



**Bruno Alberto
da Silva Carvalho**

**Estudo da soldabilidade de aços avançados de alta
resistência**



**Bruno Alberto
da Silva Carvalho**

**Estudo da soldabilidade de aços avançados de alta
resistência**

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 Doutor António Manuel de Bastos Pereira, Professor do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de Aveiro

Esta dissertação teve o apoio dos projetos

UID/EMS/00481/2019-FCT - FCT -
Fundação para a Ciência e a
Tecnologia;

CENTRO-01-0145-FEDER-022083 -
Programa Operacional Regional do
Centro (Centro2020), através do
Portugal 2020 e do Fundo Europeu de
Desenvolvimento Regional; e

Projeto nº 32466, POCI-01-0145-
FEDER-032466, Aviso 02/SAICT/2017
– SAICT

Dedico este trabalho a todos os elementos da minha família que com sacrifício e apoio me proporcionaram o ensino acadêmico.

o júri

presidente

Prof. Doutor João Marciano Laredo dos Reis
Professor auxiliar c/ agregação em regime laboral da Universidade de Aveiro

arguente

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

orientador

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

agradecimentos

Ao meu orientador, Professor Doutor António Manuel de Bastos Pereira, pela disponibilidade e prontidão que sempre demonstrou ao longo deste trabalho e pelo conhecimento transmitido.

Ao Professor Rafael Oliveira Santos por toda a ajuda, prontidão e conhecimento transmitido.

Ao Engenheiro António José da Fonseca Festas, pelo apoio técnico fornecido nos trabalhos de oficina.

Ao Engenheiro Ricardo Nuno Barroso Pinto de Morais Beja, pelo auxílio prestado nos ensaios de tração.

À Técnica de Laboratório Katia Alexandra Martins Dias da Silva por toda a ajuda na preparação e análise microestrutural das amostras.

À Engenheira Sílvia Daniela Ribeiro Carvalho, pela ajuda na utilização do estereomicroscópio.

Ao Doutor Igor Bdikin, pelo auxílio prestado nos ensaios de dureza.

À Bárbara por toda a motivação.

À minha família, pelo esforço e sacrifício.

À DGES por me atribuir a bolsa de estudo.

palavras-chave

Soldadura laser, aço de terceira geração, Gen3 980T, metal de adição, ensaios de tração, microestrutura, ensaios de dureza

resumo

O presente trabalho teve como principal objetivo estudar a soldabilidade por laser do recente aço de terceira geração Gen3 980T. Atualmente, a indústria automóvel procura soluções que promovam a sustentabilidade ambiental e ainda a segurança rodoviária. Os aços avançados de alta resistência são uma das soluções propostas, portanto torna-se pertinente o estudo dos processos de ligação destes materiais, mais concretamente a soldadura laser. Para o presente estudo, soldaram-se pequenas amostras no tipo de junta topo a topo com e sem metal de adição. Para o processo de soldadura utilizou-se a máquina de soldadura laser Nd:YAG SISMA SWA300. Após as soldaduras, realizaram-se ensaios de tração, analisaram-se microestruturas, efetuaram-se ensaios de dureza e, por fim, efetuou-se uma análise por difração de raios x. Tudo isto para serem obtidas conclusões relativamente às propriedades mecânicas e microestruturais deste recente material, bem como verificar a sua soldabilidade com e sem metal de adição. O metal base, não afetado pelo calor, apresentou uma microestrutura constituída por ferrite, martensite e com uma baixa percentagem de austenite retida. Na zona central do cordão observou-se uma microestrutura essencialmente martensítica e registaram-se durezas elevadas. Para o metal base a tensão de rotura foi 1055 MPa com uma deformação máxima de 23%. Relativamente às amostras soldadas sem metal de adição, o cordão de soldadura apresentou uma resistência à tração superior à do metal base, o mesmo se observou para as amostras soldadas com metal de adição igual ao metal base. As soldaduras com metal de adição distinto do metal base romperam pelo cordão.

keywords

Laser welding, third generation steel, Gen3 980T, filler metal, tensile tests, microstructure, hardness tests

abstract

This work aimed to study the laser weldability of the recently developed third generation steel Gen3 980T. Currently, the automotive industry is looking for solutions that promote environmental sustainability and road safety. The advanced high-strength steels are one of the proposed solutions, so it becomes pertinent to study the bonding processes of these materials, as for example the one selected in this work, the laser welding. For the present study, small samples were welded in butt joint type with and without filler metal. For the welding process, it was used the pulsed Nd:YAG equipment SISMA SWA300. After the welds, tensile tests, microstructures, hardness tests, and X-Ray Diffraction analysis were performed. The purpose of all this experimental work was to obtain reliable conclusions regarding the mechanical and microstructural properties of this new material, as well as its weldability with and without filler metal. The base metal, unaffected by the heat, presented a microstructure consisting of ferrite, martensite and a low percentage of retained austenite. An essentially martensitic microstructure was observed in the central zone of the weld bead where high values of hardness were measured. For the base metal the tensile strength was 1055 MPa with a maximum elongation of 23%. With respect to welded samples without filler metal, the weld bead showed higher tensile strength than the base metal, the same was observed for welded samples with filler metal equal to the base metal. The welds with filler metal different than the base metal broke through the bead.

Índice

Índice	i
Lista de Figuras	iv
Lista de Tabelas	ix
Lista de Gráficos	x
Lista de símbolos	xi
1 Introdução	1
1.1 Enquadramento	1
1.2 Motivações e objetivos	2
1.3 Organização do documento	2
2 Revisão bibliográfica	3
2.1 A Luz	3
2.2 O laser	4
2.2.1 Breve história	4
2.2.2 Composição e funcionamento do sistema laser	6
2.2.3 Propriedades	9
2.2.4 Tipos de lasers	10
2.2.4.1 Nd:YAG	11
2.2.5 Aplicações	11
2.3 Soldadura	12
2.3.1 Soldadura laser	12
2.3.1.1 Soldadura por laser pulsado Nd:YAG	13
2.3.2 Defeitos da soldadura laser	14
2.3.3 Variáveis para uma boa soldadura laser	18
2.3.3.1 Parâmetros do laser pulsado	19
2.3.3.1.1 Influência dos parâmetros na penetração da soldadura	21
2.3.3.2 Propriedades do material	22
2.3.3.3 Tipo de junta	22
2.3.3.4 Material de adição	23
2.3.3.5 Gás de proteção	24
2.4 Aços avançados de alta resistência	25
2.4.1 Enquadramento e contexto histórico	25

2.4.2	Classes atuais.....	26
2.4.2.1	Aços de 3ª geração.....	27
2.4.3	Processamento	28
2.4.4	Aplicações	29
2.4.5	O aço Gen3 980T	30
2.5	Soldadura laser dos aços avançados de alta resistência	32
2.5.1	Microestruturas, Dureza e Resistência Mecânica da região soldada	32
3	Procedimento experimental.....	35
3.1	Familiarização com a estação de trabalho e preparação das amostras.....	35
3.1.1	Estação de trabalho.....	35
3.1.2	Dispositivo de fixação	40
3.1.3	Corte e maquinagem das amostras a soldar	41
3.2	Soldadura das amostras	43
3.2.1	Soldadura sem material de adição	44
3.2.1.1	Amostras de DP1000	44
3.2.1.2	Amostras de Gen3 980T	46
3.2.2	Soldadura com material de adição	49
3.2.2.1	Utilizando fio de adição.....	49
3.2.2.1.1	Tipo de fio utilizado	50
3.2.2.1.2	Parâmetros e passes de soldadura.....	51
3.2.2.2	Utilizando o próprio material base	54
3.2.3	Soldadura pelos dois lados	59
3.2.4	Soldadura sem gás de proteção	61
3.3	Análise das amostras soldadas	62
3.3.1	Inspeção visual	62
3.3.2	Ensaio de tração	63
3.3.2.1	Provetes	65
3.3.2.2	Shimadzu 50 kN	66
3.3.2.3	Shimadzu 100 kN e Aramis.....	67
3.3.3	Microestruturas.....	71
3.3.3.1	Preparação das amostras	72
3.3.3.2	Captação de imagem.....	75
3.3.4	Ensaio de dureza	75
3.3.4.1	Preparação das amostras	76
3.3.4.2	Máquinas utilizadas	77

3.4	Análise XRD	80
4	Resultados.....	81
4.1	Ensaio de tração	81
4.1.1	Material base.....	81
4.1.2	Amostras sem material de adição	82
4.1.2.1	Amostras 1 a 5	82
4.1.2.2	Amostra 2L	92
4.1.2.3	Amostra 4 s/GP	94
4.1.3	Amostras com material de adição.....	96
4.2	Microestruturas.....	99
4.2.1	Material base.....	100
4.2.2	Amostras 4 e 2L.....	104
4.3	Ensaio de dureza	110
4.3.1	Nano indentação	110
4.3.2	Microdureza <i>Vickers</i>	113
4.4	XRD	114
5	Conclusões e trabalhos futuros	117
	Referências bibliográficas	119
	Anexo 1	125
	Anexo 2	127
	Anexo 3	128
	Anexo 4	129
	Anexo 5	130

Lista de Figuras

Figura 2.1-Espectro eletromagnético com indicação do comprimento de onda [4]	3
Figura 2.2-Definição de comprimento de onda [5]	4
Figura 2.3-Theodore Maiman com o primeiro laser de rubi [10]	5
Figura 2.4-Primeiro laser de rubi [7].....	6
Figura 2.5-Constituição atômica [8].....	7
Figura 2.6-Emissão estimulada (Adaptado de [8]).....	7
Figura 2.7-Ilustração de um laser de rubi [8]	8
Figura 2.8-(a) Luz Branca através do prisma de vidro. (b) Laser vermelho através do prisma de vidro. Adaptado de [12].....	9
Figura 2.9-Fábrica da Nissan em Sunderland [18].....	12
Figura 2.10-Representação esquemática do funcionamento de um sistema de soldadura Nd:YAG. Adaptado de [20]	13
Figura 2.11-Tipos de soldadura; 1 condução, 2 condução/penetração, 3 penetração ou keyhole [19].....	13
Figura 2.12-Zona Afetada pelo Calor (ZAC) ou Zona Termicamente Afetada (ZTA) [13]17	
Figura 2.13-Regiões da zona de fusão [22].....	18
Figura 2.14-Zona de transição em soldadura com material base distinto do material de adição [22].....	18
Figura 2.15-Algumas opções de forma de pulso [19]	19
Figura 2.16-Parâmetros do laser para um pulso simples quadrado [19]	19
Figura 2.17. (a) Sobreposição 60%. (b) Sobreposição 80%. (c) Sobreposição 95%. [25]... 20	
Figura 2.18-Princípios de alimentação de fio na soldadura Laser-MIG. (a) fio lançado ou “a empurrar”. (b) fio arrastado ou “a puxar”. (Adaptado de [27]).....	24
Figura 2.19-Efeitos da austenite retida na ductilidade de dois aços dual-phase [31].....	25
Figura 2.20-Visão geral da tensão de rotura e deformação para as diferentes classes de aços convencionais e aços avançados de alta resistência [32]	26
Figura 2.21-Sobreposição das combinações microestruturais testadas com a Figura 2.20 [29]	27
Figura 2.22-Diagrama de arrefecimento na produção do aço TRIP [34].....	28
Figura 2.23-Mudanças atuais e previstas para a quantidade total e percentagem de aços avançados de alta resistência utilizados nos veículos da América do Norte [29]	29
Figura 2.24-Body in white do Porsche Cayenne [35]	30
Figura 2.25-Conceito do aço 980 XG3 [36].....	31

Figura 2.26- Curvas tensão deformação reais para diferentes aços [36].....	31
Figura 2.27-Microestruturas da zona de fusão. (a) artigo [16] aço DP. (b) artigo [38] aço TRIP. (c) artigo [40] aço Q&P980	32
Figura 2.28-Perfis de dureza, ZF-Zona de fusão; ZAC-Zona afetada pelo calor; MB-Material base. (a) artigo [16] aço DP. (b) artigo [38] aço TRIP. (c) artigo [40] aço Q&P980	33
Figura 2.29- (a) Resistência mecânica em função da taxa de deformação. (b) Deformação em função da taxa de deformação. Aço Q&P980, [40].....	34
Figura 3.1-SISMA SWA300 [41].....	35
Figura 3.2-Ecrã tátil. (a) Funcionalidades. (b) Parâmetros.....	37
Figura 3.3-Joystick da SISMA SWA 300 [41].....	39
Figura 3.4-Microscópio da SISMA SWA300 [41].....	39
Figura 3.5-Dispositivo de fixação.	40
Figura 3.6-Guilhotina Guifil.....	41
Figura 3.7-Dimensões das amostras (mm)	41
Figura 3.8-Direção de laminagem das amostras cortadas	42
Figura 3.9-Centro CNC MIKRON VCE 500	42
Figura 3.10-Amostras de DP 1000 soldadas. (a) Parte superior da soldadura. (b) Raiz da soldadura.....	45
Figura 3.11-Eschema representativo do processo de soldadura do aço Gen3 980T	47
Figura 3.12- Amostras de Gen3 980T soldadas. (a) Parte superior da soldadura. (b) Raiz da soldadura.....	48
Figura 3.13-Utilização do apalpa folgas para a definição da distância entre topos.....	49
Figura 3.14-(a) alimentação manual de fio. (b) Esquema representativo da soldadura com metal de adição	50
Figura 3.15-Fio de adição Improbond 01_9300	50
Figura 3.16-Sequenciamento de passes para as amostras MA4 e MA5	51
Figura 3.17. Amostras MA1-MA3. (a) parte superior. (b) raiz da soldadura. (c) abatimento do cordão	53
Figura 3.18- Amostras MA4 e MA5. (a) parte superior. (b) raiz da soldadura. (c) sobre espessura do cordão	53
Figura 3.19-(a) tira cortada na guilhotina. (b) tira apoiada sobre as amostras	54
Figura 3.20- Amostras MA6 e MA7. (a) parte superior. (b) raiz da soldadura. (c) detalhe do metal de adição não depositado na junta	54
Figura 3.21-(a) Máquina Struers Labotom. (b) tiras cortadas na Struers Labotom.....	55
Figura 3.22-Tira comprimida entre as amostras.....	56
Figura 3.23-Provete MA8. (a) Parte superior. (b) Detalhe da raiz da soldadura.....	56

Figura 3.24-Provete MA9. (a) Raiz de soldadura. (b) Detalhe da raiz da soldadura	56
Figura 3.25-(a) Tiras utilizadas para a soldadura MA10. (b) Procedimento seguido para a soldadura MA10.....	57
Figura 3.26-Soldadura MA10. (a) parte superior. (b) raiz do cordão	58
Figura 3.27-Fotos do cordão superior (a) e da raiz (b) da amostra 4. Ampliação 16× no estereomicroscópio Leica EZ4W	59
Figura 3.28-Sentido dos cordões de soldadura para a soldadura pelos dois lados.....	60
Figura 3.29-Amostra 2L. (a) 1º passe. (b) 2º passe.....	61
Figura 3.30-Amostra 4 s/GP. (a) parte superior da soldadura. (b) raiz da soldadura.....	62
Figura 3.31-Leica EZ4 W.....	62
Figura 3.32-Ilustração de um ensaio de tração [50].....	63
Figura 3.33-Curva tensão deformação característica de um material metálico [51].....	64
Figura 3.34-Geometria dos provetes para os ensaios de tração	65
Figura 3.35-Variações de espessura e entalhes no cordão de soldadura.....	66
Figura 3.36-Máquina Shimadzu 50 kN.....	66
Figura 3.37-Máquina Shimadzu AG-X plus 100 kN	67
Figura 3.38-Deformação não uniforme na região soldada.....	68
Figura 3.39-(a) câmaras e focos luminosos. (b) janela do software.....	68
Figura 3.40-(a) Padrão [53]. (b) Provetes pintados.....	69
Figura 3.41-Painel calibrador do Aramis [53]	69
Figura 3.42-Gradiente de cores com escala colorida associada a gráfico que quantifica a presença de cada cor. (a) Deformações em Y. (b) Vídeo extensómetro virtual.....	71
Figura 3.43-(a) Seccionamento das amostras. (b) Embutidora das amostras.....	72
Figura 3.44-(a) Kit Struers com duas amostras. (b) Amostras embutidas	73
Figura 3.45-Máquina Struers TegraPol-21.....	74
Figura 3.46-(a) Microscópio ótico. (b) Microscópio eletrónico [59].....	75
Figura 3.47-Amostras embutidas para os ensaios de dureza.....	76
Figura 3.48-(a) Máquina de nano indentação CSM instruments. (b) Indentação de Berkovich	77
Figura 3.49-Curva de indentação típica de um material metálico[61].....	77
Figura 3.50-Esquema das indentações realizadas nas amostras.....	78
Figura 3.51-(a) Máquina Shimadzu HVM 2000. (b) Indentação de Vickers.....	79
Figura 3.52-Máquina Rigaku SmartLab X-Ray Diffractometer	80
Figura 4.1-Provete de material base tracionado até à rotura	81
Figura 4.2-Provetes após a tração na Shimadzu 50 kN.....	83

Figura 4.3-Provetes após a tração na Shimadzu 100 kN utilizando o Aramis	85
Figura 4.4-Deformações obtidas pelo Aramis. (a) Provete 1.1. (b) Provete (1.2). (c) Provete 4.1	86
Figura 4.5-Imagens relativas à penetração no início e no fim da soldadura da amostra 1 ..	87
Figura 4.6-Deformações, em Y, obtidas pelo Aramis para o provete de material base	89
Figura 4.7-Foto da raiz de soldadura da amostra 4. Ampliação 16× no estereomicroscópio Leica EZ4W.....	90
Figura 4.8-Amostras 4.2 e 4.3 após os ensaios de tração	91
Figura 4.9-(a) Provete 2L tracionado até à rotura. (b) Deformações, em y, para a amostra 2L.....	92
Figura 4.10 -Fotos do cordão superior (a) e do cordão inferior (b) da amostra 2L. Ampliação 16× no estereomicroscópio Leica EZ4W	94
Figura 4.11-(a) Provete 4s/GP tracionado até à rotura. (b) Deformações, em y, para a amostra 4s/GP.....	95
Figura 4.12-Fotos da zona de rotura do provete 4 s/GP. Ampliação 16×.....	95
Figura 4.13- Provetes MA1, MA2, MA3, MA4, MA5, MA8 e MA9 após a tração na Shimadzu 100 kN utilizando o Aramis.....	96
Figura 4.14-Deformações, em y, no stage anterior à rotura das amostras MA1, MA2, MA3, MA4, MA5, MA8 e MA9.....	97
Figura 4.15-Provete MA10 após o ensaio na Shimadzu de 100 kN.....	98
Figura 4.16-Imagem obtida no microscópio ótico.	99
Figura 4.17-Região de material base analisada	100
Figura 4.18-Microestrutura do material base obtida por SEM a diferentes ampliações: (a) 2500x; (b) 7000x; (c) 15000x; (d) 18000x	101
Figura 4.19-Microestrutura de um aço Q&P obtida por SEM. M martensite, F ferrite, AR austenite retida [64]	102
Figura 4.20-Espectros EDS do material base	103
Figura 4.21- Microestrutura da amostra 4. (a) zona soldada 7000x. (b) ZAC 7000x	104
Figura 4.22-Região analisada na amostra 4 (retângulo vermelho).....	106
Figura 4.23-Sequência de imagens da região analisada na amostra 4.....	106
Figura 4.24-Ampliações das imagens (1), (4), (7) e (10) da sequência de imagens correspondente à amostra 4	107
Figura 4.25- Região analisada na amostra 2L (retângulo vermelho)	108
Figura 4.26- Sequência de imagens da região analisada na amostra 2L	108
Figura 4.27- Ampliações das imagens (1), (4), (7) e (10) da sequência de imagens correspondente à amostra 2L.....	109
Figura 4.28-Seccionamento das zonas analisadas na amostra 4.....	111

Figura 4.29- Seccionamento das zonas analisadas na amostra MA1 112

Lista de Tabelas

Tabela 2.1-Defeitos geométricos ou de aparência mais comuns na soldadura laser. (Adaptado de [20]).....	15
Tabela 2.2-Defeitos internos mais comuns na soldadura laser. (Adaptado de [20]).....	16
Tabela 2.3-Impacto dos principais parâmetros na penetração da soldadura laser entre chapas de aço DP1000 de espessura 1 mm em junta topo a topo.....	21
Tabela 2.4-Ilustração das juntas de topo e sobreposta.....	22
Tabela 2.5-Principais propriedades mecânicas do aço 980 XG3 [36].....	31
Tabela 3.1-Dados técnicos da SISMA SWA 300 [41]–[43]	36
Tabela 3.2-Parâmetros das soldaduras efetuadas nas amostras de aço DP 1000	45
Tabela 3.3-Parâmetros das soldaduras efetuadas nas amostras de aço Gen3 980T	47
Tabela 3.4-Composição química do fio Improbond 01_9300 [46]	51
Tabela 3.5-Parâmetros utilizados na soldadura com metal de adição	52
Tabela 3.6-Descrição dos cordões de soldadura para as amostras MA1-MA5	52
Tabela 3.7-Parâmetros utilizados para a soldadura pelos dois lados.....	60
Tabela 3.8-Sequência de polimento	74
Tabela 4.1-Propriedades divulgadas pelo fabricante e obtidas experimentalmente	82
Tabela 4.2-Avaliação da penetração da soldadura utilizando a densidade energética	83
Tabela 4.3-Aspetto dos cordões de soldadura antes dos ensaios de tração	84
Tabela 4.4-Dimensões dos provetes tracionados 1.1, 1.2 e 4.1	85
Tabela 4.5- Dimensão do provete 2L	92
Tabela 4.6- Dimensão do provete 4 s/GP	94
Tabela 4.7-Média das durezas das regiões seccionadas na Figura 4.23	111
Tabela 4.8-Média das durezas das regiões seccionadas na Figura 4.24	112
Tabela 4.9-Módulo de Young obtido na máquina CSM Instruments.....	113
Tabela 4.10-Resultados médios da dureza Vickers	113

Lista de Gráficos

Gráfico 3.1-Variação do rendimento com o parâmetro potência definido na máquina	38
Gráfico 3.2-Variação do rendimento com o parâmetro duração do pulso definido.....	38
Gráfico 4.1-Curva tensão deformação nominal para o material base	81
Gráfico 4.2- Curvas tensão deformação reais para o material base e para as amostras 4.1 e 1.2.....	88
Gráfico 4.3-Ampliação do Gráfico 4.2.....	89
Gráfico 4.4-Deformações máximas reais	90
Gráfico 4.5-Curvas tensão deformação reais para o material base, 4.1 e 2L.....	93
Gráfico 4.6-Microdureza da amostra 4	110
Gráfico 4.7-Microdureza das amostras MA1 e 4	112
Gráfico 4.8-Espetro XRD para a amostra de material base de menor dimensão (5 mm de largura e 5 mm de comprimento)	114
Gráfico 4.9-Espetro XRD para a amostra de material base de maior dimensão (14 mm de largura e 25 mm de comprimento)	115
Gráfico 4.10-Ampliação do Gráfico 4.9.....	116

Lista de símbolos

A_0	Área da secção inicial do provete [mm^2]
A_p	Área projetada de contacto
AHSS	<i>Advanced high strength steel</i> – Aços avançados de alta resistência
AUST.SS	<i>Austenitic stainless steel</i> – Aços austeníticos inoxidáveis
C	Carbono
CP	<i>Complex phase</i> – Fase-complexa
CO_2	Dióxido de carbono
d	Média do comprimento das diagonais
D	Diâmetro da soldadura
DIC	<i>Digital image correlation</i> – Correlação digital de imagem
DP	<i>Dual-phase</i> – Aços bifásicos
DVD	<i>Digital Versatile Disc</i> – Disco vídeo digital
E	Módulo de elasticidade ou de Young [GPa]
E_D	Densidade energética [J/mm^2]
E_P	Energia do pulso [J]
E_1	Estado fundamental
E_2	Estado excitado
EDS	<i>Energy dispersive spectrometry</i> – Espectrometria de energia dispersiva
EBSD	<i>Electron back-scattered diffraction</i> – Difração de elétrons retroespalhados
F	Força [N]
F_M	Ponto de força máxima
$F_{m\acute{a}x}$	Força máxima [N]
f	Frequência [Hz]
f_p	Frequência do pulso [Hz]
h	Penetração da soldadura
H	Dureza da nano indentação [MPa]
HV	Dureza <i>Vickers</i>
HeNe	Hélio néon
HSS	<i>High strength steel</i> - Aços convencionais de alta resistência
HSLA	<i>High strength low alloy</i> – Aços de baixa liga de alta resistência

IF	<i>Interstitial free</i> – Aço livre de elementos intersticiais
k	Constante do material
Laser	<i>Light amplification by stimulated emission of radiation</i> - Amplificação de luz por emissão estimulada de radiação
LED	<i>Light emitting diode</i> – Diodo emissor de luz
LI-P	<i>Lightweight steels with induced plasticity</i> – Aços leves com plasticidade induzida
L_{final}	Comprimento final do provete [mm]
L_0	Comprimento inicial do provete [mm]
M	Aço martensítico
MA	Metal de adição. Amostras soldadas com metal de adição
Mn	Manganês
Maser	<i>Microwave amplification by stimulated emission of radiation</i> – Amplificação de micro-ondas por emissão estimulada de radiação
Nd	Neodímio
Nd_2O_3	Óxido de neodímio
Nd^{3+}	Ião neodímio
Nd:YAG	<i>Neodymium:Yttrium Aluminum Garnet</i>
O	<i>Overlap</i> - Sobreposição
P_{med}	Potência média do pulso [W]
P_p	Potência de pico do pulso [W]
Q&P	<i>Quenching and Partitioning</i> - Têmpera e particionamento
ROI	<i>Region of interest</i> – Região de interesse
S	Rigidez de contacto
SEM	<i>Scanning Electron Microscope</i> – Microscópio eletrónico de varrimento
s/GP	Sem gás de proteção. Amostras soldadas sem gás de proteção
t	Largura do pulso [ms]
TEMA	Centro de Tecnologia Mecânica e Automação
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i> – Soldadura por gás inerte de tungsténio
TRIP	<i>Transformation induced plasticity</i> - Transformação induzida por deformação
TWIP	<i>Twinning induced plasticity</i> – Deformação induzida por maclação
UHSS	<i>Ultra high strength steel</i> - Aços de ultra alta resistência
USS	United States Steel Corporation

v	Velocidade de soldadura
V-ZAC	Verdadeira zona afetada pelo calor
XRD	<i>X-Ray Diffraction</i> – Difração de raios x
YAG	<i>Yttrium Aluminum Garnet</i> - $Y_3Al_5O_{12}$
ZAC	Zona afetada pelo calor
ZTA	Zona termicamente afetada
ZNM	Zona não misturada
ZPF	Zona parcialmente fundida
2L	2 lados. Amostras soldadas pelos 2 lados
λ	Comprimento de onda [nm]
σ	Tensão nominal [MPa]
σ_y	Tensão limite de elasticidade [MPa]
σ_r	Tensão de rotura [MPa]
σ_{real}	Tensão real [MPa]
ε	Deformação nominal
$\varepsilon_{m\acute{a}x}$	Deformação máxima
ε_{real}	Deformação real
ΔL	Variação do comprimento do provete [mm]

1 Introdução

Neste capítulo enquadra-se a temática da presente investigação na atualidade, apresentam-se as motivações e objetivos que levaram ao desenvolvimento deste trabalho e é exposta a organização deste documento escrito.

1.1 Enquadramento

A indústria automóvel é impulsionada pelos requisitos do consumidor, regulamentações governamentais e pressões competitivas. As exigências ambientais, governamentais e dos consumidores têm em vista a redução do consumo de combustível, a melhoria da segurança do condutor e a fiabilidade e acessibilidade do produto, para tal a indústria automóvel e os fornecedores de matérias primas têm vindo a desenvolver soluções que satisfazem estes requisitos. As soluções incluem: otimização do projeto do produto, incorporação de materiais leves e aplicação de processos de fabrico inovadores [1].

Foram desenvolvidos aços de alta resistência capazes de competir com outros materiais com base no custo, desempenho e produção. No centro deste desenvolvimento está a família dos aços avançados de alta resistência, na qual as microestruturas são manipuladas para produzir propriedades mecânicas impressionantes, como a alta resistência à tração e a ductilidade notória. Os aços avançados de alta resistência não são necessariamente mais leves que os restantes aços, no entanto, dadas as suas propriedades mecânicas, menor volume de material é utilizado para cumprir os requisitos de segurança. O peso de um automóvel está diretamente relacionado com o consumo de combustível, como tal a aplicação desta nova família de aços permitirá uma diminuição no consumo que consequentemente contribuirá para o cumprimento dos requisitos ambientais [1].

A utilização dos aços avançados de alta resistência na indústria supõe alguns desafios. Torna-se pertinente o desenvolvimento de trabalhos nas áreas da conformação plástica e da soldadura destes aços, com o intuito de serem ultrapassados estes desafios, a fim de consolidar a sua aplicação na indústria automóvel.

A soldadura laser tipicamente é mais precisa e compatível com automação. A indústria automóvel recorre bastante a este tipo de soldadura, pois é possível atingir velocidades de soldadura elevadas devido à alta densidade de potência, levando a um aumento da produção. Com a introdução dos aços avançados de alta resistência na indústria automóvel, aumentou a procura deste tipo de soldadura [2].

Posto isto, o desenvolvimento deste trabalho é deveras importante para promover a sustentabilidade da indústria em geral e particularmente da automóvel, bem como o aumento da segurança dos passageiros.

1.2 Motivações e objetivos

Os aços avançados de alta resistência e a soldadura laser são temáticas fortemente ligadas. Ter a oportunidade de caracterizar um novo aço de terceira geração e estudar a sua soldabilidade laser é, sem dúvida, um privilégio. O simples facto do aço Gen3 980T não apresentar qualquer trabalho nesta área tornou-se uma motivação, bem como um desafio. Para além disto, poder contribuir indiretamente para a melhoria das condições ambientais tornou-se uma motivação acrescida.

Com a realização deste trabalho pretende-se:

- Caracterizar as propriedades mecânicas do aço Gen3 980T;
- Identificar a microestrutura do aço Gen3 980T;
- Estudar a soldabilidade laser sem metal de adição do aço Gen3 980T;
- Estudar a soldabilidade laser com metal de adição do aço Gen3 980T;
- Estudar as propriedades mecânicas e microestruturais das soldaduras efetuadas.

Com os objetivos traçados anteriormente, pretende-se dar o primeiro passo no estudo deste novo aço de terceira geração, deixando um contributo para futuros trabalhos e para a aplicabilidade deste material na indústria.

1.3 Organização do documento

O presente documento encontra-se dividido em cinco capítulos que representam cada uma das fases da investigação. No primeiro capítulo é realizado um breve enquadramento do tema, são também descritas as motivações e objetivos e, por fim, é descrita a estrutura do presente trabalho.

No segundo capítulo apresenta-se a revisão bibliográfica necessária ao estudo da soldabilidade laser do aço Gen3 980T. Numa primeira fase será abordada a tecnologia laser, bem como a sua aplicabilidade nos processos de soldadura. Seguidamente serão revistos alguns conceitos inerentes à soldadura laser e, por fim, será efetuado o enquadramento deste novo material no panorama dos aços avançados de alta resistência, de maneira a serem identificadas as suas características e aplicações na indústria.

No terceiro capítulo serão descritos todos os procedimentos seguidos para a realização deste trabalho. Foram completadas, essencialmente, três etapas. Começando pela familiarização com a estação de trabalho e preparação das amostras, seguindo-se a soldadura das amostras e, por fim, a análise das amostras soldadas e de material base.

O quarto capítulo é dedicado à apresentação e análise dos resultados obtidos através do procedimento anteriormente descrito. Com início nos ensaios de tração e fim na análise XRD, este capítulo servirá para a obtenção e consolidação das conclusões da presente dissertação.

Por fim, no quinto e último capítulo, são apresentadas as conclusões. Seguidamente são sugeridos trabalhos futuros que visam a continuação do estudo da soldabilidade laser deste recente aço de terceira geração.

2 Revisão bibliográfica

Neste segundo capítulo apresenta-se a revisão bibliográfica necessária ao estudo da soldabilidade laser do aço Gen3 980T. Numa primeira fase será abordada a tecnologia laser, bem como a sua aplicabilidade nos processos de soldadura. Seguidamente serão revistos alguns conceitos inerentes à soldadura laser e, por fim, será efetuado o enquadramento deste novo material no panorama dos aços avançados de alta resistência, de maneira a serem identificadas as suas características e aplicações na indústria.

2.1 A Luz

A luz é uma forma de energia constituída por campos elétricos e magnéticos que se movimentam com uma direção transversal à direção de propagação. Como tal, a luz é designada como uma onda eletromagnética transversal [3].

A luz visível é apenas uma pequena parte do espectro eletromagnético ilustrado na Figura 2.1. As ondas de rádio e os raios gama são também ondas eletromagnéticas transversais, no entanto, o comportamento das mesmas varia radicalmente devido aos diferentes períodos [3].

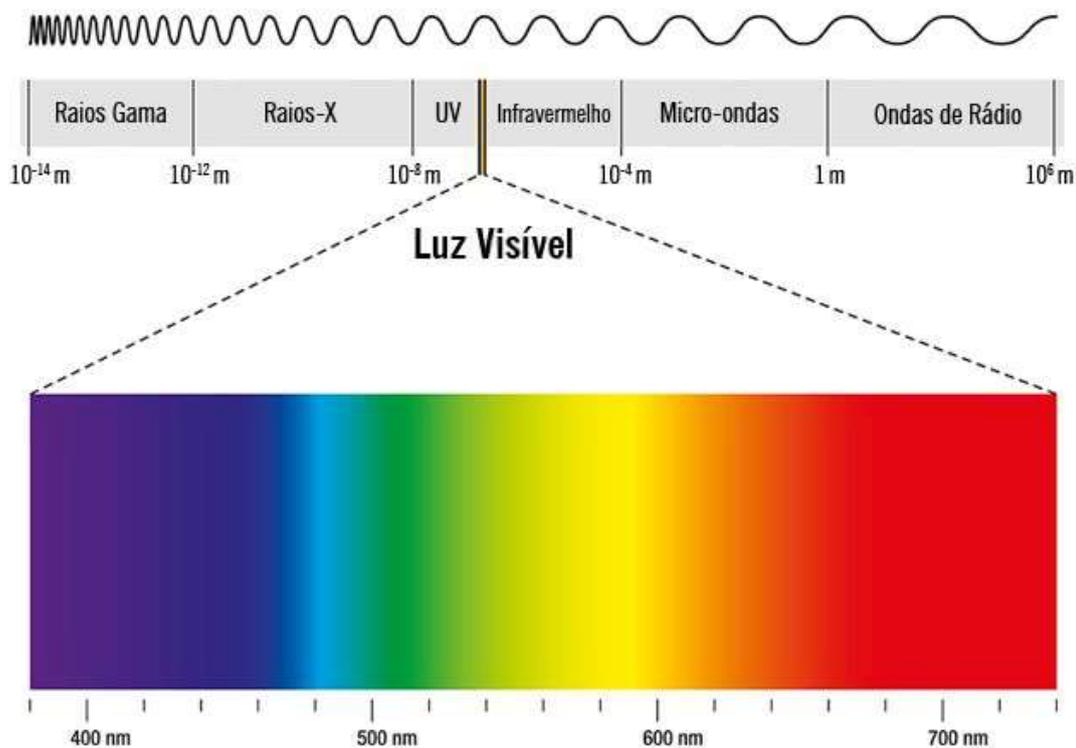


Figura 2.1-Espectro eletromagnético com indicação do comprimento de onda [4]

O comprimento de onda (λ) é o comprimento de um período (Figura 2.2), enquanto que a frequência (f) é o número de comprimentos de onda que passam por um observador num segundo. As ondas eletromagnéticas com maiores frequências, e consequentemente menores comprimentos de onda, são as mais energéticas, enquanto que as ondas com frequências menores apresentam níveis energéticos reduzidos. Desta forma, pode-se dizer que os raios gama apresentam o maior nível energético e as ondas de rádio apresentam o menor nível energético no espectro eletromagnético [3].

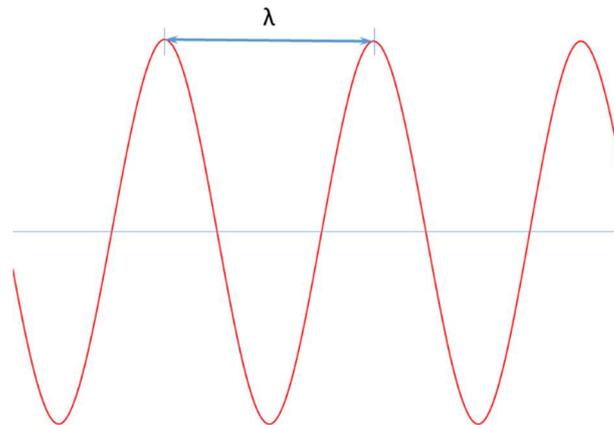


Figura 2.2-Definição de comprimento de onda [5]

A tecnologia laser, normalmente, situa-se entre os 10^{-5} m e 10^{-7} m de comprimento de onda, portanto, de acordo com a Figura 2.1, esta insere-se numa parte da região infravermelha, na região visível e numa parte da região ultravioleta (UV) [3].

2.2 O laser

2.2.1 Breve história

A palavra “laser” é um acrónimo composto pelas letras iniciais da denominação: “*light amplification by stimulated emission of radiation*”, traduzindo, amplificação de luz por emissão estimulada de radiação. O princípio laser emergiu do princípio maser. A palavra “maser” é, de novo, um acrónimo de “*microwave amplification by stimulated emission of radiation*”. O conceito de emissão estimulada deriva do trabalho de Einstein quando em 1917 o mesmo chegou à conclusão de que os fótons poderiam estimular a emissão de fótons idênticos em átomos excitados. Foram precisos cerca de 40 anos até ser reconhecido que este processo poderia ser utilizado no desenvolvimento de um dispositivo capaz de produzir micro-ondas coerentes e, em particular, um novo tipo de luz, a luz laser [6][7].

A tecnologia maser foi proposta por Basov e Prokhorov (1954-1955) e por Townes (1954), que efetuou ensaios num novo dispositivo. A extensão desta tecnologia à região ótica foi fruto do trabalho dos físicos americanos, Charles Townes e Arthur Schawlow que acabariam por ganhar o prémio nobel da física em 1964 e 1981, como recompensa pelo desenvolvimento do primeiro maser em 1955 [6][7][8].

Gordon Gould, um estudante de Charles Townes, esboçou a ideia de estender a tecnologia maser à luz visível, criando uma versão alternativa do maser. Gould acabou por não patentear a ideia nem a colocar em prática. Como o princípio laser é uma extensão do princípio maser, inicialmente a palavra “*optical maser*” foi proposta por Scwawlow e Townes, no entanto, atualmente a palavra “*laser*” é usada por ser a mais curta [6][7][8].

O primeiro laser acabaria por ser construído em 1960 por Theodore Maiman (Figura 2.3), outro físico Americano. O mecanismo físico era relativamente simples e consistiu num pequeno cilindro de rubi dentro de uma lâmpada de flash de uma máquina fotográfica com forma de bobine (ver Figura 2.4), onde através do enclausuramento deste sistema foi possível focalizar a luz pulsada [7][9].

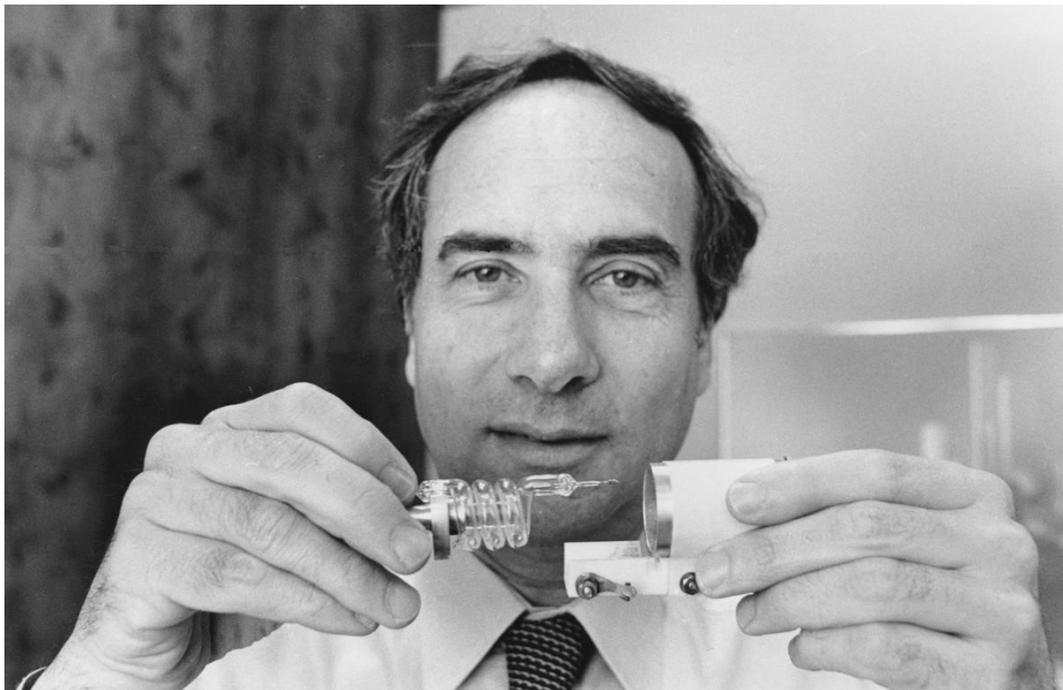


Figura 2.3-Theodore Maiman com o primeiro laser de rubi [10]

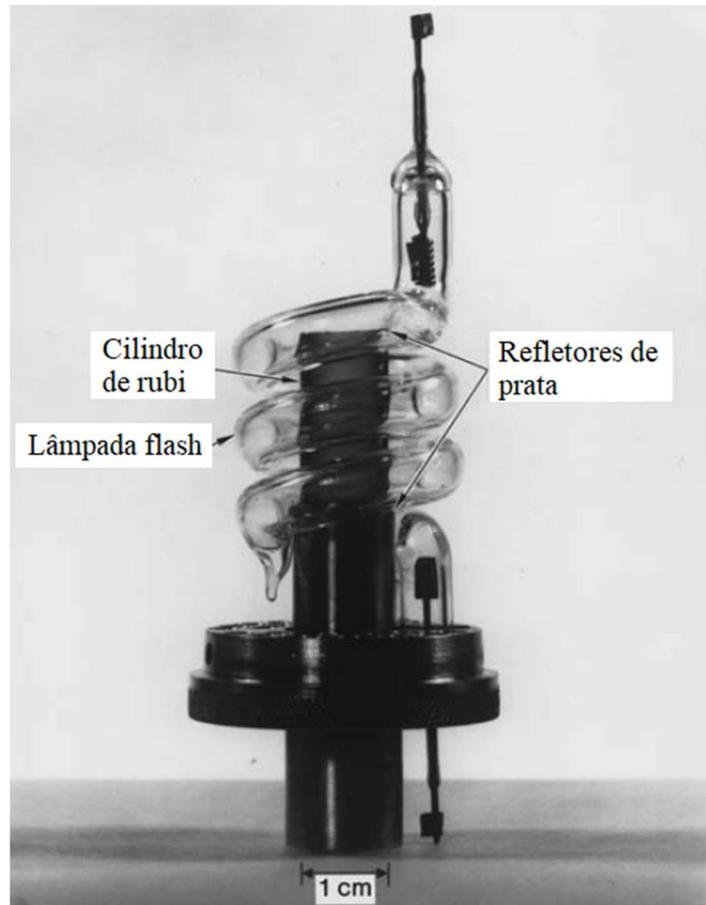


Figura 2.4-Primeiro laser de rubi [7]

Desde então a tecnologia laser tem vindo a crescer a um ritmo bastante rápido. Praticamente todos os anos são descobertos novos tipos de laser e ainda existe muito para fazer, como por exemplo a expansão do princípio laser às regiões raios-x e raios gama [6].

2.2.2 Composição e funcionamento do sistema laser

Na Figura 2.4 é possível visualizar que existem 3 componentes cruciais para o funcionamento do sistema laser. São eles o cilindro e respetivos refletores nos topos, bem como a lâmpada. Estes 3 componentes são comuns aos mais diversos tipos de laser.

Para se formar o laser, em primeiro lugar é necessário um número elevado de átomos num determinado meio (meio ativo), quer seja sólido, líquido ou gasoso. De seguida é necessário um estimulante (fonte de excitação) que excite os átomos do meio anterior e, por fim, é necessário um conjunto de espelhos refletores que orientem os fótons de luz e conduzam os mesmos por um furo num dos espelhos originando o laser em si [3][8][11].

A Figura 2.5 representa a constituição de um átomo.

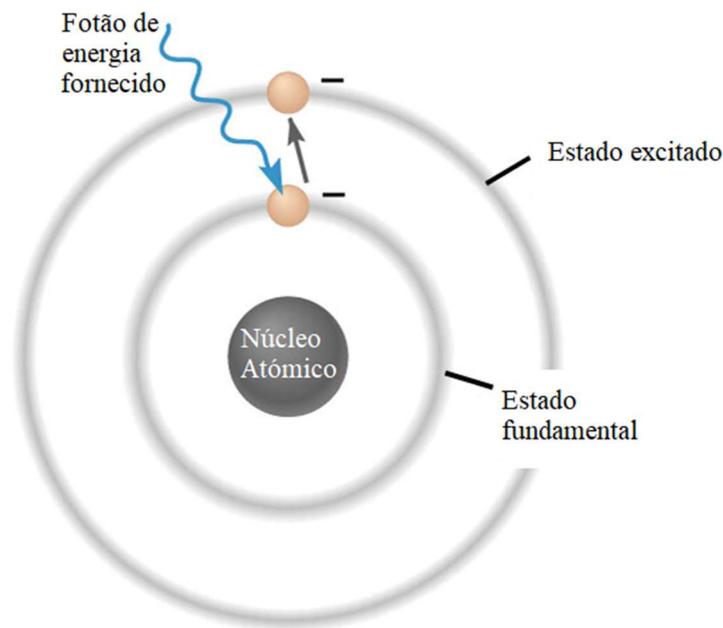


Figura 2.5-Constituição atômica [8]

Todos os elétrons no seu estado fundamental encontram-se em orbitais de baixa energia próximas do núcleo atômico. Ao ser fornecida a quantidade certa de energia ao elétron, o mesmo passará para orbitais mais afastadas do núcleo e mais energéticas - este processo chama-se absorção. No seu estado maior de energia, o elétron considera-se excitado e desequilibrado. Para restaurar o balanço energético, o elétron liberta a quantidade inicial de energia que absorveu na forma de fótons, ou seja, partículas de luz, voltando ao seu estado fundamental. Na Figura 2.6, E_1 representa o estado fundamental e E_2 o estado excitado [3][8][11].

