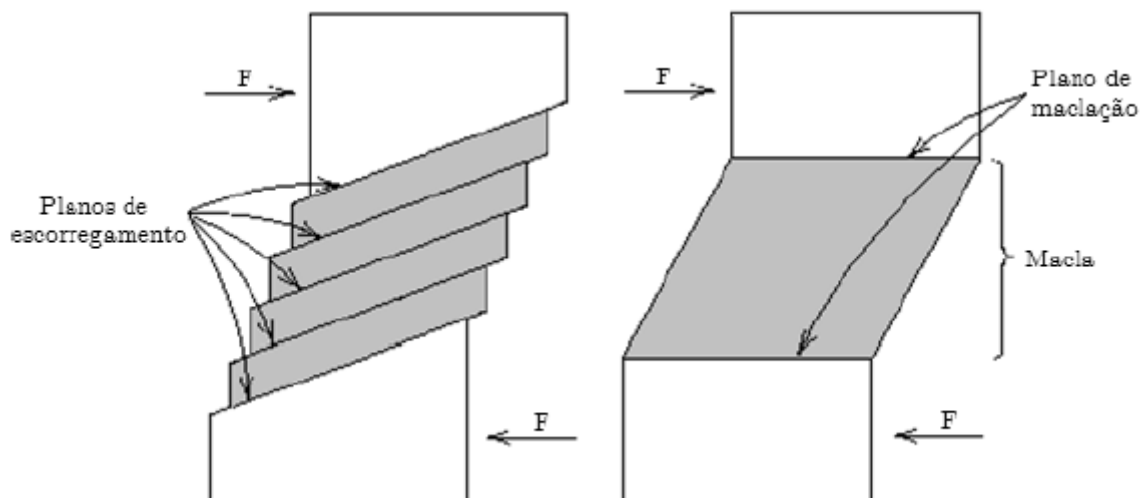


Figura 1.1 - Mecanismos de deformação através de escorregamento de deslocações individuais entre planos (à esquerda) e de maclação (à direita)

Devido ao aparecimento de maclas - *twins* durante o processo de deformação plástica, este aço ficou denominado por TWIP - Deformação induzida por maclação - *Twinning induced plasticity*.

Este aço eliminou o paradigma da impossibilidade de se aliar num aço, alta ductilidade e resistência mecânica, pois este aço atinge valores de deformação na ordem dos 60/70% e de resistência mecânica de 1200 MPa. O principal fator que distingue este aço dos convencionais é o alto teor em manganês entre 15% e 25%, promovendo o mecanismo de maclação. Consequentemente, estas características abrem novas oportunidades para a indústria automóvel.

## 1.2 Objetivos

---

Este trabalho teve como objetivo caracterizar o aço TWIP980 em três temáticas distintas: a mecânica, a microestrutura e a química.

Através de ensaios de tração uniaxial, propriedades como o módulo de elasticidade, tensão limite de elasticidade, tensão máxima admitida pelo material, deformação máxima, coeficiente de encruamento, entre outras são apresentadas e discutidas neste trabalho. Também se pretendeu identificar certas tendências verificadas, através de ensaios de tração uniaxial para o carregamento de provetes em diferentes direções, em relação à direção de laminação. O estudo do seu comportamento quando a trajetória de deformação é alterada, torna-se um fator importante para a melhor seleção de um material para uma determinada aplicação.

Estando o material caracterizado mecanicamente, pretendeu-se analisar a sua microestrutura. Esta análise tinha como objetivo, quantificar o número de maclas por deformação, densidade de deslocações por deformação e tamanho de macla e consequentemente a sua orientação cristalográfica.

Porém como vai ser enunciado neste trabalho, não se sabia que aço TWIP se estava a estudar, pois desconhecia-se a sua referência e consequentemente a sua composição química. Portanto através de ensaios de tração uniaxial e análise



química, realizada pelo processo de *EDS*, conclui-se que o aço TWIP que se estaria a estudar era o TWIP980.

### 1.3 Guia de leitura

---

O presente documento encontra-se dividido em seis capítulos, sendo neste presente capítulo apresentado uma breve introdução ao tema do trabalho e enunciados os principais objetivos a atingir.

No segundo capítulo apresenta-se as pesquisas efetuadas na bibliografia sobre o aço TWIP, com o objetivo de o enquadrar historicamente e realçar as suas principais propriedades. Também são apresentados os resultados de ensaios efetuados no aço TWIP, bem como o mecanismo de deformação presente neste material, o *Twinning induced plasticity* - Deformação induzida por maclação. Neste capítulo são ainda expostas as fórmulas usadas e a explicação física para cada propriedade mecânica estudada no capítulo 4 - Resultados experimentais e análise de resultados.

Segue-se o terceiro capítulo, onde são apresentados os procedimentos e parâmetros usados nas atividades experimentais realizadas neste trabalho.

A análise e exposição dos resultados experimentais do aço TWIP980 em estudo, provenientes dos ensaios de tração são apresentados no capítulo quatro. Propriedades mecânicas e algumas tendências, como por exemplo o aparecimento de um patamar de cedência na transição da zona elástica para plástica são comentados e discutidos. Também é neste capítulo, que se faz a explicação de como se chegou à conclusão que o aço que estaria em estudo era o TWIP980.

No quinto capítulo são apresentados os resultados obtidos a partir da análise microestrutural, efetuada às deformações em estudo do aço TWIP980. Características como o tamanho médio de grão e das maclas, orientação preferencial das maclas, percentagem de grãos maclados e densidade de deslocações por deformação são apresentados e comentados neste capítulo.

Por último, no sexto capítulo são apresentadas as considerações finais e propostas de trabalhos futuros.

---

# Capítulo 2

---

Fundamentos teóricos

---



## 2. Fundamentos teóricos

Este capítulo apresenta as pesquisas efetuadas na literatura sobre o aço TWIP, com o objetivo de enquadrar historicamente e realçar as suas propriedades, como são a alta resistência mecânica e a grande deformação comparativamente a outras ligas. Também são apresentados resultados de ensaios de tração uniaxial efetuados em aço TWIP, bem como o mecanismo de deformação presente neste material, o *Twinning induced plasticity* - Deformação induzida por maclação. Neste capítulo são ainda apresentadas as fórmulas usadas e a explicação física para cada propriedade mecânica estudada no capítulo 4 - Resultados experimentais e análise de resultados.

### 2.1 Características de deformação dos aços e sua evolução

---

O aço é uma liga de metal, criada através da fusão de vários materiais. Atualmente existem mais de 2500 tipos de aços, todos constituídos por ferro-gusa, este contendo o minério ferro e 3% de carbono. No alto-forno, este revestido externamente por um metal e internamente por um metal refratário, é retirado o ferro-gusa do minério ferro através de processos de fundição. Posteriormente este é processado em siderurgias, com o objetivo de obter aço com quantidades inferiores a 2% de carbono. Esta proporção baixa, dá origem a um material mais macio, sendo de mais fácil processamento. Por exemplo, no caso da carroçaria de um automóvel, sendo esta feita de aço, é importante combinar duas características: material elástico, com uma flexibilidade capaz de absorver a maior parte da energia do impacto e possuir uma estabilidade de forma a proteger os passageiros (André *et al.*, 2010).

Com este propósito, há poucos anos atrás, engenheiros do Instituto Max Planck e do Instituto do Aço da Alemanha, desenvolveram um novo tipo de aço que junta estas duas características. Este aço foi denominado por TWIP (*Twinning induced plasticity* - Deformação induzida por maclação).

Os aços podem ser classificados de várias formas, por exemplo, pela sua denominação metalúrgica. Deste modo, os aços podem agrupar-se em três conjuntos:

- Aços de baixa resistência – aço ao carbono e *interstitial free* (IF);
- Aços convencionais de alta resistência (*High strength steel* - HSS) – C-Mn, IF de alta resistência e *high strength low alloy* (HSLA);
- Aços avançados de alta resistência (*Advanced high strength steel* - AHSS) e Ultra aços de alta resistência (*Ultra high strength steel* - UHSS) - *Dual-phase* (DP), *Complex-phase* (CP), Ferrítico-bainíticos, Martensíticos, Transformação induzida por deformação - *Transformation induced plasticity* (TRIP) e TWIP.

A classe de aços AHSS possui uma elevada resistência mecânica e oferece uma relação resistência/conformação superior à dos aços de baixa resistência, sem afetar a ductilidade e o aumento da absorção de energia e melhorando a resistência ao impacto. Salienta-se que a principal diferença entre os aços convencionais HSS e os aços AHSS/UHSS é a sua microestrutura. Os aços HSS são inoxidáveis ferríticos de fase única, enquanto os aços AHSS/UHSS são essencialmente multifásicos que contêm ferrite, martensite, bainite e/ou austenite retida em quantidades suficientes para produzir propriedades mecânicas únicas (WorldAutoSteel, 2009).

O aço TWIP enquadra-se na classe de aços avançados de alta resistência mecânica. Esta classe de aço foi a resposta da siderurgia a questões impostas pelos seus clientes, órgãos ambientais e legislações governamentais referentes à segurança. A evolução deu-se de forma constante, embora com entraves intrínsecos da tentativa de se aliar boa conformabilidade com altos valores de resistência mecânica. A Tabela 2.1, apresenta a evolução histórica dos aços AHSS, sendo  $\sigma_{max}$  a tensão máxima de engenharia (Gorni, 2009).

Tabela 2.1 - Cronograma da evolução dos aços avançados de alta resistência (adaptado de Gorni, 2009)

Décadas	Aços	Caraterísticas
70 - 80	Aços microligados	$\sigma_{max} = 420 - 700$ MPa
	Aços refosforados	$\sigma_{max} = 400$ MPa
	Aços duplex	$\sigma_{max} = 750$ MPa
80 - 90	Aços DP	$\sigma_{max} = 450 - 980$ MPa
	Aços <i>bake hardening</i>	$\sigma_{max} = 360$ MPa
	Aços IF de alta resistência	$\sigma_{max} > 350$ MPa
90 - 00	Aços isotrópicos	$\sigma_{max} = 300 - 380$ MPa
	Aços TRIP	$\sigma_{max} > 600$ MPa
	Aços martensíticos	$\sigma_{max} = 600 - 1500$ MPa
	Aços CP	$\sigma_{max} = 800 - 1000$ MPa
00 - 14	Aços TWIP	$\sigma_{max} > 900$ MPa
	Aços 22MnB5	$\sigma_{max} > 1000$ MPa
	Aços Triplex	$\sigma_{max} > 1100$ MPa

Os aços podem deformar-se através de três mecanismos diferentes. O mecanismo mais comum, e que se verifica nos aços convencionais, explica-se através do escorregamento de discordâncias/deslocações individuais em planos cristalográficos selecionados, ocorrendo dessa forma a alteração de formato sem modificação da estrutura do cristal ou do volume do metal (Souto, 2011).

A Figura 2.1 representa a movimentação de uma deslocação através do cristal, consequência da aplicação de uma tensão de corte. Da primeira imagem para a segunda, o átomo isolado movimentou-se uma distância atômica para a direita. Com a constante aplicação de força, esta deslocação irá movimentar-se em etapas repetitivas, ocorrendo um plano de escorregamento de uma distância atômica, como é visível na 3ª imagem da Figura 2.1.

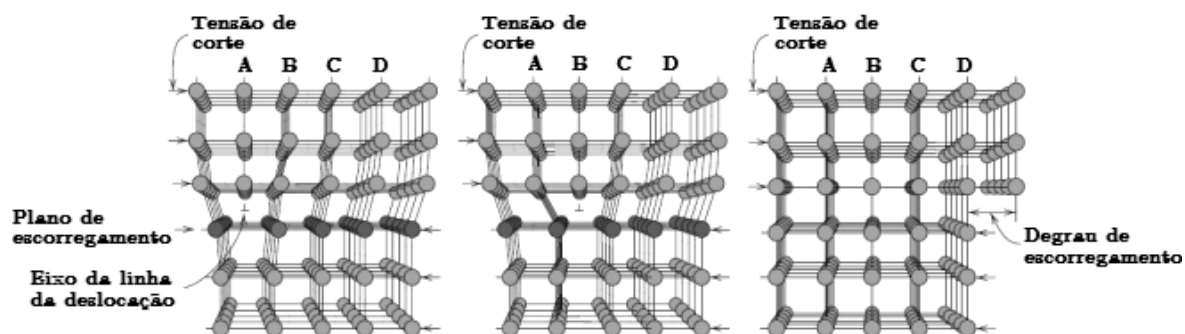


Figura 2.1 - Escorregamento através de deslocações individuais em planos cristalográficos selecionados (adaptado de Cardoso, 2014)

Este degrau de escorregamento é visível, quando se faz uma análise ao microscópio através de *MET*, originando linhas devido à diferença de planos atômicos, denominando-se deslocações sendo estudadas no subcapítulo 5.2.

O segundo mecanismo de deformação, conhecido como efeito TRIP consiste na transformação da austenite retida em martensite durante a deformação plástica. Contudo este mecanismo resulta não só na deformação plástica mas também na alteração da estrutura cristalina e na densidade do metal. Tal como nos aços TWIP, também nestes o seu mecanismo de deformação se dava essencialmente por TRIP, ficando denominados por esse nome. A Figura 2.2, esquematiza a microestrutura de um aço TRIP (Souto, 2011).

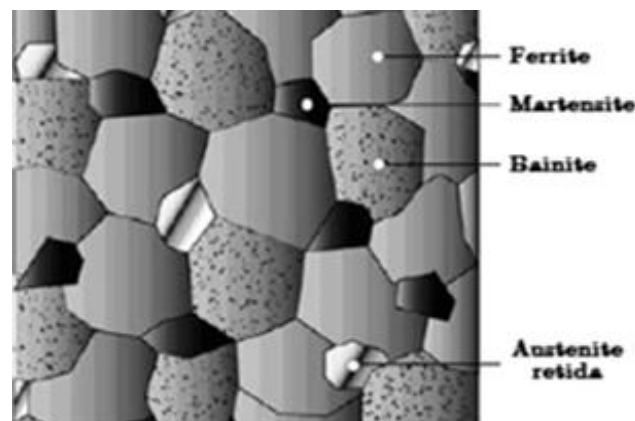


Figura 2.2 - Representação da microestrutura de um aço TRIP (Souto, 2011)

O terceiro modo de deformação, e o estudado neste trabalho, ocorre através de maclação mecânica e no qual a estrutura cristalina do aço é preservada, sendo a região maclada reorientada durante a deformação plástica. Este último mecanismo deu origem aos aços TWIP que são ligas ferrosas com elevado teor de elementos de liga e que apresentam deformação induzida por maclação (Souto, 2011).

Segundo Ferreira, R.A. (2010), a maclação é um dos mecanismos de deformação plástica de grande importância para os metais, embora este não seja o mais comum comparativamente ao escorregamento de planos. Na Figura 2.3 e para a estrutura cristalina CFC - Cúbica de face centrada, os planos  $\langle 111 \rangle$  que delimitam a região maclada são denominados por planos de maclação e, por se comportarem como um espelho também são conhecidos como planos especulares. Este mecanismo



ocorre em direções específicas denominadas de direções de maclação. Um papel importante da maclação é a mudança de orientação do cristal, permitindo a sua reorientação, segundo sistemas favoráveis à deformação por deslizamento.

Os fatores que favorecem a maclação são as baixas temperaturas e as altas taxas de deformação, devido a estas restringirem o deslizamento entre planos, facto que promove o aumento da tensão máxima suportada pelo material.

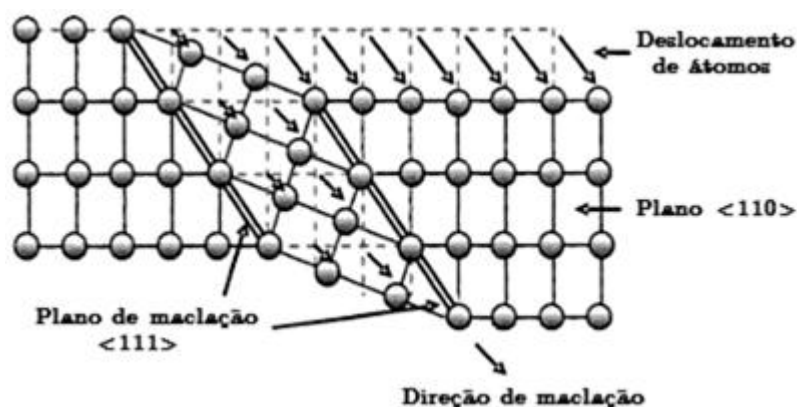


Figura 2.3 - Mecanismo de maclação numa rede cristalina

Dois grãos adjacentes podem não ter os seus planos cristalinos orientados na mesma direção. Quando este efeito acontece, uma discordância/deslocação que se está a movimentar dentro do grão encontra o contorno do grão adjacente. Contudo esta deslocação não vence com facilidade este obstáculo e retarda o seu movimento, ocorrendo um maior encruamento do material e conseqüentemente um aumento da resistência mecânica. Assim o aumento dos contornos de grãos, através da diminuição do tamanho de grão dificulta o movimento das deslocações. A diminuição do tamanho de grão, implica aumentar a área total de interface entre os grãos e portanto aumentar a resistência mecânica do material (Mélo, 2005).

Dois cientistas, Hall e Petch, trabalharam em dois temas diferentes, porém, chegaram à mesma relação matemática, retratada na equação 2.1.

$$\sigma = \sigma_0 + k \cdot d^{-1/2} \quad \text{Eq. 2.1}$$

Comprovando-se que a resistência mecânica do material,  $\sigma$ , depende do diâmetro dos grãos,  $d$ , sendo  $\sigma_0$  e  $k$  constantes do material. Esta relação, denominada por Hall-Petch pode ser adaptada para outros parâmetros físicos do material, que dependam diretamente do tamanho de grão na quantificação da magnitude das suas intensidades (Mélo, 2005).

Segundo De Cooman *et al.* (2011), o efeito TWIP deve-se principalmente a um efeito Hall-Petch dinâmico. A formação de maclas mecânicas - *twins* envolve a criação de novas orientações cristalinas, que reduzem progressivamente o caminho médio livre eficaz das deslocações, resultando num elevado encruamento do material. A Figura 2.4 apresenta, de forma esquemática, a redução do caminho eficaz das deslocações através da formação de maclas.

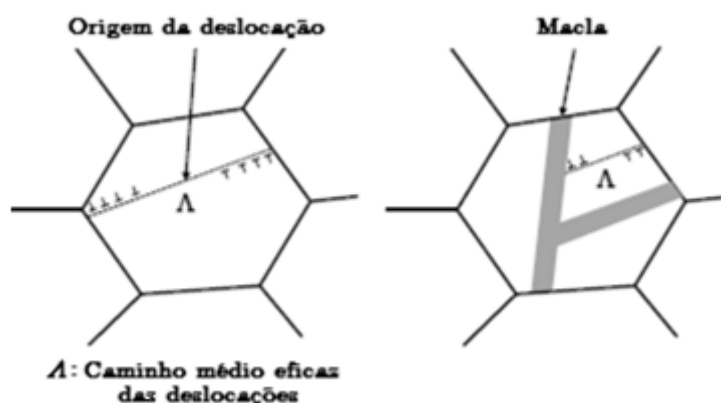


Figura 2.4 - Esquema da formação de maclas e consequente dificuldade do deslizamento das deslocações, devido à redução do caminho médio eficaz das deslocações (De Cooman *et al.*, 2011)

## 2.2 Características do aço TWIP

A Tabela 2.2, apresenta 4 exemplos da composição química do aço TWIP.

Tabela 2.2 - Percentagem dos principais elementos da composição química dos aços TWIP

	C	Mn	Si	Al
TWIP900	0,31	22,28	0,12	0,003
TWIP980	0,58	18,18	—	1,520
TWIP1000	0,58	22,48	0,25	0,004
Fe-20Mn-2Si-4Al	0,04	18,10	1,80	3,500

Os aços TWIP têm um teor de silício entre 0% e 3%, de alumínio a variar dos 0% aos 4% e de manganês de 15% a 25%. A elevada quantidade de manganês presente faz com que o aço TWIP seja austenítico à temperatura ambiente e, mesmo após a deformação plástica, este continue a ser, pois como já foi referido, a sua estrutura cristalina mantém-se inalterada (Gorni, 2009).

A Figura 2.5 evidencia algumas propriedades típicas dos diversos aços TWIP, tais como a tensão limite de elasticidade e a tensão máxima.

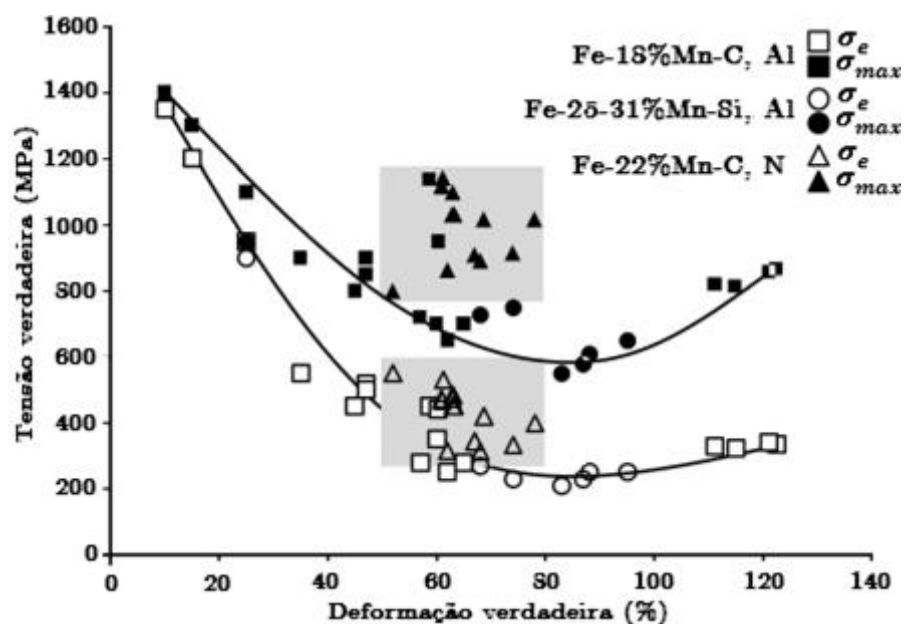


Figura 2.5 - Tensão limite de elasticidade,  $\sigma_e$ , tensão máxima,  $\sigma_{max}$  e deformação verdadeira para diferentes composições químicas dos aços TWIP (De Cooman *et al.*, 2011)

A Figura 2.6 permite analisar a relação entre a resistência mecânica e a ductilidade dos aços de baixa e alta resistência mecânica. Os aços de alta resistência caracteriza-se, normalmente, por ter uma tensão limite de elasticidade,  $\sigma_e$ , relativamente baixa, entre 200 a 300 MPa. Porém, em contrapartida, a tensão máxima,  $\sigma_{max}$ , pode chegar aos 1700 MPa. O coeficiente de encruamento é elevado permitindo uma grande deformação uniforme, sendo que a deformação total alcançada se situa entre 60% e 70% (WorldAutoSteel, 2009).

Enquadrando o aço TWIP nos aços de alta resistência, este foi patenteado em 1995, pela companhia de aço e ferro Pohang, POSCO, sediada na Coreia do Sul. Porém este aço esteve cerca de 10 anos em desenvolvimento, sendo que as

primeiras peças fabricadas foram para automóveis de diversas marcas e apresentadas em feiras internacionais entre os anos 2009 e 2013. A nomenclatura usada para identificar os diversos tipos de aço TWIP, consiste em diferenciar a tensão máxima de engenharia admitida ou em relação à sua composição química. Por exemplo neste trabalho o aço denomina-se por TWIP980, pois este admite uma tensão máxima de engenharia a rondar os 980 MPa. Também este aço podia ser denominado por Fe-18Mn-1,5Al-0,6C, representando que este aço contém 18% de manganês, 1,5% de alumínio e 0,6% de carbono.

A posição do aço TWIP, de acordo com a Figura 2.6, mostra que este aço quebra o paradigma entre a possibilidade de se possuir alta resistência mecânica e ductilidade. Naturalmente esta característica abre uma grande perspectiva no desenvolvimento de aços para a indústria automóvel. Os seus valores de resistência são elevados, embora não se destaquem das ligas ferrosas. A maior relevância deste aço é mesmo a sua elevada ductilidade em comparação com ligas ferrosas e até materiais poliméricos (Gorni, 2009).

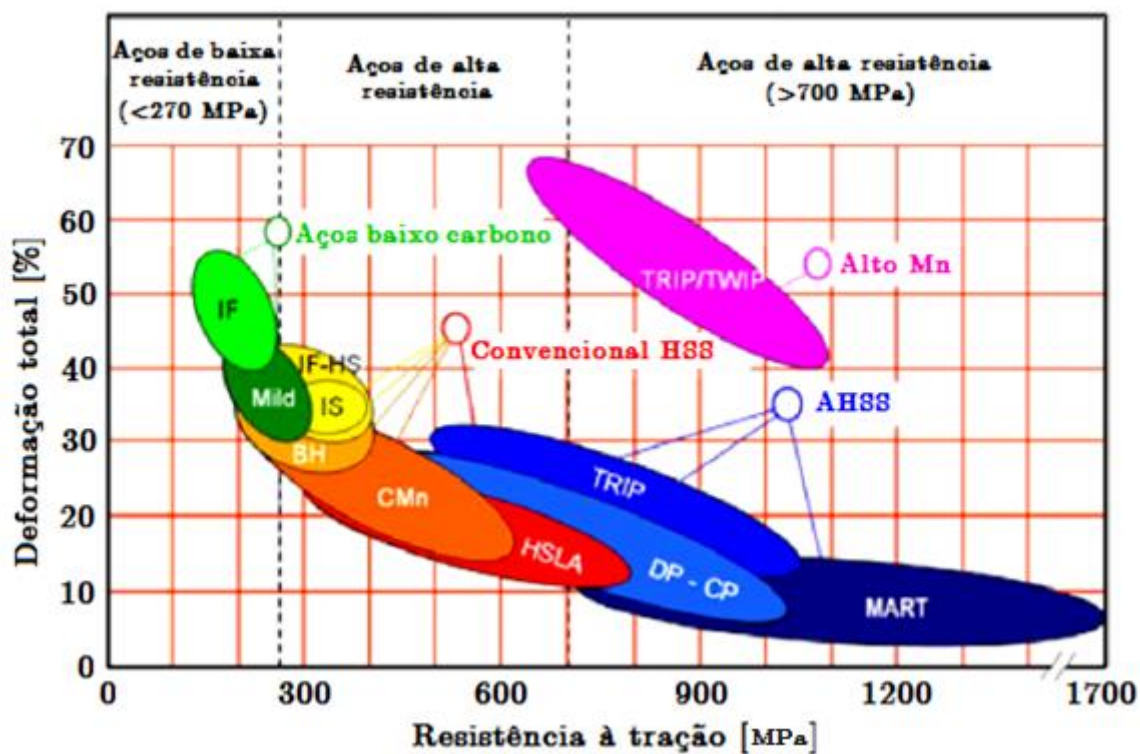


Figura 2.6 - Relação entre limite de resistência e deformação total, ambas de engenharia, para vários tipos de aços (adaptado de WorldAutoSteel, 2009)

O aço TWIP, por ser austenítico, possui alta tenacidade à temperatura ambiente. De facto, o mecanismo de deformação TWIP, é muito interessante comparativamente a outros mecanismos, pois aumenta simultaneamente a resistência mecânica e a ductilidade dos aços. A austenite mantém-se estável após a deformação, à temperatura ambiente, pois sofre apenas maclação mecânica, sendo que a estrutura cristalina do aço é preservada e a região maclada é reorientada durante a deformação plástica, devido à deformação induzida por maclação (Gorni, 2009).

Os aços TWIP apresentam um conjunto de propriedades bastante atrativas, nomeadamente: boa conformação, elevada resistência ao impacto, elevada tenacidade e ductilidade. O facto de serem austeníticos permite que mantenham a sua elevada tenacidade e ductilidade a temperaturas criogénicas. Além disso, têm um elevado potencial para aumentar a segurança nos automóveis, através da absorção do impacto, pois esta chega a ser o dobro dos aços convencionais. Apresentam também um bom comportamento à fadiga, que é superior a alguns aços inoxidáveis austeníticos e comparável aos aços *dual-phase* (Bhadeshia, 2013).

Atualmente existe a necessidade da indústria automóvel combinar materiais de alta conformabilidade, alta resistência mecânica e baixo peso específico, com o objetivo de diminuir o consumo de combustível, redução da emissão de gases e aumentar a segurança dos passageiros. Assim foi neste contexto que surgiu o aço TWIP. A sua estrutura austenítica é mantida durante todo o processo de deformação plástica, que pode atingir valores muito elevados (cerca de 70% de deformação) devido à formação de maclas no interior dos grãos. Estas maclas funcionam como contornos dos grãos agindo como barreiras para a origem e movimentação de deslocações. A maclação origina uma estrutura mais refinada e assim proporciona uma grande deformação total, uma boa resistência mecânica e uma grande capacidade de absorção de energia (Duarte *et al.*, 2010).

Os valores responsáveis pela grande capacidade de encruamento estão relacionados com a baixa energia de falha de empilhamento, *EFE*, originada pela fase austenítica. O valor da *EFE* controla a facilidade com que as deslocações realizam escorregamento em planos, de modo que quanto menor for, mais facilmente se

formam as falhas de empilhamento e mais difícil se torna o escorregamento. Este aspeto favorece a maclação mecânica, em relação ao movimento de deslocações através do escorregamento entre planos, como mecanismo de deformação plástica do material (Spindola *et al.*, 2010).

O efeito TWIP como foi referido ocorre em austenite estável, onde a energia de falha de empilhamento é aproximadamente  $0,025 \text{ J/m}^2$ . Para valores inferiores a  $0,020 \text{ J/m}^2$  existe uma maior probabilidade da austenite se transformar em martensite quando sujeita a deformação. Este aumento da *EFE* deve-se ao alto teor de manganês na presença do alumínio. O manganês é um elemento estabilizador da austenite que inibe a formação de ferrite, enquanto o alumínio aumenta a energia de falha de empilhamento, o que resulta na formação de maclas durante a deformação. É a inexistência de formação de martensite, resultante da existência de silício, durante a deformação que proporciona a este material propriedades mecânicas diferenciadas e com aplicações importantes em processos de fabrico, como a estampagem usada na indústria automóvel. A alta taxa de encruamento durante a deformação contribui para a sua rápida recristalização. Por sua vez, a falta de orientação preferencial dos grãos ou regiões da estrutura e a formação de subgrãos, devido à deformação, aceleram este processo (Duarte *et al.*, 2010).

A recristalização é a formação de uma nova estrutura de grão no material deformado, através da formação e migração dos limites dos grãos. Consequentemente, a recristalização é o processo que ocorre quando grãos livres de deslocações são formados em detrimento dos antigos grãos deformados, originando uma nova microestrutura com baixa densidade de deslocações.

A Figura 2.7 mostra quatro imagens, ao microscópio, da microestrutura do aço TWIP com 0% de deformação, a), 3% de deformação, b), 30% de deformação, c) e na rotura, d). Na Figura 2.7b) são evidenciados dois tipos de maclas: (i) as obtidas por recozimento - *annealing twins*, provocadas pelo tratamento térmico durante o fabrico das chapas, ou seja, antes do fabrico das amostras; e (ii) as obtidas por deformação - *deformation twins*, provocadas pelas tensões que foram impostas ao

material, como é o caso do ensaio de tração uniaxial. Nas amostras deformadas a 30% a alteração microestrutural é visível, tendo os grãos sido orientados na direção de tração (direção vertical da folha). Neste caso são notórias muitas maclas obtidas por deformação. No final do ensaio, em d), a estrutura está totalmente orientada com a direção de tração (Gallot, 2011).

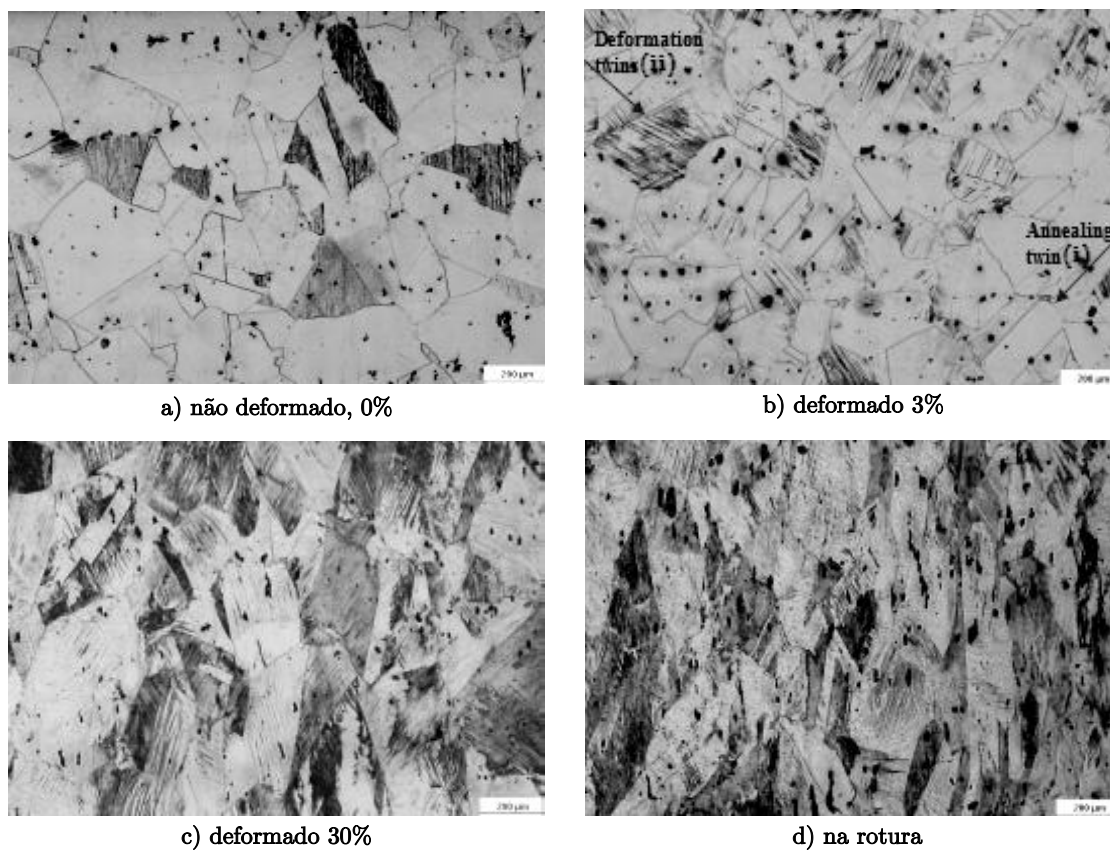


Figura 2.7 - Micrografia de aço TWIP com 20% de teor de manganês em quatro níveis de deformação

## 2.3 Estrutura cristalina

A estrutura física dos materiais sólidos depende principalmente do arranjo estrutural dos seus átomos, iões ou moléculas. Sendo os materiais metálicos, os mais usados na engenharia, estes exibem um arranjo geométrico dos seus átomos bem definido, denominada por estrutura cristalina. Um material cristalino, é caracterizado por apresentar uma organização dos seus átomos, iões ou moléculas, repetindo-se nas 3 dimensões. Os arranjos atômicos num sólido cristalino podem ser descritos usando, como referência os pontos de interseção das linhas da rede cristalina das 3 dimensões. Num cristal ideal, o arranjo desses pontos em torno de um ponto em particular, deve ser igual ao arranjo em torno de qualquer outro ponto da rede cristalina. Assim um conjunto de átomos que formam um padrão repetitivo, representativo da estrutura cristalina é denominado por célula unitária.

Deste modo com a atribuição de valores específicos, como parâmetros axiais e angulares interaxiais, descreve-se as diversas naturezas das células unitárias. O estudo da estrutura cristalina interna dos materiais, é caracterizado em 7 arranjos atômicos básicos, representando todas as estruturas de qualquer substância conhecida. Na Tabela 2.3 e Figura 2.8, são mostrados as características desses arranjos (Fem, 2014).

Tabela 2.3 - Geometria dos sistemas cristalinos (adaptado de Fem, 2014)

Sistemas	Eixos	Ângulos axiais
Cúbico	$a=b=c$	Todos os ângulos = $90^\circ$
Tetragonal	$a=b \neq c$	Todos os ângulos = $90^\circ$
Ortorrômbico	$a \neq b \neq c$	Todos os ângulos = $90^\circ$
Monoclínico	$a \neq b \neq c$	2 ângulos = $90^\circ$ 1 ângulo $\neq 90^\circ$
Triclínico	$a \neq b \neq c$	Todos os ângulos diferentes e nenhum igual a $90^\circ$
Hexagonal	$a \neq c$	3 ângulos = $90^\circ$ 1 ângulo = $120^\circ$
Romboédrico	$a=b=c$	Todos os ângulos iguais mas diferentes de $90^\circ$

Os 7 arranjos atômicos enunciados anteriormente definem 7 sistemas cristalinos pelo que A. J. Bravais derivou estes em 14 células unitárias, permitindo descrever



qualquer estrutura cristalina possível. As 14 células unitárias de Bravais são ilustradas na Figura 2.8 (Fem, 2014).

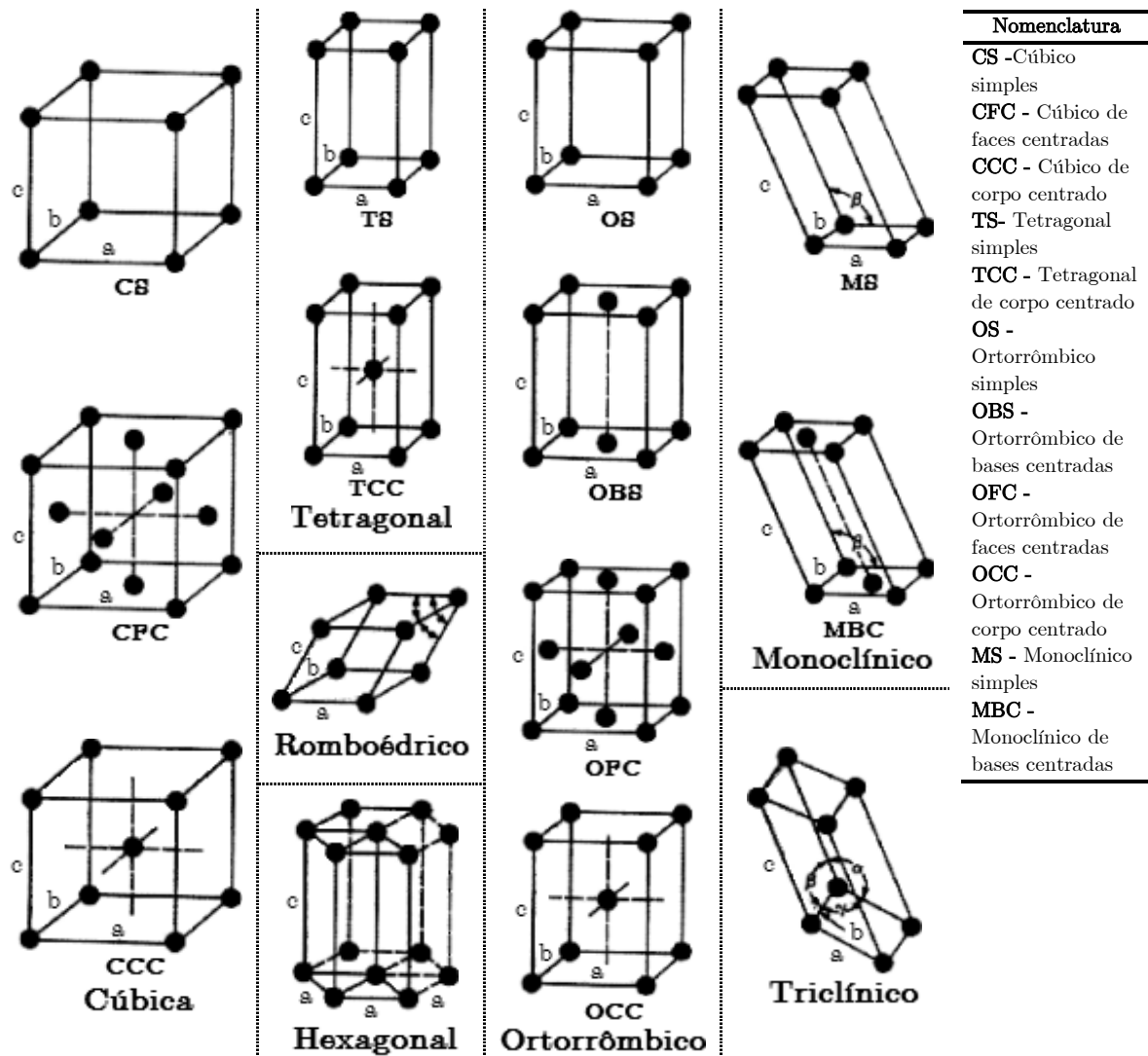


Figura 2.8 - Arranjos atômicos de Bravais (adaptado de Fem, 2014)

O aço TWIP caracteriza-se por ter uma estrutura cristalina de faces centradas. Nesta célula unitária de rede CFC, existe um nó da rede em cada vértice do cubo e um nó no centro de cada uma das faces do cubo.

Segundo De Cooman *et al.*, 2011, o arranjo mais provável de Mn-carbono num aço Fe-Mn-C, TWIP, consiste num átomo de carbono e um átomo de Mn, conforme a Figura 2.9.

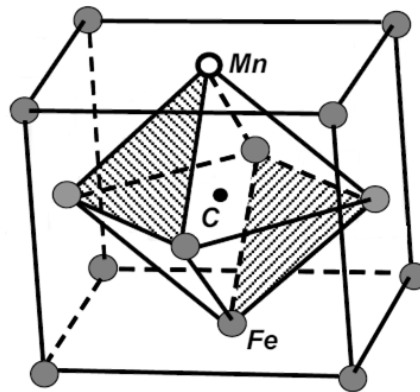


Figura 2.9 - Estrutura cristalina CFC típica de um aço TWIP (De Cooman *et al.*, 2011)

Neste tipo de rede cristalina os átomos são empilhados da forma mais compacta possível, sendo a sua compacidade,  $FE$ , de 0,74. A compacidade, representada na equação 2.2, tem como objetivo classificar o nível de ocupação dos átomos numa estrutura cristalina.

$$FE = \frac{N \cdot V_a}{V_c} \quad \text{Eq. 2.2}$$

onde  $N$  é o número de átomos que efetivamente ocupam a célula,  $V_a$ , o volume do átomo e  $V_c$  o volume da célula unitária (Fem, 2014).

Em alguns casos é importante definir planos atômicos dentro da estrutura cristalina. O sistema de notação usado para identificar os planos cristalinos, são os índices de Miller. Segundo esta convenção, num cristal de estrutura cúbica, os planos planos correspondentes às faces do cubo são os planos,  $\langle 100 \rangle$ ,  $\langle 010 \rangle$  e  $\langle 001 \rangle$ . Consequentemente, de forma exemplificativa o plano  $\langle 111 \rangle$  corresponde à diagonal do cubo, como é ilustrado na Figura 2.10 juntamente com outros 2 exemplos de planos atômicos (Castilho *et al.*, 2005).

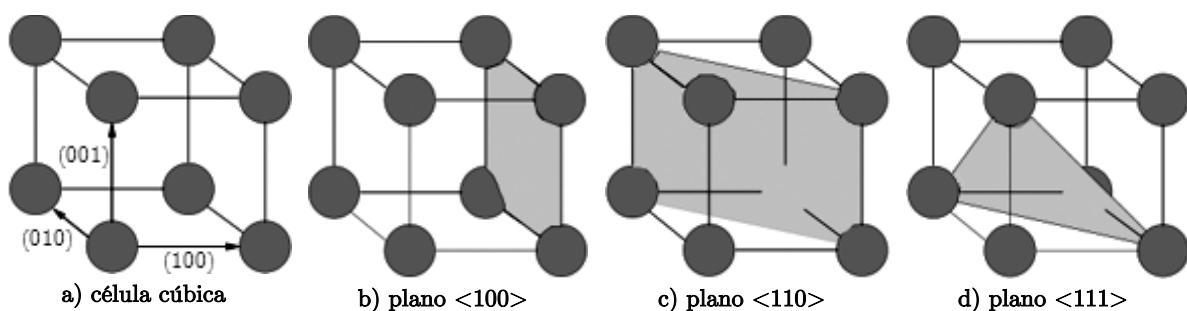


Figura 2.10 - Exemplo de 3 planos atômicos numa célula cúbica (Castilho *et al.*, 2005)

## 2.4 Ensaios efetuados em aço TWIP

A Figura 2.11 mostra as curvas de tensão-deformação real obtidas em tração para provetes orientados a  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$  com a direção de laminação - *rolling direction*,  $RD$ , em aço TWIP940 (Chung *et al.*, 2011). Foi usada uma velocidade de deformação,  $\dot{\epsilon}$ , constante de  $0,001 \text{ s}^{-1}$ . Este material apresentou um módulo de elasticidade,  $E$ , de 190 GPa e um coeficiente de Poisson,  $\nu$ , de 0,29.

A Tabela 2.4 apresenta os resultados da anisotropia encontrados para o aço TWIP940, segundo o mesmo autor.

Tabela 2.4 - Anisotropia do aço TWIP940 para cada orientação,  $r_x$ , média,  $r_m$  e planar,  $\Delta_r$  (Chung *et al.*, 2011)

$r_0$	$r_{45}$	$r_{90}$	$r_m$	$\Delta_r$
0,816	1,188	1,339	1,133	-0,111

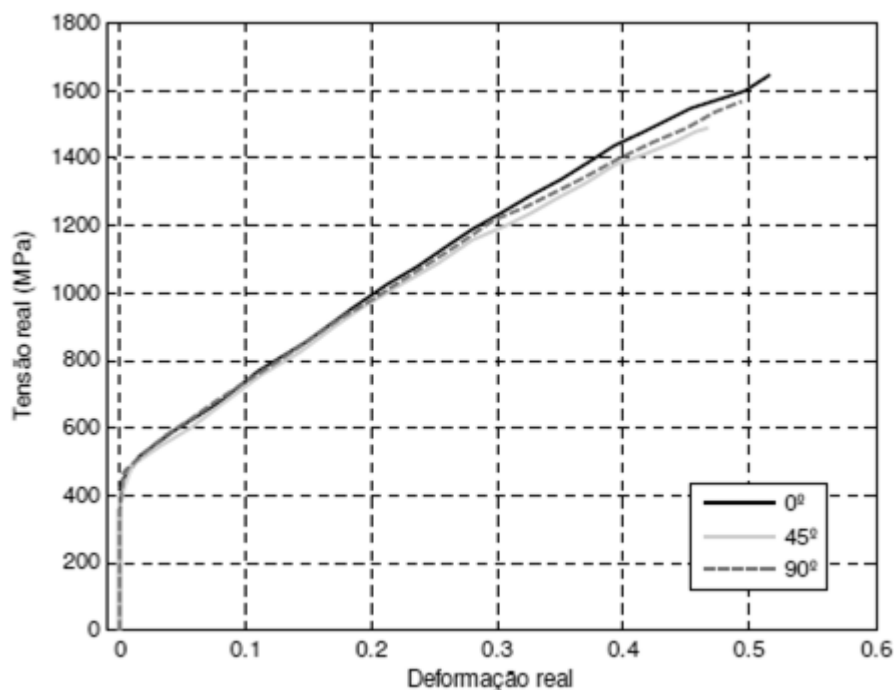


Figura 2.11 - Curvas tensão-deformação reais em tração do aço TWIP940, com  $\dot{\epsilon}$  de  $0,001 \text{ s}^{-1}$  para várias orientações do provete em relação à direção de laminação (Chung *et al.*, 2011)

O aço TWIP Fe-18%Mn-0,6%C-1,5%Al tem uma sensibilidade negativa à velocidade de deformação (Figura 2.12), ou seja, contrariamente ao que acontece com um aço macio, no qual o aumento da velocidade de deformação se traduz em

um acréscimo da tensão admitida pelo material, aqui acontece o oposto (De Cooman *et al.*, 2011).

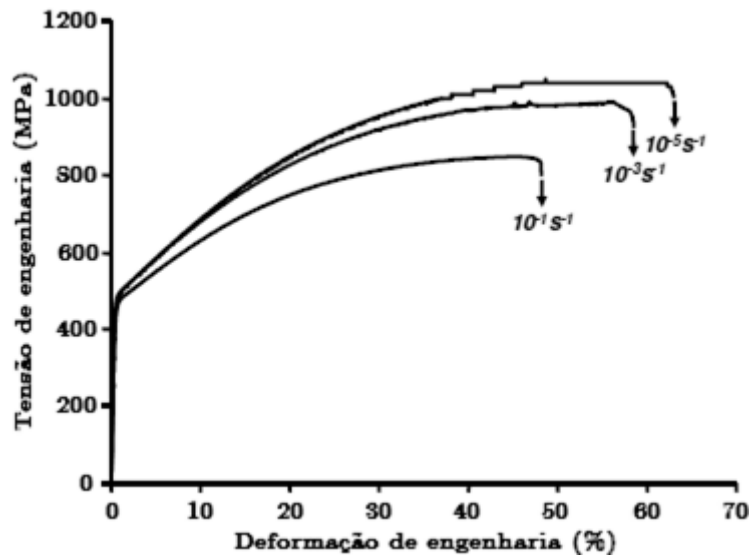


Figura 2.12 - Curva tensão-deformação de engenharia de Fe-18%Mn-0,6%C-1,5%Al onde se mostra a sensibilidade negativa à velocidade de deformação (De Cooman *et al.*, 2011)

As curvas tensão-deformação podem apresentar um serrilhado, com o aumento da deformação, esta que é evitada com o aumento do teor de *Al*, como é representado na Figura 2.13.

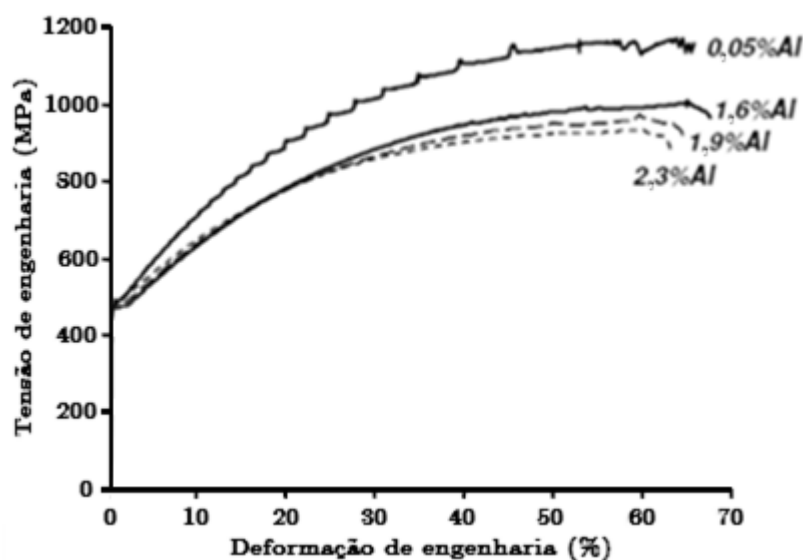


Figura 2.13 - Curva tensão-deformação de engenharia de Fe-18%Mn-0,6%C-1,5%Al do aço TWIP onde se mostra o retardar e a diminuição de serrilha na curva tensão-deformação, com o aumento do teor de *Al* (De Cooman *et al.*, 2011)

## 2.5 Alteração na trajetória de deformação

Durante o processo de deformação plástica, um material pode ser submetido a sequências diversificadas de carregamentos, podendo ser tracionado, comprimido, torcido, flexionado, entre outros, alterando a trajetória de deformação. Como consequência dessa variação nos modos de carregamento, por exemplo, o material irá experimentar alterações nas características do encruamento. Considerando que esta propriedade é de fundamental importância para se avaliar diversos aspectos de conformação de um material, o estudo do seu comportamento quando a trajetória de deformação é alterada torna-se um fator importante para a melhor seleção de um material para uma determinada aplicação. Habitualmente, a mudança na trajetória de deformação durante a deformação plástica origina 3 tipos de efeitos na curva de tensão-deformação. Este efeito pode-se ver na Figura 2.14, na transição entre o regime elástico e plástico (Lopes, 2006).

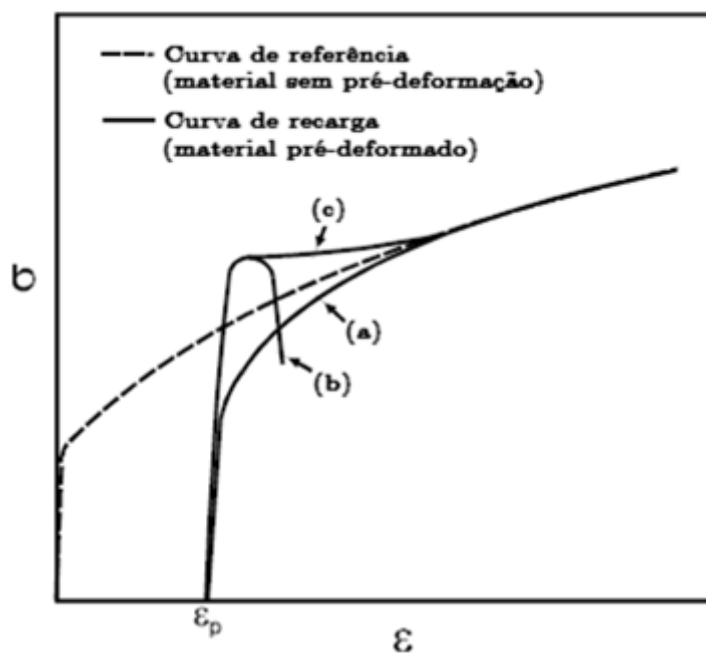


Figura 2.14 - Esquema representativo dos três tipos típicos de comportamento mecânico, mediante alteração na trajetória de deformação (adaptado de Vieira, 1994).  $\sigma$  é a tensão,  $\varepsilon$  é a deformação e  $\varepsilon_p$  é a deformação de recarga

A curva (a) apresenta uma tensão limite de elasticidade menor comparativamente à curva do material sem pré-deformação, acompanhada por um aumento de encruamento sendo um efeito típico, embora não exclusivo, em materiais sujeitos a

testes com inversão do sentido de deformação, denominados testes de Bauschinger, pelo que a deformação uniforme tem tendência para aumentar. De facto, a resposta do material a uma alteração da trajetória de deformação de  $0^\circ$  para  $90^\circ$ , por exemplo, como se verá mais à frente, no subcapítulo 4.2, também revela uma curva do tipo (a).

As curvas (b) e (c) mostram casos em que a tensão limite de elasticidade durante a recarga, apresenta valores maiores do que no material de referência (sem pré-deformação). Naturalmente, o encruamento apresentado por este tipo de curvas é menor que o da curva de referência. Na curva (c) o material apresenta um valor de tensão máxima semelhante à da curva de referência. Já a curva (b) representa a situação em que o material exibe um amaciamento durante a fase inicial de recarga, levando a uma rotura prematura. Este amaciamento e conseqüente rotura, pode ser originado devido que a recarga ocorrida, deu-se a uma deformação próxima da tensão máxima admitida pelo material. Dependendo do valor de pré-deformação e do ângulo praticado entre a pré-deformação e a recarga, o material pré-deformado pode apresentar qualquer um dos comportamentos representados pelas curvas (a), (b) ou (c) (Vieira, 1994).

As mudanças ocorridas com o encruamento do material, vão afetar aspetos como a ductilidade, expressa pela deformação uniforme e total, que se podem analisar em testes de tração, ocasionando, em alguns casos, atraso no início da instabilidade plástica ou uma limitação da deformação uniforme, constituindo um fator limitante na conformação do material (Rauch *et al.*, 1992).

Li e Bate (1991), num trabalho sobre os efeitos da mudança na trajetória de deformação, verificaram que a tensão máxima e a taxa de encruamento são dependentes da quantidade da pré-deformação e de como se varia o modo de deformação. Foi estudada a influência deste efeito para o alumínio quando submetido a deformações em tração para diferentes sequências de carregamento,  $45^\circ/90^\circ$  e  $90^\circ/45^\circ$ , que apresentaram um comportamento distinto. De facto, na Figura 2.15, pode-se analisar que o valor de deformação máxima uniforme,  $\epsilon_u$ , é menor quando o material é solicitado na sequência  $45^\circ/90^\circ$  do que na  $90^\circ/45^\circ$ . Uma razão para este efeito consiste no facto do material ter maior encruamento na

direção  $45^\circ$ , ou seja, conseguindo suportar uma maior deformação uniforme comparativamente à segunda recarga efetuada a  $90^\circ$ .

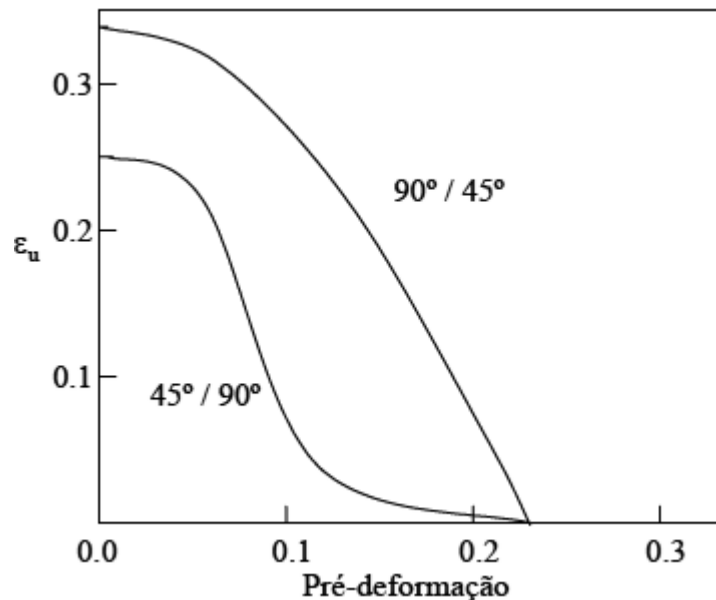


Figura 2.15 - Efeito da pré-deformação no limite de deformação uniforme mediante a alteração da trajetória de deformação (Li e Bate, 1991).  $\epsilon_u$  é a deformação uniforme

De facto, quando o metal é deformado até ao ponto O (Figura 2.16), descarregado e carregado imediatamente na direção oposta, como é o caso de tração uniaxial seguida por um ensaio de compressão, observa-se que a tensão limite de elasticidade neste último ensaio é menor que o valor da tensão no primeiro ensaio. Na verdade, em recarga, o valor da tensão limite de elasticidade é função do valor da pré-deformação e do tipo de mudança na trajetória de deformação. Quando na segunda trajetória de deformação se ativam os mesmos sistemas de escorregamento em sentido oposto ao da primeira trajetória, a tensão de recarga tende a diminuir. Esta diminuição da tensão limite de elasticidade após uma pré-deformação numa dada direção oposta é denominado efeito de Bauschinger (Lopes, 2006).

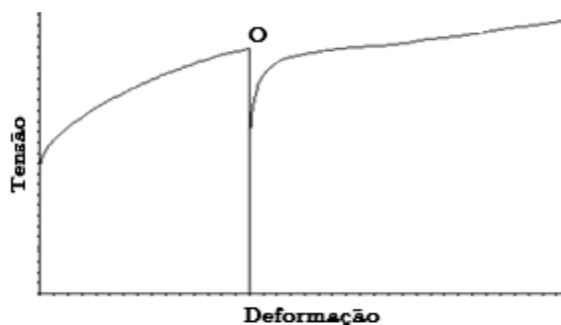


Figura 2.16 - Efeito de Bauschinger (Lopes, 2006)

## 2.6 Caracterização da mudança de trajetória de deformação

Schmitt *et al.* (1985), propuseram um parâmetro  $\alpha$  para referenciar o grau de severidade com a mudança de trajetória de deformação. A amplitude da mudança de trajetória de deformação é um dos parâmetro fundamentais durante a análise da conformabilidade dos materiais metálicos em sucessivas alterações de trajetórias. Este parâmetro consiste no produto escalar dos tensores de deformação impostos respetivamente durante a pré-deformação e a deformação seguinte, sendo definido através da equação 2.3.

$$\alpha = \frac{d\varepsilon_p \cdot d\varepsilon}{\|d\varepsilon_p\| \|d\varepsilon\|} = \frac{d\varepsilon_p : d\varepsilon}{\sqrt{d\varepsilon_p : d\varepsilon_p} \sqrt{d\varepsilon : d\varepsilon}} \quad \text{Eq. 2.3}$$

onde  $d\varepsilon_p$  e  $d\varepsilon$  representam, na forma de vetor, os tensores de deformação plástica durante a pré-deformação e a deformação seguinte, respetivamente. Por definição, este parâmetro varia entre 1 (situação em que não existe alteração da trajetória de deformação) e -1 (situação em que o sentido de aplicação da carga é invertida, como é o caso dos testes Bauschinger). O valor de  $\alpha$  está relacionado com o nível de atividade dos sistemas de escorregamento em função da mudança de trajetória de deformação.

Caso o tensor das deformações da pré-deformação,  $\varepsilon_p$ , e da recarga,  $\varepsilon$ , forem descritos no sistema de eixos  $P=(x,y,z)$ , mostrado na Figura 2.17, vem que:

$$\varepsilon_p = \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} & \varepsilon_{12} & \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{21} & \varepsilon_{22} & \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{31} & \varepsilon_{32} & \varepsilon_{33} \end{bmatrix} \quad \text{Eq. 2.4}$$

e consequentemente por:

$$\varepsilon = \begin{bmatrix} \varepsilon'_{11} \cos^2 \theta + \varepsilon'_{22} \sin^2 \theta & (\varepsilon'_{22} - \varepsilon'_{11}) \cos \theta \sin \theta & \varepsilon'_{13} \\ (\varepsilon'_{22} - \varepsilon'_{11}) \cos \theta \sin \theta & \varepsilon'_{11} \sin^2 \theta + \varepsilon'_{22} \cos^2 \theta & \varepsilon'_{23} \\ \varepsilon'_{31} & \varepsilon'_{32} & \varepsilon'_{33} \end{bmatrix} \quad \text{Eq. 2.5}$$



pelo que  $\varepsilon'_{ij}$  corresponde às componentes de  $\varepsilon$  descritas pelo sistema de eixos  $P'=(x',y',z')$  obtido pela rotação de  $P=(x,y,z)$  em torno do eixo  $z=z'$  segundo um ângulo  $\theta$ , como é representado na Figura 2.17.

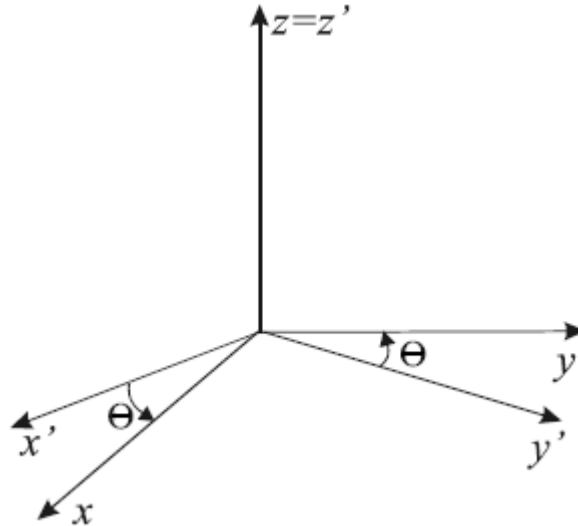


Figura 2.17 - Representação dos sistemas de eixos  $P=(x,y,z)$  e  $P'=(x',y',z')$ , este obtido pela rotação do eixo  $z=z'$  em torno de um ângulo  $\theta$

Assim os parâmetros da equação 2.3, podem ser desenvolvidos nas equações 2.6, 2.7 e 2.8.

$$\varepsilon_p:\varepsilon = (\varepsilon_{11}\varepsilon'_{11} + \varepsilon_{22}\varepsilon'_{22})\cos^2\theta + (\varepsilon_{11}\varepsilon'_{22} + \varepsilon_{22}\varepsilon'_{11})\sin^2\theta + (\varepsilon_{12} + \varepsilon_{21})(\varepsilon'_{22} - \varepsilon'_{11})\cos\theta\sin\theta + \varepsilon_{13}\varepsilon'_{31} + \varepsilon_{31}\varepsilon'_{13} + \varepsilon_{23}\varepsilon'_{32} + \varepsilon_{32}\varepsilon'_{23} + \varepsilon_{33}\varepsilon'_{33} \quad \text{Eq. 2.6}$$

$$\varepsilon_p:\varepsilon_p = \varepsilon_{11}^2 + \varepsilon_{22}^2 + \varepsilon_{33}^2 + 2(\varepsilon_{12}\varepsilon_{21} + \varepsilon_{13}\varepsilon_{31} + \varepsilon_{23}\varepsilon_{32}) \quad \text{Eq. 2.7}$$

$$\varepsilon:\varepsilon = \varepsilon_{11}'^2 + \varepsilon_{22}'^2 + \varepsilon_{33}'^2 + 2(\varepsilon'_{13}\varepsilon'_{13} + \varepsilon'_{23}\varepsilon'_{32}) \quad \text{Eq. 2.8}$$

Quando a alteração de trajetória de deformação é obtida através de ensaios sequenciais de tração-tração,  $\varepsilon_p$  e  $\varepsilon$  é dado pela equação 2.9, onde  $r_m$  representa anisotropia média correspondente à deformação em estudo

$$\varepsilon_p = \varepsilon = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & -\frac{r_m}{1+r_m} & 0 \\ 0 & 0 & -\frac{1}{1+r_m} \end{bmatrix} \quad \text{Eq. 2.9}$$

Caso se estivesse perante uma situação de laminação ou corte os tensores das deformações eram os representados pelas equações 2.10 e 2.11, respetivamente.

$$\varepsilon = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & -1 \end{bmatrix} \quad \text{Eq. 2.10}$$

$$\varepsilon = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & -1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad \text{Eq. 2.11}$$

A Tabela 2.5 apresenta os valores extremos de  $\alpha$  indicados por Rauch *et al.* (1992) para vários caminhos de deformação.

Tabela 2.5 - Valores do parâmetro  $\alpha$  para diferentes sequências de deformação, em metais isotrópicos (adaptado de Rauch *et al.*, 1992)

Sequências de deformação	Deformação	Sequência	Carregamento
	inversa	ortogonal	monotónico
	$\alpha = -1$	$\alpha = 0$	$\alpha = 1$
Corte + Corte	(-1.....1)		
Tração + Corte	(-0,87.....0,87)		
Laminação + Corte	(-0,5.....0,5)		
Tração + Tração	(-0,5.....1)		
Laminação Cruzada	(0,5.....1)		

Portanto, os valores limite de  $\alpha$  têm o seguinte significado físico:

- $\alpha = 1$ . São ativados os mesmos sistemas de escorregamento, antes e após a mudança de trajetória de deformação, como por exemplo, o caso de carregamentos de provetes sem pré-deformação (monotónicos) na direção  $0^\circ$  em relação a  $RD$  (direção laminação) em dois ensaios sucessivos no mesmo provete;
- $\alpha = -1$ . Os sistemas de escorregamento são reativados, mas na direção inversa (testes de Bauschinger). É o caso do ensaio de corte do mesmo provete nos dois sentidos;
- $\alpha = 0$ . Existirá atividade de sistemas de escorregamento que estavam ausentes durante a pré-deformação. Consiste nos testes denominados de sequência ortogonal, como por exemplo, tração seguida de corte na mesma direção ou a  $90^\circ$ , ou corte na direção  $RD$ , seguido por corte a  $135^\circ$  em relação a  $RD$ .

## 2.7 Ensaio de tração

---

Dos ensaios mecânicos realizados, o mais comum é o ensaio de tração. A sua facilidade de execução e a repetibilidade de resultados tornam este ensaio um dos mais importantes. Este ensaio fornece características mecânicas tais como: tensão limite de elasticidade,  $\sigma_e$ , resistência à tração ou tensão máxima,  $\sigma_{max}$ , deformação máxima, módulo de elasticidade,  $E$ , coeficiente de Poisson,  $\nu$ , entre outras características importantes dos materiais (Pacheco, 2012).

Este ensaio consiste na aplicação de uma carga de tração uniaxial, continuamente e uniformemente crescente, num provete de dimensões normalizadas, até uma determinada deformação em estudo. As dimensões do provete são normalizadas (ISO 6892-1:2009) para que os resultados possam ser comparados ou reproduzidos.

No ensaio de tração, a aplicação de uma força,  $F$ , num provete promove uma deformação na direção do esforço, que tende a alongá-lo de um comprimento inicial,  $l_0$ , para um comprimento final,  $l$  (a linha a interrompido na Figura 2.18b, representa a configuração inicial do provete) e, simultaneamente, diminui as suas larguras e espessuras.

O provete é fixado numa máquina de ensaio (Figura 2.18a), que aplica esforços crescentes na direção axial, sendo medidas as deformações correspondentes, através de um extensómetro mecânico, de um sistema de laser-extensómetro ou de uma câmara vídeo-extensómetro, entre outros. As forças a cada instante são medidas por uma célula de carga, por um transdutor de pressão ou por outro sistema instalado na máquina. O provete pode ser levado até à rotura, ou simplesmente até um determinado ponto de estudo.

As deformações promovidas no material são uniformemente distribuídas, até atingir a força máxima, próximo do final do ensaio. A uniformidade da deformação permite obter medições precisas da deformação em função da tensão aplicada, conforme ilustra a Figura 2.19. Na Tabela 2.6, define-se a nomenclatura usada para a Figura 2.19 (ISO6892-1:2009).

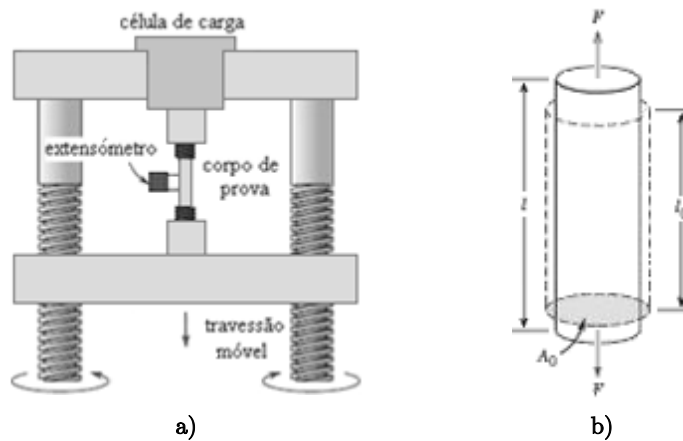


Figura 2.18 - Representação esquemática de um ensaio de tração (a); esquema de como a força de tração produz um alongamento e uma deformação linear num provete (b) (Cipriano, 2008)

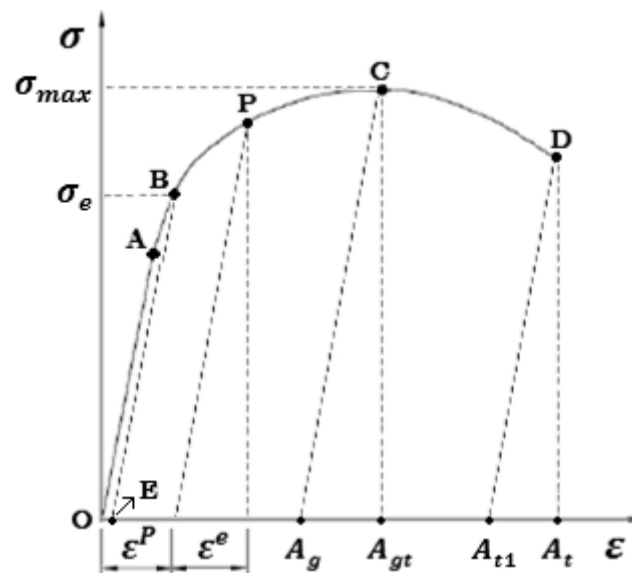


Figura 2.19 - Gráfico típico de tensão-deformação de um metal submetido ao ensaio de tração

Tabela 2.6 - Definições da nomenclatura usada na Figura 2.19

Nomenclatura	Definição
$\epsilon^P$	Deformação plástica no ponto P
$\epsilon^e$	Deformação elástica no ponto P
$\epsilon_E$	Ponto B com deformação de 0,002
A	Tensão limite de proporcionalidade
B	Tensão limite elástico, $\sigma_e$
C	Tensão máxima, $\sigma_{max}$
D	Tensão de rotura
$A_g$	Deformação plástica na força máxima
$A_{gt}$	Deformação total na força máxima
$A_{t1}$	Deformação plástica no ponto de rotura
$A_t$	Deformação total no ponto de rotura

O declive da reta OA representa o módulo de elasticidade do material ou módulo de Young,  $E$ . No ponto A atinge-se o limite do comportamento linear, sendo a tensão correspondente designada por tensão limite de proporcionalidade, a partir do qual regra geral, não é aplicável a lei de Hooke (relação elástica) como lei constitutiva (equação 2.12). No ponto C, o material atinge a tensão máxima, no qual este começa a entrar em estricção. O limite elástico de um material ocorre no ponto B, correspondendo-lhe a denominada tensão limite de elasticidade,  $\sigma_e$ , também conhecida por tensão de cedência. As deformações elásticas não são permanentes, ou seja, quando a carga é retirada, o provete retorna ao seu formato original. A leitura de  $\sigma_e$  é difícil e, por isso, convencionou-se definir a tensão limite de elasticidade a 0,2% de deformação (Figura 2.19) como valor a utilizar em cálculos de engenharia.

$$\sigma = E\varepsilon \quad \text{Eq. 2.12}$$

A tensão de engenharia é definida como a resistência interna de um corpo a uma força externa aplicada sobre o provete,  $F$ , para uma determinada área inicial de secção transversal,  $A_0$ . Assim a tensão é calculada através da equação 2.13.

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad \text{Eq. 2.13}$$

A deformação de engenharia,  $\varepsilon$ , é a variação de uma dimensão qualquer, quando o provete é submetido a um esforço que altera a sua geometria. A equação 2.14 define a deformação longitudinal, como sendo a razão entre a variação do comprimento medido em relação ao comprimento inicial do provete,  $l_0$ . Na equação 2.14, define-se a deformação em relação ao comprimento do provete.

$$\varepsilon = \frac{l - l_0}{l_0} \quad \text{Eq. 2.14}$$

A curva tensão-deformação pode ser dividida em várias regiões, como ilustrado na Figura 2.20. Naturalmente, nem todos os materiais apresentam o patamar de cedência que antecede a região plástica. A uniformidade nas deformações ao longo do provete termina no momento em que é atingida a força máxima suportada pelo

material, começando a aparecer a estrição e a conseqüente diminuição localizada da secção transversal do provete, zona onde ocorrerá a rotura do provete.

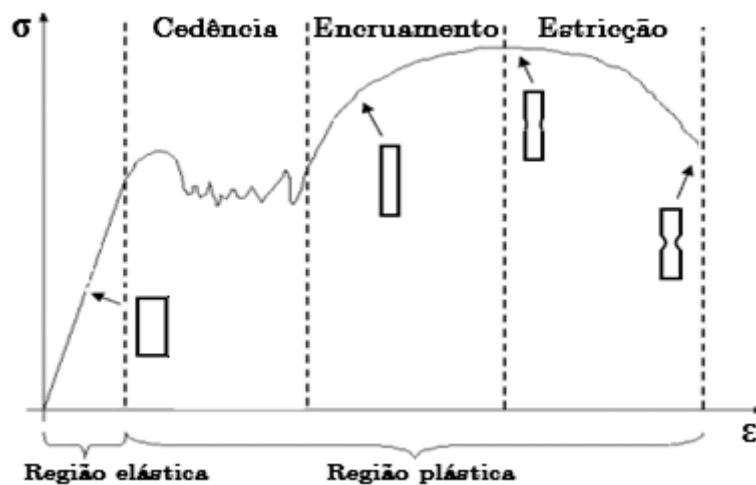


Figura 2.20 - Curva de ensaio de tração de um aço baixo carbono (adaptado de Cipriano, 2008)

No diagrama tensão-deformação da Figura 2.20, após o ponto de força máxima dá-se uma diminuição contínua da tensão calculada, embora, na realidade, a tensão efetiva não diminua. De facto, esta aparente queda de tensão é, tão-somente, devida ao método de cálculo (equação 2.13) que considera a secção do provete um valor estático ao longo do ensaio. Conseqüentemente os resultados do ensaio de tração podem ser apresentados com as tensões e deformações anteriores, denominadas de engenharia ou convencionais (Figura 2.21) ou, de outra forma, em verdadeiras ou reais. A tensão verdadeira ou real,  $\sigma_v$ , é definida como razão entre a força aplicada,  $F$ , e a área da secção instantânea,  $A$ , sobre a qual a deformação está a ocorrer, segundo a equação 2.15.

$$\sigma_v = \frac{F}{A} \quad \text{Eq. 2.15}$$

Como a variação de  $A$  é avaliada em cada instante, a região plástica fica melhor caracterizada, e neste caso, a tensão sobe continuamente até à rotura (Figura 2.21). Por definição, a variação infinitesimal da deformação é obtida pela razão da variação infinitesimal do comprimento para o comprimento instantâneo,  $l$ , do provete (equação 2.16).

$$d\varepsilon_v = \frac{dl}{l} \quad \text{Eq. 2.16}$$

Sendo que a equação apresentada só é válida para uma deformação uniaxial uniforme. Integrando a equação 2.16, entre o comprimento inicial,  $l_0$ , e instantâneo,  $l$ , obtém-se a deformação real,  $\varepsilon_v$ , na equação 2.17.

$$\varepsilon_v = \int_{l_0}^{l_i} \frac{dl}{l} = \ln \frac{l}{l_0} \quad \text{Eq. 2.17}$$

Convém referir que a equação 2.17, não é aplicada a partir do ponto de tensão máxima, pois aí prevalece um estado triaxial de tensões. No entanto, considera-se que o volume de material permanece constante na região plástica durante a deformação, pelo que, desprezando a variação elástica, vem:

$$A \cdot l = A_0 \cdot l_0 = \text{constante} \quad \text{Eq. 2.18}$$

Portanto e através das equações 2.17 e 2.18, estas podem ser reescritas de acordo com a equação 2.19.

$$\varepsilon_v = \ln \frac{A_0}{A} \quad \text{Eq. 2.19}$$

Apesar da equação 2.19 só ser válida para a zona plástica, é comum ser também utilizada na parte elástica pois, nos aços, a deformação elástica é muito pequena pelo que o erro não é significativo. Na Figura 2.21, pode-se ver uma comparação esquemática dos comportamentos tensão e deformação de engenharia e verdadeira, onde o ponto M representa o ponto de tensão máxima de engenharia.

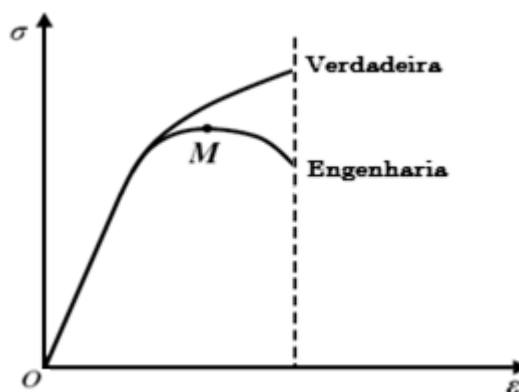


Figura 2.21 - Representação esquemática das curvas tensão-deformação real/verdadeira e convencional/engenharia

A deformação verdadeira também pode ser determinada a partir da deformação de engenharia, pois:

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l} = \frac{l - l_0}{l_0} = \frac{l}{l_0} - 1 \quad \text{ou} \quad \frac{l}{l_0} = 1 + \varepsilon \quad \text{Eq. 2.20}$$

Assim por substituição na equação da deformação verdadeira, tem-se que:

$$\varepsilon_v = \ln(1 + \varepsilon) \quad \text{Eq. 2.21}$$

De forma idêntica, também se pode determinar a tensão verdadeira a partir da tensão convencional. Das equações 2.18 e 2.20 obtém-se:

$$\frac{1}{A} = \frac{l}{l_0 \cdot A_0} = \frac{1 + \varepsilon}{A_0} \quad \text{Eq. 2.22}$$

E da equação 2.22 resulta:

$$\sigma_v = F \frac{1 + \varepsilon}{A_0} = \sigma(1 + \varepsilon) \quad \text{Eq. 2.23}$$

Finalmente, é importante referir que as propriedades mecânicas retiradas de um ensaio de tração para um dado material em estudo são, naturalmente, influenciadas por vários fatores, tais como, a temperatura ou a velocidade, entre outros.

## 2.8 Anisotropia

---

Os materiais metálicos são muitas vezes considerados isotrópicos. No entanto, com maior ou menor relevância, a verdade é que, na prática, todos os materiais são anisotrópicos pelo que apresentam a particularidade do seu comportamento mecânico variar em função da direção em que são solicitados. Esta característica denomina-se de anisotropia plástica. Anisotropia é influenciada por diversos fatores, tais como a estrutura cristalográfica, o teor em elementos de liga e a natureza dos tratamentos térmicos e mecânicos a que o material foi previamente



submetido. O surgimento de anisotropia plástica deve-se ao facto de durante os processos de conformação de chapas, os grãos cristalinos individuais, serem alongados na direção da maior deformação de tração (laminação). Este alongamento dos grãos é resultado do escorregamento do material, durante a deformação (Souto, 2011). A Figura 2.22, ilustra a orientação dos grãos após o processo de laminação de uma chapa.

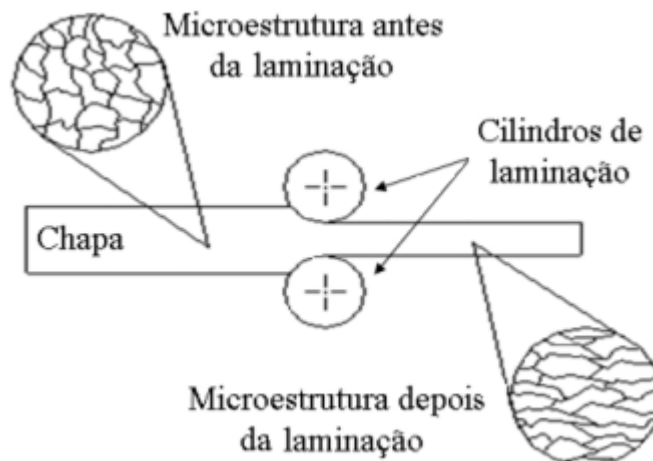


Figura 2.22 - Origem da anisotropia, devido ao processo de laminação originando o alongamento dos grãos na direção de laminação (Ferrarini, 2004)

Nos materiais policristalinos os grãos tendem a girar para alguma orientação limite devido a um confinamento mútuo entre grãos. Este mecanismo faz com que os planos atômicos e direções cristalinas dos materiais com orientação aleatória (materiais isotrópicos) adquiram uma textura (orientação preferencial). Os materiais conformados tornam-se assim anisotrópicos (Souto, 2011).