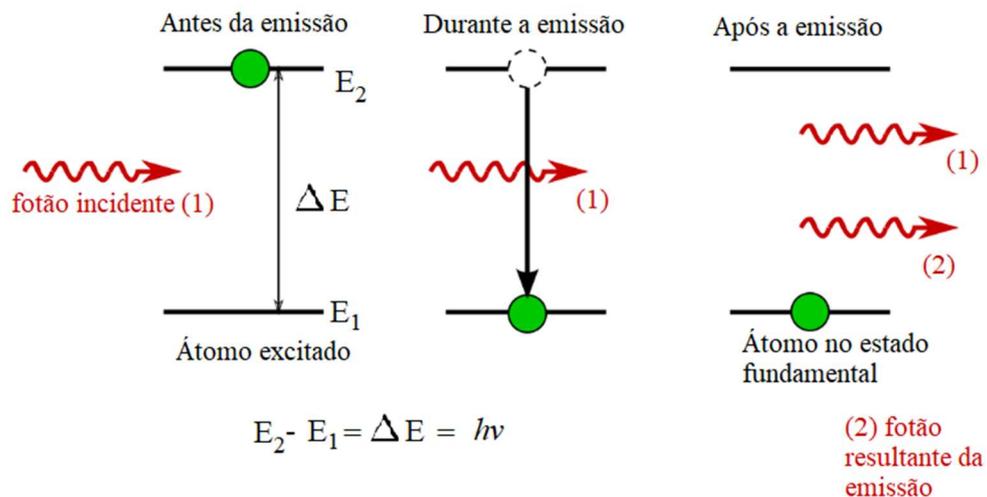


Figura 2.6-Emissão estimulada (Adaptado de [8])

Aplicando o princípio anterior é possível criar um feixe de luz monocromático, coerente e direcional. Inicialmente, algum tipo de meio, seja ele sólido, líquido ou gasoso é exposto a uma luz flash intensa ou a alguma descarga elétrica. Este processo cria uma grande quantidade de elétrons excitados dentro do meio. Quando existem mais elétrons excitados do que elétrons no estado fundamental ocorre o fenómeno de população inversa. Todos estes elétrons no estado excitado começam a libertar a energia inicialmente absorvida. Durante este processo os elétrons deslocam-se para a sua orbital inicial enquanto emitem fótons com um comprimento de onda específico. Os fótons emitidos estimulam também outros elétrons no meio para que estes possam ficar excitados e de seguida, libertar os seus fótons. Este processo denomina-se emissão estimulada e ilustra-se na Figura 2.6 [6][8].

Através da utilização de espelhos no início e no fim do meio ativo é possível canalizar os fótons criando então a luz laser. Um dos espelhos terá de ser ligeiramente menos refletivo e apresentar uma furação, com o objetivo de conduzir os fótons até ao exterior do meio. Tipicamente os fótons são refletidos no espelho com maior reflexão e de seguida são conduzidos até à outra extremidade do meio onde se encontra localizado o espelho furado com menor índice de reflexão [8].

As etapas de funcionamento de um laser de rubi são as seguintes (Figura 2.7):

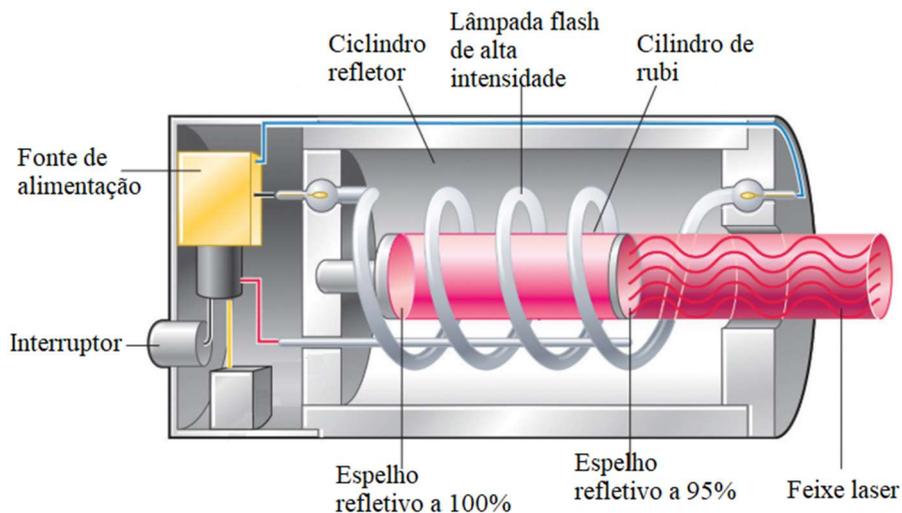


Figura 2.7-Ilustração de um laser de rubi [8]

1. Inicialmente, uma corrente elétrica faz com que a lâmpada se acenda e se apague alternadamente - este fenómeno excita os elétrons do cristal de rubi.
2. Os elétrons anteriormente excitados voltam ao seu estado inicial de energia emitindo fótons.
3. Os fótons emitidos circulam pelo meio provocando a excitação de outros elétrons (emissão estimulada).
4. Os dois espelhos mantêm os fótons a circular entre o meio ativo, no entanto, alguns deles quando em contacto com o espelho com menor reflexão são conduzidos para o exterior criando o feixe laser.

2.2.3 Propriedades

As propriedades da luz laser fazem com que o laser seja um dispositivo ideal para muitas aplicações físicas e técnicas. Grande parte destas propriedades são fruto das diferenças entre o sistema laser e a luz visível não amplificada resultante, por exemplo de uma lâmpada. Em primeiro lugar o feixe laser é muito mais estreito que o feixe luminoso da lâmpada, para além disto a luz branca da lâmpada apresenta uma gama de cores, enquanto que o laser reproduz uma única cor. Além destas duas diferenças mais notáveis, as ondas de luz de um laser encontram-se perfeitamente alinhadas, contrastando com a radiação difusa de uma lâmpada [3][6].

Seguidamente são expostas cinco características comuns a todos os tipos de laser [6].

- A luz laser pode atingir intensidades muito altas. Os pulsos laser podem atingir potências específicas bem acima dos 10^{10} W. Para se ter uma noção, são necessárias 10^8 lâmpadas, cada uma com 100 W, para reproduzir a mesma potência. Esta potência é extraordinária, pois é superior à que as centrais energéticas Americanas são capazes de produzir laborando ao mesmo tempo. Esta propriedade está relacionada com a concentração de potência numa área bastante reduzida.
- A luz laser é direcional. Esta propriedade é resultante da orientação dada aos fótons pelos espelhos do sistema laser. Após ultrapassarem a lente furada os fótons são ligeiramente difratados. Um laser com um diâmetro de alguns centímetros, quando apontado para a lua, pode dar origem a um círculo com poucas centenas de metros. O paralelismo rigoroso resulta num excelente foco.
- A pureza espectral do laser pode ser extremamente elevada. Esta propriedade está relacionada com a coerência. Contrariamente às lâmpadas, os fótons laser têm comprimentos de onda iguais e bem definidos. Esta propriedade confere uma gama de cor fixa ao laser, no caso deste emitir na região visível. Através da utilização do prisma de vidro (Figura 2.8) verifica-se esta propriedade.
- A luz laser pode ser produzida na forma de pulsos extremamente reduzidos na ordem de grandeza dos 10^{-12} segundos.

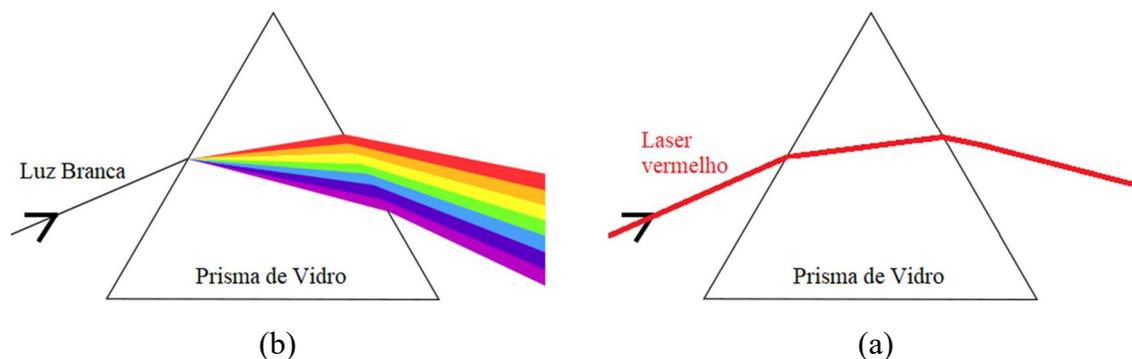


Figura 2.8-(a) Luz Branca através do prisma de vidro. (b) Laser vermelho através do prisma de vidro. Adaptado de [12]

2.2.4 Tipos de lasers

Existe uma variedade de lasers, onde cada um pode ser categorizado em função do seu meio ativo. O meio pode ser sólido, gasoso, líquido ou semicondutor, portanto existem quatro tipos principais. Dentro destes tipos existem subcategorias designadas em função da composição química do meio ativo [8][11].

Estado sólido

Os lasers de estado sólido são a tecnologia mais antiga, no entanto, continuam a ser utilizados, otimizados e desenvolvidos. Este tipo de laser consiste na utilização de um cristal dopado com uma pequena concentração de íons de crómio (no caso do rubi) ou neodímio (no caso do YAG - *Yttrium Aluminum Garnet*). A tecnologia deste tipo de laser não mudou muito, mas recentemente estudam-se materiais mais eficientes para o meio, bem como foi substituída a lâmpada por díodos laser semicondutores. Muitos lasers de estado sólido são capazes de produzir luz ultravioleta, como tal esta tecnologia promete substituir os lasers de estado gasoso para diversas aplicações. Apesar do rubi continuar a ser utilizado para diversas aplicações, a maioria dos lasers de estado sólido usam meios mais eficientes, como o Nd:YAG – *Neodymium:Yttrium Aluminum Garnet*. Existem outros tipos de materiais, sendo um bom exemplo o érbio utilizado em amplificadores para sistemas de comunicação [11].

Estado gasoso

Através da utilização de meios gasosos é possível reproduzir lasers numa gama de comprimentos de onda alargada. Os lasers de gás abrangem a região ultravioleta, visível e infravermelha do espectro eletromagnético [11].

Os gases como o dióxido de carbono e o óxido de azoto são utilizados para a emissão na região infravermelha. Para a região ultravioleta o azoto é o meio dominante. Os lasers de estado gasoso ultravioletas são conhecidos pelas suas potências extremamente elevadas [11].

Um exemplo de laser de gás visível é o hélio néon (HeNe). Este tipo de laser é uma fonte importante de luz coerente vermelha utilizada para a leitura de códigos de barras. No entanto, a dominância deste tipo de laser no mercado decaiu rapidamente devido à introdução dos lasers semicondutores [11].

Semicondutores

Este tipo de laser recorre a materiais semicondutores como meio ativo. Grande parte dos equipamentos que nos rodeiam no dia a dia recorrem a esta tecnologia, desde apontadores até leitores de DVD. Os lasers semicondutores, também conhecidos por lasers de diodo vieram substituir a utilização do laser gasoso HeNe. Os lasers semicondutores são portáteis, bastante compactos e a fonte de alimentação é simples, características que levaram à sua rápida implementação [11].

Estado líquido

Nos lasers de estado líquido é utilizado um corante dissolvido em álcool. Estes lasers podem ser ativados por lâmpadas ou por outros lasers. A grande vantagem deste tipo de laser é a possibilidade de obter uma gama alargada de comprimentos de onda através da variação do corante [11].

2.2.4.1 Nd:YAG

O laser da máquina de soldadura utilizada para este trabalho (SISMA-SWA300) recorre a um meio ativo sólido, mais concretamente o Nd:YAG.

Este laser é um dos mais utilizados no que diz respeito aos lasers de estado sólido. O laser Nd:YAG pode ser encontrado em máquinas de soldadura, em equipamentos cirúrgicos e até mesmo num satélite que orbita Marte e mede a topografia deste planeta [3].

O meio ativo deste laser consiste num cristal de YAG (*Yttrium Aluminum Garnet* - $Y_3Al_5O_{12}$) com uma pequena quantidade de Nd (neodímio) adicionada como impureza. O ião Nd^{3+} encontra-se sobre a forma de Nd_2O_3 dissolvido na solução sólida de YAG. Após excitado por uma lâmpada o ião Nd^{3+} gera os fotões laser [3][6][11].

No que diz respeito à soldadura, os lasers de dióxido de carbono são o principal concorrente. Apesar de não serem os mais comuns na indústria, os lasers Nd:YAG começam a ser cada vez mais utilizados devido a algumas vantagens relativamente aos lasers de CO_2 . Financeiramente os lasers Nd:YAG são menos dispendiosos, para além disso é possível movimentar a ótica do laser com facilidade, o que não acontece nos lasers de CO_2 , pois o feixe do laser Nd:YAG pode ser facilmente conduzido por fibra ótica [2].

2.2.5 Aplicações

Uma das aplicações líder do laser é o processamento de materiais, onde os mesmos são utilizados para cortar, furar, soldar e tratar termicamente metais, ou até mesmo materiais não metálicos. Os lasers são mais precisos e rápidos que as tradicionais brocas, existem um conjunto de vantagens relativamente às técnicas tradicionais de maquinagem, por exemplo os lasers não sofrem desgaste mecânico e garantem um excelente acabamento após o corte evitando processos de polimento [3].

A soldadura laser tipicamente é mais precisa e compatível com automação. A indústria automóvel recorre bastante a este tipo de soldadura, pois é possível atingir velocidades de soldadura elevadas devido à alta densidade de potência, levando a um aumento da produção. Com a introdução dos aços avançados de alta resistência na indústria automóvel aumentou a procura deste tipo de soldadura [2].

2.3 Soldadura

A soldadura é um processo de ligação permanente entre duas peças através de uma união íntima e atômica entre as superfícies em contacto, obtendo-se uma junta com propriedades mecânicas análogas ou superiores às do metal base e mantendo-se a continuidade de natureza metálica ou não metálica através da ligação [13].

A junção de metais por meio do aquecimento até às temperaturas de fusão era já conhecida há milhares de anos atrás na Grécia antiga. Foram desenvolvidas várias fontes de calor, desde fornos de forjamento até aos atuais métodos, como por exemplo a soldadura por plasma, a soldadura por resistência e a soldadura por laser [14].

2.3.1 Soldadura laser

A tecnologia laser já está bem implementada em sistemas de soldadura industriais devido às suas vantagens em relação aos métodos tradicionais, por exemplo a zona termicamente afetada é reduzida, a penetração é elevada e o processo apresenta uma maior flexibilidade. Para além da soldadura de metais compatíveis também é possível soldar plásticos. Por outro lado, têm vindo a ser realizadas investigações sobre a soldadura de metais dissimilares, como é o caso do Alumínio e Titânio utilizando esta mesma tecnologia [14][15][16][17].

Na Figura 2.9 é possível observar um conjunto de braços robóticos responsáveis pela soldadura laser de um chassi automóvel. Nesta fábrica da Nissan, localizada em Sunderland, são soldados 15 chassis, cada um com 4300 soldaduras, em apenas uma hora, para tal são utilizados 141 robôs supervisionados por 10 trabalhadores. Os robôs responsáveis pela soldadura das portas são capazes de completar 88 soldaduras laser em 40 segundos. Este é um dos muitos exemplos da utilização da soldadura laser robotizada em meios industriais [18].



Figura 2.9-Fábrica da Nissan em Sunderland [18]

2.3.1.1 Soldadura por laser pulsado Nd:YAG

O comprimento de onda do laser pulsado Nd:YAG é de 1064 nm, permitindo que o pulso laser seja conduzido desde a sua origem até um local distante utilizando fibra ótica. Este facto permite que a soldadura possa ser robotizada e ainda o acesso a locais remotos, pois a condução do feixe laser por fibra ótica confere uma mobilidade elevada à cabeça de trabalho. Na Figura 2.10 encontra-se a representação esquemática de um sistema típico de soldadura laser Nd:YAG onde é possível observar que o laser pode ser processado diretamente ou indiretamente. A soldadura a laser de CO₂ apenas permite o processamento direto, ou seja, o transporte do feixe laser através de espelhos, isto porque estão envolvidas potências mais elevadas e comprimento de onda 100 vezes menor, portanto uma muito menor densidade energética [19][20].

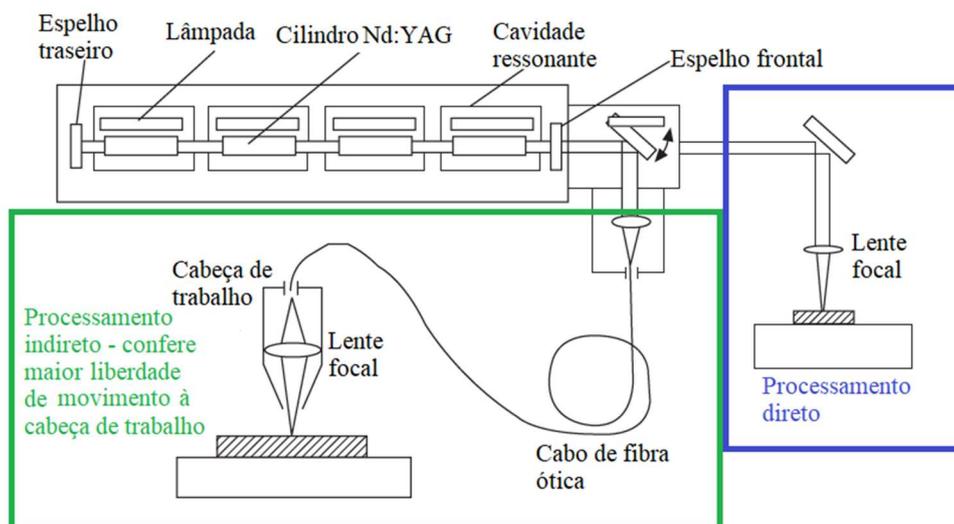


Figura 2.10-Representação esquemática do funcionamento de um sistema de soldadura Nd:YAG. Adaptado de [20]

O princípio de soldadura por “luz” é o mesmo para todos os comprimentos de onda laser. A soldadura por laser é um processo sem contacto que requer acesso à zona a soldar por um lado das peças. O cordão de soldadura é formado à medida que a luz laser aquece rapidamente o material, tipicamente períodos de milissegundos. A absorção da radiação laser conduz a um aumento de temperatura e à consequente fusão do material. A flexibilidade deste processo permite que sejam obtidos 3 tipos de soldadura distintos: por condução (1), condução/penetração (2) e penetração ou *keyhole* (3) [14][19][20]. Na Figura 2.11 encontra-se uma ilustração dos cordões obtidos para cada tipo.

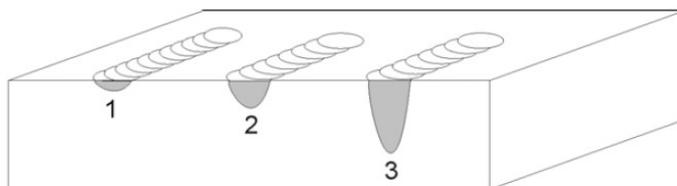


Figura 2.11-Tipos de soldadura; 1 condução, 2 condução/penetração, 3 penetração ou *keyhole* [19]

- 1) Condução. Este modo é efetuado com uma densidade de potência reduzida compreendida no intervalo 10^4 - 10^6 W.cm⁻². A superfície da peça a soldar é fundida até 1 mm no máximo, dando origem a um cordão de soldadura largo e com pouca penetração
- 2) Condução/penetração. Este modo ocorre a uma densidade de potência média e é possível obter uma penetração superior ao modo de condução. Tipicamente a densidade de potência ronda os 10^6 W.cm⁻²
- 3) O modo de penetração ou *keyhole* é caracterizado por soldaduras profundas e estreitas. Neste modo a densidade excede os 10^6 W.cm⁻² e o feixe laser funde rapidamente o material que começa a evaporar no centro da soldadura, criando o que se denomina por *keyhole*. A pressão deste vapor metálico quente mantém o furo de soldadura aberto durante o processo, como tal este fenómeno permite que a energia do laser chegue a uma zona mais profunda da peça.

2.3.2 Defeitos da soldadura laser

Uma imperfeição de soldadura é um qualquer desvio da soldadura ideal que, segundo o seu tamanho, forma, orientação, ou propriedade pode ser inadmissível para uma dada função específica. Nesse caso, a imperfeição passa a ser considerada um defeito [13].

A soldadura a laser é um processo conhecido pela sua alta qualidade e alta precisão, todavia podem ser notados defeitos inerentes a este processo. Com o objetivo de se produzirem produtos de alta qualidade e fiabilidade é inevitavelmente importante estabelecer medidas preventivas para os defeitos de soldadura [20].

Na soldadura laser, à semelhança com outros processos de soldadura por fusão, há uma variedade de defeitos ou imperfeições que podem ocorrer dependendo do tipo de material e da sua composição, das condições de soldadura, entre outros fatores. Os defeitos da soldadura encontram-se classificados, por exemplo, na ISO 6520-1 *Welding and allied processes – Classification of geometric imperfections in metallic materials – Part 1: Fusion welding* e são os seguintes [21]:

- Fissuras
- Cavidades
- Inclusões sólidas
- Falta de fusão e penetração
- Defeitos de forma ou dimensão
- Defeitos diversos

Durante a soldadura laser, o material é sujeito a ciclos térmicos, como aquecimento, fusão, evaporação, solidificação e arrefecimento, portanto são inevitáveis as mudanças de volume e de forma resultantes da expansão e contração térmica. De acordo com o *Handbook of laser welding technologies* [20], os defeitos da soldadura laser dividem-se em três grupos: defeitos de geometria ou aparência, defeitos internos ou invisíveis, e defeitos de propriedades. Na Tabela 2.1 e na Tabela 2.2 ilustram-se defeitos geométricos e internos, bem como algumas das suas causas e medidas preventivas.

*Tabela 2.1-Defeitos geométricos ou de aparência mais comuns na soldadura laser.
(Adaptado de [20])*

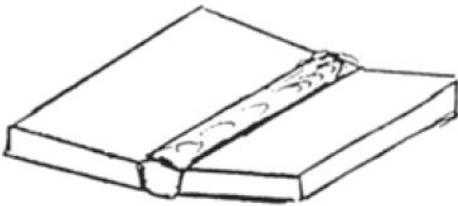
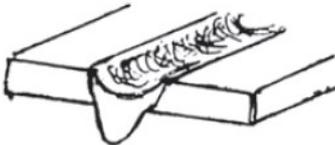
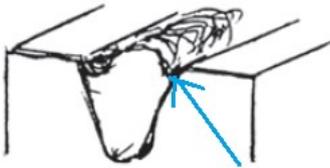
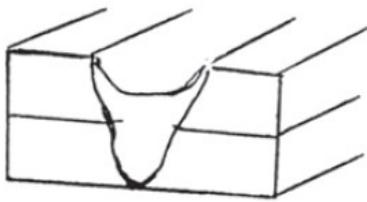
Defeito	Imagem ilustrativa [20]	<ul style="list-style-type: none"> • Causas ○ Medidas preventivas
Distorção		<ul style="list-style-type: none"> • Tensões residuais resultantes dos ciclos térmicos • Má fixação das peças ○ Utilização de um suporte de fixação rígido
Má aparência da superfície (sujidade e salpicos)		<ul style="list-style-type: none"> • Oxidação • Salpicos resultantes da fusão ○ Otimização da direção e caudal do gás de proteção ○ Soldar no vácuo
Vazamento/penetração elevada		<ul style="list-style-type: none"> • Chapa fina • Energia elevada ○ Otimização dos parâmetros de soldadura (potência e largura do pulso, por exemplo)
Formação de um “vale” entre o cordão e o material base		<ul style="list-style-type: none"> • Velocidade de soldadura reduzida • Propriedades do banho de fusão (viscosidade) ○ Otimização dos parâmetros de soldadura ○ Utilizar material de adição
Abatimento do cordão		<ul style="list-style-type: none"> • Penetração total • Evaporação do banho de fusão ○ Utilizar material de adição ○ Soldadura multipasse

Tabela 2.2-Defeitos internos mais comuns na soldadura laser. (Adaptado de [20])

Defeito	Imagem ilustrativa [20]	<ul style="list-style-type: none"> • Causas ○ Medidas preventivas
Fissuração interior (a quente ou a frio)		<ul style="list-style-type: none"> • Percentagem de hidrogénio elevada no cordão • Dureza elevada da soldadura, transição para a fase martensítica • Filmes interiores com baixa temperatura de fusão entre os grãos metálicos ○ Pré e pós aquecimento
Porosidade		<ul style="list-style-type: none"> • Gás de proteção pouco efetivo • Junta de soldadura com sujidade ○ Seleção do gás de proteção ideal ○ Soldar no vácuo
Falta de uniformidade na dimensão do cordão entre chapas		<ul style="list-style-type: none"> • Diferença de espessura entre as chapas a soldar elevada • Chapas de diferentes materiais ○ Melhorar a condutividade térmica entre chapas
Penetração incompleta/falta de fusão		<ul style="list-style-type: none"> • Soldadura laser por condução • Condutividade térmica e refletividade do material a soldar elevadas ○ Utilizar o modo de soldadura por <i>keyhole</i>

No que diz respeito aos defeitos de propriedades, estes estão relacionados com a alteração direta das propriedades mecânicas do material soldado, é neste contexto que surge a zona afetada pelo calor. Localizada entre o material base e o material fundido e depositado, corresponde à zona do material adjacente à soldadura. Representa essencialmente a zona por onde a soldadura pode partir, resultado das mudanças microestruturais. Estas mudanças traduzem-se no aumento do tamanho do grão que tornam o material menos dúctil, mais frágil. A extensão destas transformações microestruturais depende da composição química do material e das velocidades de aquecimento verificadas no ciclo térmico. Na zona afetada pelo calor, ZAC (também designada de Zona Termicamente Afetada, ZTA – ver Figura 2.12), verifica-se a ocorrência de têmperas por ser a zona onde o material vai arrefecer mais rapidamente [13].

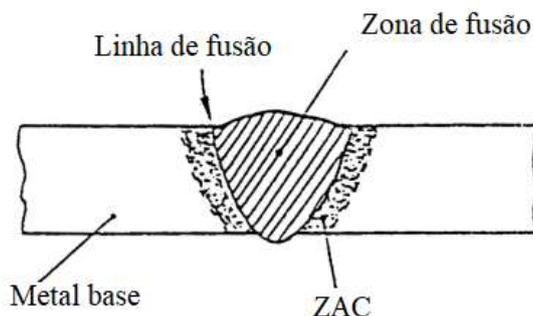


Figura 2.12-Zona Afetada pelo Calor (ZAC) ou Zona Termicamente Afetada (ZTA) [13]

A velocidade de arrefecimento na ZAC depende da geometria da peça, da espessura do material base e do processo usado. Para uma dada energia térmica posta em jogo, a velocidade de arrefecimento aumenta rapidamente com a espessura da chapa. No caso dos aços, esta região bem como a zona de fusão são endurecidas devido à formação de fases duras, tais como a martensite e bainite [13][20].

A Figura 2.13 pormenoriza as regiões do cordão de soldadura e apresenta a atual terminologia. Atualmente considera-se que a zona de fusão consiste em duas regiões. A região compósita representa a parte na qual o metal base e o metal de adição se misturam numa composição “compósita”. Em redor desta região - ao longo da fronteira de fusão - é definida uma região chamada zona não misturada (ZNM). A ZNM consiste em metal base fundido e solidificado que não se misturou com o metal de adição. Em certas ligas, a ZNM apresenta microestruturas e propriedades muito diferentes das da região composta, particularmente quando são utilizados metais de adição dissimilares do metal base e/ou quando se soldam metais base dissimilares [22][23].

A ZAC foi subdividida em duas regiões: (i) a zona parcialmente fundida (ZPF) – é uma região muito estreita na qual só houve fusões e (ii) a verdadeira zona afetada pelo calor (V-ZAC). A ZPF existe em todas as soldaduras de fusão feitas em ligas, uma vez que uma transição de 100% líquido para 100% sólido ocorre ao longo da linha fronteira de fusão [22].

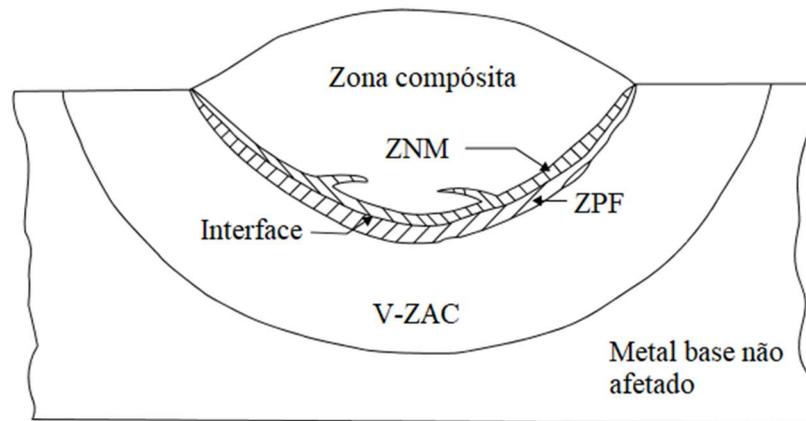


Figura 2.13-Regiões da zona de fusão [22]

Na soldadura com metal de adição diferente do metal base e/ou quando se soldam metais base dissimilares, surge ainda a chamada zona de transição (Figura 2.14) [23].

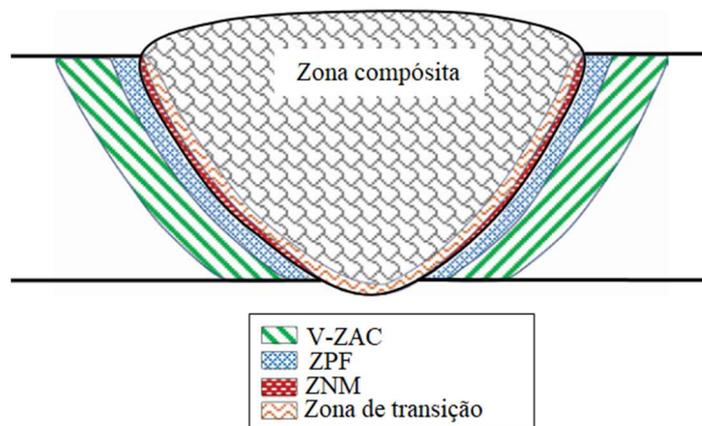


Figura 2.14-Zona de transição em soldadura com material base distinto do material de adição [22]

2.3.3 Variáveis para uma boa soldadura laser

Uma boa soldadura é aquela que é económica, tem bom aspeto e resiste às ações para as quais foi calculada. Uma boa soldadura laser deverá ser aquela que conseguirá maior penetração com a menor energia [13].

Para se obter uma boa soldadura laser é necessário ter em conta as diferentes variáveis intervenientes no processo. Estas variáveis são dependentes entre si e só uma seleção acertada das mesmas conduzirá a bons resultados. Para o presente estudo consideram-se cinco variáveis de maior importância:

1. Parâmetros do laser
2. Propriedades do material
3. Tipo de junta
4. Material de adição
5. Gás de proteção

2.3.3.1 Parâmetros do laser pulsado

Atualmente, os lasers Nd:YAG são capazes de dar forma aos mais complexos e variados pulsos. Esta flexibilidade permite o controlo rigoroso da energia que se está a dar ao material base. As características como a penetração, a forma e geometria do banho de fusão podem ser controladas com base na modelação dos pulsos de soldadura [24].

Seguidamente são dadas algumas definições utilizadas na soldadura laser Nd:YAG:

Forma do pulso

Em grande parte dos casos é utilizado o pulso simples quadrado ilustrado na Figura 2.15. No entanto, existem algumas aplicações onde a mudança da forma do pulso pode favorecer a soldadura. Por exemplo, existem pulsos que minimizam o ciclo térmico sofrido pela peça soldada [19].

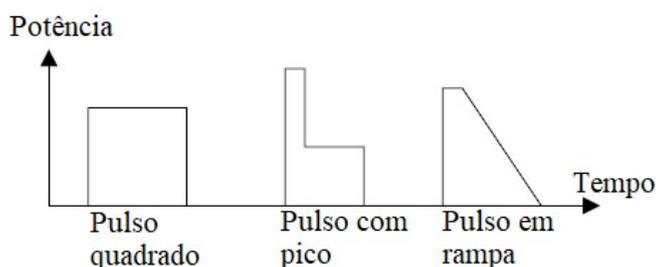


Figura 2.15-Algumas opções de forma de pulso [19]

Potência de pico do pulso e energia do pulso

A potência de pico do pulso, P_p , é um parâmetro direto selecionado na máquina. O valor definido corresponde à potência máxima atingida em cada pulso. A unidade deste parâmetro é o Watt (W) [19].

A energia do pulso é a energia contida num pulso e é dada pelo produto da potência de pico pela duração do pulso. $E_p = P_p \times t$, onde a unidade é o Joule (J) (Figura 2.16) [19].

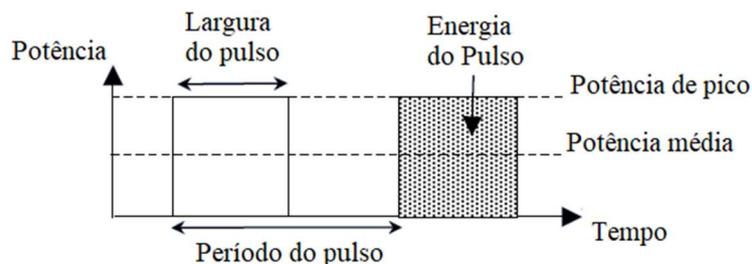


Figura 2.16-Parâmetros do laser para um pulso simples quadrado [19]

Duração/largura do pulso

A largura do pulso, t , é a duração do pulso laser. Normalmente as unidades são milissegundos (ms).

Potência média

Esta variável aplica-se quando é utilizado mais de um pulso para a soldadura. A potência média ao longo do período do pulso é dada pelo produto da energia do pulso pela frequência do pulso. $P_{med} = E_p \times f_p$, em Watt (W) [19].

Frequência e Sobreposição

Durante a soldadura pulsada Nd:YAG, o cordão de soldadura é produzido por uma série de soldaduras por pontos. A frequência do pulso, f_p , é o número de pulsos da lâmpada *flash* por segundo e é expressa em Hz, quanto maior a frequência mais rápida a soldadura e vice-versa [17][18][24].

A sobreposição está relacionada com a frequência do pulso e associa-se visualmente à distribuição dos sucessivos pulsos ao longo do cordão de soldadura, esta variável é dada pela Equação 1 [19].

$$\text{Sobreposição} = \frac{\text{Velocidade de soldadura}}{\text{Diâmetro do feixe laser} \times \text{frequência dos pulsos}} \quad \text{Equação 1}$$

Na Figura 2.17 é possível diferenciar três soldaduras com sobreposições diferentes e verificar o efeito visual desta variável.

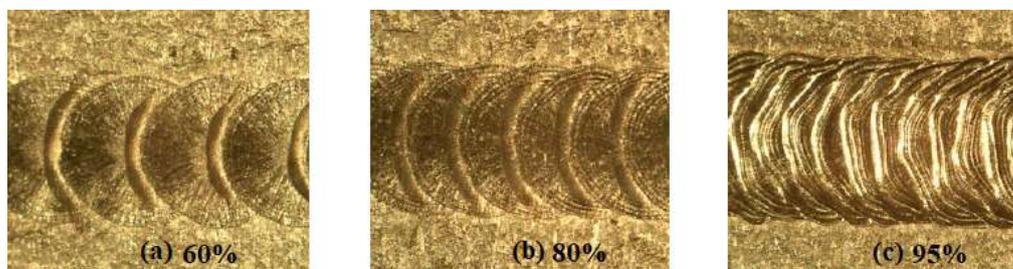


Figura 2.17. (a) Sobreposição 60%. (b) Sobreposição 80%. (c) Sobreposição 95%. [25]

Diâmetro do feixe

Como o próprio nome indica, este parâmetro refere-se ao diâmetro do feixe laser incidente nas peças a soldar. Relacionada com este parâmetro está a densidade de potência que é dada pela divisão da potência pico pela área do feixe incidente. Para os mesmos parâmetros, um diâmetro reduzido significa uma densidade de potência elevada (W/mm^2) enquanto que um diâmetro elevado significa uma densidade de potência reduzida [19][25].

Velocidade

A velocidade de soldadura é um parâmetro dependente da sobreposição e diâmetro do feixe laser como demonstra a Equação 1. A máquina SISMA-SWA300 limita automaticamente a velocidade máxima permitida para os parâmetros selecionados.

2.3.3.1.1 Influência dos parâmetros na penetração da soldadura

A influência dos parâmetros acima mencionados já foi estudada numa dissertação anterior, [25], e foi publicado um artigo acerca da mesma, [16]. Este estudo foi realizado para o aço DP1000, como tal, as conclusões do mesmo serão um bom ponto de partida para a soldadura a laser pulsado do aço Gen3 980T. Na Tabela 2.3 encontra-se um resumo das conclusões obtidas para cada parâmetro.

Tabela 2.3-Impacto dos principais parâmetros na penetração da soldadura laser entre chapas de aço DP1000 de espessura 1 mm em junta topo a topo

Parâmetro	Conclusões [25]
Forma do pulso	<ul style="list-style-type: none"> ✓ Os diferentes pulsos da SISMA SWA300 têm praticamente o mesmo impacto na penetração da soldadura ✓ O pulso de escala expandida, essencialmente utilizado como tratamento térmico, foi o único que provocou penetração reduzida
Potência	<ul style="list-style-type: none"> ✓ A penetração da soldadura aumenta com o aumento da potência do feixe laser ✓ A penetração só é constante ao longo do cordão quando se obtém penetração total durante todo o cordão, caso contrário, a penetração não é constante e tende a aumentar com o desenrolar do processo de soldadura ✓ Quanto maior a potência, menor a velocidade permitida para soldar
Energia	<ul style="list-style-type: none"> ✓ A energia não é o único parâmetro responsável pela penetração
Largura do pulso	<ul style="list-style-type: none"> ✓ Para a mesma frequência de pulsos, quanto maior for o tempo/duração do pulso maior será a energia que o laser fornecerá à peça e maiores penetrações serão obtidas
Sobreposição	<ul style="list-style-type: none"> ✓ A sobreposição não afeta a penetração da soldadura, mas só até ao valor de 80%
Diâmetro do feixe	<ul style="list-style-type: none"> ✓ A penetração da soldadura aumenta com a diminuição do diâmetro do feixe laser ✓ A penetração é inversamente influenciada pelo diâmetro
Velocidade	<ul style="list-style-type: none"> ✓ Quanto maior a velocidade, maior é a penetração da soldadura, para o aço DP1000. Esta conclusão diverge de alguns trabalhos referenciados na tese [23]. Esta divergência poderá estar relacionada com a geometria das amostras soldadas, bem como a condutividade térmica do material soldado.

2.3.3.2 Propriedades do material

A metalurgia da soldadura a laser não é muito diferente de outros tipos de soldadura. O laser consegue soldar uma grande variedade de aços, ligas de alumínio, titânio e até mesmo cobre, no entanto existem materiais mais adequados para a soldadura laser e outros onde é difícil ou, por vezes, impossível soldar. As características específicas do material a ter em conta são: a refletividade do material, o efeito do ciclo térmico e a vaporização de elementos de liga voláteis [19][20].

O material mais comum e mais fácil de soldar a laser é o aço, e regra geral aços com %C inferior a 0,12% apresentam uma boa soldabilidade. Para aços inoxidáveis, a relação cromo/níquel deverá ser superior a 1,7 para serem facilmente soldáveis. Aços de alto carbono são mais difíceis de soldar devido à percentagem de carbono elevada que pode dar origem a eventuais fissuras. O revestimento do material também pode ter impacto na soldabilidade [19].

2.3.3.3 Tipo de junta

Como a soldadura a laser é um processo sem contacto onde é possível aceder a áreas com acesso limitado, existem diversos tipos de junta possíveis. Na Tabela 2.4 são ilustrados os dois tipos de juntas mais frequentes, bem como algumas das suas tolerâncias [20].

Tabela 2.4-Ilustração das juntas de topo e sobreposta.

Denominação	Figura ilustrativa [20]
Junta de topo	
Junta sobreposta	

O requisito mais significativo para se obter uma boa soldadura laser ou outra qualquer sem material de adição, é ter uma distância entre peças a soldar o mais próximo possível de zero. Normalmente, a soldadura laser é um processo autogéneo, ou seja, não existe material de adição ao longo do processo. Portanto, se as partes a soldar estiverem demasiado afastadas não haverá material suficiente para preencher os espaços vazios e surgirão eventuais defeitos de soldadura, como por exemplo o abatimento do cordão. Para os melhores resultados, a distância entre juntas deveria ser zero, no entanto no procedimento prático é impossível cumprir esta condição. Normalmente são acetáveis juntas com distâncias inferiores a 10% da espessura da peça de maior espessura [19][20].

2.3.3.4 Material de adição

Apesar da soldadura laser sem metal de adição oferecer diversas vantagens já mencionadas, a adição de material, em muitos casos, pode favorecer ainda mais o processo em si [26].

A aplicação de material de adição é importante para preencher espaços vazios. Alguns dos defeitos mais comuns na soldadura laser são o abatimento do cordão e a concavidade da raiz de soldadura. Um espaçamento de 0,14 mm em duas chapas de 2 mm de espessura (7%) leva à concavidade do cordão que reduz para 86% a capacidade da secção soldada aguentar uma sollicitação mecânica [27].

Com a utilização de material de adição, as tolerâncias ao longo da preparação da junta de soldadura não serão tão rigorosas. Isto aplica-se ao acabamento das superfícies a soldar, bem como à variação das dimensões dos componentes. Habitualmente é necessário maquinar as faces a soldar, no entanto, com a utilização de material de adição este passo pode ser desprezado, pois os vazios da junta serão preenchidos pelo material de adição [27].

Com a utilização de um laser de potência média/alta, a soldadura de chapas com espessura considerável recorrendo apenas a um passe torna-se uma tarefa árdua, portanto utilizam-se técnicas multipasse com material de adição, por forma a evitar lasers de muito alta potência. Outra vantagem é o facto de se poderem alterar as propriedades mecânicas da junta em função da seleção do material de adição [26].

Existem diversos tipos de material de adição, que podem ser introduzidos antes ou durante o processo de soldadura, tais como o fio, o pó (no caso do fabrico aditivo e nos revestimentos), ou as pré-formas (no caso da brasagem a laser). A alimentação de fio é o processo mais versátil e mais utilizado para a soldadura laser o fio pode ser adicionado manualmente ou em modo mais sofisticado, como por exemplo na soldadura Laser-MIG (Figura 2.18). Tanto no modo manual, como no Laser-MIG, em geral, o fio de adição é alimentado ao longo do processo de soldadura pelo lado não soldado (fio arrastado – soldadura a puxar). A Figura 2.18 ilustra os dois métodos de alimentação de fio de adição [27].

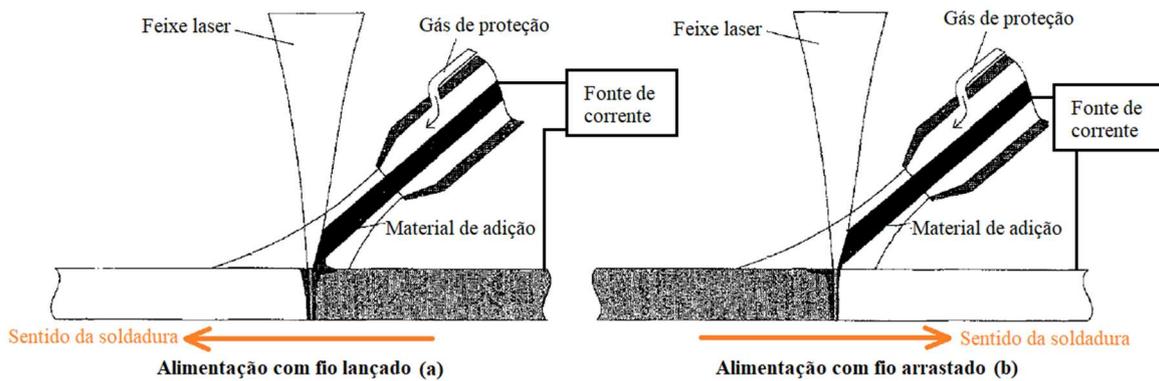


Figura 2.18-Princípios de alimentação de fio na soldadura Laser-MIG. (a) fio lançado ou “a empurrar”. (b) fio arrastado ou “a puxar”. (Adaptado de [27])

2.3.3.5 Gás de proteção

Tal como em alguns processos de soldadura, a soldadura laser recorre à utilização de gás de proteção. O gás é utilizado para prevenir a rápida oxidação da zona de soldadura devido ao oxigénio atmosférico. Habitualmente usam-se gases inertes como o argón, hélio ou azoto, os quais são direcionados, com baixa pressão, para a zona de soldadura, com o intuito de formar uma atmosfera protetora. Tipicamente, as propriedades mecânicas da soldadura não são diretamente influenciadas pelo gás de proteção. As soldaduras efetuadas na presença de gás protetor tendem a ser mais brilhantes e cosmeticamente mais apelativas. O gás de proteção pode também ser utilizado para arrefecer a peça, minimizando a zona afetada pelo calor e a carga térmica na generalidade [19].

O tipo de gás, o seu caudal e o seu direcionamento são variáveis que quando corretamente selecionadas permitem a obtenção de uma boa soldadura. Por exemplo, num trabalho anterior, [16], foi desenvolvido um dispositivo de fixação de amostras onde o direcionamento do gás de proteção foi otimizado.

2.4 Aços avançados de alta resistência

2.4.1 Enquadramento e contexto histórico

O aço é uma liga de metal, criada através da fusão de vários materiais. Atualmente existem mais de 2500 tipos de aços. Os aços podem ser classificados de várias formas, por exemplo, pela sua denominação metalúrgica. Deste modo, os aços podem agrupar-se em três conjuntos [28]:

- 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 aços de ultra 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 (*Twinning induced plasticity* – Deformação induzida por maclação).