A maioria das chapas metálicas obtidas por laminação apresenta um comportamento ortotrópico, isto é, possui três planos de simetria perpendiculares entre si. A interseção dos planos de simetria, dois a dois, permite obter o sistema de eixos de ortotropia, utilizado, normalmente, na definição dos critérios de plasticidade anisotrópicos. O sistema de eixos ortotrópico é composto pela direção de laminação,  $RD$ , direção transversal,  $TD$ , e direção normal  $ND$ .

A Figura 2.23 permite visualizar os eixos de ortotropia numa chapa plana laminada. Verifica-se que a  $TD$  é perpendicular a  $RD$  e  $ND$  é perpendicular ao plano da chapa (Souto, 2011).

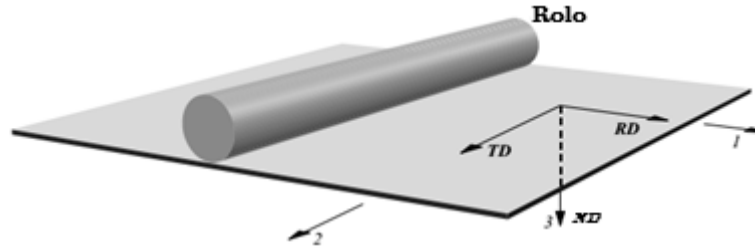


Figura 2.23 - Representação do sistema de eixos ortotrópico numa chapa laminada (Souto, 2011)

Habitualmente, o método para avaliar o grau de anisotropia das chapas, quando deformadas plasticamente, é o cálculo do coeficiente de anisotropia,  $r$ . O coeficiente de anisotropia ou coeficiente de Lankford,  $r$ , é definido como a razão entre as deformações reais segundo a largura,  $\varepsilon_w$ , e segundo a espessura,  $\varepsilon_t$ , numa gama de deformação predefinida (equação 2.24). Este pode ser obtido a partir de ensaios de tração uniaxial efetuados sobre provetes retirados segundo várias direções do plano da chapa, mais propriamente neste trabalho a  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$  ( $r_0$ ,  $r_{45}$  e  $r_{90}$  respetivamente) em relação a  $RD$ .

$$r = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} = \frac{\ln \frac{w}{w_0}}{\ln \frac{e}{e_0}} \quad \text{Eq. 2.24}$$

onde  $w_0$  e  $e_0$ , representam, respetivamente, a largura e espessura iniciais do provete em estudo, e  $w$  e  $e$ , representam, respetivamente, a largura e a espessura finais, após o teste de tração. Devido que a deformação segundo a espessura é de difícil medição, é habitual considerar-se conservação de volume, ou seja:

$$\varepsilon_l + \varepsilon_w + \varepsilon_t = 0 \quad \text{ou seja,} \quad \varepsilon_t = -(\varepsilon_l + \varepsilon_w) \quad \text{Eq. 2.25}$$

Pelo que  $r$ , é definida da seguinte forma:

$$r = \frac{\varepsilon_w}{-(\varepsilon_l + \varepsilon_w)} = \frac{\ln \frac{w}{w_0}}{\ln \frac{l_0 \cdot w_0}{l \cdot w}} \quad \text{Eq. 2.26}$$

É de evidenciar que  $w$  e  $l$  têm que ser medidos antes do ponto de ruptura do material. A partir dos coeficientes de anisotropias,  $r_0$ ,  $r_{45}$ ,  $r_{90}$ , é possível definir outros dois parâmetros. Estes dois parâmetros são: a anisotropia normal,  $r_m$  e

anisotropia planar,  $\Delta_r$ . As equações 2.27 e 2.28 definem estes parâmetros respetivamente (Souto, 2011).

$$r_m = \frac{r_0 + 2 \cdot r_{45} + r_{90}}{4} \quad \text{Eq. 2.27}$$

$$\Delta_r = \frac{r_0 - 2 \cdot r_{45} + r_{90}}{2} \quad \text{Eq. 2.28}$$

A anisotropia normal,  $r_m$ , evidencia-se quando as propriedades segundo a espessura são diferentes das que se obtêm no plano da chapa. Assim anisotropia normal, indica a capacidade da chapa metálica resistir ao alongamento, quando esta é submetida a forças de tração e/ou compressão no plano. No caso de  $r_m$  maior que 1, indica que a resistência da chapa na direção da espessura é maior do que na largura, dizendo-se que a chapa está reforçada por textura, ou seja, irá ocorrer uma maior deformação segundo a largura comparativamente à espessura. Sendo  $r_m$  inferior a 1 existe uma maior deformação segundo a espessura, comparativamente à largura, quando aplicada uma força de tração e/ou compressão. Por outro lado se  $r_m$  for igual a 1, corresponde a uma superfície isotrópica. Nos materiais para estampagem profunda é desejado um elevado valor de anisotropia normal, pois, regra geral, quanto mais elevado  $r_m$  maior a razão limite de estampagem (Souto, 2011).

Habitualmente, as chapas metálicas são usadas para estampagem profunda, sendo desejado que o material apresente uma anisotropia planar,  $\Delta_r$ , o mais próximo de zero com o objetivo de evitar a formação de "orelhas". O mais comum é o aparecimento de quatro orelhas, podendo ocasionalmente surgir duas, seis ou oito "orelhas". Na Figura 2.24, é ilustrado o comportamento da anisotropia na conformação de três copos de diferentes chapas metálicas, pelo que a seta indica a direção de laminação (Ferrarini, 2004).

O primeiro copo representa a conformação a partir de uma chapa com  $\Delta_r$  menor que 0, o do meio com  $\Delta_r$  igual a 0 e o último com  $\Delta_r$  maior que 0. Assim anisotropia planar,  $\Delta_r$ , indica a diferença de comportamento que o material pode apresentar no plano da chapa em função das diferentes direções consideradas. As

"orelhas" formam-se a  $0^\circ$  e  $90^\circ$ , quando  $\Delta_r$  é maior que zero. No aparecimento de orelhas a  $45^\circ$  e  $135^\circ$ , estas são originadas quando  $\Delta_r$  é inferior a zero. No caso de  $\Delta_r$  igual a zero, não haverá a ocorrência de orelhas, por exemplo, no topo de copos estampados (Ferrarini, 2004).

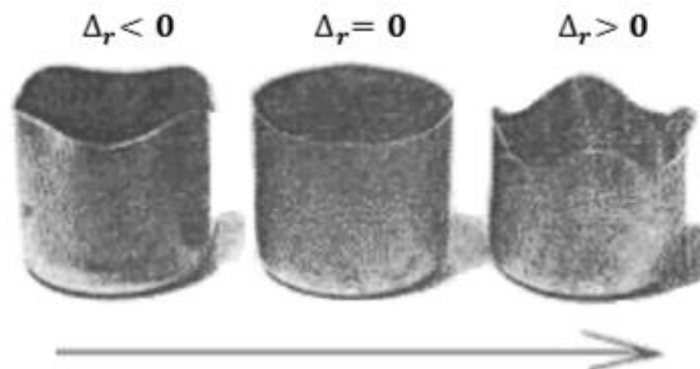


Figura 2.24 - Conformação de 3 copos de chapas de material diferente (Ferrarini, 2004)

Na Figura 2.25, é ilustrada a variação de  $\Delta_r$  e a formação de orelhas em função do ângulo imposto em relação a  $RD$  de forma esquemática. O valor  $h$ , representa a altura da parede estampada.

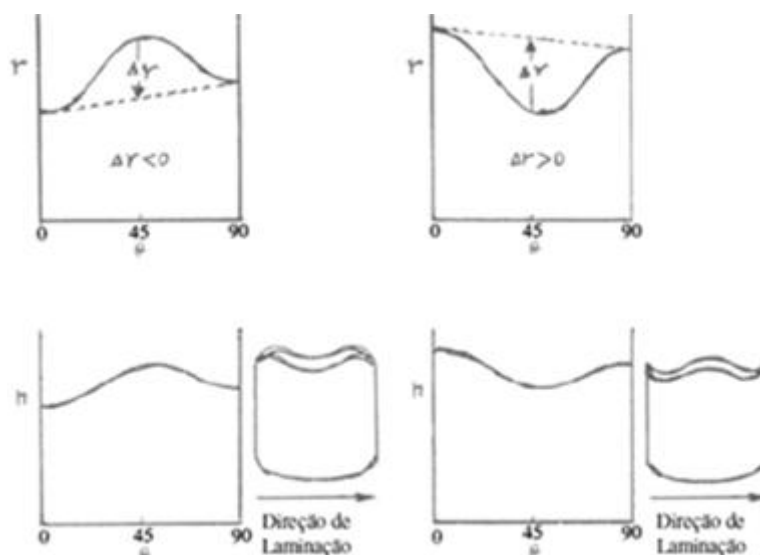


Figura 2.25 - Anisotropia e orelhamento em função da variação do ângulo de laminação (Ferrarini, 2004)

Na Tabela 2.7, apresenta-se valores do coeficiente de anisotropia para alguns materiais.

Tabela 2.7 - Valores típicos do índice de anisotropia,  $r$ , para alguns materiais (Malavolta, 2008)

Material	$r$
Aço normalizado	1,0
Aço efervescente	1,0-1,35
Aço acalmado com alumínio	1,35-2,0
Cobre e latão	0,8-1,0
Chumbo	0,2
Metais HC	3,0-6,0

## 2.9 Coeficiente Poisson

O coeficiente de Poisson,  $\nu$ , mede a rigidez do material na direção perpendicular à carga que está a ser aplicada. Por definição, o valor de  $\nu$  é determinado pela relação negativa entre a deformação na direção perpendicular,  $\varepsilon_w$  ou  $\varepsilon_t$ , e a deformação medida na direção longitudinal,  $\varepsilon_l$ . Para materiais isotrópicos, o coeficiente de Poisson é o mesmo nas duas direções (largura e espessura), pelo que:

$$\nu = -\frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_l} = -\frac{\varepsilon_t}{\varepsilon_l} \quad \text{Eq. 2.29}$$

Apesar do sinal negativo na equação 2.29, os materiais convencionais têm coeficiente de Poisson positivo, pois contraem-se transversalmente quando estão expostos a forças de tração e expandem-se transversalmente quando estão a ser comprimidos, ou seja,  $\varepsilon_w$  e  $\varepsilon_t$  são quantidades com sinal oposto a  $\varepsilon_l$ .

Segundo Morais, W. (2009), o coeficiente de Poisson é de 0.3 na zona elástica, para aços convencionais. A partir da tensão limite de elasticidade o coeficiente de Poisson aumenta até se estabilizar em 0,5, como pode ser visto na Figura 2.26.

De facto, admitindo volume constante durante a deformação plástica do material (equação 2.25) e considerando a definição do coeficiente de Poisson (equação 2.29), obtém-se:

$$\varepsilon_l - \nu\varepsilon_l - \nu\varepsilon_l = 0 \Leftrightarrow \nu = 0,5 \quad \text{Eq. 2.30}$$

Por fim, cabe aqui dizer que a teoria clássica da elasticidade prevê  $\nu$  entre -1 e 0,5 para materiais isotrópicos apesar do seu valor raramente ser inferior a 0,2 (Mott e Roland, 2012).

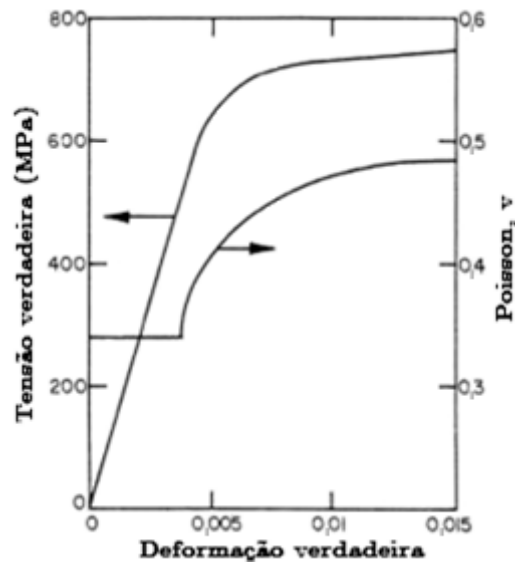


Figura 2.26 - Representação da evolução do coeficiente de Poisson,  $\nu$ , na deformação elástica e plástica (Morais, 2009)

---

# Capítulo 3

---

Procedimentos experimentais

---





### 3. Procedimentos experimentais

Neste capítulo são apresentados os procedimentos e parâmetros usados nas seguintes atividades: corte dos provetes, nos testes de tração realizados, na preparação das amostras para visualização aos diferentes tipos de microscópios e a explicação de como se efetuou a medição da temperatura nos provetes durante o ensaio de tração.

#### 3.1 Preparação dos provetes e parâmetros usados nos ensaios de tração

A atividade prática começou com a preparação dos provetes, de modo a realizar os ensaios de tração. De uma chapa do aço TWIP980 sem pré-deformação apenas laminada de 1,8 mm de espessura, fornecida pela empresa POSCO e através de uma guilhotina foram cortados três retângulos, de forma a serem maquinados numa máquina CNC com a geometria da Figura 3.1, de acordo com a norma ISO6892-1:2009. Os provetes maquinados, permitiram obter as pré-deformações a 10%, 20% e 30%, sendo estes cortados segundo a direção de laminação, *RD*.

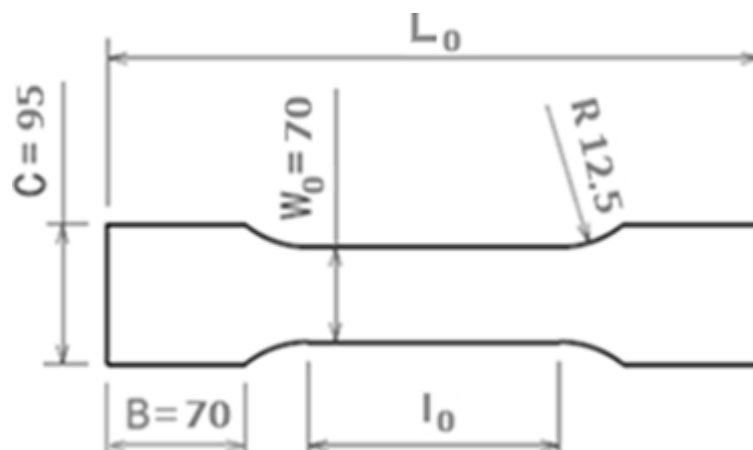


Figura 3.1 - Dimensões dos provetes ensaiados na Shimadzu UH-1000 kN X

Antes de proceder ao ensaio, foi medida a largura inicial,  $w_0$ , e espessura inicial,  $e_0$ , através de um paquímetro universal digital, contendo como menor divisão da escala de 0,01 mm, uma faixa de medição de 150 mm e uma incerteza de  $\pm 0,02$  mm.

No ensaio de tração realizado ao provete de maiores dimensões, com o objetivo de serem cortados provetes de menores dimensões em 3 direções diferentes, este foi realizado numa máquina de tração Shimadzu UH-1000 kN X, disponível no Departamento de engenharia mecânica da Universidade de Aveiro. As 3 direções escolhidas para os provetes pré-deformados foram  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$ , em relação a *RD*, esquematicamente ilustradas na Figura 3.2.

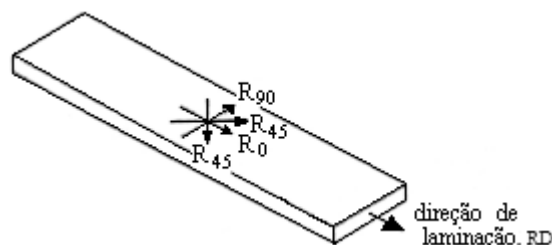


Figura 3.2 - Esquema das direções  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$  em relação a *RD*, para os provetes pré-deformados

Quando foi realizado o ensaio de tração, a máquina ainda não possuía vídeo extensómetro incorporado no *software*. Portanto optou-se por utilizar uma câmara vídeo extensómetro independente do sistema da máquina, da marca Messphysik, do modelo ME46NG. Para isso foram colocados 6 pontos no provete, que se podem ver na Figura 3.3 (imagem superior direita), de forma que a câmara vídeo extensómetro registasse a sua variação ao longo do ensaio. O objetivo da colocação dos pontos, foi a recolha de informação da variação da deformação longitudinal e transversal (largura). Com o objetivo de obter as melhores condições de luz, foi colocada uma lâmpada próxima do provete, como pode ser visto na Figura 3.3 (imagem da esquerda). A junção dos dois ficheiros, da máquina e da câmara, foi feita através de uma macro realizada em Excel, esta resumidamente realiza interpolações entre os dois ficheiros de modo a encontrar-se dois parâmetros: a deformação dos pontos para uma determinada tensão. A visualização do sistema usado para a realização do ensaio de tração na máquina de tração Shimadzu UH-1000 kN X pode ser vista na Figura 3.3.

A velocidade de deformação usada neste ensaio foi de 19,6 mm/min, de acordo com a norma ISO6892-1:2009, calculada assumindo uma velocidade de deformação constante,  $\dot{\varepsilon}$ , de  $0,001 \text{ s}^{-1}$  e uma distância livre do provete de 325 mm,  $l_0$ , e sabendo que:

$$\begin{aligned}\dot{\varepsilon} &= \frac{\varepsilon}{\Delta t} \\ \varepsilon &= \frac{\Delta l}{l_0} \\ v &= \frac{\Delta l_0}{\Delta t} = \frac{\varepsilon \cdot l_0}{\Delta t} = \frac{\dot{\varepsilon} \cdot \Delta t \cdot l_0}{\Delta t} = \dot{\varepsilon} \cdot l_0\end{aligned}$$

Onde  $\Delta t$ , representa a variação do tempo em segundos.



Figura 3.3 - Teste de tração realizado na máquina Shimadzu UH-1000 kN X

Os testes de tração efetuados na máquina Shimadzu UH-1000 kN X, foram realizados em 3 provetes até se atingir uma pré-deformação engenharia de 10%,

20% e 30%. No final de cada ensaio retirou-se a carga e mediu-se o  $w$  e o  $t$  finais, no mesmo ponto das medidas iniciais. Posteriormente cada provete foi cortado na guilhotina de acordo com a configuração da Figura 3.4, de forma a que as peças obtidas fossem maquinadas segundo a geometria da Figura 3.5. Foi realizado o corte de 15 peças correspondendo a 5 cortes das 3 direções diferentes a  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$ , em relação à direção de laminação,  $RD$ .

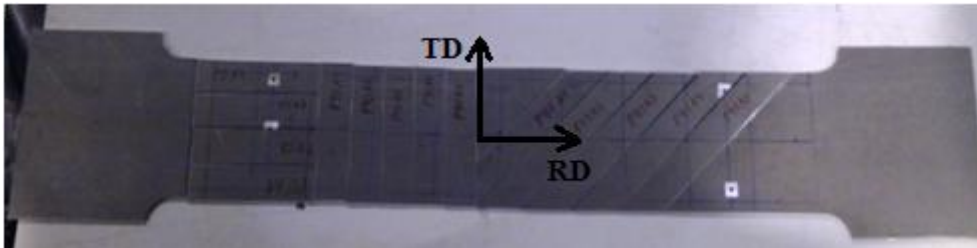


Figura 3.4 - Corte do provete pré-deformado 10% na guilhotina

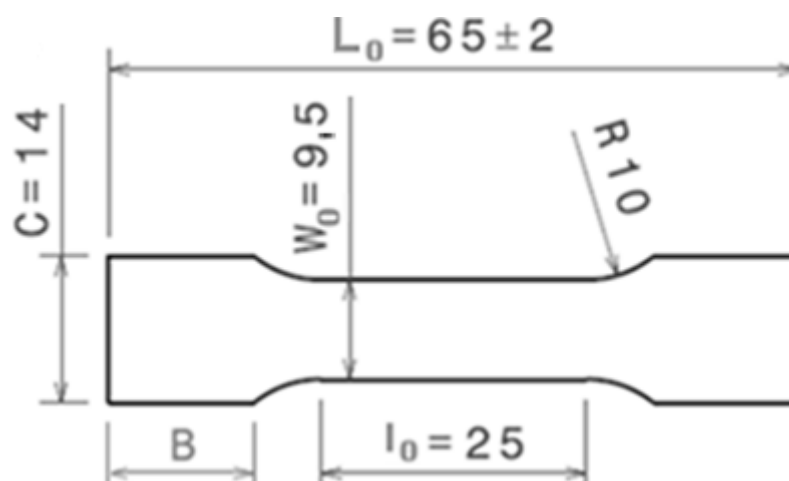


Figura 3.5 - Dimensões dos provetes pré-deformados, ensaiados na Shimadzu AG-X plus 100 kN

Na máquina Shimadzu AG-X plus 100 kN, disponível no Departamento de engenharia mecânica da Universidade de Aveiro, ilustrada na Figura 3.6 (imagem da esquerda), foram realizados diversos ensaios a provetes sem pré-deformação e com pré-deformação de 10%, 20% e 30% denominados neste trabalho por  $m$ ,  $p$ ,  $q$  e  $t$  respetivamente.

Na medição da deformação longitudinal e transversal (largura), e contendo esta máquina uma câmara de vídeo extensómetro incorporada no sistema, não foi necessário proceder à interpolação de resultados entre a câmara e o registo da força

dados pelo sistema. Na câmara de vídeo extensómetro a distância focal usada foi de 50 mm e com uma abertura máxima de F2.8. Neste ensaio a variação do comprimento do provete, foi feita através da colocação de uma linha de pontos no provete. A medição do comprimento entre os pontos, foi realizada através da medição da distância entre os centros da linha de pontos brancos, denominados por "diamantes", evidenciados na imagem inferior direita da Figura 3.6.

A medição da variação da largura, foi efetuada através da variação dos limites da largura. Este sistema de medição está ilustrado na Figura 3.6 na imagem da direita. Uma vez que as peças depois de maquinadas possuíam reborda, e como foi descrito a variação da largura era medida através da variação dos seus limites, esta foi retirada manualmente com o auxílio de uma lima, de forma a não afetar as propriedades do material e efetuar-se uma medição correta da variação da largura ao longo do ensaio. A velocidade de deformação usada neste teste foi de 2,28 mm/min, calculada assumindo uma velocidade de deformação constante,  $\dot{\epsilon}$ , de  $0,001 \text{ s}^{-1}$  e uma distância média entre amarras de 38 mm. A frequência de amostragem de dados usada em todos os ensaios foi de 100 Hz.



Figura 3.6 - Teste de tração realizado na máquina Shimadzu AG-X plus 100 kN

## 3.2 Preparação das amostras para visualização ao microscópio ótico

Na preparação das amostras, para a visualização ao microscópio ótico procedeu-se às seguintes etapas:

- Corte das amostras na guilhotina;
- Debaste/lixamento manualmente da camada inicial das amostras, na máquina Rotopol-21 da marca Struers (Figura 3.8);
- Polimento com pasta de diamante;
- Ataque químico com Nital;
- Visualização ao microscópio ótico Nikon Eclipse LV150, ilustrado na Figura 3.7;



Figura 3.7 - Microscópio ótico Nikon Eclipse LV150

Na preparação das amostras de dimensão 10x10 mm e através de uma guilhotina, procedeu-se ao seu corte. Foram preparadas 4 amostras com as dimensões indicadas, para material não deformado e deformado 10%, 20% e 30%. De um provete deformado até à força máxima, procedeu-se também ao corte, da sua área central.

Seguidamente procedeu-se ao desbaste da amostra mecanicamente com o objetivo de retirar a camada de óxido formada sobre a superfície da amostra. Na etapa de

desbaste e na seguinte, de polimento, a máquina usada foi a Rotopol-21 da marca Struers (Figura 3.8). Nesta etapa usou-se lixas de carboneto de silício de 220, 500 e 2000 de granulometria, também fornecidas pela marca Struers. A duração de cada desbaste foi de 5 minutos com cada lixa e à velocidade de 300 rpm, utilizando a água como lubrificante. Sendo o polimento efetuado mecanicamente e de forma manual, era importante ter em atenção o nivelamento da superfície da amostra de modo a não se obter problemas de focagem na visualização das amostras ao microscópio.



Figura 3.8 - Polideira Rotopol-21 da marca Struers

Com o objetivo de se obter um acabamento espelhado, as amostras foram polidas com pasta de diamante, *DP-Paste* de 6  $\mu\text{m}$  e 3  $\mu\text{m}$ , num pano específico para cada pasta com a mesma granulometria. O lubrificante usado foi o *DP-Lubricant Blue*, sendo este altamente refrigerante e constituído à base de álcool. O lubrificante, os panos e as pastas de diamante usadas também foram provenientes da marca Struers. Nesta etapa o tempo para cada polimento foi de 5 minutos para cada uma das duas pastas de diamante usadas. A velocidade usada neste polimento foi de 150 rpm. Depois do polimento concluído, limpou-se as amostras com álcool etílico e, por fim, suavemente com papel.

O ataque químico foi efetuado com uma solução denominada por Nital com o objetivo de revelar a microestrutura das amostras polidas. Nital é uma solução de

álcool e ácido nítrico, neste trabalho com uma concentração de 2% de ácido nítrico. Com o objetivo de não danificar as amostras devido à grande quantidade de tempo que estas poderiam ter que estar mergulhadas em Nital, procedeu-se a tempos iterativos de 5 segundos e à correspondente visualização ao microscópio ótico. Assim sendo e para a melhor revelação da microestrutura das amostras, procedeu-se ao tempo aproximado de 1 minuto e 20 segundos das amostras mergulhadas na solução.

Na visualização das amostras aos diversos microscópios, o principal problema que ocorreu foi o rápido aparecimento de corrosão.

### **3.3 Visualização ao microscópio eletrónico de transmissão, *MET* das amostras**

---

Microscópio eletrónico de transmissão, *MET*, é um microscópio no qual um feixe de eletrões é emitido numa direção contra uma amostra ultra fina, interagindo com esta enquanto a atravessa. A interação dos eletrões transmitidos através da amostra forma uma imagem que é ampliada e focada num dispositivo de imagem (Zinin, 2014).

*MET* é capaz de exibir imagens a uma resolução significativamente maior em comparação com os microscópios óticos devido ao pequeno comprimento de onda dos eletrões. Assim neste trabalho consegue-se analisar ao nível dos grãos a densidade de deslocações existente, bem como a orientação das maclas em relação ao plano fotografado.

Na preparação das amostras, com o objetivo de o feixe de eletrões a ultrapasse, estas não poderiam ter uma espessura superior a 100 nm. No caso do corte das amostras estas foram cortadas por punçonnemento, de forma circular, e com um diâmetro de 3 mm. O *MET* usado foi da marca Hitachi, com o modelo H9000 UHR, que se encontra no Departamento de engenharia de materiais e cerâmica da Universidade de Aveiro.



### 3.4 Preparação das amostras para visualização ao microscópio eletrônico de varrimento, *MEV*

---

O microscópio eletrônico de varrimento, *MEV*, é um tipo de microscópio eletrônico capaz de produzir imagens de alta resolução da superfície de uma amostra. As imagens criadas pelo *MEV* tem uma aparência tridimensional característica e são úteis para avaliar a estrutura superficial das amostras em estudo. No caso em estudo o objetivo seria visualizar os contornos dos grãos, obter a percentagem de grãos maclados de acordo com a deformação imposta e o tamanho médio de grão.

Na preparação das amostras para a visualização no *MEV*, a primeira etapa consistiu no corte das amostras na guilhotina, seguindo-se a mesma preparação das amostras para visualização no microscópio ótico no subcapítulo 3.2.

Numa segunda etapa, o debaste/lixamento da camada inicial das amostras usou-se lixas de carboneto de silício de 220, 500 e 2000 grãos, fornecidas pela marca Stuers. A duração de cada debaste foi de 5 minutos com cada lixa e à velocidade de 300 rpm, utilizando como lubrificante a água. De notar que o polimento foi efetuado nas duas faces das amostras, de forma que a oxidação não oferecesse resistência à passagem de corrente da máquina de polimento usada.

Na etapa seguinte, a de polimento, surgiram vários problemas como a revelação dos grãos para visualização no *MEV* e o aparecimento de uma rápida oxidação. Assim a primeira escolha foi o uso do mesmo procedimento usado no subcapítulo 3.2 através de Nital, porém a revelação do grão não foi obtida.

Através de pesquisa bibliográfica, a marca Struers aconselhava a seguinte solução para aços austeníticos à temperatura ambiente ou até 50°C, denominada por V2A (Struers, 2014).

- 100 ml de água
- 100 ml de ácido clorídrico
- 10 ml de ácido nítrico

Com esta solução a revelação do grão do aço TWIP, melhorou porém não se conseguiu o objetivo de contabilizar o número de grãos com maclas.

Assim o polimento foi efetuado através de uma máquina automática a LetroPol-5, utilizando uma solução secreta fornecida pela marca Struers denominada por A2. Esta máquina de polimento encontrava-se no Departamento de engenharia de materiais e cerâmica da universidade de Aveiro. Através de parâmetros catalogados pela Struers para aços, procedeu-se ao seu polimento, porém conseguindo-se revelar os grãos, ocorreu o aparecimento de "*pitting*", ou seja, a deterioração da superfície da amostra. Contendo a máquina a opção de polimento - "*polishing*" e ataque da amostra - "*etching*", optou-se por retirar esta última opção pelo que a revelação do grão foi conseguida.

Definidos os parâmetros para a visualização das amostras ao *MEV*, efetuou-se o procedimento para as diversas amostras. De notar que usando esta máquina automática, o uso da lixa de granulometria 2000 na etapa de lixamento/debaste não foi necessária. Portanto primeiro procedeu-se à limpeza das amostras, durante 5 minutos, através de uma máquina de ultrassons, estando as amostras mergulhadas em acetona. Posteriormente e com uma voltagem de 30 V durante 12 segundos, procedeu-se ao polimento eletroquímico através da LetroPol-5. Depois de retirada a amostra da LetroPol-5, procedeu-se novamente à sua limpeza na máquina de ultrassons, durante 10 minutos, estando as amostras mergulhadas em álcool etílico.

Na Figura 3.9 é ilustrado o procedimento usado nesta fase. Na imagem superior direita é observada a máquina de ultrassons usada para a limpeza das amostras. Nas imagens da esquerda, é mostrado o computador da máquina LetroPol-5, onde se programa o polimento a efetuar na amostra e o programa em processamento (imagem inferior esquerda). Por último, na imagem inferior direita, é evidenciada a zona da máquina, onde o polimento eletrolítico é efetuado, tendo sido usada uma área de polimento de 0,5 cm<sup>2</sup> de forma circular.



Figura 3.9 - Máquina de polimento eletrolítico LetroPol-5 e de limpeza através de ultrassons

Por último procedeu-se à observação no *MEV* através do microscópio da marca Hitachi com o modelo SU-70 (Figura 3.10), este que se encontrava no Departamento de engenharia de materiais e cerâmica da universidade de Aveiro.

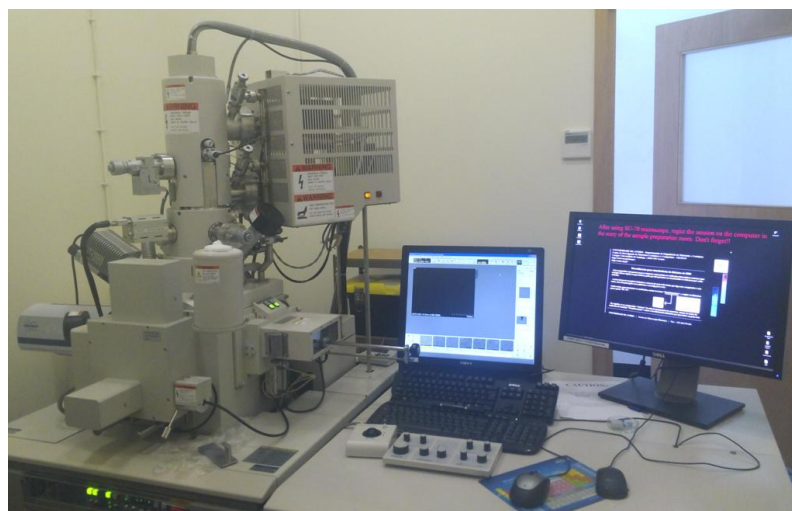


Figura 3.10 - *MEV* usado para a visualização das amostras TWIP, nas diversas deformações

### 3.5 Medição da temperatura no decorrer do ensaio de tração

Na medição da temperatura ao longo do ensaio, utilizou-se um termopar ligado a um medidor de temperatura, Numecor 300. Com o objetivo de fixar e isolar o termopar ao provete, utilizou-se fita-cola isoladora. A velocidade de deformação usada neste ensaio foi de 2,28 mm/min, correspondendo a uma  $\dot{\epsilon}$  de  $0,001 s^{-1}$ . Na Figura 3.12, está representado o mecanismo usado para a medição da temperatura na máquina Shimadzu AG-X plus 100 kN.

Numa primeira fase desta atividade experimental, tentou-se usar uma pistola de medição de temperatura através de infravermelhos, representada na Figura 3.11. Porém devido à pequena dimensão dos provetes esta solução não foi bem-sucedida.



Figura 3.11 - Pistola de medição de temperatura por infravermelhos

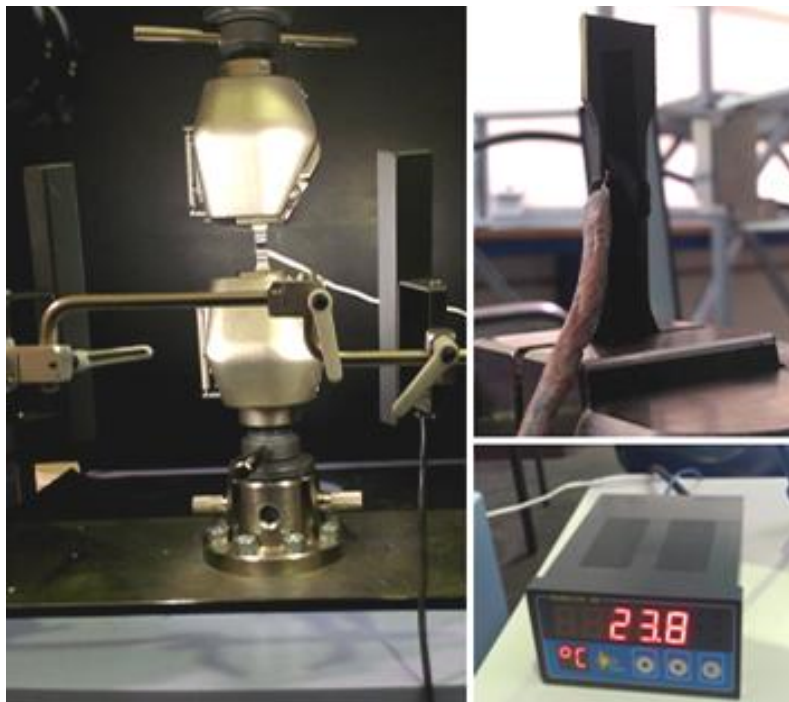


Figura 3.12 - Teste de tração realizado na máquina Shimadzu AG-X plus 100 kN, com o objetivo de medir a temperatura do provete ao longo de ensaio

---

# Capítulo 4

---

Resultados experimentais e análise

— Ensaaios mecânicos —

---



## 4. Resultados experimentais e análise - Ensaios

Neste capítulo são apresentados os resultados experimentais do aço TWIP980 em estudo, provenientes dos ensaios de tração uniaxial realizados às 4 pré-deformações e 3 direções em estudo. Porém visto não se conhecer o aço TWIP em estudo, na primeira parte deste capítulo, irá ser realizada uma explicação do processo usado para a descoberta do material em questão. Posteriormente, propriedades mecânicas e algumas tendências, como por exemplo o aparecimento de um patamar de cedência na transição da zona elástica e plástica são comentados e discutidos neste capítulo.

### 4.1 Apresentação do aço em estudo - TWIP980

---

Neste trabalho o aço em estudo é o TWIP980, tendo este como tensão máxima de engenharia indicada pelo fabricante de 980 MPa. Este também pode ser denominado em relação à sua composição química, ou seja, Fe-18Mn-1,5Al-0,6C. Assim este aço contém maioritariamente 18% de manganês, 1,5% de alumínio e 0,6% de carbono.

Porém aquando da receção da chapa para o seu estudo, através de ensaios de tração uniaxial e análise à microestrutura, a única informação que se tinha era a direção de laminação da chapa, *RD*, que era um aço TWIP e tinha sido fornecida pela empresa POSCO. Assim a primeira parte deste trabalho foi descobrir de que aço TWIP se tratava. Através de uma pesquisa bibliográfica, na Figura 4.1, são apresentados alguns tipos de aço TWIP que a POSCO se encontra a comercializar ou a desenvolver/desenvolvidos.

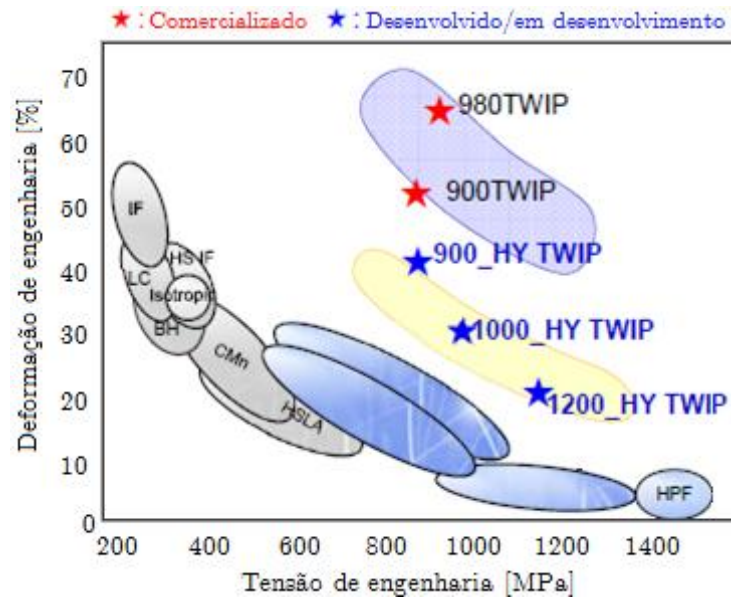


Figura 4.1 - Aços TWIP comercializados e desenvolvidos ou em desenvolvimento da POSCO (NAM, 2013)

Sendo a numeração de cada aço TWIP, na Figura 4.1, a correspondente tensão máxima de engenharia admitida pelo material,  $\sigma_{max}$ , procedeu-se à realização de 4 ensaios de tração uniaxial com o objetivo de encontrar um valor médio de  $\sigma_{max}$ . Na Figura 4.2, apresentam-se 4 curvas tensão-deformação de engenharia de ensaios de tração realizados a provetes segundo a direção *RD*, tendo estes as dimensões mostradas na Figura 3.5. Todos os ensaios foram efetuados a provetes sem pré-deformação, estes denominados por *m* e até ao ponto de força máxima.

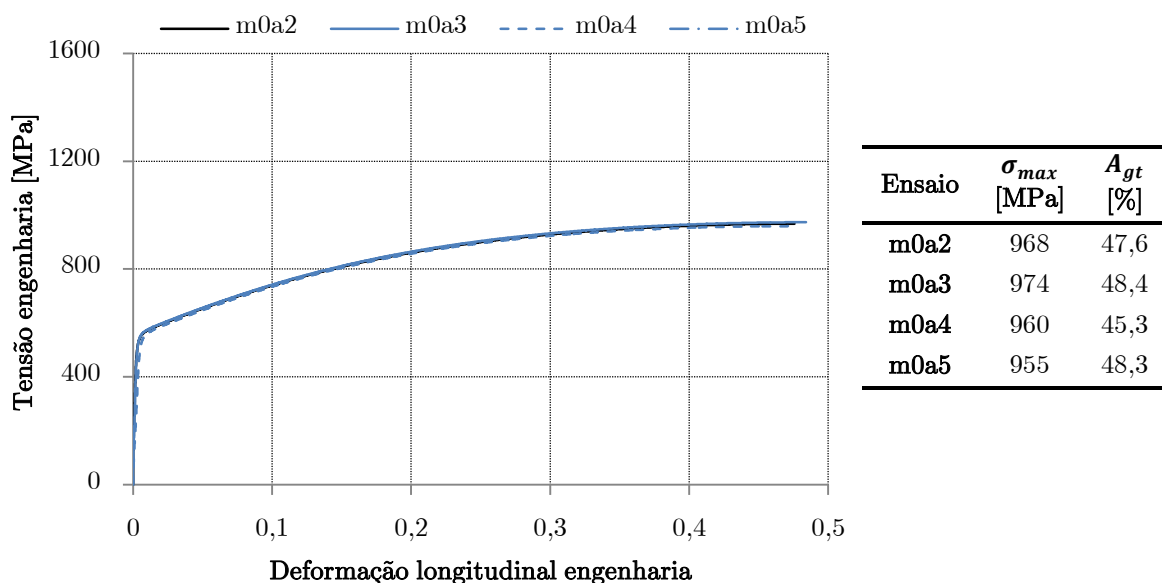


Figura 4.2 - Gráfico tensão-deformação engenharia para provetes sem pré-deformação, *m*, com o objetivo de obter a tensão máxima,  $\sigma_{max}$  e deformação no ponto de força máxima,  $A_{gt}$



A  $\sigma_{max}$  e  $A_{gt}$  média encontrada nestes ensaios foi de 964 MPa e 47,4%. Assim o aço TWIP que melhor se aproximava destas características era o TWIP980 seguindo-lhe o TWIP900. Porém de acordo com a Figura 4.1, o aço TWIP980 possui uma deformação máxima aproximada de 65%. A diferença em relação à  $A_{gt}$ , deve-se naturalmente ao facto da empresa apresentar a deformação máxima encontrada para o material, ou seja, até à sua rotura,  $A_t$  (ver Figura 2.19).