Nos últimos anos tem havido um interesse crescente no desenvolvimento de novos aços avançados de alta resistência, particularmente para aplicações automóveis impulsionadas pelas necessidades de redução de peso dos veículos, bem como o aumento da segurança dos passageiros. A resistência mecânica e a ductilidade são as características mecânicas que requerem mais atenção [29].

Os atuais aços avançados de alta resistência evoluíram significativamente desde os primeiros trabalhos relativos aos aços *Dual-Phase* (DP) realizados no final dos anos 70 e início dos anos 80. Relativamente aos materiais conhecidos à data, os aços DP apresentavam uma resistência mecânica elevada e uma grande capacidade de deformação até à rotura, como tal foram efetuadas diversas investigações nesta área. Uma das conclusões mais importantes, ilustrada na Figura 2.19, foi o valor da contribuição da austenite retida no comportamento de deformação dos aços *dual-phase*. Foi observado que a ductilidade dos aços DP aumentava com o aumento da austenite retida. Os dados presentes na Figura 2.19 ilustram o fundamento para o desenvolvimento de novas classes de aços de alta resistência, particularmente os aços TRIP [30].

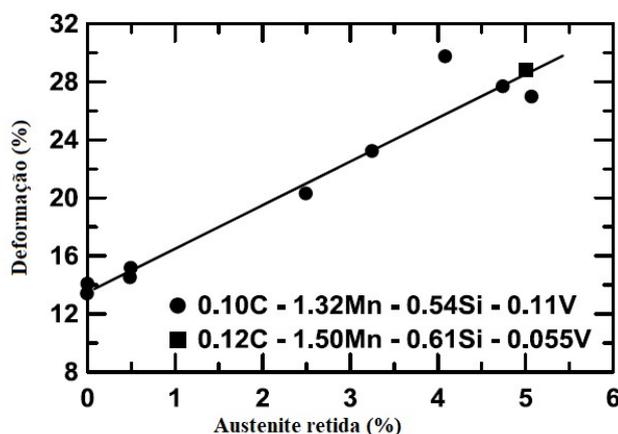


Figura 2.19-Efeitos da austenite retida na ductilidade de dois aços *dual-phase* [31]

2.4.2 Classes atuais

Para além dos mais populares aços *dual-phase*, existem outras classes que se encontram a ser aplicadas e investigadas, incluindo os aços CP e TRIP. Estas três classes referem-se à “primeira geração”. Os aços austeníticos inoxidáveis - *austenitic stainless steel* (AUST.SS), TWIP e aços leves com plasticidade induzida - *lightweight steels with induced plasticity* (L-IP) referem-se aos aços de “segunda geração”. A Figura 2.20 apresenta uma visão geral da resistência à tração destes aços.

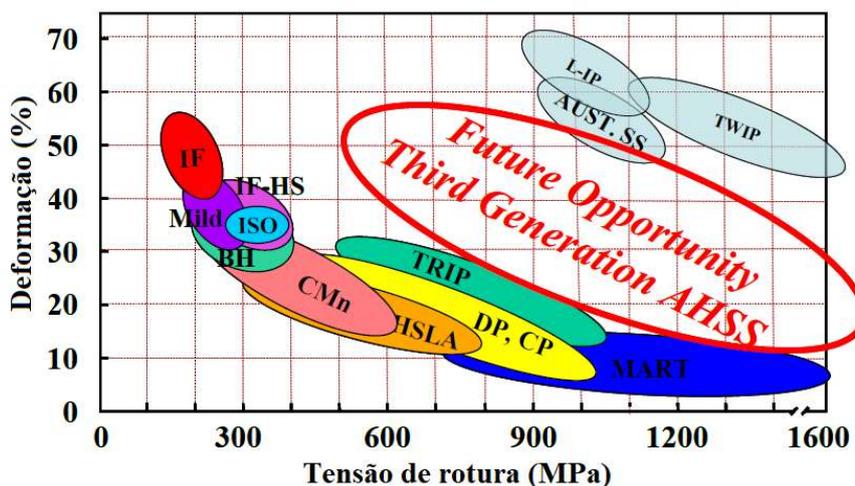


Figura 2.20-Visão geral da tensão de rotura e deformação para as diferentes classes de aços convencionais e aços avançados de alta resistência [32]

Os aços de primeira geração têm como base uma microestrutura multifásica constituída essencialmente pela fase ferrítica. Os aços DP são os mais aplicados na indústria. O interesse nestes aços tem como motivações a alta resistência mecânica, a boa formabilidade, a boa soldabilidade, o processamento relativamente fácil e a disponibilidade. O aumento da relação resistência mecânica/deformação é claramente obtido pela classe de aços TRIP, onde o mecanismo de transformação induzida por plasticidade desempenha um papel crucial [29].

A segunda geração de aços avançados de alta resistência claramente exhibe propriedades mecânicas superiores, por outro lado estas classes austeníticas são altamente ligadas, o que resulta num aumento significativo do custo. Além disso, o processamento industrial destas ligas, especificamente dos aços TWIP com alta quantidade de manganês, é um enorme desafio, pois a sua grande resistência obriga à utilização de novas e mais caras ferramentas [29].

Da Figura 2.20 é claro que existe um espaçamento de propriedades entre os aços de primeira e segunda geração. É essa a banda de propriedades da futura “terceira geração”. Investigações atuais estão a decorrer com o objetivo de preencher este espaço, tendo em especial atenção a aplicação industrial e a rentabilidade de investimento.

2.4.2.1 Aços de 3ª geração

A tendência atual é substituir os AHSS atuais por aços com maior resistência mecânica, mas com o mesmo nível de formabilidade. Os aços com resistência mecânica na ordem dos 600 MPa deverão ser substituídos por aços com 1000 MPa altamente formáveis e que atinjam deformações na ordem dos 20%. Estes requisitos não podem ser cumpridos com as microestruturas dos atuais aços DP e TRIP [33].

A potencial produção de aços de terceira geração requer uma metodologia sistemática de desenvolvimento, a fim de identificar combinações microestruturais específicas que levam a propriedades capazes de se enquadrar na região delimitada a vermelho da Figura 2.20 [29].

Matlock e Speer [32] desenvolveram um modelo para fazer algumas considerações relativamente ao desenvolvimento dos aços de terceira geração. Foram considerados exemplos de microestruturas constituídas por martensite/ferrite e martensite/austenite. Os resultados dos cálculos obtidos através da variação das frações de cada fase numa microestrutura hipotética são apresentados na Figura 2.21, onde os pontos vermelhos e azuis correspondem a cada fração testada. Estes pontos foram sobrepostos à Figura 2.20. Foi considerada uma fase austenítica totalmente estável, ou seja, ausência de transformação da austenite ao longo da deformação. É claro que as propriedades previstas para a microestrutura hipotética ferrite/martensite coincidem com as propriedades exibidas pelos aços de primeira geração. Por outro lado, a microestrutura hipoteticamente constituída por austenite e martensite, coincide com o espaço destinado aos aços de terceira geração [29].

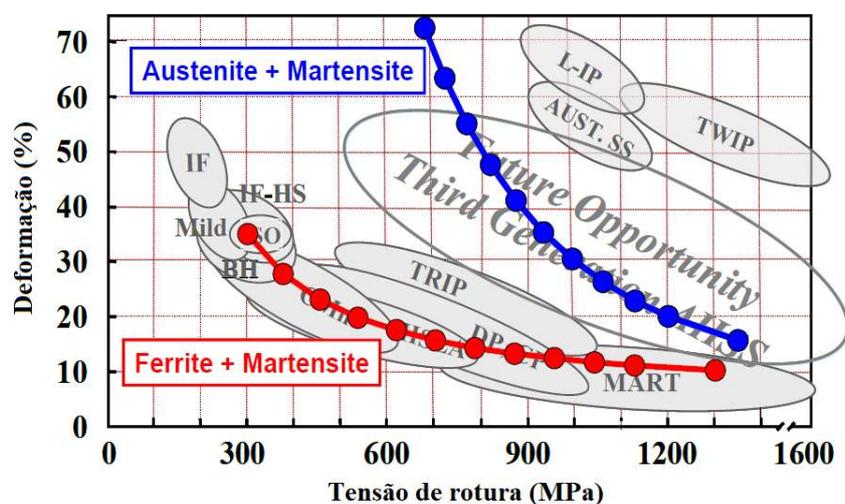


Figura 2.21-Sobreposição das combinações microestruturais testadas com a Figura 2.20 [29]

Numa segunda fase do modelo, foi considerada a influência da austenite retida ao longo da deformação plástica. Foram considerados quatro modelos hipotéticos de estabilidade austenítica. Concluiu-se que a estabilidade da austenite tem um efeito pronunciado nas propriedades previstas. A condição de estabilidade mais reduzida levou à formação de martensite a baixas deformações, conseqüentemente as propriedades obtidas coincidem com a região dos aços de primeira geração. As melhores combinações de resistência e ductilidade são previstas para frações volúmicas elevadas de austenite [29].

2.4.3 Processamento

Os aços avançados de alta resistência são produzidos através de processos termomecânicos seguidos de arrefecimentos controlados. Na Figura 2.22 encontra-se um gráfico onde é possível perceber a produção de um aço TRIP, tendo em conta as variáveis tempo e temperatura.

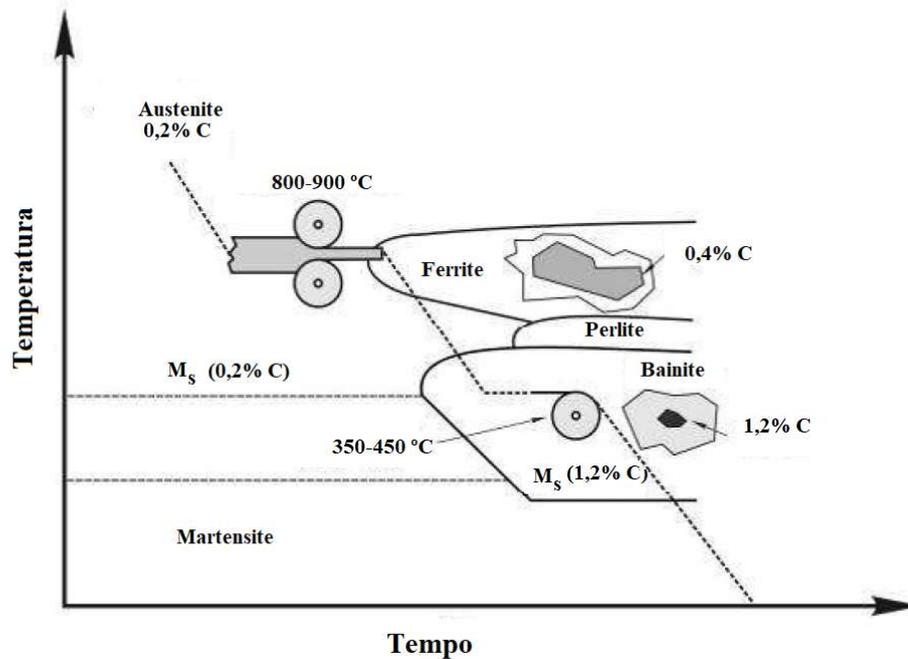


Figura 2.22-Diagrama de arrefecimento na produção do aço TRIP [34]

Os aços TRIP são compostos por uma microestrutura complexa de bainite, martensite e austenite retida, rodeadas por uma matriz de ferrite. Esta microestrutura é obtida através da laminagem das chapas sujeitas a duas etapas de tratamento térmico, como mostra a Figura 2.22. O primeiro passo é manter o aço na região austenite-ferrite a 800°C durante 60 s, de seguida é efetuado o arrefecimento rápido até aos 450°C (abaixo da temperatura de início da bainite), seguindo-se uma etapa de 90 s à temperatura isotérmica de 450°C, por fim é efetuado o arrefecimento até à temperatura ambiente. Durante os 90 s a 450°C é produzida bainite. A microestrutura final apresenta uma fração volúmica de 11,8 % de austenite retida. A austenite retida transforma-se em martensite durante a deformação plástica, conferindo as propriedades deste aço de primeira geração [1].

2.4.4 Aplicações

Os aços avançados de alta resistência são utilizados em aplicações estruturais com elevada resistência mecânica onde a minimização de peso contribui para um aumento significativo da performance. Para além da indústria automóvel, que é um mercado bastante importante, existem outras indústrias e aplicações, como por exemplo a construção naval, a construção aeronáutica e ainda estruturas militares [1].

No que diz respeito à indústria automóvel, a combinação de alta resistência com ductilidade promove a construção de componentes com volume reduzido e com maior segurança. A formabilidade dos aços avançados de alta resistência é significativamente superior à apresentada pelos aços tradicionais de alta resistência. Este facto permite que por exemplo, o projetista do automóvel tenha mais liberdade e possa optar por formas orgânicas esteticamente mais apelativas e ao mesmo tempo otimizadas para um menor coeficiente de arrasto.

A importância dos AHSS na indústria automóvel encontra-se representada no gráfico da Figura 2.23. É possível dizer que, relativamente a 1975, em 2011 a percentagem de aços avançados de alta resistência utilizada nos novos automóveis da América do Norte subiu 8%. Para além disso, está previsto que em 2020, 15% da massa total do automóvel corresponda a aços avançados de alta resistência.

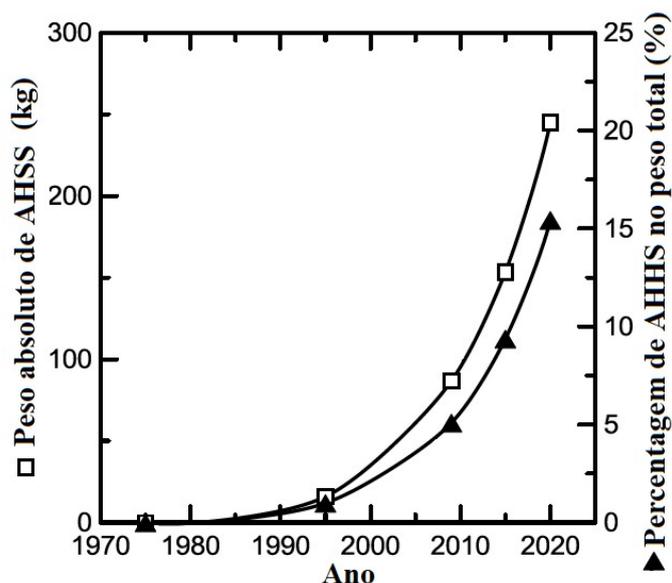


Figura 2.23-Mudanças atuais e previstas para a quantidade total e percentagem de aços avançados de alta resistência utilizados nos veículos da América do Norte [29]

Em suma, a utilização de aços avançados de alta resistência na construção automóvel apresenta as seguintes vantagens, de entre outras [1]:

- Aumento da segurança promovido pelo aumento da absorção de impactos;
- Redução do peso automóvel e conseqüente economia de combustível;
- Redução da emissão de gases com efeito de estufa promovida pelo ponto anterior;
- Melhoria nos processos de produção; melhor formabilidade e soldabilidade.

Na Figura 2.24 é possível observar a aplicação dos aços avançados de alta resistência no chassi do automóvel Porsche Cayenne.

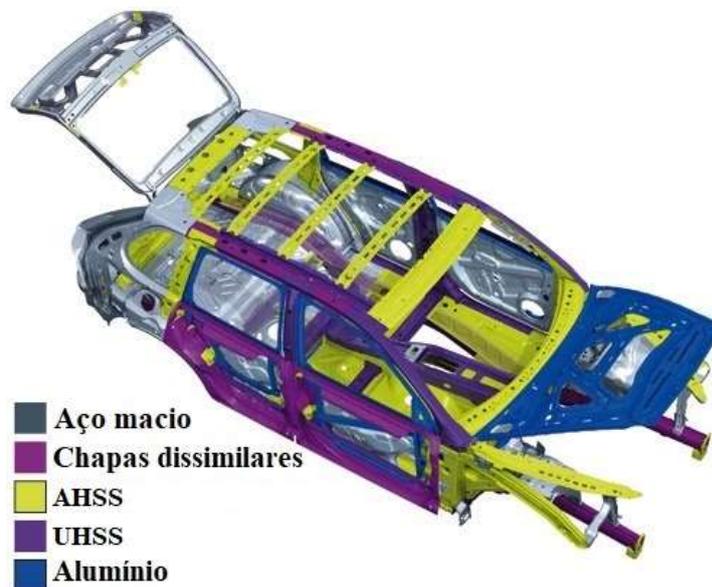


Figura 2.24-Body in white do Porsche Cayenne [35]

2.4.5 O aço Gen3 980T

O aço em estudo é bastante recente e nenhuma informação científica foi publicada sobre o mesmo, no entanto, o aço Gen3 980T é semelhante ao aço 980 XG3, produzido pela *United States Steel Corporation* (USS Corporation), como tal, considera-se pertinente, na revisão bibliográfica, uma abordagem a um aço também de terceira geração. À parte do estudo da soldabilidade, diversos trabalhos estão a ser desenvolvidos na Universidade de Aveiro relativamente ao aço Gen3 980T, um bom exemplo é o estudo da conformação plástica do mesmo. Este facto revela a pertinência do presente trabalho.

O aço 980 XG3 foi lançado em Setembro de 2018. As características referidas pelo fabricante encontram-se em anexos. De acordo com a USS o aço 980 XG3 enquadra-se nos aços avançados de alta resistência de 3ª geração, conciliando alta resistência e ductilidade. Este novo material foi desenvolvido a pensar no processamento industrial e na segurança automóvel, tal como o Gen3 980T.

Conceito

O aço 980 XG3 é tão conformável como o DP590, mas apresenta uma resistência bem superior que se assemelha à do DP980. Este é o principal conceito deste novo material, que vai ao encontro do que foi referido no primeiro parágrafo do capítulo 2.4.2.1. Na Figura 2.25 é retratado este mesmo conceito.

Propriedades mecânicas

Relativamente às propriedades mecânicas deste material, em Anexo 1 apresenta-se a informação disponibilizada *online* pelo fabricante [36]. Na Tabela 2.5 encontram-se as principais propriedades mecânicas do material relativas à direção longitudinal e transversal de laminação, enquanto que no gráfico da Figura 2.26 se compara a curva tensão deformação do aço Gen3 980T com as curvas dos aços DP980 e DP580.

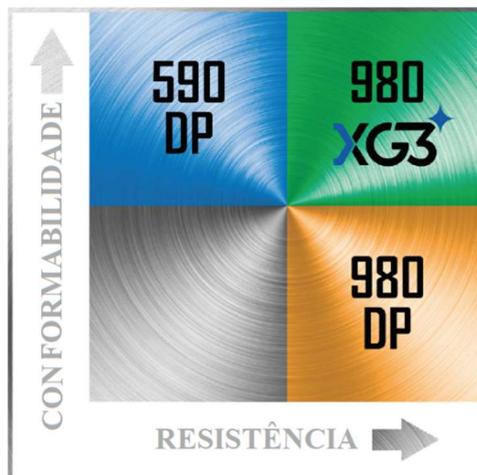


Figura 2.25- Conceito do aço 980 XG3 [36]

Tabela 2.5- Principais propriedades mecânicas do aço 980 XG3 [36]

Orientação	Tensão de cedência (MPa)	Tensão de rutura (MPa)	Deformação total (%)
Longitudinal à laminagem	640	1020	23
Transversal à laminagem	660	1030	25

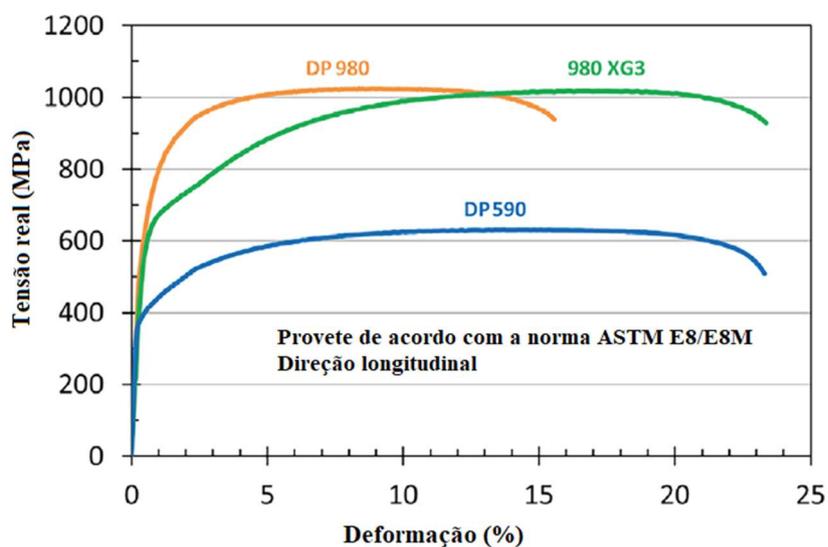


Figura 2.26- Curvas tensão deformação reais para diferentes aços [36]

Microestrutura

De acordo com a USS, as propriedades excepcionais deste material derivam da sua microestrutura complexa e multifásica, constituída por uma mistura uniforme de ferrite, martensite e austenite. No Anexo 1 podem ser observadas duas imagens dos microconstituintes obtidas por *electron back-scattered diffraction* (EBSD).

Soldabilidade

No que diz respeito à soldabilidade, o fabricante apenas disponibiliza informação relativa à soldadura por resistência. Esta informação encontra-se presente no Anexo 2, [37]. Deste anexo, uma das informações mais relevantes é a dureza do material base, que ronda os 280/300 HV.

2.5 Soldadura laser dos aços avançados de alta resistência

A intensidade e a flexibilidade do feixe laser, temáticas já abordadas no capítulo 2.3, tornam a soldadura laser cada vez mais popular na indústria automóvel. A introdução dos aços avançados de alta resistência veio também contribuir para o aumento da implementação deste tipo de soldadura.

A soldadura laser dos AHSS envolve alguns desafios. É sabido que para qualquer tipo de soldadura as propriedades mecânicas e a microestrutura da região soldada são modificadas. Neste capítulo apresentam-se alguns trabalhos onde a influência da soldadura laser foi estudada nas propriedades finais do material.

2.5.1 Microestruturas, Dureza e Resistência Mecânica da região soldada

Como em qualquer tipo de soldadura, a microestrutura das soldaduras laser dos aços avançados de alta resistência é essencialmente constituída por três partes, nomeadamente, o material base, a zona afetada pelo calor e a zona de fusão, recorda-se o capítulo 2.3.2 onde foram definidas estas regiões [20].

Obviamente que a microestrutura é influenciada pelo tipo de soldadura laser, pelos parâmetros laser, pela composição química do aço e pela microestrutura inicial. No entanto, existem algumas conclusões comuns que podem ser notadas.

Foi estudada a microestrutura das juntas soldadas dos aços DP, TRIP e Q&P em: [16][25][38][39][40]. Desta forma, em todos estes artigos foi possível concluir que a zona de fusão era essencialmente constituída por martensite, devido ao arrefecimento rápido após a solidificação do banho de fusão. Na Figura 2.27 são visíveis as microestruturas das zonas de fusão de alguns destes artigos. Em todas as imagens se observa uma microestrutura acicular, constituída por martensite. Na Figura 2.27 (c) a zona de fusão é maioritariamente martensítica, devido à introdução de calor e à taxa de arrefecimento não controlada [40].

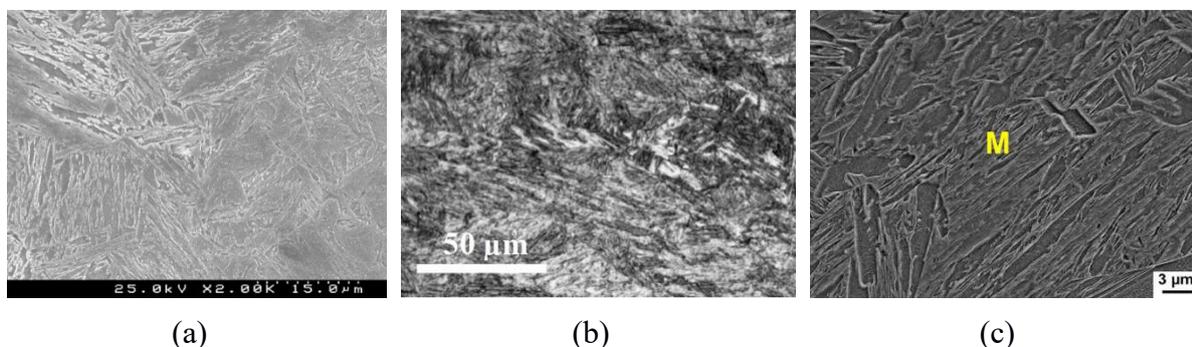
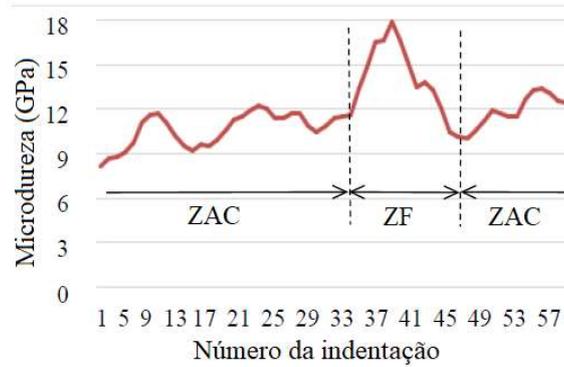
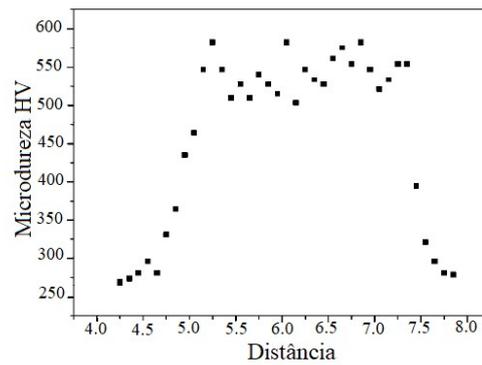


Figura 2.27-Microestruturas da zona de fusão. (a) artigo [16] aço DP. (b) artigo [38] aço TRIP. (c) artigo [40] aço Q&P980

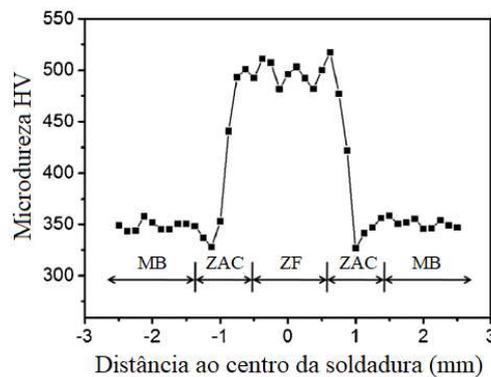
A dureza é diretamente influenciada pela microestrutura da região soldada. Portanto, os parâmetros de soldadura afetam também os valores obtidos para as zonas de fusão e termicamente afetada. Tipicamente é verificado um endurecimento acentuado na zona de fusão, decorrente da microestrutura martensítica [2]. Para os artigos [16][38][40] realizaram-se medições de dureza nas amostras soldadas, a Figura 2.28 mostra os perfis de dureza obtidos.



(a)



(b)



(c)

Figura 2.28-Perfis de dureza, ZF-Zona de fusão; ZAC-Zona afetada pelo calor; MB-Material base. (a) artigo [16] aço DP. (b) artigo [38] aço TRIP. (c) artigo [40] aço Q&P980

Dos gráficos presentes na Figura 2.28, é notório que os aços avançados de alta resistência estudados registaram um aumento significativo de dureza na zona de fusão.

Para o aço Q&P980 a dureza média foi de 348 HV. Na zona de fusão deste aço registou-se um valor médio de 493 HV devido à existência de uma estrutura martensítica. Na zona afetada pelo calor observou-se um amolecimento, onde a dureza caiu para 327 HV [40].

É previsível que o endurecimento da zona de fusão diminua a ductilidade da região soldada. Para os ensaios de tração realizados em [25] concluiu-se que, independentemente dos parâmetros laser utilizados, os provetes soldados deformam-se menos até à rotura quando comparados ao material base.

Em [40], concluiu-se que, independentemente da taxa de deformação, os provetes soldados deformavam-se menos até à rotura comparativamente ao material base, como mostra o gráfico da Figura 2.29 (b). No que diz respeito à resistência mecânica (Figura 2.29 (a)), para a tensão de rotura não foram verificadas diferenças significativas entre o material base e os provetes soldados.

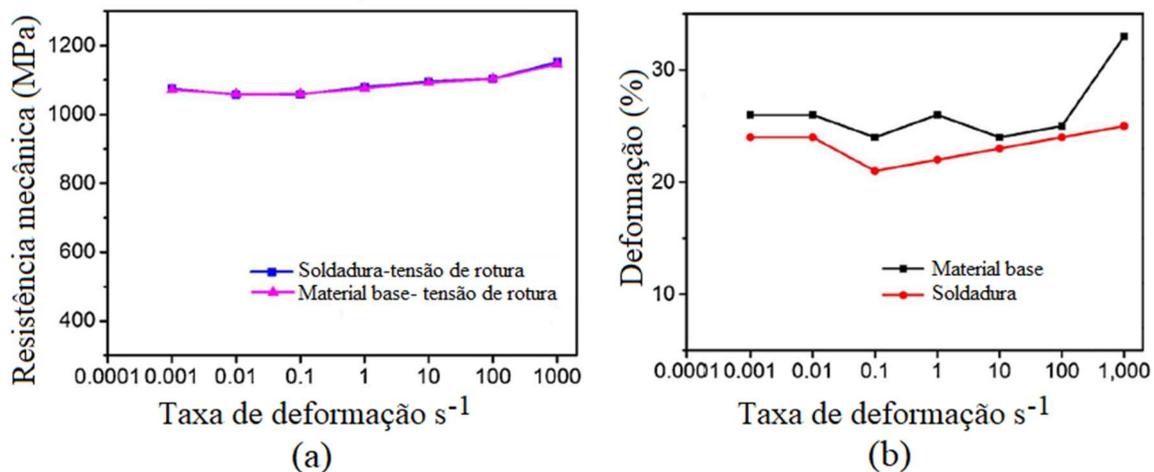


Figura 2.29- (a) Resistência mecânica em função da taxa de deformação. (b) Deformação em função da taxa de deformação. Aço Q&P980, [40]

3 Procedimento experimental

No terceiro capítulo serão descritos todos os procedimentos seguidos para a realização deste trabalho. Foram completadas, essencialmente, três etapas. Começando pela familiarização com a estação de trabalho e preparação das amostras, seguindo-se a soldadura das amostras e, por fim, a análise das amostras soldadas e de material base.

3.1 Familiarização com a estação de trabalho e preparação das amostras

3.1.1 Estação de trabalho

A principal ferramenta para a realização da presente investigação foi a máquina de soldadura a laser pulsado SISMA SWA300, presente no departamento de engenharia mecânica da Universidade de Aveiro e representada na Figura 3.1.

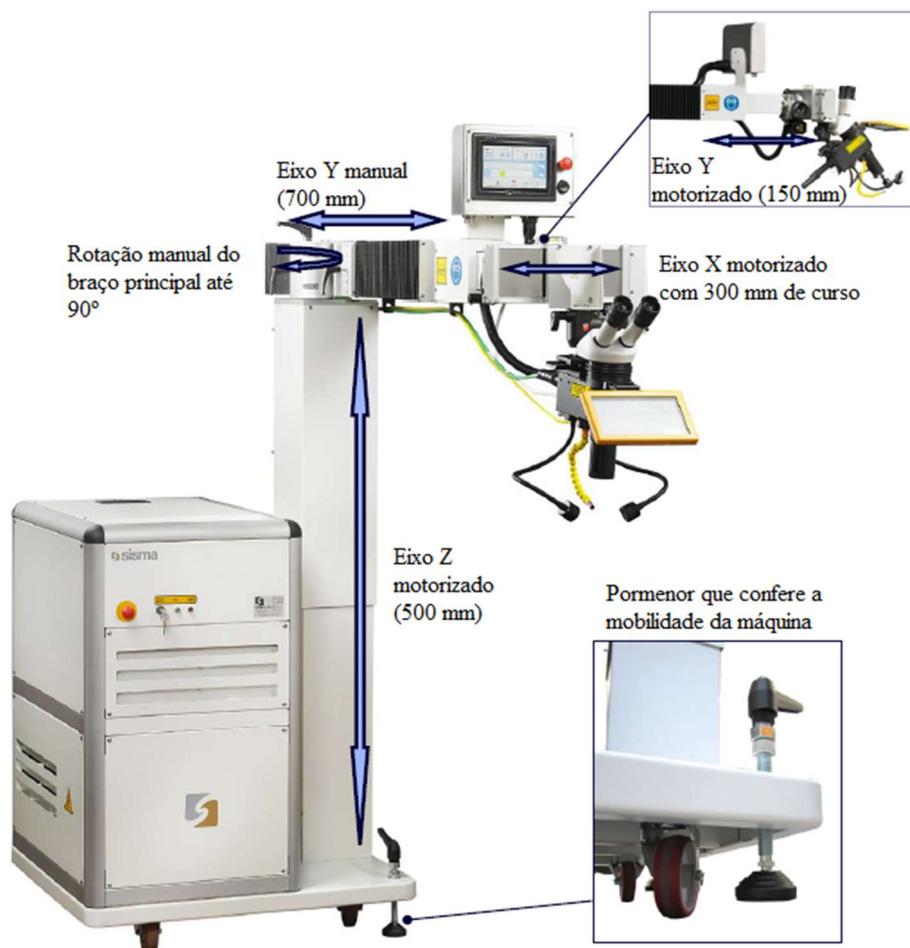


Figura 3.1-SISMA SWA300 [41]

De acordo com o fabricante, a presente máquina é uma ferramenta que se destina essencialmente à manutenção e reparação de moldes, podendo laborar durante longos períodos sem perder precisão e qualidade de soldadura [41].

Munida com um sistema laser Nd:YAG a SWA300 é o modelo mais poderoso da sua série com uma potência média máxima de 300 W; mais informações técnicas podem ser observadas na Tabela 3.1.

Tabela 3.1-Dados técnicos da SISMA SWA 300 [41]–[43]

Modelo	SWA 300
Comprimento de onda	1064 nm
Potência média máxima do laser	300 W
Potência de pico máxima do laser	12 kW
Energia de pulso máxima	150 J
Duração de pulso	0.3-25 ms
Frequência de disparo dos pulsos	0-200 Hz
Diâmetro do feixe (incidente na peça a soldar)	0,6-2,0 mm
Meio de transporte do laser	Fibra ótica
Alimentação do sistema laser	400 V trifásico 50/60 Hz 8 kW
Alimentação dos restantes componentes	230 V monofásico 50/60 Hz 1 kW
Curso do eixo X (motorizado)	300 mm
Curso do eixo Y (motorizado)	150 mm
Curso do eixo Z (motorizado)	500 mm
Velocidade motorizada dos eixos	0-20 mm/s
Rotação do braço de soldadura (manual)	90°
Sistema de refrigeração do laser	Refrigeração a Ar-Água
Dimensões (l × c × a) com eixos fechados	1200×1950×1470 mm
Peso	310 kg

Para facilitar os processos complexos de reparação e manutenção de moldes, o equipamento foi desenvolvido com um ecrã tátil, um *joystick* e um microscópio. Estes componentes permitem que não seja necessário um operador com formação específica e conferem mobilidade à máquina, facilitando o acesso a locais de difícil acessibilidade.

O ecrã tátil permite que o operador navegue pelas diversas funcionalidades do equipamento e regule os principais parâmetros de soldadura de forma intuitiva. Para tal, a janela principal de trabalho divide-se em 4 grupos de funcionalidades (A, B, C e D), representados na Figura 3.2 (a).



Figura 3.2-Ecrã tátil. (a) Funcionalidades. (b) Parâmetros.

O grupo A destina-se à configuração dos parâmetros laser, o grupo B à configuração de funcionalidades operacionais, o grupo C a funções básicas, como por exemplo a ativação do laser e o grupo D à indicação da energia de pico e potência média, considerando os parâmetros definidos no grupo A. Desta janela principal tem-se a destacar o grupo A e uma opção do grupo C, onde são definidos os parâmetros cruciais do processo. Estes parâmetros estão numerados de 1 a 5 na Figura 3.2 (b) e representam:

1. Potência pico do pulso laser, em percentagem variando entre 1% e 99%;
2. Duração do pulso laser, em milissegundos;
3. Frequência/Sobreposição dos sucessivos pulsos, em Hz/percentagem;
4. Diâmetro do feixe laser incidente na peça, em milímetros;
5. Modelação do pulso laser (pulso simples retangular, pulso modular, pulsos em rampa, entre outros).

Na SISMA SWA300 a potência pico do pulso laser definida é a percentagem da potência de pico máxima do laser; 12 kW da Tabela 3.1. Por exemplo, ao indicar 50% no ecrã tátil o utilizador define uma potência de pico de 6 kW. No entanto, aquando do cálculo da potência de pico utilizando a energia calculada pela máquina (visível no grupo D) e a duração de pulso definida, os valores de potência não foram coerentes. Posto isto, foram extraídos da máquina os parâmetros presentes nas tabelas do Anexo 3 e Anexo 4, onde para uma duração de pulso constante variou-se a potência e ainda para uma potência constante variou-se o pulso. Para cada conjunto de parâmetros definidos, calculou-se a potência utilizando a percentagem definida pelo utilizador e, em alternativa, utilizando a energia de pulso calculada pela máquina e a duração de pulso definida pelo utilizador através da equação $E_p = P_p \times t$, apresentada no Capítulo 2.3.3.1. Os resultados encontram-se também nas tabelas dos Anexos 3 e 4. Como já referido, as potências obtidas não são iguais, o que numa análise mais profunda faz todo o sentido, pois a potência de pico definida na máquina em percentagem não tem em conta o rendimento do sistema laser, contrariamente à energia de pico calculada pela máquina, portanto foi calculado o rendimento para cada conjunto de parâmetros. Desta forma, foi possível obter o Gráfico 3.1 e o Gráfico 3.2.

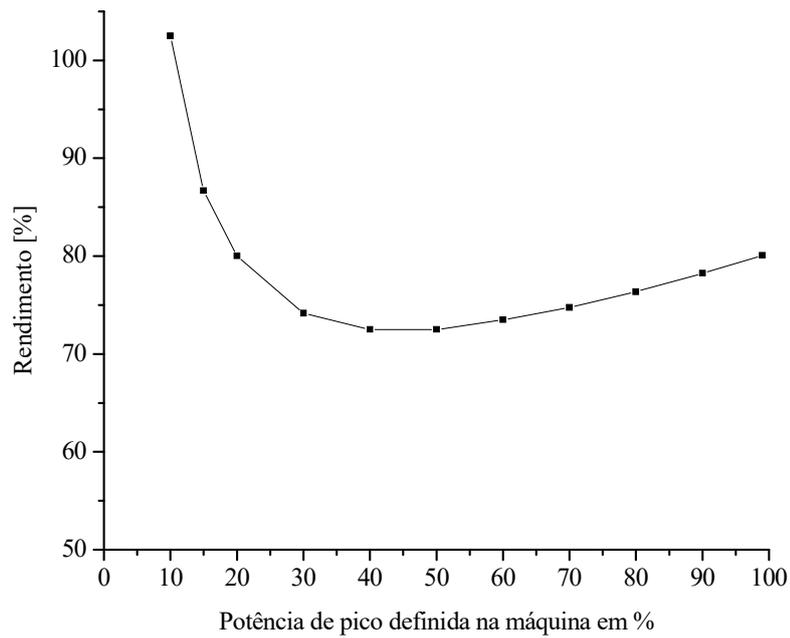


Gráfico 3.1-Variação do rendimento com o parâmetro potência definido na máquina

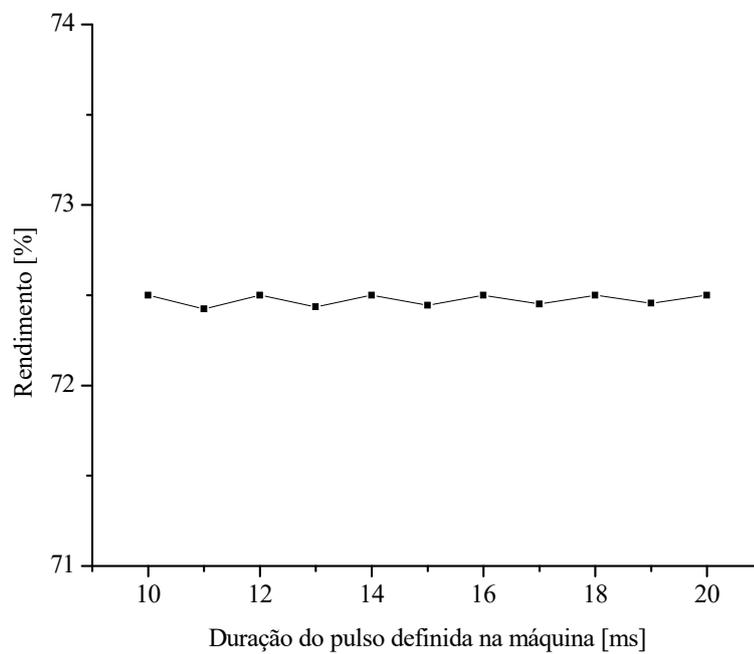


Gráfico 3.2-Variação do rendimento com o parâmetro duração do pulso definido

Do Gráfico 3.1 facilmente se conclui que o rendimento da máquina diminui até à percentagem de potência 50%, sendo que, a partir deste valor há uma tendência crescente. Este gráfico faz todo o sentido, pois a partir dos 50% de potência a SISMA SWA300 trabalha com dois sistemas laser em paralelo, enquanto que para potências inferiores a 50% apenas labora um único sistema. Desta maneira, o Gráfico 3.1 é uma aproximação da curva de rendimento do sistema laser utilizado para as soldaduras.

No Gráfico 3.2 é possível concluir que independentemente da duração de pulso escolhida, o rendimento da máquina é sempre constante para uma percentagem de potência fixa, neste caso, aproximadamente 72,5% de rendimento para 50% de potência.

No que diz respeito ao *Joystick*, este confere a movimentação motorizada de todos os eixos e o “disparo” dos sucessivos pulsos laser. Este encontra-se acoplado à consola de controlo, que dispõe de suportes magnéticos, onde estão também presentes um botão de emergência e um botão rotativo que serve para a seleção de parâmetros sem se recorrer ao ecrã tátil. Olhando para a Figura 3.1 e em paralelo com a Figura 3.3, de forma intuitiva, pode-se concluir que a movimentação ascendente e descendente do eixo z da máquina é conferida pela rotação do joystick, enquanto que as movimentações dos eixos x e y são conferidas pela translação longitudinal e transversal do mesmo.



Figura 3.3-Joystick da SISMA SWA 300 [41]

Tendo em conta as dimensões reduzidas do cordão de soldadura, é indispensável a utilização de um dispositivo que assegure a correta visualização da zona de trabalho. Como tal, a máquina dispõe de um microscópio e de dois focos LED que permitem ao operador ter uma visão ampliada da zona de trabalho, para que possa apontar o feixe laser ao local desejado com relativa facilidade (ver Figura 3.4).



Figura 3.4-Microscópio da SISMA SWA300 [41]

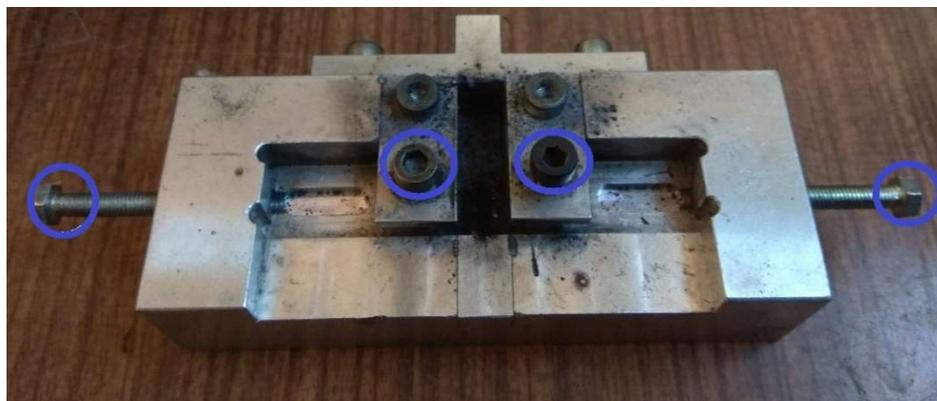
É importante ainda referir que o equipamento dispõe de uma tubagem responsável pela condução do gás protetor até à zona de soldadura. Esta encontra-se representada a amarelo na Figura 3.4.

Todas estas características contribuem para a versatilidade deste equipamento, como tal o mesmo pode ser utilizado para outros fins que não a reparação e manutenção de moldes, como é o caso do presente trabalho.

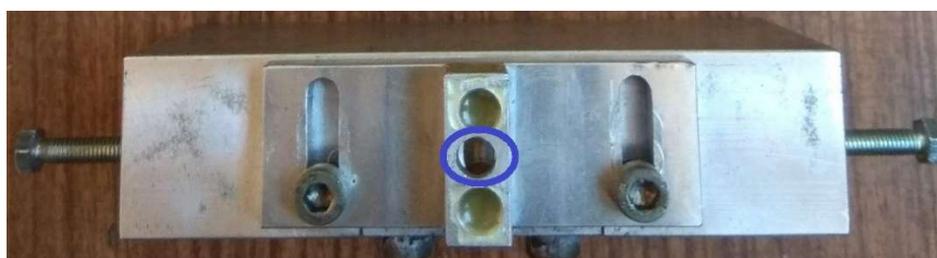
3.1.2 Dispositivo de fixação

Para suportar as amostras a soldar foi utilizado um dispositivo desenvolvido no âmbito da dissertação: “Soldadura a laser do aço *dual-phase* 1000” [25]. O dispositivo encontra-se representado na Figura 3.5. Através da sua utilização foi possível nivelar as amostras (planos da base coincidentes) e posicionar as mesmas de maneira a reduzir ao máximo a distância entre topos, minimizando a ocorrência de defeitos de soldadura. Para tais ajustes recorreu-se aos 4 parafusos, também representados na Figura 3.5 (a), cuja funcionalidade é movimentar e prender as amostras.

O procedimento de utilização deste dispositivo é bastante simples, inicialmente colocam-se as amostras na respetiva ranhura e de seguida ajustam-se os 4 parafusos (2 horizontais e 2 verticais), de maneira a que a distância entre os topos seja o mais próximo possível de zero e que os planos das bases de ambas as amostras sejam coincidentes. Com base nas dimensões deste dispositivo, foram então dimensionadas as amostras em estudo apresentadas no capítulo 3.1.3.



(a)



(b)

Figura 3.5-Dispositivo de fixação.

Este dispositivo conta também com a furação presente na Figura 3.5 (b) que tem como funcionalidade acomodar a tubagem do gás protetor. Com isto, é possível criar uma atmosfera protetora de Árgon, maximizando as condições ideais à soldadura [25].

Pode-se então concluir que as amostras a soldar apresentam boas condições de suporte e proteção atmosférica.

3.1.3 Corte e maquinagem das amostras a soldar

O material em estudo encontra-se sobre a forma de chapa sem revestimento com 1/16 polegadas de espessura, ou seja, aproximadamente 1,59 mm. Como tal, utilizando a guilhotina presente no departamento de engenharia mecânica (ver Figura 3.6), efetuou-se o corte das amostras de acordo com as dimensões da Figura 3.7. Numa primeira fase foram cortadas tiras longitudinais com 14 mm de largura e comprimento igual ao da chapa, de seguida a partir das tiras anteriores foram cortadas as amostras com os 38 mm de comprimento.

Mais uma vez, as dimensões das amostras tiveram como base o dispositivo de fixação previamente desenvolvido. Para além disto, utilizando as dimensões da Figura 3.7 é possível poupar material sem comprometer os futuros ensaios de tração. Estando perante um material recente, onde praticamente é impossível adquirir mais chapas do mesmo, a racionalização foi importante.



Figura 3.6-Guilhotina Guifil



Figura 3.7-Dimensões das amostras (mm)

Aquando do corte, teve-se em consideração a direção de laminagem da chapa, como tal, as amostras foram cortadas com a disposição da Figura 3.8. Este ponto é crucial, na medida em que as propriedades do material em estudo variam com a direção do processo de fabrico (laminagem), ou seja, estamos perante um material anisotrópico. Ora, se todas as amostras tiverem a mesma direção de laminagem, este parâmetro não terá impacto nos resultados obtidos.

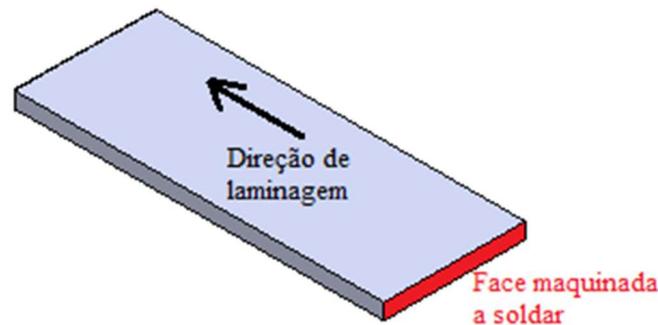


Figura 3.8-Direção de laminagem das amostras cortadas

Estando perante um material novo, não se soube previamente ao corte das amostras qual a qualidade final das faces cortadas. Após os processos de corte, chegou-se à conclusão de que os bordos das amostras apresentavam uma qualidade bastante aceitável, com apenas algumas rebarbas de dimensão reduzida, no entanto não suficiente para a concretização de uma boa soldadura topo a topo laser sem metal de adição. Como tal, procedeu-se à maquinagem de apenas um topo de cada amostra (ver Figura 3.8).

Para além disto, o corte por guilhotina poderá induzir alterações microestruturais na zona de corte não visíveis a olho nu, portanto destaca-se mais uma vez a importância da maquinagem.

O centro de maquinagem utilizado foi o MIKRON VCE 500, presente no departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de Aveiro e representado na Figura 3.9. Foi utilizado óleo de corte solúvel em água para melhorar a maquinabilidade e garantir que a temperatura das peças não aumentava demasiado.



Figura 3.9-Centro CNC MIKRON VCE 500

Após maquinados os topos, foi possível minimizar ao máximo a distância entre as duas amostras a soldar, bem como assegurar a perpendicularidade da junta e ainda assegurar que a microestrutura do material base se manteve praticamente constante. Desta forma, estão reunidas mais uma vez condições para a obtenção de uma boa soldadura laser isenta de defeitos.

De salientar que as amostras a soldar são provenientes de uma chapa sem revestimento. Este facto é bastante importante, pois no artigo [44], verificou-se que o revestimento influencia a microestrutura e as propriedades mecânicas da soldadura.

3.2 Soldadura das amostras

Preparadas as amostras e realizada a revisão bibliográfica, estão reunidas as condições para o início desta nova etapa, soldar o aço avançado de alta resistência de 3ª geração utilizando a máquina SISMA SWA300.

Para a soldadura, seguiram-se os seguintes passos numerados por ordem de concretização:

1. Lavar as amostras com água e sabão com o intuito de remover oleosidades provenientes da lubrificação da maquinaria
2. Secar bem as amostras com papel
3. Limpar as amostras com álcool etílico
4. Secar novamente com papel
5. Montar as amostras no dispositivo (ter em atenção se o topo maquinado é o que será soldado)
6. Definir os parâmetros no ecrã tátil da máquina
7. Configurar soldadura em linha reta, para facilitar
8. Dar início à soldadura (manter o *joystick* no limite de movimento por forma a manter a velocidade máxima definida constante ao longo de todo o cordão de soldadura)
9. Esperar 30 s para a amostra arrefecer
10. Retirar as amostras soldadas do dispositivo
11. Efetuar inspeção visual

3.2.1 Soldadura sem material de adição

Recorrendo ao trabalho onde foi estudada a influência dos parâmetros laser na soldabilidade do aço DP1000 [25], iniciaram-se as primeiras soldaduras sem metal de adição. Uma vez que o trabalho anterior foi desenvolvido com base na utilização de amostras com 1 mm de espessura e o presente estudo faz uso de amostras com 1,59 mm de espessura, os parâmetros ótimos obtidos anteriormente não seriam um bom ponto de partida, no entanto, outros parâmetros considerados não ótimos, tais como valores de potência, duração de pulso e velocidade de soldadura foram tidos em conta.

3.2.1.1 Amostras de DP1000

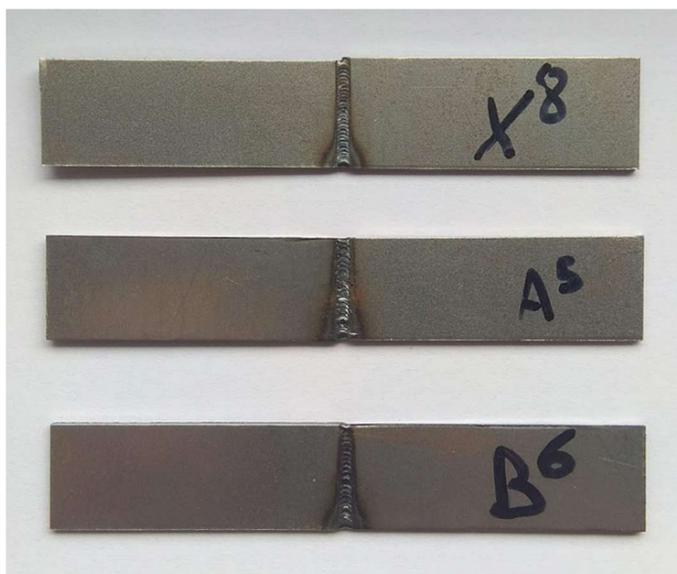
Numa primeira fase, foram efetuadas 3 soldaduras com os parâmetros presentes na Tabela 3.2. Estas soldaduras foram efetuadas em 6 amostras de aço DP1000 não maquinadas. A principal finalidade desta etapa foi promover o contacto máquina-operador, por forma a evitar eventuais lapsos aquando da realização da soldadura do aço Gen3 980T, recurso escasso, bem como comparar o aspeto visual das soldaduras obtidas no trabalho anterior com as que seriam obtidas.

A soldadura X^8 corresponde a um dos parâmetros ótimos obtidos em [25]. Relativamente às soldaduras A^5 e B^6 , estas foram também estudadas no trabalho anterior e foram escolhidas, porque apresentam valores de potência e largura de pulso superiores aos parâmetros ótimos. Estando perante amostras de DP1000 com espessura 0,59 mm inferior à das amostras do presente trabalho, é previsível que sejam necessários parâmetros que contribuam para uma maior energia do feixe laser, ou seja, valores de potência e duração de pulso superiores aos parâmetros ótimos estudados em [25].

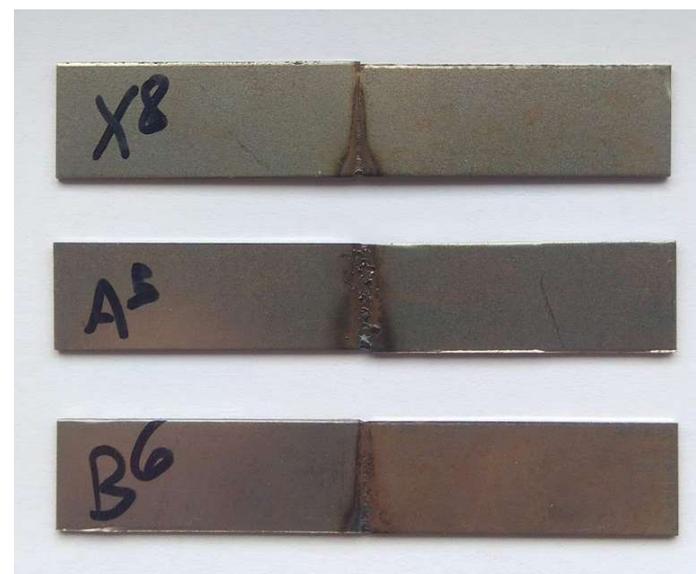
Nas Figura 3.10 podem ser observadas as amostras soldadas. Da Figura 3.10 (b) nota-se que a amostra A^5 sofreu penetração excessiva, o que faz todo o sentido, pois os 91,6 J de energia utilizados são aproximadamente o dobro dos 45 J utilizados no parâmetro ótimo X^8 .

Tabela 3.2-Parâmetros das soldaduras efetuadas nas amostras de aço DP 1000

Nome da Amostra	Potência [%]	Duração do pulso [ms]	Sobreposição [%]	Diâmetro [mm]	Tipo de pulso	Energia [J]	Velocidade [mm/s]	Distância do laser às amostras [mm]	Caudal do gás (Árgon) [l/min]
X ⁸	57	9,0	60	0,6	Simples retangular	45,0	0,3	105	10
A ⁵	80	12,5	50	1,3		91,6	1,4		
B ⁶	50	15	50	1,3		65,2	1,4		



(a)



(b)

Figura 3.10-Amostras de DP 1000 soldadas. (a) Parte superior da soldadura. (b) Raiz da soldadura

3.2.1.2 Amostras de Gen3 980T

Para se realizar esta etapa foram efetuadas soldaduras com os parâmetros apresentados na Tabela 3.3 seguindo o esquema da Figura 3.11. A seleção destes parâmetros teve como base o estudo desenvolvido anteriormente e apresentado no capítulo 2.3.3.1.1. Os parâmetros foram selecionados com o intuito de ser obtida penetração total.

Relativamente à potência utilizou-se os valores de 80% e 85%, uma vez que no estudo anterior para 1 mm de espessura os parâmetros ótimos de potência situavam-se entre 45 e 57%. Ora, tendo uma espessura superior na ordem dos 0,59 mm, como primeira hipótese surgiram estes valores através de uma regra de proporcionalidade direta. Esta hipótese não pode ser considerada totalmente correta, porque apesar de ambos os materiais serem aços, as suas composições microestruturais são distintas, o que obviamente influenciará a soldadura e as propriedades da junta soldada [45].

A duração do pulso manteve-se entre os 11,5 e os 12,5 ms. Este parâmetro foi pouco variado, pois assumiu-se que a potência 80% resultaria em amostras com penetração total.

A sobreposição utilizada para todas as amostras foi de 50 %. Esta escolha teve como base o facto de a sobreposição não ter um impacto direto na penetração.

No que diz respeito ao diâmetro, variou-se entre 1,1 e 1,4 mm. Estes valores encontram-se dentro do intervalo dos diâmetros referentes aos parâmetros ótimos obtidos em [25]. Estando perante amostras com espessura superior, seriam de esperar reduções de diâmetro visando uma maior penetração, no entanto, considerou-se mais uma vez que os 80% na potência seriam capazes de conferir penetração total.

O tipo de pulso utilizado foi o simples retangular. Esta escolha reside no facto dos melhores resultados serem obtidos para este mesmo pulso.

As energias presentes na Tabela 3.3 são resultado dos restantes parâmetros e são calculadas pela máquina.

A velocidade de soldadura manteve-se no máximo possível para a configuração de parâmetros utilizados. Para tal, colocou-se o *joystick* sempre no seu curso máximo aquando da soldadura. Tendo em conta que de acordo com o obtido experimentalmente em [25], quanto maior a velocidade de soldadura maior a penetração, fez-se uso do valor máximo possível com o objetivo de se obter mais penetração, e de, futuramente, aquando da soldadura do mesmo tipo de amostra soldar com a mesma velocidade mantendo o *joystick* encostado.

A distância do laser às amostras e o caudal de Árgon mantiveram-se constantes para todos os processos de soldadura.

Na Figura 3.12 apresentam-se as amostras soldadas.

Tabela 3.3-Parâmetros das soldaduras efetuadas nas amostras de aço Gen3 980T

Nome da Amostra	Potência [%]	Duração do pulso [ms]	Sobreposição [%]	Diâmetro [mm]	Tipo de pulso	Energia [J]	Velocidade [mm/s]	Distância do laser às amostras [mm]	Caudal do gás (Árgon) [l/min]
1	80	12,5	50	1,3	Simples retangular	91,6	1,6	105	7
2		12,5		1,1		91,6	1,3		
3		12		1,1		87,9	1,4		
4		11,5		1,1		84,2	1,5		
5		12		1,4		94,5	1,7		

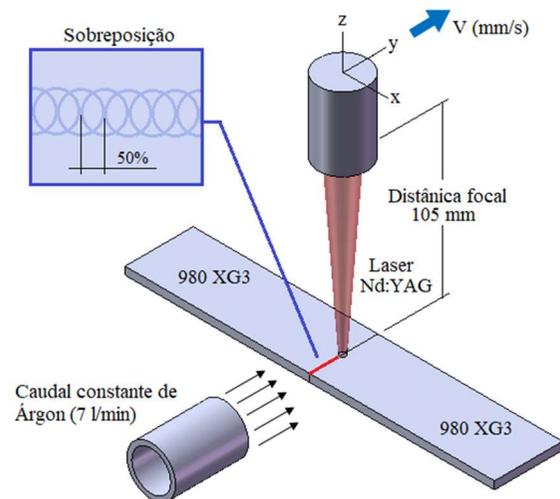
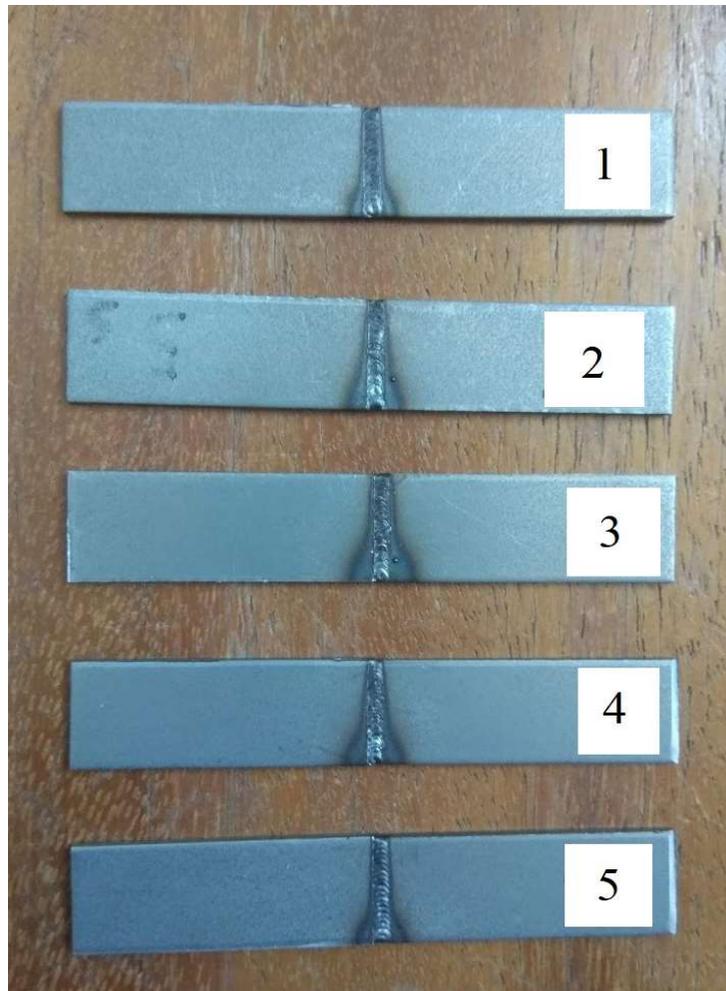
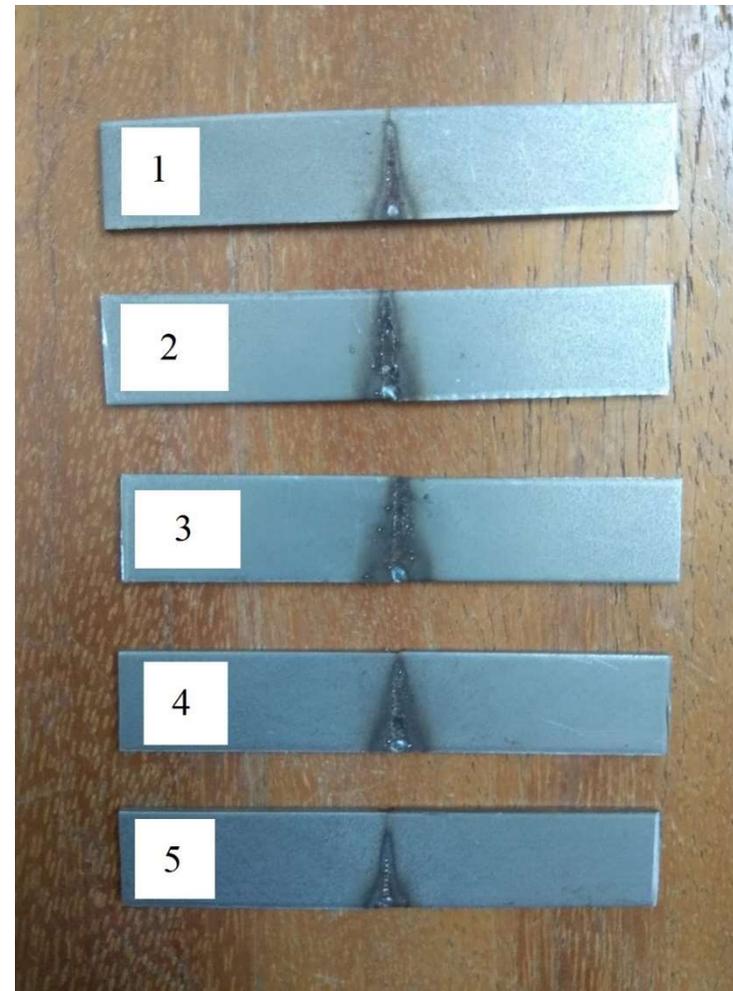


Figura 3.11-Esquema representativo do processo de soldadura do aço Gen3 980T



(a)



(b)

Figura 3.12- Amostras de Gen3 980T soldadas. (a) Parte superior da soldadura. (b) Raiz da soldadura

3.2.2 Soldadura com material de adição

Como referido no capítulo 2.3.3.4 a soldadura a laser com material de adição apresenta um conjunto de vantagens. Como tal, decidiu-se estudar a soldabilidade laser do aço Gen3 980T usando metal de adição.

Contrariamente à soldadura sem metal de adição, neste tipo de soldadura topo a topo o afastamento na junta não deverá ser o mais próximo possível de zero. O valor desta distância terá de ser superior a zero e, para facilitar, decidiu-se que fosse inferior ao diâmetro do fio de adição utilizado. Desta forma, o espaçamento entre topos é preenchido pelo metal de adição [26].

Nesta etapa do trabalho foram seguidas duas abordagens. Inicialmente foram soldadas amostras com material de adição na forma de fio. Numa fase seguinte, o material de adição acabaria por ser o próprio material base sob a forma de tiras.

3.2.2.1 Utilizando fio de adição

Para conferir a distância entre topos na soldadura com fio foi utilizado um apalpa folgas. Através da regulação dos parafusos do dispositivo de fixação e tendo o apalpa folgas entre as duas amostras, como ilustrado na Figura 3.13, foi possível fixar as amostras com a distância desejada.

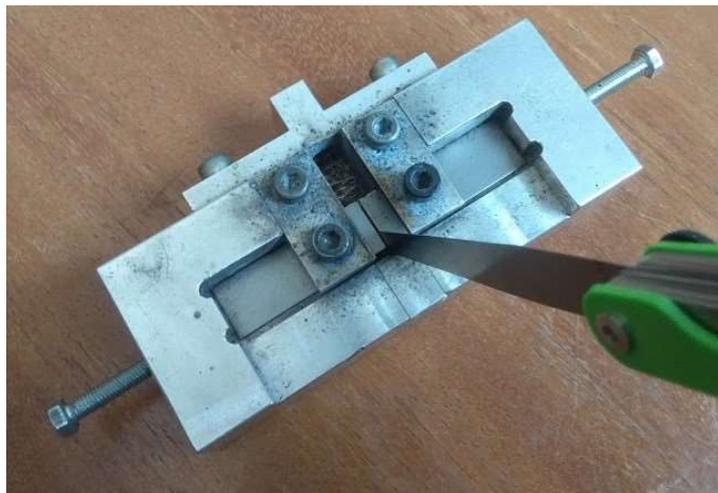


Figura 3.13-Utilização do apalpa folgas para a definição da distância entre topos

A SISMA SWA300 não dispõe de alimentador automático de fio de adição, portanto a alimentação e suporte de fio foram efetuadas manualmente. Inicialmente isto foi um obstáculo dada a falta de prática. Após algum treino e manuseamento correto, utilizando amostras de aço DP1000, a alimentação manual tornou-se simples e deixou de ser um entrave nesta fase do trabalho. Na Figura 3.14 (a) pode ser observado o processo de alimentação manual.

O ângulo de alimentação, ângulo entre a junta e o fio, compreendeu-se entre os 35 e 45 graus, para facilitar e conferir segurança ao processo. Ao longo de todas as soldaduras tentou-se estar dentro deste intervalo de valores de ângulo, no entanto, sendo a alimentação manual é possível que este ângulo se tenha afastado dos valores mencionados. Na Figura 3.14 (b) apresenta-se a esquemática da soldadura com fio de adição.

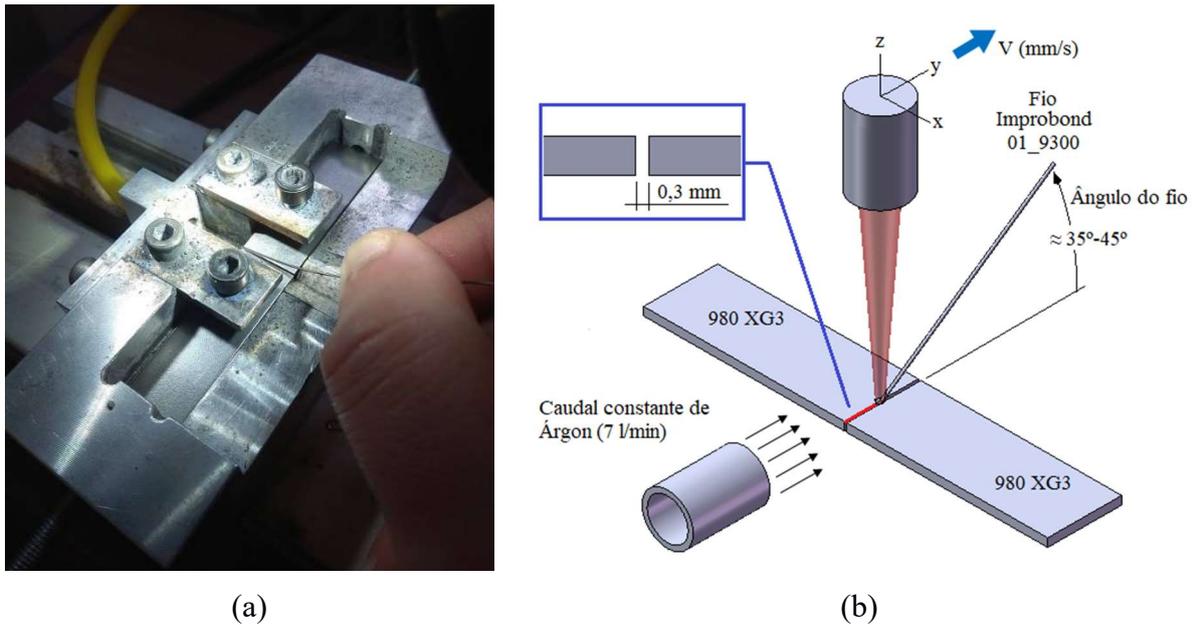


Figura 3.14-(a) alimentação manual de fio. (b) Esquema representativo da soldadura com metal de adição

3.2.2.1.1 Tipo de fio utilizado

O material de adição utilizado encontra-se sob a forma de fio com 0,5 mm de diâmetro enrolado em bobine (ver Figura 3.15). A empresa produtora do fio é a IMPROBOND GmbH, uma empresa especializada no desenvolvimento e produção de metais de adição para a soldadura laser.

De acordo com a empresa o fio 01_9300 apresenta boas propriedades de dureza e destina-se à reparação de ferramentas de corte, estampagem e prensagem cujos materiais base apresentam boa resistência ao desgaste. Na Tabela 3.4 encontra-se a composição química do fio [46].

Considerando o aço Gen3 980T, apesar deste fio se destinar a aços para ferramentas com dureza elevada, a seleção deste metal de adição teve como principal motivação a disponibilidade do mesmo no departamento de Engenharia Mecânica, bem como a inexistência de fio exclusivo a este material base recente. Como tal, as amostras soldadas servirão para conferir a in/viabilidade da utilização do mesmo neste novo aço de alta resistência em estudo.



Figura 3.15-Fio de adição Improbond 01_9300

Tabela 3.4-Composição química do fio Improbond 01_9300 [46]

Carbono	0,50 %
Silício	3,00 %
Manganês	0,50 %
Crômio	9,50 %
Ferro	Restante

3.2.2.1.2 Parâmetros e passes de soldadura

Foram realizadas cinco soldaduras, todas utilizando os parâmetros da Tabela 3.5, denominadas MA1, MA2, MA3, MA4 e MA5. A Tabela 3.6 descreve os cordões de soldadura realizados. Para as soldaduras MA4 e MA5 efetuaram-se passes superiores e passes na raiz de soldadura seguindo os sentidos da Figura 3.16

Inicialmente foram efetuadas as soldaduras MA1, MA2 e MA3. Os resultados obtidos podem ser observados na Figura 3.17. No que diz respeito ao aspeto visual os cordões de soldadura, na generalidade, apresentam bom aspeto. Quanto à penetração foi possível visualizar penetração total com o microscópio da máquina SISMA e com uma lupa. Apesar da boa aparência, verificou-se um abatimento no cordão de soldadura comum a todas as amostras, possível de visualizar na Figura 3.17 (c). Este abatimento ocorreu também nas soldaduras sem metal de adição. Ora, uma das principais motivações para a utilização do metal de adição foi efetivamente remover os abatimentos, foi neste contexto que surgiram as soldaduras MA4 e MA5.

Na Figura 3.18 são visíveis os resultados obtidos para MA4 e MA5, desta forma pode-se concluir que para além dos cordões apresentarem melhor aspeto, o problema do abatimento foi resolvido verificando-se uma sobre espessura na zona do cordão. Na soldadura MA5 verificou-se uma sobre espessura superior em relação à soldadura MA4, o que seria de esperar, uma vez que foram utilizados 3 passes para MA5 e 2 passes para MA4.

A inexistência de abatimento na zona do cordão de soldadura é também importante para os ensaios de tração a realizar na próxima fase deste trabalho. Antes de maquinados os provetes não foram retificados, processo dispendioso temporalmente. Posto isto, a importância da sobre espessura acentua-se.

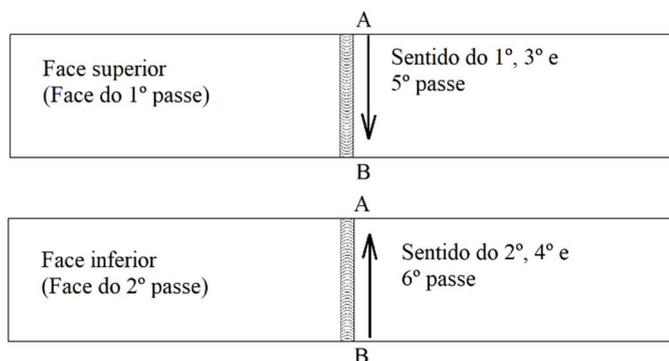


Figura 3.16-Sequenciamento de passes para as amostras MA4 e MA5

Tabela 3.5-Parâmetros utilizados na soldadura com metal de adição

Potência [%]	Duração do pulso [ms]	Sobreposição [%]	Diâmetro [mm]	Tipo de pulso	Energia [J]	Velocidade [mm/s]	Distância do laser às amostras [mm]	Caudal do gás (Árgon) [l/min]
57	9,0	60	1	Simplex retangular	45,0	1,2	105	7

Tabela 3.6-Descrição dos cordões de soldadura para as amostras MA1-MA5

Nome da amostra	Distância entre topos (mm)	Descrição do cordão
MA1	0,3	1 passe superior
MA2		2 passes superiores
MA3		3 passes superiores
MA4		2 passes pela parte superior e pela raiz de soldadura
MA5		3 passes pela parte superior e pela raiz de soldadura

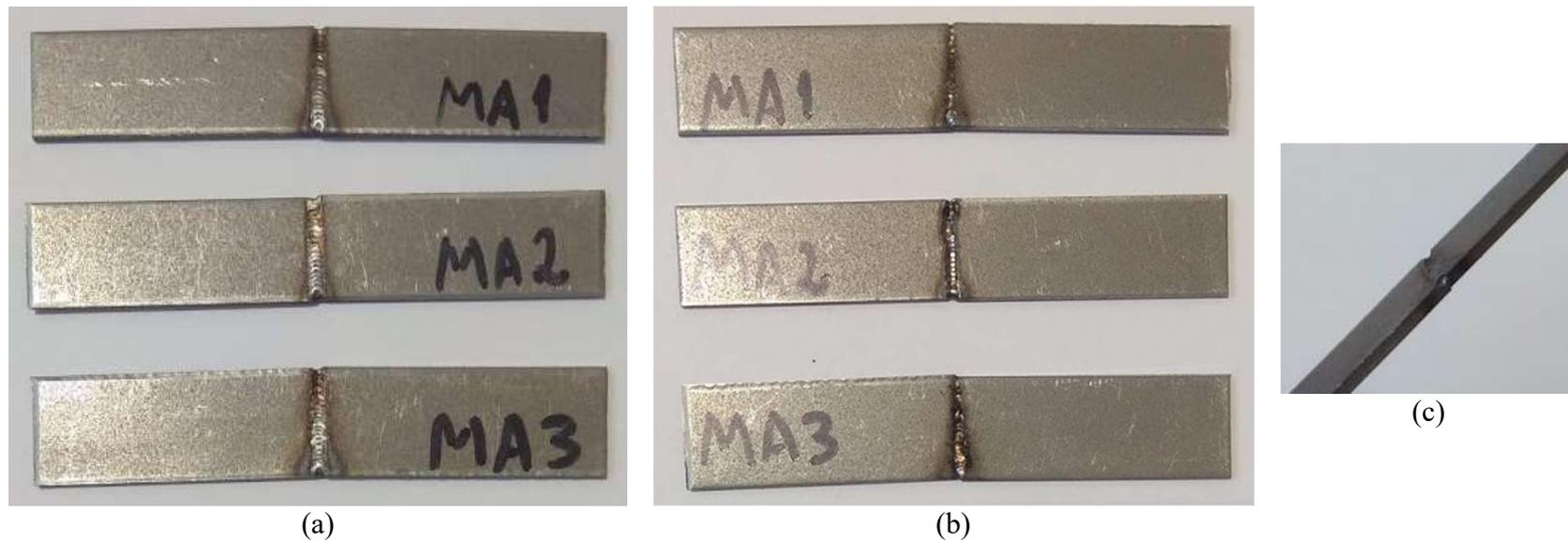


Figura 3.17. Amostras MA1-MA3. (a) parte superior. (b) raiz da soldadura. (c) abatimento do cordão

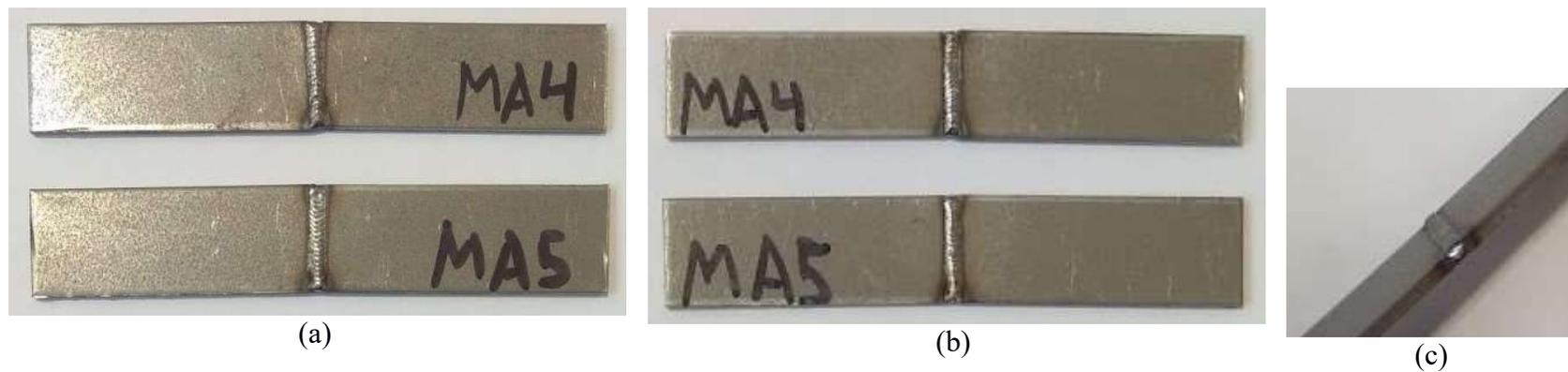


Figura 3.18- Amostras MA4 e MA5. (a) parte superior. (b) raiz da soldadura. (c) sobre espessura do cordão

3.2.2.2 Utilizando o próprio material base

Na soldadura laser, de aços, idealmente o material de adição deverá apresentar propriedades semelhantes às do material base. Por exemplo, na soldadura TIG é prática comum utilizar-se material de adição igual ao material base. Foi neste contexto que surgiu a ideia de utilizar metal de adição igual ao metal base. Para esta fase do trabalho foram realizadas cinco soldaduras, denominadas MA6, MA7, MA8, MA9 e MA10.

MA6 e MA7

Como já referido, o aço em estudo é recente, conseqüentemente apenas se teve acesso a uma chapa de onde foram cortadas as amostras. Para a soldadura das amostras MA6 e MA7 cortaram-se na guilhotina tiras de 1 mm de largura, 14 mm de comprimento e 1,59 mm de espessura que funcionarão como metal de adição (ver Figura 3.19 (a)).

O procedimento utilizado foi semelhante ao apresentado no capítulo 3.2.2.1, apenas se alterou a distância entre topos para 0,8 mm para a amostra MA7 mantendo-se os 0,3 mm para a amostra MA6. No que diz respeito à alimentação e suporte, a tira simplesmente foi apoiada sobre os topos a soldar como mostra a Figura 3.19 (b). Os parâmetros laser utilizados, mais uma vez são os da Tabela 3.5.

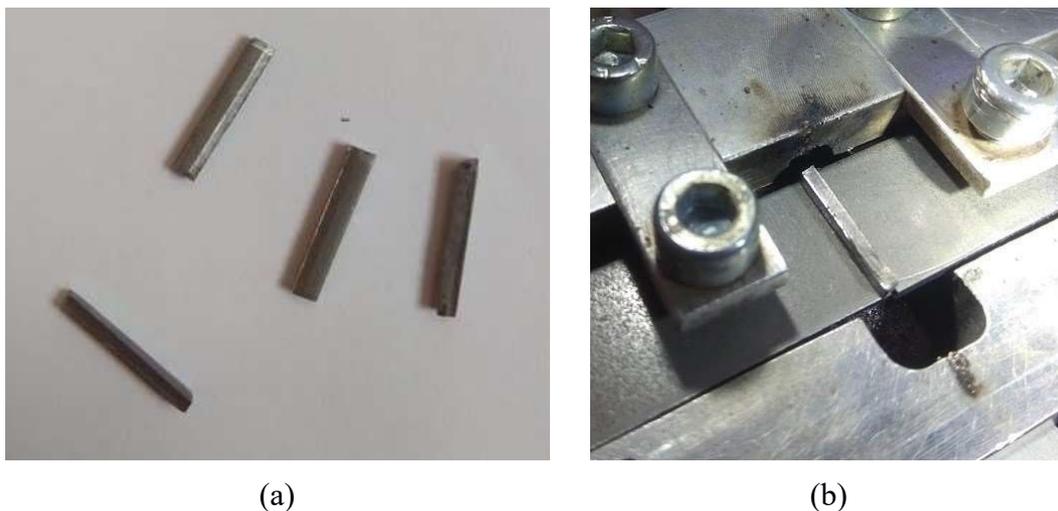


Figura 3.19-(a) tira cortada na guilhotina. (b) tira apoiada sobre as amostras

Na Figura 3.20 apresentam-se as soldaduras obtidas com apenas um passe superior.

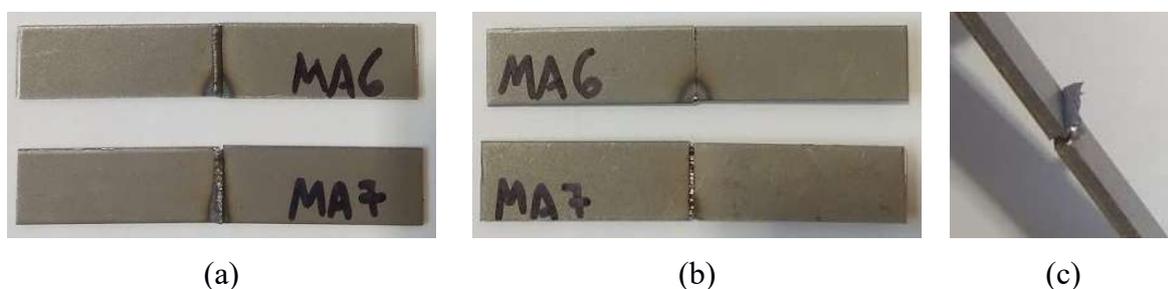


Figura 3.20- Amostras MA6 e MA7. (a) parte superior. (b) raiz da soldadura. (c) detalhe do metal de adição não depositado na junta

Destas figuras conclui-se que a ideia de utilizar a tira de adição com 1 mm de largura não é exequível. É visível que a soldadura das amostras fracassou. Este fracasso poderá estar relacionado com a largura elevada da tira de adição. A tira foi simplesmente apoiada sobre as amostras a soldar, conseqüentemente o feixe laser não consegue atravessar a mesma e atingir o metal base, portanto o calor recebido pelo metal base é bastante reduzido e é proveniente apenas da condução da tira de adição que recebe calor do feixe laser. Não havendo calor, não ocorrerá fusão do material base e a soldadura falha.

MA8 e MA9

Foi neste contexto que surgiram as amostras MA8 e MA9. Através da máquina de corte abrasivo com lubrificação, Struers Labotom, presente no departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de Aveiro e ilustrada na Figura 3.21 (a) cortaram-se as tiras presentes na Figura 3.21 (b) com aproximadamente 0,5 mm de largura, 14 mm de comprimento e 1,59 mm de espessura. Com esta ferramenta foi possível cortar tiras com menos de 1 mm de largura e, conseqüentemente, obter volumes mais reduzidos de material de adição que se aproximam a um fio de 0,5 mm de diâmetro. É previsível que com estas tiras de dimensão reduzida o problema obtido anteriormente para as amostras MA6 e MA7 seja resolvido.



(a)



(b)

Figura 3.21-(a) Máquina Struers Labotom. (b) tiras cortadas na Struers Labotom

Dada a dimensão reduzida da tira o suporte manual foi impossível, como tal a mesma foi comprimida entre as duas amostras a soldar por forma a ser suportada, isto foi possível graças aos dois parafusos horizontais do suporte de fixação. Este procedimento é retratado na Figura 3.22.

Utilizando mais uma vez os parâmetros da Tabela 3.5 e efetuando apenas um passe de soldadura com topos separados por 0,5 mm foi obtida a soldadura MA8. O cordão apresentou bom aspeto, no entanto a penetração não foi total. Na Figura 3.23 (a) apresenta-se a amostra MA8 já maquinada onde é possível visualizar o aspeto do cordão. Na Figura 3.23 (b) é possível observar a raiz da soldadura onde se observa a falta de penetração total e inclusive um pequeno espaçamento entre amostras onde o metal de adição não chegou.



Figura 3.22-Tira comprimida entre as amostras



(a)



(b)

Figura 3.23-Provete MA8. (a) Parte superior. (b) Detalhe da raiz da soldadura

Desta forma, decidiu-se efetuar a soldadura MA9 nas mesmas condições da MA8, mas desta vez tentou-se efetuar um passe de soldadura pela raiz da soldadura inicial. Este processo não teve sucesso, pois desta vez não foi possível prender a tira entre amostras, como tal a mesma estava simplesmente apoiada sobre a raiz e aquando do início da segunda soldadura o sopro do gás de proteção movimentou a tira de dimensões reduzidas. Na Figura 3.24 (a) encontra-se representada a amostra já maquinada enquanto que na Figura 3.24 (b) mostra-se o detalhe da falta de fusão da tira adicionada.



(a)



(b)

Figura 3.24-Provete MA9. (a) Raiz de soldadura. (b) Detalhe da raiz da soldadura

É visível que o cordão apresenta mau aspeto. Dada a movimentação da tira, o feixe laser não fundiu na totalidade a mesma e, conseqüentemente, a penetração foi reduzida, sendo que grande parte do material de adição ficou sobre o material base.

MA10

No final do presente trabalho, com o intuito de resolver o problema inerente às soldaduras MA8 e MA9 surgiu a soldadura MA10. Desta forma, foram cortadas as tiras com 65 mm de comprimento, 1,59 mm de espessura e aproximadamente 0,5 mm de largura apresentadas na Figura 3.25 (a). Utilizando estas tiras foi possível recorrer ao suporte manual seguindo o esquema da Figura 3.25 (b). Contrariamente ao ilustrado na Figura 3.14, neste procedimento a alimentação da tira foi feita perpendicularmente ao cordão de soldadura, com isto foi possível controlar com maior facilidade a quantidade de metal depositado na junta.

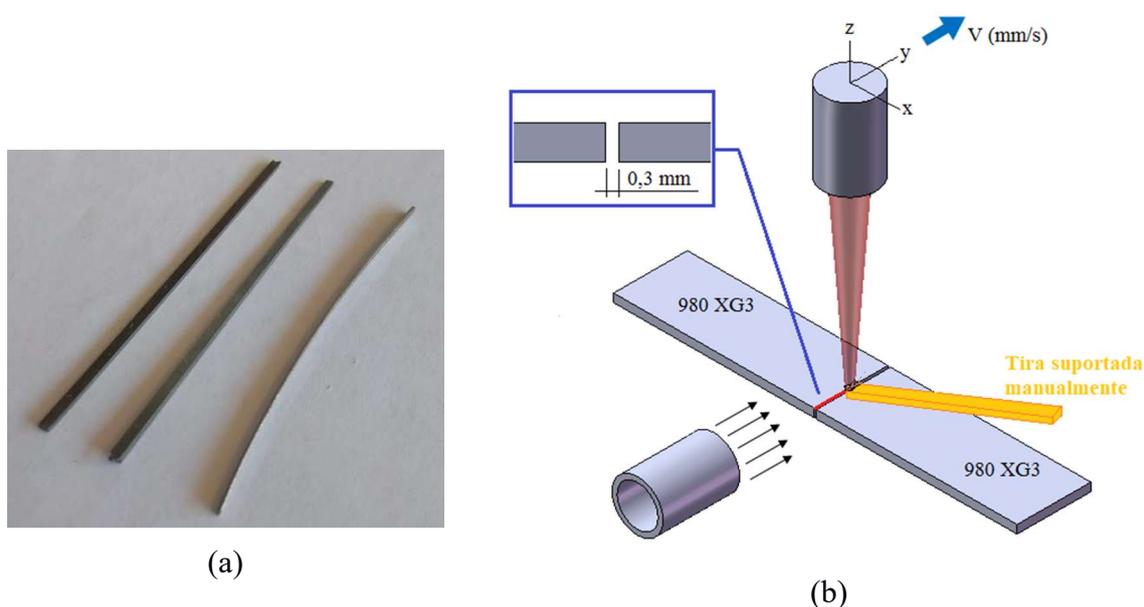


Figura 3.25-(a) Tiras utilizadas para a soldadura MA10. (b) Procedimento seguido para a soldadura MA10

Os topos das amostras soldadas foram separados por 0,3 mm utilizando novamente o apalpa folgas. Os parâmetros utilizados foram os da Tabela 3.5, mas com uma pequena diferença. Neste caso o processo de soldadura não foi contínuo, como tal não se utilizou 60 % de sobreposição, mas sim 1 Hz, com o propósito de ter um maior controlo do metal de adição depositado. Foi dado o número de passes necessários para que o cordão apresentasse sobre espessura e os espaços vazios fossem preenchidos.

Na Figura 3.26 apresenta-se a soldadura MA10. O cordão de soldadura não é regular, relembra-se que o processo de soldadura não foi contínuo. É possível dizer que utilizando a metodologia anterior, ultrapassou-se o problema das soldaduras MA8 e MA9 e assim foi possível realizar uma soldadura onde o material de adição foi igual ao material base com sucesso.



(a)



(b)

Figura 3.26-Soldadura MA10. (a) parte superior. (b) raiz do cordão

3.2.3 Soldadura pelos dois lados

Outra ideia que surgiu foi soldar amostras com um passe de soldadura de cada lado, utilizando parâmetros de soldadura com energia inferior à utilizada nos parâmetros das amostras 1, 2, 3, 4 e 5. Na Tabela 3.7 encontram-se definidos os parâmetros utilizados.