De forma a comprovar, que o aço em estudo era o TWIP980, na Figura 4.3, mostra-se as curvas tensão-deformação de engenharia para os aços TWIP apresentados na Figura 4.1 exceto o TWIP980. Consequentemente comprova-se que tendo em consideração a tensão limite de elasticidade,  $\sigma_e$ , que dos aços apresentados na Figura 4.3 o único que poderia estar em estudo era o TWIP900.

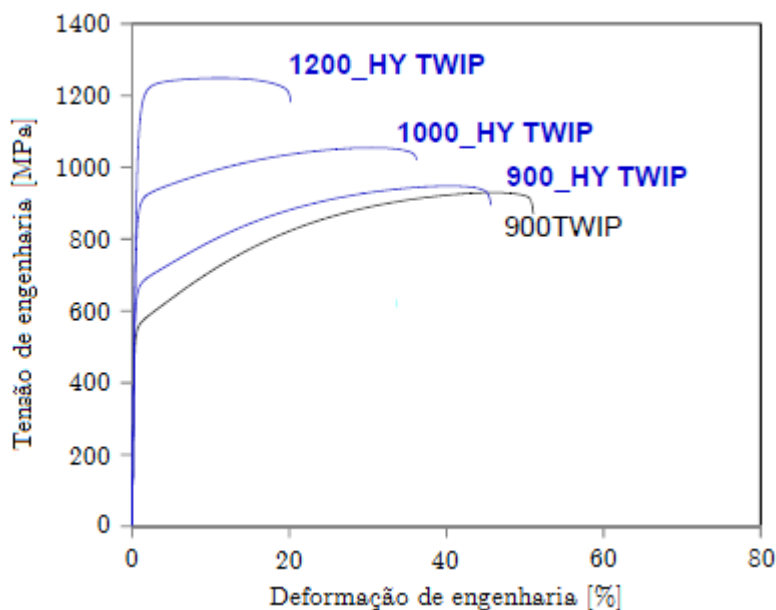


Figura 4.3 - Apresentação das curvas tensão-deformação para os aços TWIP apresentados na Figura 4.1, exceto o TWIP980 (NAM, 2013)

Não apresentado a Figura 4.3 o aço TWIP980, na bibliografia encontrou-se a curva tensão-deformação de engenharia deste aço. Na figura Figura 4.4 é apresentado a curva tensão-deformação de engenharia do aço TWIP980. Da análise deste gráfico, verifica-se a grande semelhança apresentada nos testes de tração realizados na Figura 4.2, ou seja, a semelhança de  $\sigma_e$ ,  $A_{gt}$  e  $\sigma_{max}$ .

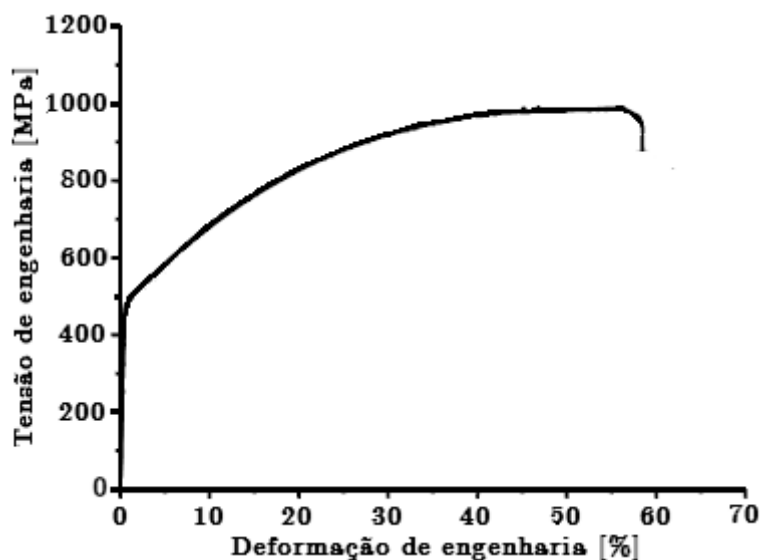


Figura 4.4 - Gráfico tensão-deformação de engenharia para o aço TWIP980 ou Fe-18%Mn-0,6%C-1,5%Al (De Cooman *et al.*, 2011)

Visto haver uma certa incerteza se o aço que se estaria a estudar era o TWIP900 ou 980, procedeu-se à análise dos elementos químicos que continham uma amostra sem pré-deformação. Através dos elementos maioritários destes dois aços e com uma análise EDS - *Energy-dispersive X-rays spectroscopy*, ir-se-ia chegar a uma conclusão. Assim na Figura 4.1, apresenta-se a composição química destes dois aços.

Tabela 4.1 - Elementos químicos maioritários dos aços TWIP900 e 980

	C	Mn	Si	Al
TWIP900	0,31	22,28	0,12	0,003
TWIP980	0,58	18,18	-	1,520

Da análise das composições químicas dos dois aços, comprova-se que as grandes diferenças destes aços, consiste no facto do aço TWIP980 conter cerca de 1,5% de alumínio e no TWIP900 ser um elemento com pouca relevância. Ambos os aços contêm quantidades reduzidas de silício.

Através de uma análise EDS, identificou-se os principais elementos químicos contidos numa amostra sem pré-deformação.

Este método baseia-se numa emissão de um feixe de eletrões, que excita uma amostra. A sua capacidade de caracterização de cada elemento tem como base o

princípio fundamental que cada elemento tem uma única estrutura atômica, permitindo um único conjunto de pico no seu espectro de emissão de raios-X. Nesta análise EDS foi emitido um feixe de alta energia de partículas carregadas com 15 kV. Estando cada átomo da amostra num estado não excitado, estes continham níveis de energia ou camadas eletrônicas ligadas ao núcleo. Assim um feixe incidente pode excitar um elétron de um nível interno, sendo este expulso e por consequente criando um buraco de elétron, como é ilustrado no esquema da Figura 4.5.

De acordo com esta figura, um elétron de uma camada externa L de maior energia, preencheu o buraco/espaco deixado por um elétron excitado na camada K de menor energia. A diferença de energia destas duas camadas, é libertada na forma de raios-X, sendo esta energia captada por um detetor de raios-X. Contendo cada elemento químico, uma determinada energia dissipada quando os elétrons se deslocam entre camadas de energia, é possível construir um espectro de energia dissipada.

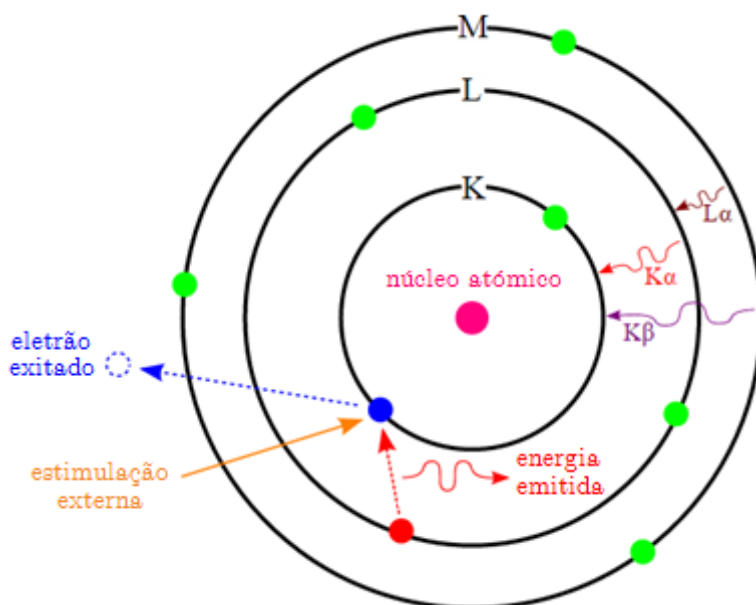


Figura 4.5 - Princípio de funcionamento da análise EDS

Na Figura 4.6 é apresentado o espectro de emissão de energia para uma amostra sem pré-deformação, sendo realizado num microscópio eletrônico de varrimento, MEV (Hitachi com o modelo SU-70).

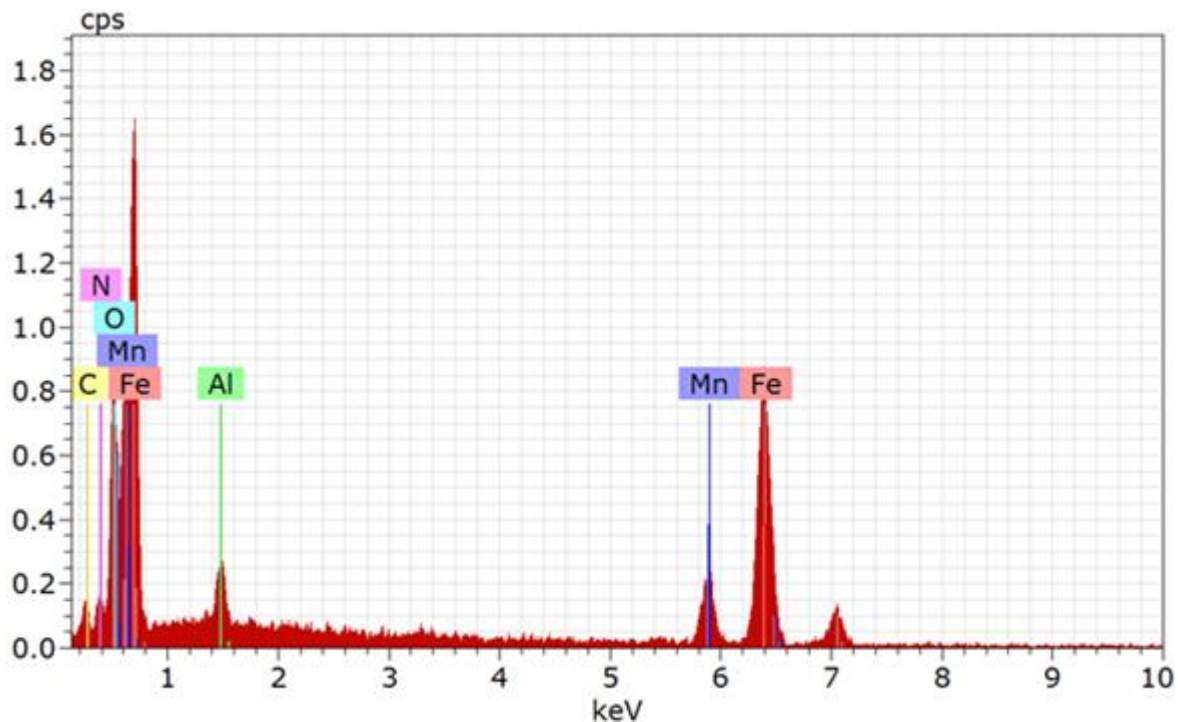


Figura 4.6 - Espectro de energia dissipada, através de análise *EDS*

Do espectro de energia dissipada, apresentado na Figura 4.6, evidencia-se que este não apresenta nenhum pico representando o elemento químico silício, *Si*, correspondendo às composições apresentadas na Tabela 4.1. A característica fundamental de forma a comprovar que se estava na presença do aço TWIP980, foi a presença do elemento químico alumínio, *Al*, no espectro de energia dissipada. Relembrando a Tabela 4.1, o aço TWIP900 continha uma quantidade muito reduzida de alumínio de 0,003%, contra os 1,520% do TWIP980.

## 4.2 Ensaio de tração para as pré-deformações 10%, 20% e 30% e posterior alteração na trajetória de deformação

Na Figura 4.7, é mostrado os primeiros 3 ensaios realizados aos provetes de grandes dimensões em relação a *RD*, com o objetivo de posteriormente estudar a alteração da trajetória com a pré-deformação. Na Figura 4.7a), b) e c) são mostrados gráficos de tensão-deformação reais com as deformações de 10%, 20% e 30% respetivamente. Aquando da definição da pré-deformação a impor, esta foi realizada tendo em conta a tensão convencional ou engenharia, representada a traço interrompido nos gráficos da Figura 4.7. Sendo assim e através da medição

da distância entre os pontos 3-4, ilustrados na Figura 4.8, calculou-se o valor que a distância teria de alcançar para obter a deformação requerida.

Da análise da Figura 4.7, evidencia-se que a deformação não alcançou o esperado 10%, 20%, e 30% mas respetivamente 9,46%, 20,92% e 31,23%. Esta diferença deveu-se ao facto de se usar um vídeo extensómetro independente do *software* da máquina de tração, causando este erro na paragem do ensaio, sem que no entanto ficasse comprometido o trabalho em curso.

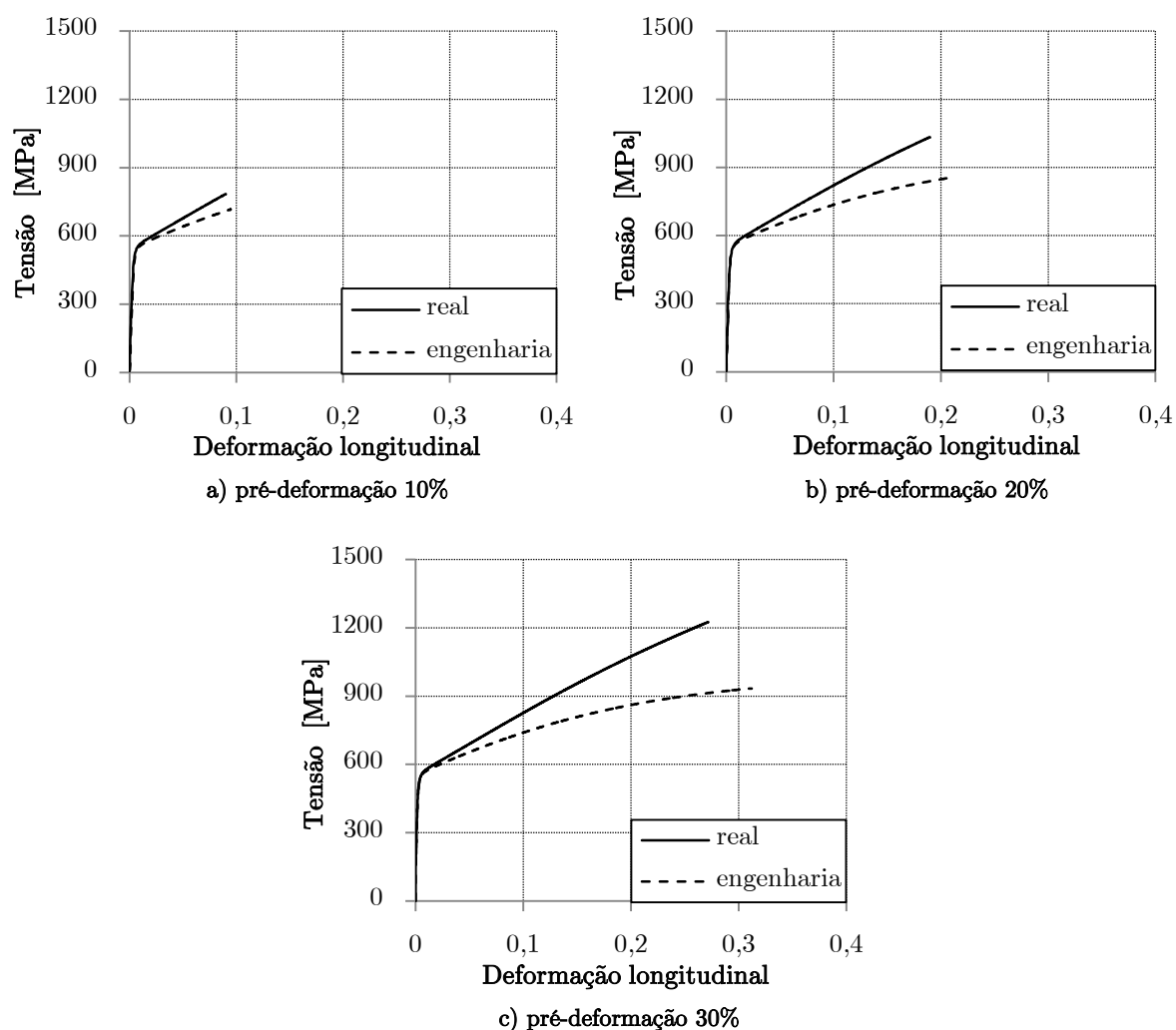


Figura 4.7 - Tensão-deformação real e engenharia para as 3 pré-deformações realizadas

De forma a comprovar, a uniformidade da deformação ao longo do provete, foram utilizados 6 pontos, 3 de cada lado do provete ao longo da largura. Também foram marcadas linhas ao longo da largura, de forma a verificar se estas no final do

ensaio continuavam retas, comprovando a uniformidade da deformação ao longo do provete. Na Figura 4.8, pode-se ver o provete pré-deformado 10% depois de efetuado o ensaio de tração, a zona da colocação dos pontos no provete e a marcação das linhas.

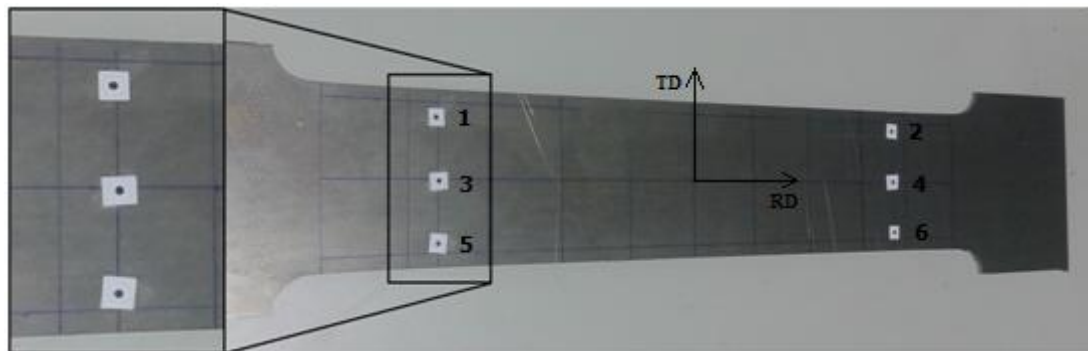


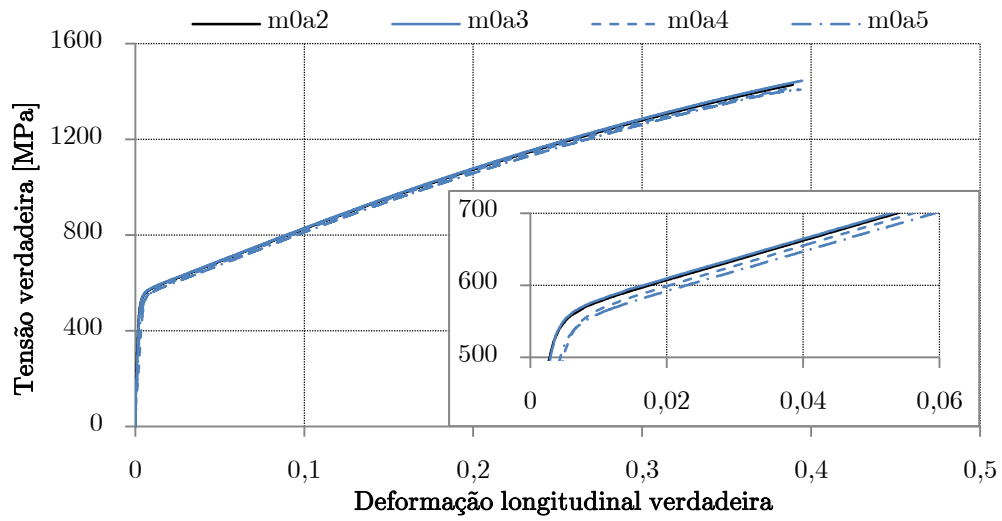
Figura 4.8 - Provete pré-deformado 10%

Na Tabela 4.2, pode-se ver a deformação de engenharia entre os pontos 1-2, 3-4 e 5-6, pelo que se observa que a variação máxima relativa encontrada foi de 1,65%. Portanto concluiu-se que a deformação ao longo do provete foi uniforme e que os provetes retirados do mesmo, irão ter resultados comparáveis entre si.

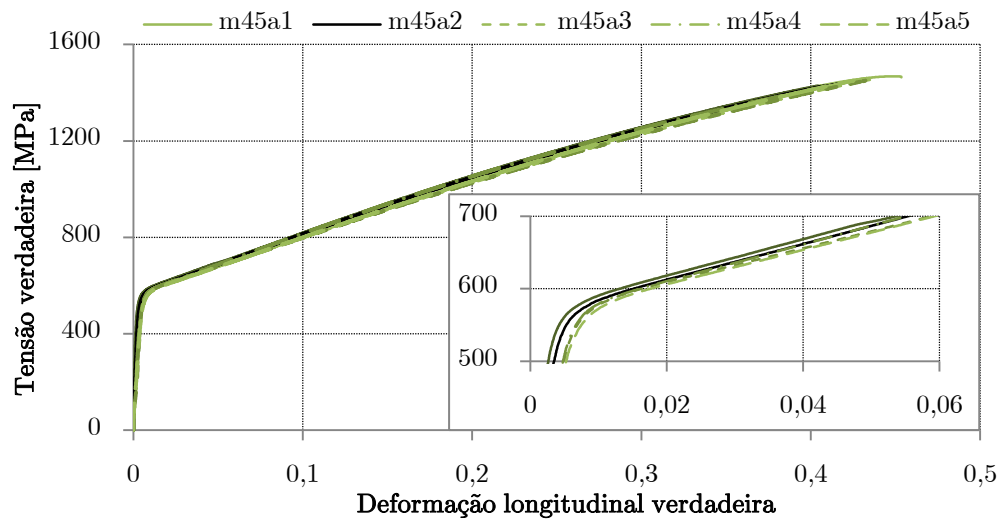
Tabela 4.2 - Deformação de engenharia entre os pontos 1-2, 3-4 e 5-6, para o provete pré-deformado 10%

	Deformação engenharia, $\sigma_v$	Variação máxima (%)
$\epsilon_{1-2}$	9,49	
$\epsilon_{3-4}$	9,46	1,65
$\epsilon_{5-6}$	9,33	

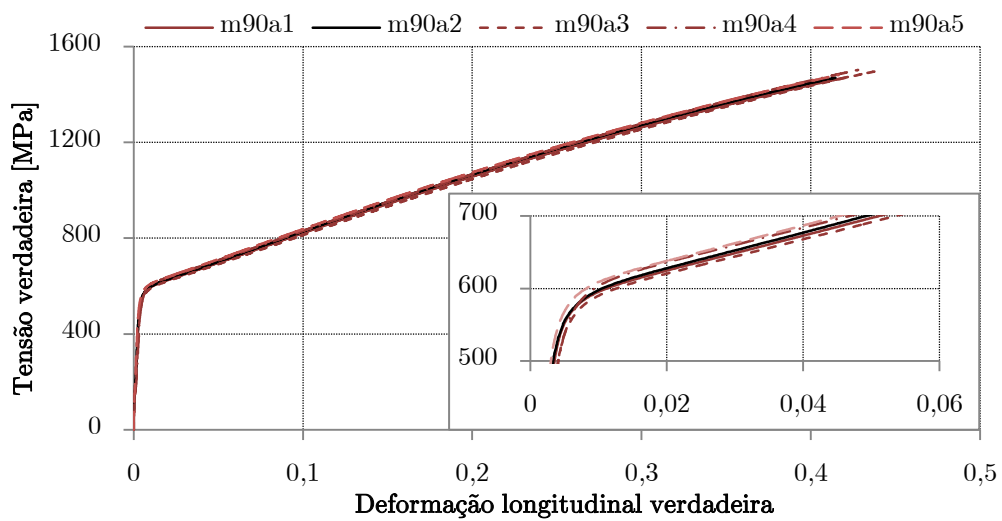
Nas Figura 4.9, 4.10, 4.11 e 4.12, pode-se ver os ensaios realizados para os provetes monotónicos, *m*, pré-deformados 10%, *p*, 20%, *q*, e 30% ,*t*, respetivamente. Para cada um dos casos em estudo foi realizado, entre 3 a 5 ensaios de tração de forma a validar a escolha da curva média. Para cada um dos gráficos anteriormente enunciados, nas posições a), b) e c) são representadas as direções 0°, 45° e 90° em relação a *RD*. Todos os ensaios foram efetuados até ao ponto de força máxima, a uma velocidade de deformação constante,  $\dot{\epsilon}$ , de  $0,001 \text{ s}^{-1}$  e à temperatura ambiente que se encontrava na sala de testes. Em todos os gráficos pode-se ver uma curva a preto, esta representando a curva média e a conseqüente sua escolha para a construção do gráfico da Figura 4.13.



a) direção 0°

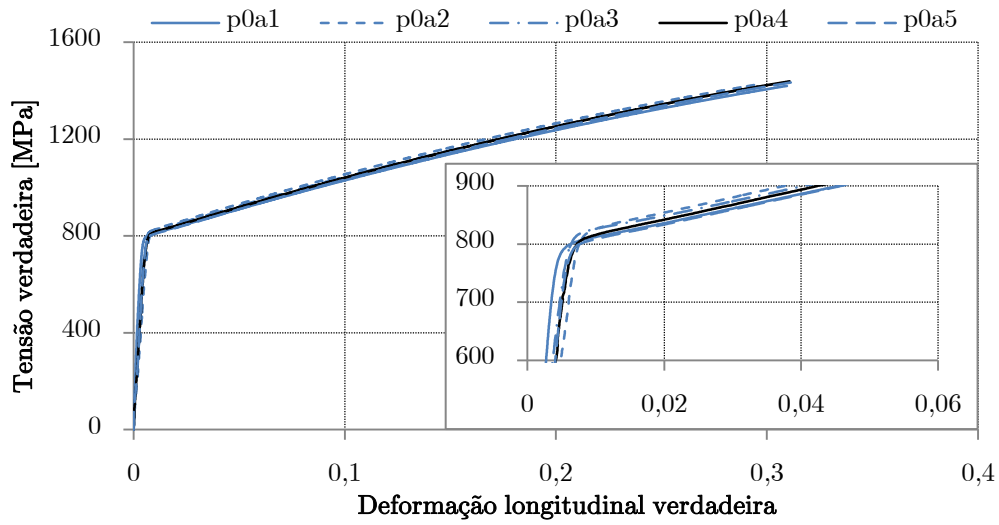


b) direção 45°

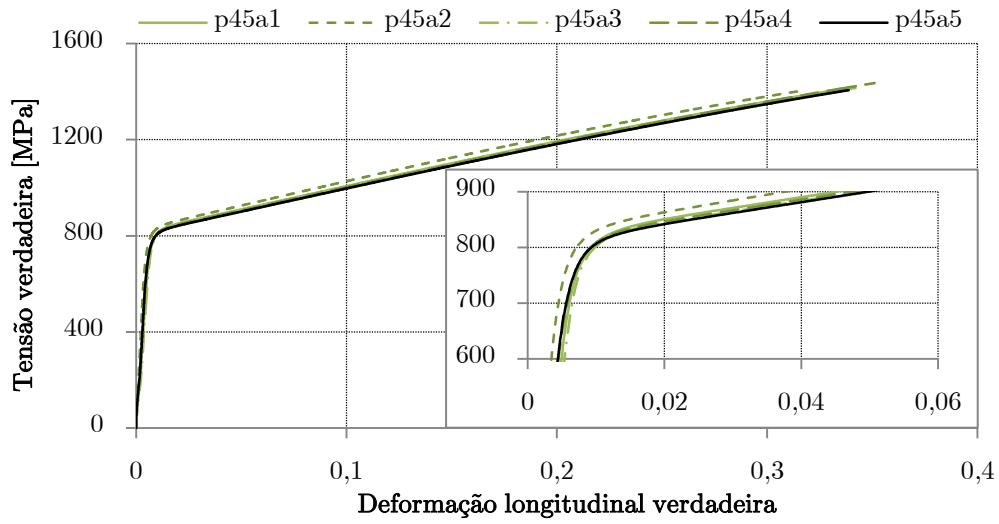


c) direção 90°

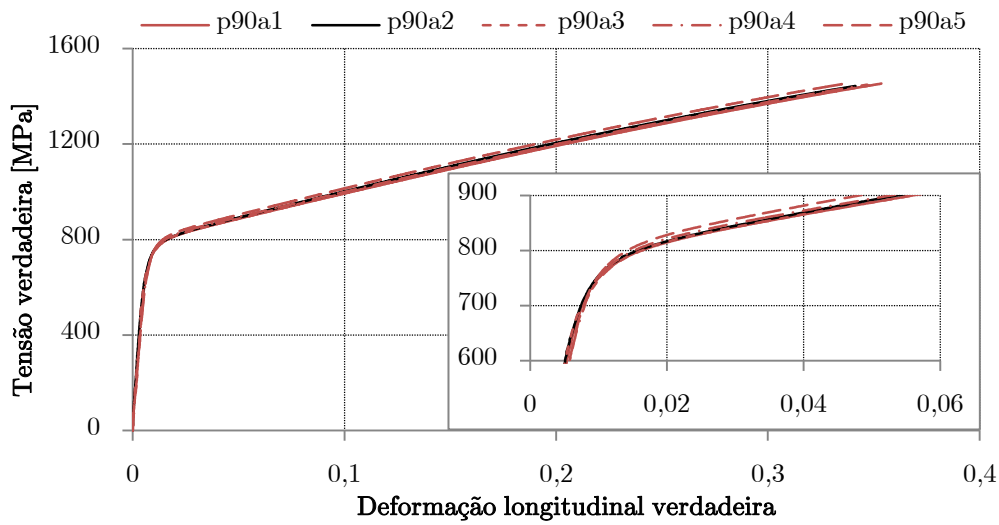
Figura 4.9 - Tensão - deformação verdadeira para os provetes não deformados, *m*, nas 3 direções estudadas em relação à direção de laminação, *RD*



a) direção 0°



b) direção 45°



c) direção 90°

Figura 4.10 - Tensão - deformação verdadeira para os provetes pré-deformados 10%,  $p$ , nas 3 direções estudadas em relação à direção de laminação,  $RD$



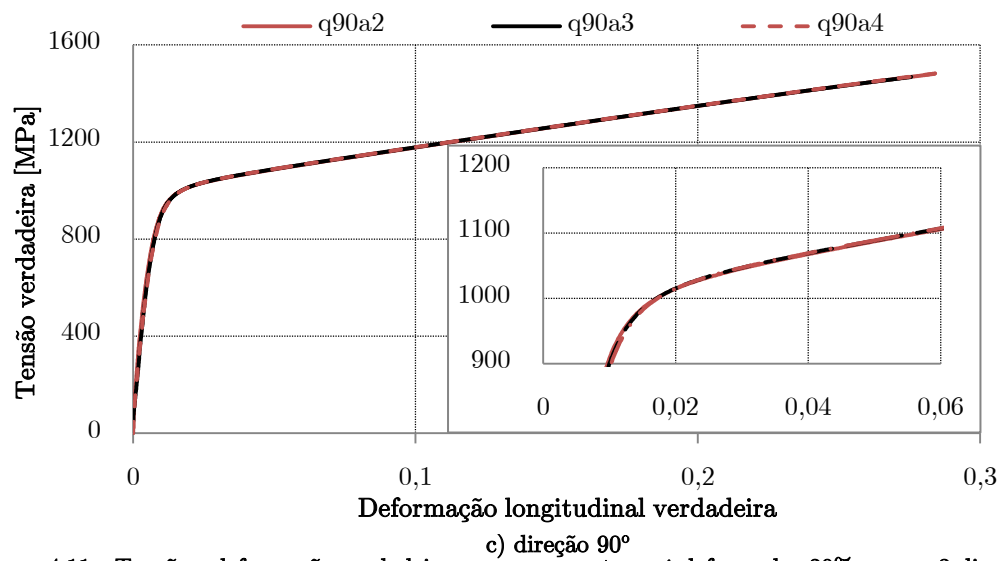
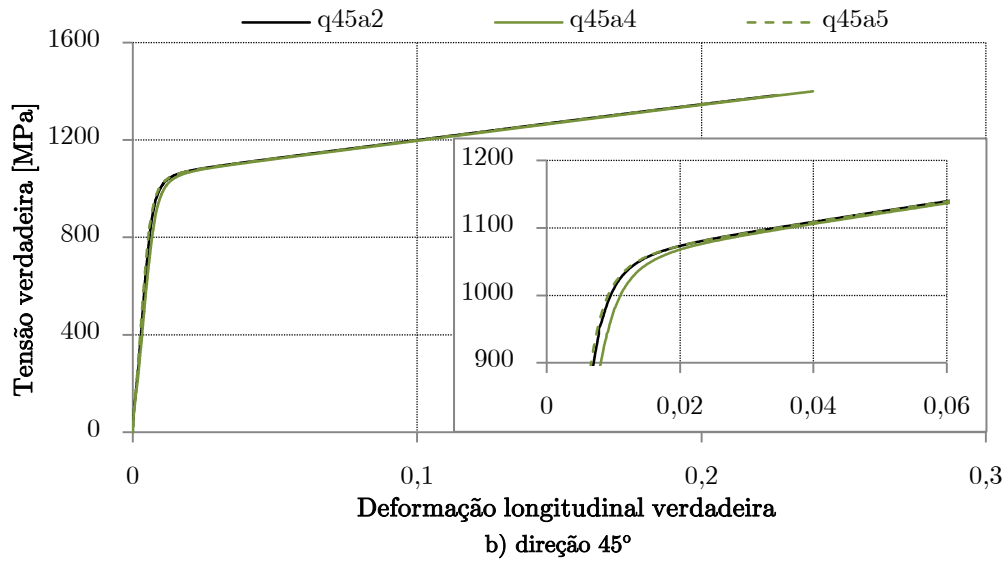
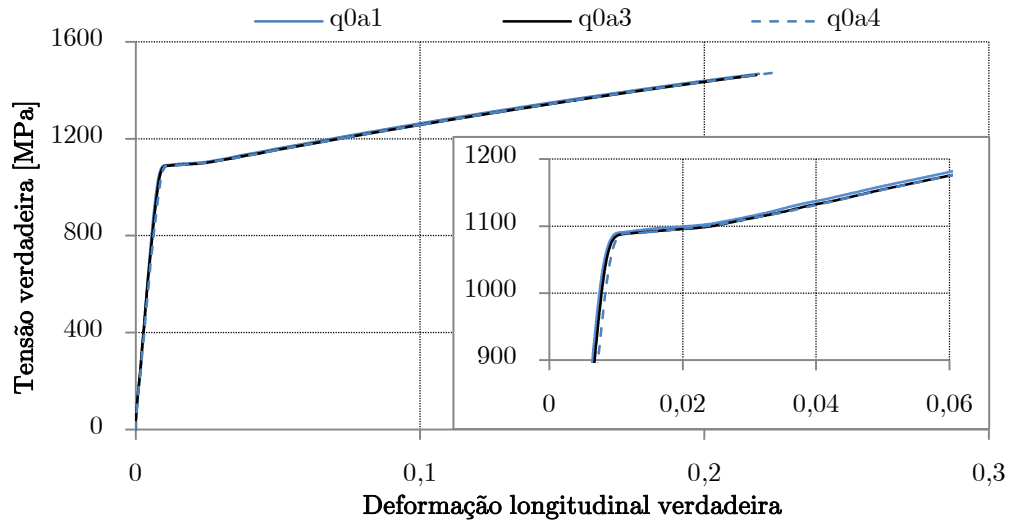


Figura 4.11 - Tensão - deformação verdadeira para os provetes pré-deformados 20%,  $q$ , nas 3 direções estudadas em relação à direção de laminação,  $RD$

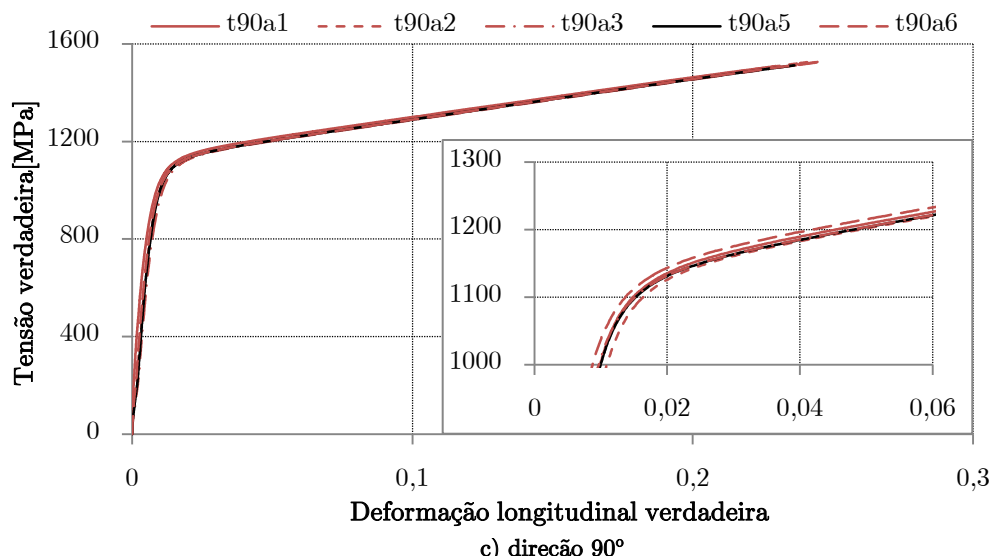
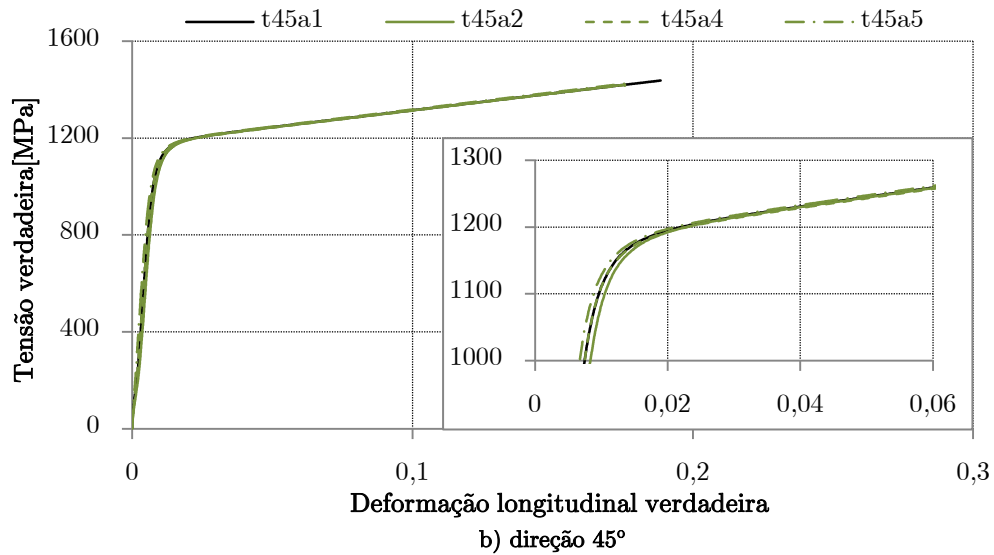
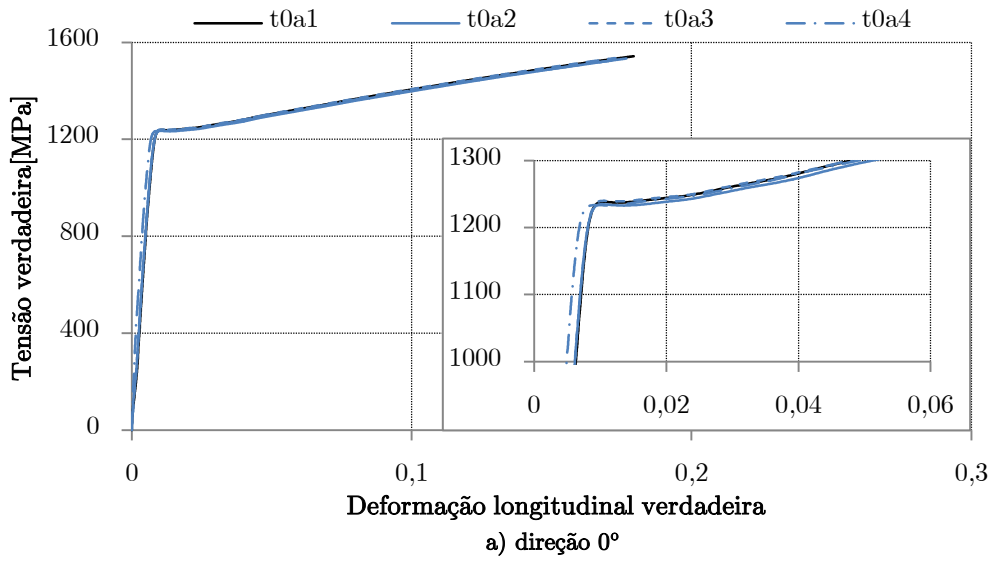


Figura 4.12 - Tensão - deformação verdadeira para os provetes pré-deformados 30%,  $t$ , nas 3 direções estudadas em relação à direção de laminação,  $RD$

Na Figura 4.13, analisa-se as curvas médias para o provete monotónico e as 3 pré-deformações, para cada uma das 3 direções em estudo. Através da sua análise, destaca-se, que os provetes  $p$ ,  $q$  e  $t$  a  $0^\circ$  em relação a  $RD$ , acompanharam a curva monotónica de referência,  $m$ , a  $0^\circ$ . Também se evidencia que a deformação máxima se deu para a direção  $90^\circ$ , seguindo-se  $45^\circ$  e por último  $0^\circ$ . Uma das consequências para o aparecimento da deformação máxima a  $90^\circ$  em relação a  $RD$ , está na sua alta taxa de encruamento e consequente menor tensão limite de elasticidade.