A principal motivação desta ideia, reside no facto do aspeto visual das soldaduras do capítulo 3.2.1 não ser o melhor. Relativamente às amostras número 4, soldadas com os parâmetros da Tabela 3.3, na Figura 3.27 (b) são visíveis alguns salpicos na raiz da soldadura, enquanto que na Figura 3.27 (a) é visível que o cordão apresenta algumas irregularidades. Recordando a Figura 3.12 são também notados estes defeitos de aparência nas amostras apresentadas, embora não tão nitidamente.

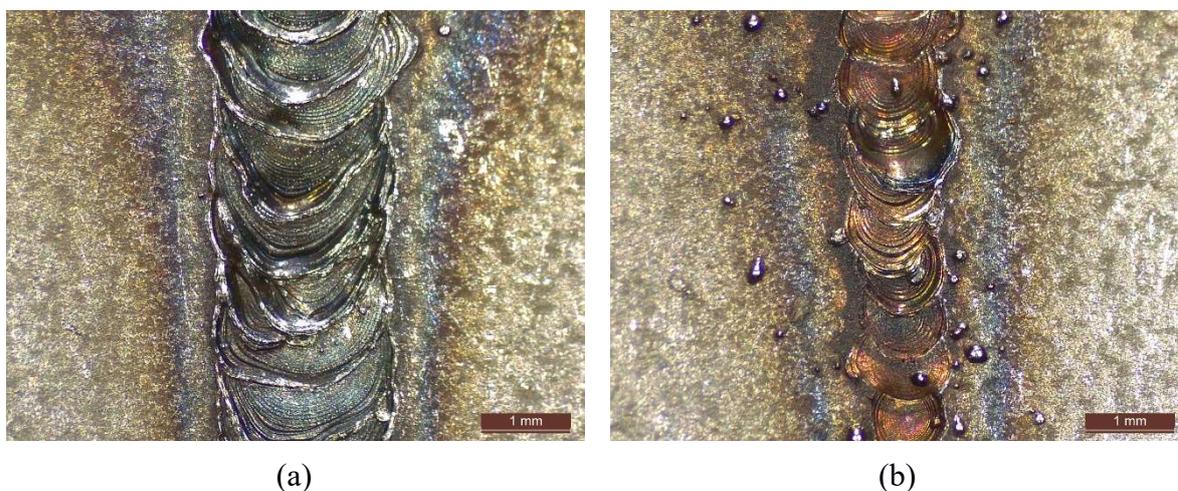


Figura 3.27-Fotos do cordão superior (a) e da raiz (b) da amostra 4. Ampliação 16× no estereomicroscópio Leica EZ4W

Utilizando menos energia reduz-se a penetração, mas ao mesmo tempo evitam-se os salpicos e o cordão apresenta um aspeto significativamente melhor. Ora estando perante uma chapa de 1,59 mm (espessura considerável) é necessário recorrer a energias elevadas, por forma a que o laser atravesse a totalidade da espessura das amostras a soldar e, consequentemente, confira penetração total. Como confirmado em [25], energias elevadas neste tipo de soldadura a laser são propícias à formação de salpicos e irregularidades visuais no cordão de soldadura, comprometendo assim o aspeto visual da mesma.

Para além da melhoria no aspeto visual, é previsível que a zona termicamente afetada seja menor, uma vez que o calor fornecido às peças a soldar é substancialmente menor.

Tabela 3.7-Parâmetros utilizados para a soldadura pelos dois lados

Nome da amostra	Potência [%]	Duração do pulso [ms]	Sobreposição [%]	Diâmetro [mm]	Tipo de pulso	Energia [J]	Velocidade [mm/s]	Distância do laser às amostras [mm]	Caudal do gás (Árgon) [l/min]
2L	57	9,0	60	1	Simplex retangular	45,0	1,2	105	7

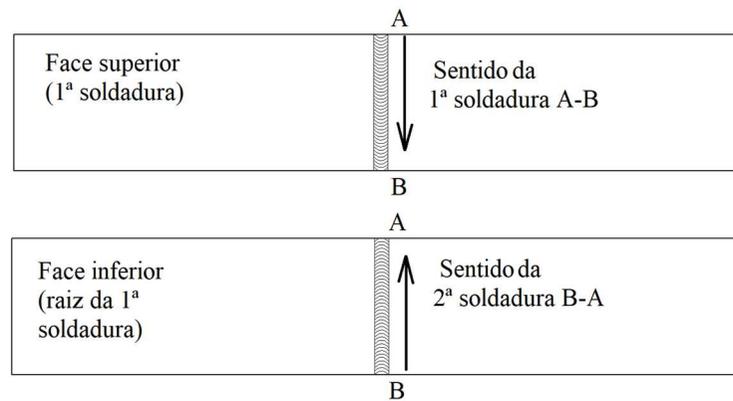


Figura 3.28-Sentido dos cordões de soldadura para a soldadura pelos dois lados

É importante mencionar que efetuado o 1º passe de soldadura (superior), o sentido do 2º passe de confirmação não foi aleatório. Sabendo que para soldaduras sem penetração total a penetração não é constante ao longo do cordão e aumenta conforme o desenrolar da soldadura, [25], o ponto inicial de soldadura do 2º passe coincidiu com o ponto final do 1º passe. Para uma melhor percepção é apresentada a Figura 3.28.

A amostra obtida encontra-se presente na Figura 3.29. Rapidamente se observa que os cordões apresentam regularidade e ausência de salpicos, contrariamente ao observado na amostra 4.



(a)



(b)

Figura 3.29-Amostra 2L. (a) 1º passe. (b) 2º passe

3.2.4 Soldadura sem gás de proteção

Achou-se pertinente analisar a influência de gás de proteção, para tal soldaram-se amostras onde se fechou a garrafa de gás Argon e, portanto, o ar atmosférico esteve em contacto direto com o metal em fusão. Os parâmetros utilizados (ver Tabela 3.3) foram os mesmos para a soldadura da amostra 4 com uma única diferença, obviamente, o caudal do gás de proteção seria zero.

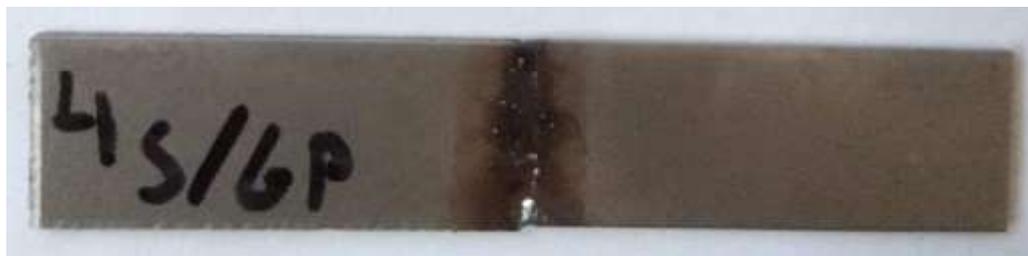
Apesar de ser uma variável extremamente importante e indispensável a grande parte dos diferentes tipos de soldadura, algumas empresas pensam que o gás de proteção, no caso particular da soldadura laser de aços, poderá ser não tão efetivo e em alguns casos o ar atmosférico poderá ser um “gás de proteção” aceitável. Este pensamento está relacionado com a poupança monetária associada à não utilização de gás de proteção. Existem alguns fatores que levam as empresas a este pensamento. Dois deles são o facto do cordão de soldadura laser apresentar dimensões relativamente reduzidas e as velocidades de soldadura serem elevadas. Ambas estas particularidades levam a pensar que exista uma menor probabilidade do ar atmosférico reagir com o banho de fusão [47][48].

Com a realização deste ensaio é pretendido saber até que ponto o gás de proteção influencia as propriedades mecânicas da soldadura laser do aço Gen3 980T, ou se apenas contribui para a obtenção de cordões e raízes de soldadura com aspeto apelativo resultante da falta de oxidação.

Na Figura 3.30 é visível a amostra 4 s/GP. Facilmente se observa que na raiz de soldadura ocorreu oxidação.



(a)



(b)

Figura 3.30-Amostra 4 s/GP. (a) parte superior da soldadura. (b) raiz da soldadura

3.3 Análise das amostras soldadas

3.3.1 Inspeção visual

Para efetuar análises visuais às amostras soldadas foi utilizado o estereomicroscópio Leica EZ4 W presente no departamento de Engenharia Mecânica e apresentado na Figura 3.31



Figura 3.31-Leica EZ4 W

A ferramenta em causa é fácil e intuitiva de trabalhar. Através da utilização de câmaras digitais de alta definição e de focos led foram obtidas imagens extremamente nítidas da região soldada. Este estereomicroscópio cria imagens onde a profundidade é tida em conta, característica importante para a análise da soldadura. Através do *software* próprio a este equipamento, foi também possível efetuar algumas medições no cordão de soldadura.

3.3.2 Ensaio de tração

Porventura o ensaio mais natural das propriedades mecânicas de um material seja o ensaio de tração, no qual uma tira ou cilindro de material, com comprimento L_0 e área de seção transversal A_0 , é fixa numa extremidade e sujeita a uma carga uniaxial F ao longo do seu eixo (ver Figura 3.32). À medida que a carga aumenta, o deslocamento axial da extremidade tracionada também irá aumentar. Eventualmente, a amostra quebrará [49].

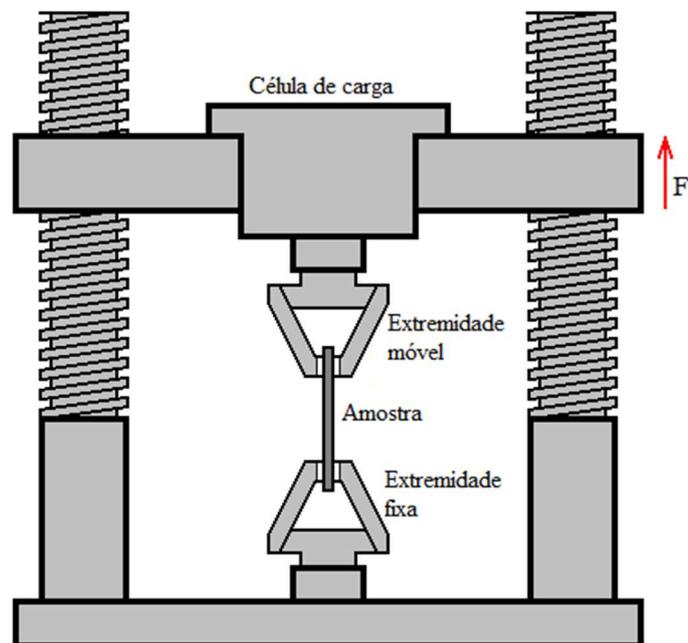


Figura 3.32-Illustração de um ensaio de tração [50]

Sendo um ensaio relativamente fácil de concretizar, este é um dos ensaios mecânicos mais importantes. Através do mesmo é possível obter grande parte das características mecânicas do material ensaiado. A tensão limite de elasticidade, σ_y , a tensão de rotura, σ_r , a deformação máxima, $\varepsilon_{m\acute{a}x}$, e o módulo de elasticidade, E , são as principais características obtidas após a análise e tratamento dos dados experimentais fornecidos pelos equipamentos utilizados. Grande parte destes equipamentos fornecem valores de força e deslocamento que devidamente tratados e conciliados com as dimensões geométricas dos provetes teste dão origem aos resultados desejados.

Na Figura 3.33 apresenta-se uma curva tensão deformação característica de um material metálico. Deste gráfico podem ser retiradas as propriedades mecânicas.

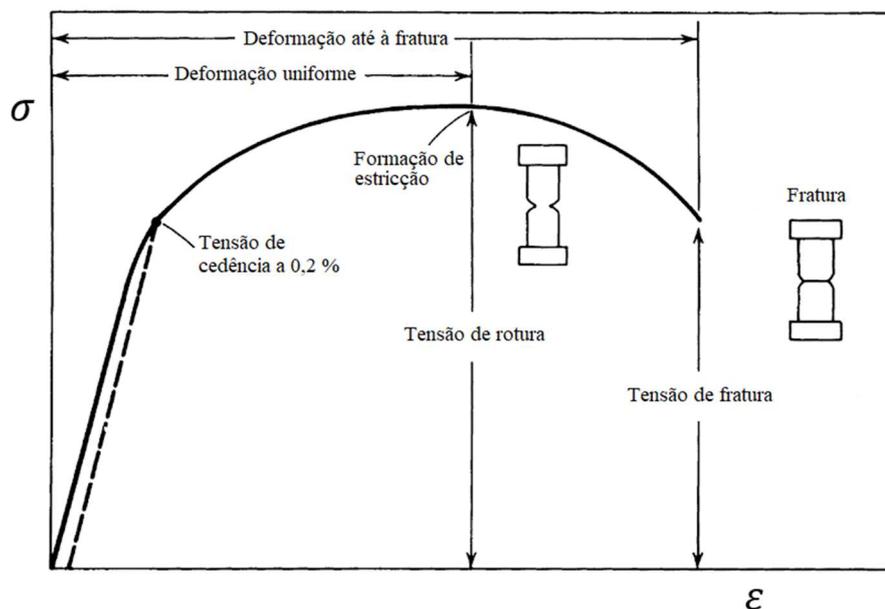


Figura 3.33-Curva tensão deformação característica de um material metálico [51]

As curvas apresentadas sobre esta forma gráfica podem corresponder a tensões e deformações nominais ou tensões e deformações reais. A grande diferença entre estes dois tipos de representação é que para o cálculo de tensões e deformações nominais a variação da secção do provete é tida como nula, enquanto que para o cálculo real esta variação, fisicamente real, é considerada.

Por forma a obter-se o gráfico anterior são utilizadas as seguintes equações.

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad \text{Equação 2}$$

σ – Tensão nominal

F – Força em N

A_0 - área da seção inicial do provete

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0} \quad \text{Equação 3}$$

ε – Deformação nominal

ΔL –Variação do comprimento do provete ($L_{final} - L_0$)

L_0 – Comprimento inicial do provete

$$\sigma_{real} = \sigma(1 + \varepsilon) \quad \text{Equação 4}$$

σ_{real} –Tensão real

σ – Tensão nominal

ε – Deformação nominal

$$\varepsilon_{real} = \ln(1 + \varepsilon) \quad \text{Equação 5}$$

ε_{real} – Deformação real

ε – Deformação nominal

$$\sigma_r = \frac{F_{m\acute{a}x}}{A_0} \quad \text{Equação 6}$$

σ_r – Tensão de rotura nominal

$F_{m\acute{a}x}$ – Força máxima

A_0 – área da seção inicial do provete

Observando de novo a Figura 3.33 é visível que para os primeiros valores de tensão e deformação a tendência gráfica é representada por uma reta crescente. O declive desta reta caracteriza o comportamento elástico do material metálico e é conhecido por módulo de Young, E [51].

$$E = \frac{\sigma}{\varepsilon} \quad \text{Equação 7}$$

Paralelamente a esta reta é também visível uma reta a traço interrompido que representa uma correção de 0,2%, cujo principal objetivo é determinar a tensão limite de elasticidade [51].

Por forma a determinar as propriedades mecânicas das amostras soldadas e do material base, foram realizados ensaios de tração. Os ensaios efetuados seguiram a norma ISO 6892-1:2016. Todos os ensaios foram realizados a uma velocidade constante de 3 mm/min e a direção de tração foi sempre paralela à direção de laminagem dos provetes. Este último ponto é importante, na medida em que as propriedades deste material variam com a direção de laminagem do mesmo.

3.3.2.1 Provetes

Para a realização dos ensaios de tração as amostras soldadas foram maquinadas de acordo com a norma ISO 6892-1:2016 [52]. Para tal, utilizou-se mais uma vez o centro de maquinagem MIKRON VCE 500. Na Figura 3.34 encontra-se o desenho dos provetes maquinados.

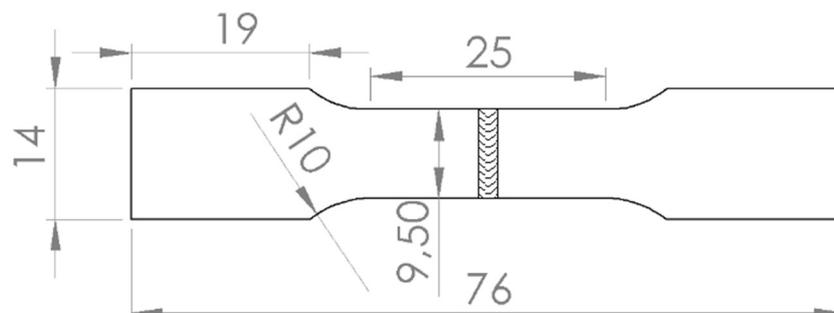


Figura 3.34-Geometria dos provetes para os ensaios de tração

Para além das amostras soldadas, os provetes de material base seguem a mesma geometria apresentada na Figura 3.34.

É importante referir que antes de serem maquinadas em provete as amostras soldadas poderiam ter sido retificadas na espessura, no entanto, este processo é temporariamente dispendioso [25], como tal a etapa de retificação foi ultrapassada. O processo de retificação é pertinente, pois elimina variações de espessura no cordão de soldadura e “vales” entre o material base e o cordão (visíveis na Figura 3.35), estes defeitos impulsionam a rotura durante os ensaios de tração devido à sua área de secção inferior.

A vantagem de se ultrapassar a retificação é a aproximação aos processos de fabrico reais, onde em grande parte dos casos a retificação da soldadura é impossibilitada dada a geometria das peças soldadas ou o custo inerente ao processo. Para além disto, se os provetes não fraturarem pela região soldada, há uma maior certeza de estarmos perante uma boa soldadura.

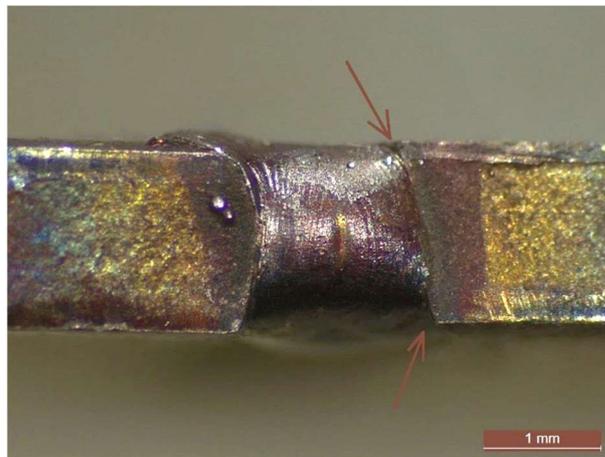


Figura 3.35-Variações de espessura e entalhes no cordão de soldadura

3.3.2.2 Shimadzu 50 kN

Numa primeira análise foi utilizada a máquina SHIMADZU de 50 kN (ver Figura 3.36) presente no departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de Aveiro.



Figura 3.36-Máquina Shimadzu 50 kN

Para os ensaios realizados com esta máquina apenas se pretendeu observar se as amostras soldadas apresentavam ou não rotura pela região de soldadura, portanto não foi utilizado vídeo extensómetro. Foram ensaiadas as amostras 1, 2, 3, 4 e 5. Os resultados obtidos serão expostos no capítulo referente à análise de resultados.

3.3.2.3 Shimadzu 100 kN e Aramis

Numa fase mais avançada deste trabalho foram tracionadas amostras utilizando a máquina Shimadzu AG-X plus 100 kN. Para além da máquina, foi também utilizado o Aramis, *software* que mede os deslocamentos recorrendo a um sistema de visão tridimensional de duas câmaras, ou seja, é um equipamento de correlação digital de imagem – *digital image correlation* (DIC). Com a utilização deste tipo de equipamentos foi possível efetuar ensaios rigorosos.

A máquina

A máquina utilizada encontra-se representada na Figura 3.37. Esta dispõe de um *software* próprio que tem como finalidade controlar, monitorizar e guardar dados de força e deslocamento através da sua célula de carga. A este *software* está também ligado um vídeo extensómetro que mede deformações a uma dimensão. Estando perante um material recente, considerou-se pertinente efetuar uma análise mais profunda e utilizar o Aramis em paralelo com a Shimadzu, portanto do *software* da máquina foram apenas utilizados os valores de força.



Figura 3.37-Máquina Shimadzu AG-X plus 100 kN

O Aramis

O Aramis tem como principal objetivo medir deformações nas três dimensões. Para além disto, com uma análise deste tipo os valores de deformação são mais rigorosos quando comparados aos obtidos pelo vídeo extensómetro. Para além da vantagem da caracterização rigorosa deste novo material, com esta ferramenta é possível também analisar eventuais deformações não uniformes na zona do cordão de soldadura, comportamento previsível em peças soldadas e visível na Figura 3.38.

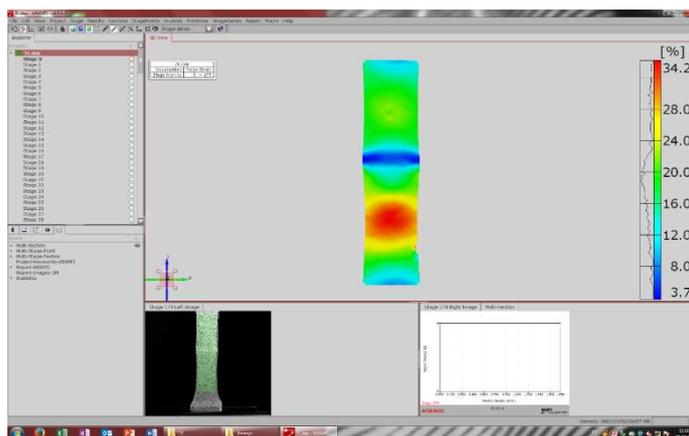


Figura 3.38-Deformação não uniforme na região soldada

Em termos de *hardware*, o Aramis é constituído por duas câmaras e dois focos luminosos (ver Figura 3.39 (a)). Ao longo dos ensaios estas câmaras efetuam a captação de imagens denominadas *stages* que são processadas pelo *software* instalado num computador. No final de cada ensaio estas imagens são guardadas para posteriormente serem tratadas utilizando o mesmo *software* ilustrado na Figura 3.39 (b).



(a)



(b)

Figura 3.39-(a) câmaras e focos luminosos. (b) janela do software

Anteriormente à realização dos ensaios foi necessário preparar os provetes, ajustar a luminosidade incidente nos provetes e calibrar o Aramis.

Para que este sistema funcione corretamente, os provetes a testar têm de ser previamente pintados com um padrão semelhante à Figura 3.40 (a). Posto isto, os provetes foram numa primeira fase pintados com *spray* branco em apenas uma face, após a secagem do mesmo foram borrifados cuidadosamente com *spray* preto, por forma a ser obtido o padrão desejado. Na Figura 3.40 (b) apresenta-se o aspeto final de alguns provetes pintados.

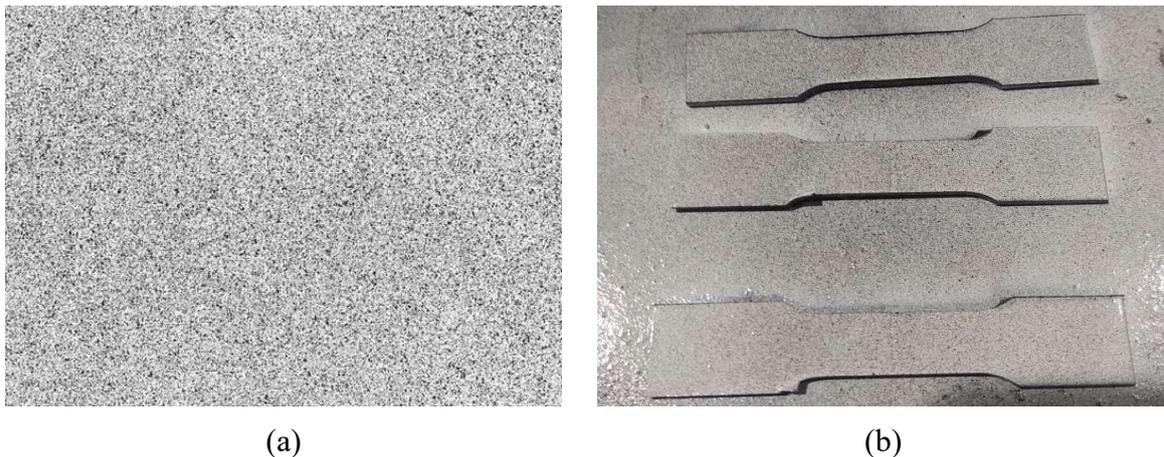


Figura 3.40-(a) Padrão [53]. (b) Provetes pintados

Pintados os provetes, seguiu-se o ajuste de luminosidade e calibração das câmaras. Nesta fase colocou-se uma cortina preta na parte de trás da máquina por forma a reduzir a luminosidade com direção contrária às lentes e assim acentuar o contraste entre o provete e o fundo preto. De seguida iniciou-se a calibração, para isto colocaram-se as câmaras a uma distância pré-definida relativamente às amarras da máquina e utilizando o painel calibrador (ver Figura 3.41), correspondente a essa distância, o *software* foi solicitando imagens do mesmo com diversas orientações. Após este processo, a luminosidade foi ajustada e o foco de ambas as câmaras definido.

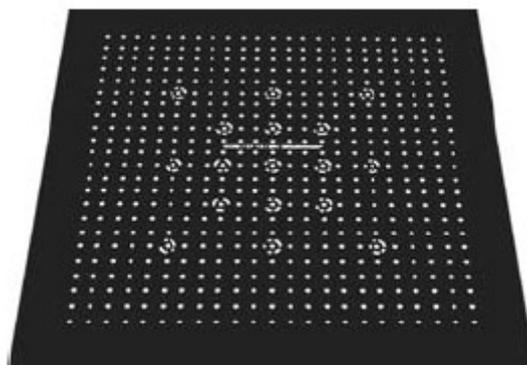


Figura 3.41-Painel calibrador do Aramis [53]

Reunidas todas as condições começaram-se os ensaios. Ao longo da realização dos mesmos procurou-se que os provetes estivessem perpendiculares às amarras e teve-se ainda cuidado com o suporte das câmaras, por forma a não movimentar acidentalmente o mesmo, pois caso acontecesse seria necessária uma nova calibração. No final de cada ensaio os *stages* processados pelas câmaras foram guardados, bem como os dados relativos à força e deslocamento, provenientes da célula de carga da máquina, para a sua posterior análise.

Realizados os ensaios seguiu-se o tratamento de dados. Desta forma foram conciliados os dados de força relativos à máquina com os dados de deformação obtidos pelo Aramis. Após este processo foram obtidas as curvas de tensão deformação.

O *software* da Shimadzu guarda valores de força e deslocamento. Para esta análise apenas foram utilizados os dados relativos à força provenientes da célula de carga. Como já referido o Aramis cria *stages*, que basicamente são *frames* captadas pelas câmaras ao longo do ensaio. Para cada *stage* existe uma diferença de potencial associada que resulta da interação do *software* Aramis com a célula de carga da máquina. Por forma a converter a diferença de potencial em unidades de força foi criado um parâmetro de conversão para cada ensaio. Este parâmetro resulta do quociente entre o valor máximo da diferença de potencial e o valor máximo da força proveniente da máquina. Por fim, a diferença de potencial de cada *stage* é dividida pelo parâmetro anterior e obtém-se o valor de força relativo a cada *stage*. Tendo em conta os valores de força e as dimensões do provete, facilmente se obtém os valores de tensão nominal e real pelas fórmulas apresentadas no capítulo 3.3.2.

Através do processamento da imagem de cada *stage* foi possível obter os valores de deformação correspondentes. A pintura estratégica dos provetes relatada no procedimento experimental teve como propósito possibilitar esta análise. O *software* do Aramis para além de monitorizar os ensaios, permite que o operador efetue o tratamento de imagens por forma a obter as deformações desejadas. Trabalhando sobre um programa de visão computacional este *software* essencialmente calcula as movimentações de cada ponto preto pintado sobre o fundo branco do provete. Com estes deslocamentos nos eixos x e y são calculadas as deformações nestas duas dimensões, sendo que pela conservação da massa há a possibilidade também de calcular a deformação em z (eixo de profundidade em relação às câmaras). Aberto o ficheiro relativo a cada ensaio o *software* carrega todos os *stages*. Numa primeira fase é definida uma ROI (*region of interest*), a partir daqui apenas será processada informação interior à ROI. Com a definição desta região é também criada automaticamente uma malha, que poderá ser manipulada manualmente se necessário. Seguidamente, define-se um *starting point* para o primeiro *stage* e o *software* localiza o mesmo nos restantes *stages*. Com o *starting point* e a malha definidos é possível calcular as deformações para cada *stage* em toda a região de interesse, este cálculo dá origem a uma imagem com um gradiente de cor que se associa a valores de deformação real em percentagem, na Figura 3.42 (a) é possível visualizar uma imagem do tipo.

Uma vez que as deformações calculadas automaticamente pelo software do Aramis são médias, considerou-se pertinente criar um “vídeo extensómetro virtual”. Para isto, simplesmente criaram-se dois pontos (com as mesmas coordenadas em x) e a distância entre os mesmos (ΔL) foi registada para cada *stage*, ora sabendo a distância inicial (*stage* 0), facilmente utilizando as Equações 3 e 5 foram calculadas as deformações reais e nominais. Na Figura 3.42 (b) é possível observar o exemplo de um vídeo extensómetro virtual.

Por fim, utilizando o Microsoft Excel foram realizados os gráficos tensão deformação.

Numa fase mais avançada deste trabalho compararam-se as deformações médias com as obtidas pelo vídeo extensómetro virtual. Os valores de deformação obtidos pelos dois métodos são bastante próximos, apresentando diferenças máximas na ordem dos 0,1%. Como tal, para os ensaios realizados, as deformações médias calculadas pelo Aramis poderiam também ser utilizadas.

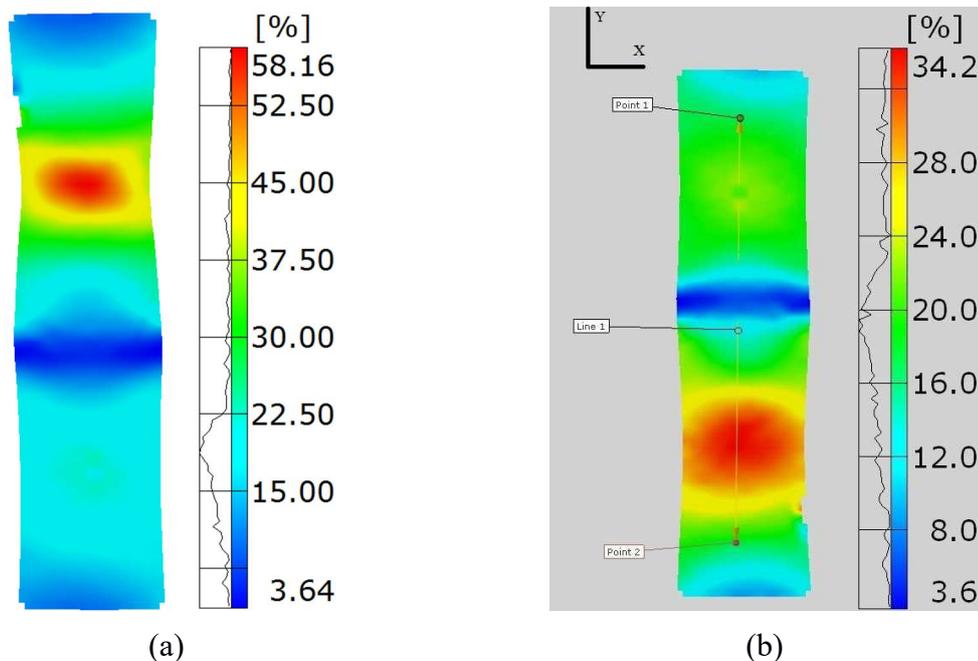


Figura 3.42-Gradiente de cores com escala colorida associada a gráfico que quantifica a presença de cada cor. (a) Deformações em Y. (b) Vídeo extensómetro virtual

3.3.3 Microestruturas

O conhecimento detalhado da fração, morfologia e composição química dos componentes de fase e o seu efeito nas propriedades mecânicas desempenham um papel crucial na compreensão dos mecanismos que influenciam as propriedades dos aços avançados de alta resistência. As características microestruturais mais importantes destes aços são identificadas por diversos tamanhos, começando na nano e acabando na microescala. Portanto, a caracterização da estrutura dos aços avançados de alta resistência deve envolver métodos capazes de traçar a microestrutura a diferentes escalas [54].

Aquando do processo de soldadura, o calor fornecido provoca a fusão do material seguida da solidificação do banho de fusão. São criados gradientes térmicos devido ao efeito de dissipação de calor subjacente ao metal base no estado sólido que rodeia a região de soldadura, consequentemente a microestrutura do material é afetada [55].

O aço em estudo é bastante recente, como tal não existe nenhuma informação relativa à sua microestrutura, portanto com a análise microestrutural do material base pretende-se verificar os componentes fase que conferem as características mecânicas verificadas nos ensaios de tração.

Relativamente à região soldada, pretende-se observar a alteração da microestrutura e consequentemente verificar se as condições de soldadura utilizadas não comprometerão a resistência mecânica do material.

Para a análise microestrutural selecionaram-se duas amostras. Foram analisadas as amostras 4 e 2L, na medida em que, aquando dos ensaios de tração as mesmas não partiram pelo cordão e a energia utilizada em ambas as soldaduras foi substancialmente diferente. A análise microestrutural do material base será efetuada recorrendo a uma destas amostras, para isso será analisada uma região distante da soldadura.

3.3.3.1 Preparação das amostras

A amostra metalográfica deve ser uma amostra representativa, sem arranhões de polimento, sem corrosão devido ao ataque químico e sem manchas. Deve ser polida de tal maneira a preservar as inclusões intactas, e plana o suficiente para permitir a observação em altas ampliações [56].

Para se obter uma amostra com estes requisitos, o procedimento de preparação seguiu as seguintes etapas:

1. Seccionamento das amostras

Dadas as dimensões das amostras soldadas, foi necessário o seu seccionamento. Para tal, utilizou-se mais uma vez a máquina de corte por disco abrasivo lubrificado representada na Figura 3.21 (a). As amostras foram seccionadas de acordo com os cortes representados na Figura 3.43 (a). A utilização da máquina de corte Struers Labotom foi crucial, na medida em que o meio refrigerante é indispensável e tem as finalidades de lubrificar, remover o material residual proveniente do corte e conservar a peça a baixas temperaturas, a fim de evitar as transformações estruturais no material.

Efetuados os cortes foram obtidas duas pequenas amostras provenientes de cada amostra soldada. As amostras serão embutidas para a análise microestrutural e para a análise de dureza como representado na Figura 3.43 (b).

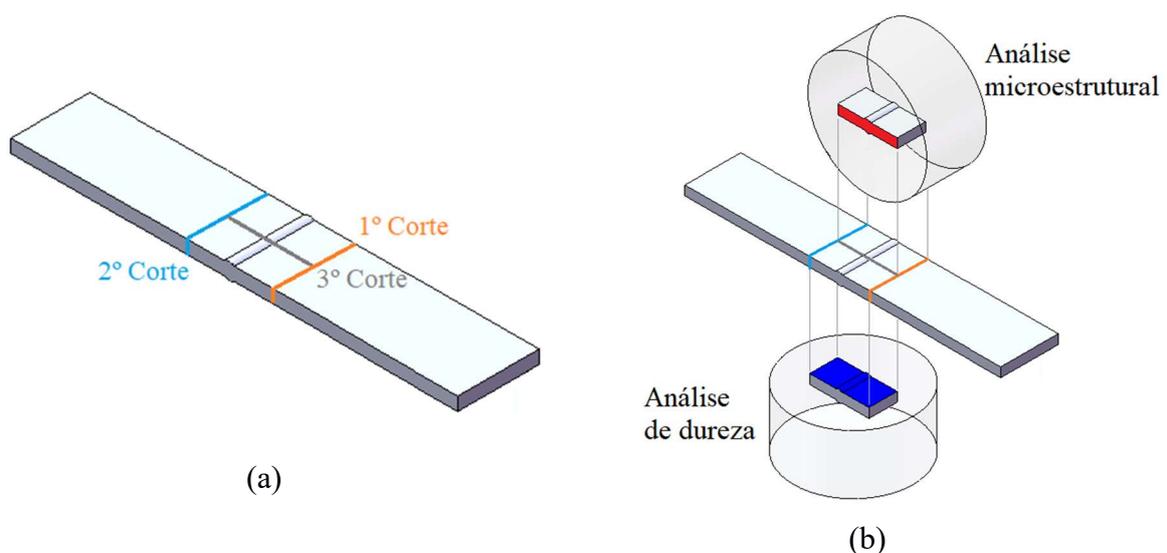


Figura 3.43-(a) Seccionamento das amostras. (b) Embutidora das amostras

2. Embutidora das amostras

A embutidora permite que as próximas etapas sejam concretizadas com mais facilidade, conferindo uma melhor maneabilidade e suporte às amostras. As pequenas amostras foram então embutidas num kit de embutidura a frio da Struers com diâmetro 25 mm. Atendendo às dimensões das amostras, com um kit foi possível acomodar duas amostras como representado na Figura 3.44 (a). É importante referir que a face de sustentação da amostra é a que será polida e analisada, portanto essa face corresponde à face cortada a meio da soldadura (ver Figura 3.43 (b)).

Após se inserir as amostras no kit, seguiu-se a preparação da resina epóxi, onde foi misturado um endurecedor com o epóxi usando um rácio de 2 ml para 15 ml, respetivamente. Efetuada a mistura a mesma repousou por 2 minutos e seguiu-se o vazamento para o kit de embutidora. Passadas aproximadamente 24 horas as embutidoras foram extraídas e encontravam-se preparadas para a próxima etapa. Na Figura 3.44 (b) é visível o aspeto das mesmas.



(a)



(b)

Figura 3.44-(a) Kit Struers com duas amostras. (b) Amostras embutidas

3. Polimento

A etapa de polimento desempenha um papel crucial para a análise microestrutural. Com estes processos é pretendido remover irregularidades provenientes do corte abrasivo e assim obter uma superfície o mais plana possível e sem riscos. Para esta etapa foi utilizada a máquina Struers TegraPol-21 representada na Figura 3.45. Apesar de disponibilizar da funcionalidade de suporte automático, as embutidoras foram suportadas manualmente, pois a sua dimensão não era compatível com o suporte.

A sequência de lixas utilizadas encontra-se na Tabela 3.8. Iniciou-se com a lixa mais grosseira prolongando-se o trabalho com lixas mais finas, por fim efetuou-se o polimento com pasta de diamante.



Figura 3.45-Máquina Struers TegraPol-21

Tabela 3.8-Sequência de polimento

Granulometria	180	320	1200	2500	4000	Pasta de diamante 3 micrómetros
Ordem de trabalhos	1	2	3	4	5	6

4. Ataque químico

O principal objetivo do ataque químico é revelar os contornos de grão e das diferentes fases na microestrutura do material. Normalmente são utilizadas soluções ácidas para este efeito. Esta foi a etapa mais demorada, pois foram realizadas várias tentativas de ataque.

Estando perante um aço, utilizou-se uma solução de nital como sugerido em [57]. A superfície da amostra, quando atacada por reagentes específicos, sofre uma série de transformações eletroquímicas baseadas no processo de óxido-redução, permitindo o aumento do contraste entre elementos estruturais [58].

Após algumas tentativas onde se variou a concentração de nital, bem como o tempo de ataque chegou-se à conclusão, através da análise no microscópio eletrónico, que atacando a amostra durante 4 segundos com nital 5% a microestrutura se encontrava bem revelada. É importante referir que entre diferentes ataques efetuou-se um novo polimento.

A solução de nital foi preparada dentro de uma *hotte*. Juntaram-se 2,5 ml de ácido nítrico a 47,5 ml de etanol. Depois de preparada a solução, as faces das amostras a analisar foram mergulhadas na solução durante 4 segundos. Finalizado o ataque as amostras foram

lavadas com água corrente e depois com etanol, sendo posteriormente secas com um fluxo transversal de ar comprimido desumidificado.

3.3.3.2 Captação de imagem

Finalizada a preparação das amostras seguiu-se para a captação de imagem. Nesta fase do trabalho foram utilizados dois equipamentos distintos.

Numa primeira análise recorreu-se ao microscópio ótico Nikon eclipse LV150 com captação de imagem digital através da câmara BRESSER MikroCam II 12MP. Este equipamento encontra-se ligado a um computador onde através de *software* é possível tratar e guardar as imagens obtidas. Na Figura 3.46 (a) encontram-se representados os equipamentos descritos.

Posteriormente, foi utilizado o microscópio eletrónico de varrimento Hitachi TM4000Plus presente no laboratório do TEMA da Universidade de Aveiro. O mesmo encontra-se ligado a um computador, onde através de *software* é possível analisar os resultados obtidos. Na Figura 3.46 (b) apresenta-se o equipamento.



(a)



(b)

Figura 3.46-(a) Microscópio ótico. (b) Microscópio eletrónico [59]

3.3.4 Ensaios de dureza

Os testes de dureza são uma ferramenta útil para a avaliação dos materiais, controlo da qualidade dos processos de fabrico e nos trabalhos de pesquisa e desenvolvimento. Estes testes fornecem uma indicação das propriedades do material como, por exemplo a ductilidade e a resistência ao desgaste [60].

Os processos de soldadura induzem alterações nas propriedades do material. A dureza é afetada pela soldadura, como tal é pertinente a monitorização desta propriedade nas amostras soldadas. Desta forma pode-se verificar até que ponto o processo de soldadura compromete as propriedades do material base. Na soldadura a laser dos aços é previsível um aumento considerável da dureza na região soldada (ZAC e banho de fusão), causado pelo arrefecimento não controlado após a soldadura e consequente têmpera.

A dureza por indentação é definida por: a medida da resistência do material a uma deformação plástica, quando um indentador duro penetra um material com dureza inferior. Para os metais, os testes mais comuns nesta categoria são Rockwell, Vickers, Brinell e Knoop. Para o teste de Rockwell é usada a profundidade da penetração como medida da dureza, enquanto que para os testes de Vickers, Brinell e Knoop é usada a medida ótica do tamanho da indentação [60].

Os ensaios de dureza foram realizados nas amostras 4 e MA1. Com o ensaio da amostra 4 pretende-se verificar o impacto da soldadura laser na dureza da região soldada. No que diz respeito ao ensaio da amostra MA1 pretende-se estudar a influência do material de adição utilizado na zona de soldadura e comparar os resultados obtidos com a amostra soldada sem material de adição.

3.3.4.1 Preparação das amostras

Para se obterem bons resultados foi necessário efetuar o polimento das amostras, portanto foram realizadas embutidoras com resina epóxi. O procedimento utilizado foi semelhante ao descrito para a obtenção das amostras relativas aos ensaios de microestrutura (capítulo 3.3.3.1). A grande diferença relativamente ao procedimento anterior foi o posicionamento da amostra no kit da Streurs (ver Figura 3.43 (b)), desta forma as amostras previamente cortadas foram embutidas de maneira a que a parte superior da soldadura fosse tangente à base da embutidora. Na Figura 3.47 é perceptível a orientação das amostras analisadas.



Figura 3.47-Amostras embutidas para os ensaios de dureza

No que diz respeito ao polimento seguiu-se a mesma sequência de granulometria da Tabela 3.8. Obviamente para este tipo de ensaio não foi efetuado ataque químico.

3.3.4.2 Máquinas utilizadas

Numa primeira fase, para as medições de dureza utilizou-se a máquina de nano indentação CSM instruments visível na Figura 3.48 (a) e presente no laboratório do TEMA da Universidade de Aveiro. O tipo de ponta de prova utilizada foi o indentador de Berkovich, calibrado anteriormente ao ensaio. Na Figura 3.48 (b) é possível observar uma imagem captada pelo microscópio ótico da máquina. Na mesma é visível uma indentação piramidal triangular (assinalada a azul) característica do tipo de indentador utilizado.

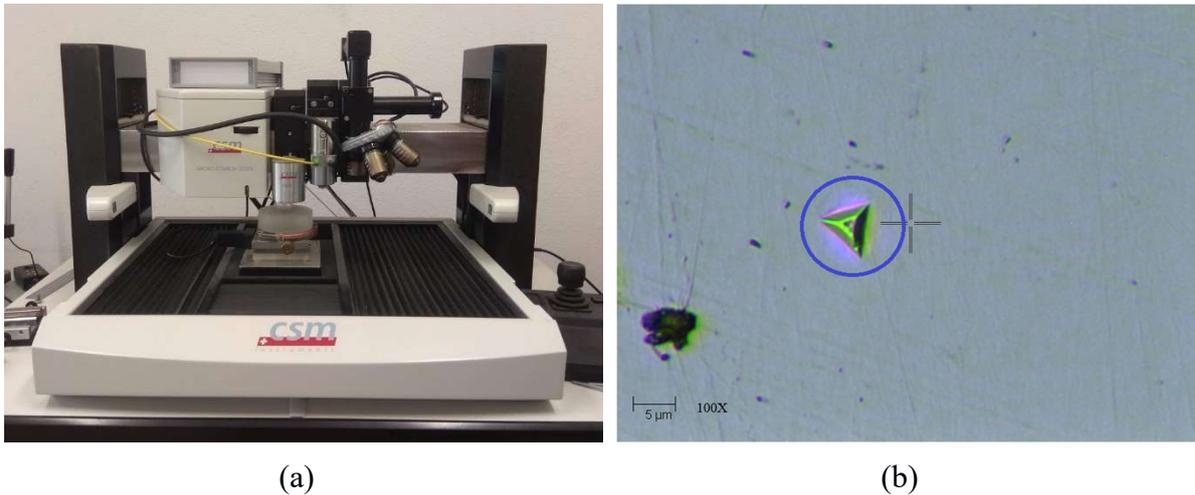


Figura 3.48-(a) Máquina de nano indentação CSM instruments. (b) Indentação de Berkovich

A indentação realizada por esta máquina difere relativamente às indentações realizadas pelas máquinas tradicionais, na medida em que as ferramentas da mesma foram desenvolvidas por forma a monitorizar a profundidade da indentação como uma função da carga aplicada. Esta metodologia permite o cálculo da dureza e módulo de elasticidade diretamente a partir da curva resultante força-deslocamento [61]. Pode ser observada na Figura 3.49 uma curva típica de um ensaio a um material metálico.

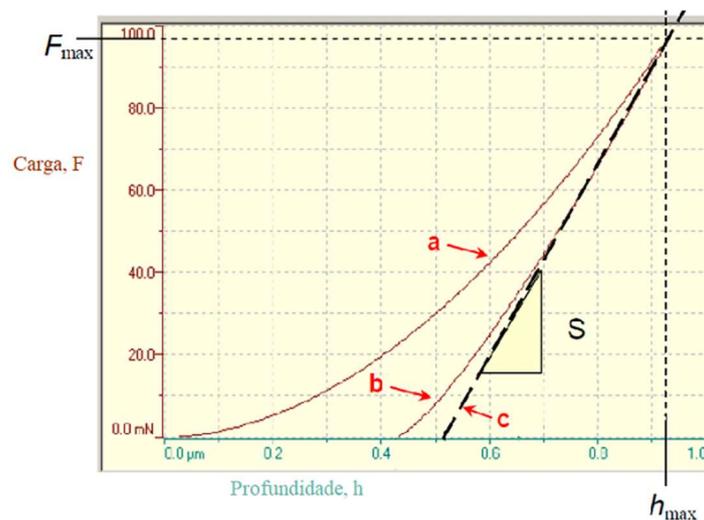


Figura 3.49-Curva de indentação típica de um material metálico[61]

Tanto a curva “a” como a curva “b” representam a profundidade de indentação em função da força aplicada ao longo de uma indentação. A curva “a” refere-se ao processo de penetração enquanto que a curva “b” refere-se à remoção da carga que causou penetração. A reta a traço interrompido “c” é tangente à curva “b” no ponto de força máxima (“ F_M ”) e o seu declive (S-rigidez de contacto) permite o cálculo da profundidade de contacto, que por sua vez será utilizada para o cálculo da área projetada de contacto (A_p). Com esta última variável e com a força máxima é calculada a dureza da indentação pela Equação 8.

$$H = \frac{F_M}{A_p} \text{ (MPa)} \quad \text{Equação 8}$$

As amostras ensaiadas foram sujeitas 32 indentações espaçadas de 0,25 mm e alinhadas como ilustrado na Figura 3.50.

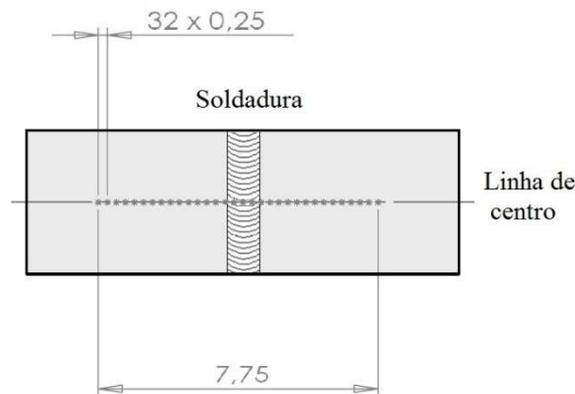


Figura 3.50-Esquema das indentações realizadas nas amostras

Utilizando a linha de indentações da figura é possível obter valores de dureza longe da zona afetada pelo calor, na zona afetada pelo calor e no cordão de soldadura. Durante os ensaios a linha de indentações ficou localizada aproximadamente no centro das amostras.

Numa fase final deste trabalho, decidiu-se realizar os tradicionais ensaios de dureza *Vickers*. Os ensaios realizados por nano indentação dão origem a valores de dureza com unidade Pascal devido à metodologia de cálculo seguida, portanto achou-se pertinente efetuar ensaios cujos resultados numéricos fossem mais intuitivos, como é o caso do ensaio de *Vickers*, onde a unidade utilizada é bem conhecida e amplamente utilizada. Para tal, utilizou-se a máquina Shimadzu HMV-2000 presente no laboratório do TEMA da Universidade de Aveiro e representada na Figura 3.51 (a).

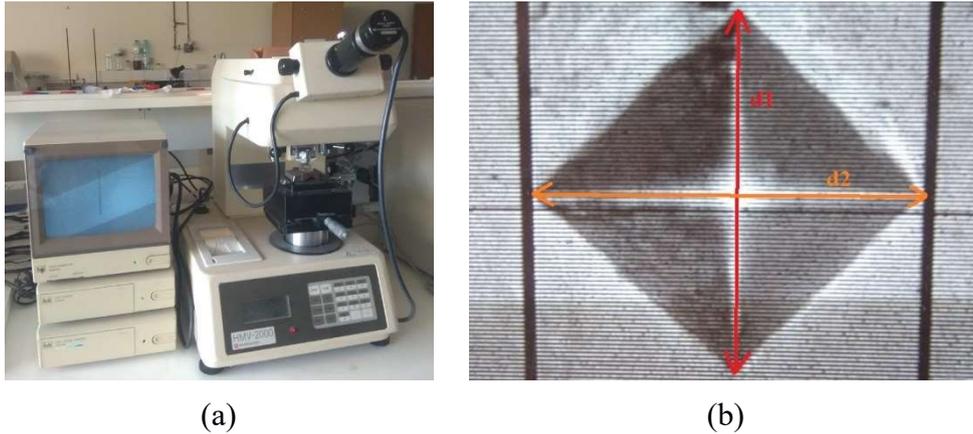


Figura 3.51-(a) Máquina Shimadzu HMV 2000. (b) Indentação de Vickers

A medição de microdurezas *Vickers* é determinada com base na força aplicada no indentador e pela deformação provocada na amostra pela penetração do mesmo [62]. O indentador de *Vickers* imprime a indentação ilustrada na Figura 3.51 (b), desta forma as diagonais d_1 e d_2 foram medidas utilizando o microscópio da máquina e após este processo a máquina calculou automaticamente as durezas de cada indentação pela Equação 9.

$$HV = 0,1891 \times \frac{F}{d^2}$$

Equação 9

HV – microdureza *Vickers*

F – Força aplicada

d – Média do comprimento das diagonais (d_1 e d_2 na Figura 3.51 (b))

Foram realizadas 15 indentações; 5 na região de material base da amostra 4, 5 no cordão de soldadura da amostra 4 e 5 no cordão de soldadura da amostra MA1. As indentações foram efetuadas em diferentes locais das regiões de análise, com o intuito de se obterem valores médios.

3.4 Análise XRD

Para a identificação das fases cristalinas do material base foi realizada uma análise XRD (*X-Ray Diffraction* – Difração de raios x). Para tal, utilizou-se a máquina Rigaku SmartLab X-Ray Diffractometer (Figura 3.52), recentemente adquirida e presente no laboratório do centro de tecnologia mecânica e automação da Universidade de Aveiro. É importante referir que as propriedades do material são resultado dos arranjos cristalinos, como tal achou-se pertinente este tipo de análise.



Figura 3.52-Máquina Rigaku SmartLab X-Ray Diffractometer

Na técnica XRD, coloca-se uma amostra no analisador de difração de raios x. A amostra é gradualmente rodada enquanto é bombardeada com raios x, produzindo um padrão de difração. Cerca de 95% dos materiais sólidos podem ser descritos como cristalinos. Quando os raios x interagem com uma substância cristalina (fase), obtém-se um padrão de difração. O padrão de difração de raios x de uma substância pura é, portanto, como uma impressão digital da substância. Através deste método torna-se possível identificar as fases cristalinas do aço Gen3 980T [63].

Relativamente às amostras para análise, nenhuma preparação em específico foi necessária. Foram analisadas 2 amostras com dimensões diferentes. Inicialmente cortou-se uma pequena amostra com 5 mm de comprimento, 5 mm de largura e 1,59 mm de espessura na máquina de corte abrasivo com lubrificação Struers Labotom. Após o corte a amostra foi lavada com álcool etílico para remover eventuais oleosidades provenientes da lubrificação. Após a lavagem, a amostra encontra-se pronta para ser analisada pela máquina. A segunda amostra apresenta dimensões superiores, nomeadamente 25 mm de comprimento, 14 mm de largura e 1,59 mm de espessura, o mesmo procedimento de preparação foi seguido.

Finalizada a análise XRD é necessário cruzar os padrões de difração obtidos com as bases de dados existentes a fim de identificar as fases constituintes, no entanto, à data da realização dos ensaios as bases de dados ainda não se encontravam disponíveis, portanto no Capítulo 4.4 os resultados obtidos são comparados com alguns artigos científicos para se identificarem as fases.

4 Resultados

Neste capítulo são apresentados e analisados os resultados obtidos através do procedimento anteriormente descrito. Com início nos ensaios de tração e fim na análise XRD, este capítulo servirá para a obtenção e consolidação das conclusões da presente dissertação.

4.1 Ensaios de tração

4.1.1 Material base

Foram ensaiados cinco provetes de material base nas mesmas condições utilizando a máquina Shimadzu 100 kN e o Aramis. Seguidamente, apresentam-se os resultados de um ensaio. As curvas obtidas para os restantes ensaios encontram-se no Anexo 5.

O provete, com 9,65 mm de largura e 1,58 mm de espessura, foi ensaiado até à rotura e encontra-se representado na Figura 4.1. Após o tratamento de dados foi possível traçar a curva de tensão deformação nominal apresentada no Gráfico 4.1.



Figura 4.1-Provete de material base tracionado até à rotura

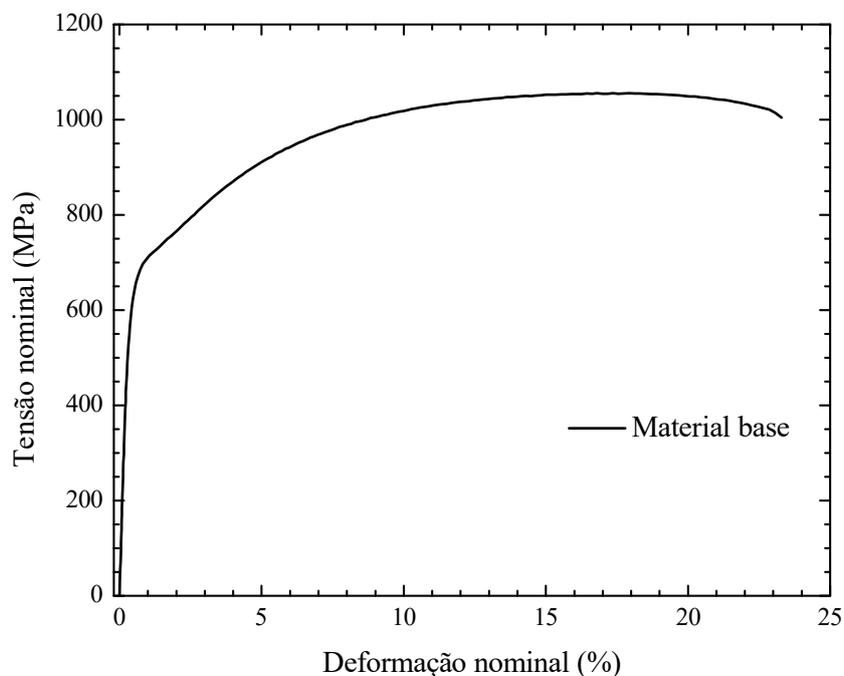


Gráfico 4.1-Curva tensão deformação nominal para o material base

Deste gráfico foram extraídas as principais propriedades mecânicas deste novo material. Na Tabela 4.1 são comparadas as propriedades nominais obtidas com as fornecidas pelo fabricante em [36].

Tabela 4.1-Propriedades divulgadas pelo fabricante e obtidas experimentalmente

	Direção de laminagem	Tensão de cedência [MPa]	Tensão de rotura [MPa]	Deformação máxima [%]	Módulo de Young [GPa]	Coefficiente de Poisson
Fabricante do Gen3 980T		640	1020	23%	-	-
Resultados obtidos (ISO 6892-1:2016)	Longitudinal à tração	642	1055	23,27%	197	0,28

Da tabela anterior pode-se dizer que os valores obtidos para a tensão de cedência, a tensão de rotura e para a deformação máxima se aproximam bastante dos divulgados pelo fabricante. Efetuou-se também o cálculo do módulo de Young e do coeficiente de Poisson. Uma vez que o fabricante nada diz acerca destas propriedades mecânicas, os resultados obtidos não podem ser comparados. No entanto, pode-se afirmar que 197 GPa para o módulo de Young e 0,28 para o coeficiente de Poisson são valores que fazem todo o sentido, pois estamos perante um aço.

Comparando a curva do Gráfico 4.1 com a curva referente ao aço 980 XG3 da Figura 2.26, é possível concluir que as tendências gráficas são iguais. Desta forma, pode-se dizer que este ensaio de tração veio consolidar as propriedades mecânicas surpreendentes do aço Gen3 980T e demonstrar que o mesmo apresenta um comportamento mecânico semelhante ao do 980 XG3. O facto deste material suportar tensões na ordem dos 1000 MPa e deformar-se bastante até à rotura, quando comparado, por exemplo a um DP 1000 é deveras interessante.

4.1.2 Amostras sem material de adição

4.1.2.1 Amostras 1 a 5

Numa primeira análise, recorrendo à Shimadzu de 50 kN tracionaram-se as amostras soldadas 1, 2, 3, 4 e 5. Na Figura 4.2 encontram-se os provetes após os ensaios de tração. Pode-se concluir que apenas as amostras 2 e 5 apresentam rotura pelo cordão de soldadura. No que diz respeito às amostras 1, 3 e 4 a rotura não ocorreu no cordão.

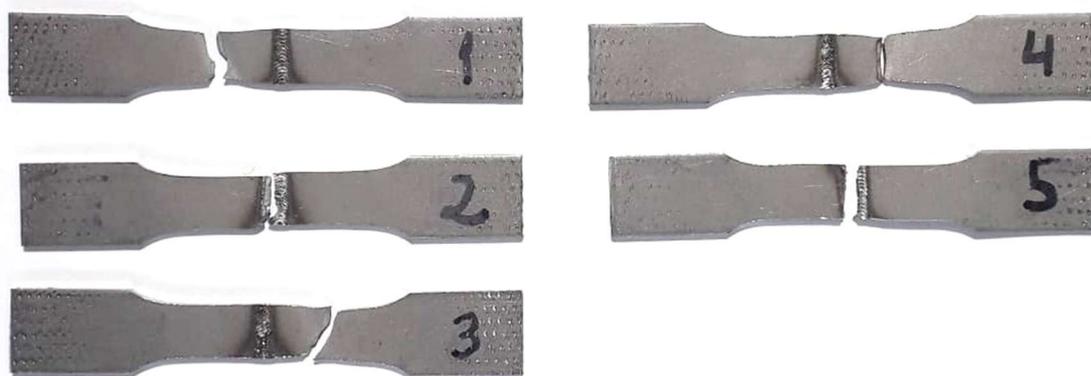


Figura 4.2-Provetes após a tração na Shimadzu 50 kN

De acordo com [16], a penetração da soldadura pode ser estimada pela equação seguinte:

$$h = k \times \frac{P_{med}}{v \times D} \quad \text{Equação 10}$$

Onde k , v , P_{med} , e D são a constante do material, velocidade de soldadura, potência média do laser e diâmetro do cordão, respectivamente. A Equação 10 mostra que a penetração da soldadura depende da relação P_{med}/vD , conhecida como densidade energética E_D , [20].

A densidade energética é dada pela seguinte equação:

$$E_D = \frac{P_{med}}{v \times D} = \frac{E_P}{D^2 \times O} \quad \text{Equação 11}$$

Onde E_P é a energia do pulso e O a sobreposição.

Na Tabela 4.2 apresentam-se os valores de densidade energética calculados para as amostras a partir dos parâmetros da Tabela 3.3.

Tabela 4.2-Avaliação da penetração da soldadura utilizando a densidade energética

E_D [J/mm ²]	Amostra				
	1	2	3	4	5
	108	151	145	139	96

Existe um valor ótimo para E_D que corresponde a parâmetros de soldadura ideais. Se o valor obtido for menor que o ótimo, a penetração é parcial, e se o valor obtido for superior ao valor ótimo, poderão aparecer alguns defeitos de soldadura, tais como salpicos e porosidade. Da Tabela 4.2 pode-se dizer que a amostra 5 apresenta o valor mais baixo de entre os casos estudados, enquanto que a amostra 2 corresponde ao maior valor de densidade energética. Em ambos os casos as amostras acabaram por partir na região do cordão de soldadura. Na Tabela 4.3 é possível observar que para a amostra 2 o cordão de soldadura apresenta bastantes irregularidades e salpicos, quando comparado aos restantes.

Amostra	Sentido da soldadura →	
	Parte superior	Raiz da soldadura
1		
2		
3		
4		
5		

Tabela 4.3-Aspetto dos cordões de soldadura antes dos ensaios de tração

Apesar da amostra 3 não ter partido pelo cordão de soldadura, a qualidade visual da soldadura foi comprometida como visível na Tabela 4.3. Comparando o cordão de soldadura da amostra 3 com os cordões das amostras 1 e 4, é possível dizer que a amostra 3 apresenta bastantes irregularidades e salpicos. Por esta razão, as amostras 1 e 4 foram selecionadas para uma análise mais detalhada.

Pode-se dizer que a retificação, apesar de ser pertinente e importante para corrigir variações de espessura no cordão de soldadura, no caso das amostras 1, 3 e 4 não teve influência. Quanto às amostras 2 e 5 estas variações de espessura no cordão poderão ser uma das causas da rotura pela região soldada.

Numa fase mais avançada deste trabalho, recorrendo à Shimadzu de 100 kN e ao Aramis ensaiaram-se os provetes da Tabela 4.4. Nesta tabela encontram-se as dimensões dos provetes, bem como a sua área de secção. Os provetes 1.1 e 1.2 correspondem à amostra 1, enquanto que o provete 4.1 refere-se à amostra 4.

Tabela 4.4-Dimensões dos provetes tracionados 1.1, 1.2 e 4.1

Provete	Retificação	Espessura [mm]	Largura [mm]	Secção [mm ²]
1.1		1,59	9,62	15,247
1.2	Não	1,57	9,66	15,1662
4.1		1,58	9,63	15,2154

Na Figura 4.3 estão representados os provetes após o ensaio. É visível que os provetes 4.1 e 1.2 não apresentam fratura pelo cordão de soldadura. A máquina não ensaiou o provete 1.1 até à fratura total, mas é bem visível em detalhe que a fratura total, a ocorrer, seria pelo cordão.

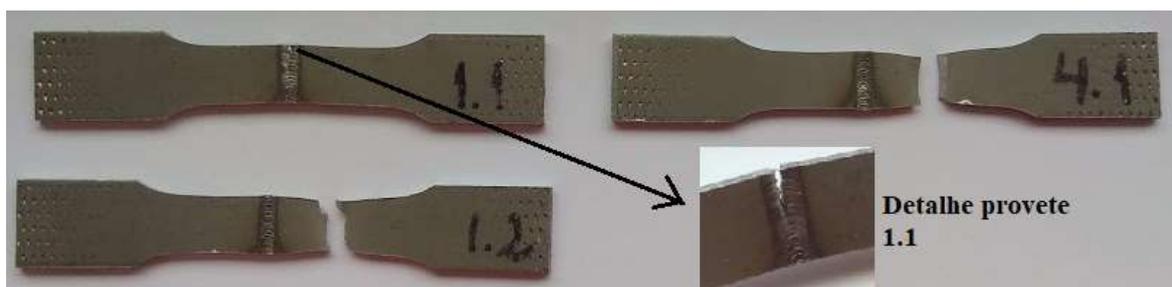


Figura 4.3-Provetes após a tração na Shimadzu 100 kN utilizando o Aramis

A Figura 4.4 mostra as deformações reais ao longo do eixo de tração (y) no *stage* exatamente anterior à rotura. Estas deformações são calculadas em relação ao *stage* 0 e encontram-se ilustradas num gradiente de cores com escala definida em percentagem.

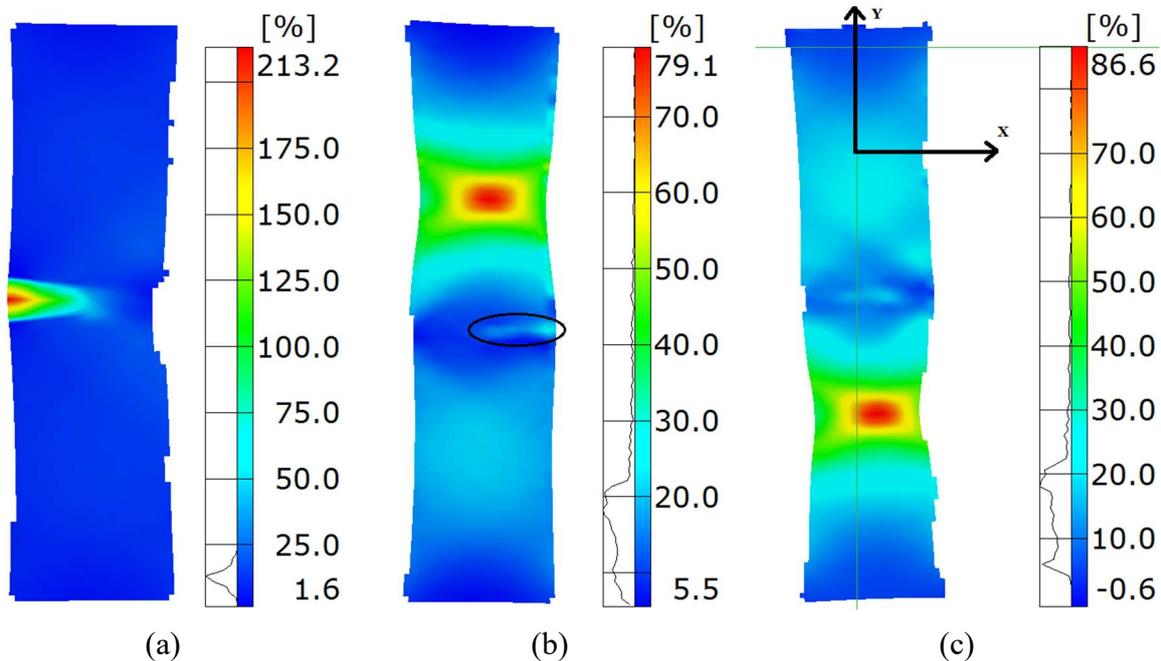


Figura 4.4-Deformações obtidas pelo Aramis. (a) Provete 1.1. (b) Provete (1.2). (c) Provete 4.1

Para o provete 1.1 a imagem do Aramis mostra o início da fratura pelo cordão de soldadura. As cores vermelho, amarelo e verde significam deformações elevadas na zona do cordão. A causa da rotura está relacionada com a não uniformidade de penetração ao longo do cordão de soldadura. Na Figura 4.5 é possível visualizar os pontos de início e fim da soldadura da amostra 1, de onde se conclui que no ponto inicial (A) não existe penetração total, contrastando com o ponto final (B) onde se vê penetração total. Aquando da maquinagem sob a forma de provete são retirados 2,25 mm de largura em cada lado do cordão (recordar Figura 3.34-Geometria dos provetes para os ensaios de tração), no entanto, para a amostra 1 esta variação de dimensão não foi suficiente para alcançar a zona de penetração total. Recordar-se que quando a penetração não é total ao longo do cordão, esta tende a aumentar com o desenrolar da soldadura.

Para o provete 1.2 é visível que o mesmo iria partir fora do cordão e da ZAC, o que aconteceu na realidade, no entanto é notório que na zona do cordão de soldadura existe uma região (assinalada a preto na Figura 4.4 (b)) onde a deformação é superior, comparativamente à restante área do cordão. Esta região, com a forma de entalhe, poderá traduzir-se numa zona propícia à rotura, como ocorrido em 1.1.

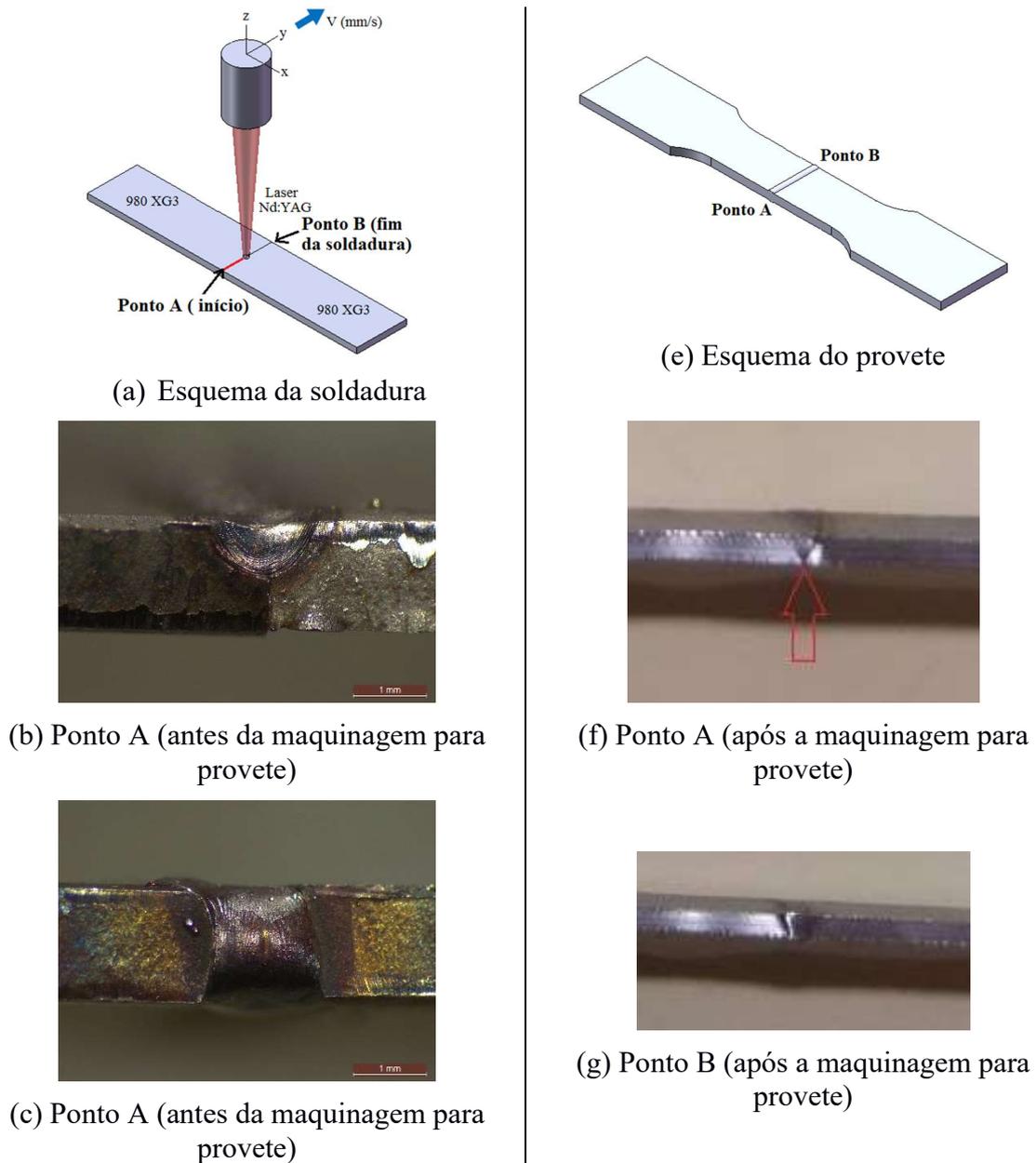


Figura 4.5-Imagens relativas à penetração no início e no fim da soldadura da amostra 1

Da Figura 4.4 (c) conclui-se que o provete não partiria nem pelo cordão nem pela ZAC, o que aconteceu na realidade, como retratado na Figura 4.3. Para além disto, são visíveis deformações reduzidas e geometricamente regulares na zona do cordão de soldadura, contrastando com o que aconteceu no cordão do provete 1.2.

No Gráfico 4.2 apresentam-se as curvas tensão deformação reais para o material base e para as amostras 4.1 e 1.2. Com esta análise gráfica é pretendido comparar as propriedades mecânicas das amostras soldadas com o material base.

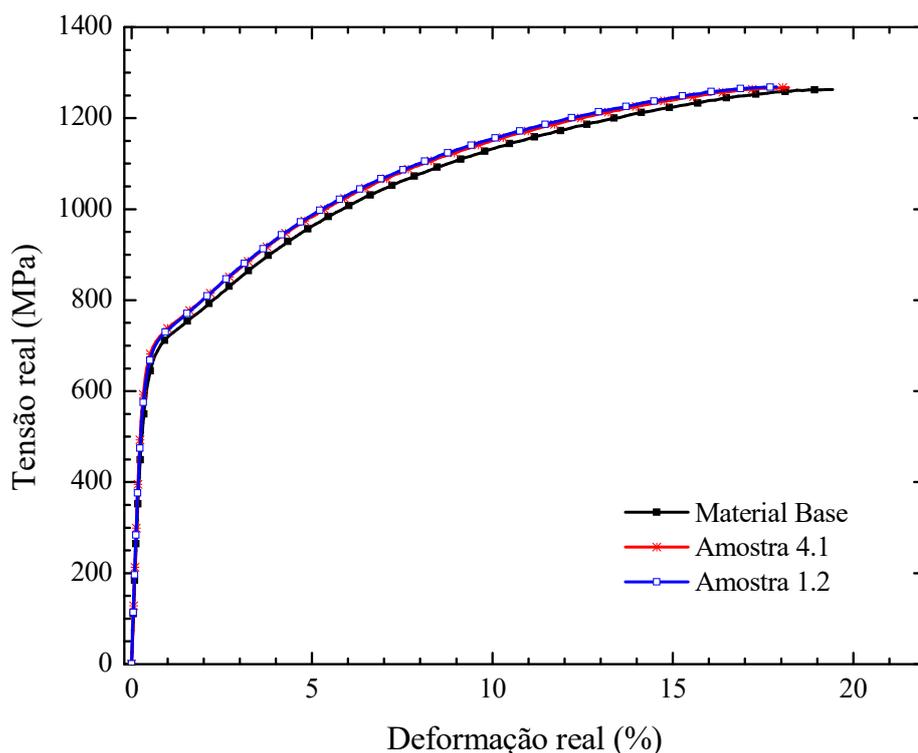


Gráfico 4.2- Curvas tensão deformação reais para o material base e para as amostras 4.1 e 1.2

Do gráfico anterior é possível dizer que todas as curvas apresentam o mesmo comportamento. Talvez a diferença mais notória seja a deformação final. Observa-se que ambos os provetes soldados apresentam valores de deformação final inferiores ao provete de material base. Este resultado seria de esperar, pois a região soldada, teoricamente, apresenta deformações bastantes reduzidas e como o vídeo extensómetro utilizado tem em conta essa região, serão obtidas deformações inferiores. Basta recordar a Figura 4.4 onde facilmente se confirma que na região dos cordões de soldadura as deformações foram reduzidas, enquanto que na Figura 4.6, representativa do material base, não existindo cordão há um volume maior que se deforma permitindo que a deformação final seja superior e mais uniforme ao longo do provete. As deformações reduzidas na zona soldada estão relacionadas com o aumento da dureza nesta região, a verificar no Capítulo 4.3.

O Gráfico 4.3 é uma amplificação do Gráfico 4.2, onde se confirma que as curvas para os provetes soldados se encontram ligeiramente deslocadas para cima, o que significa que, para valores iguais de deformação os provetes soldados são sujeitos a tensões superiores. Este facto está mais uma vez relacionado com as propriedades mecânicas da região soldada. Teoricamente esta região apresenta uma rigidez elevada, ou seja, para se deformar necessitará de tensões superiores relativamente ao material base. Desta forma, resultaram também módulos de Young superiores na ordem dos 20 GPa para as amostras soldadas. No Gráfico 4.3 é claramente visível que o declive do regime elástico dos provetes soldados é superior. É ainda de referir que, naturalmente, também se pode fazer a análise pelo lado da deformação e dizer que as curvas dos provetes soldados estão ligeiramente deslocadas para a esquerda, em relação à curva do material base. De facto, para uma força de tração igual, os provetes soldados obviamente deformam-se menos.

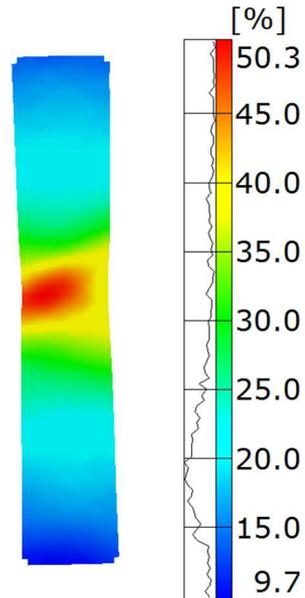


Figura 4.6-Deformações, em Y, obtidas pelo Aramis para o provete de material base

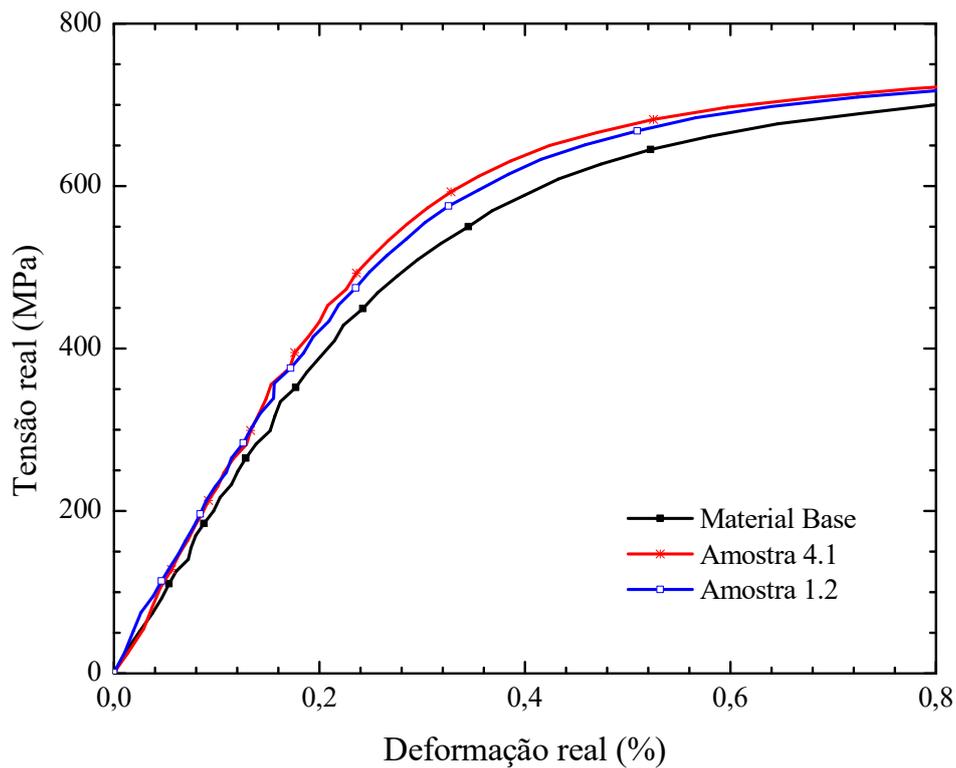


Gráfico 4.3-Ampliação do Gráfico 4.2

Das análises gráficas e pelas imagens do Aramis é possível dizer que, de entre as cinco amostras soldadas, a amostra 4 destaca-se pela positiva. Esta amostra não rompeu pelo cordão, apresenta uma deformação final próxima do material base (ver Gráfico 4.4) e teve ainda penetração total como mostra a Figura 4.7.

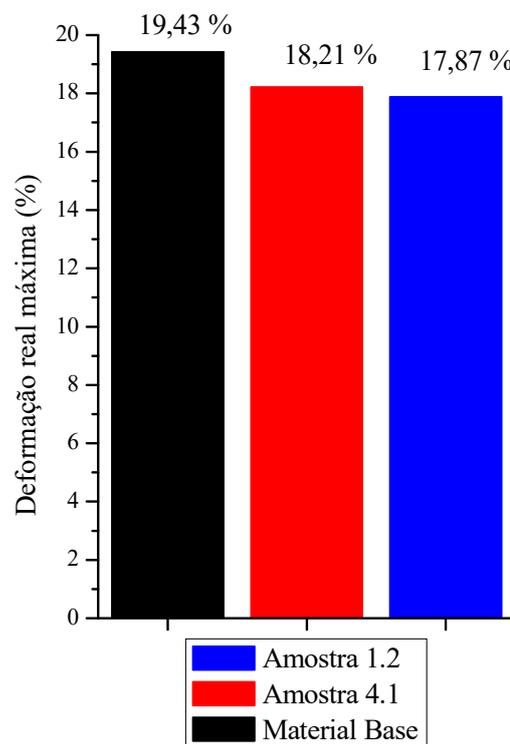


Gráfico 4.4-Deformações máximas reais



Figura 4.7-Foto da raiz de soldadura da amostra 4. Ampliação 16× no estereomicroscópio Leica EZ4W

Para conferir a viabilidade dos parâmetros de soldadura utilizados para a amostra 4 foram realizados mais dois ensaios de tração utilizando a Shimadzu de 100 kN. As novas amostras, 4.2 e 4.3, foram tracionadas até à rotura como se vê na Figura 4.8. Desta figura é também visível que os provetes partiram numa região distante do cordão de soldadura.



Figura 4.8-Amostras 4.2 e 4.3 após os ensaios de tração

De todas as análises previamente apresentadas, é possível concluir que os parâmetros laser utilizados para soldar a amostra 4 conferem uma boa soldadura à chapa de 1,59 mm do recente aço de terceira geração Gen3 980T.

4.1.2.2 Amostra 2L

Recorrendo à Shimadzu de 100 kN e ao Aramis ensaiou-se o provete cuja informação consta da Tabela 4.5.

Tabela 4.5- Dimensão do provete 2L

Provete	Retificação	Espessura [mm]	Largura [mm]	Secção [mm ²]
2L	Não	1,59	9,65	15,3435

Na Figura 4.9 (a) apresenta-se o provete após o ensaio, de onde se conclui que a rotura não se deu pelo cordão de soldadura. Na Figura 4.9 (b) são visíveis as deformações no momento anterior à rotura do provete, da análise desta figura pode-se concluir que as deformações na região do cordão e da ZAC são muito reduzidas, contrariamente ao que aconteceu na zona de rotura.

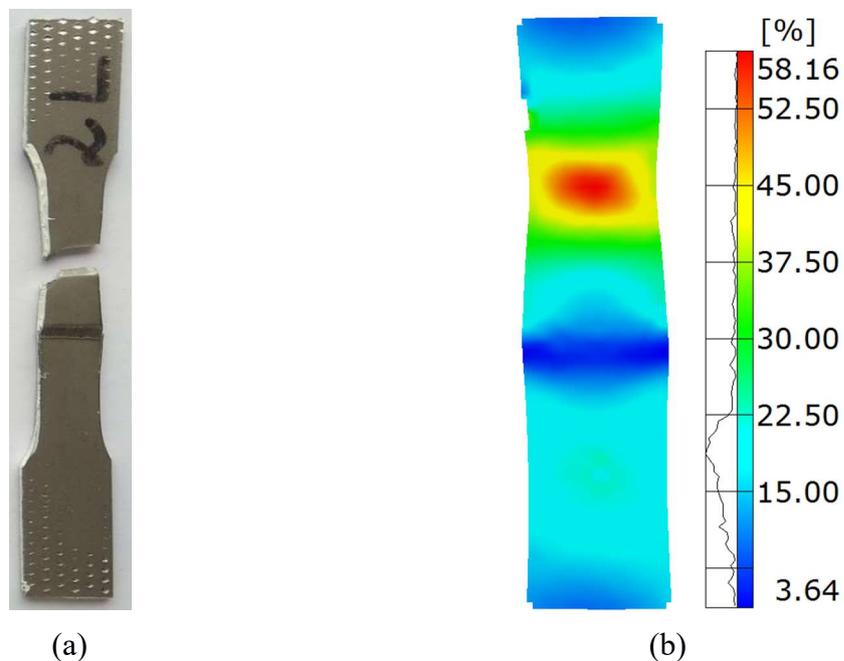


Figura 4.9-(a) Provete 2L tracionado até à rotura. (b) Deformações, em y, para a amostra 2L

No Gráfico 4.5 apresenta-se a curva de tensão deformação obtida para a amostra 2L sobreposta às curvas do material base e da amostra 4.1.

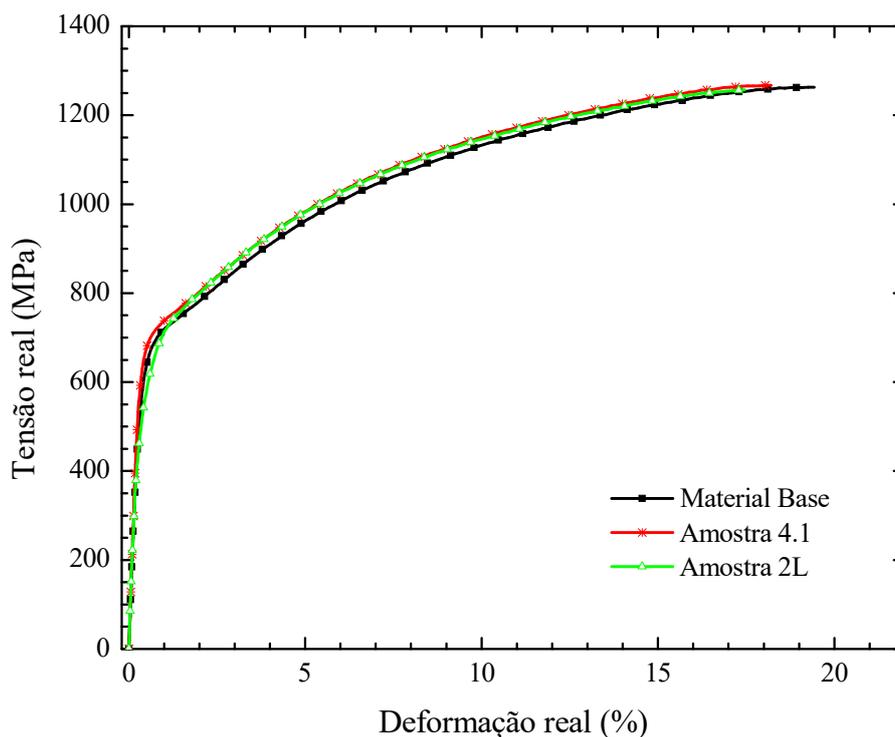


Gráfico 4.5-Curvas tensão deformação reais para o material base, 4.1 e 2L

Pode-se dizer que as curvas dos três ensaios apresentam um comportamento semelhante, no entanto, na região de transição entre o regime elástico e plástico é notório que a curva da amostra 2L se afasta ligeiramente das tendências descritas pelas curvas do material base e da amostra 4. Nesta zona, a curva da amostra 2L encontra-se ligeiramente abaixo das restantes, este facto poderá ser consequência da realização do passe de confirmação. Inicialmente efetuou-se um passe superior, seguidamente, passado um curto período foi efetuado o segundo passe sobre a raiz da soldadura inicial. Este seguimento de ações pode ser comparado a dois tratamentos térmicos, uma têmpera seguida de um revenido, como tal é esperado que a zona soldada do provete 2L apresente características mecânicas distintas da zona soldada relativa ao provete 4, onde apenas se pode comparar o único passe de soldadura a uma têmpera.

É importante referir que apesar de terem sido efetuados dois passes de soldadura a energia envolvida em cada um dos mesmos foi consideravelmente inferior à utilizada para soldar a amostra 4. Esta diferença energética poderá também ser responsável pelo facto mencionado anteriormente.

Também é possível visualizar no Gráfico 4.5 que a deformação total do provete 2L (17,47 %) é ligeiramente inferior à apresentada pelo provete 4 e no que diz respeito às tensões de rotura foram obtidos resultados muito semelhantes.

Por fim, pode-se dizer que a soldadura pelos dois lados utilizando os parâmetros da Tabela 3.7 é uma boa alternativa no caso de se quererem soldaduras com aspeto visual apelativo. Olhando para a Figura 3.27 e para a Figura 4.10 é visível a redução de irregularidades e salpicos no cordão de soldadura.

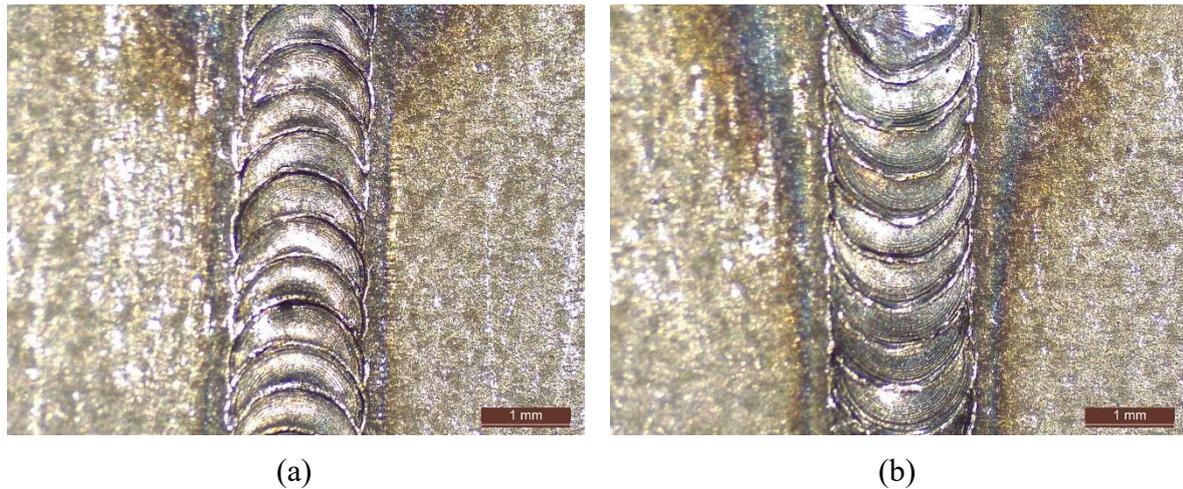


Figura 4.10 -Fotos do cordão superior (a) e do cordão inferior (b) da amostra 2L. Ampliação 16× no estereomicroscópio Leica EZ4W

4.1.2.3 Amostra 4 s/GP

Recorrendo à Shimadzu de 100 kN e ao Aramis ensaiou-se o provete cuja informação consta da Tabela 4.6.

Tabela 4.6- Dimensão do provete 4 s/GP

Provete	Retificação	Espessura [mm]	Largura [mm]	Secção [mm ²]
4 s/GP	Não	1,58	9,62	15,1996

Na Figura 4.11 (a) apresenta-se o provete 4 s/GP após o ensaio. É visível que este partiu pelo cordão de soldadura. Na Figura 4.11 (b) são visíveis as deformações obtidas pelo Aramis.