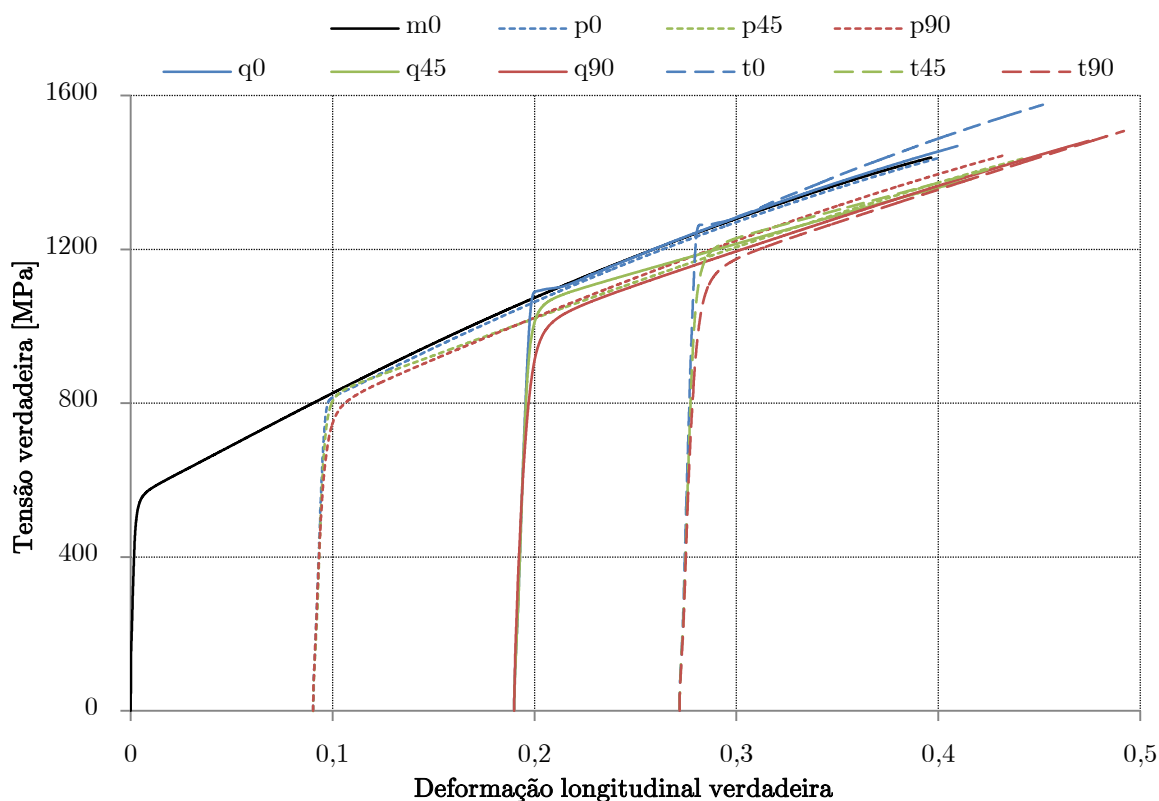


Figura 4.13 - Tensão - deformação verdadeira para o provete monotónico a  $0^\circ$ ,  $m$ , pré-deformado 10%,  $p$ , 20%,  $q$  e 30%,  $t$ , para cada uma das 3 direções em estudo até à força máxima

A tensão limite de elasticidade,  $\sigma_e$ , foi aumentando, com a pré-deformação imposta, para qualquer uma das direções em estudo, diminuindo assim o encruamento com a pré-deformação. O aumento da tensão limite de elasticidade, é consequente da deformação prévia no material, pois este fator traduz-se numa elevada densidade inicial de deslocações. Ou seja, este aumento da resistência elástica, indica a provável ação das paredes de grãos com elevada densidade de deslocações a atuarem como barreiras ao movimento das deslocações. O facto de esse valor ser maior com a pré-deformação a 30%, indica que este valor de pré-

-deformação, foi capaz de gerar um maior número de grãos com elevada densidade de deslocamentos. Também com o aumento da pré-deformação, verificou-se a consequente diminuição da ductilidade do material.

Através de tratamento térmico, (promovendo a redução da densidade de deslocamentos por aniquilação mútua) o material pré-deformado pode voltar a apresentar o comportamento exibido antes da deformação plástica. Da análise da Figura 4.14, verifica-se que a tensão limite de elasticidade é maior para a direção  $0^\circ$ , seguindo a de  $45^\circ$  e por último a de  $90^\circ$ . A transição do regime elástico para plástico, é mais acentuada na direção a  $0^\circ$ , seguindo-se a de  $45^\circ$  e por último a  $90^\circ$  em relação a  $RD$ . O aumento da fração volumétrica de maclas com a deformação cria obstáculos para o movimento das deslocamentos, ocorrendo um rápido encruamento do material, ou seja, um valor baixo de tensão limite de elasticidade. Esse fenómeno é conhecido como efeito TWIP (deformação induzida por maclação). O elevado valor do limite de resistência deste material é devido ao poder de atuação das maclas de deformação como contornos de grão, o que ocasiona maior dificuldade no processo de escorregamento.

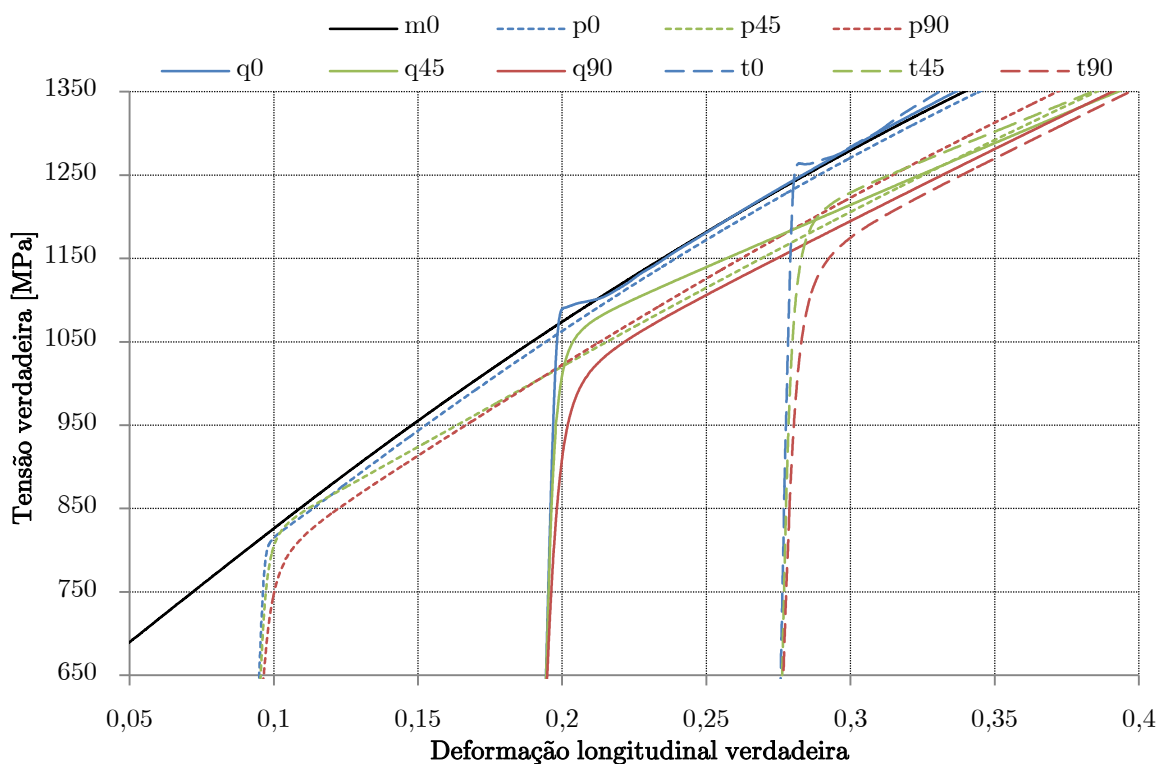


Figura 4.14 - Tensão - deformação verdadeira para o provete monotónico a  $0^\circ$ ,  $m$ , pré-deformado 10%,  $p$ , 20%,  $q$  e 30%,  $t$ , para cada uma das 3 direções em estudo (análise da tensão limite de elasticidade)

Através da observação da Figura 4.15 constatou-se a existência de um patamar denominado por cedência, ou seja, em que a tensão se mantém constante para um intervalo significativo de valores de deformação. Para prosseguir no ensaio, foi necessário o aumento da tensão para poder continuar a deformar o provete, até se atingir o valor máximo de força. Este patamar de cedência pode ser visto na Figura 4.15, para a direção  $0^\circ$  e pré-deformação 20% e 30%. Nos provetes sem pré-deformação e deformados 10% para a direção  $0^\circ$ , este patamar não é notório.

Assim se concluiu, que este patamar de cedência, aumenta em termos absolutos com o valor de pré-deformação e ocorrendo quando o ensaio é recarregado na mesma direção ( $\alpha=1$ , Tabela 2.5). Este patamar, situou-se acima da curva de referência,  $m0$ , ou seja, ocorrendo endurecimento do material, pelo que quando este acabou a curva de pré-deformação a 20% para a direção  $0^\circ$ ,  $q0$ , coincidiu com a curva  $m0$ . O valor de deformação que este patamar obteve foi de aproximadamente 1,5%. Com o objetivo de se tentar explicar o fenómeno do aparecimento do patamar de cedência, no subcapítulo 4.3, este é estudado em pormenor através da avaliação de diversos fatores que poderiam estar na origem do mesmo.

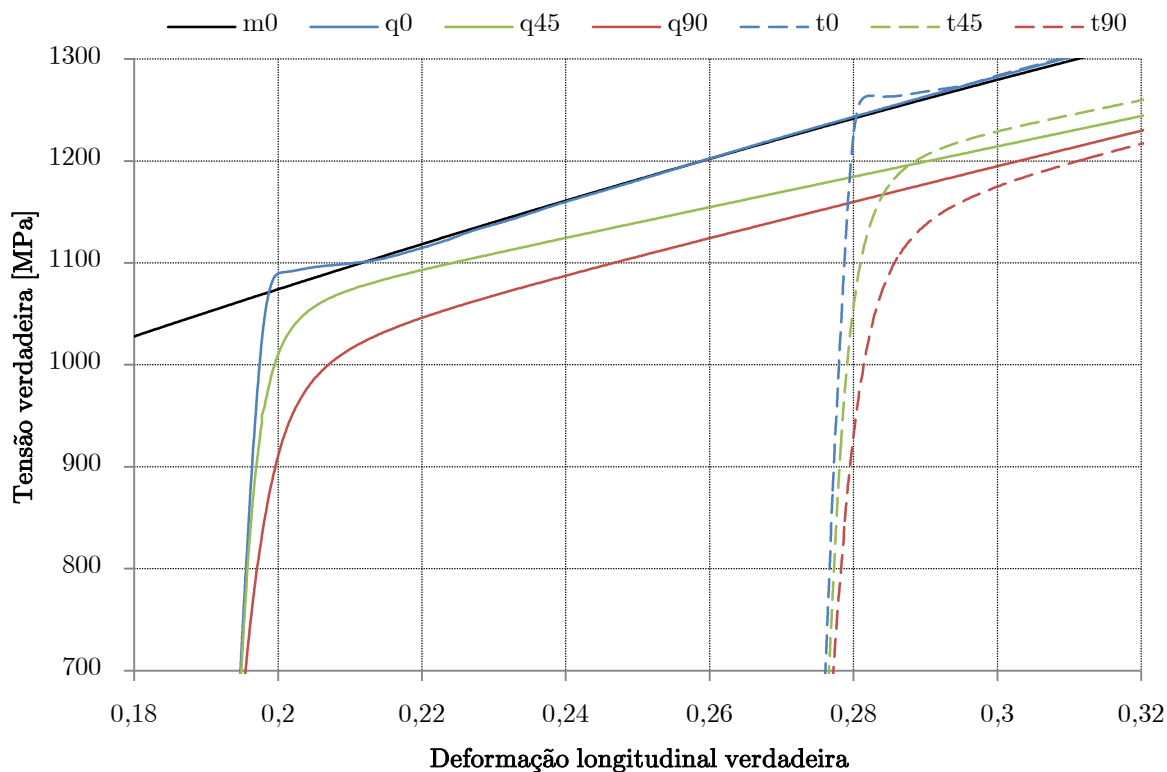


Figura 4.15 - Patamar de cedência para a pré-deformação 20% e 30% para a direção  $0^\circ$  em relação a  $RD$

---

### 4.3 Influência da carga e descarga numa pré-deformação imposta, na formação do patamar de cedência para provetes monotónicos

---

Como foi analisado no subcapítulo 4.2, ocorre a formação de um patamar denominado como cedência na transição entre o regime elástico e plástico, para a direção  $0^\circ$  em relação a  $RD$ , sendo este cada vez mais elevado em termos absolutos consoante a pré-deformação imposta. De modo a estudar se este efeito era consequente da direção de recarga, ou seja, no caso em estudo  $\alpha$  igual a 1, procedeu-se à carga e descarga de provetes não deformados,  $m$ , para as 3 direções em estudo.

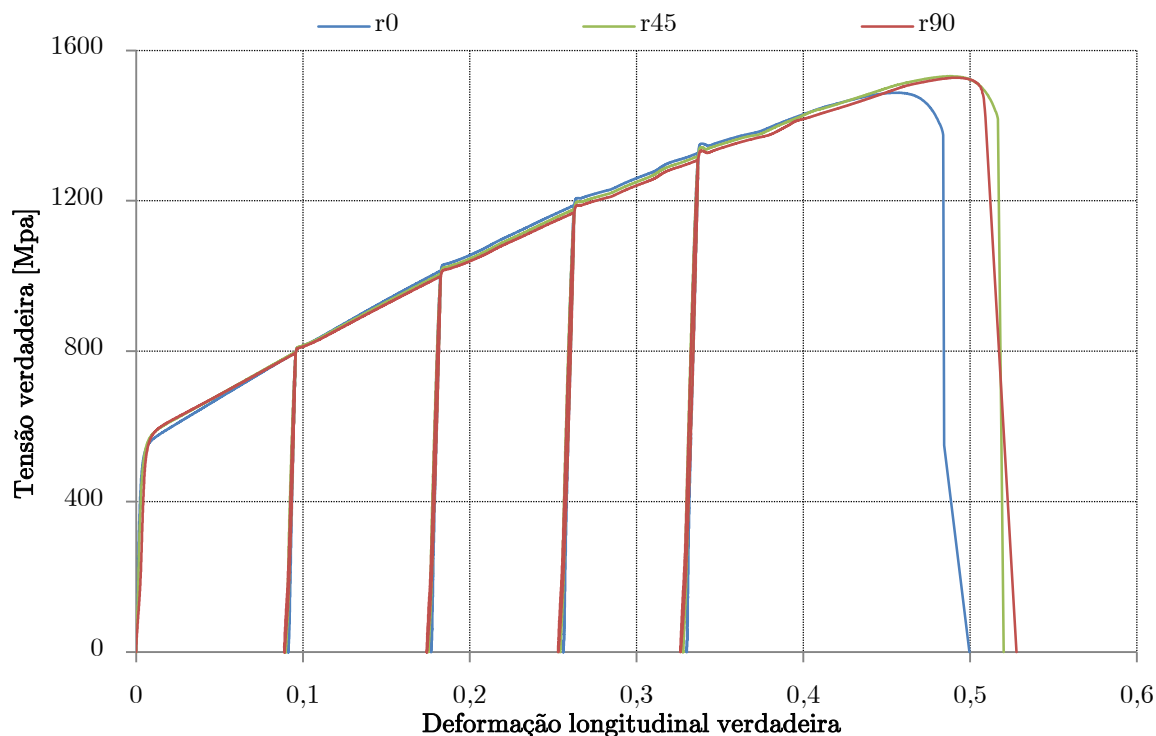
Este estudo teve como objetivo chegar-se a uma resposta acerca da ocorrência do patamar de cedência, através da análise de vários parâmetros que poderiam estar na sua origem.

O primeiro parâmetro a ser estudado, foi a variação do patamar em termos relativos de acordo com a alteração da trajetória para diferentes deformações impostas ao longo do ensaio. Seguidamente e devido que a transição entre o regime elástico e plástico na direção a  $0^\circ$ , era efetuada de forma repentina foi estudada a variação da velocidade da máquina de tração nesta zona crítica do ensaio. Outro parâmetro que se teve em estudo foi a diferença de temperatura da superfície do provete ao longo do ensaio, podendo esta provocar um amaciamento ou encruamento no material. Por último, pretendeu-se analisar a influência do tempo de descarga na variação do patamar para as diferentes pré-deformações requeridas, através do aumento e diminuição da velocidade de descarga da máquina. A carga e descarga nos provetes ocorreu para as deformações de engenharia de 10%, 20%, 30% e 40%.

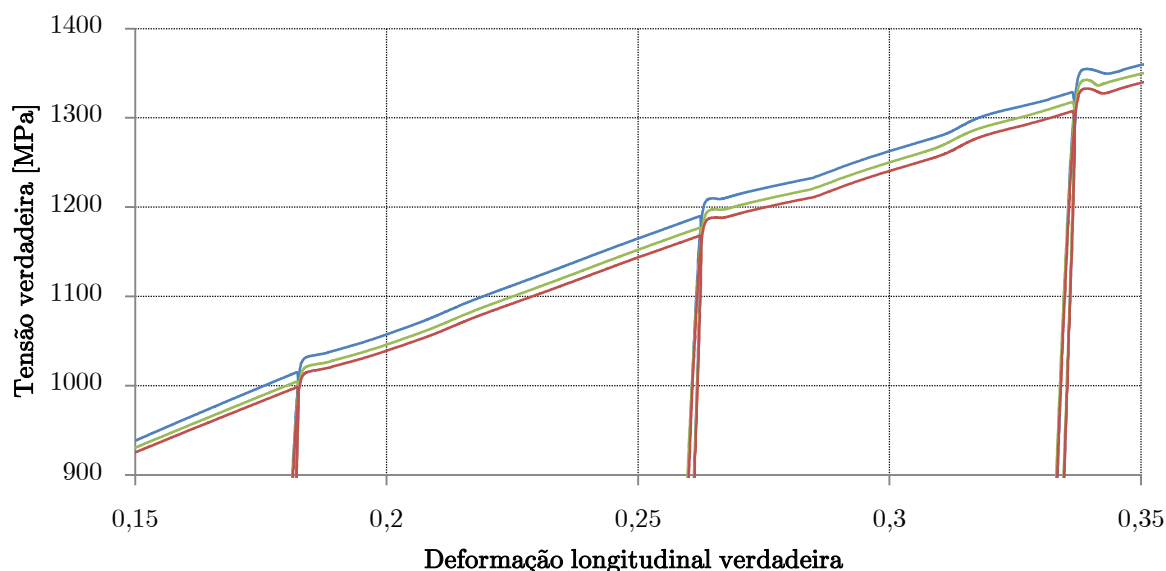
#### 4.3.1 Variação do patamar de cedência com alteração da trajetória com $RD$

Na Figura 4.16a), é mostrado o gráfico tensão-deformação verdadeira, para os provetes descarregados e carregados nas deformações previamente indicadas, e para as direções  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$  em relação a  $RD$ . Na Figura 4.16b), e em termos absolutos

evidencia-se o aumento do patamar de cedência, com a deformação imposta. Assim chegou-se à conclusão que este patamar ocorre para cargas e descargas ocorridas na mesma direção, ou seja  $\alpha$  igual a 1, independentemente da direção do ensaio.



a) gráfico tensão-deformação da influência da carga e descarga para provetes não deformados, na direção  $0^\circ$ ,  $r0$ ,  $45^\circ$ ,  $r45$  e  $90^\circ$ ,  $r90$ , em relação a  $RD$



b) pormenor do patamar de cedência ocorrido para as deformações engenharia a 20%, 30% e 40%.

Figura 4.16 - Tensão-deformação real da carga e descarga para 10%, 20%, 30% e 40% de deformação de engenharia, de provetes não deformados,  $m$ , para as direções  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$  em relação a  $RD$

Com o objetivo de estudar a evolução do patamar de cedência ao longo das deformações impostas, procedeu-se à sua variação relativa ao longo do ensaio. O cálculo desta variação foi efetuada de acordo com a equação 4.1.

$$\frac{(\sigma_{max.carga} - \sigma_{max.recarga})}{\sigma_{max.recarga}} \quad \text{Eq. 4.1}$$

onde  $\sigma_{max.carga}$  corresponde à tensão máxima ocorrida antes de se efetuar cada descarga e  $\sigma_{max.recarga}$  é a tensão máxima obtida no patamar de cedência.

Na Figura 4.17, analisa-se a evolução do patamar de cedência em termos relativos ao longo das deformações de 10%, 20%, 30% e 40%, para as direções 0°, 45° e 90°. Da sua observação, constata-se que o patamar de cedência para qualquer umas das 3 direções em relação a *RD*, nas deformações 10%, 20% e 30%, não evoluiu de forma significativa e o seu aumento relativo é praticamente igual, na ordem dos 1,7%. Para a deformação a 40%, e estando o material, num ponto próximo da rotura, este atinge um valor relativo de patamar de cedência mais elevado, de 1,95%. Nas Tabelas A.5, A.6 e A.7, pode-se observar os valores  $\sigma_{max.carga}$  e  $\sigma_{max.recarga}$  para cada uma das 3 direções e 4 deformações estudadas. Assim conclui-se que este patamar ocorre para qualquer direção, desde que o provete seja carregado e descarregado na mesma direção.

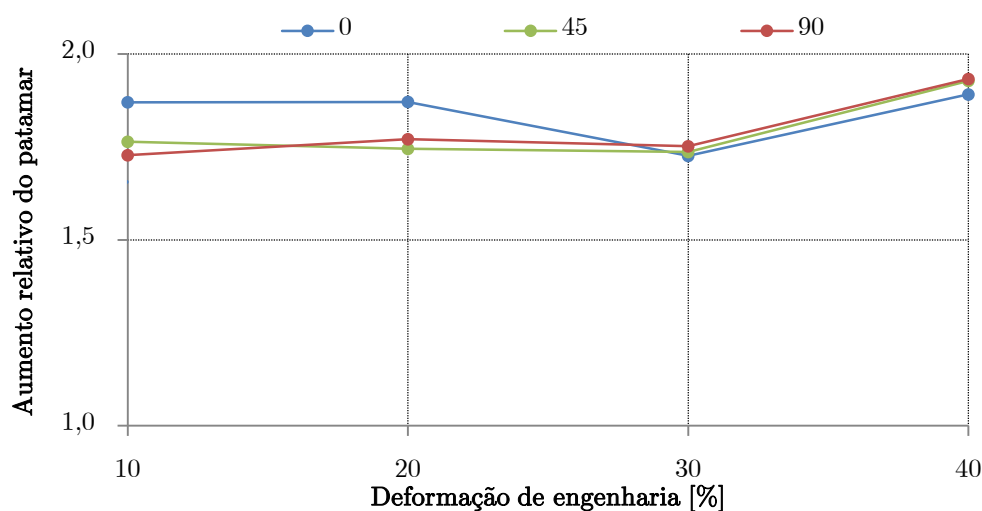


Figura 4.17 - Evolução relativa do patamar de cedência, para as deformações de engenharia de 10%, 20%, 30% e 40%



O patamar de cedência é geralmente associado a uma formação repentina e ação rápida de deslocamentos de locais específicos que se tornam descartáveis. De modo a eliminar este patamar é sugerido a uniformidade da densidade de deslocamentos, ou seja, que estas se encontrem orientadas segundo a direção de tração (Kim, 2012).

Neste tópico em estudo, também foi evidenciado um fenómeno denominado por histerese, ou seja, a curva tensão-deformação na descarga não é exatamente linear e paralela, à curva de carregamento. Este desfazamento consiste na diferença entre a energia de deformação necessária para gerar uma determinada tensão num material e a energia elástica nessa tensão. Esta energia nos ensaios de tração é dissipada como calor. De forma exemplificativa, na Figura 4.18, é mostrado a descarga e o carregamento para um provete monotónico para a direção  $0^\circ$ , onde se evidência que a curva de descarga não coincide com a curva de carregamento.

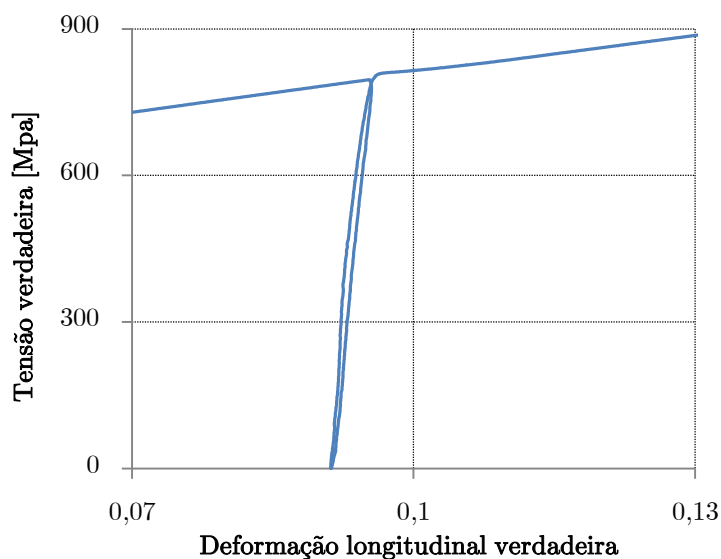


Figura 4.18 - Histerese na carga e descarga para 10% de deformação de engenharia, para um provete monotónico na direção  $0^\circ$  em relação a  $RD$

#### 4.3.2 Velocidade da máquina de tração na transição entre regime elástico e plástico

Como foi analisado na revisão bibliográfica, o aço TWIP tem sensibilidade negativa à velocidade de deformação. Sendo assim e de forma a confirmar, que a máquina de tração usada assegura ao longo de todo o ensaio a mesma velocidade, procedeu-se ao seu cálculo.

Na Figura 4.19, é mostrado o gráfico tensão-deformação verdadeira, para um provete pré-deformado 20%,  $q$ , para a direção  $0^\circ$  em relação a  $RD$ , onde a existência do patamar de cedência é visível e a correspondente velocidade da máquina ao longo do ensaio. Da sua análise comprova-se que a velocidade da máquina é constante ao longo do ensaio, garantindo-se que a existência do patamar não é consequência da velocidade de deformação ao longo do ensaio.

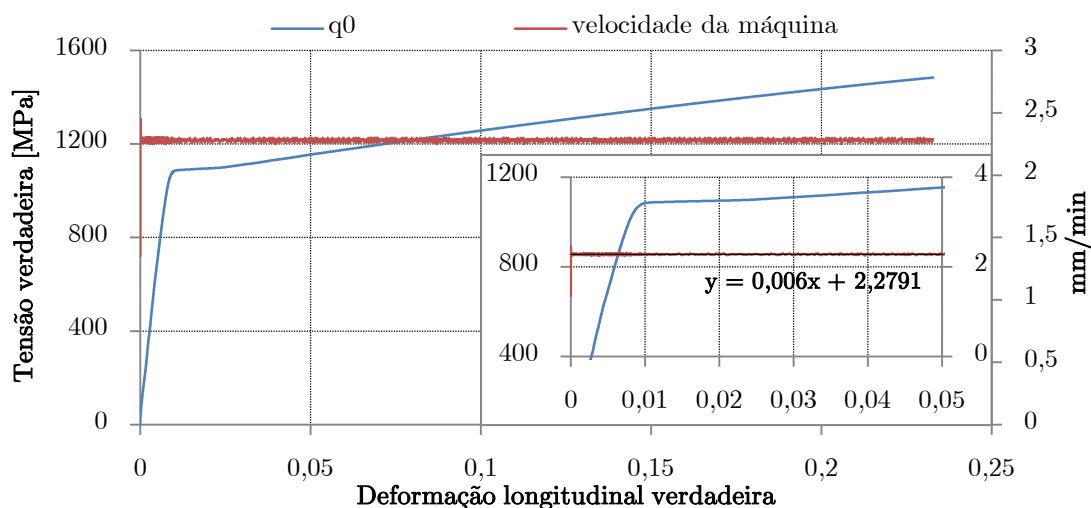


Figura 4.19 - Velocidade da máquina Shimadzu AG-X plus 100 kN, praticada ao longo do ensaio, para um provete pré-deformado 20%,  $q$ , para a direção  $0^\circ$  em relação a  $RD$

#### 4.3.3 Medição da temperatura do provete ao longo do ensaio de tração

Devido a haver uma grande quantidade de energia a ser dissipada no decorrer do ensaio de tração, procedeu-se à medição da temperatura da superfície do provete ao longo do ensaio. O objetivo deste estudo, seria comprovar até que ponto o aumento de temperatura poderia resultar num encruamento ou amaciamento do material, originando um patamar de cedência.

Através da análise da Figura 4.20, verifica-se que existe um aumento de temperatura na superfície do provete em  $7,1^\circ\text{C}$  desde o início ao fim do ensaio. Tendo em conta o tamanho do provete, este aumento de temperatura poderá ser significativo na alteração das propriedades mecânicas do material ao longo do ensaio.

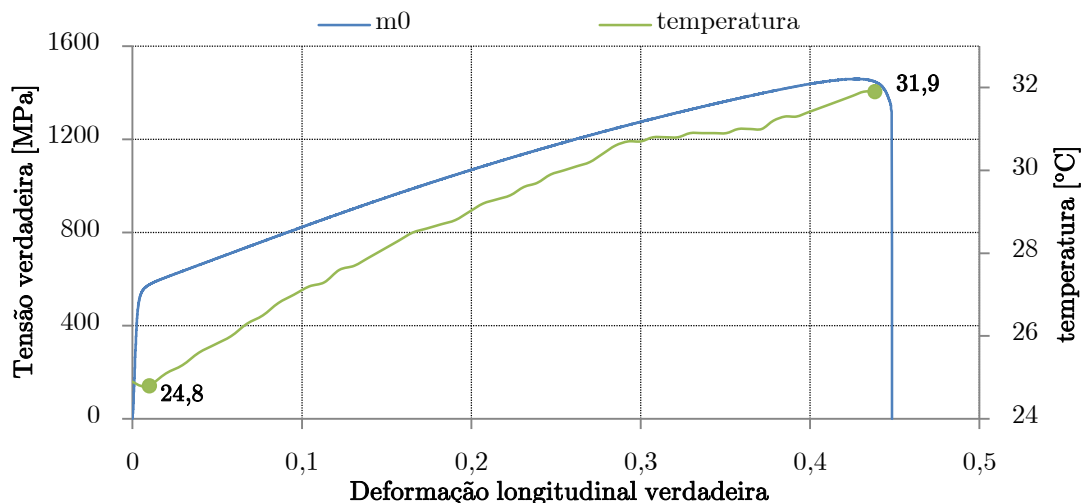


Figura 4.20 - Temperatura da superfície do provete ao longo do ensaio

#### 4.3.4 Influência do tempo de descarga na variação relativa do patamar de cedência

Com o objetivo de estudar a influência do tempo de descarga, na variação do patamar de cedência, procedeu-se à realização de ensaios de carga e descarga variando a velocidade de descarga para a direção  $0^\circ$ , em relação a  $RD$ . Procedeu-se a ensaios, com cargas e descargas a cada 10% de deformação de engenharia até 40%, com as seguintes velocidades de descarga: 0,1 mm/min, 0,5 mm/min, 2 mm/min, 10 mm/min e 50 mm/min.

Na Figura 4.21, pode-se analisar a influência da alteração da velocidade de descarga e consequente aumento ou diminuição do tempo de descarga, na variação relativa do patamar de cedência, de acordo com a equação 4.1. A nomenclatura usada na legenda deste gráfico é do tipo r0-x, sendo 0 a correspondente direção em relação a  $RD$  e x a velocidade de descarga imposta em mm/min.

Nas Tabelas A.8, A.9, A.10, A.11 e A.12 pode-se observar os valores de  $\sigma_{max.carga}$  e  $\sigma_{max.recarga}$  para cada uma das 5 velocidades de descargas e 4 deformações estudadas. Na Figura A.1, pode-se ver os 5 ensaios de tração realizados, bem como os 4 patamares existentes, consequentes das 4 cargas e descargas. É notória a sensibilidade negativa à velocidade de deformação, facto já antes comprovado por De Cooman *et al.* (2011).

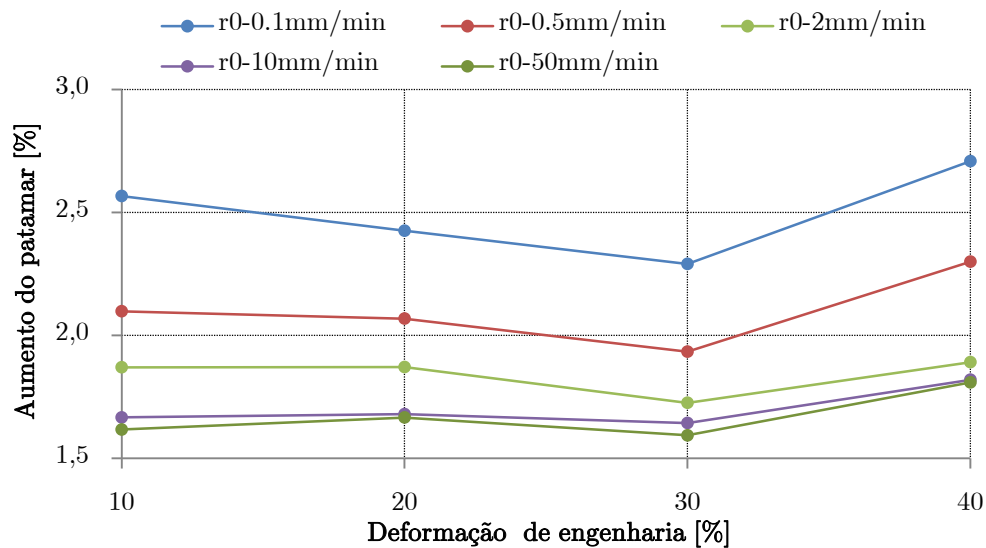


Figura 4.21 - Influência do tempo de descarga na variação relativa do patamar de cedência, para as deformações de 10%, 20%, 30% e 40%, para as velocidades de descarga de 0,1 mm/min, 0,5 mm/min, 2 mm/min, 10 mm/min e 50 mm/min

Da observação da Figura 4.21, conclui-se que em termos relativos o patamar de cedência aumenta com a diminuição da velocidade de descarga. Conclui-se que com o aumento do tempo de descarga, ocorre um maior arranjo da estrutura do material e por consequente uma maior densidade de deslocações retomam às suas orientações preferenciais. Assim quando da realização da recarga, com o objetivo de proceder de novo ao alinhamento das deslocações com a direção de tração, é no patamar de cedência que ocorre a aniquilação das deslocações que não estão alinhadas com a direção de tração. Havendo uma maior densidade de deslocações que retomam às suas orientações preferenciais, o patamar de cedência aumenta com o aumento do tempo de descarga (diminuição da velocidade de descarga) e deformação.

#### 4.4 Propriedades mecânicas

Na Tabela 4.3, são apresentados os valores médios das propriedades mecânicas calculadas para as 4 pré-deformações ensaiadas em cada uma das 3 direções estudadas. As propriedades analisadas foram: a tensão limite de elasticidade,  $\sigma_e$ , tensão máxima,  $\sigma_{max}$ , deformação uniforme,  $\varepsilon_u$ , razão elástica,  $\sigma_e/\sigma_{max}$ , o expoente

de encruamento,  $n$  e a constante plástica de resistência,  $K$ . Todas as propriedades mecânicas foram calculadas tendo em conta a tensão e deformação reais.

Tabela 4.3 - Propriedades mecânicas avaliadas no ensaio tração para os provetes monotónicos, pré-deformados 10%, 20% e 30% para as 3 direções em estudo

Propriedades	Monotónico, $m$			Pré-deformados 10%, $p$		
	Direção			Direção		
	0°	45°	90°	0°	45°	90°
$\sigma_e$ [Mpa]	525	480	400	715	635	540
$\sigma_{max}$ [Mpa]	1456	1448	1495	1445	1433	1467
$\sigma_e/\sigma_{max}$	0,381	0,331	0,268	0,493	0,429	0,368
$\epsilon_u$ (%)	0,39	0,40	0,43	0,31	0,34	0,35
$n$	0,340	0,335	0,346	0,225	0,213	0,235
$K$	1993	1935	1995	1870	1772	1881

Tabela 4.3 - (continuação)

Propriedades	Pré-deformados 20%, $q$			Pré-deformados 30%, $t$		
	Direção			Direção		
	0°	45°	90°	0°	45°	90°
$\sigma_e$ [Mpa]	960	840	640	1232	1100	820
$\sigma_{max}$ [Mpa]	1489	1406	1494	1531	1422	1562
$\sigma_e/\sigma_{max}$	0,650	0,597	0,429	0,805	0,773	0,525
$\epsilon_u$ (%)	0,21	0,23	0,28	0,20	0,24	0,25
$n$	0,140	0,113	0,152	0,112	0,076	0,123
$K$	1815	1651	1803	1874	1621	1829

Como pode ser observado da Tabela 4.3, foi a direção 90° em relação a  $RD$ , que apresentou menor valor de  $\sigma_e/\sigma_{max}$ , resultando numa maior capacidade de encruamento e ductilidade. Estes fatores contribuem para um melhor desempenho na conformação das chapas. Em relação a  $\epsilon_u$ , foi maior para a direção 90° e menor para a direção 0°, o que era de esperar uma vez que estas direções terem apresentado o menor e o maior valores de  $\sigma_e$ , respetivamente. Verificou-se que o módulo de elasticidade verificou-se foi sensivelmente de 205 GPa, para todas as direções e pré-deformações.

O expoente de encruamento,  $n$ , foi calculado tendo como base o gráfico logaritmo da tensão verdadeira versus logaritmo da deformação verdadeira, como é ilustrado esquematicamente na Figura 4.22. A partir da inclinação da reta linearizada entre

os valores de 2% de deformação real e o ponto de força máxima,  $F_{max}$ , obteve-se o  $n$ . Este foi calculado tendo como base este intervalo de valores, pois esta lei só é aplicada na zona plástica e antes de ocorrer a estrição no provete.

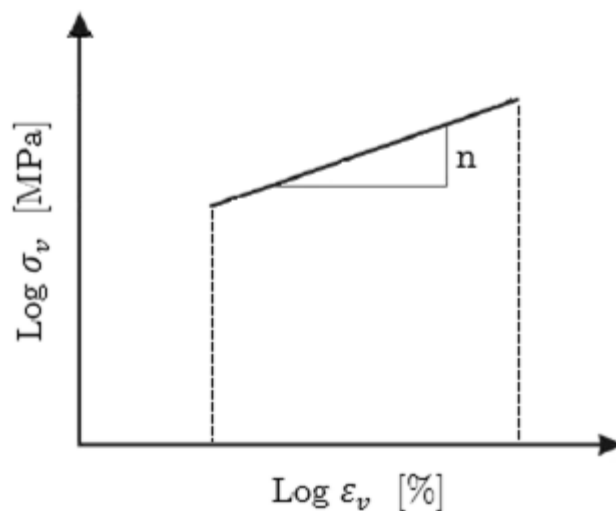


Figura 4.22 - Método de cálculo do expoente de encruamento,  $n$

Este parâmetro é fundamental, pois permite caracterizar o comportamento plástico do material, através da equação de Hollomon (equação 4.2). É de salientar que existem diversas equações para caracterizar a zona plástica de um material destacando-se a lei de Swift, Ludwik e Voce.

$$\sigma = K \varepsilon^n \quad \text{Eq. 4.2}$$

Onde o  $K$  corresponde à constante plástica de resistência, este que foi calculado tendo em conta um  $K$  médio encontrado, ou seja, entre o intervalo de deformação usado para o cálculo do  $n$ .

Na Figura 4.23 são ilustrados 4 gráficos, logaritmo da tensão verdadeira versus logaritmo da deformação verdadeira, das 4 deformações e 3 direções estudadas. Os ensaios escolhidos para o cálculo do  $n$ , foram as curvas médias encontradas para cada pré-deformação e direção estudada. Estes gráficos tinham como objetivo avaliar se a taxa de encruamento era constante na zona plástica e obter um  $n$  médio ao longo do ensaio. Da observação da Figura 4.23, verifica-se que tal facto não acontece, constatando-se que o expoente é mais alto para deformações maiores.