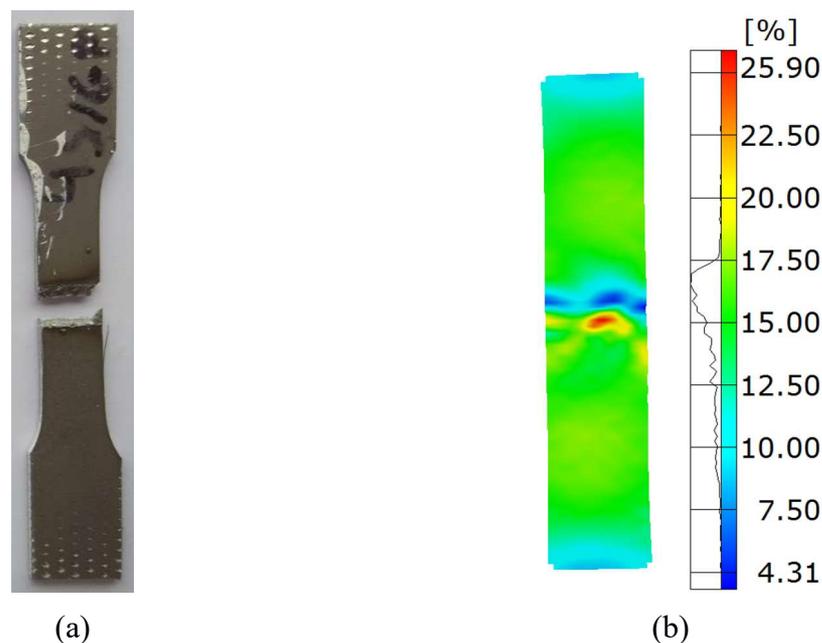


Figura 4.11-(a) Provete 4s/GP tracionado até à rotura. (b) Deformações, em y, para a amostra 4s/GP

A zona por onde a amostra partiu foi observada no estereomicroscópio Leica. Através desta ferramenta foi obtida a Figura 4.12.

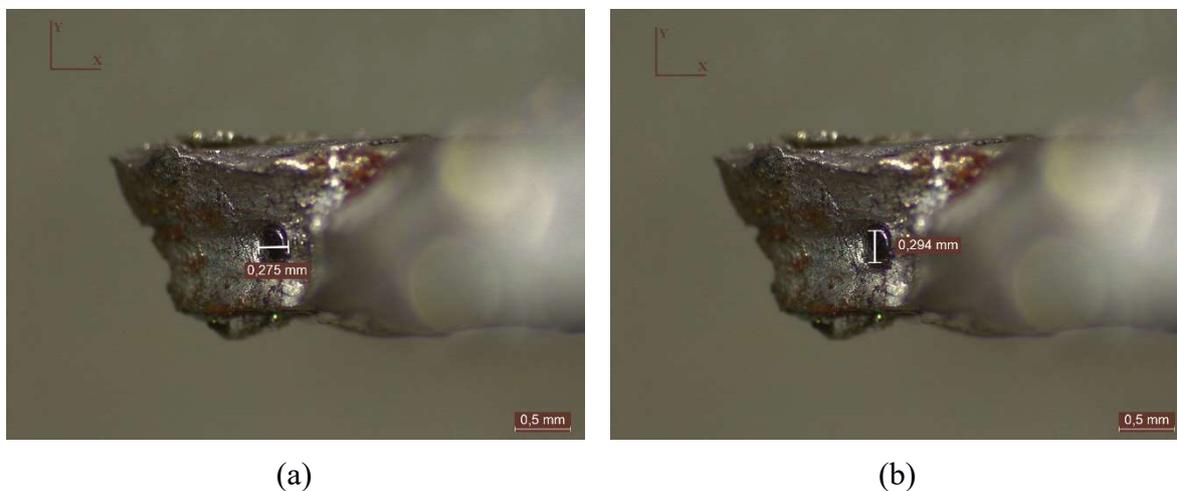


Figura 4.12-Fotos da zona de rotura do provete 4 s/GP. Ampliação 16x

A Figura 4.12 pode ser a justificação da rotura pelo cordão de soldadura. É visível um poro com dimensões consideráveis em X e Y, nomeadamente 0,275 mm em X e 0,294 mm em Y. A falta de uma atmosfera inerte é propícia à formação de poros provenientes de gases contaminantes e presentes no ar atmosférico. Posto isto, a rotura desta amostra poderá ter sido causada pelo poro assinalado.

Na Figura 4.11 (b) a área onde as deformações são maiores poderá coincidir com a localização do poro observado na Figura 4.12, como tal, este é mais um indicador de que a fratura pelo cordão poderá ter sido causada pela existência do poro.

4.1.3 Amostras com material de adição

Recorrendo ao Aramis e à Shimadzu de 100 kN foram tracionadas as amostras MA1, MA2, MA3, MA4, MA5, MA8 e MA9. Na Figura 4.13 apresentam-se os provetes após os ensaios. Todas as amostras partiram pelo cordão de soldadura. A rotura da amostra MA5 teve início no cordão e propagou-se pela ZAC, como mostra o “Detalhe de MA5”.



Figura 4.13- Provetes MA1, MA2, MA3, MA4, MA5, MA8 e MA9 após a tração na Shimadzu 100 kN utilizando o Aramis

Para se tentar perceber a causa destas falhas, recorreu-se às imagens do Aramis apresentadas na Figura 4.14.

Para MA1, MA2, MA3 e MA4 é possível observar que no momento anterior à rotura todos os cordões de soldadura apresentam deformações bastante reduzidas. Posto isto, tudo indica que se tratam de roturas frágeis, o que seria de esperar pois o metal de adição utilizado apresenta propriedades de dureza elevadas destinadas a outro tipo de solicitações mecânicas, como por exemplo a compressão em processos de estampagem. A rotura destas amostras foi diferente da rotura da amostra 1.1 (ver Figura 4.4 (a)), onde a rotura não foi frágil sendo causada por falta de penetração no cordão.

Relativamente à amostra MA5 é possível confirmar que a rotura teve início pelo cordão de soldadura e propagou-se pela zona termicamente afetada. Este acontecimento faz todo o sentido, pois para a soldadura desta amostra foram efetuados três passes superiores e inferiores, ou seja, esta amostra foi sujeita a bastantes ciclos de aquecimento e arrefecimento. Estes ciclos podem ser aproximados a têmperas e revenidos que foram alterando a microestrutura da zona termicamente afetada conferindo propriedades mecânicas diferentes nesta zona do provete.

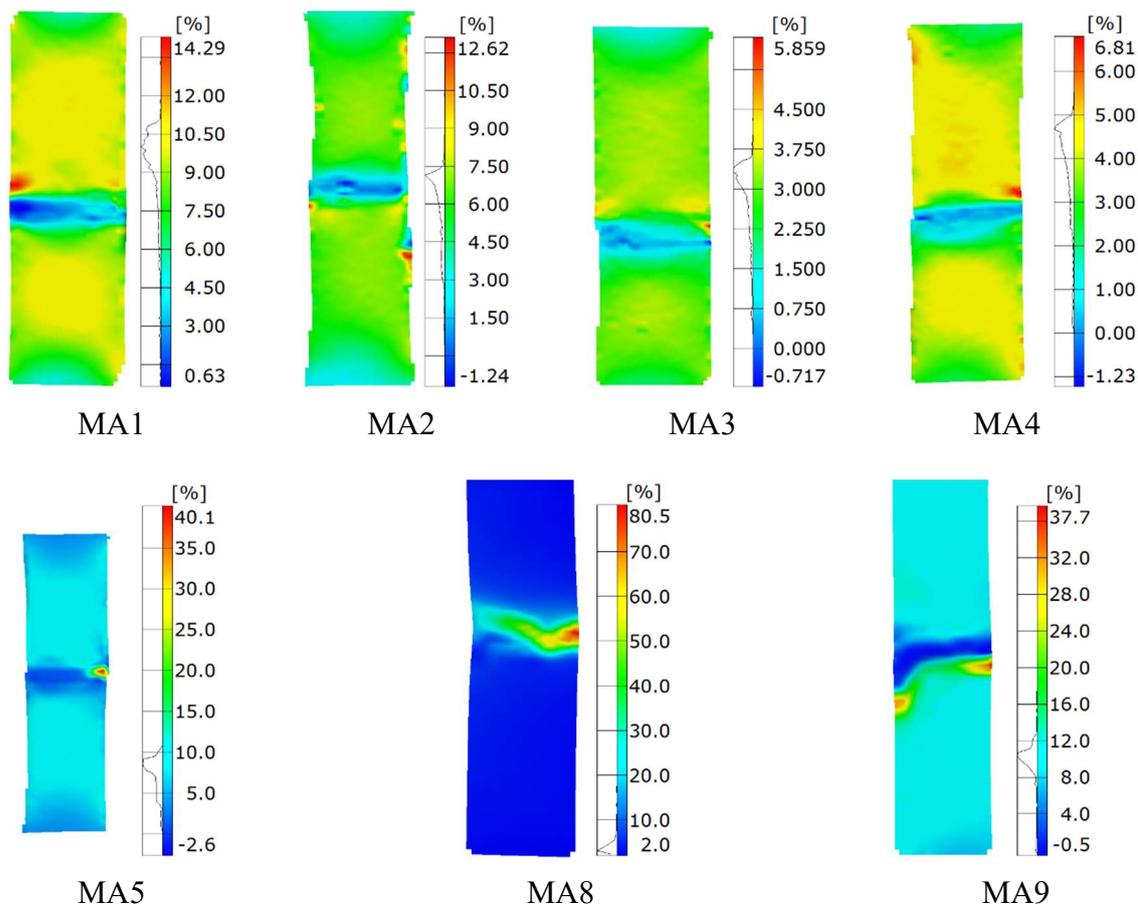


Figura 4.14-Deformações, em y, no stage anterior à rotura das amostras MA1, MA2, MA3, MA4, MA5, MA8 e MA9

Pode-se também dizer que mesmo havendo sobre espessura em MA4 a rotura ocorreu pelo cordão de soldadura. No que diz respeito ao provete MA5 a sobre espessura era superior, este facto também poderá ter contribuído para que a propagação da rotura se desse pela zona termicamente afetada.

Quanto às amostras MA8 e MA9 as imagens do Aramis traduzem uma rotura causada por falta de penetração total. Estes resultados seriam de esperar, basta recordar a Figura 3.23 (b).

Para finalizar este tópico, ensaiou-se a amostra MA10 na Shimadzu 100 kN. Na Figura 4.15 é possível observar o provete após o ensaio. Conclui-se que a rotura ocorreu fora da soldadura, posto isto, pode-se dizer que o procedimento seguido para a soldadura da amostra MA10 permitiu atingir um cordão de soldadura com resistência mecânica superior à do material base.



Figura 4.15-Provete MA10 após o ensaio na Shimadzu de 100 kN

As dificuldades técnicas relativas às soldaduras das amostras MA6, MA7, MA8 e MA9 relatadas no procedimento experimental não permitiram obter conclusões, no que diz respeito à utilização de material de adição igual ao material base. A amostra MA10 veio mostrar que existe margem de viabilidade para a soldadura do aço Gen3 980T utilizando o mesmo como material de adição. Para mais conclusões, idealmente, seria necessário aço Gen3 980T na forma de fio de 0,5 mm de diâmetro.

4.2 Microestruturas

Utilizando o microscópio ótico Nikon eclipse LV150 e a câmara BRESSER MikroCam II 12MP não se conseguiu obter boas imagens. Na Figura 4.16 encontra-se representada a imagem obtida para uma zona longe da soldadura, ou seja, o material base. Pode-se dizer que o grão do material não é perceptível na ampliação máxima utilizada (500x), este facto poderá estar relacionado com o tamanho do grão do material em estudo, ou com o ataque químico realizado. A obtenção de boas imagens microestruturais torna-se um processo difícil e moroso utilizando o microscópio ótico, como tal, dada a disponibilidade do novo microscópio eletrónico de varrimento Hitachi TM4000Plus, avançou-se para a análise recorrendo a esta ferramenta.

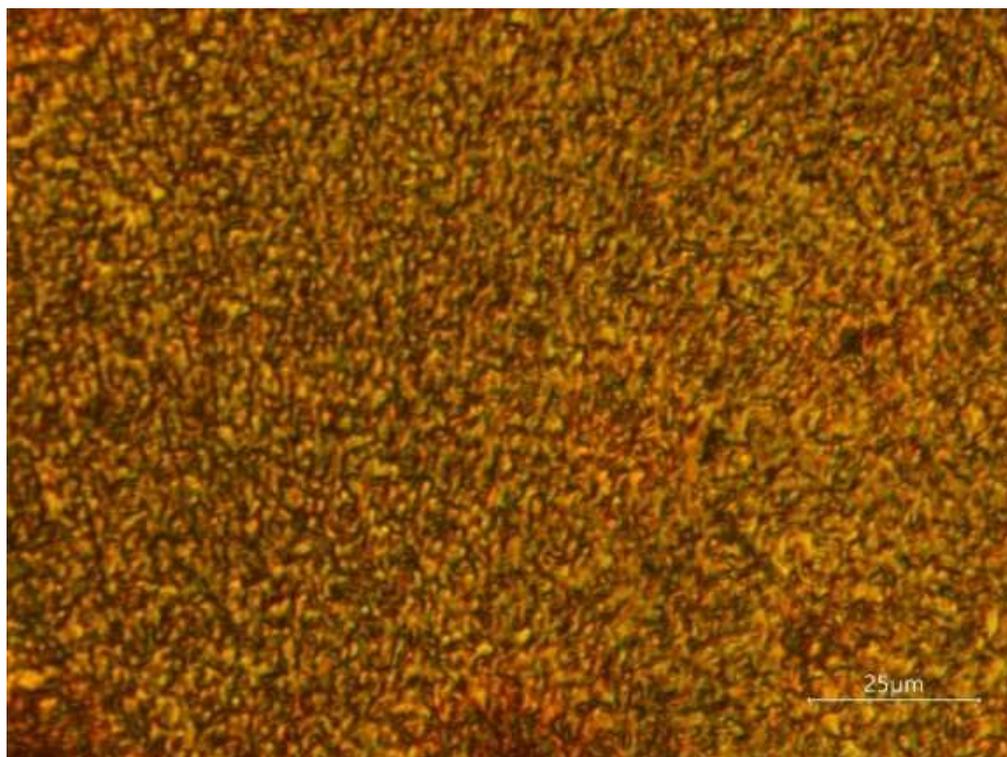


Figura 4.16-Imagem obtida no microscópio ótico.

Com a utilização do microscópio eletrónico foi possível obter boas imagens da microestrutura do material base e das regiões de soldadura das amostras 4 e 2L. Como já referido no procedimento experimental, efetuaram-se uma série de tentativas de ataque químico, a qualidade destas imagens é fruto da utilização da solução de nital 5% e 4 segundos de ataque.

4.2.1 Material base

Antes de se conhecer a microestrutura da região soldada é indispensável ter em conta a microestrutura do material base, para tal efetuou-se a análise numa região distante da soldadura da amostra 2L que se encontra identificada a verde na Figura 4.17.

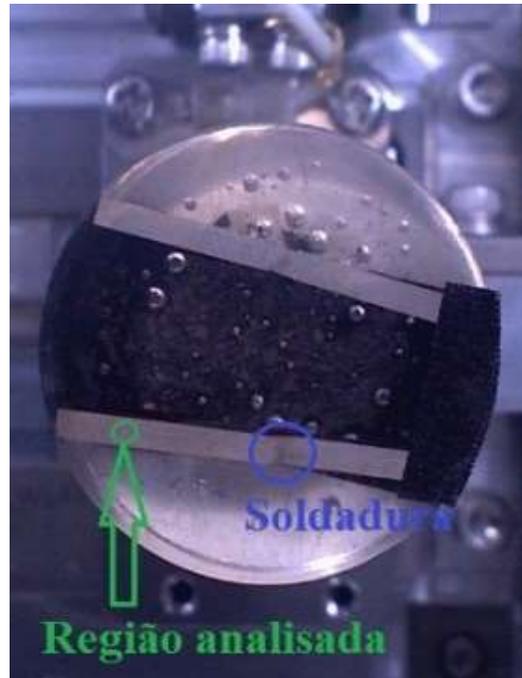


Figura 4.17-Região de material base analisada

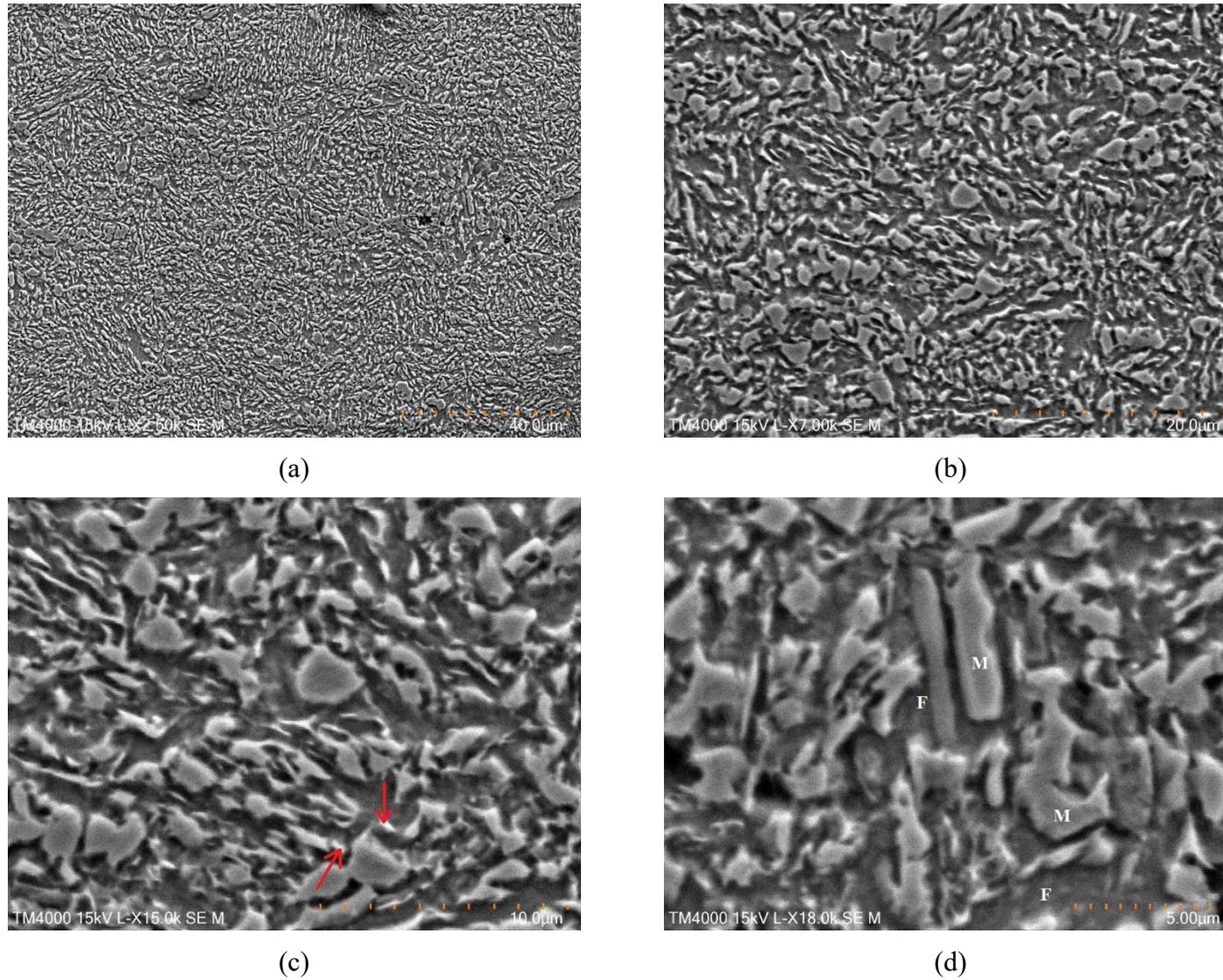


Figura 4.18-Microestrutura do material base obtida por SEM a diferentes ampliações: (a) 2500x; (b) 7000x; (c) 15000x; (d) 18000x

Desta região foram obtidas as imagens (a), (b), (c) e (d) da Figura 4.18 com diferentes ampliações. Analisando as mesmas facilmente se conclui que o grão deste material assume tamanhos que podem variar entre 5 e 1 micrómetros. Posto isto, é possível dizer que o tamanho do grão influenciou a obtenção de boas imagens utilizando o microscópio ótico. É importante referir que o valor em micrómetros apresentado na escala das imagens refere-se à distância entre o traço extremo esquerdo e o traço extremo direito representados a cor de laranja.

Nas imagens da Figura 4.18 facilmente se identificam duas fases, ferrite e martensite, identificadas com as letras F e M, respetivamente, na imagem (d). A Ferrite apresenta tons escuros e circunda a Martensite que apresenta tons claros. É notória que a Martensite apresenta relevo relativamente à ferrite, isto porque aquando do ataque químico o nital tende a corroer mais facilmente a fase ferrítica revelando os contornos entre grão.

De acordo com o fabricante, o aço Gen3 980T, para além de Ferrite e Martensite apresenta também uma fase de Austenite [36]. Efetuou-se uma pesquisa relativa à microestrutura de alguns tipos de aços avançados de alta resistência e chegou-se à conclusão de que a microestrutura do presente material se assemelha bastante à apresentada nos seguintes artigos: [64], [65]. Em ambos os artigos são apresentadas microestruturas relativas a aços Q&P 980 (*Quenching and Partitioning* - têmpera e particionamento), este material apresenta propriedades semelhantes aos aços TRIP e Matlock e Speer propuseram o seu enquadramento nos aços avançados de alta resistência de terceira geração em [32]. Na Figura 4.19 apresenta-se uma imagem do artigo [64] referente à microestrutura de um aço Q&P.

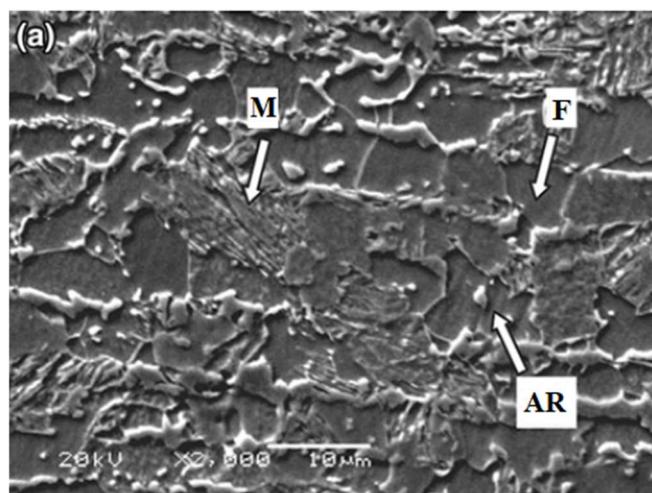


Figura 4.19-Microestrutura de um aço Q&P obtida por SEM. M martensite, F ferrite, AR austenite retida [64]

Comparando a Figura 4.19 com as imagens da Figura 4.18, apesar das resoluções das imagens serem diferentes, é possível observar semelhanças entre as microestruturas. Assinalou-se com uma seta vermelha na imagem (c) o que poderá ser austenite retida. Para uma análise rigorosa da fase austenítica recorreu-se à técnica de XRD (*X-Ray Diffraction* – Difração de raios x) cujos resultados serão apresentados no Capítulo 4.4.

Com o microscópio eletrônico de varrimento Hitachi TM4000Plus foi possível efetuar uma análise EDS (*Energy Dispersive Spectrometry* – Espectrometria de Energia Dispersiva) ao material base. Com esta ação pretendia-se determinar os constituintes químicos do material em estudo, pois nenhuma informação relativa a este tópico foi disponibilizada pelo fabricante. É sabido que os compostos químicos dos materiais influenciam a sua soldabilidade, como tal achou-se pertinente esta análise.

Na Figura 4.20 mostram-se os espectros EDS da região de material base analisada. Cada elemento químico tem uma energia associada em keV e quanto maior o número de colisões por eV, maior será a sua presença na região em análise.

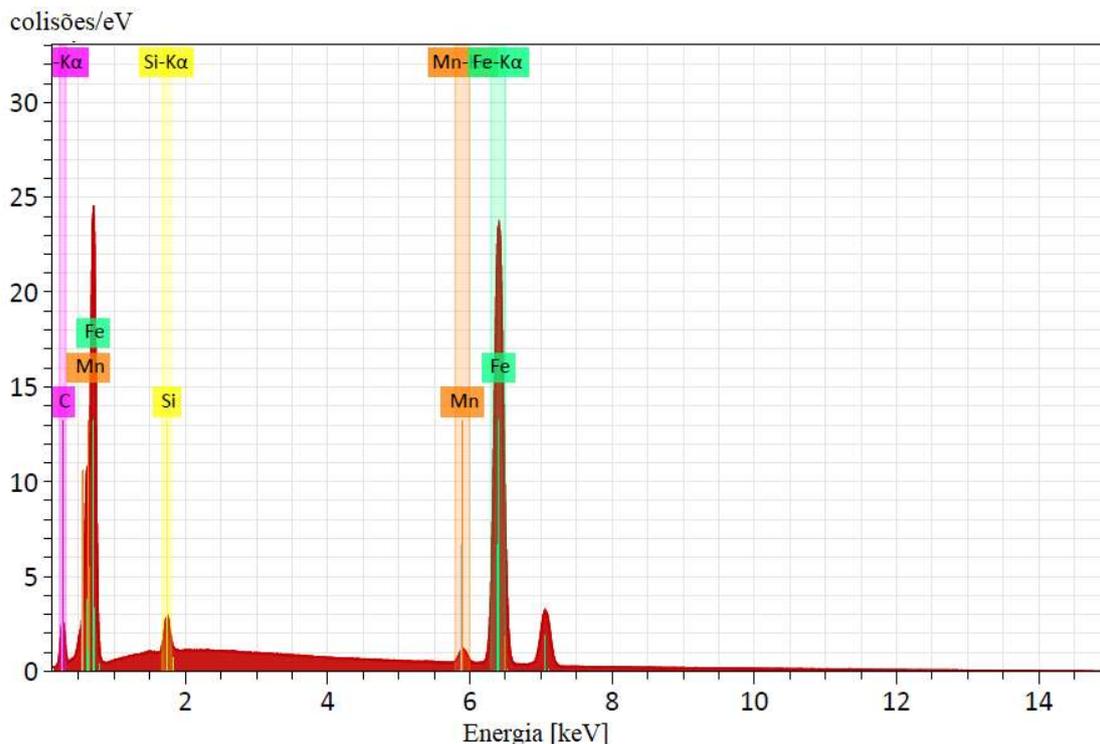


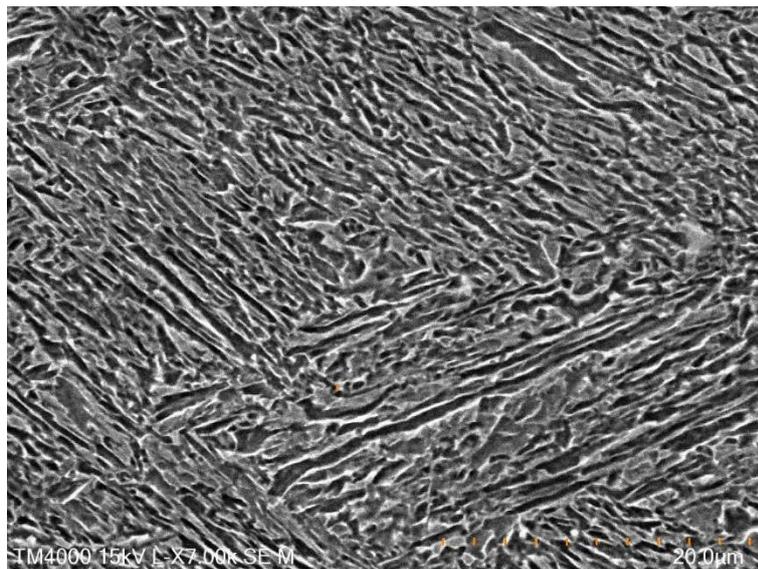
Figura 4.20-Espectros EDS do material base

Da Figura 4.20 conclui-se que o aço Gen3 980T é constituído por Ferro, Carbono, Manganês e Silício. Mesmo não havendo base de comparação para o material em estudo, pode-se dizer que os resultados obtidos fazem sentido, pois é frequente encontrar os elementos detetados em aços avançados de alta resistência.

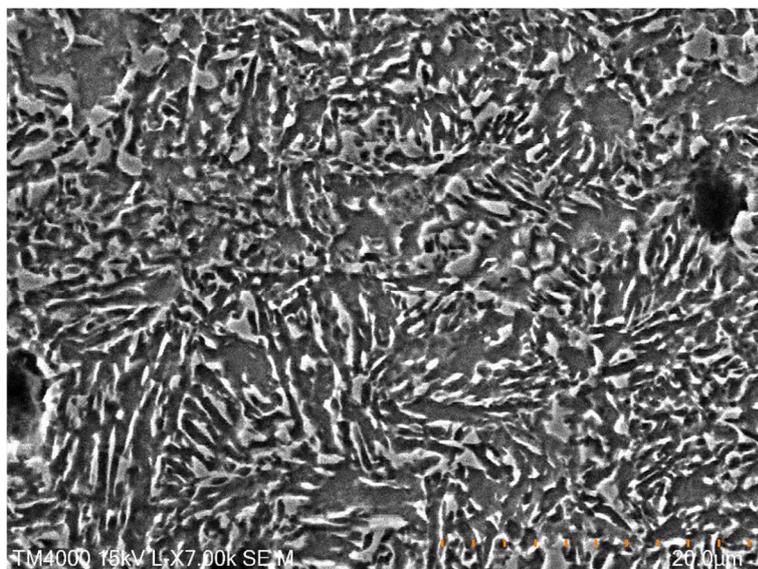
4.2.2 Amostras 4 e 2L

Na Figura 4.21 encontram-se as microestruturas da amostra 4. Olhando para a Figura 4.18 (b), com a mesma ampliação e escala da Figura 4.21 (a) e da Figura 4.21 (b), são bem notórias as diferenças microestruturais. A microestrutura na zona soldada é essencialmente martensítica com uma geometria de grão acicular. A dureza significativamente superior na região da soldadura, a confirmar no próximo capítulo, é consequência deste facto. Relativamente à microestrutura da ZAC é notória uma transição de geometria e tamanho de grão que tende a assumir a microestrutura do material base.

Foram obtidas microestruturas semelhantes em artigos onde aços TRIP foram soldados a laser e por resistência, [66] e [45], respetivamente.



(a)



(b)

Figura 4.21- Microestrutura da amostra 4. (a) zona soldada 7000x. (b) ZAC 7000x

Os feixes laser utilizados para soldar as amostras 4 e 2L diferem, essencialmente, na sua energia, como tal decidiu-se analisar a evolução da microestrutura ao longo da zona de fusão e da zona afetada pelo calor em ambas as amostras.

Para cada amostra foram captadas 12 imagens com a mesma ampliação e no mesmo alinhamento. Na Figura 4.22 e na Figura 4.25 encontram-se demarcadas, com um retângulo vermelho, as regiões analisadas. É importante notar que as marcações assinaladas não são totalmente exatas. As imagens obtidas apresentam-se na Figura 4.23 e na Figura 4.26, onde em cada linha estão presentes 3 imagens, numeradas de (1) até (12). Tendo em conta a escala constante, cada imagem corresponde na realidade a 190 micrómetros de comprimento e 142 micrómetros de largura, ou seja, foram analisados aproximadamente 2,28 mm de comprimento com as 12 imagens. A Figura 4.24 e a Figura 4.27 apresentam ampliações das áreas centrais das imagens (1), (4), (7) e (10) da Figura 4.23 e da Figura 4.26.

O mais visível entre as sequências de imagens da Figura 4.23 e da Figura 4.26 é a evolução do grão que tende a tomar a geometria do material base. Na sequência de imagens relativas à amostra 2L observa-se que a partir da imagem (4) há uma microestrutura mais próxima do material base, enquanto que para a amostra 4 esta mesma observação dá-se muito para além da imagem (4), posto isto pode-se dizer que a amostra 4 apresenta uma alteração microestrutural com dimensões superiores.

O facto mencionado anteriormente encontra-se mais evidenciado nas imagens ampliadas da Figura 4.24 e da Figura 4.27; para as imagens (1) de ambas as amostras observa-se uma microestrutura maioritariamente acicular, o que seria de esperar como justificado anteriormente. Relativamente às imagens (4), (7) e (10) observa-se que os grãos da amostra 2L se aproximam à geometria de grão visualizada na Figura 4.18 (a), contrastando com os grãos da amostra 4, que assumem uma geometria mais alongada e mais próxima do observado na Figura 4.21 (b).

Em todas as microestruturas apresentadas é visível a presença de pequenos poros que se supõe serem devidos ao processo de soldadura. De facto, são vazios com dimensões a variar entre 1 e 20 micrómetros e que existem, essencialmente, no cordão e na zona afetada pelo calor (Figura 4.23 (1)-(11) e Figura 4.26 (1)-(11)), não se mantendo no metal base (Figura 4.23 (12) e Figura 4.26 (12)).

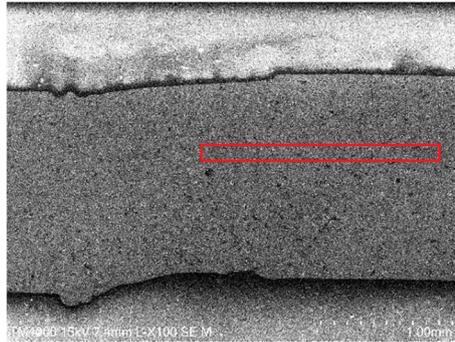


Figura 4.22-Região analisada na amostra 4 (retângulo vermelho)

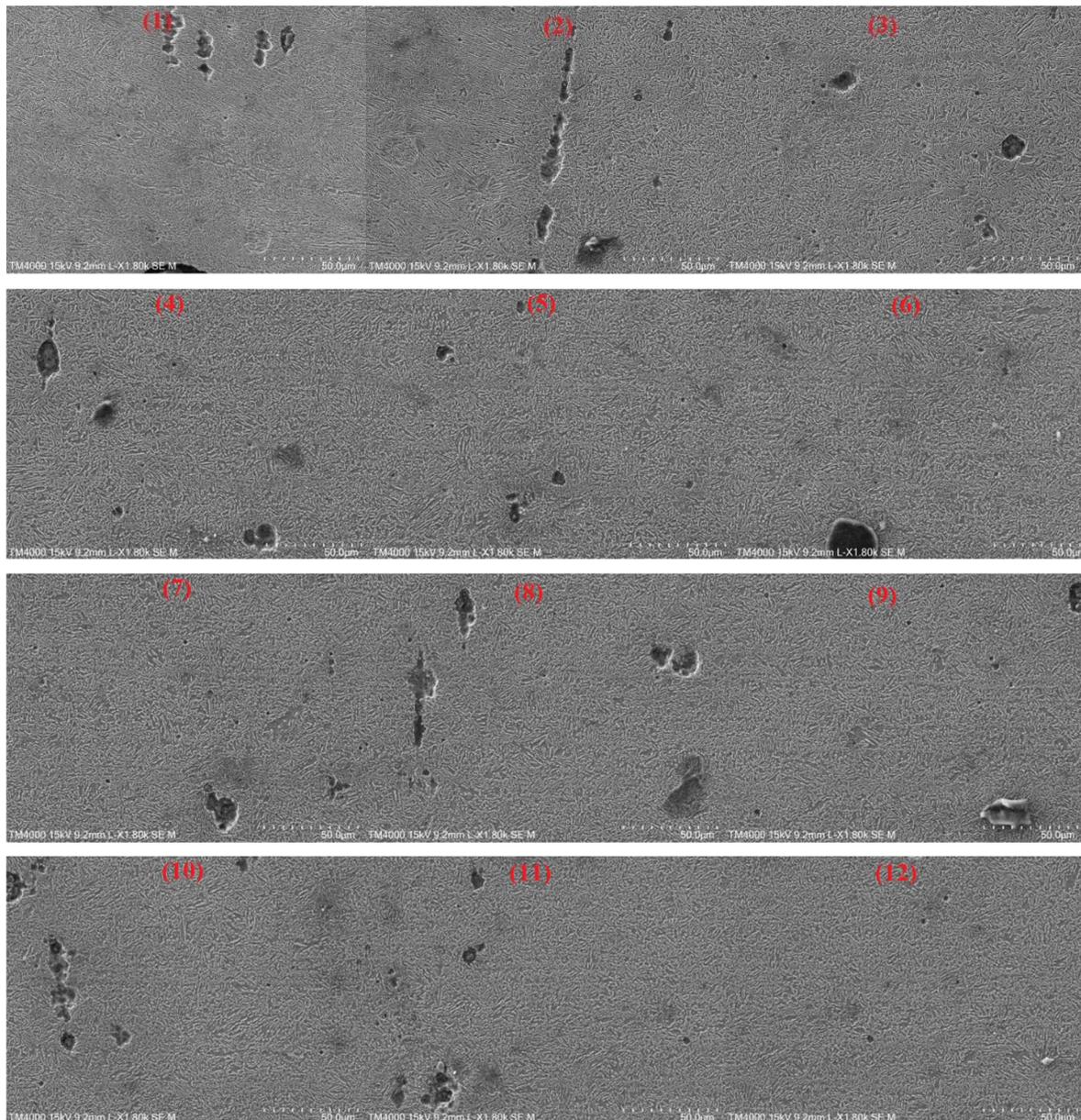


Figura 4.23-Sequência de imagens da região analisada na amostra 4

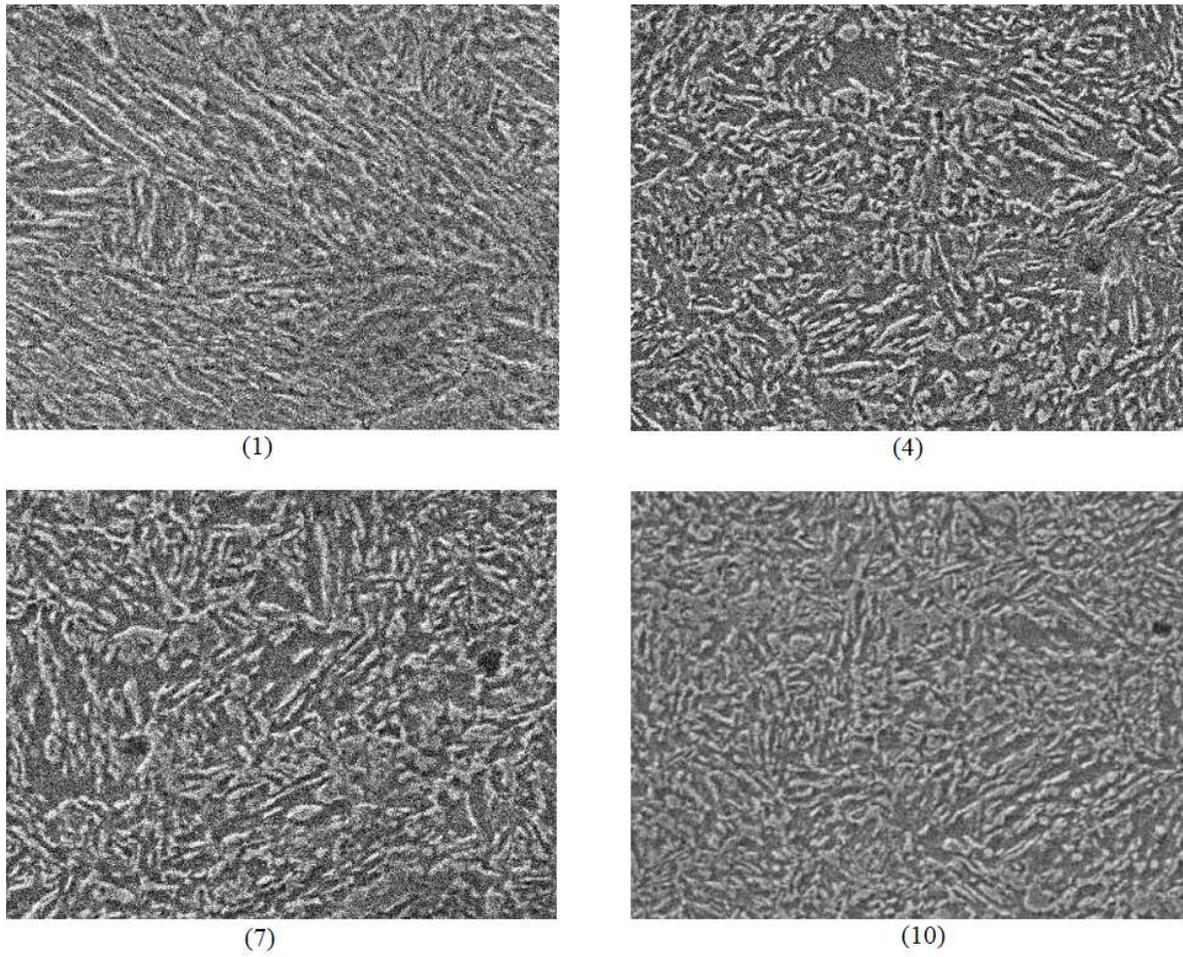


Figura 4.24-Ampliações das imagens (1), (4), (7) e (10) da sequência de imagens correspondente à amostra 4

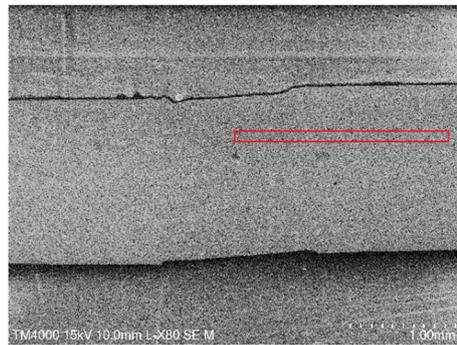


Figura 4.25- Região analisada na amostra 2L (retângulo vermelho)

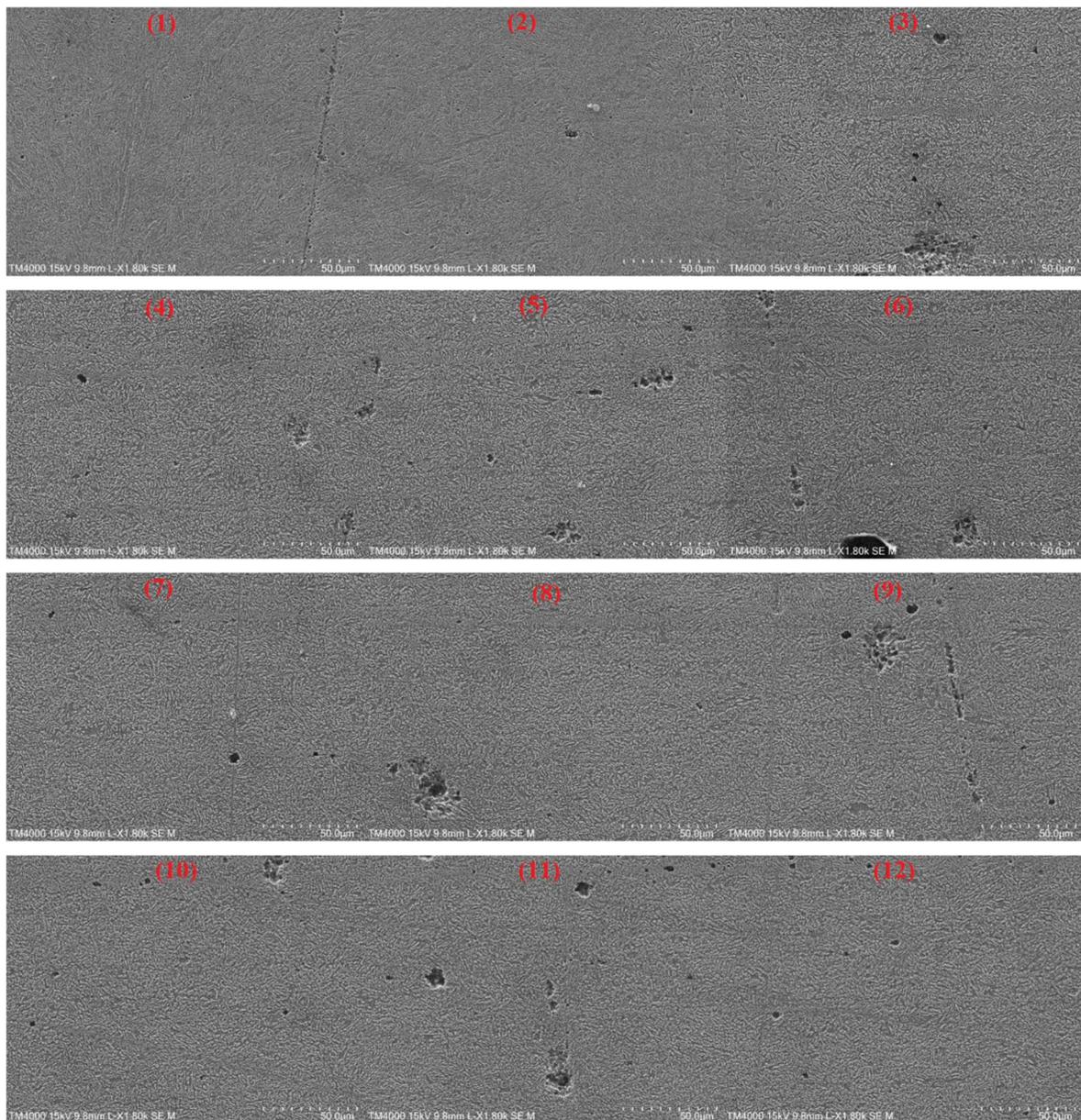


Figura 4.26- Sequência de imagens da região analisada na amostra 2L

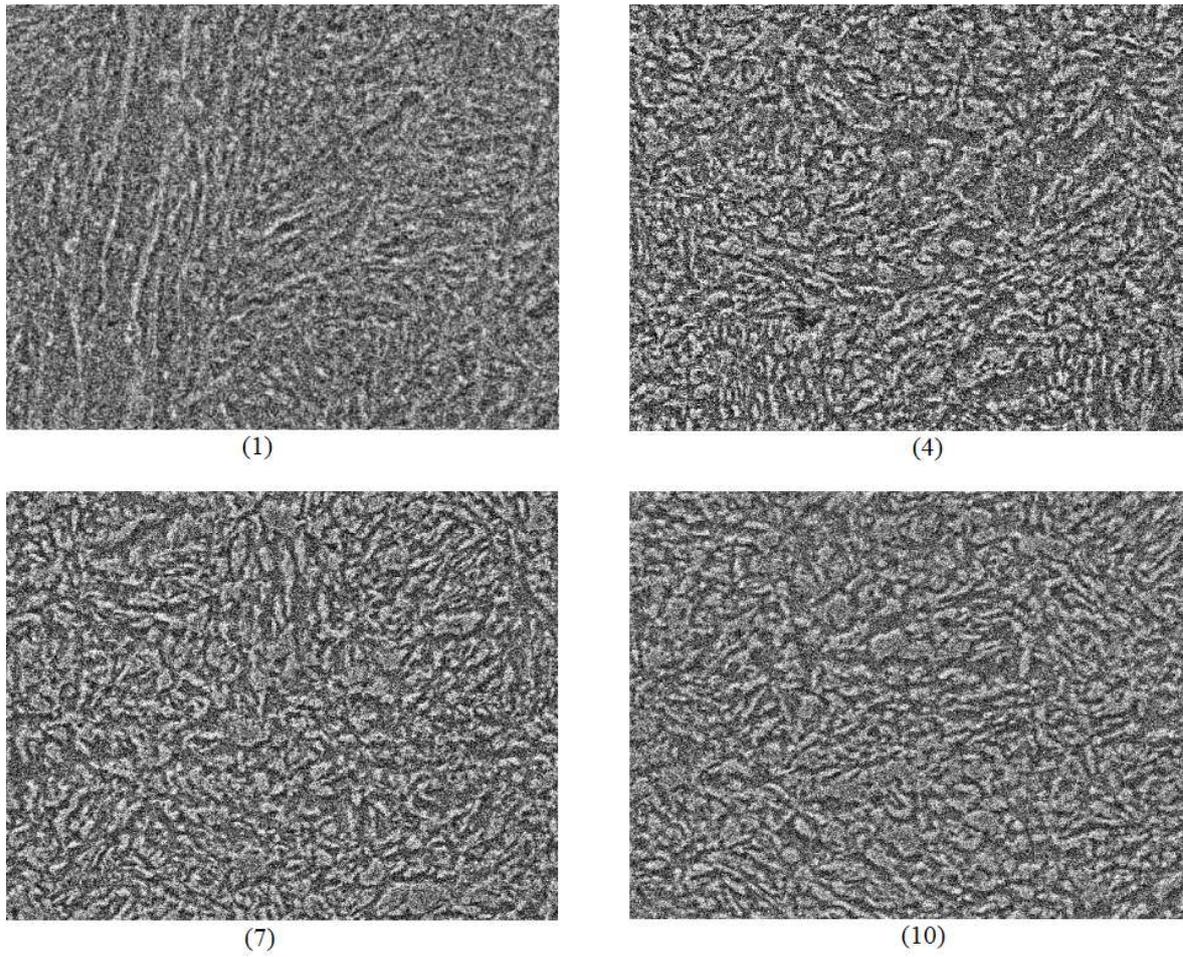


Figura 4.27- Ampliações das imagens (1), (4), (7) e (10) da sequência de imagens correspondente à amostra 2L

4.3 Ensaios de dureza

4.3.1 Nano indentação

Nas amostras 4 e MA1 realizaram-se 32 indentações com 150 mN de força máxima e 20 mN/min de velocidade de aproximação da ponta de prova. Após os ensaios, a máquina calculou 32 valores de dureza.

Foram efetuadas mais 22 indentações com 150 mN e 20 mN/min numa região longe da soldadura da amostra 4, ou seja, no material base. Este ensaio teve como objetivo determinar o módulo de elasticidade do aço Gen3 980T.

No Gráfico 4.6 apresentam-se os resultados obtidos, ao longo da linha de indentação, para a amostra 4.

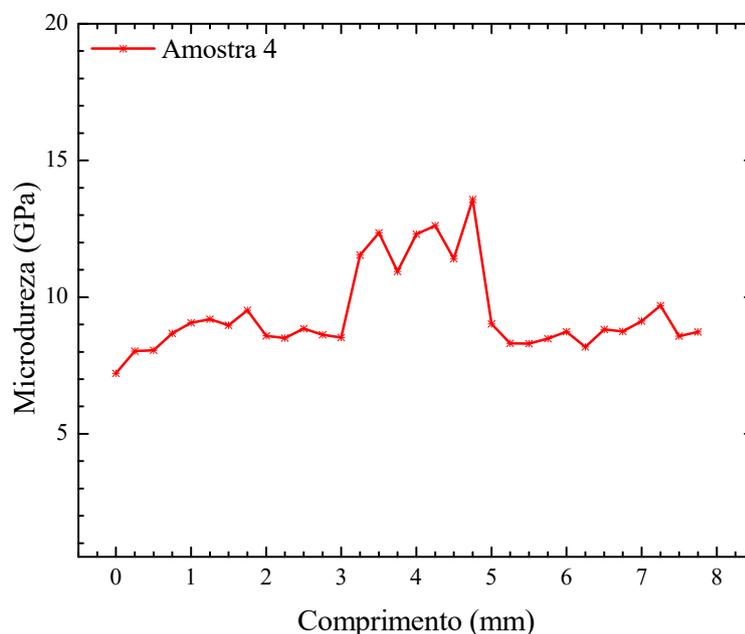


Gráfico 4.6-Microdureza da amostra 4

Como seria de esperar verifica-se um aumento significativo da dureza na zona soldada. Artigos tais como: [38], [39] onde é estudada a influência da soldadura na dureza e microestrutura dos aços avançados de alta resistência, comprovam que de facto existe endurecimento da região soldada. Este facto está relacionado com a alteração da microestrutura do material. Após ser fundido pelo laser, o banho de fusão arrefece à temperatura ambiente promovendo a formação de uma nova microestrutura, essencialmente martensítica, caracterizada por propriedades de dureza elevada. Recordar-se a Figura 4.21 (a).

O aumento da dureza na soldadura resulta num aumento da resistência mecânica e diminuição de ductilidade, como tal as amostras soldadas não apresentam propriedades mecânicas homogêneas ao longo das suas dimensões, outro facto constatado pelas imagens do Aramis. Para se obter homogeneidade podem ser efetuados tratamentos térmicos após a soldadura.

Na Tabela 4.7 são apresentadas as médias das durezas da zona de material base (A1 e A2), bem como a média das zonas de fusão e zona afetada pelo calor (B). Na Figura 4.28 é possível observar o seccionamento das zonas A1, B e A2. Desta forma, conclui-se que a dureza média na região B é aproximadamente 1,3 vezes superior às durezas médias das regiões A1 e A2.

Tabela 4.7-Média das durezas das regiões seccionadas na Figura 4.23

Zona	Média das durezas [MPa]
A1	8601
B	11718
A2	8698

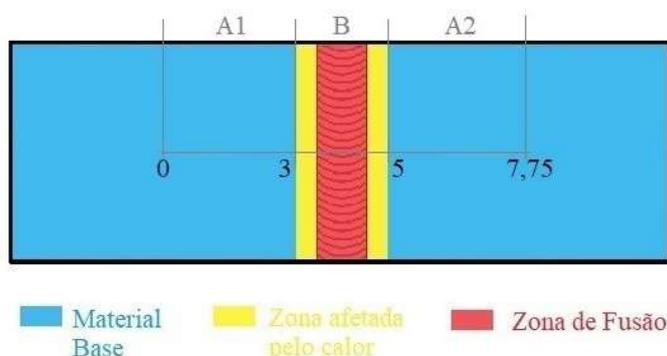


Figura 4.28-Seccionamento das zonas analisadas na amostra 4

No Gráfico 4.7 apresentam-se os resultados obtidos para o ensaio da amostra MA1 sobrepostos ao Gráfico 4.6. Na Tabela 4.8 encontram-se os valores médios dos resultados obtidos para as regiões delimitadas na Figura 4.29.

Facilmente se pode concluir que para a amostra MA1 a dureza nas zonas de fusão e afetada pelo calor aumentou significativamente. Numericamente a média da região C é aproximadamente 1,5 vezes superior à média da região B. Esta análise vem comprovar que o material de adição utilizado apresenta propriedades de dureza elevadas.

Pode-se dizer que a causa mais provável para a rotura dos provetes com metal de adição, Improbond 01_9300, foi a dureza elevada na zona da soldadura que impediu o provete de se deformar, provocando uma rotura frágil como as imagens do Aramis comprovaram.

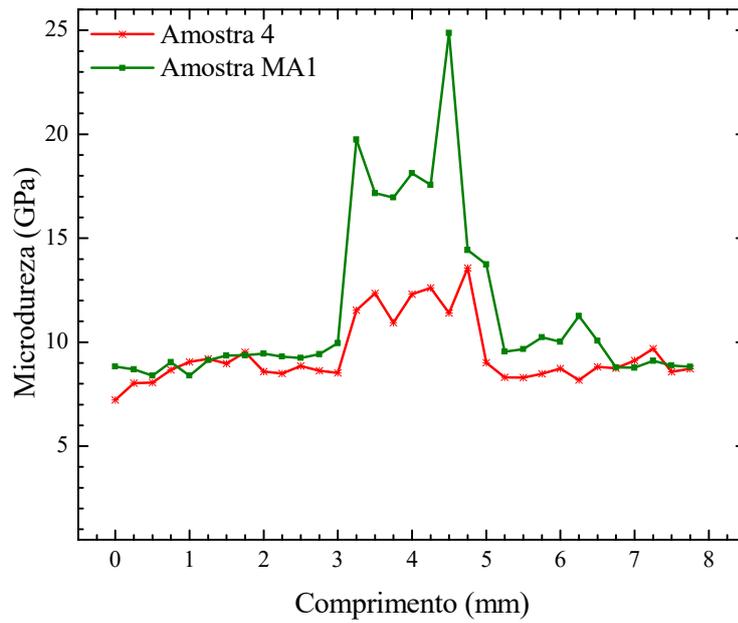


Gráfico 4.7-Microdureza das amostras MA1 e 4

Tabela 4.8-Média das durezas das regiões seccionadas na Figura 4.24

Zona	Média das durezas [MPa]
A3	9122
C	17826
A4	9558

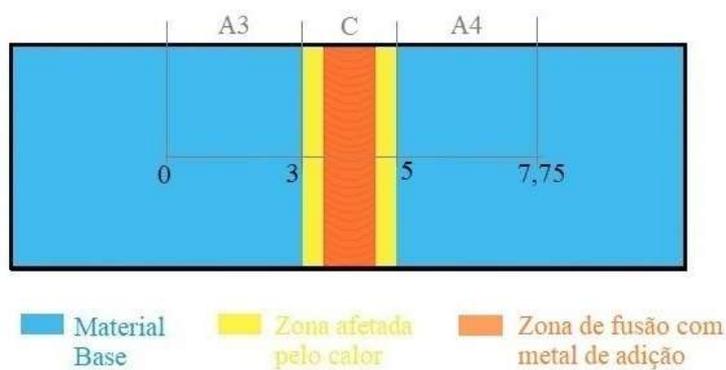


Figura 4.29- Seccionamento das zonas analisadas na amostra MA1

A máquina utilizada para os ensaios de nano indentação permite o cálculo do módulo de elasticidade, portanto na Tabela 4.9 apresentam-se os resultados estatísticos obtidos para 22 indentações numa região longe da soldadura. O resultado obtido encontra-se bastante próximo dos 197 GPa (Recordar Tabela 4.1) obtidos através do ensaio de tração. De notar que o desvio padrão é elevado. Este facto poderá estar relacionado com o ensaio em si, pois dada a dimensão extremamente reduzida das indentações realizadas é possível que as mesmas sejam localizadas em zonas microestruturalmente distintas.

Tabela 4.9-Módulo de Young obtido na máquina CSM Instruments

Número de indentações	Força [mN]	Média [GPa]	Desvio padrão [GPa]	Valor máximo [GPa]	Valor mínimo [GPa]	Mediana [GPa]
22	150	202	12	229	179	203

4.3.2 Microdureza *Vickers*

Realizadas as 5 indentações, para cada região calcularam-se os valores médios e de desvio padrão presentes na Tabela 4.10.

Tabela 4.10-Resultados médios da dureza Vickers

5 indentações	Material Base	Soldadura 4	Soldadura MA1
Média [HV]	304,4	468	562,4
Desvio padrão [HV]	11,5	24	26,7

Os resultados obtidos vão ao encontro do concluído através das nano indentações realizadas. A dureza média do cordão de soldadura 4 é superior à dureza do material base e ainda a soldadura MA1 apresenta uma dureza média consideravelmente superior à soldadura 4.

Comparando o valor 304,4 HV, obtido para o material base, com o perfil de dureza presente em Anexo 2 para o aço 980 XG3 é possível dizer que existe semelhança entre resultados. Tendo em conta o desvio padrão de 11,5 HV, o resultado de microdureza obtido é bastante próximo do divulgado pelo fabricante do aço 980 XG3, ou seja, este é um indicador de que o aço em estudo apresenta propriedades próximas de um aço de terceira geração.

Apesar do perfil de dureza presente em Anexo 2 referir-se a uma amostra soldada por resistência, é possível dizer que, para a região soldada, os resultados numéricos obtidos pela USS são próximos dos 468 HV obtidos para a soldadura laser da amostra 4. Mais um indicador de que o aço Gen3 980T é semelhante ao 980 XG3.

4.4 XRD

Uma vez que a partir da análise microestrutural não foi possível identificar a austenite retida no material base, recorreu-se à análise XRD. No Gráfico 4.8 e no Gráfico 4.9 apresentam-se os espectros XRD das amostras analisadas. Cada valor de 2θ corresponde a uma fase cristalina que tem associada uma intensidade com unidades arbitrárias. Quanto maior a intensidade mais presente estará a fase em análise na amostra soldada.

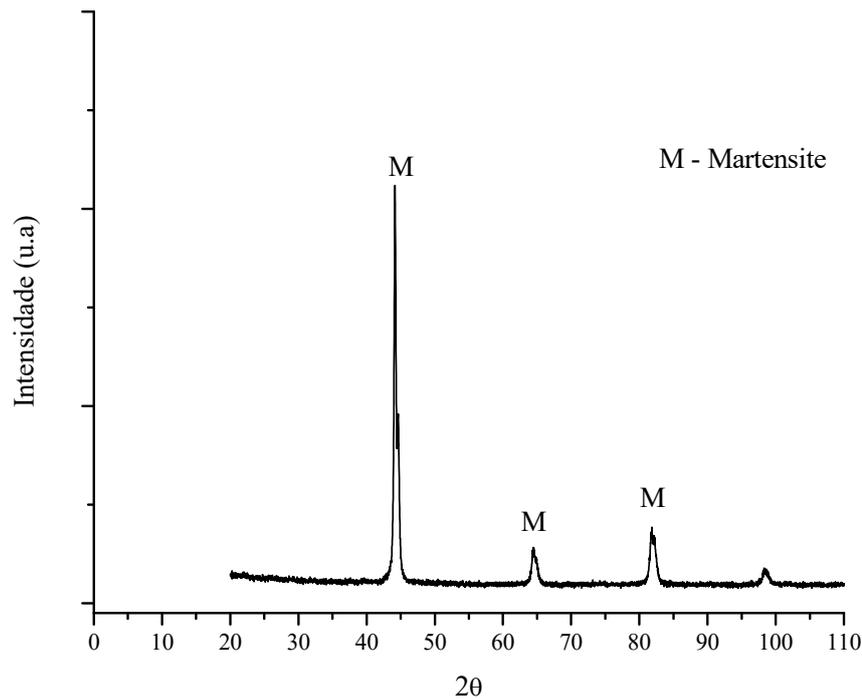


Gráfico 4.8-Espectro XRD para a amostra de material base de menor dimensão (5 mm de largura e 5 mm de comprimento)

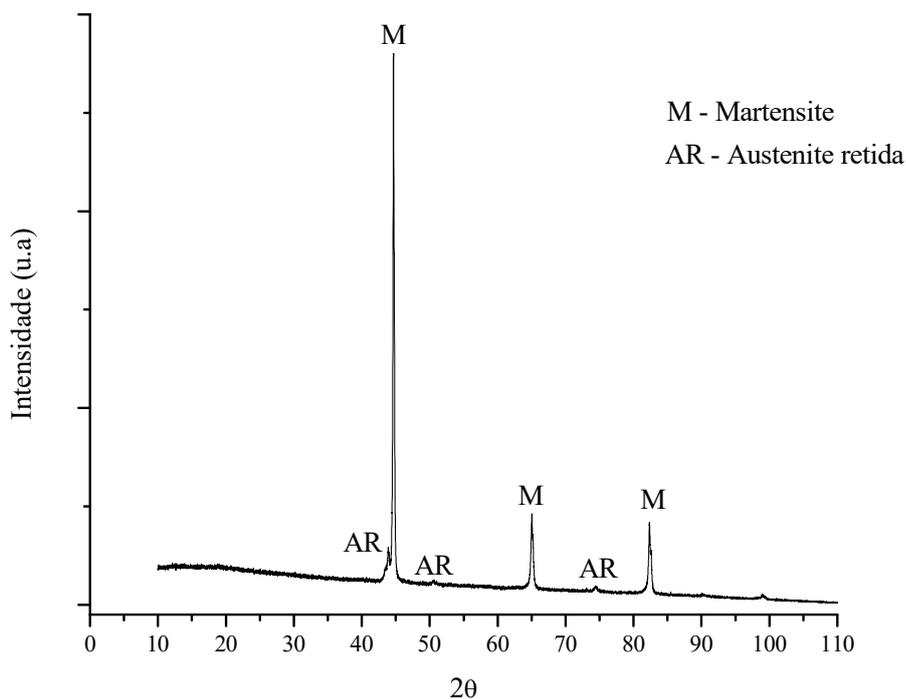


Gráfico 4.9-Espectro XRD para a amostra de material base de maior dimensão (14 mm de largura e 25 mm de comprimento)

Das análises XRD realizadas não foi possível cruzar os resultados obtidos com bases de dados, por forma a identificar as fases. Portanto, recorreu-se aos artigos [67] e [68] onde se efetuaram análises XRD a aços Q&P. A partir destes artigos identificaram-se os valores 2θ correspondentes a cada fase. Em cada gráfico M refere-se à fase martensítica e AR à austenite retida.

Dos gráficos apresentados pode-se concluir que para a amostra de menores dimensões não foi detetada austenite retida. No que diz respeito à segunda análise, efetuada a uma amostra de maior dimensão, é possível notar uns pequenos picos que correspondem a austenite retida. Estes mesmos picos são mais notáveis no Gráfico 4.10. Desta forma, pode-se dizer que, de facto, a austenite retida encontra-se presente no material em estudo.

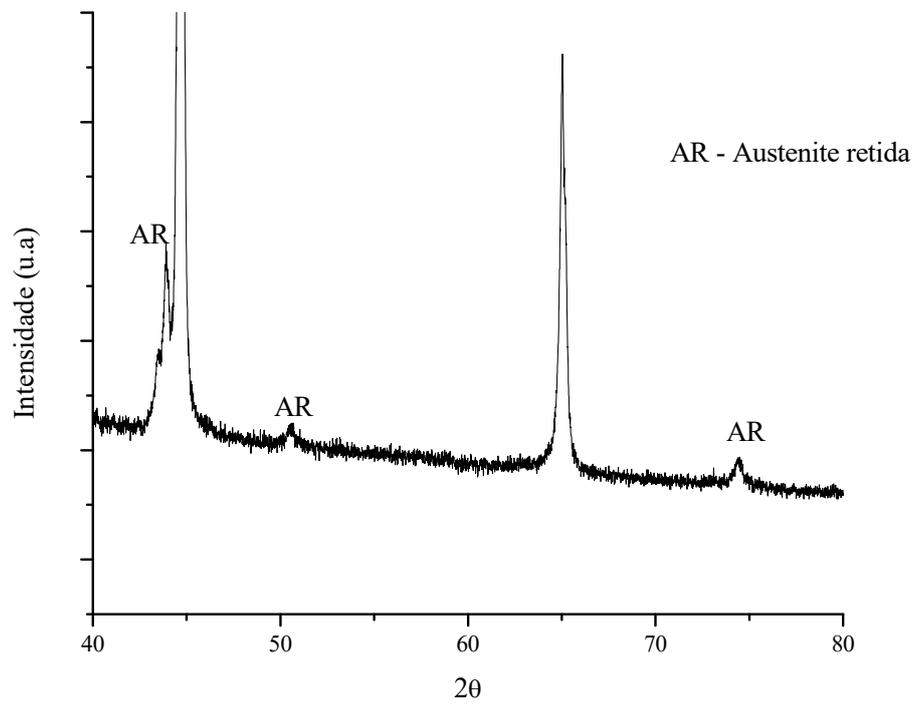


Gráfico 4.10-Ampliação do Gráfico 4.9

5 Conclusões e trabalhos futuros

Neste capítulo são apresentadas as conclusões. Seguidamente são sugeridos trabalhos futuros que visam a continuação do estudo da soldabilidade laser deste recente aço de terceira geração.

O presente trabalho estudou, experimentalmente, a soldabilidade laser do aço Gen3 980T, bem como algumas das suas propriedades. Efetuaram-se soldaduras com e sem metal de adição em pequenas amostras, recorrendo à máquina de soldadura por laser pulsado Nd:YAG SISMA SWA 300.

Após a soldadura, realizaram-se ensaios de tração, com e sem o sistema de correlação digital de imagem, Aramis, com o propósito de verificar a in/viabilidade das juntas soldadas. Seguiram-se as análises microestruturais e os ensaios de dureza, a fim de auferir as alterações nas propriedades das juntas soldadas. Os ensaios realizados para a caracterização das soldaduras foram também levados a cabo no material base, permitindo obter algumas propriedades e características do mesmo. Por fim, efetuou-se uma análise recorrendo à difração de raios x, contribuindo para uma caracterização da fase cristalina do material em estudo.

Finalizado este trabalho, pode-se concluir que:

- ✓ As propriedades mecânicas do aço Gen3 980T sujeito à tração são: tensão de cedência 642 MPa, tensão de rotura 1055 MPa, deformação máxima 23%, módulo de Young 197 GPa e coeficiente de Poisson 0,28;
- ✓ O grão do material base varia entre 1 e 5 micrómetros;
- ✓ A microestrutura do material base é essencialmente constituída por Ferrite e Martensite, para além de apresentar semelhanças com a dos aços Q&P;
- ✓ Da análise EDS foram detetados os elementos: Ferro, Carbono, Manganês e Silício;
- ✓ Da análise XRD foi possível detetar austenite retida no material base;
- ✓ Os parâmetros laser utilizados na amostra 4, os quais foram: potência 80%; pulso 11,5 ms; sobreposição 50%; diâmetro 1,1 mm; energia 84,2 J e velocidade 1,5 mm/s, conferiram uma boa soldadura ao aço Gen3 980T;
- ✓ A soldadura pelos dois lados com parâmetros menos energéticos é uma boa alternativa no caso de se querer um aspeto visual apelativo do cordão;
- ✓ O gás de proteção é importante para a redução da porosidade na soldadura;
- ✓ O fio Improbond 01_9300 não conferiu uma boa soldadura ao aço Gen3 980T;
- ✓ A alternativa de se utilizar o próprio aço como metal de adição, apesar de apresentar obstáculos técnicos, demonstrou ter margem para viabilidade tendo em conta a amostra MA10;

- ✓ Na zona soldada da amostra 4 observou-se uma microestrutura acicular, a qual apresentou grãos a variar entre 1 e 30 micrómetros, enquanto que na ZAC foi registada uma transição de geometria e tamanho até ao grão do metal base;
- ✓ Relativamente à amostra 2L, a amostra 4 apresentou uma alteração microestrutural com dimensões superiores;
- ✓ A dureza média da região soldada da amostra 4 é 1,3 vezes superior à dureza média registada pelo material base;
- ✓ A zona de fusão da amostra MA1, soldada com o fio Improbond 01_9300, registou uma dureza média 1,5 vezes superior à dureza média registada no cordão da amostra 4.

Sendo este trabalho pioneiro, é certo que muitos mais trabalhos se poderão desenvolver na temática da soldadura laser do aço Gen3 980T. Para tal, sugerem-se os seguintes trabalhos futuros:

- I. Testar a viabilidade de diferentes metais de adição para a soldadura laser do aço Gen3 980T;
- II. Desenvolver um mecanismo de alimentação de fio de adição automático;
- III. Experimentar o processo híbrido Laser-MAG;
- IV. Estudar a soldabilidade laser do aço Gen3 980T na configuração de junta sobreposta;
- V. Efetuar análises XRD nas zonas soldada e afetada pelo calor de modo a verificar a alteração nas fases cristalinas;
- VI. Efetuar tratamentos térmicos após a soldadura laser do aço Gen3 980T;
- VII. Estudar a composição química do aço Gen3 980T.

Referências bibliográficas

- [1] M. Y. Demeri, *Advanced High-Strength Steels: Science Technology, and Application*. ASM International, 2013.
- [2] S. Mahadev e T. Muralidhar, *Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS)*. Woodhead Publishing, 2015.
- [3] C. B. Hitz, J. Ewing, e J. Hecht, *Introduction to Laser Technology*, 3ª edição. IEEE, 2004.
- [4] «Espectro eletromagnético - Pesquisa Google». [Em linha]. Disponível em: https://www.google.com/search?q=espectro+da+luz&source=lnms&tbm=isch&sa=X&ved=0ahUKEwj16vfpprnAhVKXR0KHfVDCIEQ_AUIDigB&biw=1920&bih=920#imgrc=DcdgWcwla3XLzM: [Acedido: 05-Abr-2019].
- [5] «comprimento de onda - Pesquisa Google». [Em linha]. Disponível em: https://www.google.com/search?biw=1920&bih=920&tbm=isch&sa=1&ei=0oKnXITpMqOQmwXeg4WADA&q=comprimento+de+onda+&oq=comprimento+de+onda+&gs_l=img.3..35i39j019.78349.78349..78536...0.0..0.131.131.0j1.....1....1..gws-wiz-img.C11F4ewAMSS#imgrc=tImjkCE9WDRvEM: [Acedido: 05-Mai-2019].
- [6] H. Haken, *Laser ligh dynamics*. North-Holland, 1985.
- [7] J. Hecht, «A short history of laser development», *Appl. Opt.*, vol. 49, n. 25, p. F99, 2010.
- [8] S. Sattel, «How Do Lasers Work». [Em linha]. Disponível em: <https://www.autodesk.com/products/eagle/blog/how-lasers-work/>. [Acedido: 08-Abr-2019].
- [9] M. Bertolotti, *The History of The Laser*. Torino: IOP Publishing, 1999.
- [10] «Theodore Maiman - Pesquisa Google». [Em linha]. Disponível em: https://www.google.com/search?q=theodore+maiman&source=lnms&tbm=isch&sa=X&ved=0ahUKEwiJ9fHF1cDhAhUOWBoKHRy2CMoQ_AUIDigB&biw=1920&bih=920#imgrc=CASmvcjj5q6B9M: [Acedido: 08-Abr-2019].
- [11] M. Csele, *Fundamentals of Light Spources and Lasers*. New Jersey: John Wiley & Sons, 2004.
- [12] «laser light prism - Pesquisa Google». [Em linha]. Disponível em: https://www.google.com/search?biw=1920&bih=969&tbm=isch&sa=1&ei=DqutXL2DKaqLlwTvn6fgCQ&q=laser+light+prism&oq=laser+light+prism&gs_l=img.3..0i8i30.10219.11623..12070...0.0..0.122.512.5j1.....1....1..gws-wiz-img.....0i8i7i30.GDo4VA9r-LA#imgdii=9TmwbCtNN. [Acedido: 10-Abr-2019].
- [13] A. B. Pereira, *Sebenta de TPL*. 2014.
- [14] D. D. C. Dumitras, Ed., *Pulsed Laser Welding, Nd YAG Laser*. InTech, 2012.
- [15] B. Acherjee, D. Misra, D. Bose, e K. Venkadeshwaran, «Prediction of weld strength and seam width for laser transmission welding of thermoplastic using response surface methodology», *Opt. Laser Technol.*, vol. 41, n. 8, pp. 956–967, 2009.

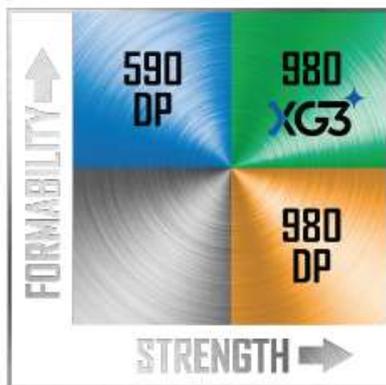
- [16] X. Xue, A. Pereira, J. Amorim, e J. Liao, «Effects of Pulsed Nd:YAG Laser Welding Parameters on Penetration and Microstructure Characterization of a DP1000 Steel Butt Joint», *Metals (Basel)*, vol. 7, n. 8, p. 292, 2017.
- [17] R. A. N. Gomes, «Soldadura laser pulsado Nd:YAG entre alumínio e titânio», Universidade de Aveiro, 2018.
- [18] S. Moody, «Two born every minute: inside Nissan's Sunderland factory», 2016.
- [19] UNITEK MIYACHI CORPORATION, *Nd:YAG Laser Welding Guide*. 2003.
- [20] S. Katayama, *Handbook of laser welding technologies*. Woodhead Publishing, 2013.
- [21] ISO, *Welding and allied processes — Classification of geometric imperfections in metallic materials — Part 1: Fusion welding*. 2007.
- [22] A. B. Pereira, «Tecnologia dos processos de ligação», 2018.
- [23] J. C. Lippold, *Welding Metallurgy and Weldability*. New Jersey: Wiley, 2015.
- [24] Y. Tzeng, «Parametric analysis of the pulsed Nd: YAG laser seam-welding process», vol. 102, pp. 40–47, 2000.
- [25] J. P. P. de S. Amorim, «Soldadura laser do aço dual-phase 1000», Universidade de Aveiro, 2016.
- [26] Z. Sun e M. Kuo, «Bridging the joint gap with wire feed laser welding», *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 87, n. 1–3, pp. 213–222, 1999.
- [27] U. Dilthey, D. Fuest, e W. Scheller, «Laser welding with filler wire», *Opt. Quantum Electron.*, vol. 27, n. 12, pp. 1181–1191, 1995.
- [28] B. J. dos S. Filipe, «Sensibilidade à mudança de trajetória de deformação no aço TWIP980», Universidade de Aveiro, 2014.
- [29] D. K. Matlock, J. G. Speer, E. De Moor, e P. J. Gibbs, «RECENT DEVELOPMENTS IN ADVANCED HIGH STRENGTH SHEET STEELS FOR AUTOMOTIVE APPLICATIONS: AN OVERVIEW», vol. 15, n. 1, pp. 1–12, 2012.
- [30] E. De Moor, P. J. Gibbs, J. G. Speer, D. K. Matlock, e J. G. Schroth, «Strategies for third-generation advanced high-strength steel development», *Iron Steel Technol.*, vol. 7, n. 11, pp. 133–144, 2010.
- [31] R. A. Schultz e A. K. Abraham, «Factors Affecting the Ductility of “Dual-Phase” Allowys"», 1979.
- [32] D. K. Matlock e J. G. Speer, «Design Considerations for the Next Generation of Advanced High Strength Sheet Steels», 2006.
- [33] N. Fonstein, *Advanced High Strength Sheet Steels*. 2015.
- [34] J. Galán, L. Samek, P. Verleysen, K. Verbeken, e Y. Houbaert, «Advanced high strength steels for automotive industry», *Rev. Metal.*, vol. 48, n. 2, pp. 118–131, 2012.

- [35] «biw steel - Pesquisa Google». [Em linha]. Disponível em: https://www.google.com/search?biw=1920&bih=920&tbm=isch&sa=1&ei=Tdi1XOeHELKZlwTB9Y6QDw&q=biw+steel&oq=biw+steel&gs_l=img.3...3866.3866..4018...0.0..0.79.79.1.....1....1..gws-wiz-img.so1mhFXcJ6o#imgrc=BIK8gkP8dPOM3M. [Acedido: 16-Abr-2019].
- [36] USS, «XG3 Introduction», 2018. [Em linha]. Disponível em: https://www.ussteel.com/sites/default/files/XG3_INTRO.pdf. [Acedido: 06-Mai-2019].
- [37] USS, «XG3 Weldability», 2018. [Em linha]. Disponível em: https://www.ussteel.com/sites/default/files/XG3_WELDABILITY.pdf. [Acedido: 06-Mai-2019].
- [38] P. Rizzi, S. Bellingeri, F. Massimino, D. Baldissin, e L. Battezzati, «Microstructures in laser welded high strength steels», *J. Phys. Conf. Ser.*, vol. 144, n. January 2009, 2009.
- [39] A. Grajcar, M. Róhanski, S. Stano, A. Kowalski, e B. Grzegorzczuk, «Effect of Heat Input on Microstructure and Hardness Profile of Welded Si-Al TRIP-Type Steel», vol. 2014, n. C, p. 31803, 2014.
- [40] W. Guo, Z. Wan, P. Peng, Q. Jia, G. Zou, e Y. Peng, «Microstructure and mechanical properties of fiber laser welded QP980 steel», *J. Mater. Process. Tech.*, vol. 256, n. 37, pp. 229–238, 2018.
- [41] SISMA, «Laser welding for mould repair SWA 150-300». [Em linha]. Disponível em: https://slideblast.com/swa-150-300_5982f6cf1723dd668aeb5c65.html. [Acedido: 23-Abr-2019].
- [42] SISMA, «laser technology at your hand». [Em linha]. Disponível em: <https://www.sismalaser.es/wp-content/uploads/catalogos/soldadura-laser/catalogo-swa-lm-d-open.pdf>. [Acedido: 23-Abr-2019].
- [43] SISMA, «SISMA/LASER SYSTEMS». [Em linha]. Disponível em: <https://www.sisma.com/en/products/swa/>. [Acedido: 23-Abr-2019].
- [44] Q. L. Cui *et al.*, «Effect of coating on fiber laser welded joints of DP980 steels», *Mater. Des.*, vol. 90, pp. 516–523, 2016.
- [45] S. S. Nayak, V. H. Baltazar Hernandez, Y. Okita, e Y. Zhou, «Microstructure-hardness relationship in the fusion zone of TRIP steel welds», *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 551, pp. 73–81, 2012.
- [46] IMPROBOND, «Product overview». [Em linha]. Disponível em: <http://www.improbond.de/download.html>. [Acedido: 26-Abr-2019].
- [47] M. Faerber, J. Berkmanns, e W. Danzer, «Welding with air shielding». [Em linha]. Disponível em: <https://www.industrial-lasers.com/articles/2006/01/welding-with-air-shielding.html>. [Acedido: 26-Abr-2019].
- [48] M. Faerber, W. Danzer, e J. Berkmanns, «Laser welding with or without shielding gas?» [Em linha]. Disponível em: <https://lia.scitation.org/doi/pdf/10.2351/1.5056968?class=pdf>. [Acedido: 26-Abr-2018].

- [49] D. Roylance, *MECHANICAL PROPERTIES OF MATERIALS*. 2008.
- [50] «Tensile Test». [Em linha]. Disponível em: http://m.engineeringarchives.com/les_mom_tensiletest.html. [Acedido: 27-Abr-2019].
- [51] J. R. Davis, *TENSILE TESTING*, 2ª edição. 2004.
- [52] BSI, «Metallic materials — Tensile testing Part 1: Method of test at room temperature», *Bsi*, 2016.
- [53] GOM, *Aramis User Manual-Software*. 2009.
- [54] K. Radwanski, A. Wrozyna, e R. Kuziak, «Role of the advanced microstructures characterization in modeling of mechanical properties of AHSS steels», vol. 639, pp. 567–574, 2015.
- [55] D. K. Bhattacharya, «Microstructure of welded joints», 1995.
- [56] R. Lopes, «Preparação de amostras para análise microestrutural-1». [Em linha]. Disponível em: <https://www.ebah.com.br/content/ABAAAfoDYAB/preparacao-amostras-analise-microestrutural-1>. [Acedido: 11-Mar-2019].
- [57] S. Júnior e O. Cintho, «TÉCNICAS METALOGRÁFICAS PARA CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL», 2015.
- [58] R. A. Rohde, *Metalografia Preparação de Amostras*. 2010.
- [59] «Hitachi TM4000Plus - Pesquisa Google». [Em linha]. Disponível em: https://www.google.com/search?q=Hitachi+TM4000Plus&source=lnms&tbm=isch&sa=X&ved=0ahUKEwjI08PI7fXhAhVLzIUKHSsZA4EQ_AUIDigB&biw=1920&bih=969#imgre=BK_J5xtqQHCXUM: [Acedido: 29-Abr-2018].
- [60] Struers, *Hardness Testing and Specimen Preparation*. 2017.
- [61] CSM instruments, *Indentation Software User's manual*. 2008.
- [62] S. CORPORATION, *SHIMADZU MICRO HARDNESS TESTER HMV-2000 INSTRUCTION MANUAL*. 1995.
- [63] Northern ANI, «How does X-ray Diffraction (XRD) technology work?», 2015. [Em linha]. Disponível em: <http://northernani.com/knowledge-center/how-does-x-ray-diffraction-technology-work/>. [Acedido: 15-Mai-2019].
- [64] L. Wang e J. G. Speer, «Quenching and Partitioning Steel Heat Treatment», *Metallogr. Microstruct. Anal.*, vol. 2, n. 4, pp. 268–281, 2013.
- [65] X. D. Liu, Y. B. Xu, R. D. K. Misra, F. Peng, Y. Wang, e Y. B. Du, «Mechanical properties in double pulse resistance spot welding of Q&P 980 steel», *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 263, n. August 2018, pp. 186–197, 2019.
- [66] M. Xia, Z. Tian, L. Zhao, e Y. N. Zhou, «Fusion Zone Microstructure Evolution of Al-Alloyed TRIP Steel in Diode Laser Welding», *Mater. Trans.*, vol. 49, n. 4, pp. 746–753, 2008.

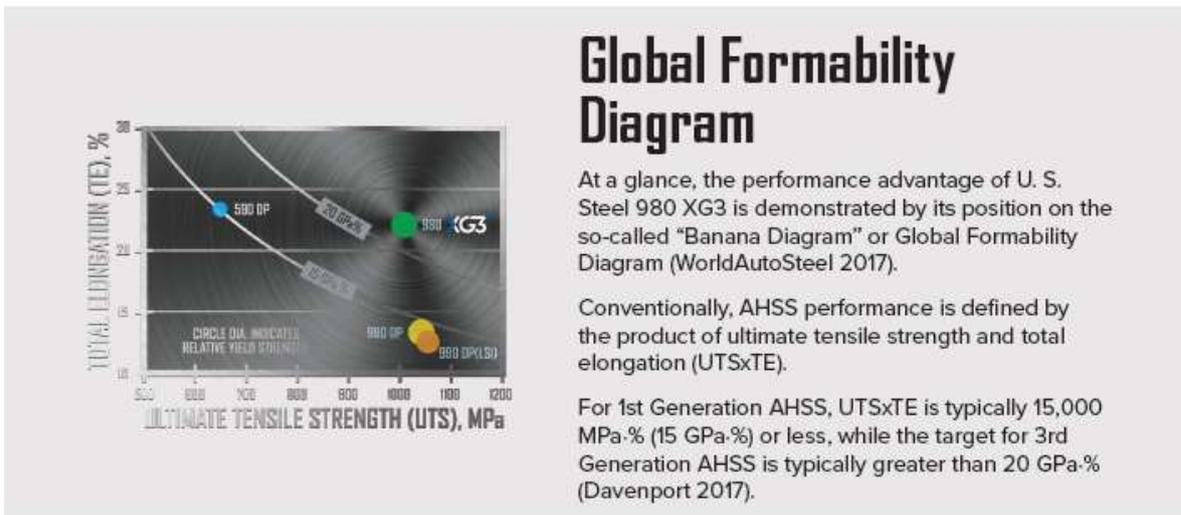
- [67] K. Zhang, M. Zhang, Z. Guo, N. Chen, e Y. Rong, «A new effect of retained austenite on ductility enhancement in high-strength quenching-partitioning-tempering martensitic steel», *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 528, n. 29–30, pp. 8486–8491, 2011.
- [68] H. Liu, X. Lu, X. Jin, H. Dong, e J. Shi, «Enhanced mechanical properties of a hot stamped advanced high-strength steel treated by quenching and partitioning process», *Scr. Mater.*, vol. 64, n. 8, pp. 749–752, 2011.

Anexo 1



980 XG3 Concept

The true measurement of superior strength is adaptability. Get the formability of a 590 with the strength of a 980. Introducing XG3 from U. S. Steel.



From the nation's most iconic steelmaker comes our most Advanced High Strength Steel available. This is our Generation 3 steel. One with high strength and high formability.

One that adapts to your current processes without compromising weldability while providing the most cost effective material for a safer and lighter vehicle.

USSSteelXG3.com



INTRODUCTION

AUTOMOTIVE SOLUTIONS



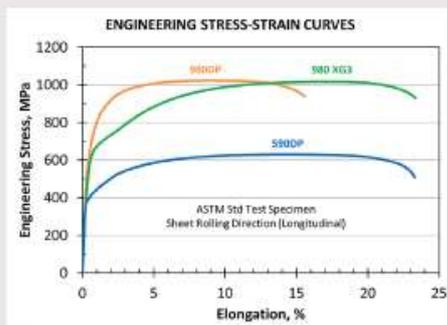
PROPERTIES & STRUCTURE

Specimen	Orientation ^a	U. S. Steel 980 XG3: Typical Tensile Properties		
		YS, MPa	UTS, MPa	TE, %
ASTM Std	L	640	1,020	23
JIS No. 5	T	660	1,030	25

^a L = longitudinal (rolling direction, RD); T = transverse (90° from RD)
^b YS = yield strength, UTS = ultimate tensile strength, TE = total elongation

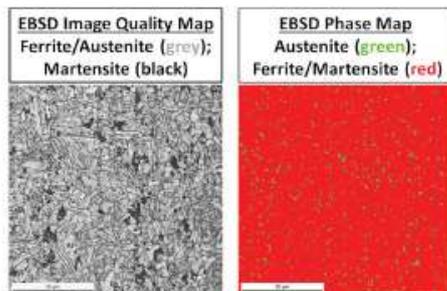
Typical Properties: U. S. Steel 980 XG3

U. S. Steel 980 XG3 has an excellent combination of strength and ductility with a low yield-to-tensile ratio (YS/UTS < 0.7) and total elongation consistently above 20%.



Stress-Strain Curves

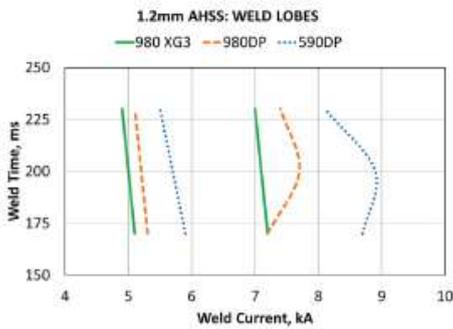
The unique, sustained work-hardening behavior of U. S. Steel 980 XG3 is revealed by its tensile stress-strain behavior. The net result is greater than 60% strength increase over 590DP and approximately 50% greater total elongation vs 980DP.



Microstructure: U. S. Steel 980 XG3

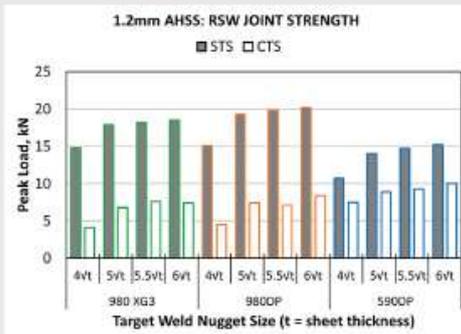
U. S. Steel 980 XG3 derives exceptional properties from its complex multi-phase microstructure – a fine, uniform mixture of ferrite, martensite and austenite. Here, electron back-scattered diffraction (EBSD) reveals the distribution of various micro-constituents.

Anexo 2



Weld Lobes

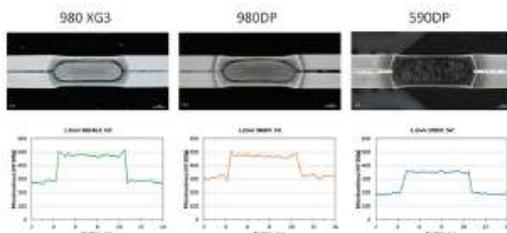
The weld lobe defines the process window for a particular material and thickness where resistance spot welds of sufficient size and quality are produced under specific conditions. Weld lobes for U. S. Steel 980 XG3, 980DP and 590DP are shown here (1.2mm thickness). Each material shows a current range greater than 2 kA thereby indicating suitability for production. In this example, carbon equivalent ([C]eq) values for 980 XG3, 980DP and 590DP are 0.78, 0.74 and 0.41, respectively, where $[C]_{eq}, wt \% = [C] + [Mn + Si]/6$.



RSW Joint Strength

Resistance spot weld (RSW) joint strength (peak load) is commonly measured by shear-tension strength (STS) and cross-tension strength (CTS). For this analysis, the weld time was 200 ms, and spot welds were created with the following target weld nugget sizes: 4√t, 5√t, 5.5√t, and 6√t, where t is the measured sheet thickness.

For this set of materials, actual thickness values were: 980 XG3 (1.18mm); 980DP (1.21mm), and 590DP (1.25mm). The RSW joint strength (STS, CTS) of U. S. Steel 980 XG3 is similar to that of 980DP.



RSW Cross-Sections

Shown here are example RSW cross-sections for U. S. Steel 980 XG3, 980DP and 590DP with a target weld nugget size of 5√t. The hardness profiles of 980 XG3 and 980DP are very similar, and the weld nugget hardness and substrate hardness are substantially higher (vs 590DP).



Anexo 3

Dados do ecrã tátil			Cálculos		
Potência [%]	Duração do pulso [ms]	Energia [J]	Potência tendo em conta os 12 kW [kW]	Potência tendo em conta a energia [kW]	Rendimento %
10	10	12,3	1,2	1,23	102,5
15		15,6	1,8	1,56	86,66
20		19,2	2,4	1,92	80
30		26,7	3,6	2,67	74,16
40		34,8	4,8	3,48	72,5
50		43,5	6	4,35	72,5
60		52,9	7,2	5,29	73,47
70		62,8	8,4	6,28	74,76
80		73,3	9,6	7,33	76,35
90		84,5	10,8	8,45	78,24
99		95,1	11,88	9,51	80,05

Anexo 4

Dados do ecrã tátil			Cálculos		
Potência [%]	Duração do pulso [ms]	Energia [J]	Potência tendo em conta os 12 kW [kW]	Potência tendo em conta a energia [kW]	Rendimento %
50	10	43,5	6	4,35	72,5
	11	47,8		4,345	72,424
	12	52,2		4,35	72,5
	13	56,5		4,346	72,435
	14	60,9		4,35	72,5
	15	65,2		4,346	72,444
	16	69,6		4,35	72,5
	17	73,9		4,347	72,450
	18	78,3		4,35	72,5
	19	82,6		4,347	72,456
	20	87		4,35	72,5

Anexo 5