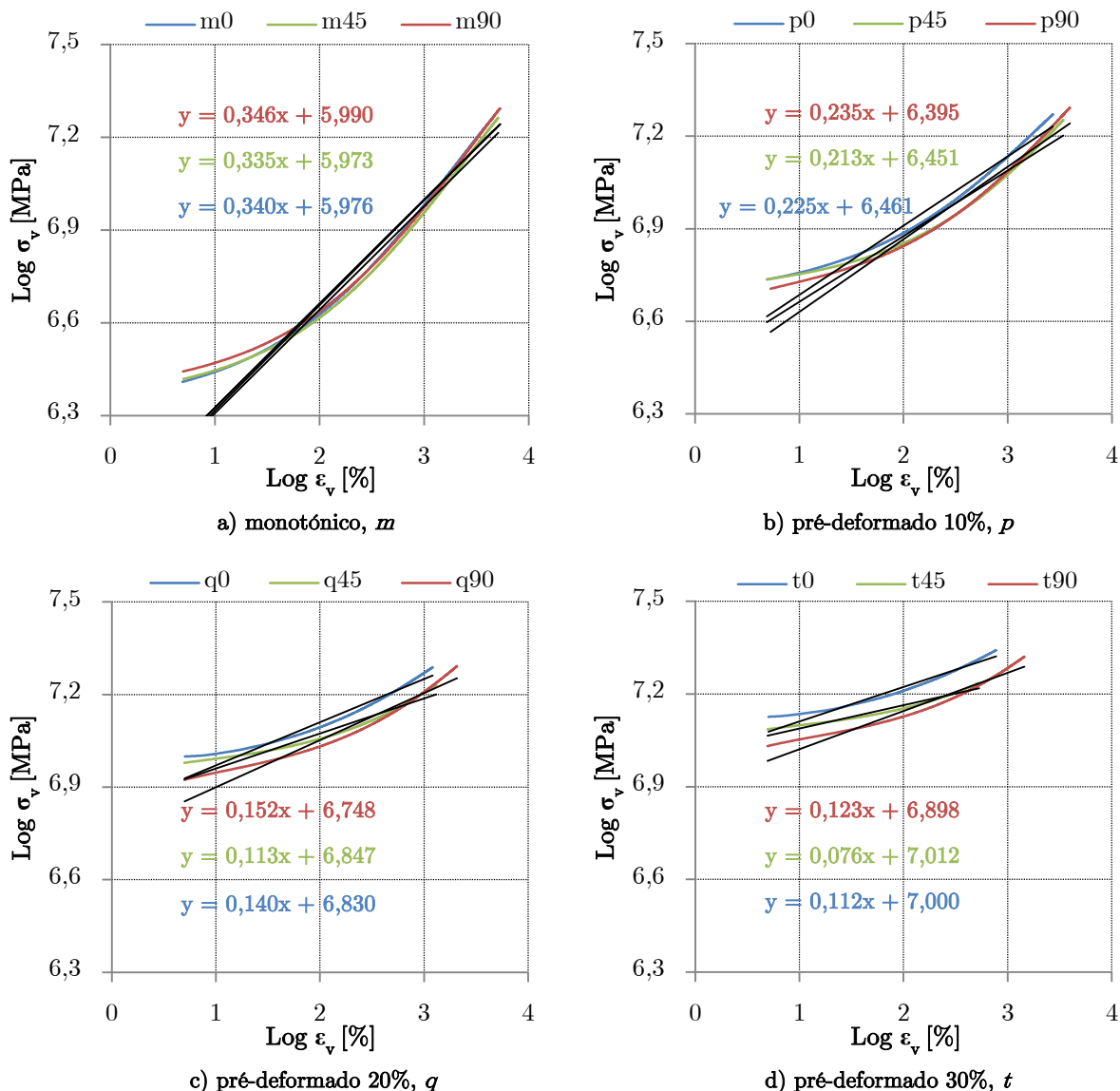


Figura 4.23 - Gráfico logaritmo da tensão verdadeira versus logaritmo da deformação verdadeira, para as 4 pré-deformações e 3 direções estudadas, com o objetivo de obter o  $n$

Da análise dos gráficos da Figura 4.23, conclui-se que o maior valor de encruamento se dá para a direção a 90° em relação a  $RD$ , para todas as pré-deformações. Este como já foi explicado deve-se ao facto do baixo valor de  $\sigma_e$ , resultando numa grande capacidade de encruamento.

Com o objetivo de melhorar a caracterização do aço TWIP980 na zona plástica, optou-se por calcular o  $n$ , para diferentes intervalos de deformações reais. Na Tabela 4.4, são apresentados os valores de  $n$  encontrados para diferentes intervalos de deformações reais, para as 4 deformações e 3 direções estudadas.

Tabela 4.4 - Expoente de encruamento,  $n$ , para determinados intervalos de deformações reais, para as 4 pré-deformações e 3 direções em estudo

Deformação real [%]	Direção		
	0°	45°	90°
	Monotónico, $m$		
[2;10]	0,203	0,188	0,183
[10;20]	0,382	0,370	0,368
[20;30]	0,433	0,432	0,438
[30; $F_{max}$ ]	0,426	0,436	0,447
	Pré-deformados 10%, $p$		
[2;10]	0,140	0,110	0,127
[10;20]	0,269	0,248	0,279
[20; $F_{max}$ ]	0,316	0,332	0,352
	Pré-deformados 20%, $q$		
[2;10]	0,096	0,070	0,091
[10; $F_{max}$ ]	0,196	0,177	0,222
	Pré-deformados 30%, $t$		
[2;10]	0,084	0,059	0,080
[10; $F_{max}$ ]	0,161	0,129	0,188

Da Figura 4.23 e Tabela 4.4 observa-se, que para o provete sem pré-deformação, o  $n$  é sensivelmente constante para os intervalos de deformação estudados. Nos provetes  $p$ ,  $q$  e  $t$ , observa-se que o  $n$  é constante para as 3 direções, até à deformação real de 10%. A partir desse valor, constata-se que o expoente de encruamento aumenta de forma mais relevante para a direção a 90° em relação a  $RD$ . Assim com o aumento da deformação o  $n$  aumenta, pois daí resulta num maior número de grãos maclados.

## 4.5 Coeficiente de Poisson

Na Figura 4.24, pode-se ver de forma exemplificativa, para 4 ensaios, a variação do coeficiente de Poisson,  $\nu$ , no regime elástico utilizando a equação 2.29. Para o cálculo de  $\nu$ , foi utilizada  $\varepsilon_l$  e  $\varepsilon_w$ , visto não se ter um vídeo extensómetro a medir a variação de espessura durante a zona elástica. O coeficiente de Poisson é de difícil obtenção, pois estando no regime elástico é necessário o vídeo extensómetro possuir uma alta resolução. Através da sua observação o coeficiente de Poisson encontrado



foi de aproximadamente 0,31, para um  $\varepsilon_l$  de 0,01. A instabilidade inicial da curva e a eliminação dos valores iniciais, devem-se ao escorregamento das amarras da máquina de tração no início do ensaio, tendo sido desprezados estes dados. Sendo que para um aço comum o seu valor deverá ser de 0,3, o valor encontrado considerou-se aceitável.

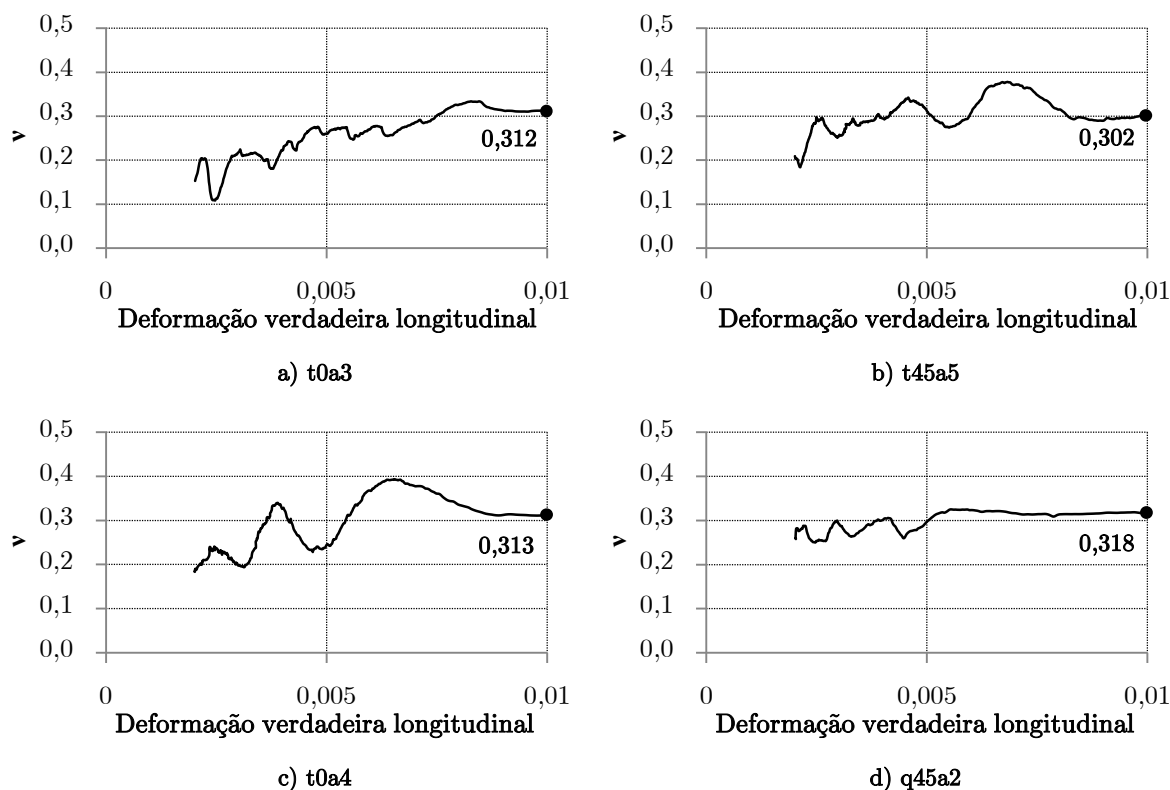


Figura 4.24 - Obtenção do coeficiente de Poisson no regime elástico,  $\nu$

No regime plástico o coeficiente de Poisson de acordo com a Figura 2.26, deveria aproximar-se de 0,5 de forma gradual. Na Figura 4.25a) e b), pode-se analisar o comportamento do coeficiente de Poisson, na zona plástica para as direções  $0^\circ$  e  $45^\circ$  em relação a *RD*. Conclui-se que, o comportamento é o esperado, com o aumento do coeficiente de Poisson até cerca de 0,5. Em relação a estes dois gráficos também se pode constatar que a estabilidade de  $\nu$ , é mais rapidamente encontrada para a direção a  $0^\circ$ , comparativamente à direção de  $45^\circ$ .

Na Figura 4.25c) e para a direção a  $90^\circ$ , verifica-se que o coeficiente de Poisson, não cresce até 0,5 como o esperado. Neste caso o coeficiente de Poisson sobe até

um certo valor de aproximadamente 0,6, vindo a estabilizar perto de 0,5 com o decorrer do ensaio.

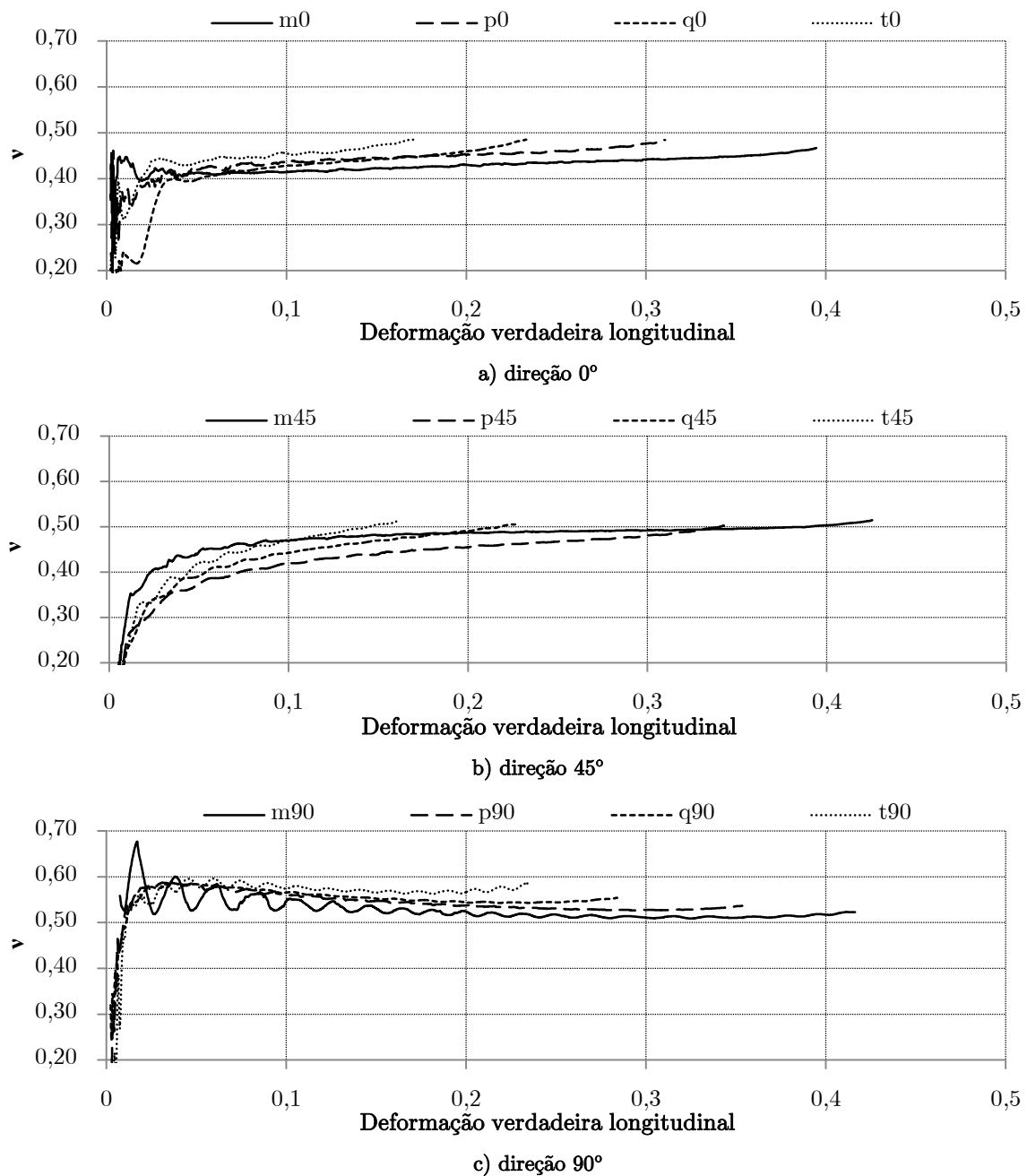


Figura 4.25 - Comportamento do coeficiente de Poisson na zona plástica,  $\nu$ , para as 3 direções estudadas

Na Tabela 4.5, pode-se ver  $\epsilon_l$ ,  $\epsilon_w$  e  $\nu$ , para os pontos onde a força é máxima. Verifica-se que  $\nu$  para a direção de 0° está abaixo de 0,5, ou seja, irá sofrer uma maior deformação na espessura relativamente à deformação na largura, admitindo constância de volume (equação 2.25). Para a direção 45°, constata-se que existe a

tendência do coeficiente de Poisson ser de 0,5, ou seja, em termos relativos a deformação na espessura é igual à da largura. Na direção a 90° o coeficiente de Poisson encontra-se sempre acima de 0,5, verificando-se uma maior deformação na largura comparativamente à espessura.

Verifica-se que a menor deformação longitudinal e transversal se dá para a direção 0°. Em contrapartida para a direção 90° obteve-se a maior deformação longitudinal e transversal em termos absolutos, facto já indicado na Figura 4.13.

**Tabela 4.5 - Deformação na largura,  $\epsilon_w$ , longitudinal,  $\epsilon_l$  e coeficiente Poisson plástico,  $\nu$ , no ponto de força máxima**

	$\epsilon_w$	$\epsilon_l$	$\nu$
<b>m0</b>	-0,190	0,392	0,485
<b>m45</b>	-0,210	0,411	0,511
<b>m90</b>	-0,223	0,421	0,531
<b>p0</b>	-0,150	0,306	0,488
<b>p45</b>	-0,169	0,340	0,497
<b>p90</b>	-0,192	0,346	0,556
<b>q0</b>	-0,104	0,215	0,486
<b>q45</b>	-0,115	0,231	0,499
<b>q90</b>	-0,157	0,281	0,556
<b>t0</b>	-0,088	0,176	0,498
<b>t45</b>	-0,079	0,157	0,504
<b>t90</b>	-0,139	0,240	0,581

De forma a encontrar-se um valor médio do coeficiente de Poisson ao longo de cada ensaio, procedeu-se à construção do gráfico  $\epsilon_l$  por  $\epsilon_w$ , onde o seu declive daria um valor médio de coeficiente de Poisson em cada ensaio. De notar que o intervalo escolhido para a construção de cada gráfico foi de um  $\epsilon_w$  de 0,02 até ao ponto de força máxima encontrado.

Assim na Figura 4.26 pode-se analisar os gráficos  $\epsilon_l$  por  $\epsilon_w$ , para os provetes monotónicos e pré-deformados 10%, para as direções 0°, 45° e 90° em relação a *RD*, respetivamente nos gráficos a), b), c), d), e) e f). As pré-deformações a 20% e 30%, podem ser vistas na Figura 4.27 para as direções 0°, 45° e 90° em relação a *RD*, respetivamente nos gráficos a), b), c), d), e) e f).

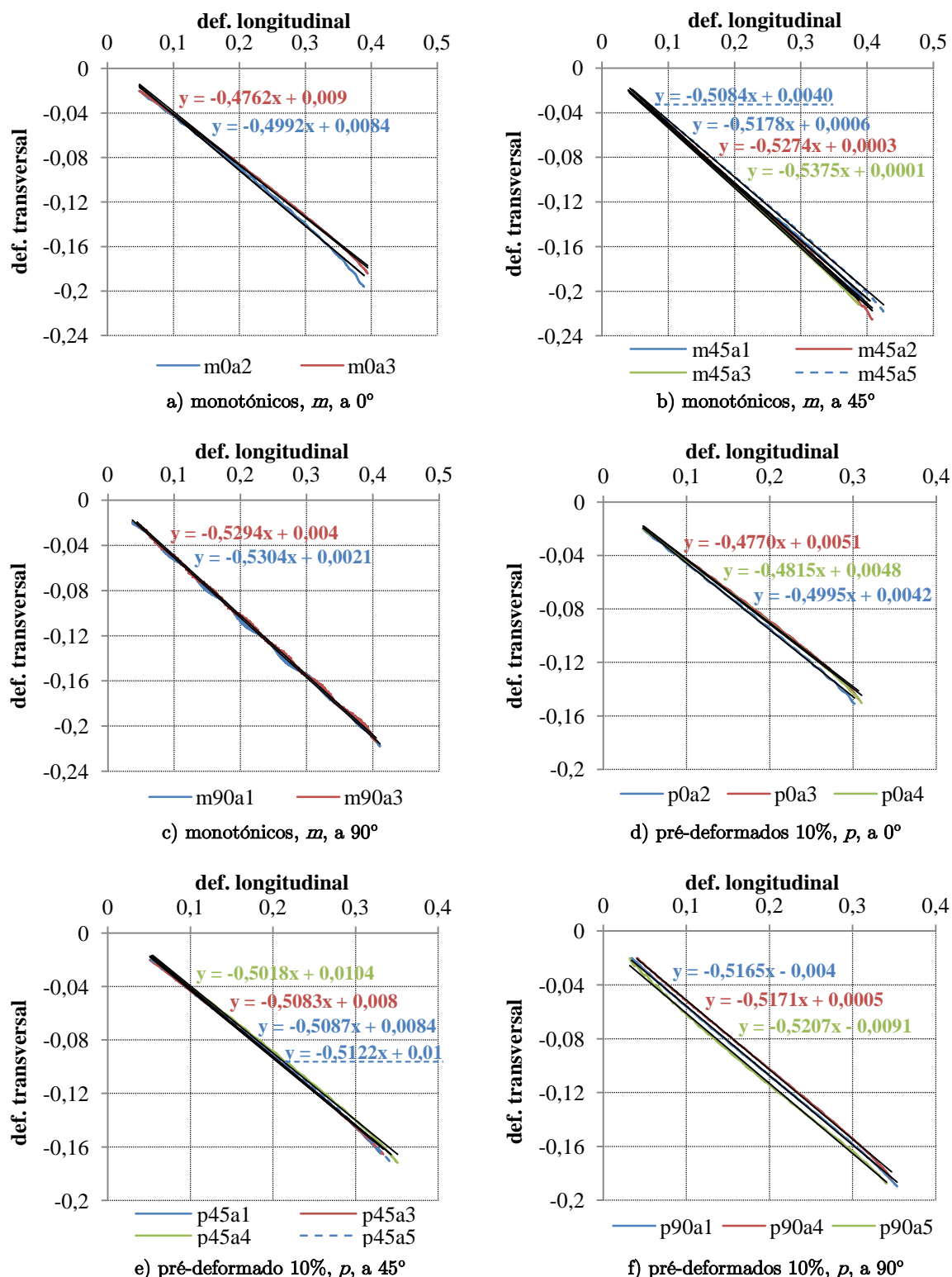


Figura 4.26 - Obtenção do coeficiente de Poisson na zona plástica,  $\nu$ , através da construção do gráfico  $\varepsilon_T - \varepsilon_w$  para provetes monotónicos,  $m$ , e pré-deformados 10%,  $p$ , nas 3 direções estudadas em relação a  $RD$

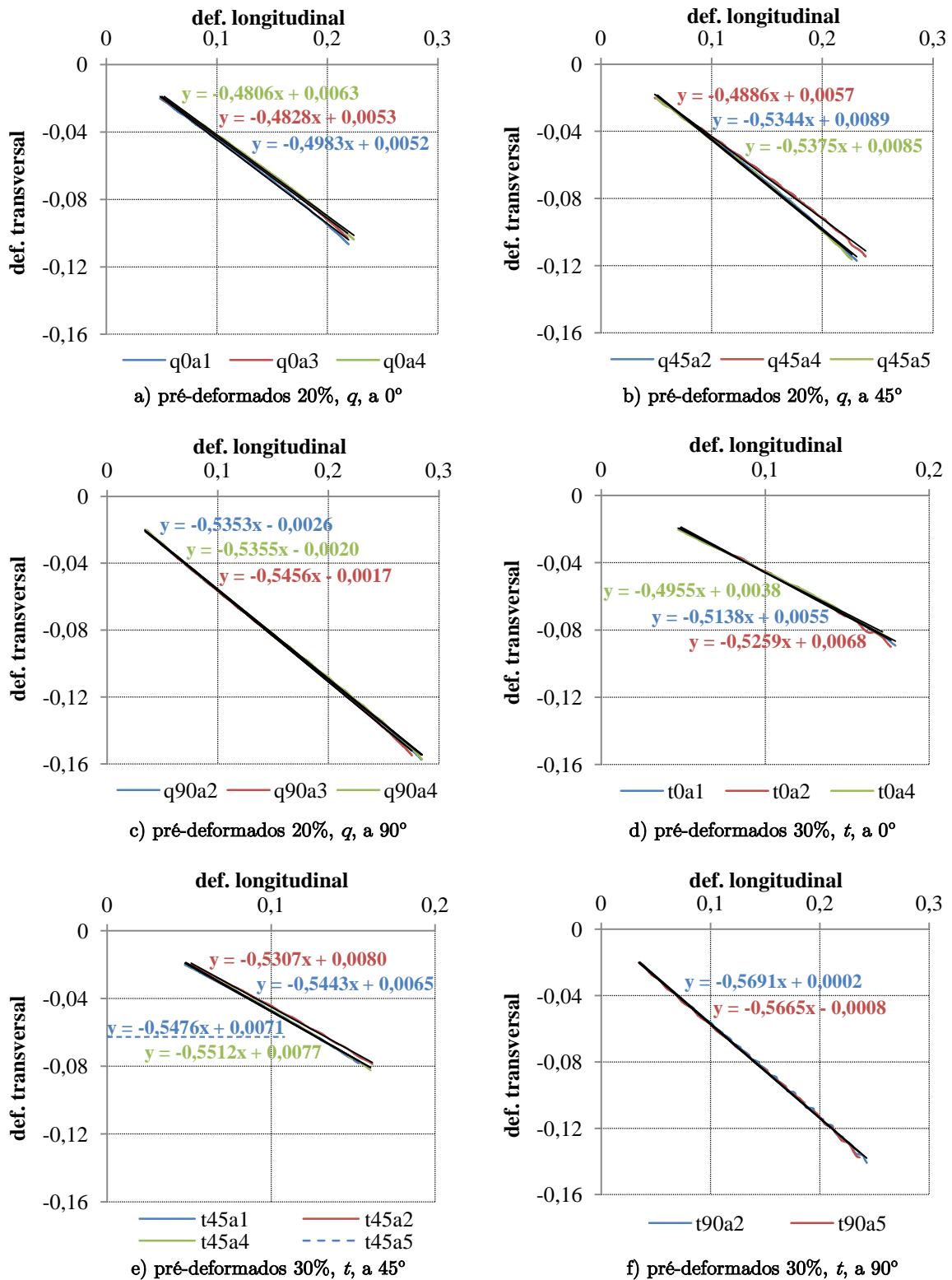


Figura 4.27 - Obtenção do coeficiente de Poisson na zona plástica,  $\nu$ , através da construção do gráfico  $\epsilon_l - \epsilon_w$  para provetes pré-deformados 20%,  $q$ , e pré-deformados 30%,  $t$ , nas 3 direções estudadas em relação a  $RD$

Encontrado o declive para cada reta, procedeu-se à sua média. Através da análise da Tabela 4.6, pode-se confirmar que o comportamento ao longo do ensaio é idêntico ao verificado no coeficiente de Poisson encontrado em relação ao ponto de força máxima, mostrado na Tabela 4.5.

Tabela 4.6 - Coeficiente de Poisson,  $\nu$ , em cada ensaio através da construção do gráfico  $\varepsilon_l$ - $\varepsilon_w$ , para os provetes monotónicos,  $m$ , pré-deformados 10%,  $p$ , 20%,  $q$  e 30%,  $t$ , para as direções  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$  em relação a

<i>RD</i>	
Provete	$\nu$
m0	0,489
m45	0,523
m90	0,530
p0	0,486
p45	0,508
p90	0,518
q0	0,487
q45	0,520
q90	0,539
t0	0,512
t45	0,543
t90	0,568

## 4.6 Anisotropia

O coeficiente de anisotropia,  $r$ , é a razão entre a deformação da largura,  $\varepsilon_w$ , e da espessura,  $\varepsilon_t$ , neste caso do provete quando este é sujeito ao teste de tração, após deformação longitudinal pré-definida.

Para o caso em estudo, optou-se por calcular a anisotropia para provetes não deformados,  $m$ , pré-deformados 10%,  $p$ , 20%,  $q$  e 30%,  $t$ . Para cada uma das 4 anisotropias estudadas, foram efetuados entre 3 a 5 testes de tração, à velocidade de deformação constante de  $0,001 \text{ s}^{-1}$ , para cada uma das 3 direções estudadas,  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$ , em relação a *RD*.

Através das medidas requeridas na equação 2.24 para o cálculo da anisotropia, procedeu-se ao seu cálculo para cada direção  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$ . Optou-se por usar,

numa primeira fase, os valores de largura e espessura, em vez do comprimento. Depois de calculada a anisotropia para cada direção,  $r_x$ , obteve-se a anisotropia média e planar,  $r_m$  e  $\Delta r$  respetivamente. Na Tabela 4.7, pode-se analisar  $r_x$  para cada uma das 3 direções e das 4 anisotropias estudadas ( $m$ ,  $p$ ,  $q$  e  $t$ ). O valor de  $r_x$ , chegou-se através de uma média entre os ensaios efetuados para cada direção estudada, pelo que os valores de espessura e largura encontrados no início e final do ensaio, podem ser vistos nas Tabelas A.1, A.2, A.3 e A.4 que se encontram nos ANEXOS.

Tabela 4.7 - Valores de anisotropia: para cada direção,  $r_x$ , média,  $r_m$ , e planar,  $\Delta r$ , através de medições do paquímetro

	$r_x$	$r_m$	$\Delta r$
<b>m0</b>	0,82		
<b>m45</b>	0,99	0,92	0,187
<b>m90</b>	1,04		
<b>p0</b>	0,88		
<b>p45</b>	0,98	0,98	0,011
<b>p90</b>	1,10		
<b>q0</b>	0,94		
<b>q45</b>	1,10	1,09	-0,016
<b>q90</b>	1,23		
<b>t0</b>	1,11		
<b>t45</b>	1,24	1,24	-0,017
<b>t90</b>	1,35		

Na Figura 4.28, é ilustrada graficamente a anisotropia para os provetes  $m$ ,  $p$ ,  $q$  e  $t$ . Da sua análise evidencia-se pouca variação na anisotropia nas direções  $m$  e  $p$ . Nos provetes pré-deformados 20%,  $q$ , e 30%,  $t$  notou-se que a anisotropia destes aumentou de forma proporcional para cada uma das 3 direções em estudo. Sendo assim e com o aumento da pré-deformação inicial,  $r_m$  aumenta, enquanto que  $\Delta r$  tende a diminuir.

Da anisotropia medida através do paquímetro consegue-se obter a tendência da anisotropia para as 4 pré-deformações em estudo, porém o seu valor pode estar associado ao erro do paquímetro ( $\pm 0,02\text{mm}$ ). Assim, perante estes dados, consegue-se observar que:

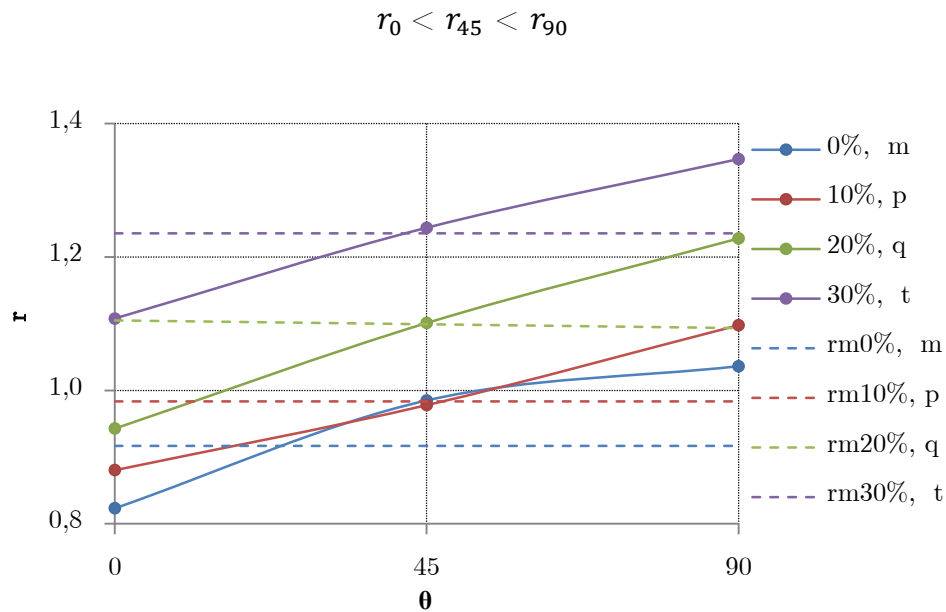


Figura 4.28 -  $r_x$ ,  $r_m$  e  $\Delta r$  para  $m$ ,  $p$ ,  $q$  e  $t$  através de medições do paquímetro

Sendo anisotropia a razão de  $\varepsilon_w$  e  $\varepsilon_t$ , e admitindo conservação de volume durante a deformação plástica consegue-se obter a anisotropia através dos valores do vídeo extensómetro. De facto, o vídeo extensómetro mede continuamente a largura e o comprimento de referência do provete, sendo portanto possível encontrar a evolução da espessura através da equação 2.25. Naturalmente, este processo poderá ser mais rigoroso que o anterior (equação 2.24) pois a espessura do provete é muito pequena e portanto sujeita a erros. Através da representação gráfica entre a deformação na espessura em relação à deformação na largura consegue-se obter o declive da reta que melhor aproxima os pontos das deformações referidas, para cada ensaio realizado. O ponto inicial para traçar as retas  $\varepsilon_w$  e  $\varepsilon_t$ , foi  $\varepsilon_w$  de -0,02 e o ponto final usado foi o ponto de força máxima.

Na Figura 4.29 pode-se analisar os gráficos  $\varepsilon_t$  por  $\varepsilon_w$ , para os provetes monotónicos e pré-deformados 10%, para as direções 0°, 45° e 90° em relação a  $RD$ , respetivamente nos gráficos a), b), c), d), e) e f).

As pré-deformações a 20% e 30%, podem ser vistas na Figura 4.30 para as direções 0°, 45° e 90° em relação a  $RD$ , respetivamente nos gráficos a), b), c), d), e) e f).



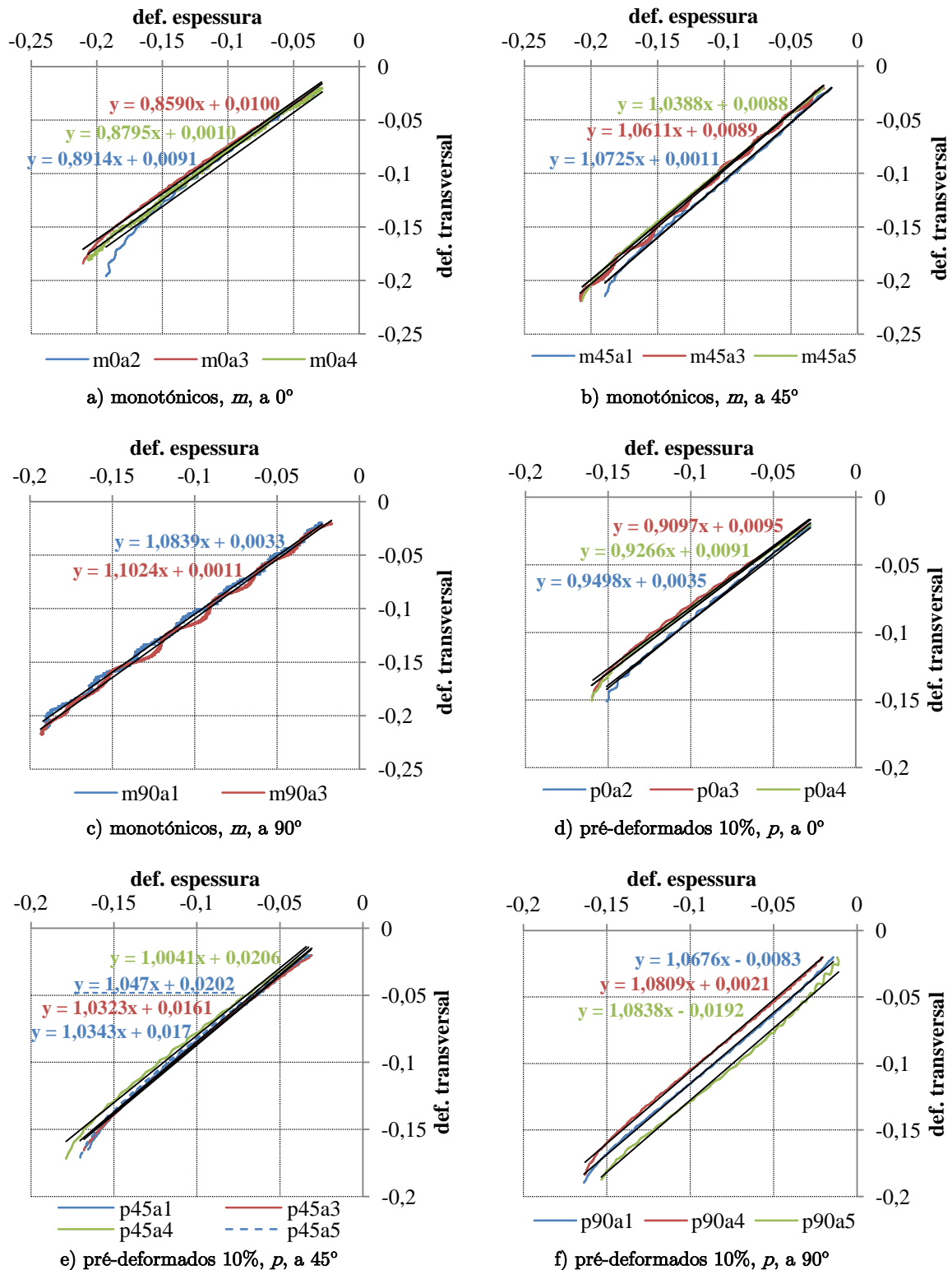


Figura 4.29 - Obtenção do coeficiente de anisotropia,  $r$ , através da construção do gráfico  $\epsilon_t$ -  $\epsilon_w$  para provetes monotónicos,  $m$ , e pré-deformados 10%,  $p$

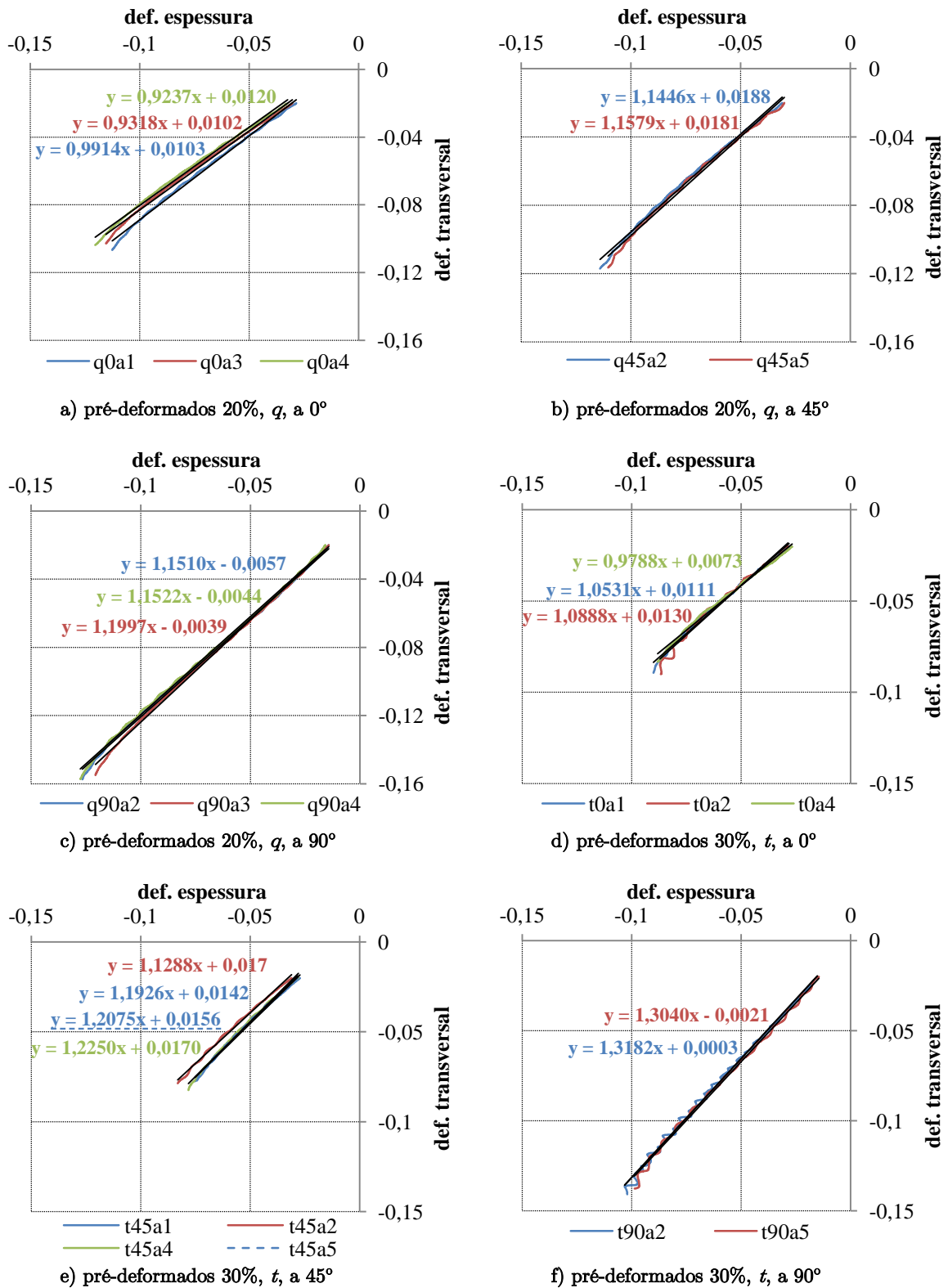


Figura 4.30 - Obtenção do coeficiente de anisotropia,  $r$ , através da construção do gráfico  $\varepsilon_t - \varepsilon_w$  para provetes pré-deformados 20%,  $q$  e pré-deformados 30%,  $t$

Da Tabela 4.8, pode-se analisar os valores das anisotropias  $m$ ,  $p$ ,  $q$  e  $t$  para cada direção bem como os seus valores de  $r_m$  e  $\Delta r$ , através dos valores medidos pelo vídeo extensómetro. Os valores representados, são obtidos através da média dos ensaios realizados, para cada direção e pré-deformação.

**Tabela 4.8 - Valores de anisotropia: para cada direção,  $r_x$ , média,  $r_m$ , e planar,  $\Delta r$ , através dos valores do vídeo extensómetro**

	$r_x$	$r_m$	$\Delta r$
<b>m0</b>	0,88		
<b>m45</b>	1,06	1,02	-0,073
<b>m90</b>	1,09		
<b>p0</b>	0,93		
<b>p45</b>	1,03	1,02	-0,026
<b>p90</b>	1,08		
<b>q0</b>	0,96		
<b>q45</b>	1,15	1,11	-0,082
<b>q90</b>	1,18		
<b>t0</b>	1,01		
<b>t45</b>	1,19	1,18	-0,668
<b>t90</b>	1,31		

Da Figura 4.31, concluiu-se a mesma tendência verificada com os valores medidos pelos paquímetro, ou seja, um maior aumento de  $r_m$  com a pré-deformação imposta. Em relação a  $\Delta r$  verificou-se que este tende a diminuir com a pré-deformação inicial, embora tendo sempre um valor negativo. Os valores de anisotropia medidos pelo vídeo extensómetro serem um pouco diferentes dos medidos pelo paquímetro, pode ser explicado devido ao erro do paquímetro. Também poderia ser a contabilização do retorno elástico no cálculo da anisotropia através do paquímetro, que estaria nesta diferença de resultados.

Pela exposição dos dados de anisotropia, percebe-se que o fator de anisotropia apresentou variação em relação à direção da chapa,  $\Delta r \neq 0$ . Como consequência, espera-se que o limite de elasticidade seja maior para a direção a  $0^\circ$  comparativamente às direções  $45^\circ$  e  $90^\circ$  em relação a  $RD$  o que já foi comprovado. Sendo assim num processo de estampagem, e sendo  $r$  maior que 1, origina uma alta resistência ao longo da espessura da chapa, quando sujeita a deformação. Em

processos de estampagem, esta característica é importante, pois nesta operação não deve ocorrer diminuição significativa de espessura ("*thinning*"). Sendo  $r$  menor que 1, indica uma maior facilidade para o adelgamento da espessura da chapa quando sujeita a deformações. Sendo assim quanto menor o  $r$ , maior a tendência do material para entrar em rotura mais prematuramente.

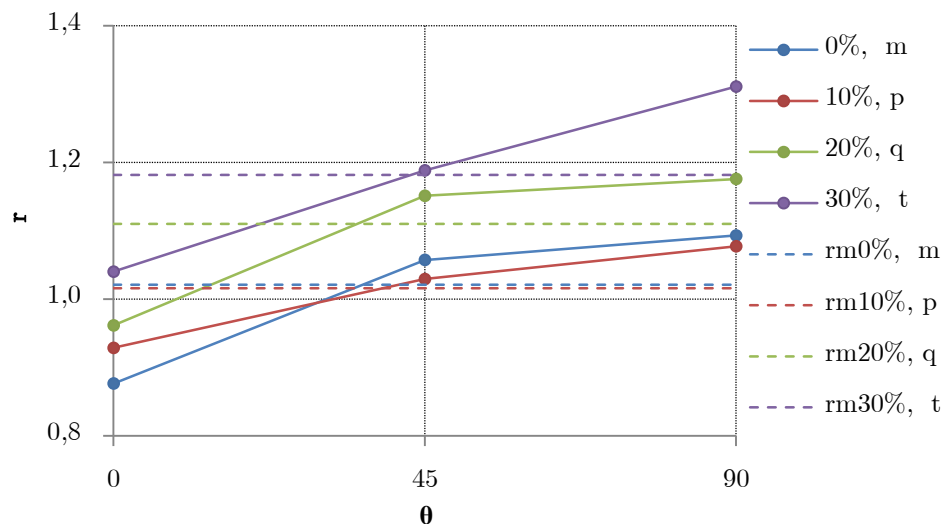


Figura 4.31 -  $r$ ,  $r_m$  e  $\Delta r$  para  $m$ ,  $p$ ,  $q$  e  $t$  para as direções  $0^\circ$ ,  $45^\circ$ ,  $90^\circ$ , através de medições do vídeo extensómetro

No caso do  $\Delta r$ , este valor é muito próximo de zero, o que se concluiu que na ocorrência de um processo de deformação (exemplo estampagem), haverá pouca ocorrência de orelhas ("*earing*"). Mesmo assim e para a pré-deformação a 30%,  $t$ , obteve-se um valor significativo de  $\Delta r$  menor que 0, originando "orelhas" segundo as direções  $45^\circ$  e  $135^\circ$  em processos de estampagem. Sendo para  $r_m$  e  $\Delta r$  igual a 1 e 0 respetivamente um material é isotrópico, pelo que os valores do aço TWIP980 aproximam-se dos valores pré-estabelecidos, para o material não deformado,  $m$ , e deformado 10%,  $p$ . Para uma boa estampabilidade, os valores de  $r_m$  e  $\Delta r$ , devem ser elevado e o mais próximo possível de zero, respetivamente.

## 4.7 Obtenção do parâmetro $\alpha$ para tração+tração

Neste caso de estudo a alteração de trajetória foi obtida através de ensaios em seqüências de tração-tração. Na Figura 4.32, é apresentado o parâmetro  $\alpha$  (equação 2.3), para as pré-deformações 10%, 20% e 30%. Conclui-se que as curvas são quase coincidentes, ocorrendo um valor de  $\alpha$  negativo, cerca de 0,5 na direção 90°. Com o aumento da pré-deformação,  $\alpha$  torna-se mais negativo para a direção 90°, ou seja, a curva de tensão-deformação tende a alcançar valores mais baixos em termos relativos comparativamente à pré-deformação anterior. No caso da direção 45° obteve-se um  $\alpha$  de 0,22. No caso do ângulo 0°, o valor de  $\alpha$  foi de 1, uma vez que a recarga ocorreu na mesma direção.

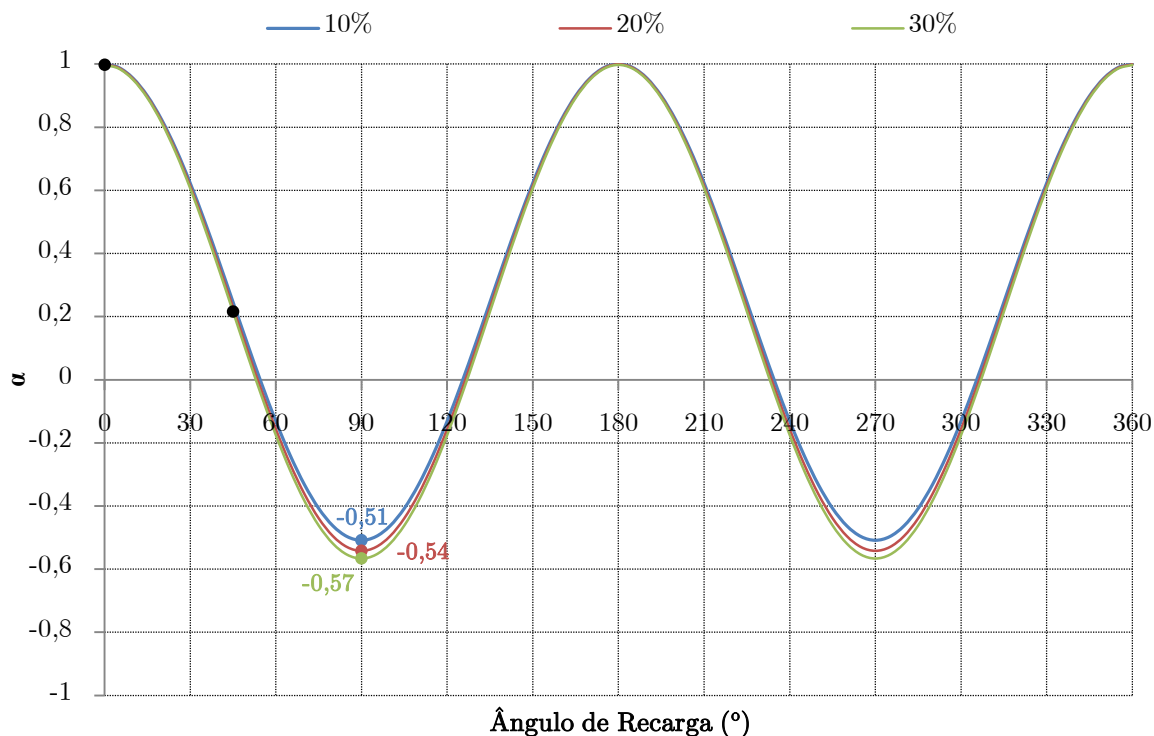


Figura 4.32 - Evolução do valor do parâmetro  $\alpha$  para ensaios sequenciais de tração-tração uniaxial em função do ângulo  $\theta$ , para um  $r_m$  constante para cada deformação imposta



---

# Capítulo 5

---

Resultados experimentais e análise

— Microestrutura —

---





## 5. Resultados experimentais e análise - Microestrutura

Neste capítulo são apresentados os resultados obtidos a partir da análise microestrutural, efetuada às 5 deformações em estudo do aço TWIP980. Características como o tamanho médio de grão e das maclas, orientação preferencial das maclas, percentagem de grãos maclados e deslocamentos por deformação são mostrados e comentados neste capítulo.

### 5.1 Análise à microestrutura de amostras não deformadas, pré-deformadas 10%, 20% e 30% e no ponto de força máxima através da visualização ao microscópio ótico

---

Através da realização manual do desbaste e polimento de amostras sem pré-deformação, com deformação 10%, 20%, 30% e no ponto de força máxima procedeu-se posteriormente ao seu ataque químico com Nital e subsequente visualização ao microscópio ótico.

Esta análise tinha como objetivo, a visualização da microestrutura com o fim de concluir se esta teria uma organização segundo a direção de laminação, *RD*. O aparecimento de maclas com a deformação imposta, a reorientação dos grãos segundo a direção de tração e a medida do tamanho médio de grão seriam outros parâmetros em estudo nesta análise.

Nas Figuras 5.1, 5.2, 5.3, 5.4 e 5.5, são apresentadas as imagens obtidas ao microscópio ótico para as amostras sem pré-deformação, deformadas 10%, 20% e 30% e no ponto de força máxima, respetivamente.

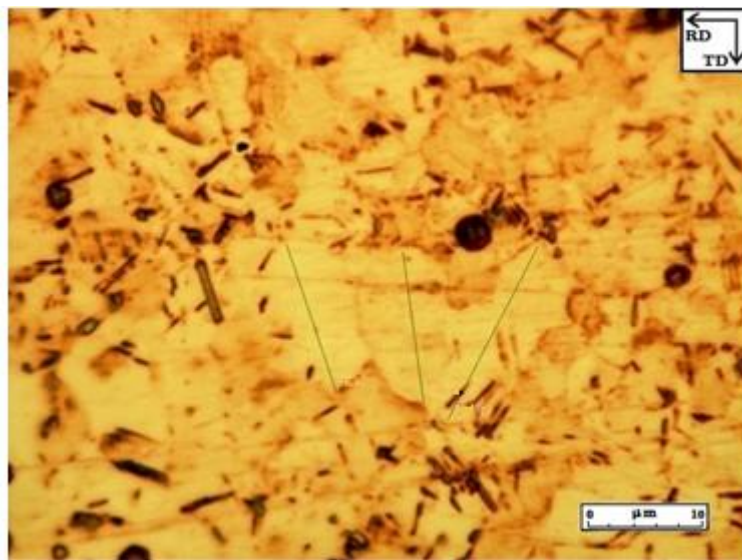


Figura 5.1 - Imagem ao microscópio ótico da amostra sem pré-deformação

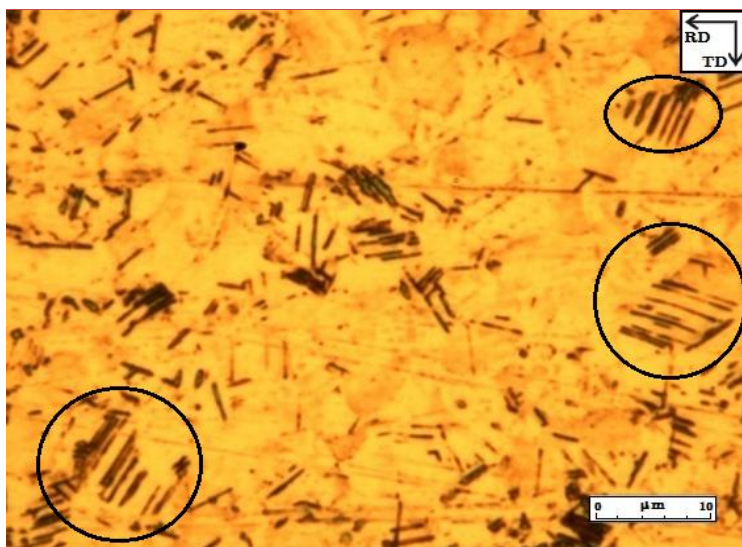


Figura 5.2 - Imagem ao microscópio ótico da amostra deformada 10%

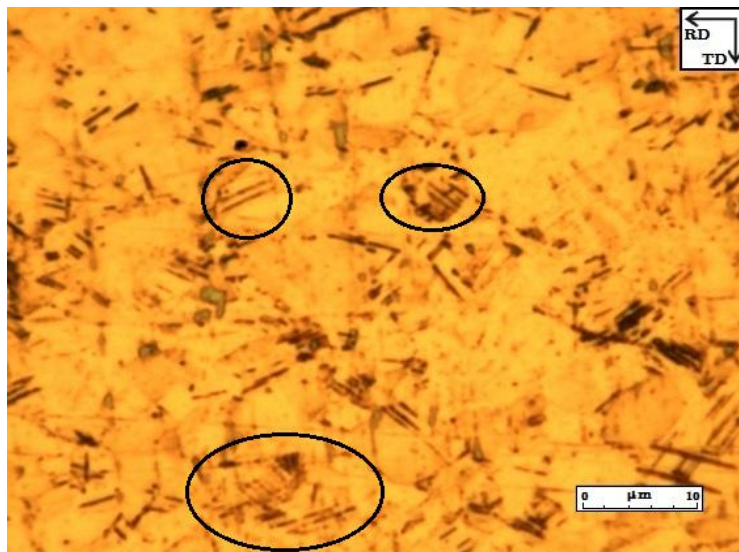


Figura 5.3 - Imagem ao microscópio ótico da amostra deformada 20%

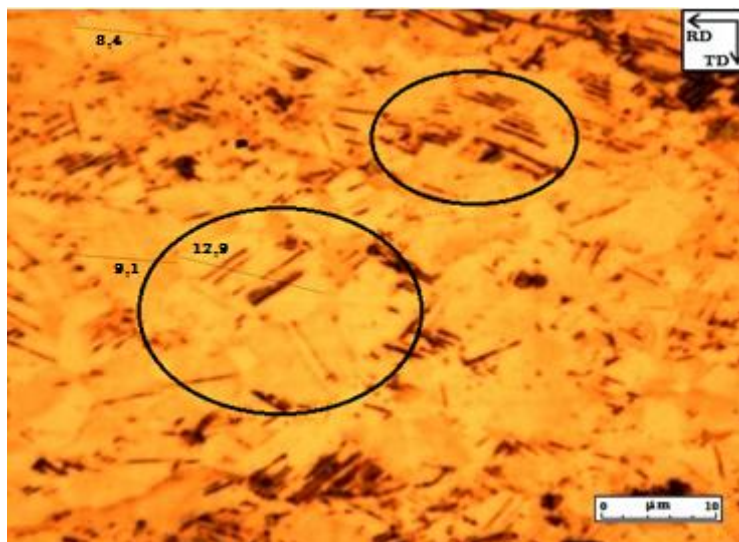


Figura 5.4 - Imagem ao microscópio ótico da amostra deformada 30%

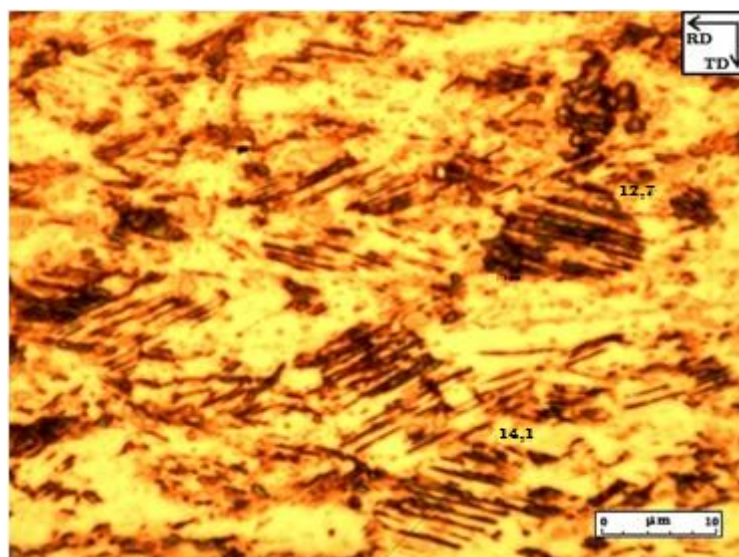


Figura 5.5 - Imagem ao microscópio ótico da amostra deformada até ao ponto de força máxima

Da análise das figuras anteriores, conclui-se que a partir dos 10% de pré-deformação existe o aparecimento de grãos maclados - *deformation twins*, originada pela deformação imposta. O aparecimento de grãos maclados, resulta da recristalização do material, ou seja, novos grãos são formados em detrimento dos antigos grãos, originando uma nova microestrutura com uma baixa densidade de deslocamentos.

Na Figura 5.1, evidencia-se uma desorganização da estrutura cristalina do material, não estando esta orientada segundo *RD*. Não havendo um tamanho de grão definido, foi de aproximadamente 10  $\mu\text{m}$  o tamanho constatado. A partir da pré-deformação de 30%, na Figura 5.4, evidencia-se uma alteração microestrutural estando os grãos orientados segundo a direção de tração. No ponto de força máxima, Figura 5.5, a estrutura é totalmente orientada segundo a direção de tração, tendo um grande número de grãos com maclação.

## 5.2 Análise à microestrutura de amostras não deformadas, pré-deformadas 10%, 20% e no ponto de força máxima através da visualização ao microscópio eletrónico de transmissão, *MET*

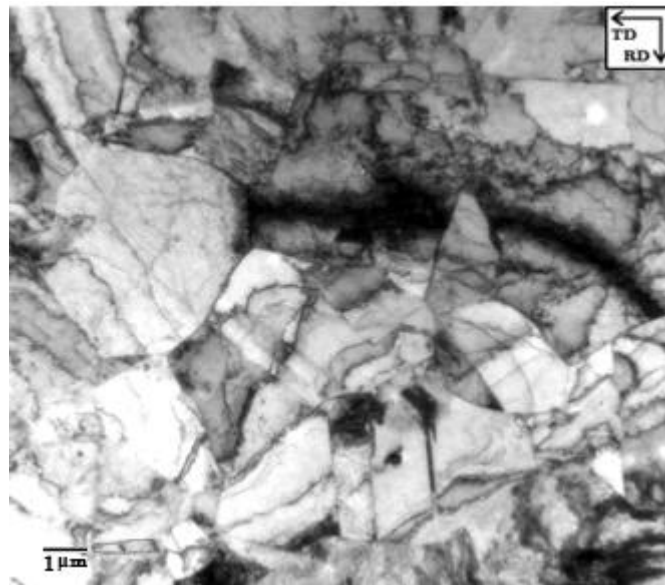
---

Do desbaste manual de amostras sem pré-deformação, com deformação 10%, 20% e no ponto de força máxima procedeu-se posteriormente ao seu polimento eletroquímico e conseqüente visualização ao microscópio eletrónico de transmissão, *MET*.

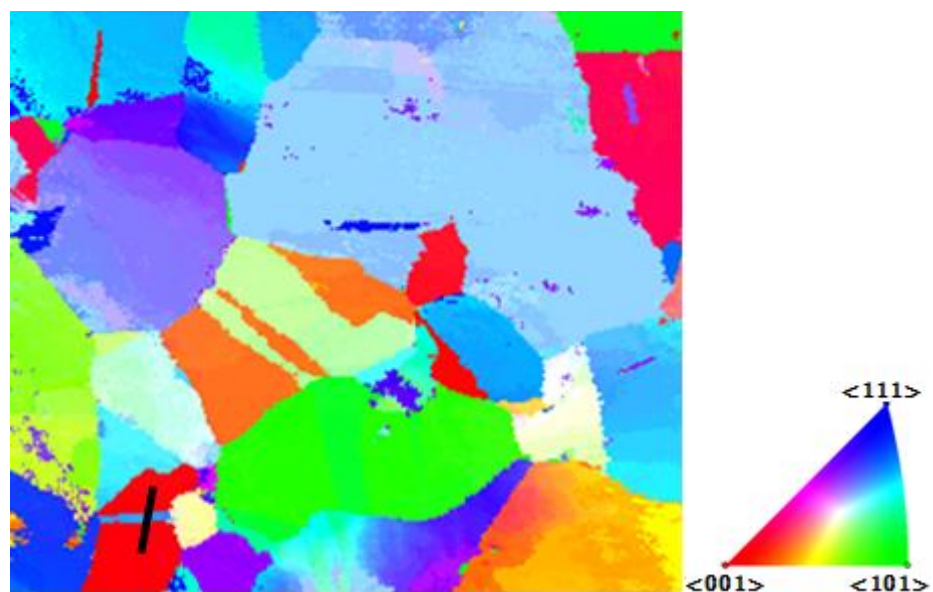
Na Figura 5.6a), analisa-se uma imagem *MET* para uma amostra sem pré-deformação. A microestrutura desta amostra de material sem pré-deformação apresenta uma recristalização total dos grãos, contendo estes algumas maclas devido a tratamentos térmicos ou à própria laminação - *annealing twins*.

Esta existência de maclas pode ser analisada ponto a ponto, ou seja, utilizando um perfil de diferença de orientação - *misorientation profiles*, como pode ser visto na Figura 5.7. O programa *Automated Crystal Orientation Mapping on TEM*,

*ACOM/TEM*, desenvolvido por Edgar Rauch no Laboratório SIMaP em Grenoble, foi o usado para traçar o perfil de orientação dos grãos e das maclas (Rauch, 2014). A zona analisada, está representada por uma linha a preto na Figura 5.6b), intercetando uma macla de recozimento. Da análise da Figura 5.7 a macla está rodada  $60^\circ$  em relação ao plano cristalográfico original do grão e tem uma dimensão aproximada de 220 nm. Esta medida advém da distância entre picos desde a ocorrência da macla até ao seu fim.



a) Imagem da microestrutura em *MET* da amostra sem deformação



b) Perfil de orientação dos grãos

Figura 5.6 - Microestrutura da amostra sem deformação através de *MET*

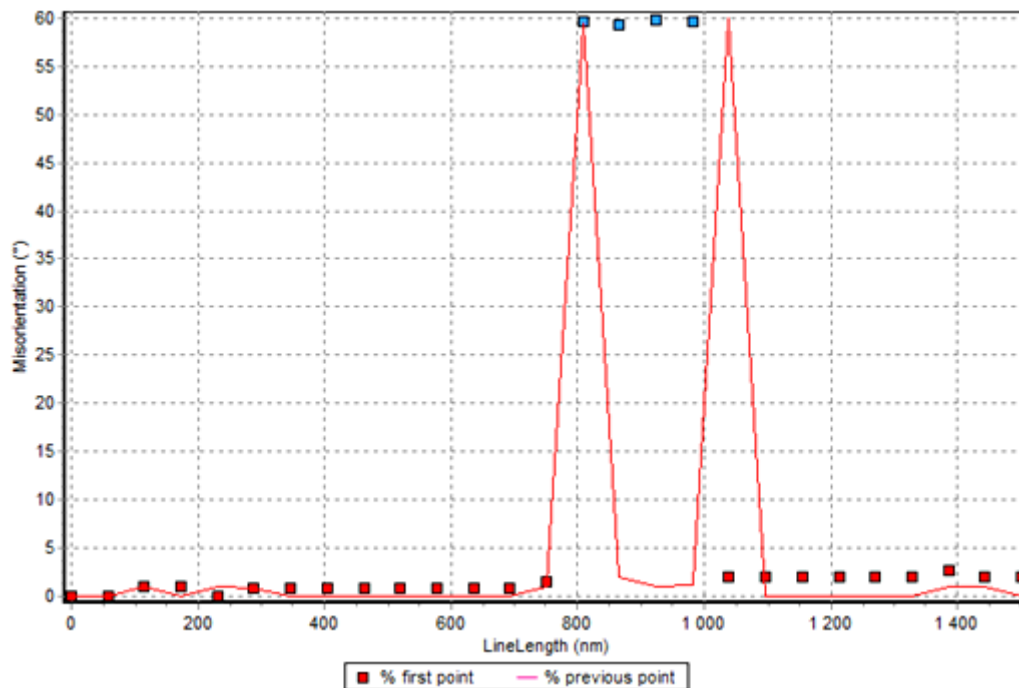


Figura 5.7 - Perfil de desorientação da macla resultante de tratamentos térmicos, da amostra sem deformação

Na Figura 5.8, observa-se uma alta densidade de deslocações junto das fronteiras de grão. A origem destas deslocações pode provir de tensões internas durante a fase de tratamento térmico do material, mais propriamente no arrefecimento ou devido à laminação a frio. Também se sabe, que vários sistemas de escorregamento são ativados nas vizinhanças das fronteiras de grãos de modo a satisfazer a compatibilidade entre os grãos adjacentes.

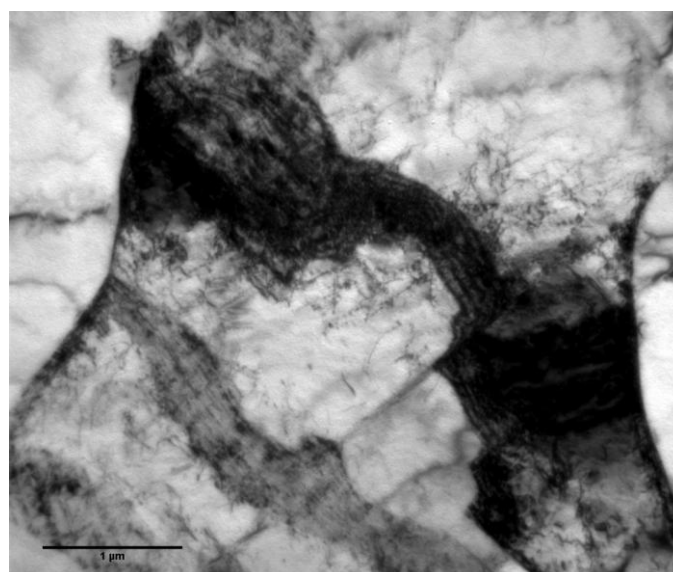


Figura 5.8 - Alta densidade de deslocações verificada perto das fronteiras de grão, para uma amostra sem pré-deformação através de *MET*

Na Figura 5.9 é apresentada a microestrutura de uma amostra com 10% de deformação, através de *MET*. Da sua análise conclui-se que a maioria dos grãos apresenta uma grande densidade de deslocações, com uma pequena formação de maclas por deformação - *deformation twins*.

Na Figura 5.10, evidencia-se a presença de maclas devido à deformação, com o objetivo de se estudar a orientação preferencial destas em relação ao grão original. Através de um perfil de desorientação, esta característica foi estudada pelo que pode ser vista na Figura 5.11. A zona em estudo para a construção deste perfil, está indicada na Figura 5.10a), com a marcação de uma linha a preto.

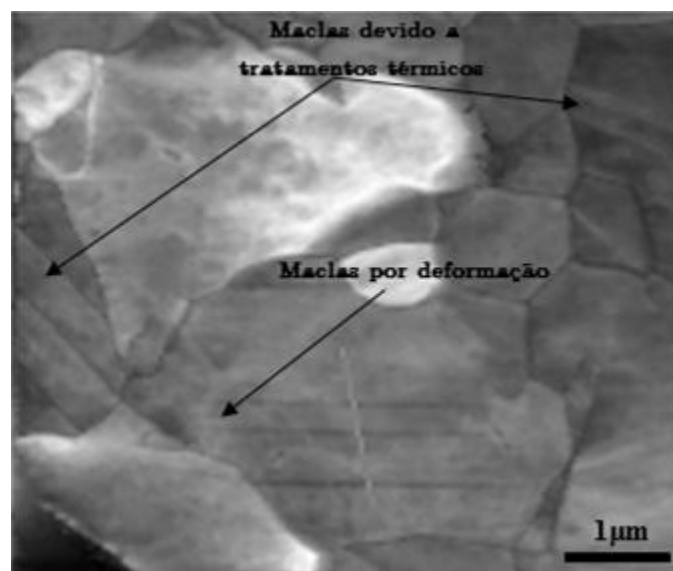
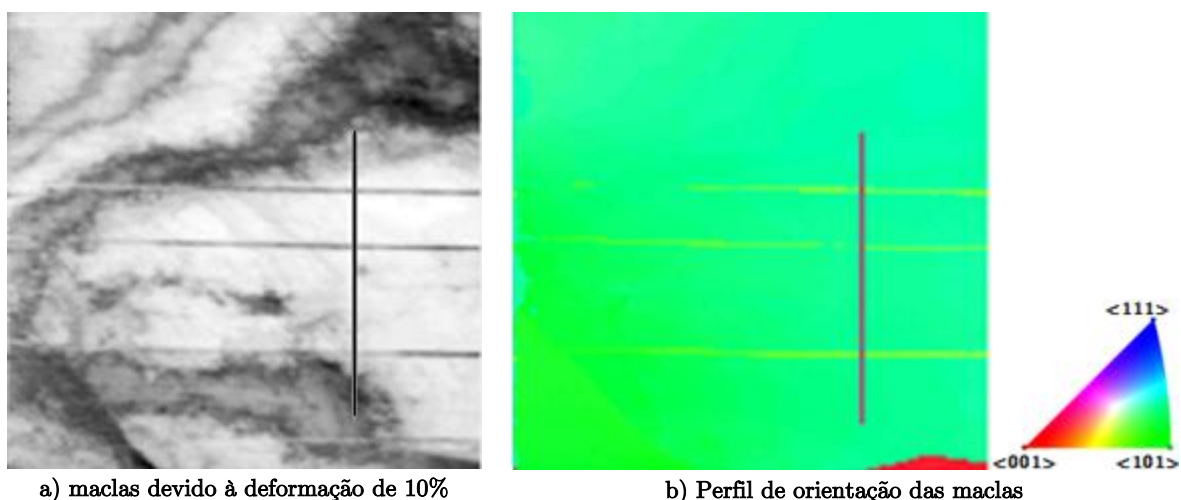


Figura 5.9 - Microestrutura da amostra com 10% de deformação através de *MET*



a) maclas devido à deformação de 10%

b) Perfil de orientação das maclas

Figura 5.10 - Maclas devido à deformação de 10%, através de *MET*

É verificada a mesma tendência da macla originada por tratamentos térmicos, ou seja, que esta se encontra rodada  $60^\circ$  em relação ao grão original (Figura 5.11). Em relação ao tamanho da macla, e através da medição entre os picos do perfil de desorientação conclui-se que o tamanho médio da macla é de 30 nm.

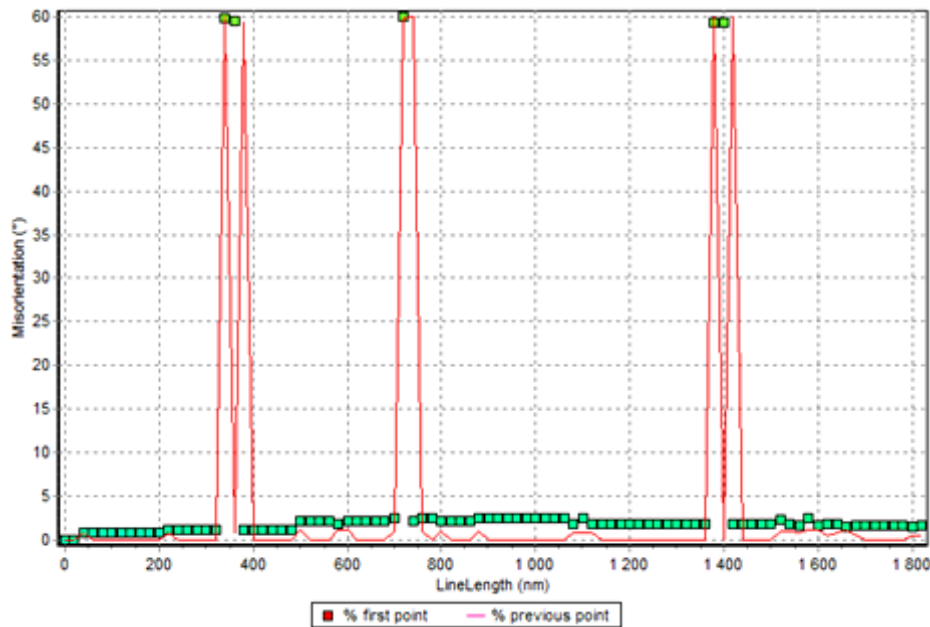


Figura 5.11 - Perfil de desorientação da macla originada por deformação de 10%

Na Figura 5.12, também se pode comprovar que nas amostras deformadas 20%, apresentam um tamanho de macla provocada pela deformação de aproximadamente 30 nm.

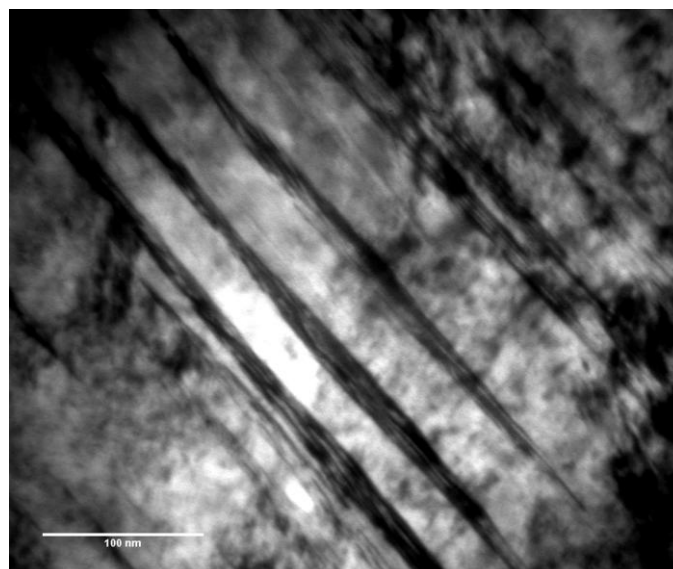


Figura 5.12 - Maclas originada por deformação a 20% através de MET



Na Figura 5.13 é exibida a microestrutura de uma amostra no ponto de força máxima. É evidenciado uma alta densidade de deslocações e de maclação devido à deformação.

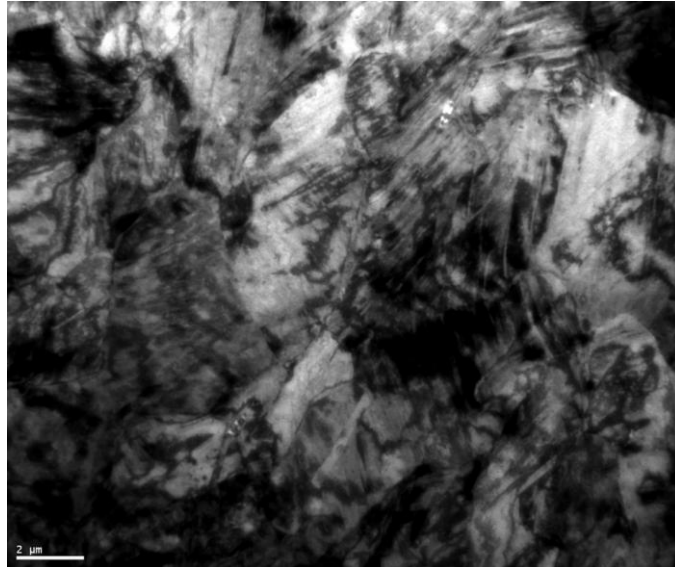


Figura 5.13 - Microestrutura da amostra no ponto de força máxima através de *MET*

Na Figuras 5.14 é apresentada em pormenor a alta densidade de deslocações encontrada nesta fase de deformação do material, comprovando-se que esta aumenta com a quantidade de deformação. Nesta fase também se destaca a alta taxa de maclação e sua uniformidade (Figura 5.15).

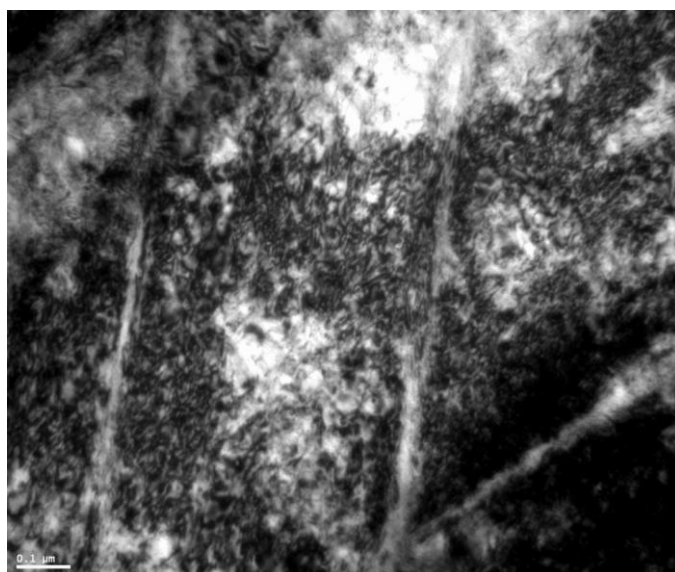


Figura 5.14 - Alta densidade de deslocações verificada no ponto de força máxima através de *MET*

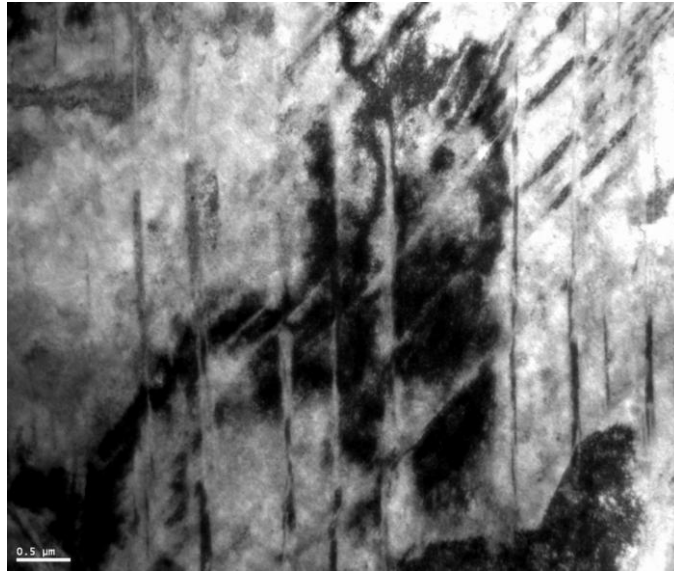


Figura 5.15 - Maclas por deformação evidenciada no ponto de força máxima através de *MET*

Como conclusão à análise das diversas amostras através de *MET*, é relevante referir que a maioria dos grãos parece estar livre de maclação até uma deformação de 10%, o que sugere que as deslocações ocorrem predominantemente sobre a forma de escorregamentos entre planos cristalográficos. Com o aumento de deformação ocorreu o aumento dos grãos com maclação, originando uma diminuição do caminho livre das deslocações ocasionando o aumento do encruamento do material, alta resistência mecânica e ductilidade.

Na Figura 5.16 e numericamente na Tabela 5.1, são mostradas as densidades de deslocações determinadas a partir das micrografias *MET*, em amostras sem deformação e deformadas 10%, 20% e no ponto de força máxima. O programa usado para se efetuar este estudo foi mais uma vez o *ACOM/TEM*.

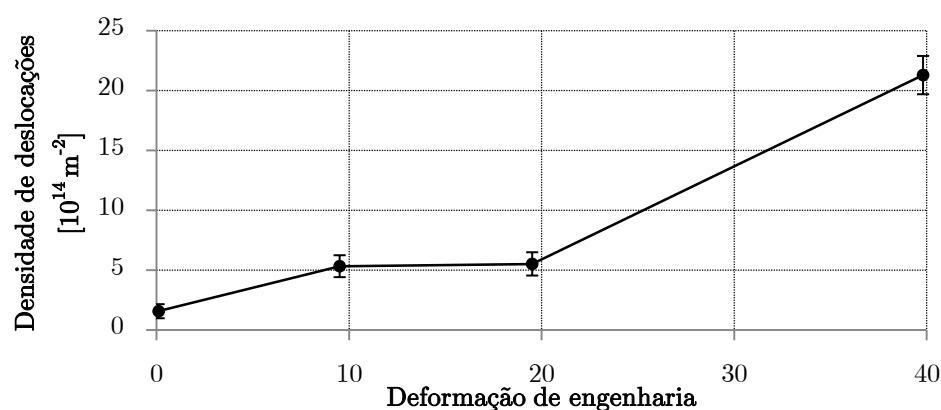


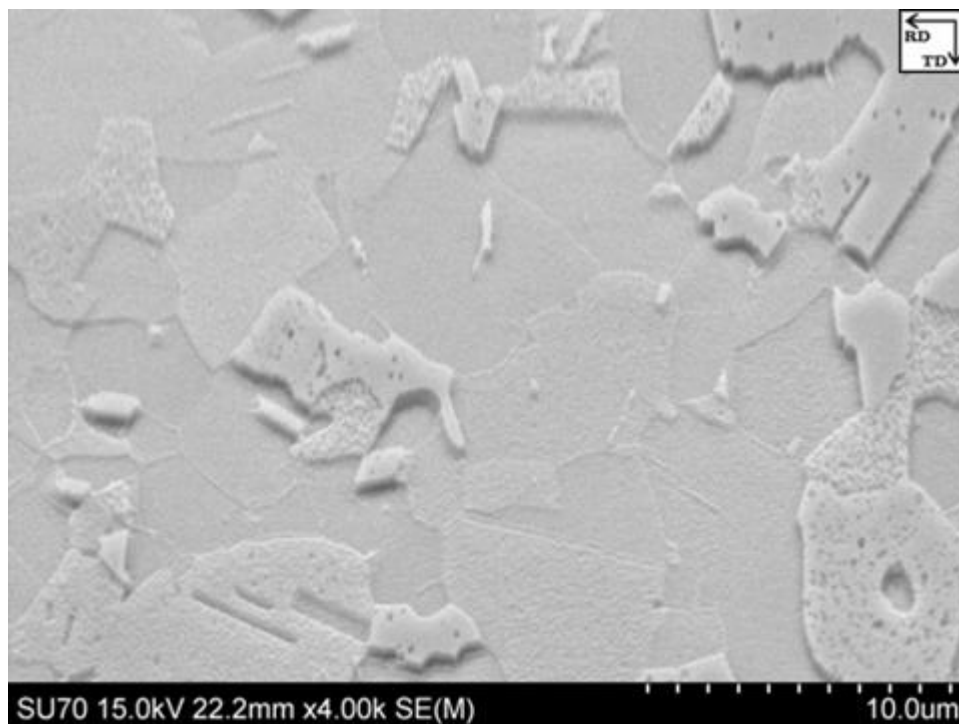
Figura 5.16 - Densidade de deslocações para várias pré-deformações impostas

Tabela 5.1 - Densidade de deslocações para várias pré-deformações impostas

Deformação de engenharia [%]	Densidade de deslocações [ $10^{14} \text{ m}^{-2}$ ]
0	$1,57 \pm 0,59$
10	$5,33 \pm 0,92$
20	$5,52 \pm 0,97$
40	$21,30 \pm 1,60$

### 5.3 Análise à microestrutura de amostras não deformadas, pré-deformadas 10%, 20% e 30% e no ponto de força máxima através de microscopia eletrónica de varrimento, *MEV*

Neste subcapítulo vão ser apresentadas, as imagens *MEV* retiradas das deformações estudadas. O objetivo desta análise era obter a percentagem de grãos maclados em função da deformação imposta. Visto que as imagens retiradas ao microscópio ótico eram de pouca qualidade, também aqui se quer comprovar o tamanho médio de grão do aço TWIP980. Com o objetivo de se comparar as imagens, todas elas foram ampliadas 4000 vezes, de forma a se ter um número aproximado de 40 grãos por imagem. Nas Figuras 5.17, 5.18, 5.19, 5.20, 5.21 e 5.22, são mostradas imagens *MEV*, em determinadas deformações estudadas.

Figura 5.17 - Microestrutura da amostra sem deformação, através de *MEV*

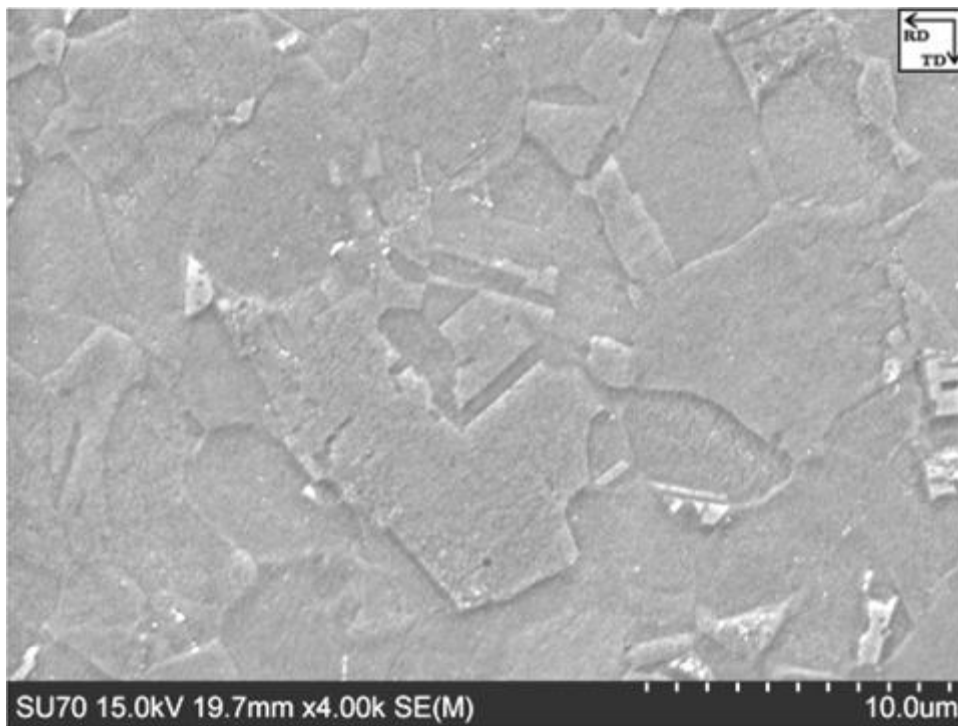


Figura 5.18 - Microestrutura da amostra com 10% de deformação, através de *MEV*

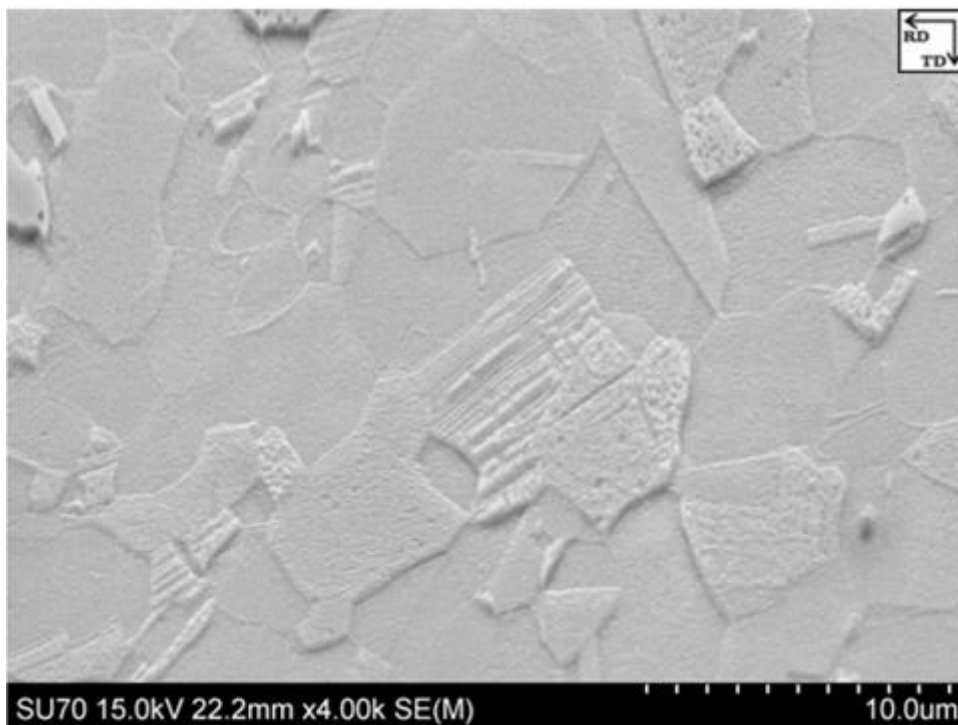


Figura 5.19 - Microestrutura da amostra com 20% de deformação, através de *MEV*



Figura 5.20 - Microestrutura da amostra com 30% de deformação, através de *MEV*

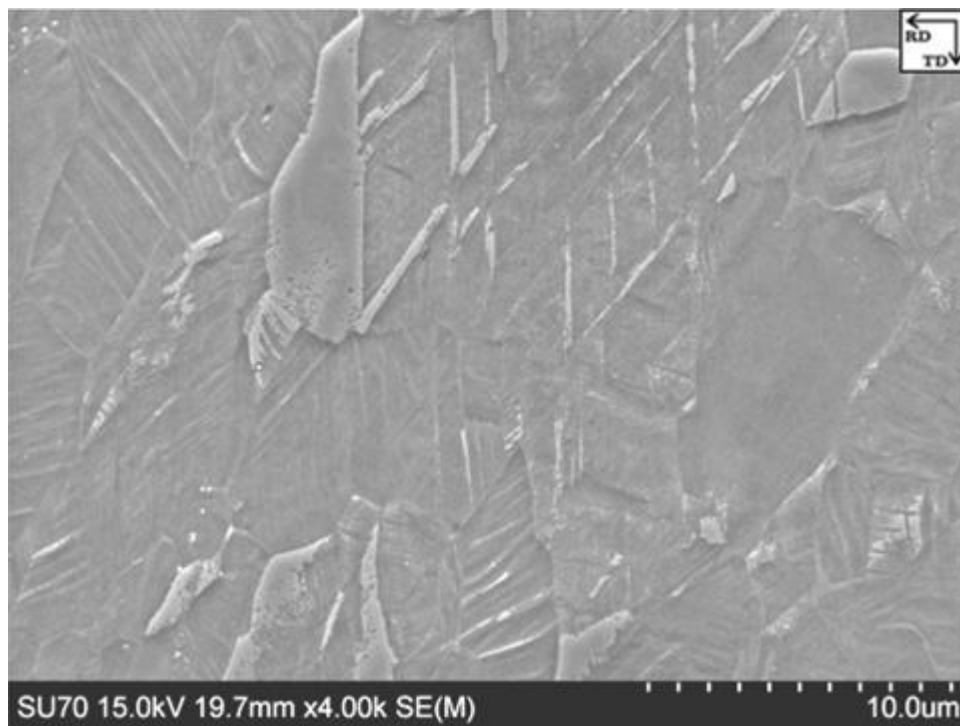


Figura 5.21 - Microestrutura da amostra no ponto de força máxima, através de *MEV*

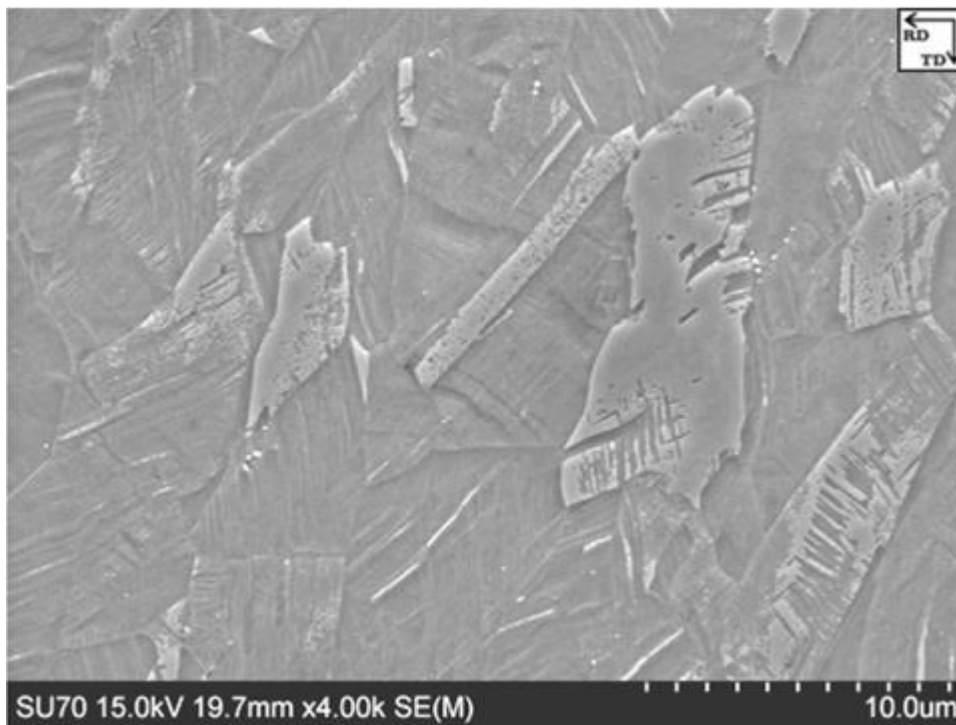


Figura 5.22 - Microestrutura da amostra no ponto de força máxima, através de *MEV*

Nesta fase o principal problema que ocorreu foi a formação de uma rápida oxidação, sendo que se optou por usar maioritariamente soluções não aquosas nas etapas de preparação das amostras. Também como foi dito no procedimento experimental, teve-se problemas na revelação do grão, acabando por ser um processo complexo e iterativo.

Da análise das imagens *MEV* nas diferentes deformações, conclui-se que o efeito TWIP, ou seja, a ocorrência de deformação por maclação, ocorre de forma mais intensa a partir da deformação de 30% (Figura 5.20). Ou seja, conclui-se que até à pré-deformação de 20% o mecanismo de deformação predominante é o escorregamento entre planos. Consequentemente constata-se que a partir da deformação de 20%, o mecanismo predominante é o de deformação por maclação.

A formação de maclas devido à deformação cria novas orientações cristalinas, que reduzem progressivamente o caminho médio livre eficaz das deslocações, resultando num elevado encruamento do material e alta resistência mecânica.

Tendo maior revelação do grão comparativamente à visualização através de microscopia ótica, conclui-se que o tamanho médio de grão será aproximadamente de 8  $\mu\text{m}$ .

Sendo a formação de maclas uma função da deformação, na Figura 5.23 analisa-se a percentagem de grãos maclados para as deformações estudadas. A contabilização dos grãos maclados foi efetuada visualmente, ou seja, a contagem da totalidade dos grãos e posteriormente dos maclados. Os valores encontrados para a construção do gráfico encontram-se na Tabela A.13. Na Figura 5.17 pode-se visualizar maclas devido a tratamentos térmicos ou laminação, porém na contabilização dos grãos maclados não se teve em consideração estas maclas, devido estas não terem o mesmo tamanho.

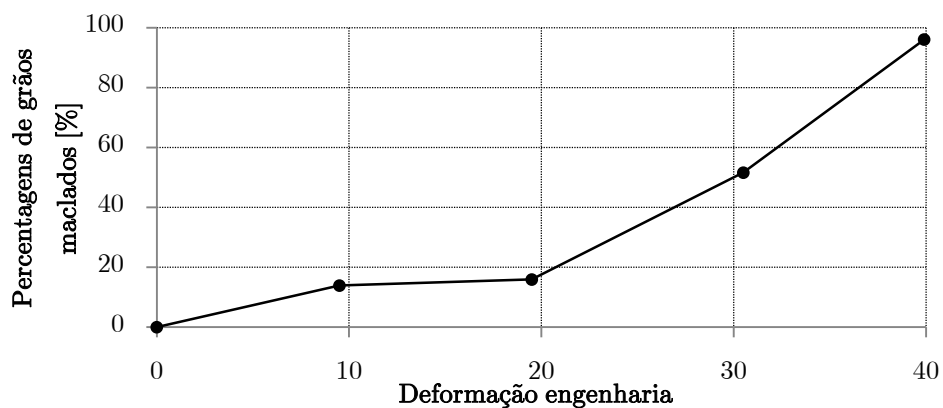


Figura 5.23 - Percentagem de grãos maclados nas deformações em estudo, através da visualização das imagens *MEV*





---

# Capítulo 6

---

Considerações finais

---



## 6. Considerações finais

Neste capítulo são apresentadas as considerações finais do trabalho e indicadas propostas de trabalhos futuros com o objetivo de caracterizar e identificar novos parâmetros do aço TWIP980, em outras condições de operação.

### 6.1 Conclusões gerais

---

A caracterização do comportamento mecânico de materiais, através da identificação de parâmetros, é uma necessidade para a comunidade científica atual. A evolução para novos materiais, como os aços de alto desempenho, determina cada vez mais a necessidade de encontrar novos modelos de comportamento que sejam capazes de modelar corretamente os fenómenos evidenciados nestes materiais e, conseqüentemente, de identificar os parâmetros desses modelos de comportamento. Após a conclusão destas duas etapas é possível realizar simulações numéricas de processos de conformação cada vez mais eficientes e realistas. Contudo, o sucesso da otimização em processos de conformação de chapa também é dependente dos modelos de comportamento e dos parâmetros utilizados. Assim sendo, realça-se a importância da caracterização do comportamento mecânico dos materiais, atualmente.

No presente estudo evidencia-se o "desperdício" de material, a realizar os ensaios de tração, com diversas repetições, porém este material a curto prazo poderá dizer-se que é "recuperável". É recuperável tendo como fundamento, que estudos deste tipo onde a curva de tensão-deformação é caracterizada ao pormenor, terão como

---

finalidade a construção de modelos de forma a simular este material computacionalmente.

Através deste tipo de estudo, de caracterização de um material, as indústrias de conformação poderão ter em conta o limite de resistência mecânica e de deformação máxima do material, ou até à quantidade de material desperdiçado com o aumento da pré-deformação imposta. Pois como foi visto o aumento da pré-deformação conduz a um aumento da anisotropia média, conduzindo a uma maior resistência segundo a espessura. Para processos de conformação, esta é uma característica essencial, tendo sido verificada neste estudo. Contudo o aumento da pré-deformação, originou um aumento da anisotropia planar, ocorrendo uma maior altura das "orelhas" formadas num processo de conformação plástica.

Com a explicação feita no capítulo 3 - Procedimentos experimentais, conclui-se que para uma boa caracterização do material, é preciso recorrer a muitos processos, de forma a obter-se os melhores parâmetros acerca do material. Ou seja, a obtenção dos melhores parâmetros é um processo complexo e iterativo. Por exemplo, no caso da microscopia, vários processos foram experimentados, de forma a conduzir a um fim "simples" a revelação do grão do aço TWIP980. Daqui conclui-se que a solução Nital poderá chegar para fazer uma boa revelação da maior parte dos aços, porém no aço TWIP980 esta solução não foi suficiente.

Para uma melhor caracterização do material, procedeu-se então ao estudo da sua microestrutura, onde se obteve o tamanho médio grão, de macla, a orientação preferencial das maclas e a densidade de deslocações por deformação. Estes também são aspetos fundamentais, na caracterização de um material, para uma simulação computacional e/ou modelação mais fiel do mesmo.

A componente microestrutural é igualmente importante e complementar à caracterização mecânica. Pois ficou demonstrado que com o aumento de obstáculos dentro de um grão, ou seja, a ocorrência de maclação com o aumento da deformação, originou um maior encruamento do material e por conseguinte uma maior tensão limite elástico.

Por último e sendo dos aspetos mais fundamentais para a realização deste trabalho foi análise química e mecânica feita ao material, com o objetivo de descobrir que tipo de aço TWIP se estava a estudar. É determinante saber-se que tipo de aço TWIP se está a estudar, pois como foi referido na pesquisa bibliográfica e devido à grande percentagem de manganês, no caso presente de 18%, que propicia o mecanismo de maclação, como mecanismo principal de deformação plástica.

Comprovou-se que sabendo que tipo de aço se tratava e da empresa que o fabricou, poder-se-ia com fiabilidade chegar à composição química e à designação do aço em questão. Através de ensaios de tração uniaxial conjuntamente à análise da composição química realizada ao material e por comparação entre curvas de tensão-deformação e da composição química dos aços TWIP facultados pela POSCO, conclui-se que o aço que se estava a estudar era o TWIP980.

## 6.2 Perspetivas de trabalhos futuros

---

Na atualidade que este trabalho está inserido, novos desafios e desenvolvimentos se colocam continuamente. Assim como perspetivas de trabalhos futuros propõem-se:

- Estudo da sensibilidade do aço TWIP980 à mudança da taxa de deformação, por exemplo para  $10^{-1} \text{ s}^{-1}$  e  $10^{-5} \text{ s}^{-1}$ .
- Influência de alta e baixa temperatura, no desempenho do aço TWIP980.
- Construção de um modelo, com o objetivo de caraterizar o aço TWIP980.



---

# Referências bibliográficas

---





## Referências bibliográficas

---

André, A., Rodrigues, A., Carneiro, C., Garcia, J., Sá, J., Ferreira, J., Pinho, S., 2010. Materiais utilizados na concepção automóvel. Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto (FEUP)

Bhadeshia, H., 2013. Materials Science: M21:Steels. Universidade de Cambridge

Cardoso, R.P., 2014. Discordâncias e mecanismos de aumento de resistência, Universidade Federal do Paraná, Última consulta a 20 de maio de 2014 em [ftp://ftp.demec.ufpr.br/disciplinas/EngMec\\_NOTURNO/TM343/03\\_DiscordanciasAumentoResistencia.pdf](ftp://ftp.demec.ufpr.br/disciplinas/EngMec_NOTURNO/TM343/03_DiscordanciasAumentoResistencia.pdf)

Castilho, C.M.C., Nascimento, V.B., Soares, E.A., Esperidião, A.S.C., Mota, F.B., Carvalho, V.E., 2005. Difração de elétrons de baixa energia (LEED) e a determinação da estrutura atômica de superfícies ordenadas. Revista Brasileira de Ensino de Física 27, 4, 527-543

Chung, K., Ahn, K., Yoo, D. H., Chung, K. H., Seo, M. H., Park, S. H., 2011. Formability of TWIP (twinning induced plasticity) automotive sheets. International Journal of Plasticity 27, 52-81

Cipriano, G., 2008. Determinação do coeficiente de encruamento de metais através da morfologia das impressões de dureza na escala macroscópica. Tese de Doutorado, Universidade Tecnológica Federal do Paraná

De Cooman, B., C., Chin, K., Kim, J., 2011. High Mn TWIP Steels for Automotive Applications, Pohang University of Science and Technology. New Trends and Developments in Automotive System Engineering

Duarte, D., Ribeiro, E., Dutra, L., Gonzalez, B., Santos, D., 2010. Características do encruamento do aço TWIP alto Mn e baixo carbono laminado a frio e recozido. São Paulo 6, 4, 225-229

Fem, 2014. Última consulta a 7 de julho de 2014, em <http://www.fem.unicamp.br/~caram/capitulo3.pdf>

Ferrarini, J., 2004. Caracterização de materiais para o processo de estampagem, Tese de Doutorado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul

Ferreira, R.A.S., 2010. Conformação Plástica: Fundamentos Metalúrgicos e Mecânicos. 2ª ed. Editora: Universitária UFPE

Gallot, E., 2011. Effect of heat treatment and hot working on the microstructural characteristics of TWIP steels, Universidade Politécnic de Catalunya

Gorni, A., 2009. Aços Avançados de Alta Resistência: Microestrutura e Propriedades Mecânicas. 5º Congresso de Corte e Conformação de Metais, São Paulo

ISO 6892-1:2009. Metallic materials - Tensile testing, - Part 1: Method of test at room temperature

Kim, J., 2012. Dislocation Density-based constitutive Modeling of the Tensile Behavior of TWIP Steels, PhD Thesis, Pohang University of Science and Technology

Li, F., Bate, P.S., 1991. Strain path change effects in cube textured aluminium sheet. *Acta Metallurgica Materialia* 39, 2639-2650

Lopes, W., 2006. Efeito da pré-deformação e direção de solicitação no comportamento mecânico do aço inoxidável AISI 430E com uso do ensaio de cisalhamento para alterar a trajetória de deformação, Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Minas Gerais

Malavolta, A.T., 2008. Metodologia para determinação dos parâmetros utilizados em uma nova superfície de escoamento anisotrópica para processos de conformação de chapas metálicas, Tese de Doutorado, Universidade de São Paulo

Mélo, D., 2005. Influência do tamanho e grão nas propriedades mecânicas do aço inoxidável austenítico UNS S30100, Relatório final, Laboratório de materiais do centro universitário da FEI

Morais, W.A., 2009. Conformação plástica dos metais. Engenharia Industrial Mecânica, Unissanta

Mott, P.H., Roland, C.M., 2012. Limits to Poisson's ratio in isotropic materials – general result for arbitrary deformation, Chemistry Division, Naval research Laboratory, Washington

NAM, J., 2013. Development of New Auto Steels and Application Technology. POSCO Technical Research Lab., China Automotive Steel Conference

Pacheco, R.P.G., 2012. Caracterização de aços para embutimento, Dissertação de Mestrado, Universidade de Aveiro

Rauch, E.F., 1992. The flow law of mild steel under monotonic or complex strain path. Solid State Phenomena 23 - 24, 317-334

Rauch, E.F., 2014. Última consulta a 20 de Julho de 2014, em [http://nanocrystallography.research.pdx.edu/media/cms\\_page\\_media/15/2010%2007%20Berlin%20ACOM-TEM.pdf](http://nanocrystallography.research.pdx.edu/media/cms_page_media/15/2010%2007%20Berlin%20ACOM-TEM.pdf)

Schmitt, J.H., Aernoudt, E., Baudalet, B., 1985. Yield loci for polycrystalline metals without texture. Materials Science and Engineering 75, 13-20

Souto, N.M., 2011. Caracterização do Comportamento Mecânico de Aços de Alto Desempenho, Dissertação de Mestrado, Universidade de Aveiro

Spindola, M.O., Gonzalez, B.M., Santos, D.B., 2010. Modelo físico da deformação e encruamento do aço TWIP com alto teor de manganês e baixo carbono. Tecnologia em metalúrgica, materiais e mineração 6, 252-256

Struers, 2014. Metallographic preparation of stainless steel.

Última consulta a 29 de Julho de 2014, em [tp://www.struers.com/resources/elements/12/101820/Application%20Notes%20Stainless%20Steel%20English.pdf](http://www.struers.com/resources/elements/12/101820/Application%20Notes%20Stainless%20Steel%20English.pdf)

Vieira, M.F.G., 1994. Solicitações sequenciais em cobre policristalino: comportamento após pré-deformação, Tese de Doutoramento, Universidade do Porto

WorldAutoSteel, 2009. Advanced High Strength Steel (AHSS). Application Guidelines, Version 4.1

Zinin, P., 2014. Última consulta a 9 de Julho de 2014, em <http://www.soest.hawaii.edu/HIGP/Faculty/zinin/images/lectures/GG711/GG711Lec15TEM.pdf>

---

# ANEXOS

---



## ANEXOS

Tabela A.1 - Medidas de largura e espessura iniciais e finais,  $w_0$ ,  $w$ ,  $e_0$ ,  $e$  respetivamente, de forma a obter anisotropia para cada direção estudada,  $r_x$ , média,  $r_m$  e planar,  $\Delta r$  para os provetes monotónicos,  $m$

$m$	m0a2	m0a3	m45a2	m45a3	m45a5	m45a4	m90a3	m90a2	m90a4
$w_0$	9,51	9,47	9,50	9,55	9,45	9,46	9,52	9,51	9,47
$w$	7,83	7,81	7,56	7,66	7,54	7,57	7,52	7,53	7,59
$e_0$	1,79	1,79	1,79	1,79	1,79	1,79	1,79	1,79	1,79
$e$	1,41	1,42	1,41	1,42	1,43	1,44	1,42	1,44	1,44
anisotropia, $r_x$	0,81	0,83	0,96	0,95	1,01	1,02	1,02	1,07	1,02
média, $r_x$	0,823		0,985				1,036		
anisotropia média $r_m$	0,917								
$\Delta r$	0,187								

Tabela A.2 - Medidas de largura e espessura iniciais e finais,  $w_0$ ,  $w$ ,  $e_0$ ,  $e$  respetivamente, de forma a obter anisotropia para cada direção estudada,  $r_x$ , média,  $r_m$  e planar,  $\Delta r$  para os provetes pré-deformados 10%,  $p$

$p$	p0a2	p0a4	p0a5	p45a2	p45a4	p45a5	p90a1	p90a2	p90a5
$w_0$	9,43	9,42	9,50	9,43	9,46	9,45	9,55	9,43	9,42
$w$	8,07	8,03	8,07	7,88	7,84	7,85	7,77	7,70	7,69
$e_0$	1,69	1,69	1,69	1,69	1,69	1,70	1,69	1,69	1,69
$e$	1,41	1,41	1,41	1,40	1,40	1,40	1,41	1,40	1,40
Anisotropia, $r_x$	0,86	0,88	0,90	0,95	1,00	0,96	1,14	1,08	1,08
média, $r_x$	0,881			0,978			1,098		
Anisotropia média, $r_m$	0,984								
$\Delta r$	0,011								

Tabela A.3 - Medidas de largura e espessura iniciais e finais,  $w_0$ ,  $w$ ,  $e_0$ ,  $e$  respetivamente, de forma a obter anisotropia para cada direção estudada,  $r_x$ , média,  $r_m$  e planar,  $\Delta r$  para os provetes pré-deformados 20%,  $q$

$q$	q0a1	q0a3	q0a4	q45a2	q45a5	q45a4	q90a2	q90a3	q90a4
$w_0$	9,68	9,68	9,68	9,68	9,65	9,70	9,68	9,68	9,70
$w$	8,60	8,64	8,67	8,52	8,53	8,56	8,26	8,27	8,23
$e_0$	1,58	1,58	1,58	1,58	1,58	1,58	1,58	1,58	1,58
$e$	1,40	1,40	1,40	1,41	1,41	1,41	1,38	1,39	1,39
Anisotropia, $r_x$	0,98	0,94	0,91	1,12	1,08	1,10	1,17	1,23	1,28
média, $r_x$	0,943			1,101			1,228		
Anisotropia média, $r_m$	1,093								
$\Delta r$	-0,016								

Tabela A.4 - Medidas de largura e espessura iniciais e finais,  $w_0$ ,  $w$ ,  $e_0$ ,  $e$  respetivamente, de forma a obter anisotropia para cada direção estudada,  $r_x$ , média,  $r_m$  e planar,  $\Delta r$  para os provetes pré-deformados 30%,  $t$

$t$	t0a1	t0a2	t0a4	t45a2	t45a4	t45a5	t90a2	t90a3	t90a5
$w_0$	9,49	9,47	9,54	9,47	9,49	9,50	9,50	9,50	9,50
$w$	8,62	8,57	8,66	8,66	8,66	8,65	8,23	8,21	8,29
$e_0$	1,50	1,50	1,50	1,50	1,50	1,50	1,50	1,50	1,50
$e$	1,37	1,37	1,38	1,39	1,40	1,39	1,35	1,35	1,35
anisotropia, $r_x$	1,06	1,10	1,16	1,17	1,33	1,23	1,36	1,39	1,29
média, $r_x$	1,108			1,244			1,347		
Anisotropia média, $r_m$	1,235								
$\Delta r$	-0,017								

Tabela A.5 - Tensão máxima ocorrida antes de efetuar cada descarga,  $\sigma_{max.carga}$ , tensão máxima obtida no patamar de cedência,  $\sigma_{max.recarga}$ , e a correspondente evolução relativa ao longo das deformações impostas para provetes monotónicos,  $m$ , e para a direção 0° em relação a  $RD$

0 em relação a $RD$	10%	20%	30%	40%
$\sigma_{max.recarga}$ (MPa)	810,970	1032,130	1207,311	1352,822
$\sigma_{max.carga}$ (MPa)	796,080	1013,171	1186,827	1327,711
$\sigma_{max.carga} - \sigma_{max.recarga} / \sigma_{max.recarga}$ (%)	1,87	1,87	1,73	1,89

Tabela A.6 - Tensão máxima ocorrida antes de efetuar cada descarga,  $\sigma_{max.carga}$ , tensão máxima obtida no patamar de cedência,  $\sigma_{max.recarga}$ , e a correspondente evolução relativa ao longo das deformações impostas para provetes monotónicos,  $m$ , e para a direção 45° em relação a  $RD$

45 em relação a $RD$	10%	20%	30%	40%
$\sigma_{max.recarga}$ (MPa)	811,026	1022,947	1197,592	1342,605
$\sigma_{max.carga}$ (MPa)	796,967	1005,402	1177,149	1317,208
$\sigma_{max.carga} - \sigma_{max.recarga} / \sigma_{max.recarga}$ (%)	1,76	1,75	1,74	1,93

Tabela A.7 - Tensão máxima ocorrida antes de efetuar cada descarga,  $\sigma_{max.carga}$ , tensão máxima obtida no patamar de cedência,  $\sigma_{max.recarga}$ , e a correspondente evolução relativa ao longo das deformações impostas para provetes monotónicos,  $m$ , e para a direção 90° em relação a  $RD$

90 em relação a $RD$	10%	20%	30%	40%
$\sigma_{max.recarga}$ (MPa)	808,114	1016,251	1188,522	1332,758
$\sigma_{max.carga}$ (MPa)	794,388	998,568	1168,058	1307,484
$\sigma_{max.carga} - \sigma_{max.recarga} / \sigma_{max.recarga}$ (%)	1,73	1,77	1,75	1,93

Tabela A.8 - Tensão máxima ocorrida antes de efetuar cada descarga,  $\sigma_{max.carga}$ , tensão máxima obtida no patamar de cedência,  $\sigma_{max.recarga}$ , e a correspondente evolução relativa ao longo das deformações impostas para a direção 0° em relação a  $RD$  e para uma velocidade de descarga de 0,1 mm/min

0,1 mm/min	10%	20%	30%	40%
$\sigma_{max.recarga}$ (MPa)	819,900	1046,885	1229,976	1382,453
$\sigma_{max.carga}$ (MPa)	799,380	1022,092	1202,430	1345,992
$\sigma_{max.carga} - \sigma_{max.recarga} / \sigma_{max.recarga}$ (%)	2,57	2,43	2,29	2,71



Tabela A.9 - Tensão máxima ocorrida antes de efetuar cada descarga,  $\sigma_{max.carga}$ , tensão máxima obtida no patamar de cedência,  $\sigma_{max.recarga}$ , e a correspondente evolução relativa ao longo das deformações impostas para a direção 0° em relação a *RD* e para uma velocidade de descarga de 0,5 mm/min

0,5 mm/min	10%	20%	30%	40%
$\sigma_{max.recarga}$ (MPa)	824,750	1050,060	1230,095	1380,531
$\sigma_{max.carga}$ (MPa)	807,800	1028,780	1206,757	1349,491
$\sigma_{max.carga} - \sigma_{max.recarga} / \sigma_{max.recarga}$ (%)	2,10	2,07	1,93	2,30

Tabela A.10 - Tensão máxima ocorrida antes de efetuar cada descarga,  $\sigma_{max.carga}$ , tensão máxima obtida no patamar de cedência,  $\sigma_{max.recarga}$ , e a correspondente evolução relativa ao longo das deformações impostas para a direção 0° em relação a *RD* e para uma velocidade de descarga de 2 mm/min

2 mm/min	10%	20%	30%	40%
$\sigma_{max.recarga}$ (MPa)	810,970	1032,130	1207,311	1352,822
$\sigma_{max.carga}$ (MPa)	796,080	1013,171	1186,827	1327,711
$\sigma_{max.carga} - \sigma_{max.recarga} / \sigma_{max.recarga}$ (%)	1,87	1,87	1,73	1,89

Tabela A.11 - Tensão máxima ocorrida antes de efetuar cada descarga,  $\sigma_{max.carga}$ , tensão máxima obtida no patamar de cedência,  $\sigma_{max.recarga}$ , e a correspondente evolução relativa ao longo das deformações impostas para a direção 0° em relação a *RD* e para uma velocidade de descarga de 10 mm/min

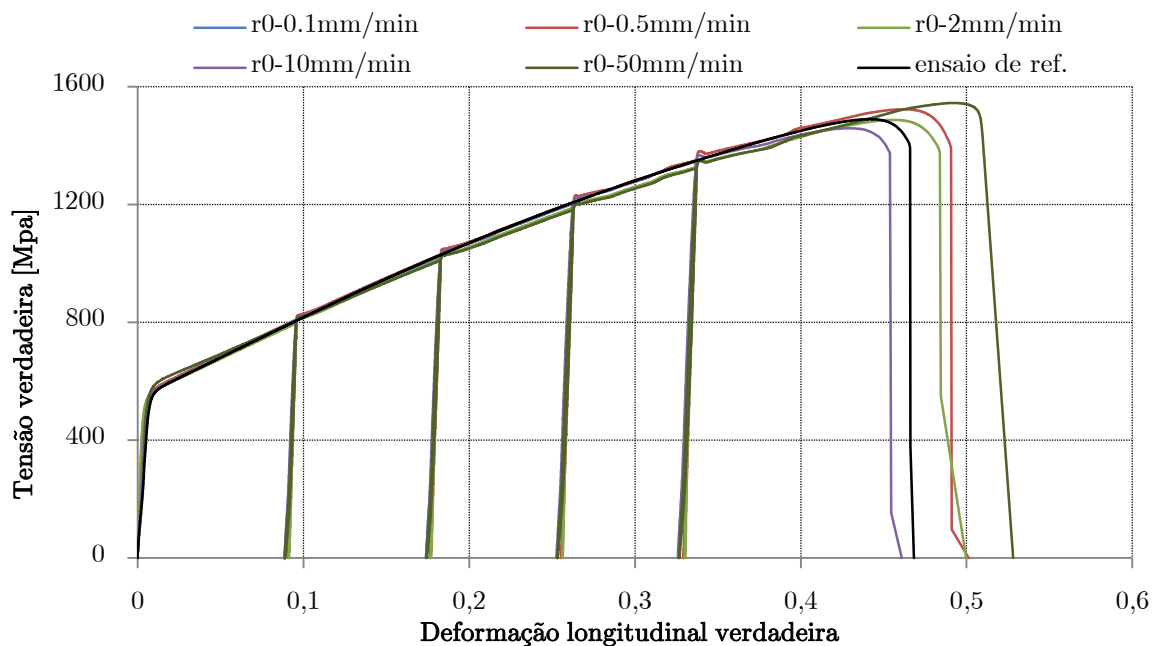
10 mm/min	10%	20%	30%	40%
$\sigma_{max.recarga}$ (MPa)	819,370	1044,130	1222,725	1369,755
$\sigma_{max.carga}$ (MPa)	805,940	1026,880	1202,952	1345,274
$\sigma_{max.carga} - \sigma_{max.recarga} / \sigma_{max.recarga}$ (%)	1,67	1,68	1,64	1,82

Tabela A.12 - Tensão máxima ocorrida antes de efetuar cada descarga,  $\sigma_{max.carga}$ , tensão máxima obtida no patamar de cedência,  $\sigma_{max.recarga}$ , e a correspondente evolução relativa ao longo das deformações impostas para a direção 0° em relação a *RD* e para uma velocidade de descarga de 50 mm/min

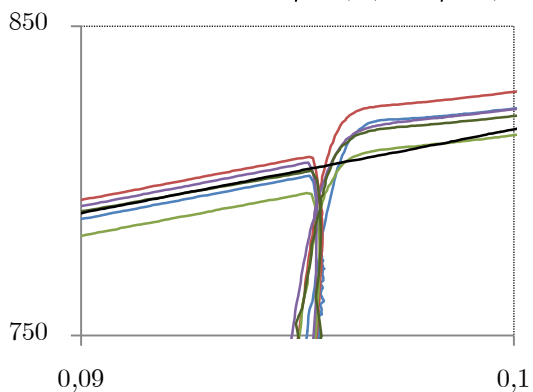
50 mm/min	10%	20%	30%	40%
$\sigma_{max.recarga}$ (MPa)	816,260	1026,310	1222,125	1347,890
$\sigma_{max.carga}$ (MPa)	803,270	1009,490	1202,956	1323,942
$\sigma_{max.carga} - \sigma_{max.recarga} / \sigma_{max.recarga}$ (%)	1,62	1,67	1,59	1,81

Tabela A.13 - Percentagem de grãos maclados por deformação, através da visualização das imagens *MEV*

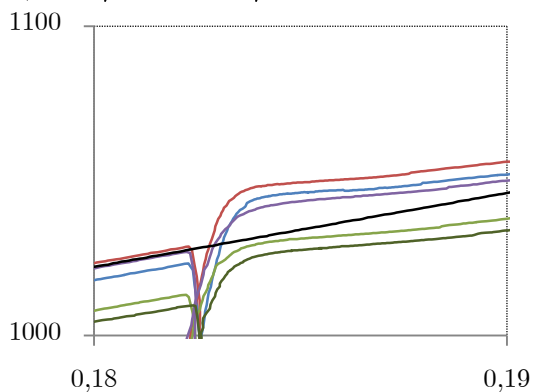
	0%	10%	20%	30%	40%
Totalidade de grãos	43	36	44	31	51
Grãos maclados	0	5	7	16	2
Percentagem de grãos maclados [%]	0	14	16	51	96



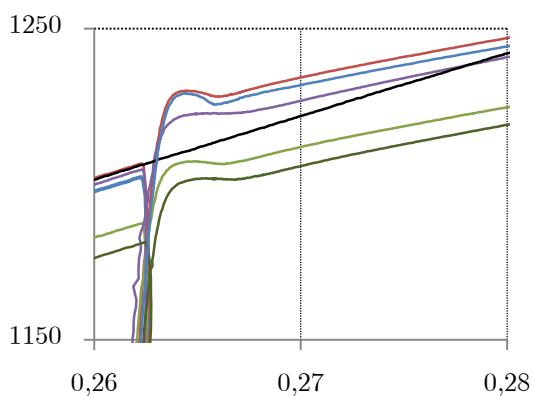
a) tensão deformação da carga e descarga a 10%, 20%, 30% e 40%, para as velocidades de descarga de 0,1 mm/min, 0,5 mm/min, 2 mm/min, 10mm/min e 50 mm/min



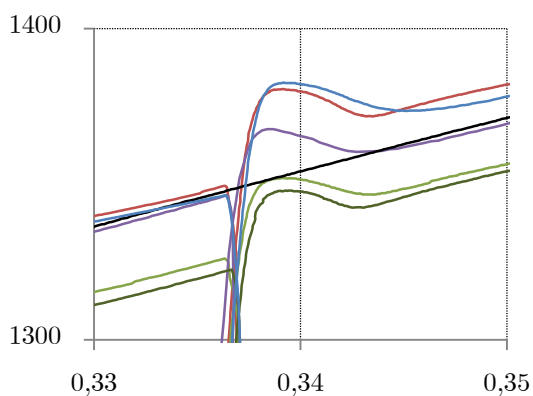
b) patamar de cedência na deformação de 10%



c) patamar de cedência na deformação de 20%



d) patamar de cedência na deformação de 30%



e) patamar de cedência na deformação de 40%

Figura A.1 - Influência do tempo de descarga, através da alteração da velocidade, na variação do patamar de cedência para as deformações de 10%, 20%, 30% e 40%